KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

Al-Si-xCu ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ VE KARAKTERİZASYONU

ERDEM KARAKULAK

KOCAELİ 2013

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

Al-Si-xCu ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ VE KARAKTERİZASYONU

ERDEM KARAKULAK

Prof.Dr. Muzaffer ZEREN **Danışman, Kocaeli Üniv.**	.....
Doç.Dr. Sedat KARABAY **Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.**	.....
Yrd.Doç.Dr. Şeyda POLAT **Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.**	.....
Prof.Dr. Ahmet ÜNAL **Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniv.**	.....
Doç.Dr. Mustafa ÇÖL **Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.**	.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 29.07.2013

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Al-Si alaşımları ülkemizde ve dünyada yoğun olarak kullanılmaktadır. Sahip oldukları hafiflik, korozyon dayanımı ve üretim kolaylıkları gibi avantajlar nedeniyle özellikle otomotiv sektöründe yoğun olarak tercih edilmektedirler. Ancak Al-Si alaşımlarının mukavemet değerleri bazı uygulamalar için yetersiz kalmaktadır. Bu gibi durumlarda ikili alaşıma üçüncü bir alaşım elementi ilavesi ile alaşımın mukavemeti daha da artırılır. Al-Si alaşımlarına üçüncü alaşım elementi olarak bakır ısıl işlemle sertleşebilme avantajı sağladığından sanayide sıkça ilave edilmektedir.

Yapılan bu çalışmada Al-Si alaşımları farklı oranda bakır ile alaşımlanıp, farklı ısıl işlemlere tabi tutulmuştur. Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde gerçekleştirilen deneylerle ısıl işlem ve bakır ilavesinin alaşımın mikroyapı, sertlik, aşınma dayanımı ve mekanik özelliklerine etkisi belirlenmiştir. Fen-Edebiyat Fakültesi Kimya Bölümü'nde yapılan korozyon testleri ile alaşımların döküm konumundaki ve ısıl işlem konumundaki korozyon dayanımları tespit edilmiştir. Kocaeli Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde ise alaşımların işlenebilirlik özellikleri incelenmiştir.

Tez çalışmam ve akademik hayatım boyunca desteğini esirgemeyen danışmanım Prof. Dr. Muzaffer ZEREN'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Verdikleri fikirler ile çalışmanın kalitesini arttıran tez izleme jürisi üyeleri Doç. Dr. Sedat KARABAY ve Yrd. Doç. Dr. Şeyda POLAT'a teşekkür ederim. Korozyon testleri sırasındaki yardımlarından dolayı Prof. Dr. Sibel ZOR ve Ar. Gör. Dr. Hatice ÖZKAZANÇ'a teşekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalarım sırasında bana yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. Rıdvan YAMANOĞLU, Ar. Gör. M. Said BAYRAKLILAR ve Yük. Müh. Onur BİRBAŞAR'a teşekkür ederim.

Hayatım boyunca beni destekleyip bugünlere gelmemi sağlayan annem Mine KARAKULAK, babam Ekrem KARAKULAK'a ve desteğini sürekli yanımda hissettiğim eşim Fatma KARAKULAK'a teşekkürü borç bilirim.

Bu doktora çalışması Kocaeli Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenmiştir.

Ağustos-2013 Erdem KARAKULAK

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ iv
TABLOLAR DİZİNİ viii
SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR ix
ÖZET x
ABSTRACT xi
GİRİŞ 1
1. GENEL BİLGİLER 3
1.1. Alüminyumun Tarihçesi 3
1.2. Alüminyumun Üretimi 4
2. ALÜMİNYUMUN ALAŞIMLARI 7
2.1. Hadde Alüminyum Alaşımları 7
2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları 9
2.3. Alüminyumun Kullanım Alanları 10
2.4. Al-Si Alaşımları 12
2.4.1. Alüminyum-silisyum faz diyagramı ve dengeli katılaşma 15
2.4.2. Ötektik silisyumun modifikasyonu 17
2.5. Al-Cu Alaşımları 21
2.5.1. Çökelti sertleşmesi 24
2.5.2. Yaşlanma işlemi üzerinde boşyer konsantrasyonunun etkisi 33
2.6. Al-Si-Cu Alaşımları 34
3. DENEYSEL ÇALIŞMA 40
3.1. Alaşımların Dökümü 40
3.2. Isıl İşlemler 42
3.3. Mikroyapısal İncelemeler 42
3.4. EDX Analizi 49
3.5. XRD Analizi 52
3.6. Sertlik Ölçümü 54
3.7. Aşınma Testleri 56
3.7.1. Sürtünme katsayıları 59
3.7.2. Aşınmış yüzey incelemeleri 61
3.8. Çekme Testleri 64
3.8.1. Kırılma yüzeyi incelemeleri 68
3.9. Korozyon Deneyleri 73
3.9.1. Potansiyodinamik ölçümler 75
3.9.2. Empedans ölçümleri 79
3.9.3. Kronoamperometrik ölçümler 83
3.9.4. Hidrojen çıkışı ölçümleri 84
3.9.5. Tarama elektron mikroskobu incelemeleri 85
3.10. İşlenebilirlik Testleri 90
3.10.1. Kuvvet ölçümleri 91
3.10.2. Talaşların incelenmesi 94

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....98
KAYNAKLAR.....102
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER.....111
ÖZGEÇMİŞ.....113

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Elektroliz hücresi.....5
Şekil 2.1. Alüminyum ve alaşımlarından üretilmiş çeşitli parçalar.....11
Şekil 2.2. Döküm ve hadde alüminyum alaşımlarının Avrupa genelinde kullanıldığı sektörler.....11
Şekil 2.3. Alüminyumun akma mukavemetinin silisyum ve magnezyum ilavesi ile değişimi.....14
Şekil 2.4. Al-Si ikili faz diyagramı.....14
Şekil 2.5. Farklı oranlarda silisyum içeren Al-Si ikili alaşımlarının mikroyapısı, (a) ötektik altı alaşım, (b) ötektik alaşım ve (c) ötektik üstü alaşım.....15
Şekil 2.6. (a) α-alüminyumun kafes yapısı, (b) alüminyum atomlarının oluşturduğu metalik bağlı yapı.....16
Şekil 2.7. (a) Si kristallerinin kafes yapısı, (b) silisyum atomlarının oluşturduğu kovalent bağlar.....17
Şekil 2.8. % 9 silisyum içeren alaşımın modifiye edilmemiş (a) ve modifiye edilmiş (b) mikroyapıları.....18
Şekil 2.9. Silisyum kristallerinin katılaşması esnasında oluşan ikizlenmenin (a) ve dallanmanın şematik gösterimi (b).....20
Şekil 2.10. Kimyasal modifiye edici ilavesi ile modifikasyon.....21
Şekil 2.11. Soğuma hızının artmasıyla modifikasyon.....21
Şekil 2.12. Al-Cu ikili faz diyagramı.....22
Şekil 2.13. Al-Cu ikili alaşımının katılaşması sırasında oluşan fazlar ve bileşimleri.....23
Şekil 2.14. Al-Cu faz diyagramının Al köşesi.....25
Şekil 2.15. Farklı soğuma hızlarında oluşan Al_2Cu çökeltileri (a) yavaş soğuma, (b) hızlı soğuma.....26
Şekil 2.16. Katı çözeltiden Al_2Cu fazının çökelmesi için ZSD diyagramı.....27
Şekil 2.17. Aşırı doygun Al katı çözeltisi.....28
Şekil 2.18. Guinier-Preston (GP) zonları.....28
Şekil 2.19. θ'' çökeltilerinin oluşumu.....28
Şekil 2.20. θ' çökeltilerinin oluşumu.....29
Şekil 2.21. Al_2Cu (θ) fazının oluşumu.....29
Şekil 2.22. Dislokasyon çökelti etkileşimi, dislokasyonun çökeltiyi keserek geçmesi.....30
Şekil 2.23. Dislokasyon çökelti etkileşimi, dislokasyonun çökeltilerin etrafından halkalanarak geçmesi.....31
Şekil 2.24. Partiküller arası mesafenin yaşlanma süresi ve partikül tipine bağlı değişimi.....31
Şekil 2.25. Yaşlanma süresine bağlı olarak oluşan mekanizmalar ve mukavemete etkileri.....32
Şekil 2.26. Al-Si-Cu üçlü sisteminde likidüs eğrileri.....36

Şekil 2.27. Al-Si-Cu üçlü faz dengesinin izotermal (a) ve politermal (b ve c) kesitleri, (a) 500 °C (sürekli çizgiler) ve 200 °C (kesikli çizgiler), (b) % 6 Si ve (c) % 10 Cu 38
Şekil 3.1. Ergitme işleminde kullanılan indüksiyon ocağı, döküm işleminde kullanılan kalıp ve dökülmüş parça.....40
Şekil 3.2. Kimyasal analizlerin yapıldığı optik emisyon spektrometresi.....41
Şekil 3.3. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan ışık mikroskobu (solda) ve tarama elektron mikroskobu (sağda) 42
Şekil 3.4. Döküm konumundaki Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu (solda) ve SEM ile (sağda) çekilen mikroyapıları (a) Al-Si Ötektik, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu, (e) Al-Si-4Cu ve (f) Al-Si-5Cu 44
Şekil 3.5. Çözeltiye alma işlemi sonrasında Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu ve SEM ile çekilen mikroyapıları (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 46
Şekil 3.6. 6 saat yaşlanma sonrasında farklı oranlarda Cu içeren numunelerin ışık mikroskobu (solda) ve SEM (sağda) ile çekilmiş mikroyapı görüntüleri (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 47
Şekil 3.7. % 5 bakır içeren alaşımın 200 °C'de farklı sürelerde yaşlanması sonucu elde edilen mikroyapılar (solda ışık mikroskobu, sağda SEM görüntüleri) (a) 2, (b) 4, (c) 6, (d) 8 ve (e) 10 saat 49
Şekil 3.8. EDX analizinin uygulandığı faz bölgeleri (a) ve bu bölgelerden elde edilen enerji dağılım spektrumları (b) 1 noktası için, (c) 2 noktası için, (d) 3 noktası için.....51
Şekil 3.9. Numunelerin XRD paternleri, (a) Al-Si numunesi, (b) Al-Si-5Cu numunesi ve (c) Al-Si-5Cu numunesi ısıl işlem sonrası 54
Şekil 3.10. Vickers sertlik cihazı 55
Şekil 3.11. Döküm konumunda bakır içeriğinin artmasıyla sertlik değişimi.....55
Şekil 3.12. Yaşlandırma süresine bağlı olarak alaşımların sertliklerinin değişimi.....56
Şekil 3.13. Aşınma testlerinin gerçekleştirildiği pin-on-ball tipi tribometre 57
Şekil 3.14. Döküm konumundaki numunelerin aşınma testi sonuçları.....57
Şekil 3.15. Yaşlanma süresine bağlı ağırlık kaybı değişimleri 58
Şekil 3.16. Al-Si-1Cu alaşımının döküm konumunda 20 N yük altında 1000m boyunca gerçekleşen aşınma testi sonucunda elde edilen diyagram 59
Şekil 3.17. Farklı konumlardaki numunelerin aşınma testi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı - sürtünme mesafesi grafikleri (a) Farklı Cu içeren numunelerin döküm konumu, (b) % 2 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında, (c) % 5 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında.....61
Şekil 3.18. % 2 Cu içeren alaşımın farklı yaşlanma koşullarında oluşan aşınma yüzeyi görüntüleri, (a) 2, (b) 4, (c) 6, (d) 8 ve (e) 10 saat yaşlanmış 62
Şekil 3.19. Aynı ısıl işleme tabi tutulmuş farklı oranda bakır içeren numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 63
Şekil 3.20. Kullanılan çekme numunelerinin teknik resmi 64

Şekil 3.21. Çekme cihazı ve cihaza yerleştirilmiş numune 65
Şekil 3.22. Bakır içeriğine bağlı olarak kopma mukavemetinin ve % uzamanın değişimi 66
Şekil 3.23. Döküm konumu ve ısıl işlem sonrası farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kopma mukavemeti değerleri 66
Şekil 3.24. Döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında Al-Si-Cu alaşımlarının kopma uzamalarının değişimi 67
Şekil 3.25. Yük altında α-Al ve Si fazlarının farklı davranışları 68
Şekil 3.26. Farklı oranlarda bakır içeren döküm konumundaki numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu, (e) Al-Si-4Cu ve (f) Al-Si-5Cu 70
Şekil 3.27. Farklı oranlarda bakır içeren numunelerin ısıl işlem sonrası kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 72
Şekil 3.28. % 5 Cu içeren alaşımın döküm konumundaki ve yaşlandırılmış konumdaki kırılma yüzeyi görüntüsü 73
Şekil 3.29. Farklı özellikteki tane sınırı çökeltilerinin sebep olduğu korozyon mekanizmaları 74
Şekil 3.30. Döküm konumundaki numunelerin iki farklı çözelti içerisinde polarizasyon eğrileri (a) 0,1 M HCl ve (b) 0,1 M H_2SO_4 76
Şekil 3.31. Isıl işlemlenmiş numunelerin iki farklı çözelti içerisinde polarizasyon eğrileri (a) 0,1 M HCl ve (b) 0,1 M H_2SO_4 77
Şekil 3.32. Döküm konumundaki alaşımların empedans eğrileri, (a) 0,1 M HCl içinde ve(b) 0,1 M H_2SO_4 çözeltisi içinde 80
Şekil 3.33. Isıl işlem sonrası alaşımların empedans eğrileri, (a) 0,1 M HCl içinde ve (b) 0,1 M H_2SO_4 çözeltisi içinde 81
Şekil 3.34. 0,1 M HCl içerisinde farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kronoamperometrik eğrileri 83
Şekil 3.35. 0,1 M H_2SO_4 içerisinde farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kronoamperometrik eğrileri 84
Şekil 3.36. Zamana bağlı olarak oluşan H_2 gazı miktarı 85
Şekil 3.37. Döküm konumunda 0,1 M HCl çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 86
Şekil 3.38. Döküm konumunda 0,1 M H_2SO_4 çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 87
Şekil 3.39. Yaşlandırılmış konumunda 0,1 M HCl çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 88
Şekil 3.40. Yaşlandırılmış konumunda 0,1 M H_2SO_4 çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu,(d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu 89
Şekil 3.41. Delinmiş numune (solda) ve delme işleminde kullanılan matkap uçları 90
Şekil 3.42. Kuvvet ölçer yazılımının ara yüzü 91
Şekil 3.43. Döküm konumundaki Al-Si-4Cu alaşımının 0,10 mm/sn ilerleme ve 715 dev/dak hızda farklı matkaplarla delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri 92

Şekil 3.44. Döküm konumundaki Al-Si-4Cu alaşımının 0,30 mm/sn ilerleme ve 6 mm'lik matkapla farklı devirlerde delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri 92
Şekil 3.45. Farklı oranlarda Cu içeren alaşımların ısıl işlem sonrasında 0,10 mm/sn ilerleme, 715 dev/dak hızda ve 8 mm çapta matkapla delinmesi sırasında ölçülen kuvvetler.....93
Şekil 3.46. Al-Si-3Cu alaşımının döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında 0,10 mm/sn. ilerleme hızı ve 715 dev/dak hızla delinmesisırasında ölçülen kuvvet değerleri 94
Şekil 3.47. Döküm konumundaki numunelerin delinmesi sonucu elde edilen talaşlar.....95
Şekil 3.48. (a) Delme esnasında matkap kanallarına yapışan talaşlar, (b) delme esnasında talaş yapışması nedeniyle numuneye sıkışıp kalan matkap ucu.....96
Şekil 3.49. Isıl işlem sonrası delinen numunelerden elde edilen talaşlar.....97

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Alüminyumun tarihçesi 4
Tablo 2.1. Hadde alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması 8
Tablo 2.2. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....10
Tablo 2.3. Ticari olarak kullanılan bazı Al-Si-Cu alaşımlarının bileşimleri.....34
Tablo 2.4. Al-Si-Cu sisteminin alüminyum köşesinde gerçekleşen reaksiyonlar.....36
Tablo 2.5. Alüminyum katı çözelti içerisinde bakır ve silisyumun limit çözünürlük değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimi.....37
Tablo 3.1. Dökümü gerçekleştirilen alaşımların kimyasal analizi.....41
Tablo 3.2. Enerji dağılım spektrumlarından hesaplanan elementel analiz değerleri 52
Tablo 3.3. Kullanılan çekme numunelerinin boyutları 64
Tablo 3.4. İki farklı çözelti için polarizasyon eğrilerinden elde edilen korozyon parametreleri.....78
Tablo 3.5. 0,1 M HCl ve 0,1 M H_2SO_4 çözeltileri içinde farklı oranlarda bakır içeren numunelerin polarizasyon direnci (R_p) değerleri.....82

SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR

D	: Çap
E	: Gerilim (V)
E_{kor}	: Korozyon potansiyeli (mV)
G	: Çekme numunesi ölçü uzunluğu
I_{kor}	: Korozyon akım yoğunluğu ($\mu A/cm^2$)
Rp	: Polarizasyon direnci (Ω)
λ	: X ışını dalga boyu

Kısaltmalar

AA	: Aluminum Association (Alüminyum Birliği)
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing Materials (Amerika Malzeme Test Topluluğu)
EDX	: Energy dispersive X-ray analysis (Enerji dağılım X-ışın analizi)
GP Zonu	: Guinier-Preston Zonu
HB	: Hardness Brinell (Brinell sertlik değeri)
HV	: Hardness Vickers (Vickers sertlik değeri)
IACS	: International Annealed Copper Standard (Uluslararası tavlanmış bakır standartı)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Tarama elektron mikroskobu)
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
ZSD	: Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm
XRD	: X-ray Diffraction (X-ışını difraksiyonu)

Al-Si-xCu ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ VE KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Özellikle otomotiv ve havacılık sektöründeki gelişmelerin yanında yakıt tüketimi, çevrenin korunması ile ilgili kısıtlamalar araçların hafifletilmesini teşvik etmektedir. Bu doğrultuda alüminyum ve alaşımlarının kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Bu çalışmada endüstride yoğun olarak kullanılan Al-Si döküm alaşımlarına farklı oranlarda bakır ilavesi yapılarak ısıl işlemle sertleşebilen üçlü alaşım grubunun özellikleri incelenmiştir. Farklı ısıl işlemler sonrasında malzeme özellikleri döküm konumundaki özelliklerle karşılaştırılmıştır. Numunelerin sertlik, aşınma dayanımı, çekme mukavemeti ve uzaması, korozyon dayanımı, talaşlı işlenebilirlik gibi özellikleri belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar maksimum sertlik ve aşınma dayanımının 550 °C'de 8 saat çözeltiye alma sonrasında 200 °C'de 6 saat yaşlandırma ile yakalandığını göstermiştir. Maksimum sertlik değerini veren ısıl işlemlerin uygulandığı çekme numuneleri ise döküm konumuna göre daha yüksek mukavemet değerleri göstermiştir. Isıl işlemle tane sınırlarındaki intermetaliklerin çözünmesi kopma mukavemetinin yanında alaşımların kopma uzamasının yani sünekliklerinin de artmasını sağlamıştır. Korozyon testleri ve korozyona uğramış numunelerin yüzey incelemeleri, döküm konumunda ve ısıl işlemlenmiş konumda numunelerin korozyon davranışının tamamen değiştiğini göstermiştir. Döküm konumunda taneler arası korozyon oluşurken ısıl işlem sonrası homojen korozyon oluşumu tespit edilmiştir. İşlenebilirlik testleri ise bakır ilavesi ya da ısıl işlem ile sertliğin artmasının işleme sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin artmasına neden olduğunu ortaya koymuştur.

Anahtar Kelimeler: Al-Si-Cu alaşımı, Aşınma, Korozyon, Mikroyapı, Yaşlandırma.

CASTING AND CHARATERIZATION OF Al-Si-xCu ALLOYS

ABSTRACT

Especially recent developments in aircraft and automotive industries and restrictions about fuel consumption, environmental protection promote lightness of the vehicles. Accordingly usage of aluminum and aluminum alloys increases day by day. In this study properties of age hardenable alloys from Al-Si-Cu alloy family obtained by adding different amounts of Cu to industrial Al-Si alloy were investigated. The properties of the as cast alloys were compared with alloys after different heat treatments. Hardness, wear resistance, tensile strength and elongation, corrosion resistance and machinability of the specimens were investigated. The results show that maximum hardness and wear resistance was obtained in the specimen aged for 6 hours at 200 °C after solution heat treatment for 8 hours at 550 °C. Heat treated specimens for maximum hardness show higher tensile strength than the as cast samples. Dissolution of the intermetallic phases in the grain boundaries leads to an increase in the ductility of the alloys and increases elongation in the tensile tests. Corrosion tests and investigation of the corroded surfaces of the samples show that the corrosion behaviour of the alloys changes entirely after heat treatment. In the as cast condition intergranular corrosion is reported, after heat treatments the corrosion occured homogeneously in the corroded surface of the samples. Machinability tests show that increasing hardness of alloys with copper addition or with heat treatments causes an increase in the cutting forces during machining.

Keywords: Al-Si-Cu Alloy, Wear, Corrosion, Microstructure, Aging.

GİRİŞ

Alüminyum yer kabuğunda oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü elementtir. Yer kabuğunun yaklaşık % 8'i alüminyumdan oluşur. Doğada çok bulunması, fiziksel özellikleri, korozyon dayanımı gibi avantajları alüminyumun çelikten sonra en yoğun olarak kullanılan metal olmasını sağlar. Alüminyum sahip olduğu 2,7 g/cm^3 yoğunlukla demirden yaklaşık üç kat daha hafiftir. Yüzeyinde oluşan sürekli ve kararlı Al_2O_3 filmi sayesinde yüksek korozyon dayanımına sahiptir. Yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip olduğundan kolay plastik şekil değiştirir. Yüksek ısıl ve elektriksel iletkenliğe sahiptir [1]. Tüm bu avantajlarının yanında özellikle saf haldeyken düşük sertlik ve mukavemete sahip olması alüminyumun dezavantajıdır. Bu dezavantaj alaşımlama ile büyük oranda ortadan kalkmaktadır. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının özgül mukavemetleri (mukavemet/yoğunluk) bir çok çelik kalitesi ile yarışabilecek düzeydedir. Alüminyum sıklıkla Si, Cu, Mg, Zn ve Mn gibi elementlerle alaşımlanır [2,3].

Al-Si ikili alaşım sistemi ağ-% 12,6 silisyum içeriği ve 577 °C'de bir ötektik gösterir [4]. Silisyumun alüminyum kafesi içerisindeki çözünürlüğü sıfır kabul edilebilecek kadar azdır [5]. Bu nedenle Al-Si alaşımlarının yapısı iki fazlıdır. Silisyum ilavesi sonucu alüminyumun sertliği ve mekanik özellikleri artar, dökülebilirliği iyileşir. Dökümle şekillendirilen Al-Si alaşımları otomotiv, havacılık, ulaşım ve savunma sanayilerinde yoğun olarak kullanılmaktadır [6-8]. Otomotiv sektöründe silindir gövdeleri, silindir kafaları ve pistonlar gibi birçok parçanın üretilmesinde kullanılır. Al-Si alaşımları ısıl işlemle mukavemetlendirilemez.

Al-Cu ikili sistemi ise çökelti sertleşmesi (yaşlanma) ısıl işlemine uygun bir faz diyagramına sahiptir. 548 °C'de alüminyum kafesi içerisindeki bakır çözünürlüğü ağırlıkça % 5,7 iken bu değer oda sıcaklığında sıfıra yaklaşır [4]. Isıl işlemle sertleştirme esnasında oluşan Al_2Cu (θ fazı) çökeltileri dislokasyonlarla etkileşime girerek malzemenin mukavemetinin ve sertliğinin artmasını sağlar [9].

Al-Si-Cu alaşımları ikili Al-Si ve Al-Cu alaşımlarının mekanik özelliklerinin yetersiz kaldığı durumlarda tercih edilir. Silisyum katkısı nedeniyle kolay dökülebilirlikleri ve bakır katkısı nedeniyle ısıl işlemle sertleşebilmeleri gibi ikili sistemlerin avantajlı özelliklerine sahiptirler. Farklı oranlarda silisyum ve bakır içerebilen bu alaşımlar motor blokları, süspansiyon parçaları, dişli kutuları gibi bir çok otomotiv parçasının üretilmesinde kullanılmaktadır. Hem kum kalıba hem de metal kalıba rahatlıkla dökülebilen Al-Si-Cu alaşımları genellikle ısıl işlemle mukavemetleri geliştirildikten sonra kullanılırlar.

Bu tez çalışmasında farklı oranlarda bakır içeren Al-Si alaşımlarının mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Farklı yaşlandırma koşullarının bu özellikler üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Elde edilen verilerin hem akademik hem de sanayi kuruluşlarında konuyla ilgili çalışanlara faydalı olması umulmaktadır.

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Alüminyumun Tarihçesi

Alüminyum ilk olarak İngiliz bilim adamı Sir Humprey Davy tarafından 1807 yılında adlandırılmıştır. Davy farklı tuzların içinde alüminyum bulunduğunu belirlemiş ancak saf alüminyum elde edememiştir. Davy'nin çalışmalarından 20 yıl sonra Danimarka'da Hans Christian Oersted alüminyum klorür ile potasyum amalgamı reaksiyona sokarak ilk saf alüminyum partiküllerini elde etmiştir. 1845 yılında ise Alman bilim adamı Wohler alüminyum klorür buharını sıvı potasyum ile reaksiyona sokup daha büyük miktarlarda alüminyum elde etmiştir. Bu üretimi sayesinde alüminyumun birçok fiziksel özelliklerinin belirlenmesini sağlamıştır. 1854 yılında Fransız öğretmen Henrt Sainte-Claire Deville alüminyum üretimi için daha ucuz olan sodyumu kullandı ve saf alüminyumu çubuk şeklinde üretti. Deville üretim prosesini geliştirip büyüterek yıllık 2 ton üretim kapasitesine kadar çıkardı. Ancak yine de üretim prosesi ve kullanılan hammaddelerin maliyeti nedeniyle üretilen alüminyum çok pahalıydı.

1886 yılında Charles Martin Hall ve Paul L.T. Heroult birbirlerinden bağımsız olarak alüminyum oksitten elektrolizle alüminyum üretmek için aynı prosesi geliştirdiler. Hall Amerika Birleşik Devletleri'nde Heroult ise Fransa'da yaptıkları çalışmaların patentini aldılar. Bu patentler alüminyumun endüstriyel olarak kullanımına kapıların açılmasını sağladı. Hall-Heroult prosesinin önemi 1888 yılında Avusturyalı Karl Bayer'in geliştirdiği prosesle daha arttı. Bayer boksit cevherinden alümina üretimi için bir proses geliştirmişti. Geliştirilen her bir proses üretilen alüminyumun maliyetini daha aşağı çekti ve 1890 yılında alüminyum kullanılan diğer malzemelerle rekabet edebilecek kadar ucuz üretilmeye başlandı [9-11]. Alüminyumun üretiminin tarihsel gelişimi Tablo 1.1'de özetlenmiştir.

Tablo 1.1. Alüminyumun tarihçesi [5]

1825	Danimarkalı Oersted alüminyum klorürü potasyum amalgamla indirgeyerek alüminyumu üretti.
1845	Alman Wohler küçük küreler halinde saf alüminyum üreterek alüminyuma ait özellikleri belirledi.
1854	Fransız Deville alüminyum klorürü indirgemek için sodyum kullandı.
1856	Deville endüstriyel olarak alüminyum üretmeye başladı.
1886	Hall ve Herould kriolit kullanarak alüminyumu elektroliz ile üretmeyi başardılar.
1888	A.B.D. elektroliz ile endüstriyel olarak alüminyum üretmeye başladı. Aynı yıl İsviçre'de endüstriyel üretim başladı. Fransa'da üretimin miktarı artırıldı.
1910	Yedi ülkede (Kanada, Fransa, İtalya, Norveç, İsviçre, İngiltere ve A.B.D.) gerçekleşen yıllık toplam alüminyum üretimi 45.000 tonu buldu.
1948	9 ülkede gerçekleştirilen yıllık üretim 200.000 tonu geçti.

1.2. Alüminyumun Üretimi

Alüminyum boksit adı verilen cevherlerden üretilir. Boksit cevherleri farklı oranlarda su içerebilen oksitlerdir. Cevherin yapısı içerdiği su miktarına bağlı olarak değişkenlik gösterir [12]. Boksit cevheri adını ilk olarak bulundukları Fransa'nın Les Baux kasabasından almıştır [13]. Boksit cevherinden alüminyum metalinin üretimi bir kaç adımdan oluşmaktadır. Öncelikle madenden çıkarılan boksitin saf alüminaya (Al_2O_3) dönüştürülmesi gerekir. Ardından üretilen alümina indirgenerek saf alüminyum üretilmiş olur. Boksitten alümina üretimi Bayer prosesi adı verilen bir işlemle gerçekleştirilir [14].

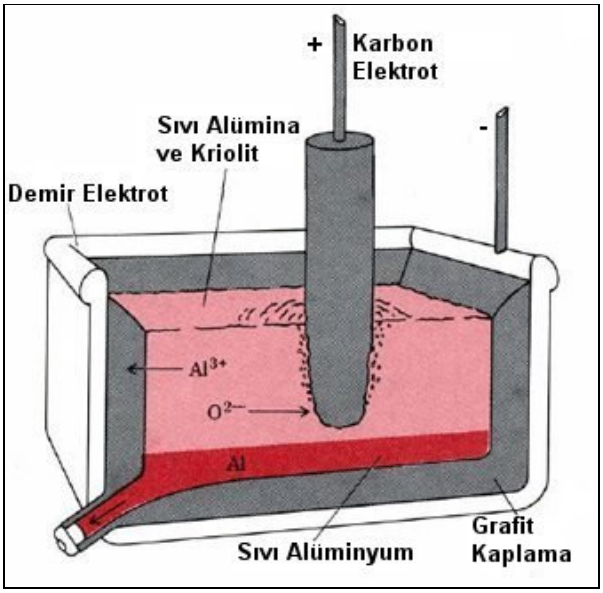
Karl Bayer tarafından 1888 yılında patenti alınan bu yöntemde öğütülmüş boksit cevheri 240 °C'deki sodyum hidroksit çözeltisi içinde çözülür. Alümina çözelti içinde çözünürken, boksit içerisindeki safsızlıkları oluşturan diğer oksitler çözünmeden çöker. Çöken bu oksitler kırmızı çamur adı verilen bir kalıntı oluşturur ve çözeltinin filtrasyonu ile çözeltiden ayrılır. Alüminanın NaOH içerisinde çözünmesi aşağıdaki reaksiyona göre gerçekleşir;

$$Al_2O_3.xH_2O + 2\ NaOH \rightarrow 2\ NaAlO_2 + (x+1)\ H_2O \quad (1.1)$$

Filtrasyon işleminden sonra çözelti 50 °C civarına soğutulur ve karıştırılarak $Al_2O_3.3H_2O$ çökeltilerinin oluşması sağlanır. Üretilen çökeltilerin kalsinasyonu sonucu % 99,3-99,7 saflıkta alümina üretilmiş olur. Kalsinasyon işlemi üretilmek istenilen alüminanın karakterine göre 600-1200 °C arasında aşağıdaki reaksiyona göre gerçekleşir [15];

$$2\ NaAlO_2 + 4\ H_2O \rightarrow 2\ NaOH + Al_2O_3.3H_2O \quad (1.2)$$

Üretilen alüminanın alüminyum metali haline gelmesi ise Hall-Heroult prosesi adı verilen bir elektroliz işlemi ile gerçekleştirilir. Elektroliz için alüminayı sıvı hale getirmek yüksek ergime sıcaklığı nedeniyle (2040 °C) çok zordur. Bu problemin çözümü ergimiş kriolit (Na_3AlF_6) kullanılarak sağlanır. Tipik bir alümina elektroliz elektroliti % 80-90 kriolit, % 2-8 alümina ve AlF_3, CaF_2 gibi ilaveleri içerir. Alümina elektroliz hücresi harcanan karbon elektrotlar, kriolit-alümina karışımı elektrolit, sıvı alüminyum ve grafit kaplı bir hazneden oluşur (Şekil 1.1). Kriolitin varlığı sayesinde elektroliz hücreleri 950 °C gibi görece düşük sıcaklıklarda çalışmaktadırlar. Üretilen sıvı alüminyum belirli aralıklarla haznenin altından alınarak ingotların dökümünde kullanılır.



Şekil 1.1. Elektroliz hücresi [16]

Elektroliz sırasında oluşan toplam reaksiyon basitçe aşağıdaki gibi yazılabilir [15].

$$2\ Al_2O_3 + 3\ C \rightarrow 4\ Al + 3\ CO_2 \qquad (1.3)$$

Boksit cevherinden üretilen alüminyum birincil alüminyum olarak adlandırılır. Üretilen alüminyumun tamamı teorik olarak geri dönüşebilir. Hurdadan üretilen alüminyum üretilen toplam alüminyum üretiminin yaklaşık üçte birini oluşturmaktadır. Geri dönüştürülmüş alüminyum üretimi birincil alüminyum üretimi için gerekli olan enerjinin sadece % 5'i ile gerçekleştirilebilmektedir [17,18].

Saf alüminyumun fiziksel özellikleri [19];

Sembol	: Al
Atom Ağırlığı	: 26,97
Atom Numarası	: 13
Yoğunluk (20 °C'de)	: 2,7 gr/cm^3
Akma Mukavemeti	: 10-30 MPa
Sertlik (HB 2,5)	: 120-200 MPa
Elastiklik Modülü	: 7,2.10^5 kg/cm^2
Kayma Modülü	: 2,7.10^5 kg/cm^2
Isıl Genleşme Katsayısı (25 °C'de)	: 23,1 μm/m.K
Özgül Isı	: 0,211 cal/g
Ergime Sıcaklığı	: 660 °C
Kaynama Sıcaklığı	: 1800 °C
Elektrik İletkenliği (2 °C'de)	: % 64,94 IACS
Kafes Tipi	: YMK

2. ALÜMİNYUMUN ALAŞIMLARI

Alüminyum saf haldeyken mekanik özellikleri zayıftır. Bu nedenle diğer elementlerle alaşımlanarak kullanılır. Alaşımsız alüminyum kullanımı sadece ısıl ve elektriksel iletkenliğin kritik olduğu koşullarda önemlidir. Alüminyum alaşımları iki farklı koşula göre sınıflandırılır. Bunlardan birincisi alaşımın üretim yöntemidir. Bu koşula göre alaşımlar döküm ve hadde alaşımları olmak üzere ikiye ayrılır. İkinci koşul ise alaşımın ısıl işlemle sertleşebilmesine bağlıdır. Bu koşula göre alaşımlar ısıl işlem uygulanabilir ve uygulanamaz olarak ikiye ayrılır [5].

2.1. Hadde Alüminyum Alaşımları

Dünya genelinde alüminyum alaşımlarının sınıflandırılmasında Aluminum Association (AA) tarafından belirlenen sistem kullanılmaktadır. Bu sistemde her alaşımın dört basamaklı bir numarası vardır. Bu numaranın ilk rakamı malzeme içindeki birincil alaşım elementini göstermektedir [20]. Aluminum Association tarafından yapılan sınıflandırma Tablo 2.1'de gösterilmiştir.

1xxx Alaşım Serisi; bu serideki alaşımların gösteriminde 1xxx sayısının son iki hanesi alüminyumun minimum saflık derecesini gösterir. Son iki hane 99'un yanına virgülden sonra yazılarak alaşımın saflığı belirlenir. Yani 1050 alaşımı % 99,50 saflıktadır. Alaşımın kodunun ikinci hanesi ise belli bir (ya da birkaç) emprütenin özellikle kontrol altına alındığını belirtir.

2xxx ve 8xxx arasındaki alaşımlarda ise ikinci hane alaşımda herhangi bir modifikasyon yapılıp yapılmadığını gösterir. Bu hane sıfırsa alaşım orijinaldir, eğer farklı bir değerde ise alaşıma modifikasyon yapıldığını gösterir. Bu alaşımlarda son iki rakamın herhangi bir anlamı yoktur sadece alaşımları birbirinden ayırmak için kullanılır [20].

Tablo 2.1. Hadde alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [20]

Alaşım Grubu	Birincil Alaşım Elementi
1xxx	Saf alüminyum (≥ % 99,0)
2xxx	Bakır
3xxx	Mangan
4xxx	Silisyum
5xxx	Magnezyum
6xxx	Magnezyum ve silisyum
7xxx	Çinko
8xxx	Diğer elementler
9xxx	Kullanılmayan seri

2xxx Alaşım Serisi; bu seri ana alaşım elementi olarak bakır içerir. Bakırın yanında Mg, Mn ve Si bulunabilir. 2xxx serisi alaşımlar yüksek mukavemet değerlerine sahiptirler, bu nedenle havacılık sanayinde yoğun olarak kullanılırlar. Doğal yaşlanmış konumda 400 MPa civarındaki çekme dayanımları birçok çelikle yarışabilir düzeydedir. Bu avantajlarının yanında düşük korozyon dayanımları, şekillendirme zorluğu, ark kaynağına uygun olmayışları ve yüksek maliyetleri 2xxx serisi alaşımların dezavantajlarıdır.

3xxx Serisi Alaşımlar; düşük mangan içerikleri ve bazı durumlarda az miktarda magnezyum içermeleri bu alaşımları saf alüminyumdan yaklaşık 1,5 kat daha mukavemetli hale getirir. Ancak çok fazla alaşım elementi içermedikleri için korozyon dayanımları yüksektir. Kolay şekillendirilirler. Günümüzde levha halinde binaların dış cephe kaplamalarında ve kaynaklı boru üretiminde kullanılırlar.

4xxx Serisi Alaşımlar; silisyum alüminyumun içine katılan en önemli alaşım elementidir. Genelde dökümle şekillendirilir ancak düşük silisyum içeren alaşımlar plastik olarak şekillendirilmektedir.

5xxx Serisi Alaşımlar; ısıl işlemle sertleşemeyen alaşımların büyük bir bölümü bu gruptandır. Magnezyum içeriği % 1-5 arasında değişir. Genelde mangan da magnezyumla beraber alaşıma ilave edilir. Kimyasal bileşimine bağlı olarak farklı uygulamalara uygun mukavemet ve tokluk değerlerine sahip alaşımlar üretilebilir. Bu serideki alaşımların korozyon dayanımı mükemmel derecede iyidir.

6xxx Serisi Alaşımlar; Mg ve Si içeren bu alaşımlar ısıl işlem ile sertleşebilen alaşımlar içinde en büyük paya sahiptir. Yüksek mukavemet ve korozyon dayanımının yanında mükemmel ekstrüze edilebilirlik özelliklerine sahiptirler. Özellikle düşük mukavemetli alaşımlar çok ince kesitli olarak şekillendirilebilir.

7xxx Serisi Alaşımlar; bu alaşımlar Zn ve Mg içerir. 6xxx serisi alaşımlarda olduğu gibi bu alaşımların da mukavemeti düşük ya da yüksek olabilir. Bu seriden 550 MPa mukavemete sahip bazı alaşımlar en mukavemetli alüminyum alaşımlarıdır. Yüksek mukavemet değerleri nedeniyle havacılık sanayiinde yoğun olarak kullanılırlar. Şekillendirilebilirlikleri ve korozyon dayanımları kötüdür [14].

2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları

Döküm alaşımları da hadde alaşımlarına benzer bir sistemle sınıflandırılır. Bu sınıflandırmada son rakam diğer üçünden bir nokta ile ayrılır. Döküm alaşımlarının sınıflandırılması Tablo 2.2'de verilmiştir.

1xx.x serisi alaşımlar için 1'den sonraki iki rakam saflık derecesini gösterir. Diğerlerinden ayrı olan son basamak ise alaşımın üretim yöntemini gösterir (döküm ya da ingot olarak). Alaşımın modifiye edildiğini ya da bir emprüte elementinin kontrol altına alındığını belirlemek için alaşımı gösteren sayıların sonuna bir harf ilave edilir. 2xx.x ve 8xx.x arasındaki seriler için ilk rakam ana alaşım elementini gösterir, diğer rakamların bir özelliği yoktur. Son rakam yine alaşımın üretim yöntemini gösterir [20,21].

Tablo 2.2. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [20]

Alaşım Grubu	Birincil Alaşım Elementi
1xx.x	Saf alüminyum (≥ % 99,0)
2xx.x	Bakır
3xx.x	Silisyum, bakır ve/veya magnezyum
4xx.x	Silisyum
5xx.x	Magnezyum
6xx.x	Kullanılmayan seri
7xx.x	Çinko
8xx.x	Kalay
9xx.x	Diğer elementler

2.3. Alüminyumun Kullanım Alanları

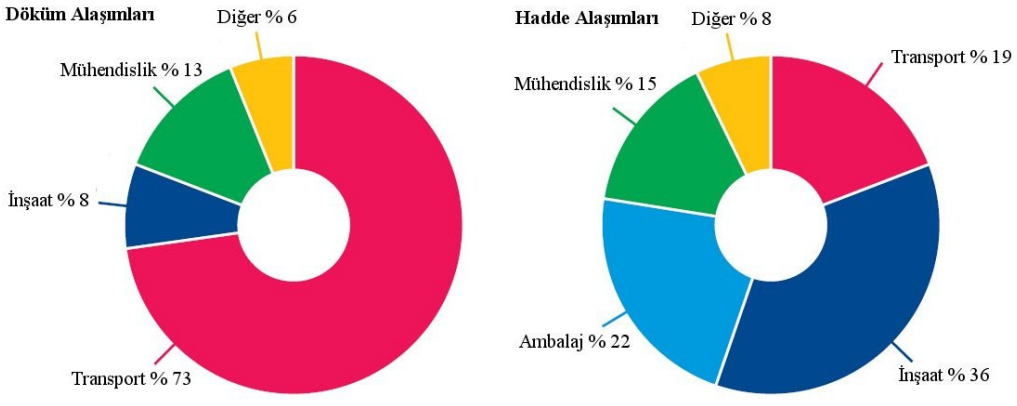
Ticari olarak ilk kez yaklaşık 125 yıl önce üretilmeye başlanmış olsa da alüminyum günümüzde demir esaslı malzemelerden sonra en çok kullanılan metal malzemedir. Alüminyumun kullanımının bu kadar hızlı bir şekilde artması sağladığı avantajlar nedeniyle birçok uygulamada diğer malzemelerin yerini almasıyla gerçekleşmiştir. Halen birçok uygulamada demir esaslı malzemeler ağırlık tasarrufu nedeniyle alüminyum alaşımları ile ikame edilmektedir. Farklı alaşım serileri ile geniş fiziksel ve mekanik özellikler aralığı sağlaması alüminyum alaşımlarının çok farklı uygulamalarda tercih edilmesini sağlar. Örnek olarak yüksek mukavemete sahip 7xxx serisi alaşımlar uçak sanayinde kullanılırken, düşük mukavemetli 1xxx serisi alaşımları elektriksel iletken olarak kullanılmaktadır. Kolay şekillendirilebilen 6xxx serisi alaşımlar ekstrüze edilip inşaat sektöründe kullanılırken, yüksek aşınma dayanımlı 3xx.x alaşımları motor blokları üretiminde kullanılmaktadır. Şekil 2.1'de

alüminyum alaşımlarından farklı üretim yöntemleri ile üretilmiş parçalara örnekler verilmiştir.



Şekil 2.1. Alüminyum ve alaşımlarından üretilmiş çeşitli parçalar

Şekil 2.2'de döküm ve hadde alüminyum alaşımlarının farklı kullanım alanları verilmiştir. Şekilden de görüldüğü üzere döküm alaşımlarının büyük çoğunluğu ulaşım sektöründe kullanılmaktadır. Ulaşımdaki kullanımın bu kadar yüksek olmasının nedeni otomotiv sanayinde yoğun olarak kullanılan döküm alaşımlarından üretilen parçalardır.



Şekil 2.2. Döküm ve hadde alüminyum alaşımlarının Avrupa genelinde kullanıldığı sektörler [22]

2.4. Al-Si Alaşımları

Al-Si alaşımları mükemmel dökülebilirlik, yüksek korozyon dayanımları, aşınmaya karşı dayanımlı olmaları, tatmin edici işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlikleri sayesinde tüm alüminyum döküm alaşımlarının % 85-90'ını oluştururlar [23-26]. Bu avantajlı özellikleri nedeniyle Al-Si alaşımları otomotiv, uçak, taşımacılık ve savunma sanayilerinde yoğun olarak kullanılmaktadır [27-29]. Özellikle otomotiv sektöründeki kullanım sürekli olarak artmaktadır. Bu artışın nedeni otomobil ağırlığının azaltılmasıyla hem yakıt tasarrufu sağlanması hem de atmosfere salınan CO_2 miktarının daha düşük olmasıdır [30]. Alaşım içerisinde silisyumun yanı sıra özellikleri iyileştirmek için ya da emprüte atomları olarak farklı elementlerde bulunabilir [12,31-35]. Bu elementler ve etkileri aşağıdaki gibidir:

Antimuan, Stronsiyum, Kalsiyum ve Sodyum; bu elementler ötektik silisyum plakalarını modifiye ederek daha küçük boyutlu ve fibersi halde oluşmalarını sağlar.

Fosfor; genelde ötektik modifiye ediciler (Na ve Sr) ile reaksiyona girip modifikasyon işlemini engellediği için emprüte elementi olarak değerlendirilir. Ancak ötektik üstü alaşımlarda birincil silisyum kristallerinin boyutlarını küçülttüğü için kasıtlı olarak kullanılır.

Titanyum ve bor; tane inceltme amaçlı kullanılır.

Bakır; alaşımı ısıl işlenebilir hale getirerek mukavemet ve sertliğinin artmasını sağlar.

Magnezyum; Mg_2Si fazını oluşturması nedeniyle mukavemet ve sertlik artışında etkisi vardır.

Demir; kırılgan intermetalikler (Al_5FeSi) oluşturup tokluğu düşürdüğü için emprüte elementi olarak değerlendirilir. Ayrıca alaşım içerisindeki demir miktarı % 0,5'in üzerine çıktığında yapıda oluşan porozite miktarı artar [36].

Mangan; Al_5FeSi intermetaliklerinin morfolojisini değiştirip tokluktaki düşüşü önler [37].

Berilyum; oksidasyon sebepli kayıpların azaltılmasında ve demir esaslı intermetaliklerin morfolojisinin modifiye edilmesinde etkisi vardır. Ancak zehirli olduğundan kullanımı sınırlıdır.

Gümüş ve çinko; alaşımın yaşlanma sonucu oluşan sertliğinin artmasını sağlarlar [3,38].

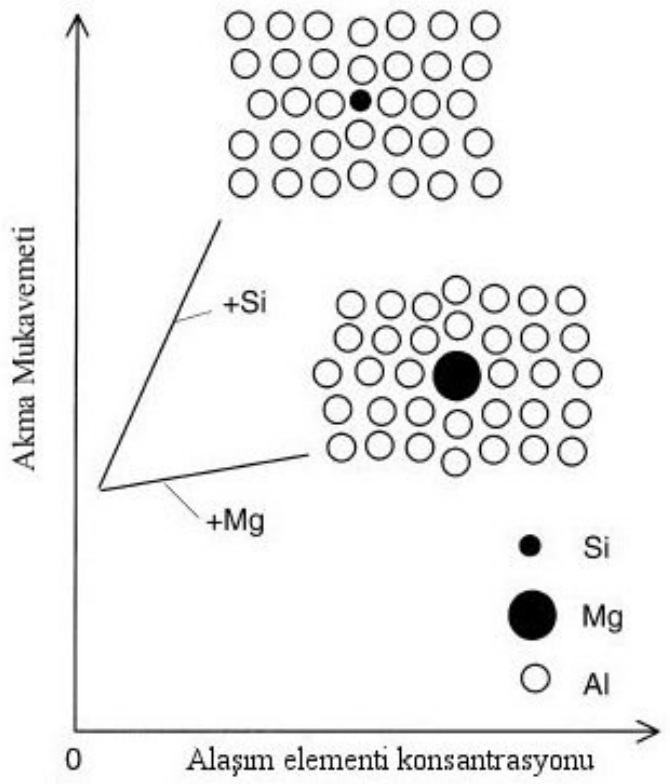
Alüminyum içerisine ilave edilen silisyum belli bir orana kadar alüminyum kafesi içerisinde çözünür. Oluşan katı çözeltide Al ve Si atomlarının yarıçaplarının farklı oluşu nedeniyle bir gerilme oluşur. Bu gerilme deformasyon esnasında dislokasyon hareketini engeller ve böylece malzemenin mukavemeti artmış olur. Şekil 2.3'te görüldüğü gibi silisyumun mukavemet artışındaki etkisi magnezyuma göre çok daha fazladır [39].

Alüminyum silisyum ikili alaşımı % 12,6 silisyum değerinde ve 577 °C sıcaklıkta bir ötektik göstermektedir. Bu ötektik nokta nedeniyle Al-Si alaşımları üçe ayrılır.

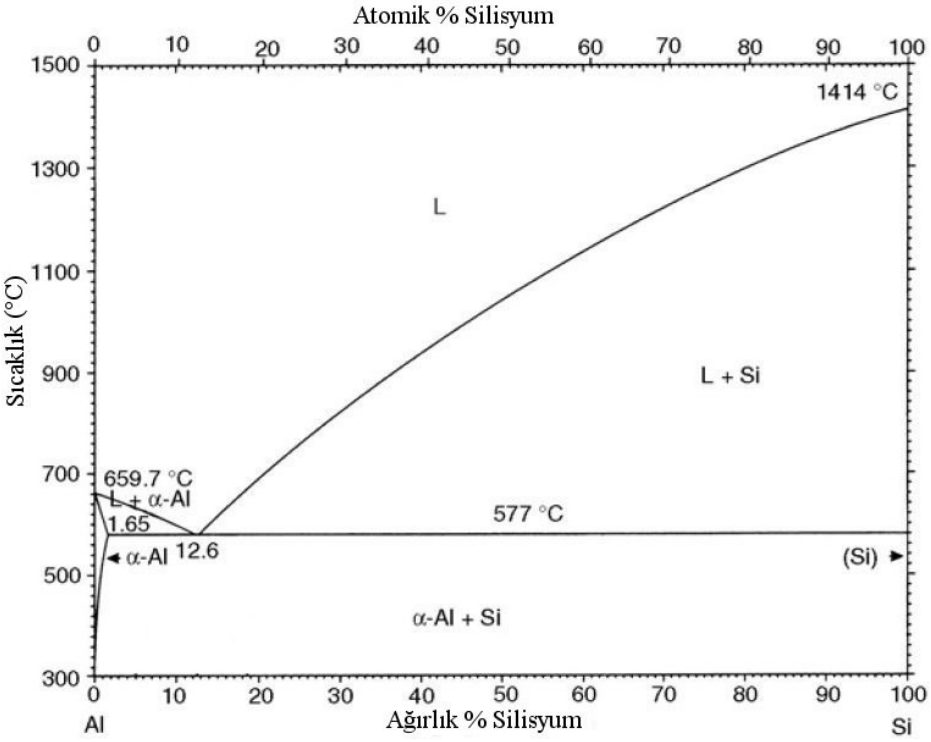
Ötektik altı Al-Si alaşımları % 12,6'nın altında silisyum içerirler. Bu alaşımların mikroyapısı birincil alüminyum (α-alüminyum) taneleri ve ötektik Al-Si fazından oluşur. Alaşım içerisindeki silisyum miktarı arttıkça birincil alüminyum tanelerinin miktarı azalıp ötektik fazın miktarı artar.

Ötektik Al-Si alaşımları % 12,6 civarında silisyum içerirler. Yapı tamamen ötektik fazdan oluşur. Bazı durumlarda birincil alüminyum ya da silisyum tanelerinin görülmesi olasıdır.

Ötektik üstü Al-Si alaşımları ise % 12,6'dan fazla silisyum içerirler. Silisyum içeriği % 24-26'ya kadar çıkabilir. Mikroyapıda birincil silisyum kristalleri ve ötektik yapı beraber bulunur. Birincil silisyum kristalleri geometrik şekilli ve beyaz ışık altında gri renkte göründüklerinden mikroyapıda kolaylıkla ayırt edilebilirler. Şekil 2.4'te alüminyum silisyum ikili alaşımının faz diyagramı verilmiştir.

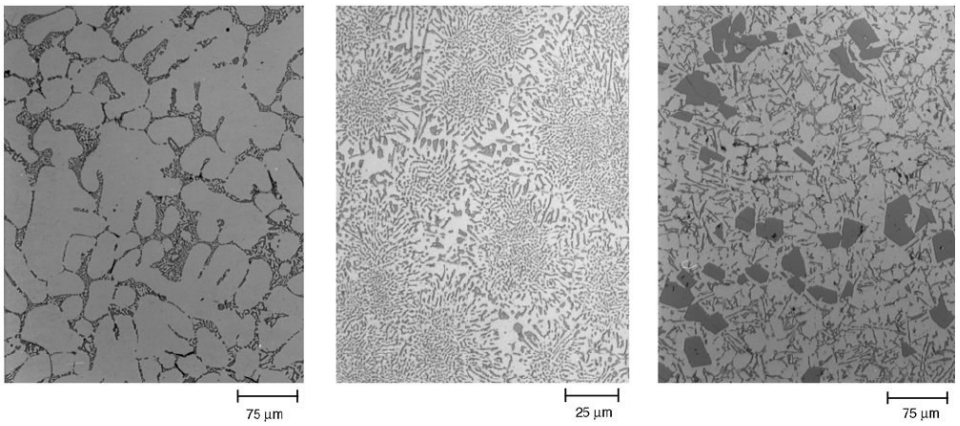


Şekil 2.3. Alüminyumun akma mukavemetinin silisyum ve magnezyum ilavesi ile değişimi [39]



Şekil 2.4. Al-Si ikili faz diyagramı [40]

Şekil 2.5'te bu üç farklı durum için mikroyapı örnekleri verilmiştir. Farklı silisyum içeriklerinde malzemenin mikroyapısını oluşturan fazlar, bu fazların morfolojisi ve miktarları değişmektedir. Bu değişimler malzemenin mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerini doğrudan etkilemektedir.



(a) (b) (c)

Şekil 2.5. Farklı oranlarda silisyum içeren Al-Si ikili alaşımlarının mikroyapısı, (a) ötektik altı alaşım, (b) ötektik alaşım ve (c) ötektik üstü alaşım [39]

2.4.1. Alüminyum-silisyum faz diyagramı ve dengeli katılaşma

Al-Si sistemi Al içinde silisyumun, Si içinde alüminyumun sınırlı bir çözünürlüğü olduğu basit bir ikili ötektik sistemidir. Al içinde Si çözünürlüğü ötektik sıcaklıkta atomik olarak % 1,5 gibi bir maksimuma ulaşır. Silisyum içerisindeki alüminyum çözünürlüğü ise sıcaklıkla beraber artar ve 1190 ºC'de atomik olarak % 0,0016'ya ulaşır. Şekil 2.4'te görünen Al-Si faz diyagramında sabit olan tek reaksiyon;

$$L \rightarrow \alpha + \beta \quad \text{(ötektik)} \qquad (2.1)$$

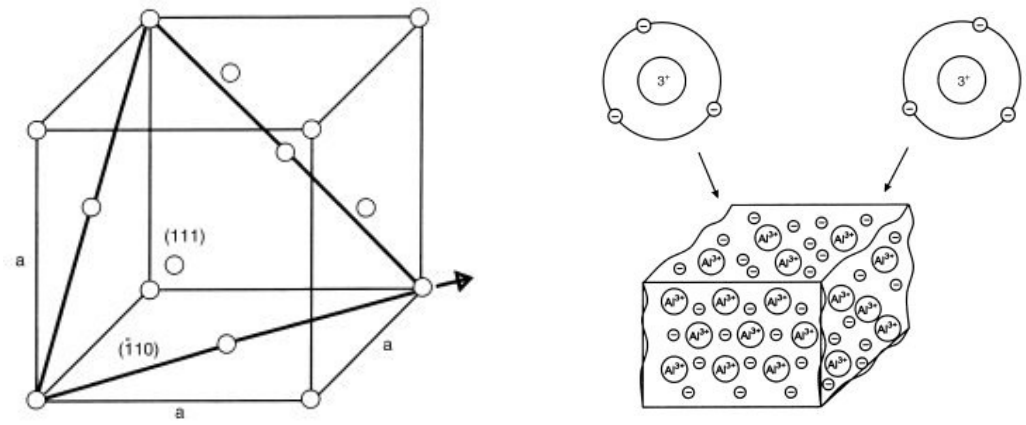
reaksiyonudur. 2.1 numaralı eşitlikte α alüminyum ve β ise silisyumdur. Şu anda genel olarak kabul edilen koşula göre ötektik reaksiyon 577 ºC'de ve % 12,6 silisyum içeriğinde oluşur. Faz diyagramından da görülebileceği gibi Al-Si ötektiği aşağıdaki durumlarda oluşabilir:

1 - Silisyum konsantrasyonunun % 12,6 olması durumunda direkt olarak sıvıdan (tam ötektik Al-Si alaşımları için)

2 - Silisyum içeriğinin % 12,6'dan az olması durumunda birincil alüminyum tanelerinin mevcudiyetinde (ötektik altı Al-Si alaşımları için)

3 - Silisyum içeriğinin % 12,6'dan fazla olması durumunda birincil silisyum kristallerinin mevcudiyetinde (ötektik üstü Al-Si alaşımları için) [41].

α-alüminyum katı çözeltisi Al-Si döküm alaşımlarının matrisini oluşturur. Yüzey merkezli kübik (YMK) alüminyum kafeslerinde, fasetsiz ve dentritik olarak kristalize olur. Koordinasyon sayısı 12, her bir birim hücredeki atom sayısı ise 4'tür (Şekil 2.6a). YMK alüminyum kafesi 0,74 doluluk faktörü ile en sıkı kafeslerden biridir. {111} düzlemi en yüksek atom yoğunluğuna sahip düzlem, <110> doğrultusu ise en yüksek atom yoğunluğuna sahip doğrultudur. Her bir alüminyum atomu metalik bağ oluşturmak için üç valans elektronunu verir. Bu elektronlar alüminyum iyon çekirdekleri arasındaki boşluklarda elektron bulutunu oluşturur (Şekil 2.6b). Dış kuvvetler altında iyonlar birbirlerine göre olan pozisyonlarını metalik bağı koparmadan değiştirebilir. Bu yer değiştirmenin makro etkisi malzemenin plastik şekil değiştirmesi olarak karşımıza çıkar. Yer değiştirme işlemi dışarıdan uygulanan kuvvet kristal düzlemleri arasındaki kohezif kuvvetin değerini aşmadığı sürece sorunsuz devam eder. Ancak bu sınır geçilirse düzlemler arası bağlar kopar ve malzemede kırılmalar oluşur [39].

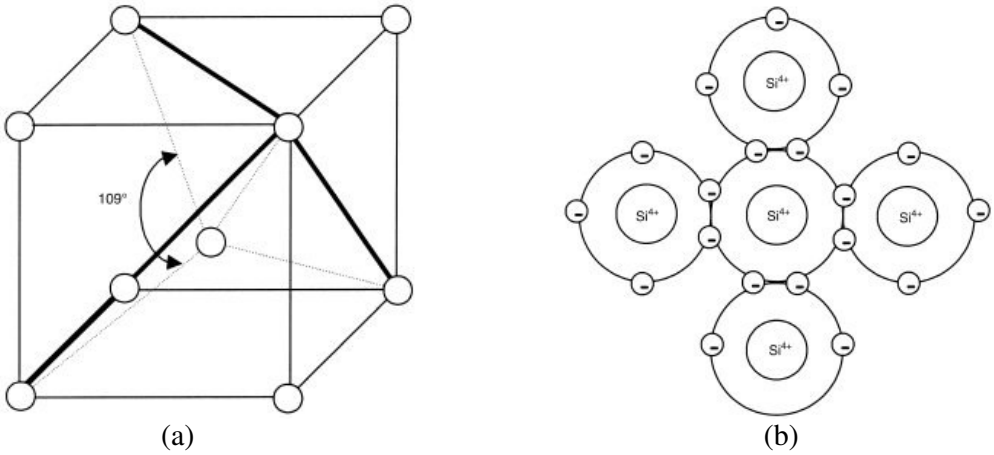


(a) (b)

Şekil 2.6. (a) α-alüminyumun kafes yapısı, (b) alüminyum atomlarının oluşturduğu metalik bağlı yapı [39]

Al-Si alaşımlarının mikroyapısında görülen silisyum partikülleri neredeyse tamamen saf fasetli kristallerdir. Silisyum oranına bağlı olarak alaşım mikroyapısındaki

morfolojileri değişkenlik gösterir. Ötektik üstü alaşımlarda kompakt, geometrik kristaller halinde iken ötektik bileşimde dallanmış plakalar halinde bulunurlar. Silisyum kristal kafesi elmas benzeri kübik yapıdadır (Şekil 2.7a). Her bir atom dört diğer silisyum atomuyla kovalent olarak bir dörtyüzlü oluşturacak şekilde bağlıdır. Sekiz dörtyüzlü bir birim hücre oluşturur (Şekil 2.7b). Bu birim hücre α-alüminyum kafesine göre daha düşük doluluktadır ve doluluk faktörü 0,34'tür. Komşu atomlar dört valans elektron vererek dört kovalent bağ oluştururlar. Silisyum kristalleri kovalent bağlı oldukları için dış kuvvetler altında plastik olarak şekil değiştiremezler [41].



(a) (b)

Şekil 2.7. (a) Si kristallerinin kafes yapısı, (b) silisyum atomlarının oluşturduğu kovalent bağlar [41]

2.4.2. Ötektik silisyumun modifikasyonu

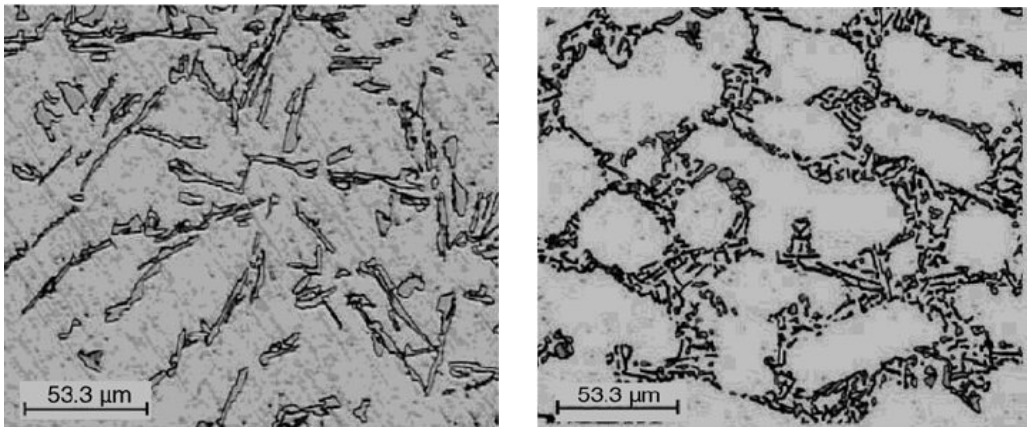
Al-Si döküm alaşımlarının mikroyapısının iki farklı şekilde oluştuğu bilinmektedir. Bu yapılar modifiye edilmiş ve edilmemiş olarak adlandırılmaktadır. Herhangi bir işlem görmeyen Al-Si ötektik alaşımlarının mikroyapısındaki ötektik faz iğnesel şekilde ve ötektik alüminyum taneleri kaba ve az sayıdadır. Modifiye edilmiş konumda ise silisyum kristalleri iğnesel yapıdan daha küçük boyutlu fiberler haline dönüşürken, ötektik alüminyum tanelerinin de boyutu küçülür ve sayısı artar. Morfolojide oluşan bu değişiklikler bu alaşımlardan üretilen malzemelerin mekanik özelliklerinin ve performanslarının geliştirilmesini sağlar [42]. Modifikasyon işlemi ilk olarak 1920'li yıllarda Aldar Pacz tarafından bulunmuştur [43]. Modifikasyon teknolojisi üzerindeki çalışmalar halen devam etmektedir ve Al-Si döküm

alaşımlarının kullanım alanlarının genişlemesini sağlamaktadır. Modifikasyon işlemi iki farklı şekilde yapılabilir:

Alaşım içerisine düşük oranlarda modifiye edici elementlerin ilavesi ile

Sıvı metalin çok hızlı şekilde soğutulması ile

Şekil 2.8'de modifiye edilmiş ve edilmemiş Al-Si alaşımlarının mikroyapısı verilmiştir.



(a) (b)

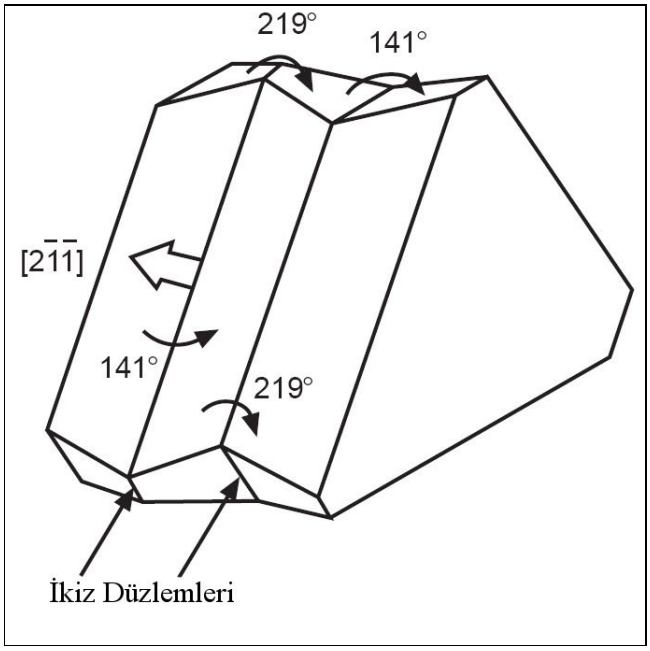
Şekil 2.8. % 9 silisyum içeren alaşımın modifiye edilmemiş (a) ve modifiye edilmiş (b) mikroyapıları [44]

Sıvı metalin hızlı bir şekilde soğutulması ile gerçekleştirilen modifikasyon işleminde ötektik silisyum kristalleri modifiye edilmemiş konumdakiyle aynı morfolojide ancak çok daha küçük boyutlu olarak katılaşır. Çok yüksek katılaşma hızlarıyla sağlanan bu durum sonucu malzemenin tokluk değerleri artar. Ancak ticari döküm uygulamalarında bu tarz yüksek soğuma ve katılaşma hızlarına ulaşmak mümkün olmadığından genelde modifiye edici elementlerle modifikasyon tercih edilir. Modifikasyon işlemi için düşük konsantrasyonlarda da etkili olduğu için Na ve Sr yoğun olarak kullanılmaktadır. Sodyum sıvı metalle temas ettiğinde reaksiyona girerek çevreye zararlı gazlar oluşturduğundan günümüzde stronsiyum kullanımı artmıştır. Bu elementlerin yanında bor (B), fosfor (P), baryum (Ba), kalsiyum (Ca), itriyum (Y), iterbiyum (Yb), antimuan (Sb) ve nadir toprak elementlerinin ötektik silisyum kristallerini modifiye ettiğini gösteren çalışmalar mevcuttur [45-51].

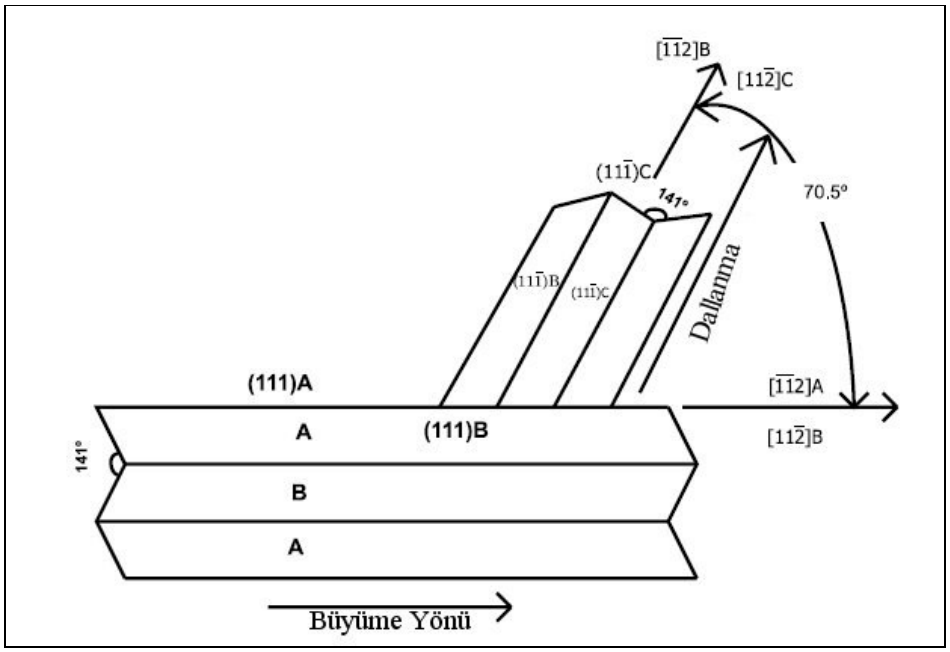
Stronsiyum alüminyum içinde sodyuma göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir. Bu sayede sıvı metal içerisine Al-% 5 Sr ile Al-% 90 Sr aralığındaki konsantrasyonlarda katılabilir. Stronsiyumun yüzeyinde oluşan kararlı SrO tabakası sıvı metal içerisine saf halde katıldığında modifikasyon etkinliğini azaltır. Stronsiyumun bir başka avantajlı tarafı ise yeniden ergitmelerde % 90 oranında modifikasyon etkisi göstermesidir. Bu özelliği nedeniyle stronsiyum yarı kalıcı modifiye edici olarak tanımlanır [38].

Silisyum kristallerinin morfolojisinin değişmesine neden olan mekanizma ile ilgili yapılan çalışmalar yıllardır sürmektedir. Ortaya atılan teoriler iki fikir etrafında toplanmıştır. Bu fikirler tane büyümesinin sınırlandırılması ya da çekirdeklenmenin sınırlandırılmasıdır. Al-Si ötektik fazının oluşumu iki şekilde gerçekleşir. Bağıntılı ya da bağıntısız olarak adlandırılan bu oluşum mekanizmalarında oluşan mikroyapılar farklılıklar gösterir. Bağıntısız büyümede bir faz eriyik içine doğru diğerinin önünde büyür. Bu durumda sıvı katı yüzeyindeki ısı dağılımı izotermal olmaz ve oluşan fazın morfolojisi plaka tipinde olur. Bağıntılı büyümede hem alüminyum hem de silisyum fazı eriyik içine aynı anda büyür. Oluşan sıvı katı ara yüzeyi izotermal hale gelir. Sonuçta oluşan fazın morfolojisi lamelli ya da fibersi hale gelir [38].

Modifiye edilmemiş silisyum fazı (111) kristal düzlemleri ile birbirine bağlı kristaller halinde ve <112> doğrultusunda katılaşır. Bu koşullar (111) düzlemleri üzerinde ikizlenme oluşmasına neden olur. Bu ikizlenme sonucunda sıvı/katı ara yüzeyinde 141°'lik bir boşluk oluşur (Şekil 2.9). Silisyum fazının kristallografik kusursuzluğu, plaka tipinde ve kaba boyutlu olarak katılaşmasına neden olur. Bu kusursuzluk bozulduğunda oluşan dallanmalar sonucunda silisyum fazı modifiye edilmiş olur [38].



(a)

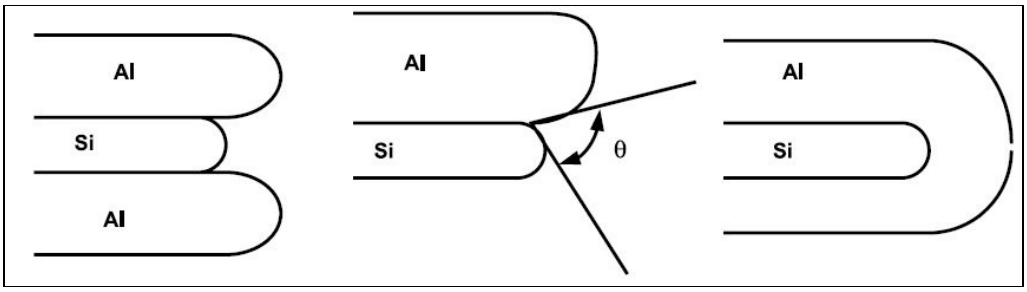


(b)

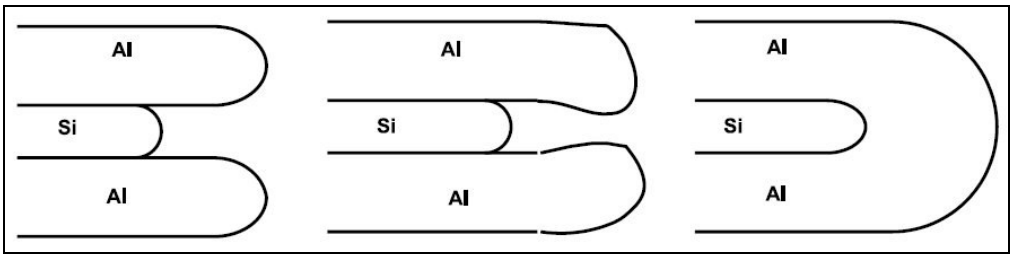
Şekil 2.9. Silisyum kristallerinin katılaşması esnasında oluşan ikizlenmenin (a) ve dallanmanın şematik gösterimi (b) [41, 52]

Modifikasyon ile ilgili olarak ortaya atılan bir diğer teori ise Al ve Si kristalleri arasındaki ara yüzey enerjisi ile ilgilidir. Bu teoriye göre kimyasal modifiye

edicilerin ilavesi sonucu Al-Si ara yüzey açısı artarak ara yüzey enerjisinin azalmasına neden olur. Bu değişiklik silisyum kristalinin büyümesini engeller ve modifikasyon gerçekleşmiş olur (Şekil 2.10). Alaşımın hızlı bir şekilde katılaştırılmasında ise saf Si ve saf Al kristalleri arasındaki ısıl iletkenlik önem kazanmaktadır. Alüminyumun ısıl iletkenliği silisyuma göre çok daha iyi olduğundan alüminyumun katılaşma hızı artar ve alüminyum kristalleri silisyum kristallerinin katılaşma alanını daraltmış olur. Böylece silisyum kristallerinin boyutlarının küçülmesi sonucu modifikasyon gerçekleşmiş olur (Şekil 2.11) [42].



Şekil 2.10. Kimyasal modifiye edici ilavesi ile modifikasyon [41]



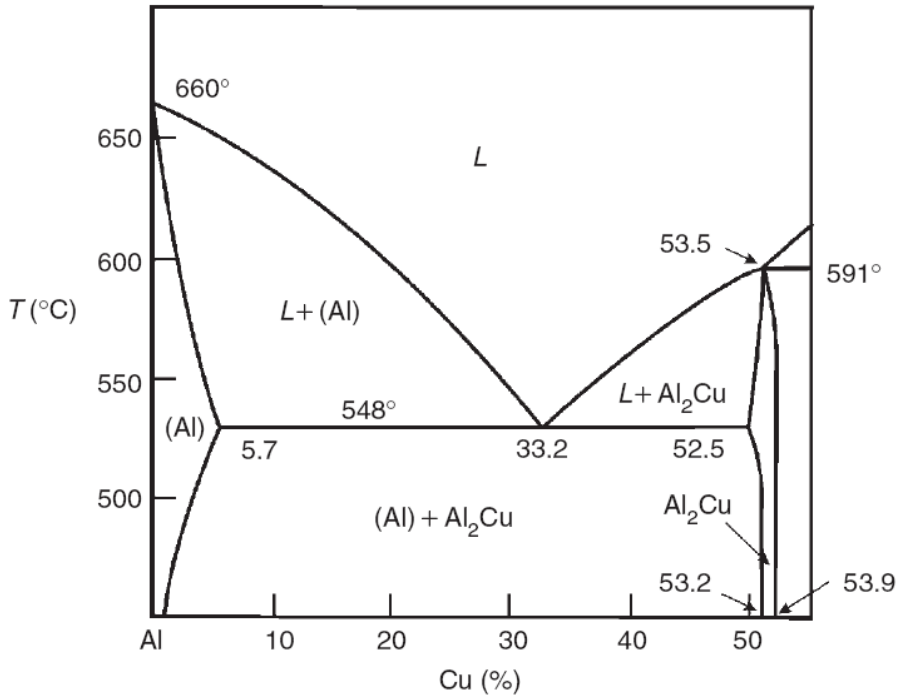
Şekil 2.11. Soğuma hızının artmasıyla modifikasyon [42]

Bir başka modifikasyon teorisi ise silisyum-sıvı ara yüzeyinde modifiye edici elementin zenginleşmesi sonucu, bu elementin silisyum tarafından absorbe edilmesini öne sürer. Bu absorbsiyon sonucu silisyum kristallerinin kusursuzluğu bozulur ve dallanma miktarı artar. Dallanmanın artmasıyla birlikte silisyum kristallerinin morfolojisi değişir ve boyutları azalır. Böylece modifikasyon gerçekleşmiş olur [53,54].

2.5. Al-Cu Alaşımları

Bakır alüminyum içine katılan en önemli alaşım elementlerinden biridir. Al-Cu ikili sistemi 548 °C'de ve % 33,2 Cu içeriğinde bir ötektik gösterir. Bu ikili sistemde

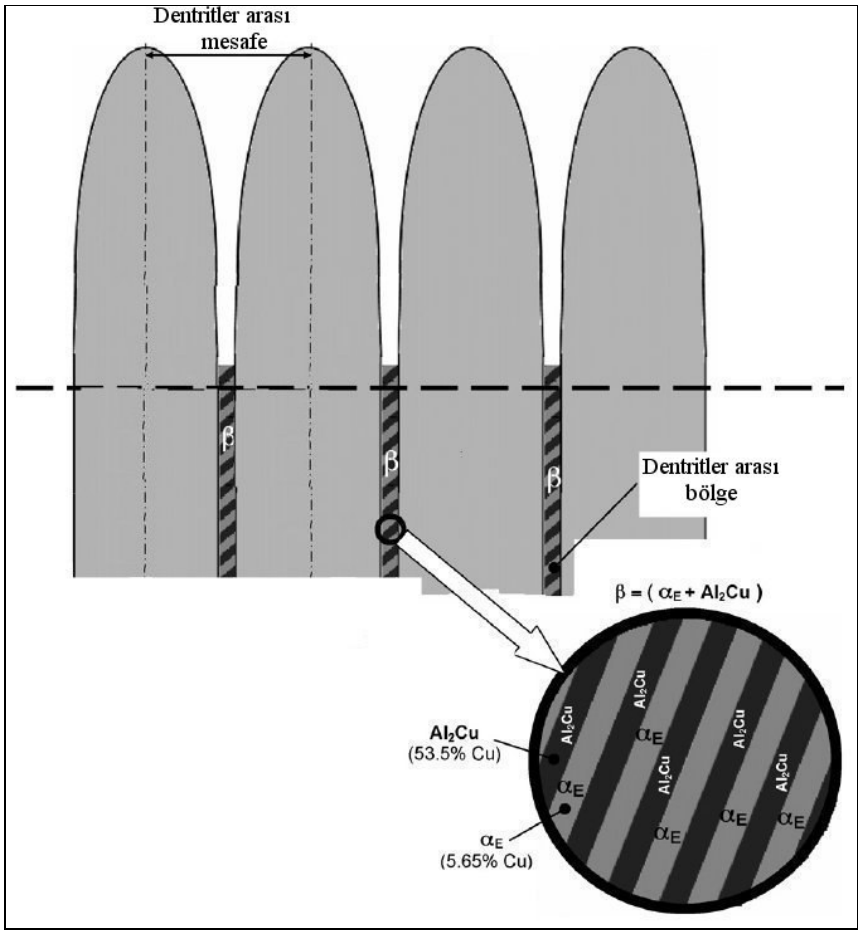
toplam 12 intermetalik bileşik bulunur. Bu bileşiklerden 7 tanesi yüksek sıcaklıklarda kararlıyken, 5 tanesi oda sıcaklığında kararlı haldedir [55]. Sıvı metal soğurken ilk olarak α-Al katı çözeltisi ardından ötektik sıcaklıkta, kalan sıvı α-Al ve Al_2Cu (θ fazı) intermetalik fazı olarak birlikte katılaşır. θ fazının bileşimi oda sıcaklığında % 54,1 ötektik sıcaklığında % 52,5 oranında Cu içerir [56]. Çökelti sertleşmesi ile mukavemetleri arttırılabilen alaşımlar olan Al-Cu alaşımlarının mukavemet değerleri Al-Si alaşımlarına göre daha yüksek değerdedir. Ancak katılaşma aralığının çok geniş olması bu alaşımların metal kalıba dökümünde sıcak yırtılma problemlerinin ortaya çıkmasına neden olur [57]. Bu nedenle genellikle kum kalıba dökülerek şekillendirilirler. Bu alaşım serisinin bir diğer dezavantajı ise bir çok alüminyum alaşımına göre daha düşük korozyon dayanımına sahip olmalarıdır [58, 59].



Şekil 2.12. Al-Cu ikili faz diyagramı [58]

Alaşım içerisinde bulunan bakır atomları α-alüminyum katı çözeltisi ile oluşan Al_2Cu intermetalik fazı arasında paylaşılır. Ancak diğer alaşım elementlerinin varlığında (Ni, Fe ve Mn gibi) üçlü bileşiklerin oluşması muhtemeldir. Şekil 2.12'de verilen Al-Cu faz diyagramından da görüldüğü üzere Al kafesi içerinde Cu atomlarının maksimum çözünürlüğü 548 °C'de % 5,7'dir [60]. Bu nedenle Al-Cu ikili alaşımları en çok % 5,5 bakır içerirler [58].

Al-Cu alaşımlarının mikroyapısı bakır oranına göre değişmekle birlikte genelde iki fazlıdır. Birinci faz α-alüminyum katı çözeltisi ikinci faz ise Al_2Cu intermetalik fazıdır. İntermetalik fazın miktarı alaşım içerisindeki bakır oranının artmasıyla artar. Al-Cu ikili sistemi % 33,2 Cu konsantrasyonunda bir ötektik gösterdiğinden Al_2Cu fazı α-alüminyum dentritleri arasında lamelli ötektik yapıda katılaşır. Ötektik yapı ise ardarda sıralanmış Al_2Cu ve α-alüminyum lamellerinden oluşur. Şekil 2.13'te Al-Cu alaşımının katılaşması sırasında oluşan fazlar ve bileşimleri verilmiştir.



Şekil 2.13. Al-Cu ikili alaşımının katılaşması sırasında oluşan fazlar ve bileşimleri [61]

Al-Cu ikili alaşımlarına % 1 oranına kadar mangan ilave edilebilir. Mangan α-alüminyum katı çözeltisi içerisinde büyük oranda çözünür. Ayrıca Al ve Cu ile birleşerek oluşturduğu intermetalik fazlar alaşımın yüksek sıcaklık mukavemetini

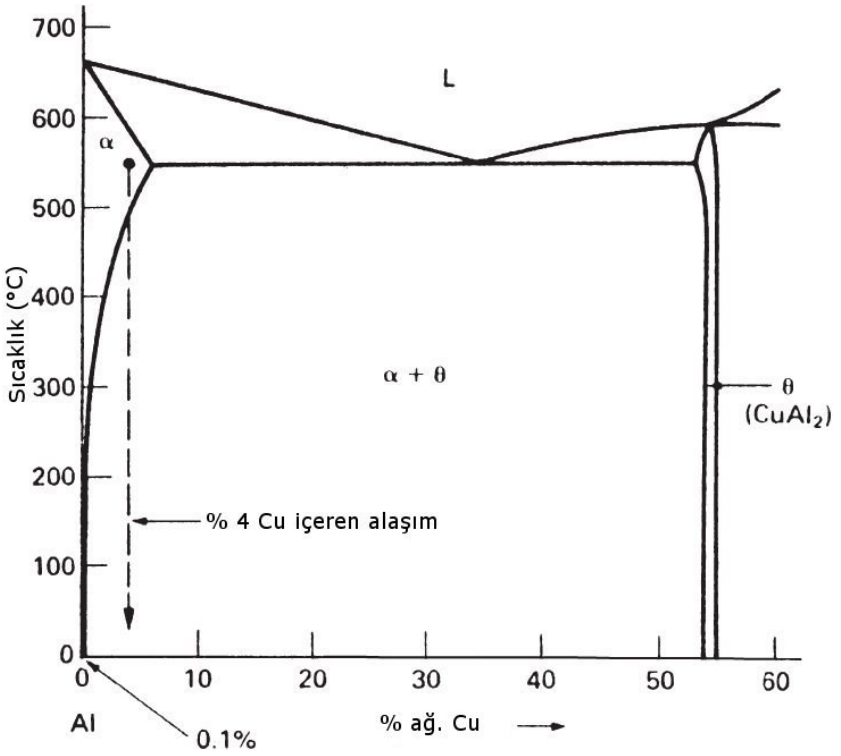
olumlu yönde etkiler [44]. Nikel de benzer şekilde oluşturduğu Al_6Cu_3Ni intermetalik bileşiği sayesinde malzemenin yüksek sıcaklık mukavemetinin artmasını sağlar [62, 63]. Magnezyum ise genellikle Al-Cu alaşımlarında katılaşma aralığını daha da genişletip dökülebilirliği çok kötü hale getirdiği için kullanılmaz. Demir Al-Cu alaşımlarında en yoğun şekilde bulunan emprüte elementidir. Genellikle oluşturduğu kaba boyutlu intermetalik fazlar nedeniyle tokluk ve kopma uzamasının azalmasına neden olur.

Standart Al-Cu ikili alaşımları genellikle oda sıcaklığı ya da yüksek sıcaklıkta yüksek mekanik özelliklerin ihtiyaç duyulduğu parçaların üretiminde kullanılır. Tüm döküm alüminyum alaşımları içerisinde en kuvvetli ve kararlı alaşımlar Al-Cu alaşımlarıdır.

2.5.1. Çökelti sertleşmesi

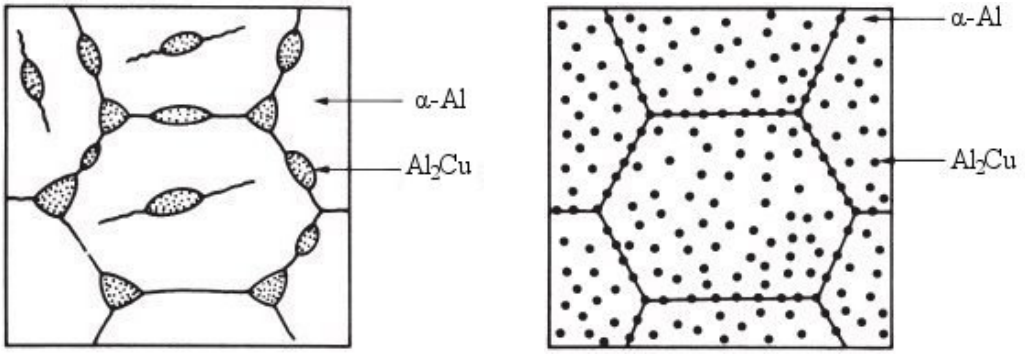
Çökelti sertleşmesi ile mukavemet ve sertliğin artması ilk olarak 1906 yılında Wilm tarafından fark edilmiştir. Al-Cu-Mn alaşımlarında magnezyumun katı çözelti sertleşmesine etkisini araştırırken Wilm su verme sonrasında bekletildiğinde alaşımların sertliklerinin artığını tespit etti. Çalışmaları sırasında Wilm herhengi bir mikroyapı değişimi belirleyememiştir ve mukavemet artışının sebebi belirsiz kalmıştır. Wilm tarafından geliştirilen alaşım ticari olarak Duralumin adıyla 1909 yılında piyasaya sürüldü. 1920 yılında P. D. Merica yayınladığı çalışmasında mukavemet artışının solvüs sıcaklığı altında oluşan ve mikroskopla görülemeyen çökeltilerden kaynaklandığını ortaya attı. Bu çalışmasının ardından diğer yaşlanabilir alaşımların geliştirilmesi gerçekleşti. Ancak sertleşme mekanizmasının açıklanması için 1950'li yıllarda elektron mikroskoplarının icat edilmesini beklemek zorunda kaldılar [64].

Bir alaşımın faz diyagramı Şekil 2.14'deki gibi ise yani sıcaklığın düşmesiyle katı haldeki çözünürlük yüksek oranda azalıyorsa bu alaşımın yaşlanma (çökelti) sertleşmesi ile mukavemetlendirilme potansiyeli vardır. Bu işlem için tipik örnek duralüminyum ya da yaklaşık % 4 oranında bakır içeren 2000 serisi alaşımlardır [65].



Şekil 2.14. Al-Cu faz diyagramının Al köşesi[65]

Al-Cu faz diyagramına göre % 4 bakır içeren alaşım 500 ile 580 °C arasında tek fazlıdır. Bakır alüminyum içerisinde çözünerek α katı çözeltisini oluşturur. 500 °C'nin altına inildikçe alaşım iki faz alanına girer ve yapı α-Al ve Al_2Cu fazlarından oluşur. Sıcaklığın düşmesi ile Al_2Cu fazının miktarı artar. Bu işlem sırasında soğuma hızının oluşan Al_2Cu fazının boyut ve dağılımına büyük etkisi vardır. Soğuma hızı düşük olduğunda çekirdeklenme için itici güç az olacağından oluşan çökelti sayısı az, çökelti boyutu kaba olur (Şekil 2.15a). Bu durumda çökeltiler arası mesafe fazla olacağından dislokasyonlar hareket esnasında daha az engelle karşılaşır. Soğuma hızının arttırılması sonucu itici güç artar ve oluşan çekirdek sayısı fazlalaşır (Şekil 2.15b). Böylece Al_2Cu çökeltileri arasındaki mesafe azalır ve dislokasyonlar hareket esnasında daha çok engelle karşılaşır. Sonuç olarak alaşımın mukavemet ve sertliği artmış olur [65]. Ayrıca tane sınırlarında bulunan kaba fazlar oluşmadığı için alaşımın tokluğunda da artış elde edilir [66].



(a) (b)

Şekil 2.15. Farklı soğuma hızlarında oluşan Al_2Cu çökeltileri (a) yavaş soğuma, (b) hızlı soğuma [65]

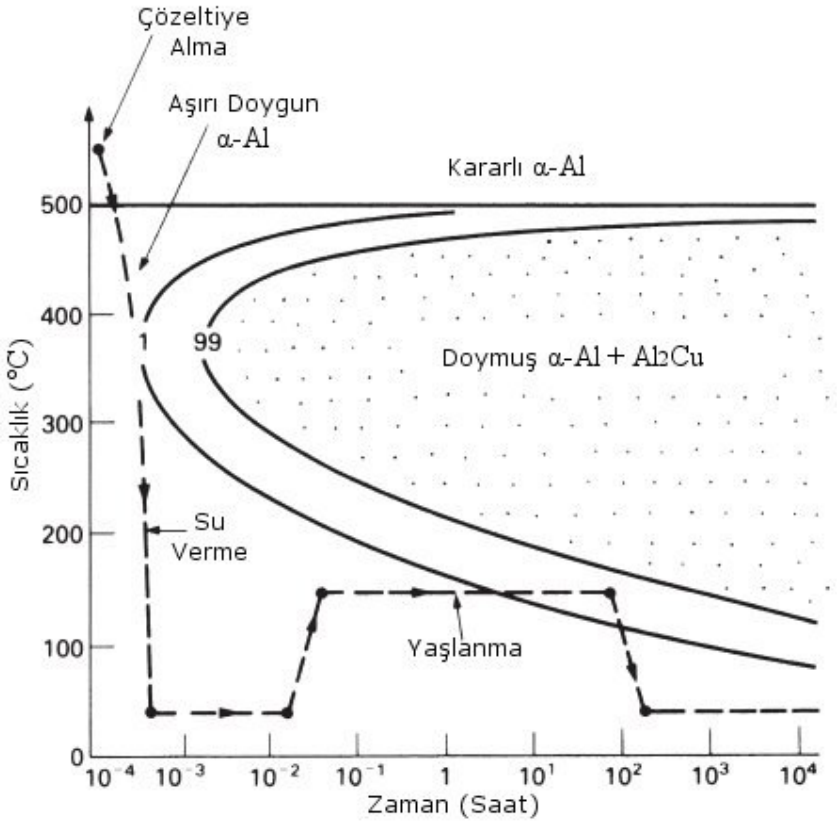
Eğer alaşımın soğuma hızı çok fazla olursa zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramında çökelme reaksiyonunu gösteren burun ile kesişme sağlanamadığından hiç bir çökelti oluşmaz ve yapı aşırı doygun α-Al tanelerinden oluşur. Bu durumda yaşlanma işlemi ile malzemenin mukavemeti arttırılır. Bu işlem üç adımdan oluşur:

Çözeltiye alma: ikincil fazın çözünmesi

Su verme: aşırı doygun katı çözelti elde edilmesi

Yaşlandırma: çözünen atomların çökeltiler oluşturması [67].

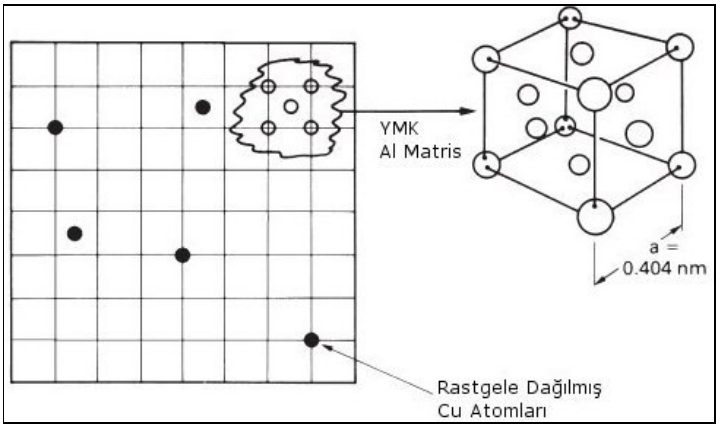
Yaşlandırma işlemi sırasında kararsız olan aşırı doygun α-Al katı çözeltisi kararlı olan α-Al + Al_2Cu iki fazlı yapısına dönüşür. Ancak bu dönüşüm çok yüksek itici güç altında gerçekleştiğinden çok ince çökeltilerin bulunduğu yüksek mukavemetli bir yapı elde edilir (Şekil 2.16) [65].



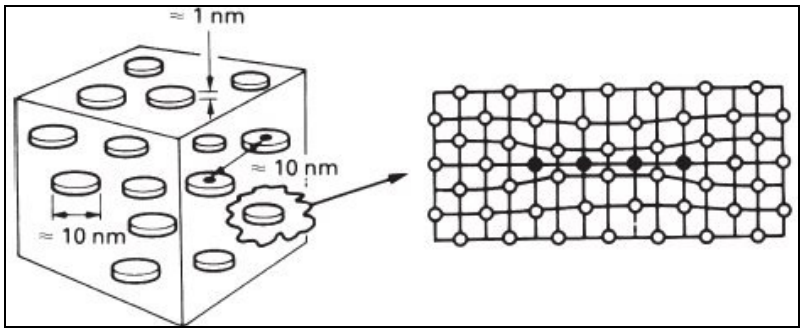
Şekil 2.16. Katı çözeltiden Al_2Cu fazının çökelmesi için ZSD diyagramı [65]

Yaşlanma işlemi iki şekilde gerçekleştirilebilir. Eğer işlem oda sıcaklığında gerçekleşiyorsa bu olaya doğal yaşlanma adı verilir. Eğer işlem oda sıcaklığı ile solvüs sıcaklığı arasındaki bir sıcaklıkta gerçekleşiyorsa bu olaya yapay yaşlanma adı verilir [68]. Yaşlanma işlemi ne kadar düşük sıcaklıkta gerçekleşirse maksimum sertliğe ulaşmak o kadar uzun sürer. Ancak düşük sıcaklıklarda elde edilen maksimum sertlik ve mukavemet değerleri yüksek sıcaklıkta elde edilen değerlerden daha yüksektir [69].

Çökelme işlemi dengeli çökelmeye göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için Al_2Cu fazının oluşumu dört adımda gerçekleşir. İlk adımda Cu atomlarının rastgele dağılmış olduğu aşırı doyun katı çözeltiden (Şekil 2.17) homojen çekirdeklenmeyle disk şeklinde Guinier-Preston (GP) zonları oluşur (Şekil 2.18). Disk yüzeyleri ve kenarları matris ile uyumludur. Ancak köşelerdeki uyumun sağlanması için matriste gerilmeler oluşur.

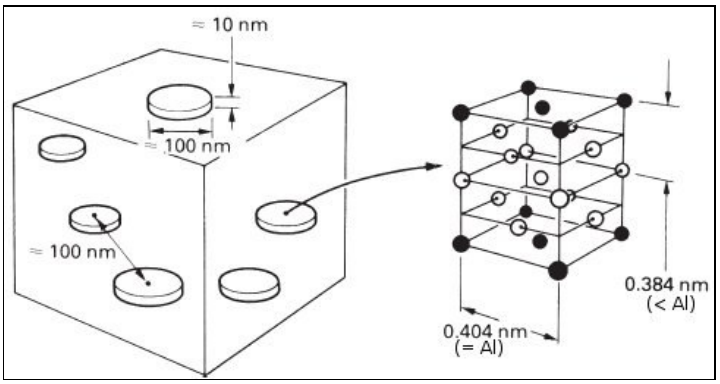


Şekil 2.17. Aşırı doygun Al katı çözeltisi



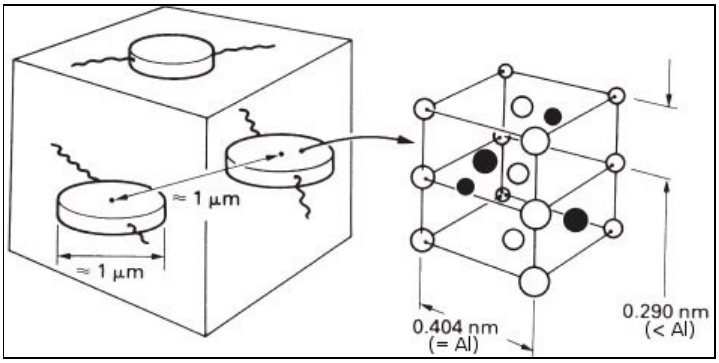
Şekil 2.18. Guinier-Preston (GP) zonları

İlerleyen yaşlandırma süresi ile beraber bazı GP zonları büyüyerek θ" fazını oluşturur (Şekil 2.19). Büyüyemeyen GP zonları ise çözünerek difüzyonla Cu atomlarını büyüyen θ" fazlarına transfer ederler. Disk şeklindeki θ" çökeltileri matrisle tamamen uyumludur ancak kafes parametreleri arasındaki fark matriste gerilmeler oluşturur.



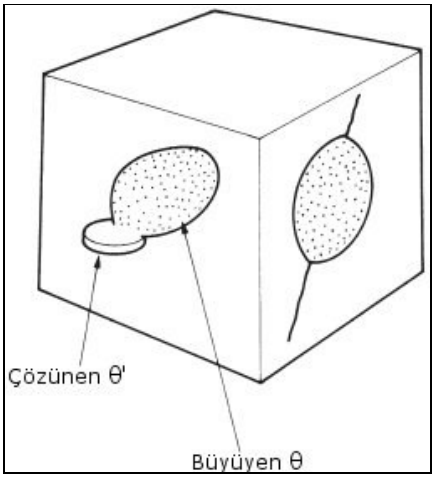
Şekil 2.19. θ" çökeltilerinin oluşumu

θ' çökeltileri matriste bulunan dislokasyonlarda çökelir (Şekil 2.20). θ'' fazları çözünüp içerdikleri Cu atomlarının θ' fazlarına transfer olmasını sağlar. θ' fazının disk yüzeyleri uyumlu ancak disk kenarları uyumsuz olduğundan bu faz yarı uyumlu olarak adlandırılır.



Şekil 2.20. θ' çökeltilerinin oluşumu

Denge fazı olan Al_2Cu (θ) fazı θ'-matris ara yüzeyinde çekirdeklenir. θ fazı büyürken θ' fazı çözünerek yok olur (Şekil 2.21). θ fazı matrisle tamamen uyumsuzdur bu nedenle disk değil küresel şekilde büyür [65]. Literatürde kabul gören yapıya göre θ fazı merkezde % 100 Cu atomları içeren bir düzlem, bunun iki yanında Al ve Cu atomlarından oluşan iki düzlem ve son olarak en dışta sadece Al atomlarından oluşan iki dış düzlemden oluşur. Böylece fazın toplam bileşimi Al_2Cu olur [69].

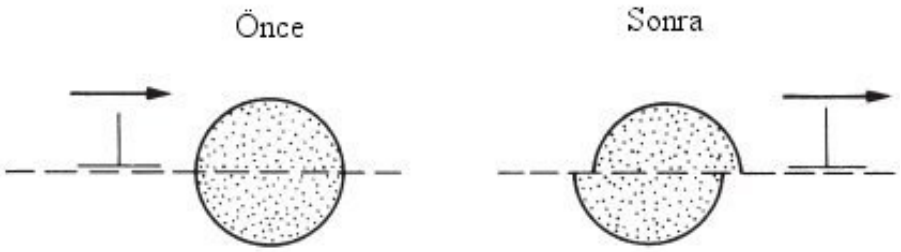


Şekil 2.21. Al_2Cu (θ) fazının oluşumu

Çökelti sertleşmesi işlemi esnasında farklı sertleştirme mekanizmaları nedeniyle mukavemet artışı gözlenir. Çözeltiye alma işlemi sonunda tüm Cu atomları katı

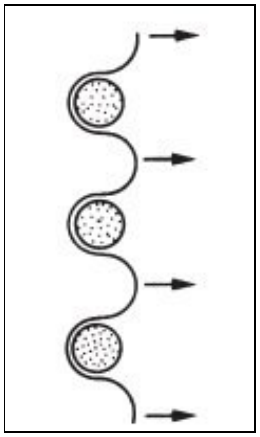
çözelti içinde dağıldıklarından katı çözelti sertleşmesi mekanizmasıyla alaşımın mukavemeti artar. Bu etki GP zonlarının oluşması ve α-Al içerisindeki Cu miktarının azalmasıyla ortadan kalkar. GP zonları ve θ" çökeltilerinin çevresinde oluşan uyumsuzluk nedenli gerinmeler kafeste gerilme yaratır. Bu gerilmeler dislokasyon hareketine engel olur ve mukavemette artış gözlenir. GP zonlarının sağladığı sertlik artışı daha büyüktür.

Nihai yapıda ise sertleşme mekanizması çökelti sertleşmesidir. Bu mekanizmada dislokasyonlar hareketleri sırasında çökeltilerle karşılaşınca iki durum söz konusudur; (a) dislokasyon çökeltiyi keserek hareketine devam eder (Şekil 2.22), (b) dislokasyon çökelti etrafından halkalanarak hareketine devam eder (Orowan mekanizması) (Şekil 2.23) [70].



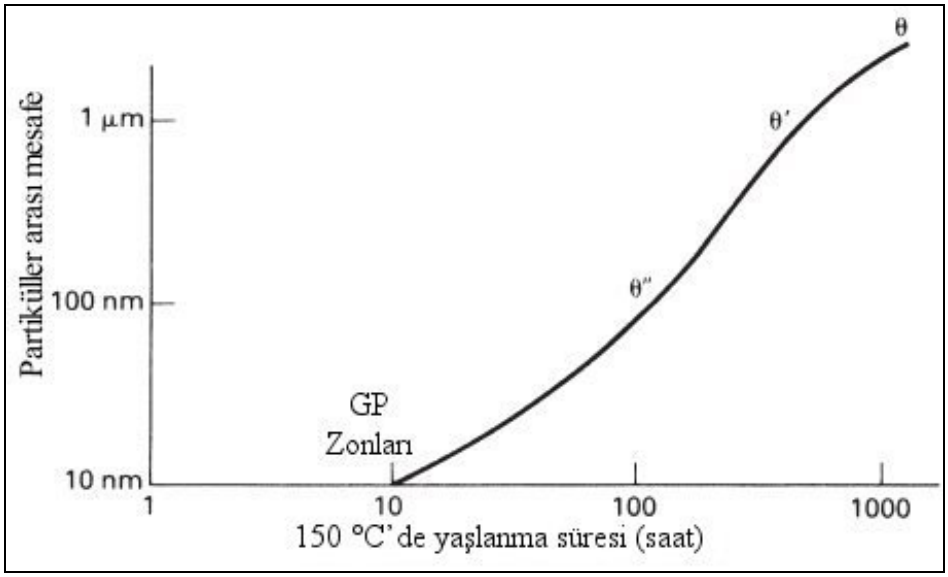
Şekil 2.22. Dislokasyon çökelti etkileşimi, dislokasyonun çökeltiyi keserek geçmesi [65]

Bu iki mekanizmadan hangisinin gerçekleşeceği oluşan partikül boyut ve partiküller arası mesafeye bağlıdır. Dislokasyonun partikülleri kesmesi için gereken gerilim yaşlanma süresi ve buna bağlı olarak partikül boyutunun artmasıyla artar. Bunun yanında halkalama için gerekli gerilme ise partiküller arası mesafe ile ters orantılıdır.

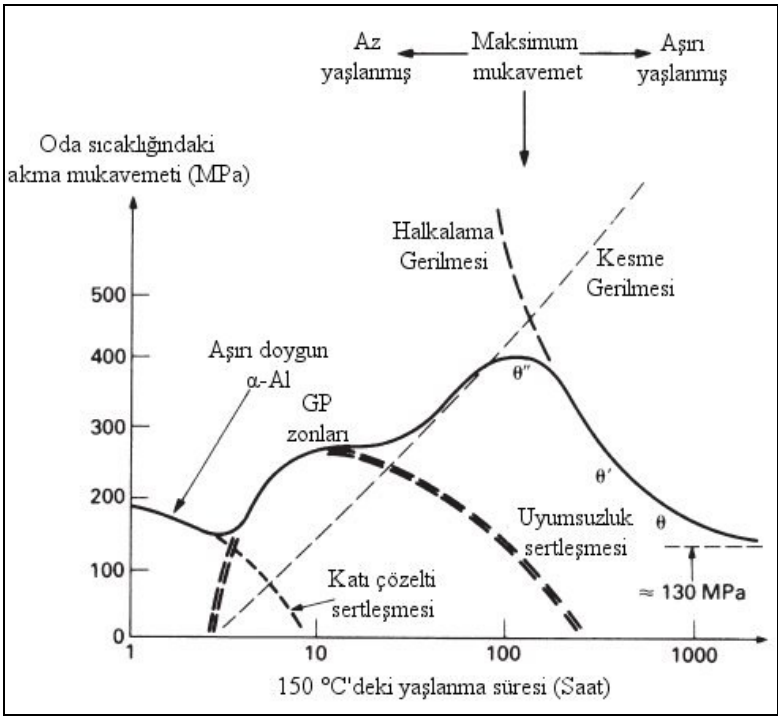


Şekil 2.23. Dislokasyon çökelti etkileşimi, dislokasyonun çökeltilerin etrafından halkalanarak geçmesi [65]

Yaşlanma işlemi boyunca partiküller arası mesafe 10 nm'den 1 μm civarına artar (Şekil 2.24). Bu nedenle yaşlanma süresinin artmasıyla halkalama için gerekli gerilim azalır. Şekil 2.25'te görüldüğü gibi bu iki mekanizmanın gerilme eğrilerinin kesiştiği nokta alaşım için maksimum mukavemeti verir.



Şekil 2.24. Partiküller arası mesafenin yaşlanma süresi ve partikül tipine bağlı değişimi [65]



Şekil 2.25. Yaşlanma süresine bağlı olarak oluşan mekanizmalar ve mukavemete etkileri [65]

Yaşlanma işlemi sırasında mukavemet ve sertlik değişimi yaşlandırma sıcaklığı ve süresiyle doğrudan ilişkilidir. Yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla maksimum mukavemet değerine ulaşmak için gerekli olan süre kısalır. Ancak sıcaklık arttıkça elde edilen maksimum sertlik değeri azalır. Bu nedenle aynı alaşım için maksimum sertlik ve mukavemet doğal yaşlanma ile elde edilir.

Çökelme sertleşmesi işleminin uygulanmasında dikkat edilmesi gereken bazı noktalar bulunmaktadır. Pratikte önem kazanan bu noktalara dikkat edilmezse elde edilen mukavemet değerleri hedeflenenden çok daha düşük olabilir. Çözeltiye alma işlemi sonrasında su verme işleminin geç kalınmadan yapılması gerekmektedir. Ancak su verme sırasındaki soğuma hızı hem aşırı doygun katı çözelti yapısını koruyacak kadar hızlı hem de parça üzerinde kalıntı gerilmeler oluşturmayacak kadar yavaş olmalıdır. Bu parametrelere göre parça şekil ve boyutları ile malzemenin kimyasal bileşimine göre su verme ortamı ve soğutma hızı belirlenmelidir [38]. Hadde alaşımları genellikle oda sıcaklığındaki su içerisinde soğutulurken, farklı kesitlere sahip döküm alaşımları 65-80 °C'de suda ya da basınçlı hava altında soğutulur [71]. Ayrıca malzemenin fırından çıkarılıp hızlı soğutma için kullanılacağı

ortam içerisine bırakılması arasında geçen süre de önemlidir. Bu sürenin uzaması aşırı doygun katı çözelti yapısının bozulmasına neden olur. ASTM standartlarında bu süre büyük boyutlu döküm parçalar için en çok 45 saniye olarak belirtilmiş, diğer parçalar için ise 10 saniye olarak sınırlandırılmıştır [72].

2.5.2. Yaşlanma işlemi üzerinde boşyer konsantrasyonunun etkisi

Çökelme (yaşlanma) işlemi difüzyona bağlı ve ısıl olarak aktive edilen bir proses olsa bile, ısıl işlem süresi, kimyasal kompozisyon, soğuk şekillendirme ya da tane boyutu gibi diğer değişkenlerin de bu proses üzerinde etkisi vardır. Temel olarak çözeltiye alma ve su verme işlemlerinden oluşan proseste boşyer konsantrasyonunun da çökelme esnasında kinetik açıdan önemi büyüktür.

Oda sıcaklığı civarında Al-Cu ya da Al-Ag gibi yaşlanabilen alaşımlarda ikincil atomların yoğunlaştığı bölgelerin oluşumunun difüzyon katsayısı ile yapılan hesaplamalardan çok daha hızlı olduğu belirlenmiştir. Örneğin Al-Cu alaşımlarında oda sıcaklığında bu bölgelerin su verme işleminden dakikalar sonra oluşmaya başladığı ve oluşumlarının 1-2 saat içinde tamamlandığı belirlenmiştir. Bu durum bu kısa süre içerisinde bakır atomlarının birçok kafes düzlemi boyunca hareket ettiğini gösterir. Bu bilgiye göre bakırın alüminyum içerisindeki difüzyon katsayısı 10^{-20}-10^{-22} m^2s^{-1} civarında olmalıdır. Bu değer yüksek sıcaklıkta elde edilen bilgilerin ekstrapolasyonu ile elde edilen 5 x 10^{-29} m^2s^{-1} değerinden çok büyüktür. Aradaki fark bir çok araştırmacı tarafından malzeme içerisindeki boşyer miktarına bağlanmaktadır [69]. Katı halde ikincil atomların difüzyonu boşyer miktarının artmasıyla yaklaşık olarak lineer şekilde artmaktadır [73]. Özellikle çözeltiye alma işlemi sırasında oluşan yüksek boşyer konsantrasyonu su verme işlemi ile oda sıcaklığına taşındığından difüzyon hızında artış gözlenmektedir.

Su verme işleminden kısa süre sonra ikincil atomların yoğunlaştığı bölgelerin oluşması malzeme sertliğinin artmasına neden olur. Bu durumda işlenmesi gereken malzemelerin işlenebilirliklerini azaltmaktadır. Kadmiyum (Cd), indiyum (In) ve kalay (Sn) Al-Cu alaşımlarında boşyerlerle etkileşime girerek sertlik artışının oluşumunu geciktirirler. Böylece alaşımların işlenmesi için daha fazla zaman kalmış olur [69].

2.6. Al-Si-Cu Alaşımları

Al-Si-Cu üçlü alaşımları Al-Si alaşımlarına göre daha yüksek mukavemete ve Al-Cu ikili alaşımlarından daha yüksek korozyon dayanımına sahiptirler [74, 75]. Bu alaşımların mikroyapıları alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak değişmekle birlikte α-Al fazı, silisyum kristalleri (ötektik ya da birincil olabilir) ve Al_2Cu fazından (θ fazı) oluşur [76]. Malzeme içerisine katılan diğer alaşım elementleri farklı bileşiklerin ($Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ gibi) mikroyapıda bulunmasına neden olabilir [77, 78]. Tablo 2.3'te ticari olarak kullanılan bazı Al-Si-Cu alaşımlarının bileşimleri verilmiştir.

Tablo 2.3. Ticari olarak kullanılan bazı Al-Si-Cu alaşımlarının bileşimleri [79-82]

Alaşım	% Si	% Cu	% Mg	% Fe	% Mn	% Al
295.1	1,7-1,5	4,0-5,0	0,03	0,8	0,35	Kalan
296.2	2,0-3,0	4,0-5,0	0,03	0,8	0,30	Kalan
305.0	4,5-5,5	1,0-1,5	0,1	0,2	0,1	Kalan
308.2	5,0-6,0	4,0-5,0	0,1	0,8	0,3	Kalan
319.2	5,5-6,5	3,0-4,0	0,4	0,6	0,1	Kalan
332.0	8,5-10,5	2,0-4,0	0,5	1,2	0,5	Kalan
339.0	11,0-13,0	1,5-3,0	0,5	1,0	0,5	Kalan
354.0	8,6-9,4	1,6-2,0	0,5	0,2	0,1	Kalan
380.2	7,5-9,5	3,0-4,0	0,1	0,6	0,1	Kalan
383.0	9,5-11,5	2,0-3,0	0,1	1,3	0,5	Kalan
384.1	10,5-12,0	3,0-4,5	0,1	1,0	0,5	Kalan

Al-Si-Cu üçlü alaşım ailesine ait literatüre geçmiş toplam 112 ticari alaşım mevcuttur. Bu alaşım bileşimlerinden 70 tanesi % 5-9 arası, 31 tanesi % 10-13 arası ve 11 tanesi % 16-23 arası Si içerir. Bakır oranı ise 43 alaşım için % 0,03-0,90 arası, 23 alaşım için 0-2,0 arası ve 46 alaşım için % 2,5-5 arasında değişmektedir [83].

Al-Si-Cu üçlü sisteminin alüminyum köşesinde hiçbir üçlü bileşik oluşmamaktadır. Al_2Cu ve Si fazları alüminyum katı çözeltisi ile denge halindedir. Al_2Cu (θ) fazı a = 0,6063 nm ve c = 0,4872 nm kafes parametrelerine ve tetragonal kafes yapısına sahiptir. Bu faz genellikle % 52,5-53,9 oranlarında bakır içerir, bu değerler stokiyometrik oran olan % 54,2'nin biraz altındadır. İkili alaşımlarda θ fazının yoğunluğu 4,34 g/cm^3 olarak belirlenmiştir [79].

Sistemin alüminyum köşesinde soğuma esnasında gerçekleşen reaksiyonlar Tablo 2.4'te özetlenmiştir. Şekil 2.26 ise üçlü sistemin liküdüs eğrilerini göstermektedir. Şekilden de anlaşılacağı gibi bakır ve silisyum miktarının artması liküdüs sıcaklığını aşağı çekmektedir [79].

Yüksek saflıktaki Al-Si-Cu üçlü alaşımlarının katılaşmasında aşağıdaki olaylar sırayla gerçekleşir;

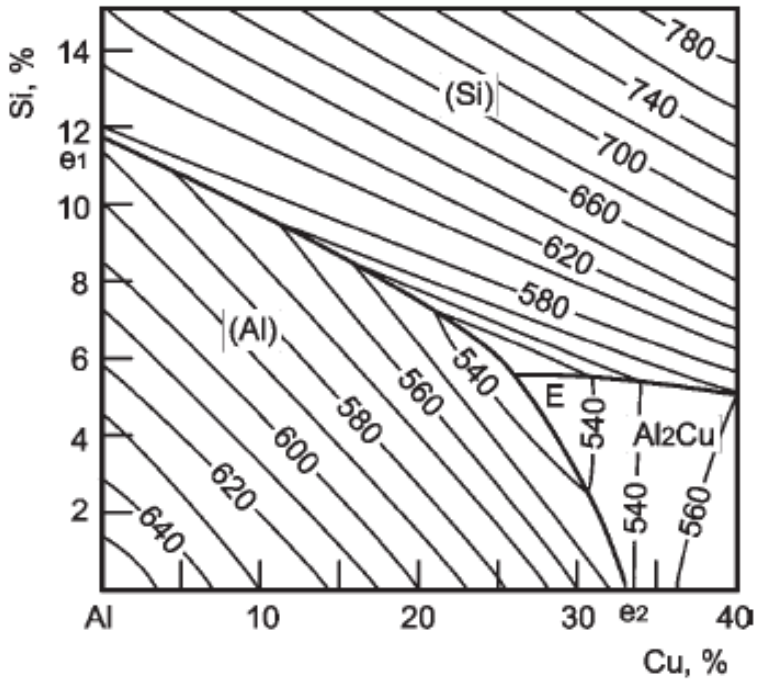
Birincil α-alüminyum dentritleri 620-580 ºC arasında katılaşmaya başlar. Tam sıcaklık değeri alaşım içindeki Si ve Cu miktarına bağlıdır.

570-555 ºC arasında α-alüminyum ve Si kristallerinin oluşturduğu ötektik yapı katılaşır. Bu katılaşma sonucunda sıvı metal içindeki Cu konsantrasyonu artar.

500-470 ºC arasında ise Al_2Cu fazının katılaşmasıyla işlem tamamlanmış olur [84].

Tablo 2.4. Al-Si-Cu sisteminin alüminyum köşesinde gerçekleşen reaksiyonlar [79]

Reaksiyon	Fazların kimyasal bileşimi				Sıcaklık (ºC)
	Sıvı		Al (katı)		
	% Cu	% Si	% Cu	% Si	
$L \rightarrow Al + Al_2Cu + Si$	27	5	4,5	1,1	525
$L \rightarrow Al + Al_2Cu$	-	-	-	-	547-525
$L \rightarrow Al + Si$	-	-	-	-	577-525



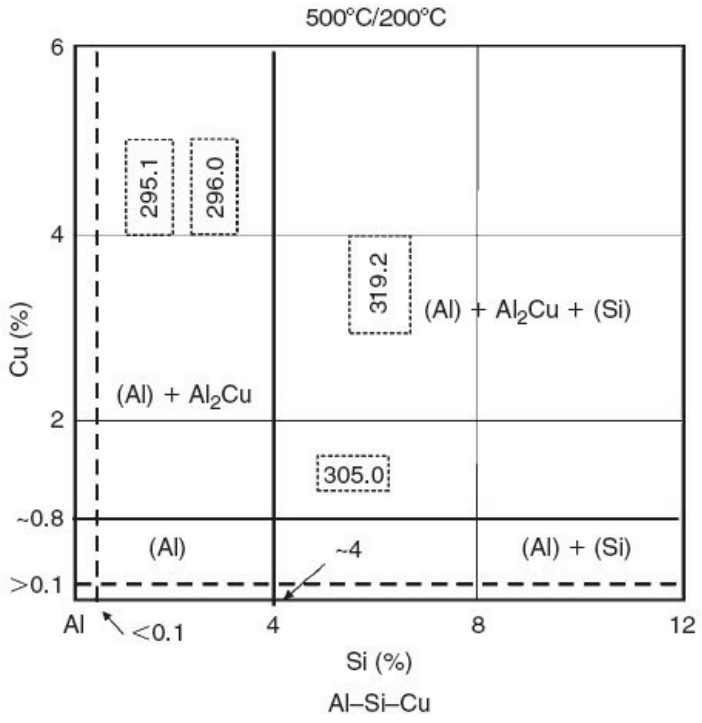
Şekil 2.26. Al-Si-Cu üçlü sisteminde liküdüs eğrileri [79]

Bakırın silisyum içindeki ve silisyumun Al_2Cu fazı içerisindeki çözünürlükleri ihmal edilebilecek kadar düşük seviyededir. Alüminyum içerisinde maksimum alaşım elementi çözünürlüğü ötektik sıcaklıkta (525 ºC) bakır için % 4,5, silisyum için ise % 1,1'dir. Sıcaklığın azalması ile birlikte alüminyum içerisindeki alaşım elementlerinin çözünürlüğü azalır (Tablo 2.5) [79].

Tablo 2.5. Alüminyum katı çözelti içerisinde bakır ve silisyumun limit çözünürlük değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimi [79]

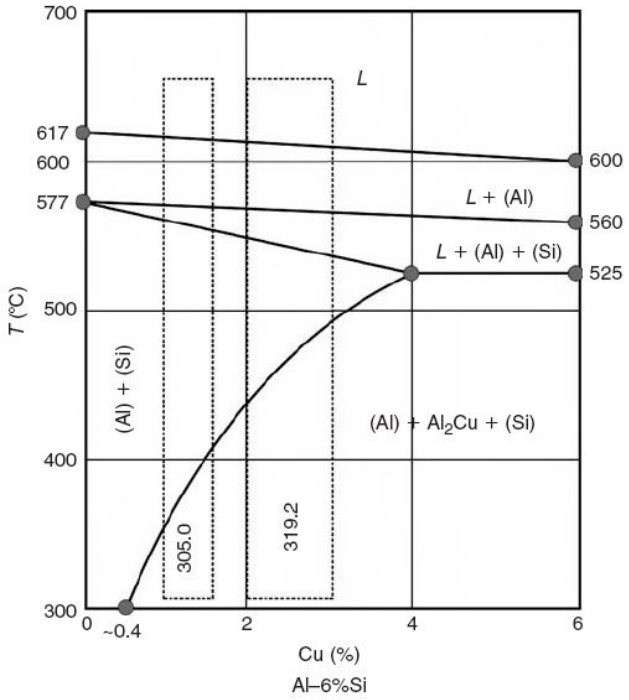
Sıcaklık (ºC)	525	500	460	400	300
% Cu	4,5	4,1	3,6	1,5	0,4
% Si	1,1	0,85	0,6	0,25	0,1

Şekil 2.27'de Al-Si-Cu üçlü faz dengesinin sabit sıcaklıkta ve iki farklı bileşimde alınan kesitleri verilmiştir. Bu diyagramlardan sıcaklığın düşmesiyle alüminyum kafesi içersindeki bakır ve silisyum çözünürlüğünün düşüşü ve alaşım elementlerinin miktarına göre alaşımın katılaşması sırasında oluşan reaksiyonların sıcaklıkları rahatlıkla görülmektedir.

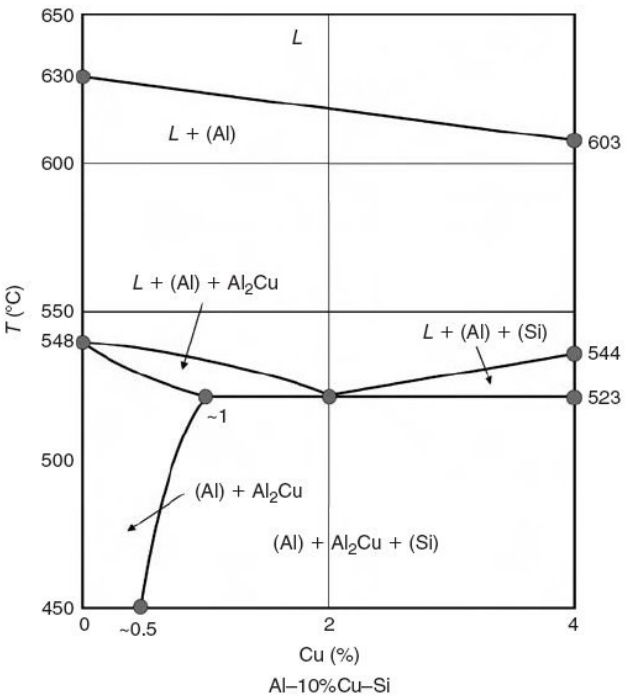


(a)

Şekil 2.27. Al-Si-Cu üçlü faz dengesinin izotermal (a) ve politermal (b ve c) kesitleri, (a) 500 °C (sürekli çizgiler) ve 200 °C (kesikli çizgiler), (b) % 6 Si ve (c) % 10 Cu [79]



(b)



(c)

Şekil 2.27. (Devam) Al-Si-Cu üçlü faz dengesinin izotermal (a) ve politermal (b ve c) kesitleri, (a) 500 °C (sürekli çizgiler) ve 200 °C (kesikli çizgiler), (b) % 6 Si ve (c) % 10 Cu [79]

Gerçek katılaşma koşullarında Al_2Cu ve Si ötektik fazları daha düşük bakır ve silisyum konsantrasyonlarında oluşur. Döküm halinde faz alanlarının dağılımı alaşımın soğuma hızıyla bağlantılıdır [79].

Üçlü alaşım içerisinde bulunan bakır katkısı Al-Cu ikili alaşımında olduğu gibi çökelti sertleşmesi ile alaşımın mukavemet ve sertliğinin artmasını sağlar. Çökelti sertleşmesi işleminin ilk adımı olan çözeltiye alma işlemi sırasında Al_2Cu fazı çözünürken yapıda bulunan ötektik silisyum kristalleri küreselleşmeye başlar. İğnesel formdaki silisyum kristallerinin küreselleşmesi malzemenin tokluk değerinin artmasını sağlar [85]. Yüksek soğuma hızının gerçekleştiği döküm yöntemlerinde (basınçlı döküm, ince kesitli parçaların metal kalıba dökümü gibi) bakır atomlarının alüminyum kafesinden dışarı yayınmalarına yetecek süre olmadığından bakır atomları çökeltiler oluşturamaz. Bu gibi durumlarda çözeltiye alma işlemi yapılmaksızın yaşlandırma işlemi ile mukavemette büyük artışlar sağlanabilir (T5 ısıl işlemi) [58].

Tüm Al-Si alaşımlarında olduğu gibi Al-Si-Cu üçlü alaşımlarının ergitilmesi ve dökümü sırasında sıvı metal içerisine girecek safsızlıklardan kaçınılması gerekmektedir. Bu safsızlıkların başında demir gelir. Demirin varlığında oluşan Al_5FeSi ve Al_8Fe_2Si intermetalikleri plaka tipi morfolojileri nedeniyle malzemenin tokluğunun düşmesine neden olur [86-88]. Ancak alaşım içerisinde mangan bulunması durumunda demir atomları yapraksı ya da pul benzeri morfolojiye sahip $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ fazı içinde hapsolacağı için iğnesel intermetalikler oluşturmaz [79, 79].

3. DENEYSEL ÇALIŞMA

3.1. Alaşımların Dökümü

Çalışmada kullanılan numunelerin dökümünde hammadde olarak % 99,7 saflıkta alüminyum, % 99,8 saflıkta bakır ve % 99,7 saflıkta silisyumdan yararlanılmıştır. Farklı bakır oranlarına sahip numuneler arasındaki kimyasal kompozisyon farkını en aza indirmek için öncelikle % 11,5 oranında silisyum içeren master alaşım dökülmüştür. Daha sonra bu master alaşımdan istenilen oranda alınan parçalar tekrar ergitilerek içerisine uygun miktarlarda bakır ilavesi yapılmıştır. Tüm ergitme işlemleri grafit potalı 15 kW gücünde indüksiyon ocağı kullanılarak yapılmıştır (Şekil 3.1). Ergitme işleminin tamamlanmasından sonra döküm işlemi iki adet 15 mm çapta ve 150 mm uzunlukta silindirik boşluğu olan metal kalıba yapılmıştır (Şekil 3.1).



Şekil 3.1. Ergitme işleminde kullanılan indüksiyon ocağı, döküm işleminde kullanılan kalıp ve dökülmüş parça

Metal kalıp döküm işlemi öncesinde elektrikli ısıtıcı kullanılarak yaklaşık 300 °C'ye ısıtılmıştır. Kalıplar katılaşmanın tamamlanmasından sonra açılmış ve kalıptan çıkarılan parçalar oda sıcaklığında soğumaya bırakılmışlardır. Döküm parçalarının tamamının soğuması tamamlandıktan sonra uygun numuneler kesilip optik emisyon spektrometresinde (Şekil 3.2) kimyasal analizleri yapılmıştır. Her numune için

3 kez analiz yapılmış ve çıkan sonuçların ortalaması alınmıştır. Elde edilen analiz sonuçları Tablo 3.1'de verilmiştir.



Şekil 3.2. Kimyasal analizlerin yapıldığı optik emisyon spektrometresi

Tablo 3.1. Dökümü gerçekleştirilen alaşımların kimyasal analizi

Element (% Ağ.)	Si	Cu	Fe	Ti	Mg	Al
Al-Si	11,5	0,009	0,160	0,017	0,003	Kalan
Al-Si-1Cu	11,7	1,07	0,150	0,016	0,004	Kalan
Al-Si-2Cu	11,6	1,98	0,150	0,018	0,004	Kalan
Al-Si-3Cu	11,6	2,90	0,140	0,017	0,003	Kalan
Al-Si-4Cu	11,5	3,92	0,150	0,017	0,004	Kalan
Al-Si-5Cu	11,4	4,89	0,146	0,017	0,004	Kalan

Döküm ve analiz işlemi tamamlanan parçalardan farklı işlemler için uygun boyutta numuneler kesilerek kullanılmıştır.

3.2. Isıl İşlemler

İçerdikleri bakır katkısı nedeniyle ısıl işlemle sertleşebilir hale gelen Al-Si alaşımlarına önce çözeltiye alma ardından suni yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Bütün ısıl işlemlerde Lynn marka rezistanslı fırın kullanılmıştır. Çözeltiye alma işlemi 550 °C'de 8 saat sürmüştür. Çözeltiye alma işlemi sonrasında aşırı doygun katı çözeltiyi korumak için numuneler suda soğutulmuştur. Suni yaşlandırma işlemi ise 200 °C'de 2 ile 10 saat arasında değişen sürelerde gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırma işlemi sonrasında da numunelerin fırından çıkarıldığı konumdaki özelliklerini korumak amacıyla suda soğutma işlemi uygulanmıştır.

3.3. Mikroyapısal İncelemeler

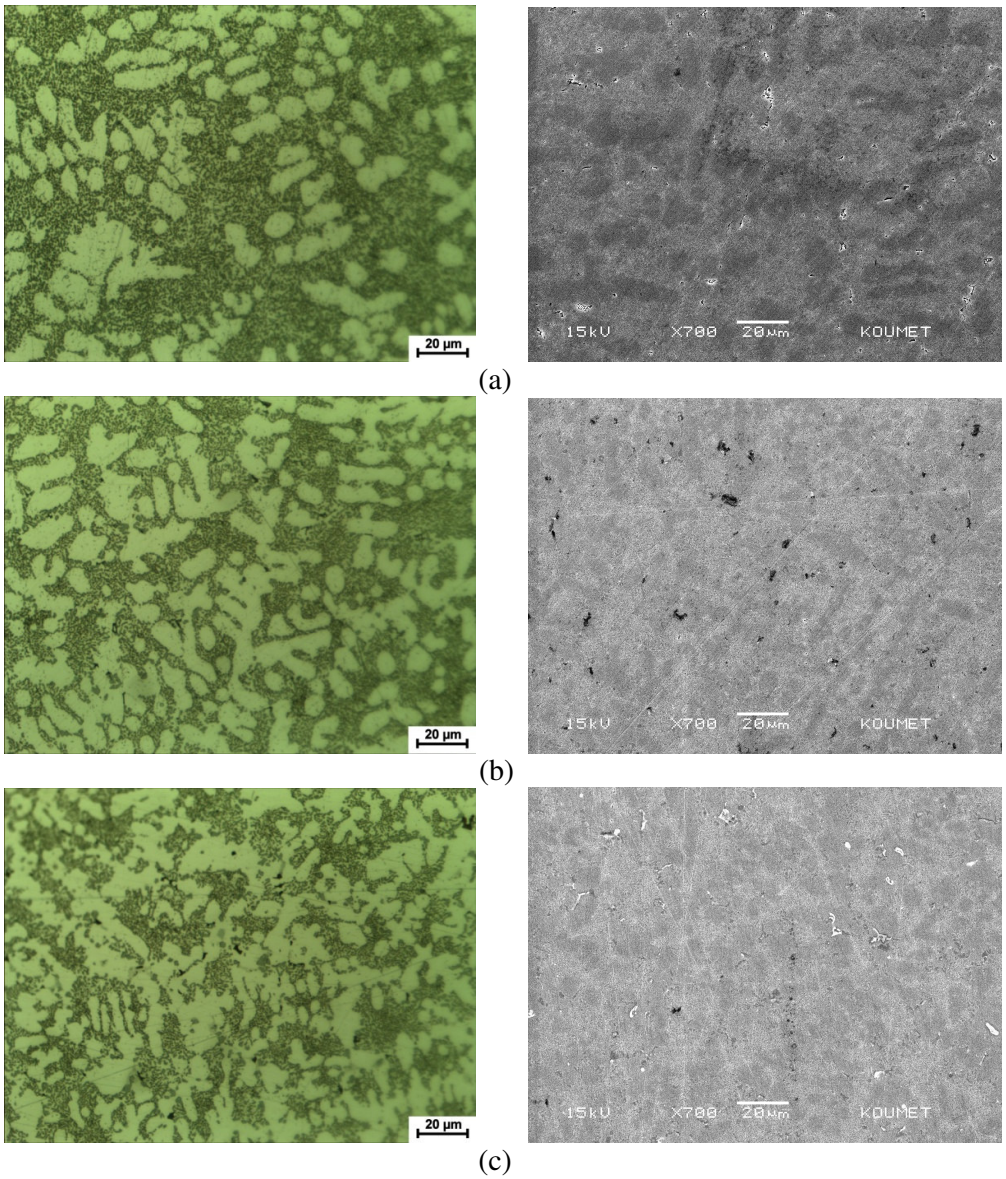
Numunelerin döküm konumundaki, çözeltiye alınmış konumdaki ve farklı sürelerde yaşlanmış konumdaki mikroyapıları Zeiss Axiophot ışık mikroskobu ve Jeol 6060 model tarama elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelenmiştir (Şekil 3.3). İnceleme öncesinde numuneler 320-2000 mesh numaralı SiC zımparalar ile zımparalanmış ve 3 μm elmas kullanılarak parlatılmıştır. Mikroyapıların daha belirgin hale gelmesi için numuneler inceleme öncesinde Keller ayracı (% 1 HF + % 1,5 HCl + % 2,5 HNO_3 + % 95 H_2O) ile dağlanmıştır.



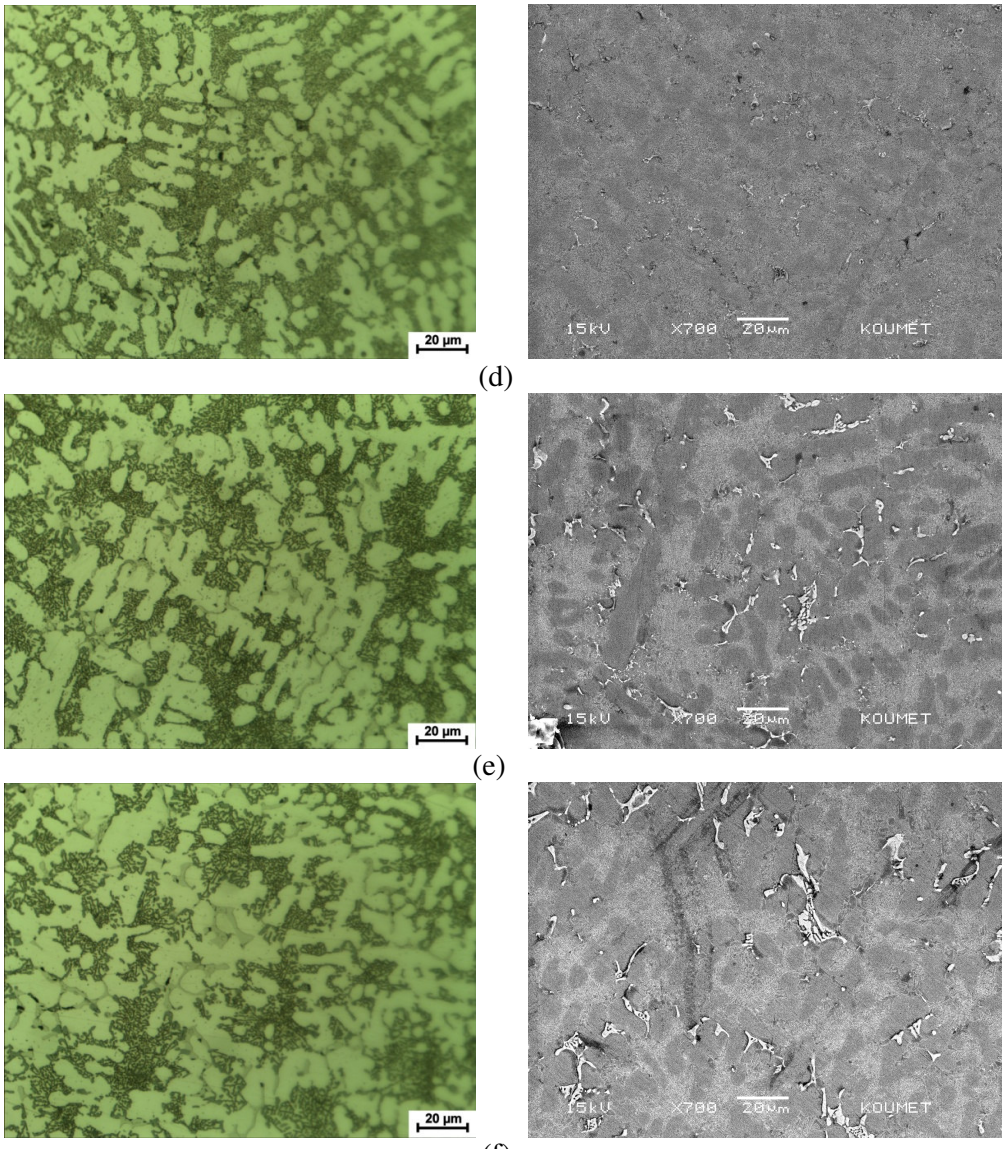
Şekil 3.3. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan ışık mikroskobu (solda) ve tarama elektron mikroskobu (sağda)

Şekil 3.4'te farklı oranlarda bakır içeren Al-Si alaşımlarının döküm konumunda ışık mikroskobunda ve tarama elektron mikroskobunda alınan görüntüleri verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi bakır içermeyen Al-Si alaşımının mikroyapısı alüminyum dentritleri ve ötektik fazdan oluşmaktadır. Malzeme içerisindeki bakır miktarının

artmasıyla mikroyapıda oluşan Al_2Cu çökeltilerinin sayısında ve boyutlarında artış olduğu tespit edilmiştir.



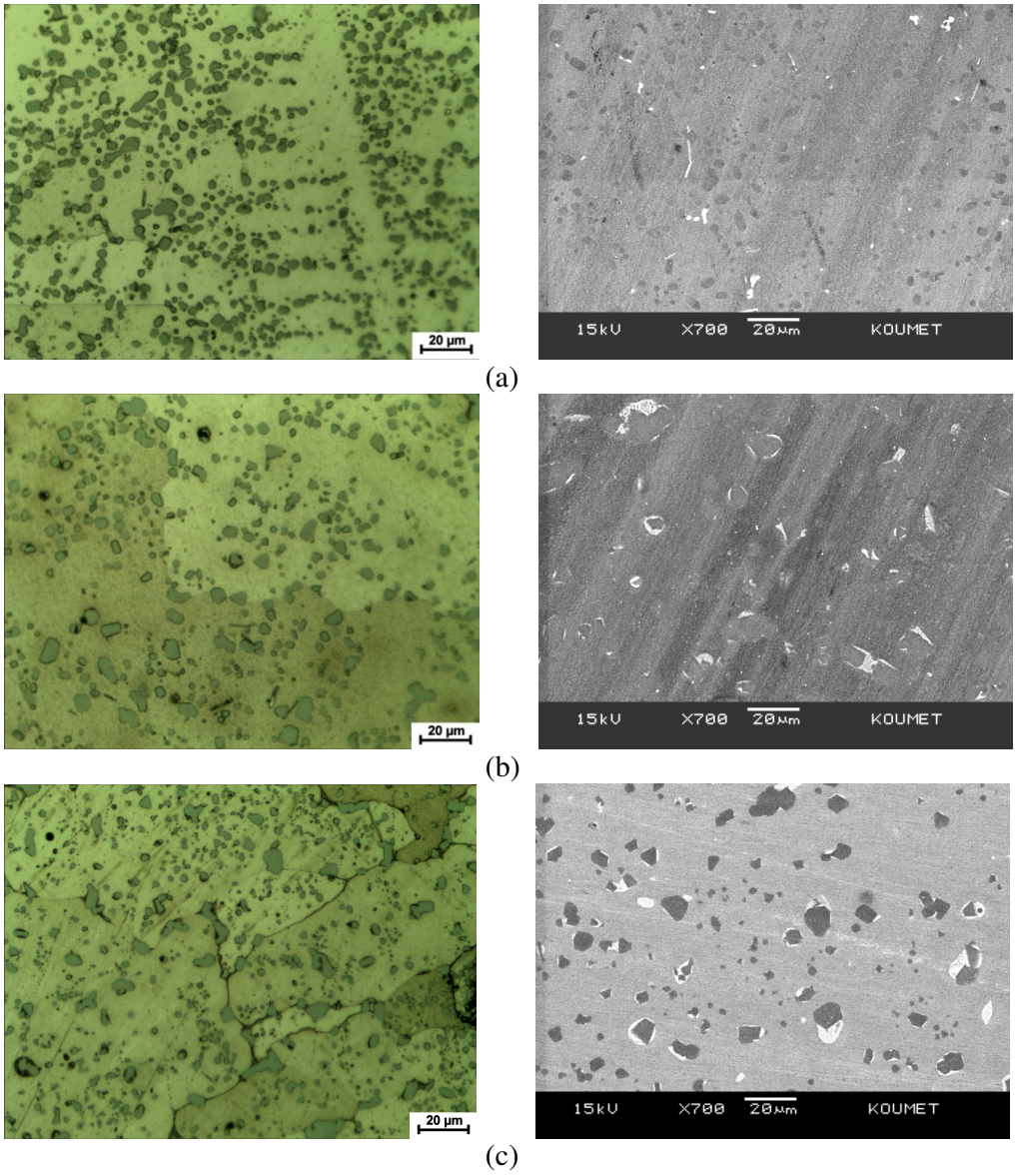
Şekil 3.4. Döküm konumundaki Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu (solda) ve SEM ile (sağda) çekilen mikroyapıları (a) Al-Si ötektik, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu ve (e) Al-Si-4Cu, (f) Al-Si-5Cu



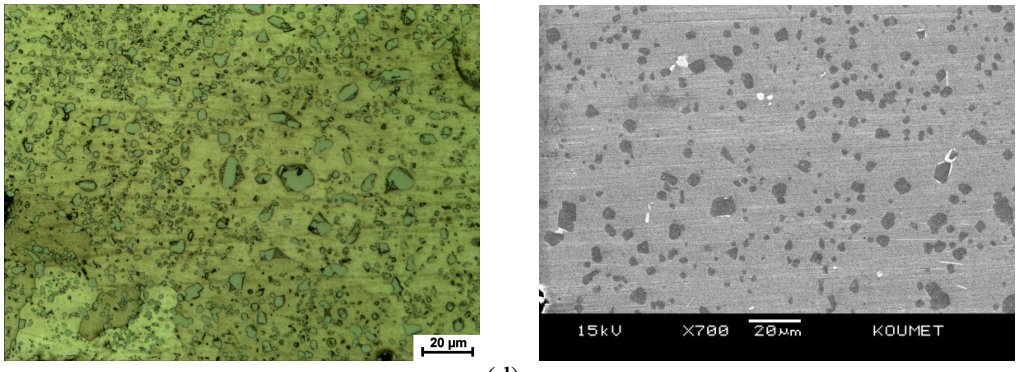
Şekil 3.4. (Devam) Döküm konumundaki Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu (solda) ve SEM ile (sağda) çekilen mikroyapıları (a) Al-Si ötektik, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu ve (e) Al-Si-4Cu, (f) Al-Si-5Cu

Çözeltiye alma işlemi sonrasında yapılan incelemelerde döküm konumunda iğnesel morfolojiye sahip olan ötektik silisyum kristallerinin küreselleştiği görülmüştür. Bunun yanında yapıda bulunan Al_2Cu fazı çözünerek α-alüminyum kafesi içerisine girmiştir. Ancak özellikle yüksek bakırlı alaşımlarda tane sınırlarında çözünmeden kalmış bakırlı çökeltiler gözlenmiştir. Yüksek oranda bakır içeren alaşımlarda tüm Al_2Cu fazının çözünmesi uygulamada pek mümkün değildir. Bu işlem için çok uzun sürelere ihtiyaç vardır. Uzun süreli çözletiye alma işlemleri ise mikroyapısal

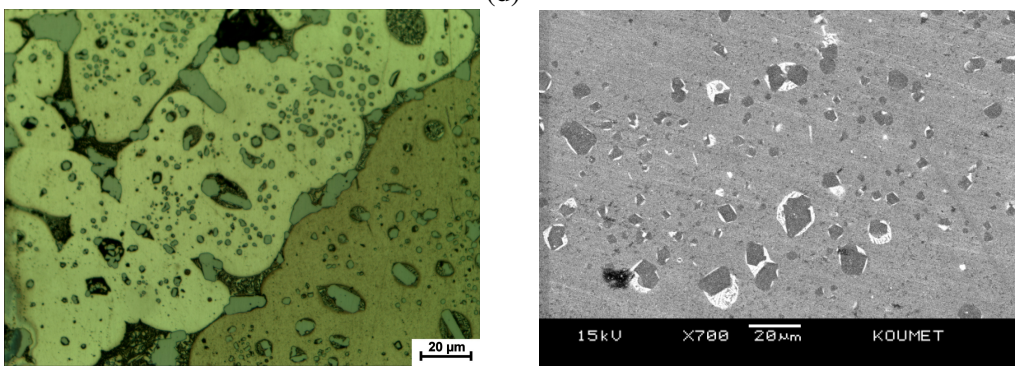
elemanların kabalaşmasına ve porozite oluşumuna neden olabilmektedir [25]. Ayrıca sıcaklığın artmasıyla birlikte alüminyum içerisindeki silisyum çözünürlüğü artmaktadır. Alüminyum kafesi içerisinde çözünen silisyum miktarının artması bakır çözünürlüğünü azaltmaktadır. Şekil 3.5'te farklı oranlarda Cu içeren alaşımların çözeltiye alma işlemi sonrasındaki mikroyapıları verilmiştir.



Şekil 3.5. Çözeltiye alma işlemi sonrasında Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu ve SEM ile çekilen mikroyapıları (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu



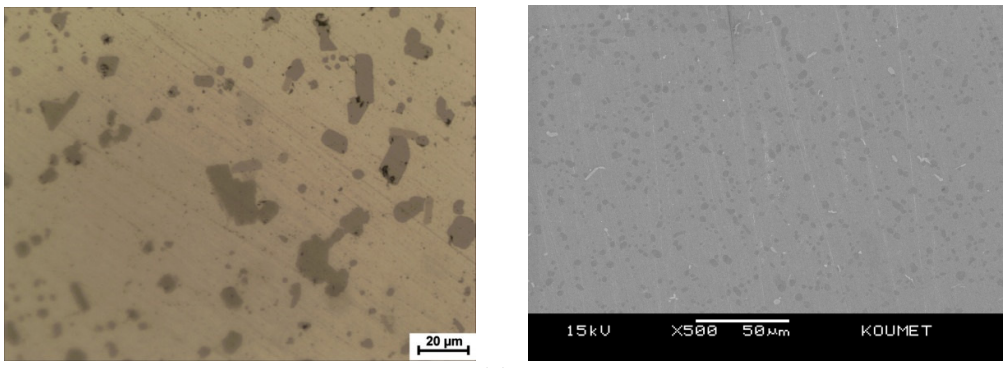
(d)



(e)

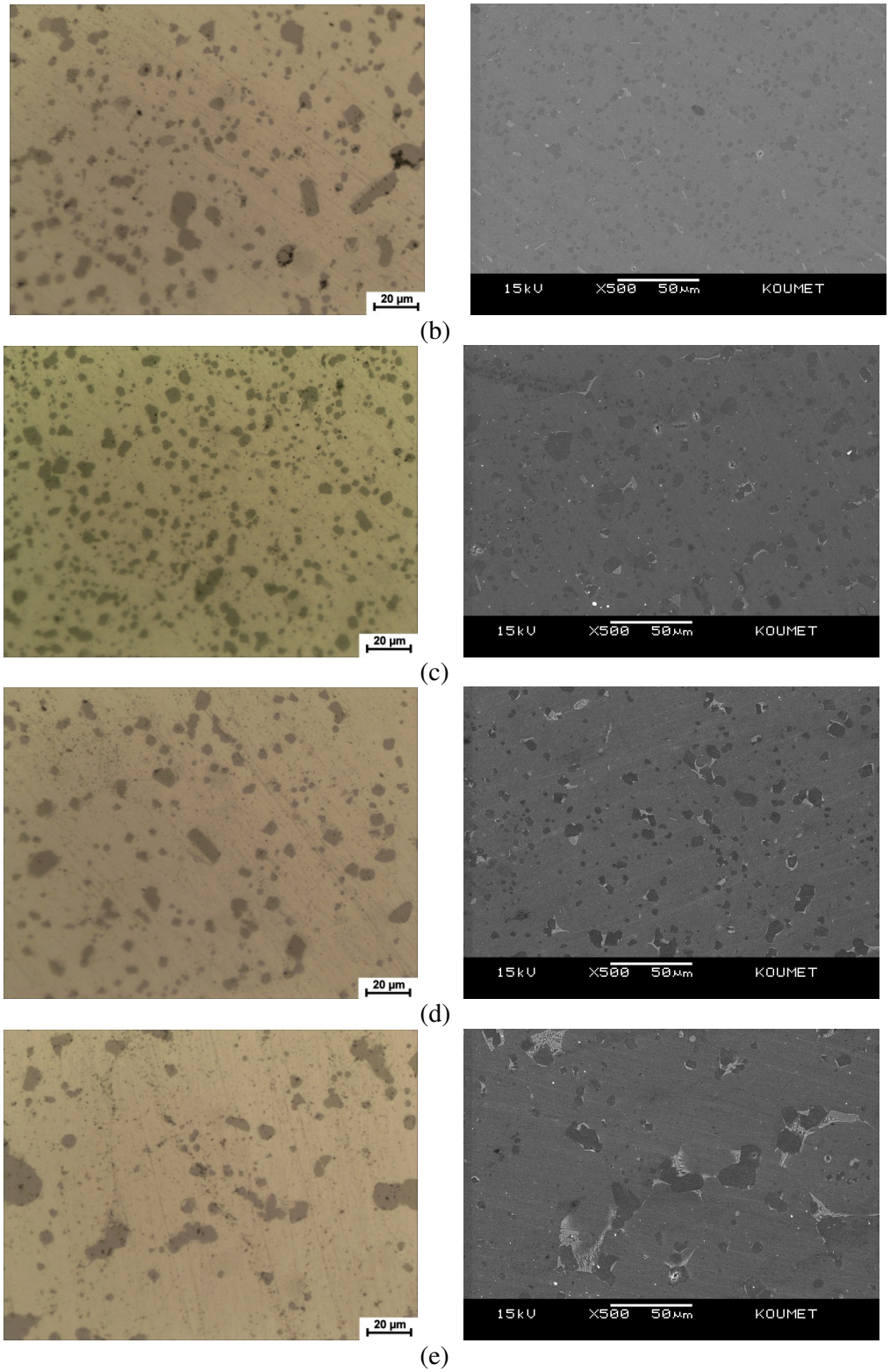
Şekil 3.5. (Devam) Çözeltiye alma işlemi sonrasında Al-Si-Cu alaşımlarının ışık mikroskobu ve SEM ile çekilen mikroyapıları (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

Farklı koşullarda yaşlandırılan numunelerin mikroyapısal incelemelerinde aynı koşullar için alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla mikroyapıda oluşan çökelti miktarının arttığı belirlenmiştir. 200 °C'de 6 saat boyunca yaşlanan farklı bakır içerikli numunelerin mikroyapı görüntüleri Şekil 3.6'da verilmiştir.



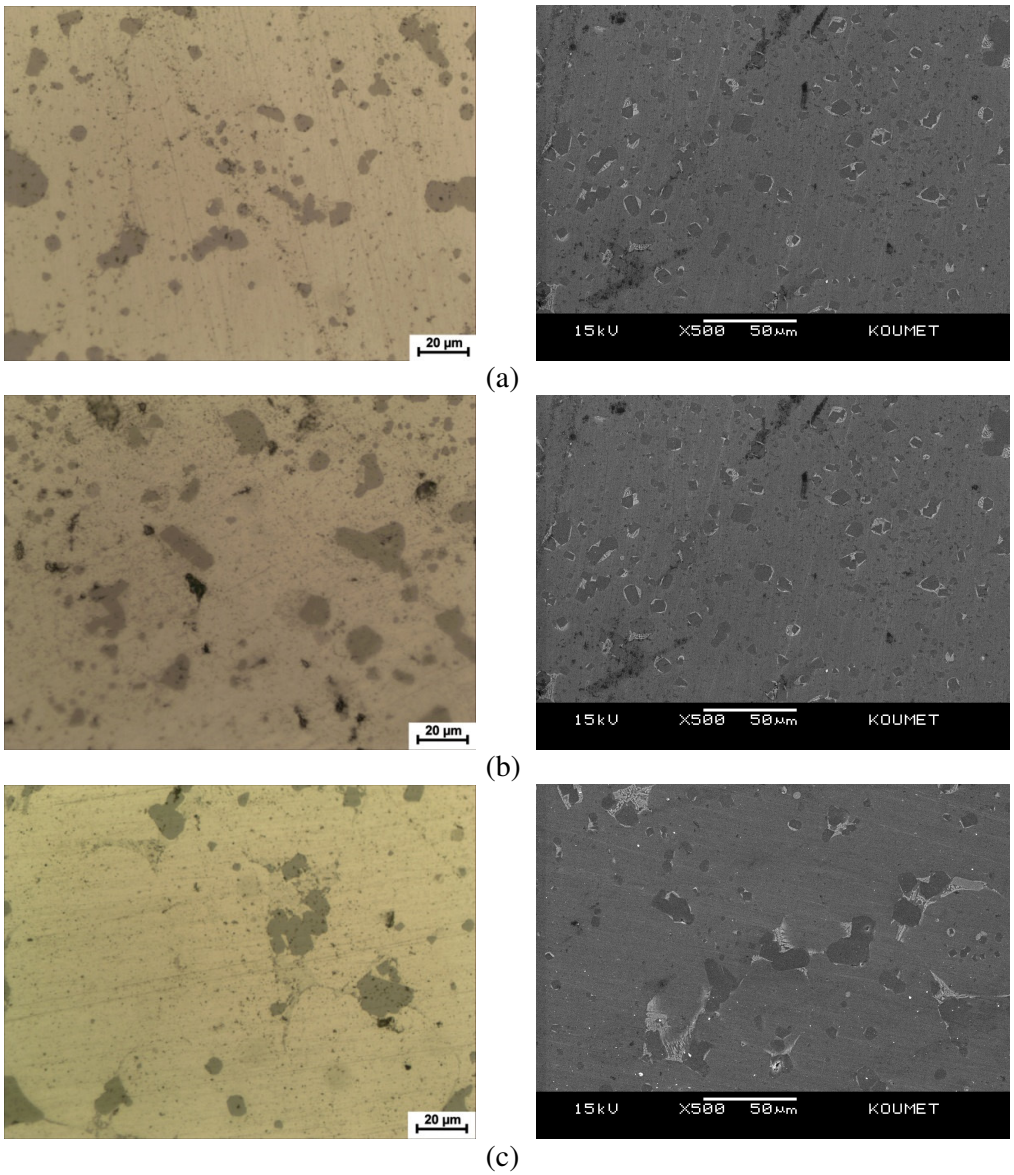
(a)

Şekil 3.6. 6 saat yaşlanma sonrasında farklı oranlarda Cu içeren numunelerin ışık mikroskobu (solda) ve SEM (sağda) ile çekilmiş mikroyapı görüntüleri (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

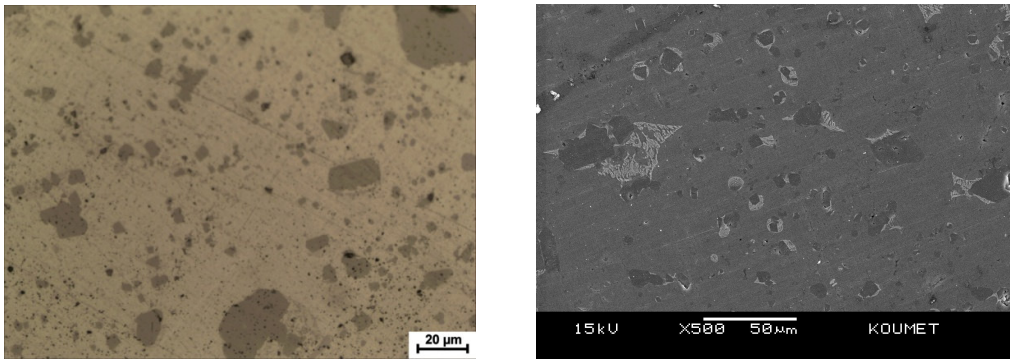


Şekil 3.6. (Devam) 6 saat yaşlanma sonrasında farklı oranlarda Cu içeren numunelerin ışık mikroskobu (solda) ve SEM (sağda) ile çekilmiş mikroyapı görüntüleri (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

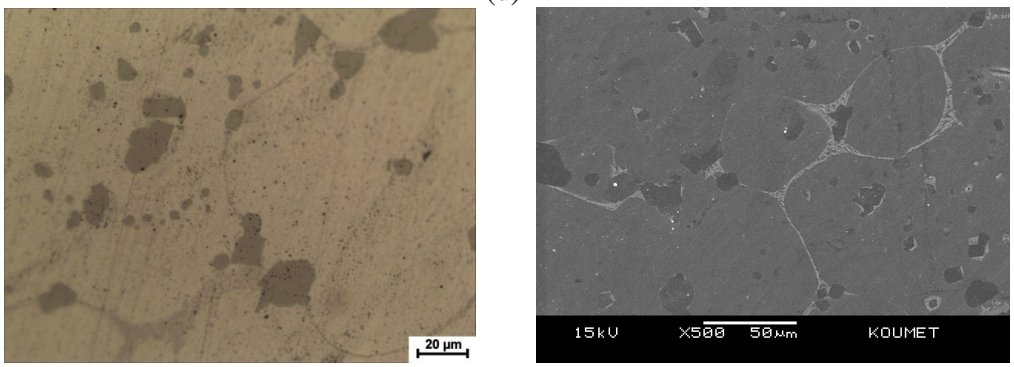
Aynı oranda bakır içeren numune için yaşlanma süresinin artması ile birlikte çökelti sayısı önce artmaktadır. Ancak kritik bir ısıl işlem süresinden sonra oluşan çökeltiler kabalaşmakta ve sayıları azalmaktadır. Yapılan bu çalışmada tüm numuneler için 6 saat yaşlanma sonrasında çökelti sayısının artmayıp çökeltilerin kabalaştığı belirlenmiştir. % 5 oranında bakır içeren Al-Si alaşımının farklı sürelerde yaşlandırılması sonucu elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3.7'de verilmiştir.



Şekil 3.7. % 5 bakır içeren alaşımın 200 °C'de farklı sürelerde yaşlanması sonucu elde edilen mikroyapılar (solda ışık mikroskobu, sağda SEM görüntüleri) (a) 2, (b) 4, (c) 6, (d) 8 ve (e) 10 saat



(d)

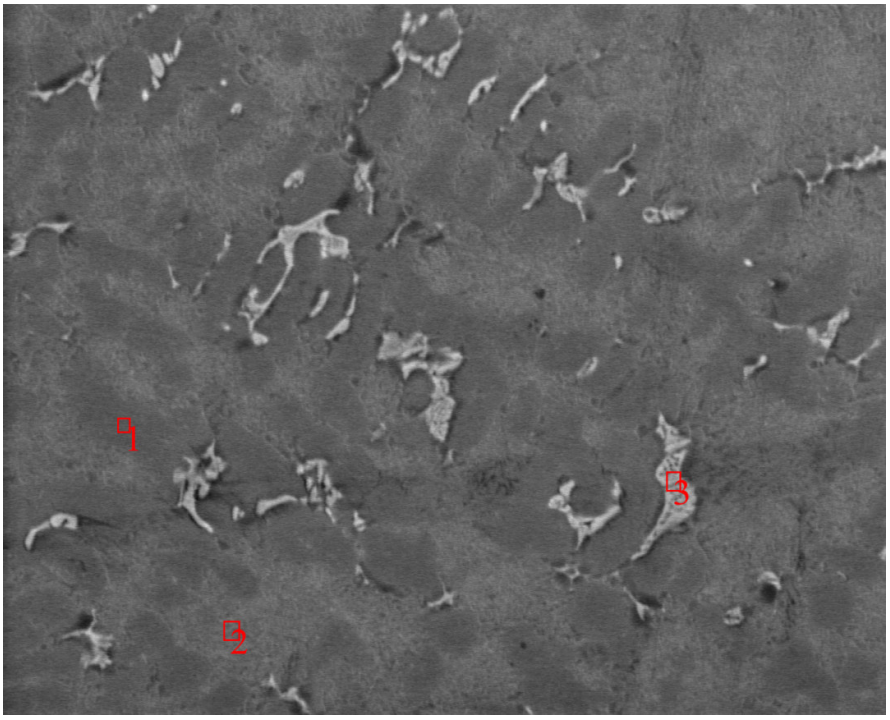


(e)

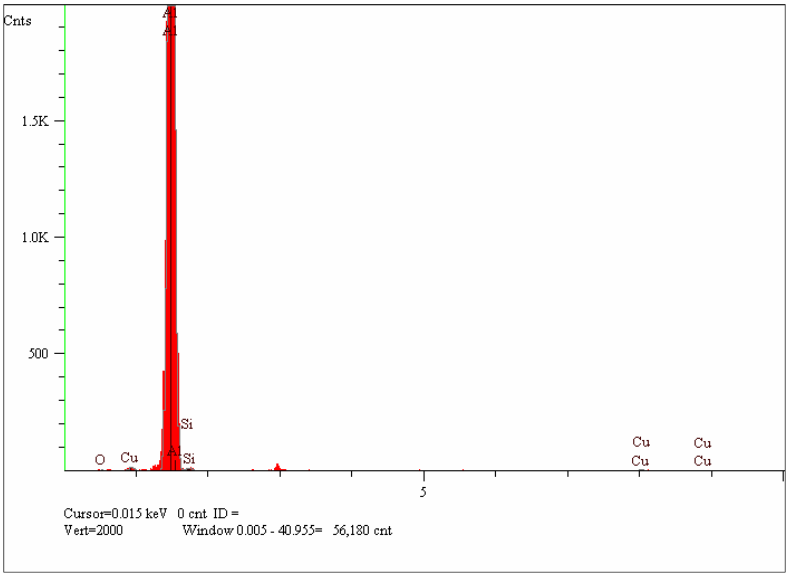
Şekil 3.7. (Devam) % 5 bakır içeren alaşımın 200 °C'de farklı sürelerde yaşlanması sonucu elde edilen mikroyapılar (solda ışık mikroskobu, sağda SEM görüntüleri) (a) 2, (b) 4, (c) 6, (d) 8 ve (e) 10 saat

3.4. EDX Analizi

Döküm konumunda üç farklı fazın bulunduğu alaşımların mikroyapılarındaki fazların tanımlanması için numunelere EDX (Enerji Dağılım X-Işın Analizi) yapılmıştır. Döküm konumundaki Al-Si-5Cu numunesinin analizin uygulandığı faz bölgeleri ve analiz sonucu elde edilen enerji dağılım spektrumları Şekil 3.8'de verilmiştir.

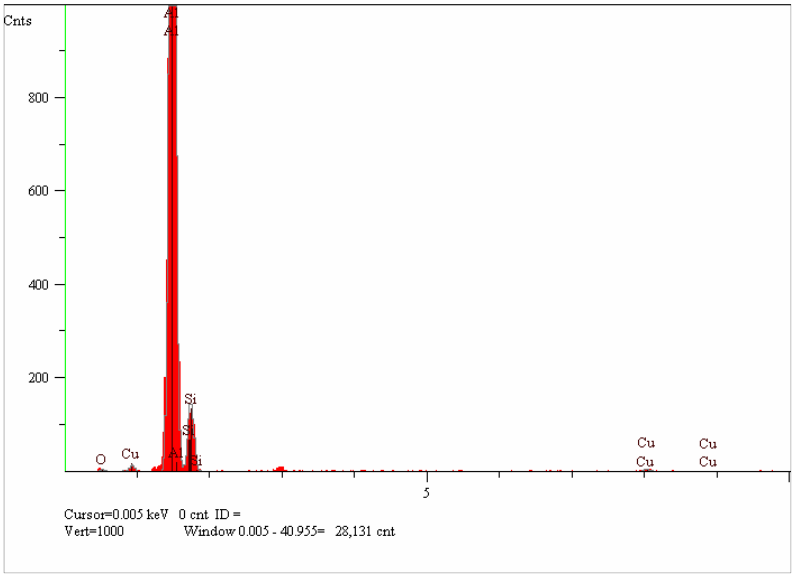


(a)

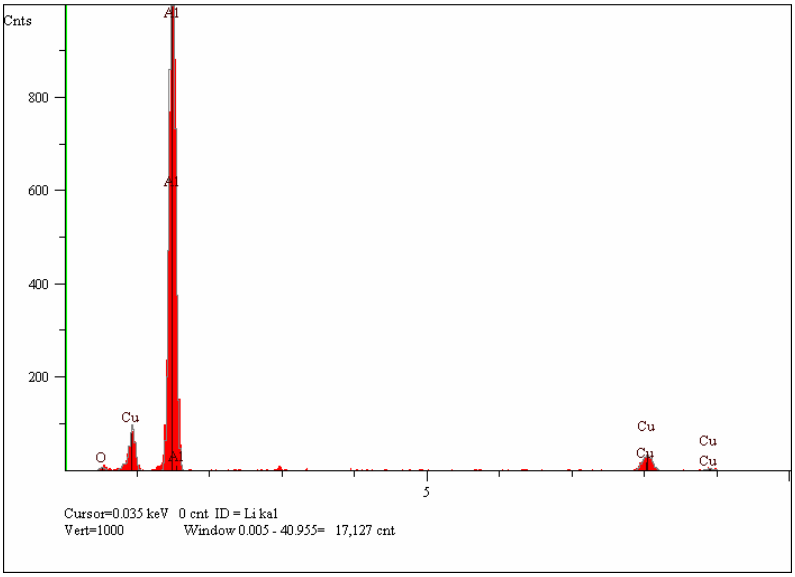


(b)

Şekil 3.8. Al-Si-5Cu numunesine EDX analizinin uygulandığı faz bölgleri (a) ve bu bölgelerden elde edilen enerji dağılım spektrumları (b) 1 noktası için, (c) 2 noktası için, (d) 3 noktası için



(c)



(d)

Şekil 3.8. (Devam) Al-Si-5Cu numunesine EDX analizinin uygulandığı faz bölgleri (a) ve bu bölgelerden elde edilen enerji dağılım spektrumları (b) 1 noktası için, (c) 2 noktası için, (d) 3 noktası için

Tablo 3.2'de ise elde edilen enerji dağılım spektrumlarından hesaplanan elementel analiz sonuçları verilmiştir.

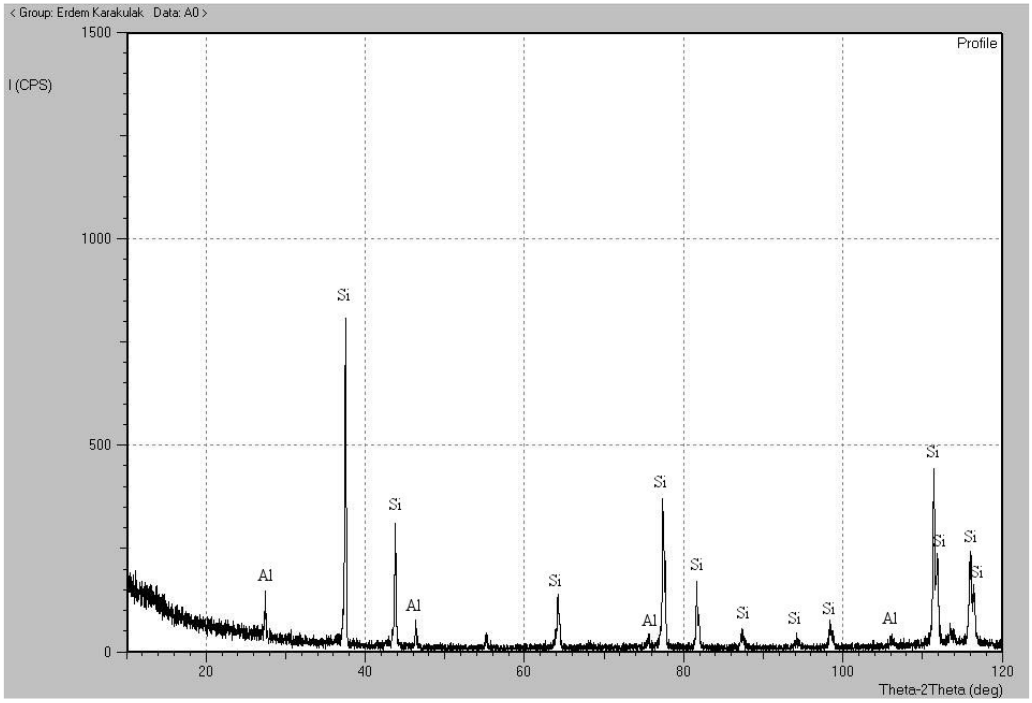
Tablo 3.2. Enerji dağılım spektrumlarından hesaplanan elementel analiz değerleri

	% Al	% Si	% Cu	% O	Toplam
1 Noktası için	97,82	0,83	0,77	0,56	100,00
2 Noktası için	82,40	14,98	1,35	1,25	100,00
3 Noktası için	84,20	-	13,33	2,46	100,00

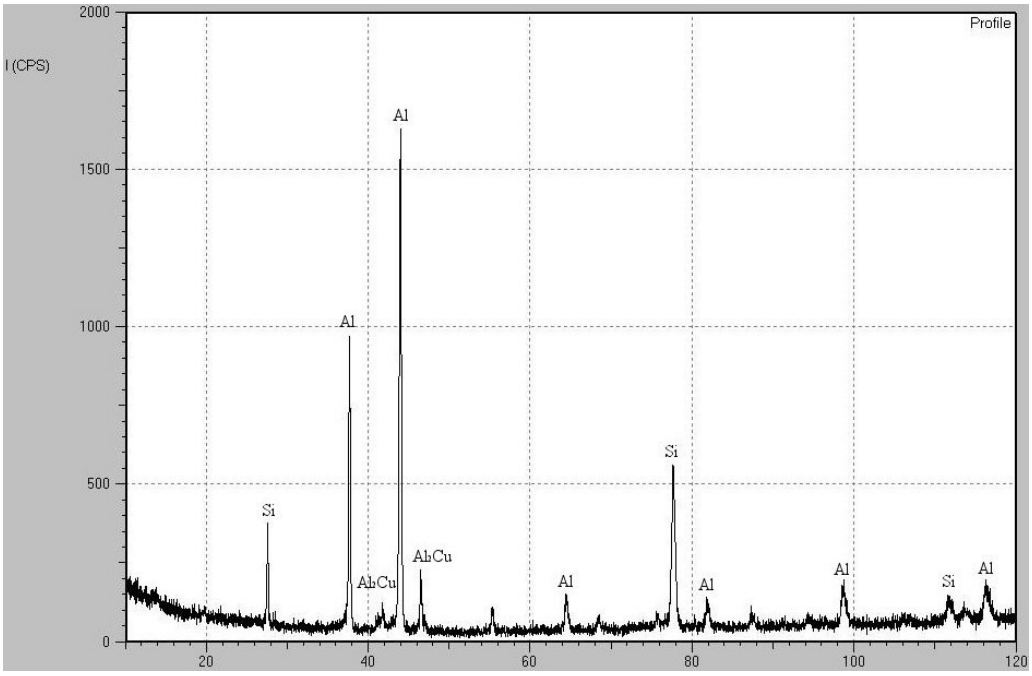
3.5. XRD Analizi

Al-Si alaşımlarında bakır ilavesi sonucu oluşan fazların kimyasal bileşimini belirleyebilmek için bakır içeren ve içermeyen numuneler X-ışını difraksiyon spektroskobisi (XRD) yöntemiyle analiz edilmiştir. XRD ölçümleri Tübitak Marmara Araştırma Merkezi'nde (MAM) bulunan Shimadzu XRD-6000 cihazında Cu X-Işını tüpü (λ= 1,5405 Angstrom) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 3.9'da verilmiştir.

Şekildeki paternlerde görüldüğü üzere bakır içermeyen Al-Si alaşımında sadece alüminyum ve silisyum pikleri bulunmaktadır. Ancak alaşım içerisine bakır ilave edilince Al_2Cu (θ fazı) pikleri de ortaya çıkmıştır. Al-Si-5Cu numunesinin döküm konumu ve ısıl işlem sonrasındaki paternleri birbirine benzemektedir ve ikisinde de alüminyum ve silisyum fazının yanında Al_2Cu fazına rastlanmaktadır. Elde edilen bu sonuçlar literatürle uyum içerisindedir [90].

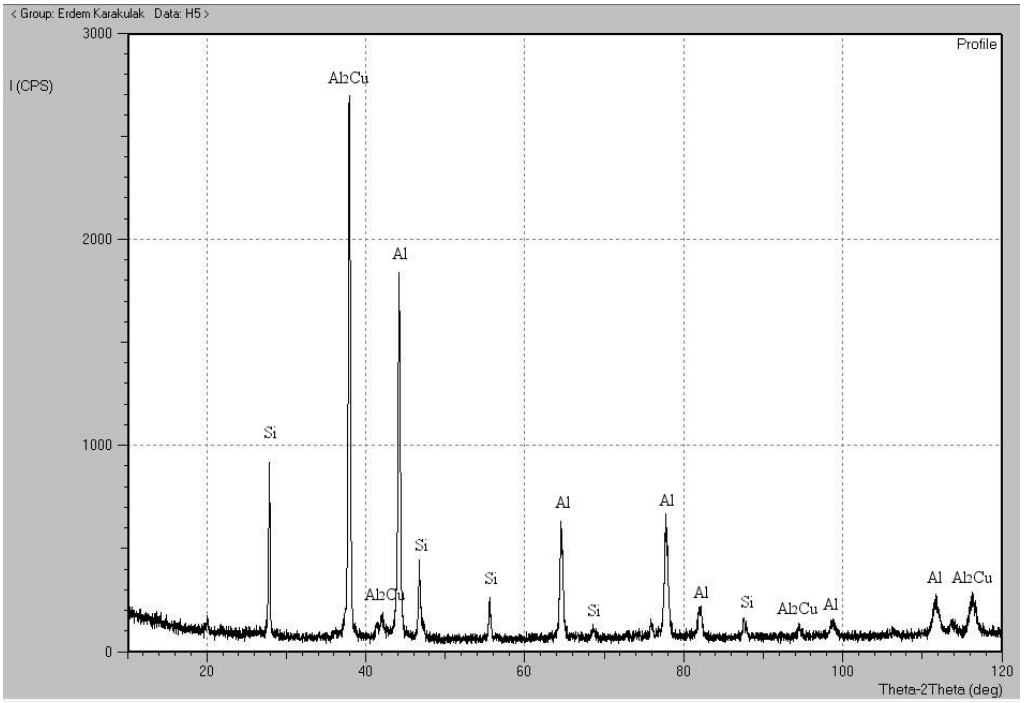


(a)



(b)

Şekil 3.9. Numunelerin XRD paternleri, (a) Al-Si numunesi, (b) Al-Si-5Cu numunesi ve (c) Al-Si-5Cu numunesi ısıl işlem sonrası



(c)

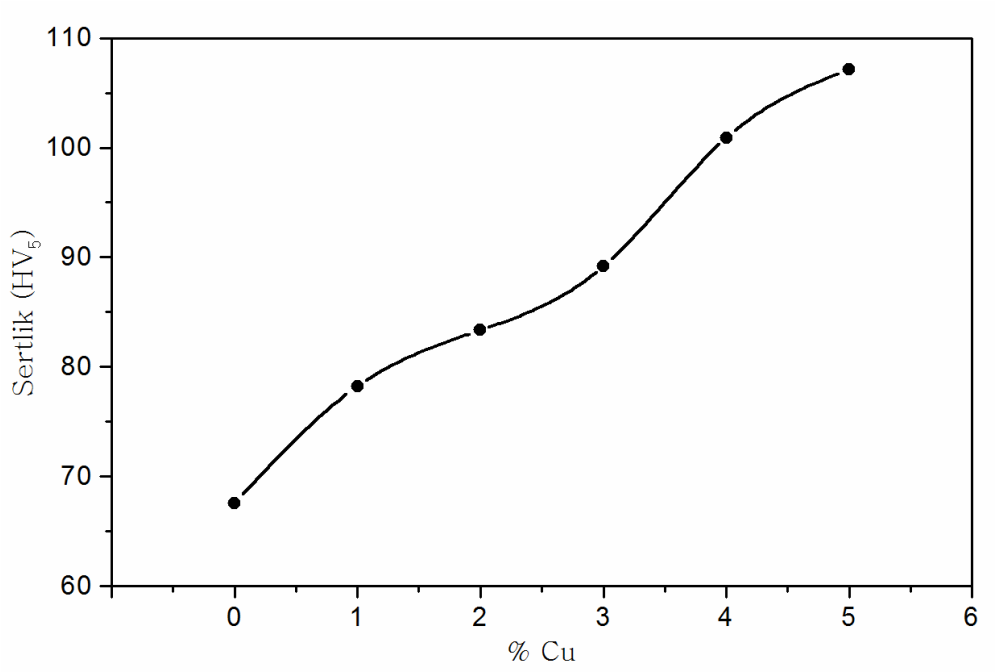
Şekil 3.9. (Devam) Numunelerin XRD paternleri, (a) Al-Si numunesi, (b) Al-Si-5Cu numunesi ve (c) Al-Si-5Cu numunesi ısıl işlem sonrası

3.6. Sertlik Ölçümü

Alaşımların bileşimindeki değişimin ve farklı ısıl işlem koşullarının malzemenin sertliği üzerindeki etkisini belirlemek için numunelerin sertlikleri ölçülmüştür. Sertlik ölçüm işlemi bölümümüz laboratuvarında bulunan Future-Tech Vickers (Şekil 3.10) sertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümlerinde yük 5 kg ve yükün uygulanma süresi 10 saniye olarak sabit tutulmuştur. Her numune üzerinde 5 farklı ölçüm alınmış ve elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır. Döküm konumunda bakır içeriğine bağlı olarak elde edilen sertlik değişimi Şekil 3.11'de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi malzeme içerisindeki bakır miktarının artmasıyla sertlik değeri lineer bir şekilde artmaktadır. Bu durum bakır oranı ile birlikte malzeme içerisinde bulunan sert Al_2Cu fazının hacim oranının artmasından kaynaklanmaktadır.



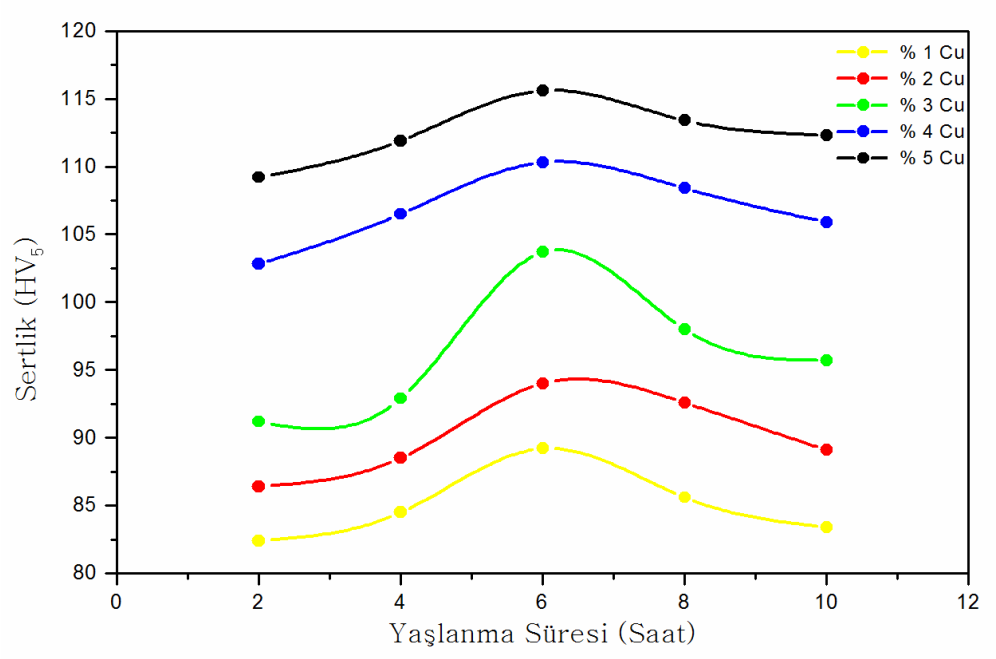
Şekil 3.10. Vickers sertlik cihazı



Şekil 3.11. Döküm konumunda bakır içeriğinin artmasıyla sertlik değişimi

Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri sonrasında elde edilen sertlik değerleri ise Şekil 3.12'de gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi tüm alaşımlarda yaşlanma süresinin artmasıyla sertlik önce artıp bir maksimumdan sonra düşüşe geçmektedir. Aşırı yaşlanma nedeniyle çökelti sayısının azalmasından kaynaklanan bu düşüş tüm alaşımlar için 6 saatlik ısıl işlem süresinden sonra oluşmaktadır. Malzeme yapısında bulunan çökelti sayısının azalması, dislokasyonların hareketleri esnasında daha az

engelle karşılaşması sonucu sertlik ve mukavemetin azalmasına neden olur. 6 saatin maksimum sertliği vermesi mikroyapısal olarak tespit edilen çökelti kabalaşması ile uyum içindedir.



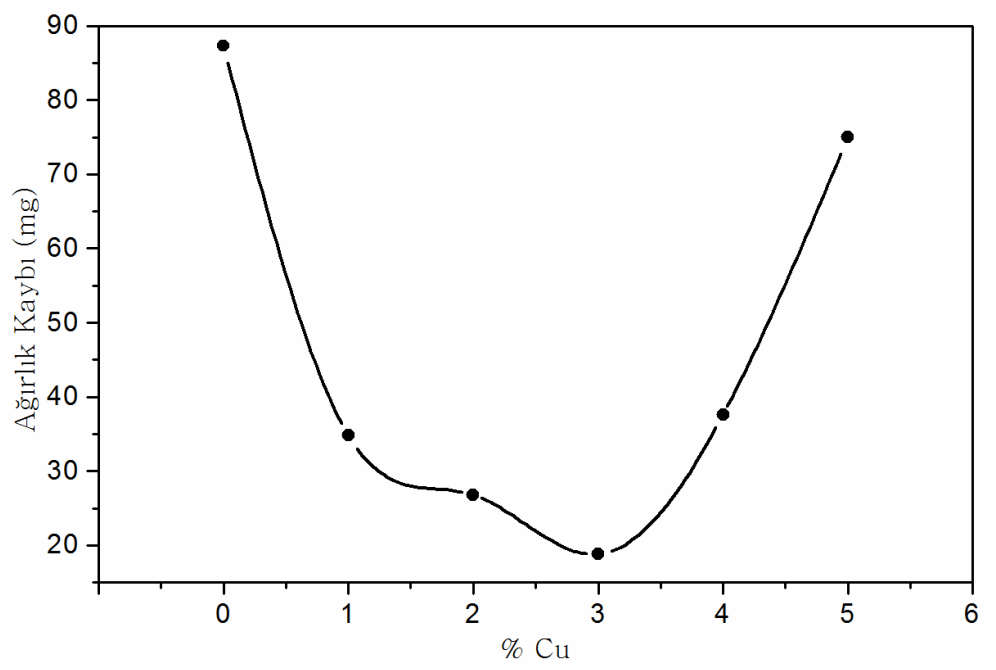
Şekil 3.12. Yaşlandırma süresine bağlı olarak alaşımların sertliklerinin değişimi

3.7. Aşınma Testleri

Al-Si-Cu alaşımları motor blokları, pistonlar ya da dişli kutuları gibi aşınma dayanımının kritik olduğu parçaların üretiminde kullanıldığından dökülen malzemelerin aşınma dayanımı test edilmiştir [91]. Aşınma testleri Nanovea marka pin-on-ball tipi cihazda ASTM G99-05 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.13). Testler oda sıcaklığında karşıt yüzey olarak 5 mm çapında AISI 52100 (100Cr6) tipi çelik bilye kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan bilyanın sertliği yaklaşık olarak 800 HV_{10}'dir. Tüm testlerde yük 20 N, sürtünme mesafesi ise 1000 m olarak sabit tutulmuştur. Test öncesinde ve sonrasında numuneler alkol ile yıkanıp kurutularak hassas terazide tartılmıştır. Böylece aşınma testi sırasında oluşan ağırlık kaybı değerleri hesaplanmıştır. Döküm konumunda test edilen numunelerin ağırlık kaybı değerleri Şekil 3.14'te verilmiştir.



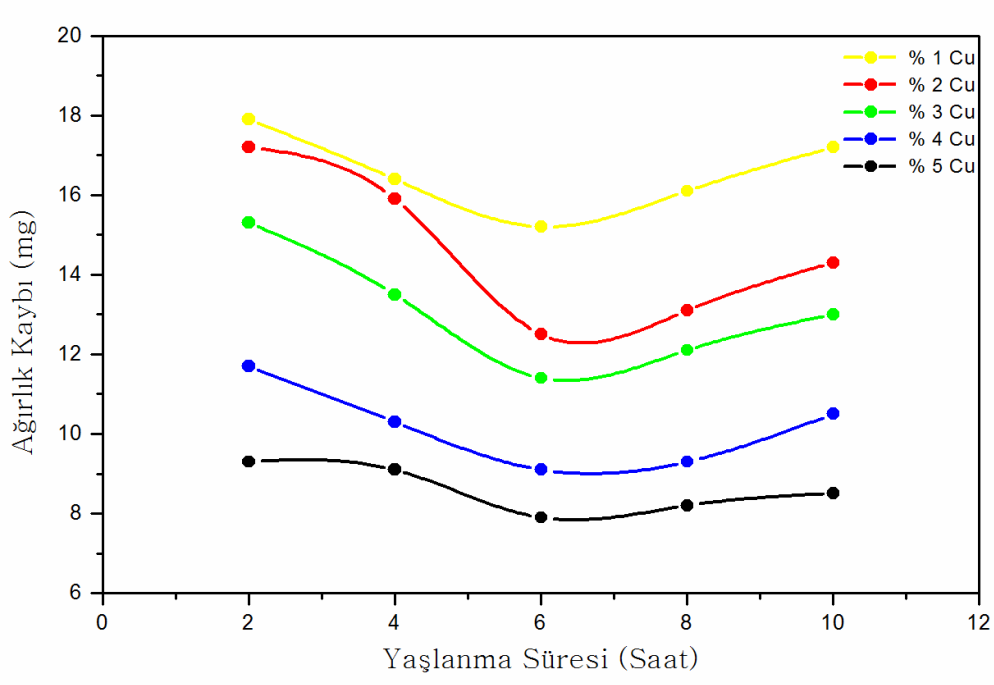
Şekil 3.13. Aşınma testlerinin gerçekleştirildiği pin-on-ball tipi tribometre



Şekil 3.14. Döküm konumundaki numunelerin aşınma testi sonuçları

Metalik malzemelerde genellikle sertliğin artması ile malzemenin aşınma dayanımı da artış gösterir [92]. Ancak test edilen numunelerde bakır içeriğinin artmasıyla birlikte sertlik sürekli olarak artarken aşınma dayanımı önce artıp sonra azalmaktadır. Bu durum mikroyapıda bulunan intermetalik fazların boyutu ve morfolojisi ile

ilgilidir. Kırılgan olan intermetalik fazlar yapıda büyük boyutlu olarak bulunduğunda aşınma sırasında kolayca kırılıp malzemenin aşınma dayanımının azalmasına sebep olmaktadır [93]. Test edilen numunelerde de % 3 ve üzerinde bakır içeren bileşimlerde boyutları çok fazla büyüyen ve tane sınırlarını ağ şeklinde saran Al_2Cu intermetalik bileşiğinin kırılması nedeniyle aşınmadaki ağırlık kaybı değerleri artmaktadır. Oluşan bu kırılmalar intermetalik fazın sertliğine, gevrekliğine, şekil ve morfolojisine bağlıdır. Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri sonrasında büyük boyutlu bu çökeltiler tane içlerine küçük boyutlu olarak dağılacağından kırılma nedenli ağırlık kayıpları oluşmayacaktır. Şekil 3.15'te ise yaşlandırma süresine bağlı olarak elde edilen ağırlık kaybı değerleri verilmiştir.



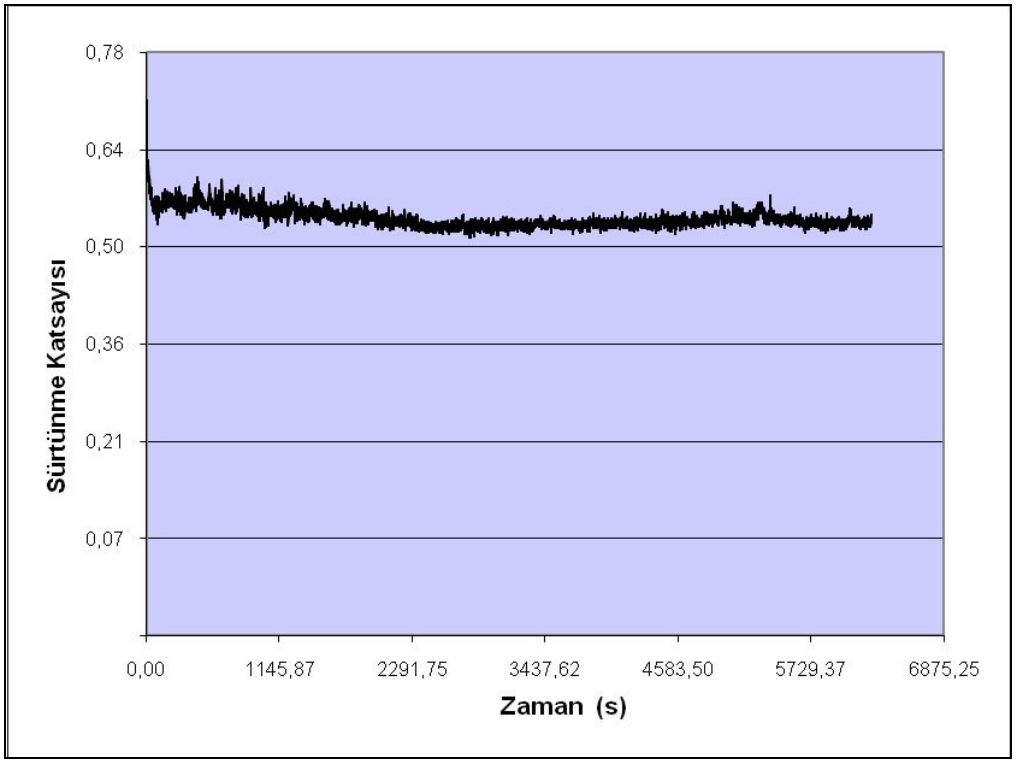
Şekil 3.15. Yaşlanma süresine bağlı ağırlık kaybı değişimleri

Şekilden de görüldüğü üzere yaşlanma süresi ile aşınmadaki ağırlık kaybı önce azalıp ardından artmaktadır. Bu durum elde edilen sertlik değişimi değerleri ile uyum içindedir. Yaşlanma işlemi sırasında malzemenin sertliğindeki artış küçük boyutlu ve yapıya homojen olarak dağılmış olan çökeltilerle sağlandığından bu şekilde elde edilen sertlik artışının aşınma dayanımına herhangi bir olumsuz etkisi yoktur. Sertlik artarken aşınma dayanımı da artar ve aşırı yaşlanma sebebiyle sertliğin azalması aşınma dayanımının da olumsuz olarak etkilenmesine neden olur.

3.7.1. Sürtünme katsayıları

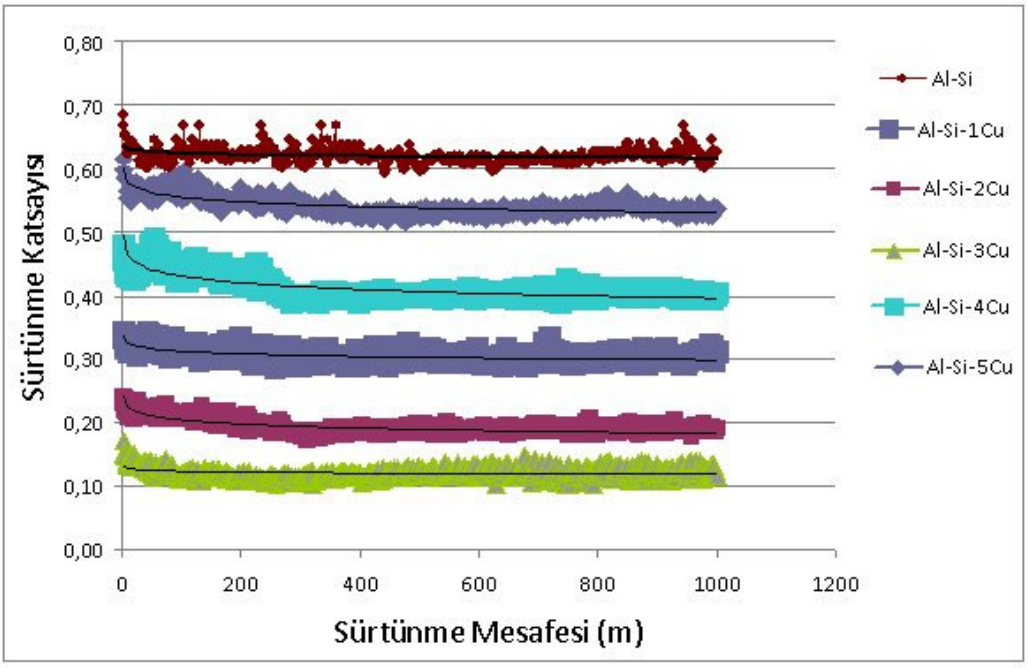
Sürtünme katsayısı genelde aşınma testlerinde aşınma dayanımını belirlemekte kullanılan diğer bir parametredir. Bir birine sürtünen iki yüzey arasındaki sürtünme kuvvetinin bu iki yüzeyi birbirine doğru iten normal kuvvete bölünmesi ile bulunur. Genel olarak iki yüzey arasındaki sürtünme katsayısı ne kadar düşükse malzeme o kadar az aşınır [92, 94, 95].

Aşınma testleri sırasında sürtünme katsayıları sürekli olarak kaydedilmiştir. Şekil 3.16'da test sonucunda elde edilen sürtünme katsayısı - zaman diyagramlarından biri örnek olarak verilmiştir.

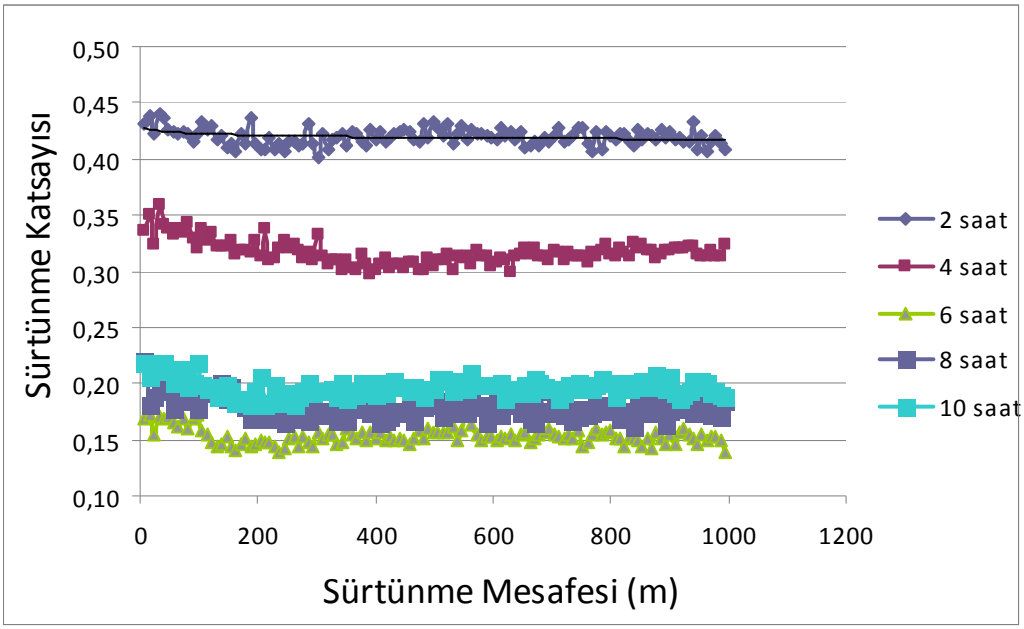


Şekil 3.16. Al-Si-1Cu alaşımının döküm konumunda 20 N yük altında 1000 m boyunca gerçekleşen aşınma testi sonucunda elde edilen diyagram

Elde edilen bu sürtünme katsayısı - zaman grafiklerini oluşturan değer sayısı çok fazla olduğundan her bir test için cihaz tarafından kaydedilen 5 değerden 1 tanesi seçilerek sürtünme katsayısı - sürtünme mesafesi diyagramları çizilmiştir. Çizilen bu grafikler karşılaştırıldığında sürtünme katsayıları değerleri ile elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin uyum içerisinde olduğu tespit edilmiştir.

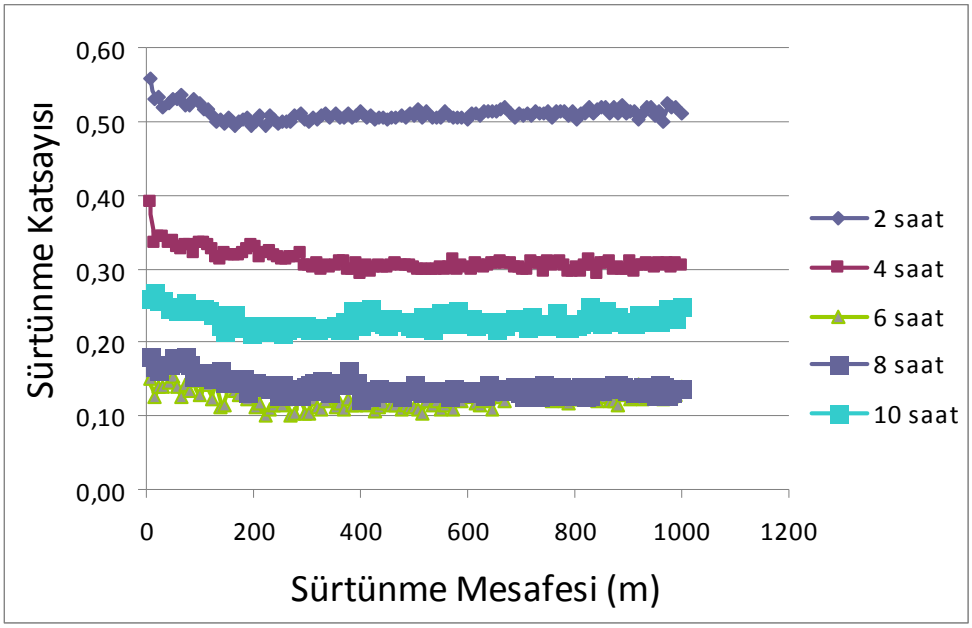


(a)



(b)

Şekil 3.17. Farklı konumlardaki numunelerin aşınma testi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı - sürtünme mesafesi grafikleri (a) Farklı Cu içeren numunelerin döküm konumu, (b) % 2 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında, (c) % 5 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında



(c)

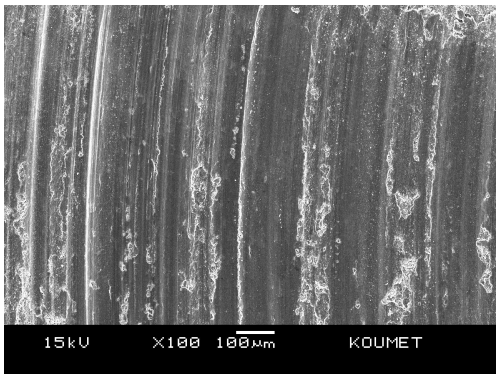
Şekil 3.17. (Devam) Farklı konumlardaki numunelerin aşınma testi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı - sürtünme mesafesi grafikleri (a) Farklı Cu içeren numunelerin döküm konumu, (b) % 2 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında, (c) % 5 Cu içeren numunenin farklı yaşlanma koşullarında

Numunelerin ağırlık kaybı arttıkça elde edilen sürtünme katsayısı değerleri de artmaktadır. Şekil 3.17'de döküm konumunda ve farklı ısıl işlem konumlarındaki numunelerin aşınma testi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı - sürtünme mesafesi grafiklerinden örnekler verilmiştir.

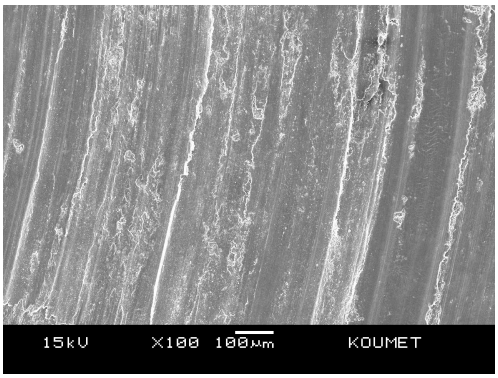
3.7.2. Aşınmış yüzey incelemeleri

Numunelerde aşınma testleri sırasında oluşan mekanizmaları ve aşınma hasarlarını karakterize etmek için numuneler aşınma testleri sonrasında tarama elektron mikroskobunda incelenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda tüm testlerde numunede oluşan aşınma mekanizmasının abrasif aşınma olduğu belirlenmiştir. Abrasif aşınma birbirine temas eden iki yüzey arasındaki sertlik farkının yüksek olduğu durumlarda ortaya çıkar. İki yüzeyin birbiri üzerindeki hareketi sonucu sert yüzey daha yumuşak olan karşıt yüzeyi deforme ederek aşınmasına neden olur [96].

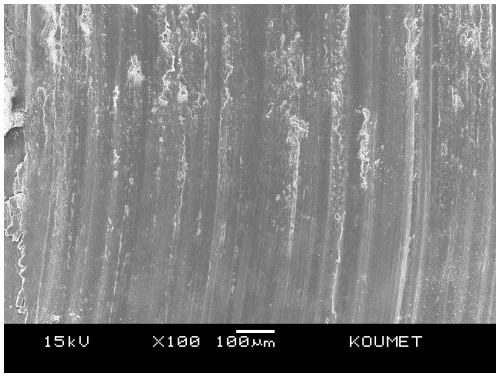
Şekil 3.18'de % 2 bakır içeren malzemenin farklı yaşlanma işlemleri sonrasındaki aşınma yüzey görüntüleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde en az aşınan numune olan 6 saat yaşlanmış numunede oluşan deformasyon izlerinin daha az olduğu görülmektedir. Deformasyon izlerinin az olmasının sebebi birbirine temas eden yüzeyler olan numune ve aşındırıcı bilye arasındaki sertlik farkının azalmasından kaynaklanmaktadır. Bu sonuçlar sürtünme katsayısı değerleri ile uyum içindedir.



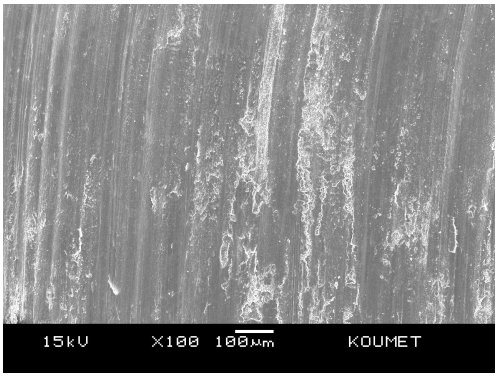
(a)



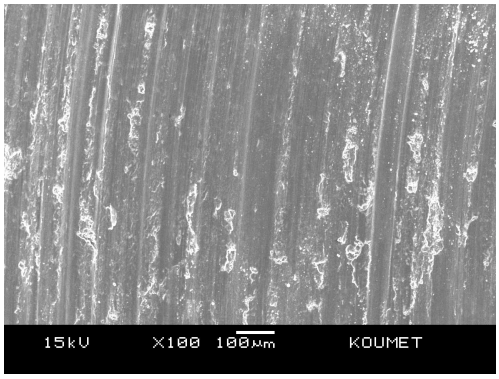
(b)



(c)



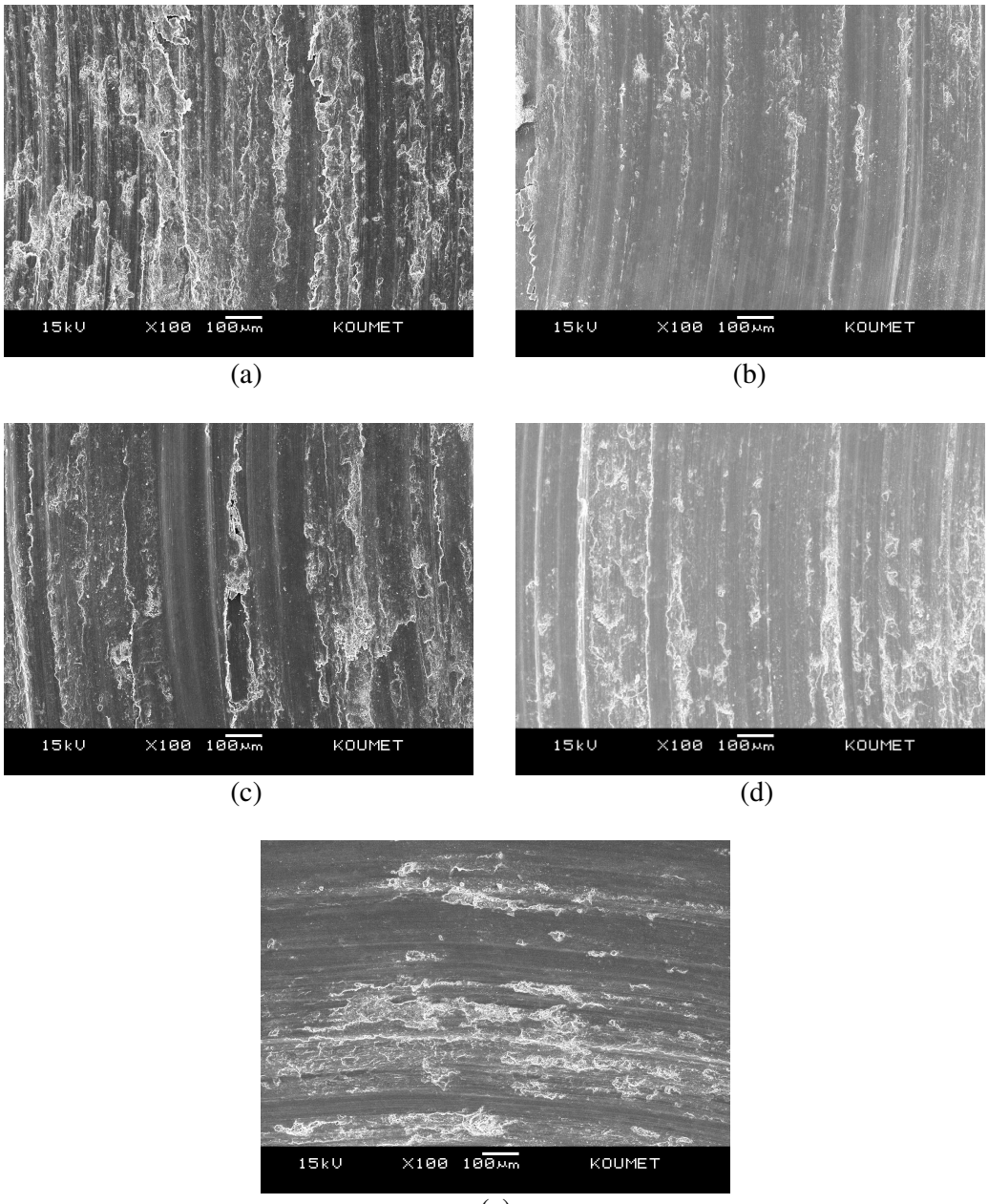
(d)



(e)

Şekil 3.18. % 2 Cu içeren alaşımın farklı yaşlanma koşullarında oluşan aşınma yüzeyi görüntüleri, (a) 2, (b) 4, (c) 6, (d) 8 ve (e) 10 saat yaşlanmış

Farklı oranda bakır içeren alaşımların aynı yaşlandırma koşulları karşılaştırıldığında yukarıdakine benzer bir sonuç ortaya çıkmaktadır. Alaşımın sertliğinin artmasıyla yüzeyde oluşan aşınma izleri azalmaktadır. Şekil 3.19'da farklı oranda bakır içeren 6 saat yaşlandırılmış numunelerin aşınma yüzey görüntüleri verilmiştir.

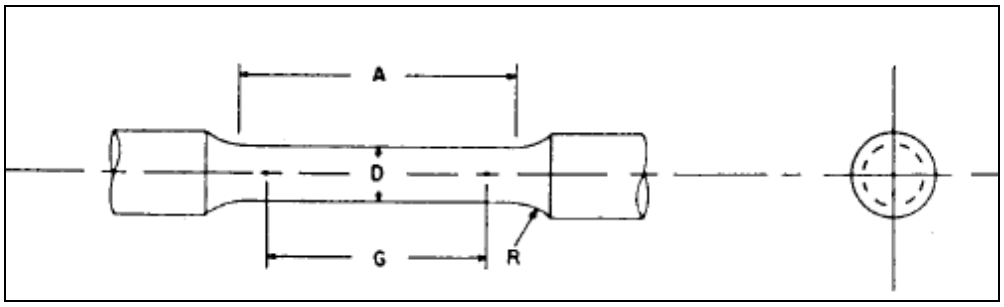


Şekil 3.19. Aynı ısıl işleme tabi tutulmuş farklı oranda bakır içeren numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

Şekilde görüldüğü gibi maksimum sertlik ve minimum aşınma kaybının elde edildiği % 5 Cu içeren numunede oluşan aşınma hasarı daha azdır . Düşük sertliğe sahip olan % 1 Cu içeren numunede aşınma sırasında oluşan deformasyon çok daha yoğundur.

3.8. Çekme Testleri

Farklı bileşim ve ısıl işlem koşullarındaki Al-Si-Cu alaşımlarının çekme mukavemeti ve kopma uzaması gibi mekanik özelliklerinin belirlenmesi için numunelere çekme testi uygulanmıştır. Çekme testi için dökülen numuneler tornada ASTM standartlarına uygun boyutlarda hazırlanmıştır [97, 98]. Kullanılan test numunelerinin standarda uygun teknik resmi Şekil 3.20'de gösterilmiştir. Numunelerin boyutları ise Tablo 3.3'te verilmiştir.



Şekil 3.20. Kullanılan çekme numunelerinin teknik resmi

Tablo 3.3. Kullanılan çekme numunelerinin boyutları

Ölçü uzunluğu (G)	62,5 ± 1 mm
Çap (D)	12,5 ± 0,2 mm
Kesit küçülme bölgesi yarıçapı (R)	10 mm
Küçük kesitli bölgenin uzunluğu (A)	75 mm

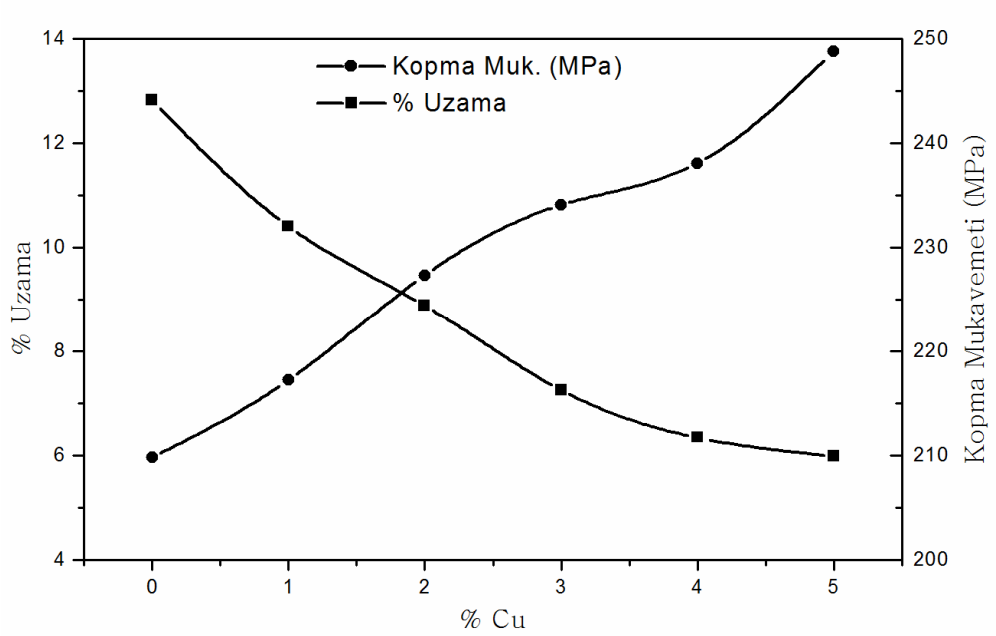
Tüm çekme testleri bölümümüz Mekanik Laboratuvarı'nda bulunan Instron marka test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.21). Testler oda sıcaklığında ve çekme hızı 10 mm/dak. olarak sabit kalacak şekilde yapılmıştır. Testler sırasında her 100 ms'de bir cihaz tarafından veri alınıp depolanmıştır. Numuneler kopuncaya kadar testler devam ettirilmiştir. Her bileşim ve ısıl işlem koşulu için 8 numune test

edilmiştir. Elde edilen sekiz değerin ortalaması alınarak elde edilen değer sonuç olarak verilmiştir. Isıl işlem konumunda test edilen numuneler için sertlik ve aşınma testlerinde maksimum dayanımı veren 550 °C'de 8 saat çözeltiye alma işlemi ve ardından 200 °C'de 6 saat yaşlandırma işlemi seçilmiştir.



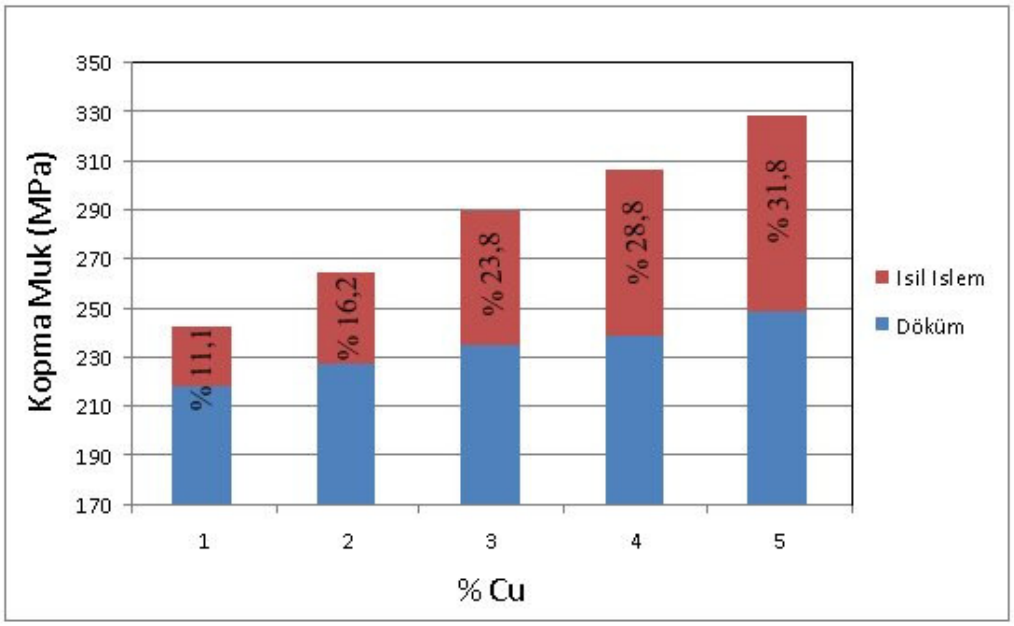
Şekil 3.21. Çekme cihazı ve cihaza yerleştirilmiş numune

Şekil 3.22'de bakır içeriğine bağlı olarak malzemenin çekme mukavemeti ve kopma uzamasında oluşan değişimler gösterilmiştir. Grafikte de görüldüğü gibi alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla alaşımın kopma mukavemeti artmaktadır. Bu durum hem alüminyum taneleri içerisinde çözünen bakır atomları hem de bakırın alüminyum ile birleşerek oluşturduğu sert Al_2Cu fazının varlığıyla açıklanmaktadır. Mukavemetteki artışın yanında bakır miktarı malzemenin kopma uzamasını olumsuz şekilde etkilemektedir, böylece tokluğun düşmesine neden olmaktadır. Özellikle yüksek bakırlı alaşımlarda tane sınırlarını saran Al_2Cu intermetaliği malzemenin tokluğunu büyük oranda düşürür.



Şekil 3.22. Bakır içeriğine bağlı olarak kopma mukavemetinin ve % uzamanın değişimi

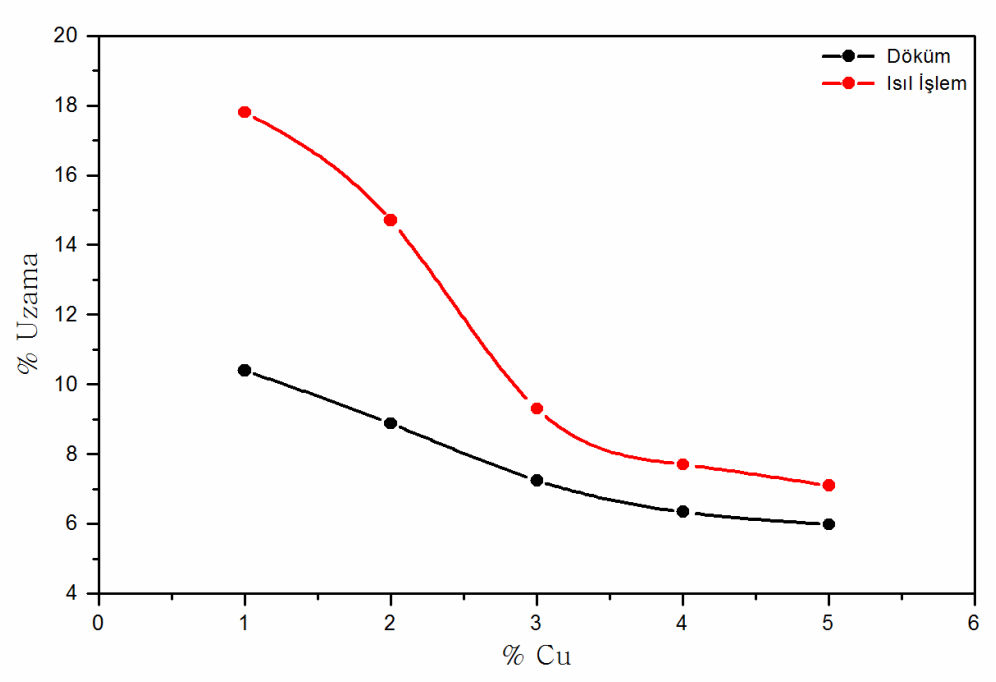
Şekil 3.23 farklı oranlarda bakır içeren Al-Si-Cu alaşımlarının döküm konumundaki ve ısıl işlem sonrasındaki kopma mukavemetlerini göstermektedir.



Şekil 3.23. Döküm konumu ve ısıl işlem sonrası farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kopma mukavemeti değerleri

Şekilden de görüldüğü gibi yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında tüm bileşimler için kopma mukavemetinde artış belirlenmiştir. Ancak alaşım içerisindeki bakır miktarı arttıkça ısıl işlem sonrasında elde edilen mukavemet artışı daha fazla olmaktadır. Bunun nedeni alaşım içerisindeki bakır miktarıyla yaşlandırma sonucu oluşan çökelti sayısının doğru orantılı olmasıdır. Çökelti sayısının fazla olması da dislokasyonların daha fazla engelle karşılaşması ve böylece mukavemetin daha fazla artması ile sonuçlanır.

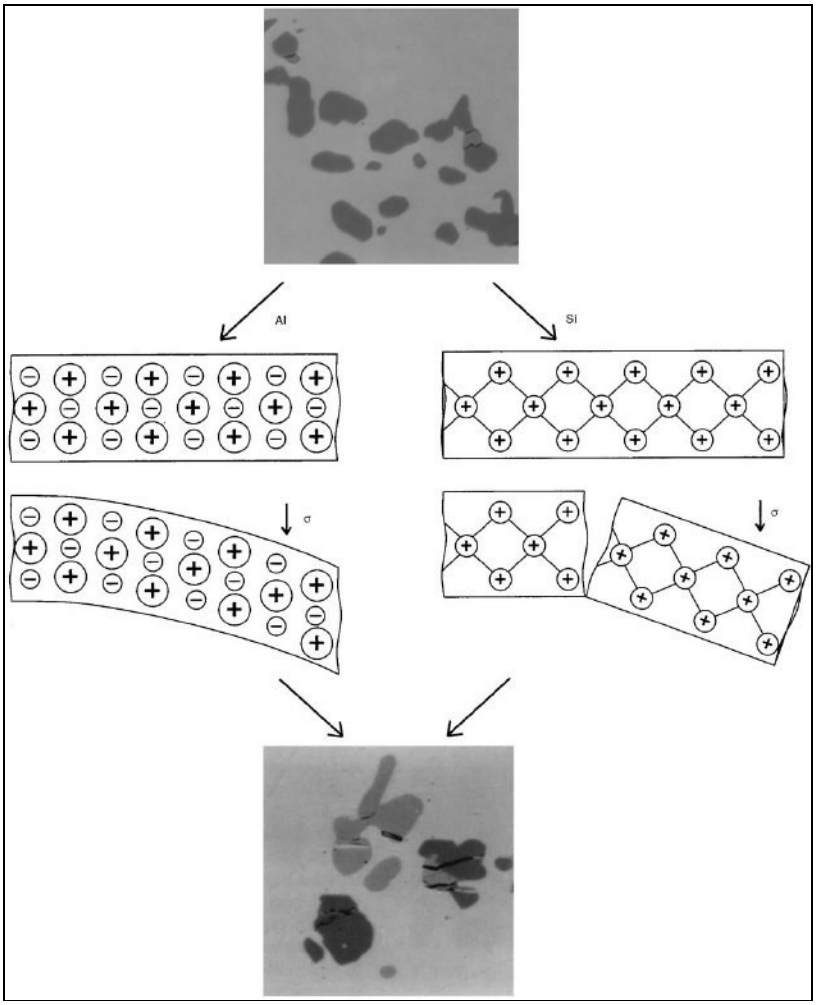
Döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında test edilen numunelerin kopma uzamalarının karşılaştırılması Şekil 3.24'teki grafikte verilmiştir. Grafikte görüldüğü gibi ısıl işlem sonrasında malzemenin mukavemetinin yanı sıra kopma uzaması, yani tokluğu da artmıştır. Uzamada elde edilen bu artışın sebebi kaba boyutlu ve tane sınırlarını işgal eden Al_2Cu intermetaliklerinin çözeltiye alma işlemi sırasında çözünmesi ve yaşlandırmada daha küçük boyutlu olarak çökelmesidir. Küçük boyutlu olarak çöken intermetalik fazın mukavemet artışı üzerinde önemli etkisi varken, malzemenin tokluğu üzerindeki negatif etkisi çok azdır.



Şekil 3.24. Döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında Al-Si-Cu alaşımlarının kopma uzamalarının değişimi

3.8.1. Kırılma yüzeyi incelemeleri

Al-Si-Cu alaşımları çok fazlı mikroyapıya sahiptirler. Mikroyapıdaki bu fazların sertlikleri ve mekanik özellikleri birbirinden farklıdır. Bu nedenle herhangi bir yük altında mikroyapıda bulunan fazlar farklı karakterde davranış gösterir. Düşük mukavemetli ve sünek olan α-Al fazı yük altında plastik olarak şekil değiştirirken, daha sert ve kırılgan olan fazlar (Si ve Al_2Cu gibi) şekil değiştiremeyerek kırılır. Şekil 3.25'te bu durum şematik olarak gösterilmiştir. Sert fazların gevrek olarak kırılması, α-Al fazının ise deforme olup kırılması bu malzemelerin kırılma yüzeyinde sünek ve gevrek kırılma bölgelerinin bir arada bulunmasına neden olur.



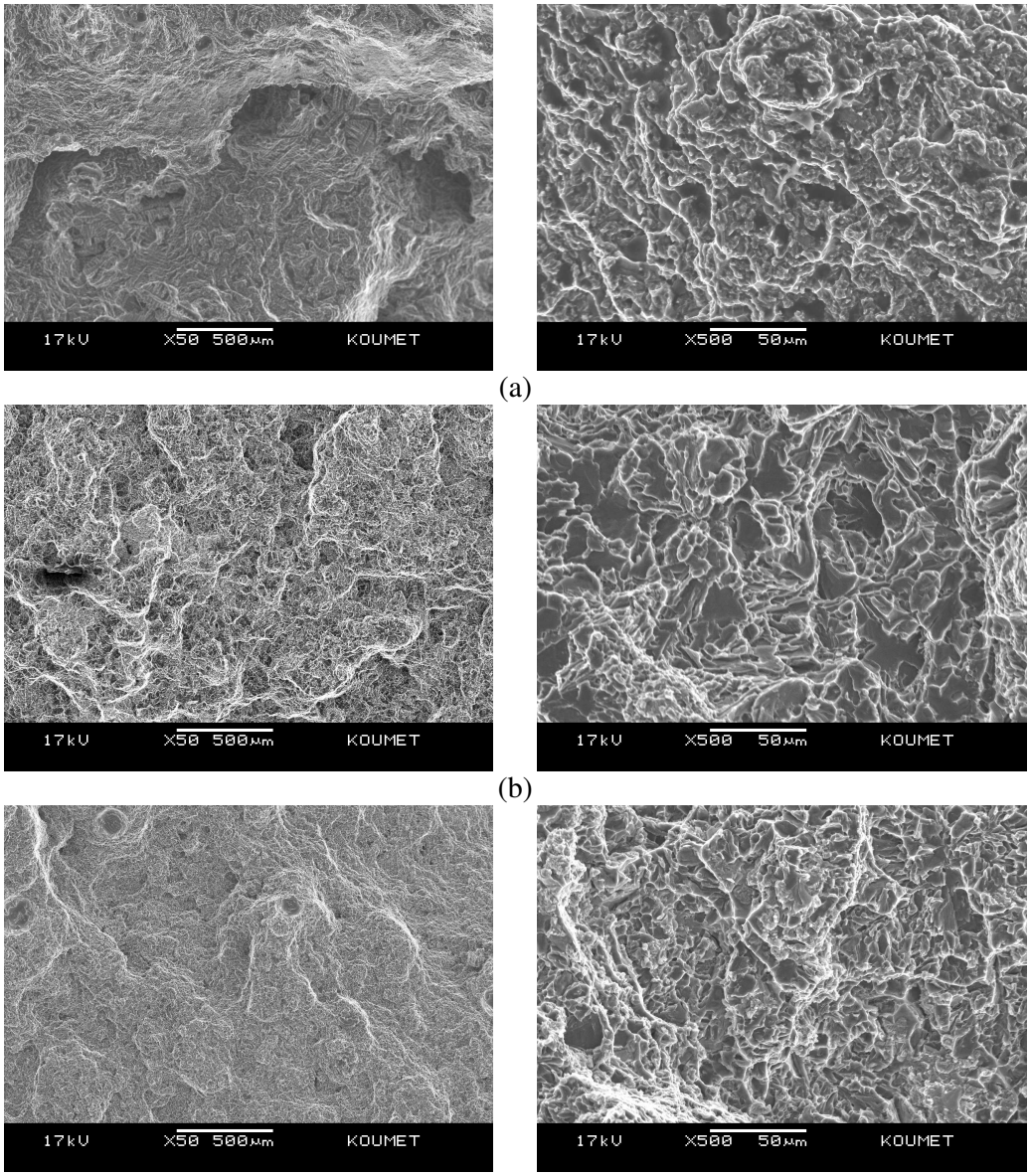
Şekil 3.25. Yük altında α-Al ve Si fazlarının farklı davranışları [39]

Bu bilgiler ışığında Al-Si alaşımlarında kırılma üç adımda gerçekleşir;

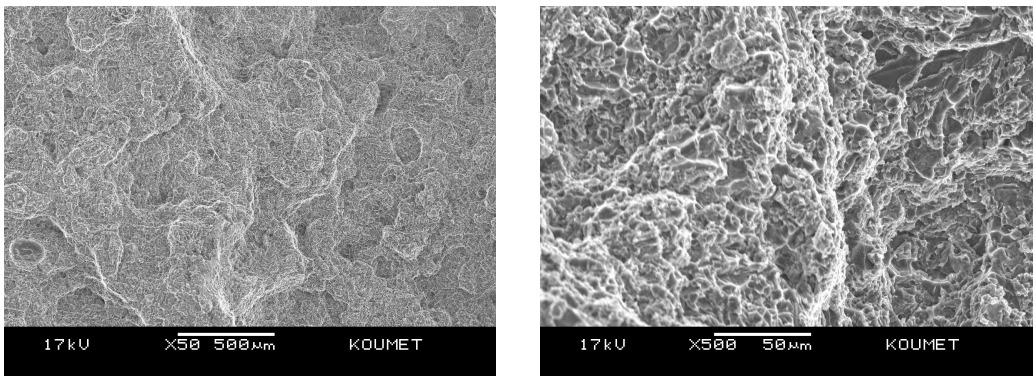
(a) Si parçacıklarında çatlak başlangıcı

(b) Dentritler arasında çatlağın ilerlemesi

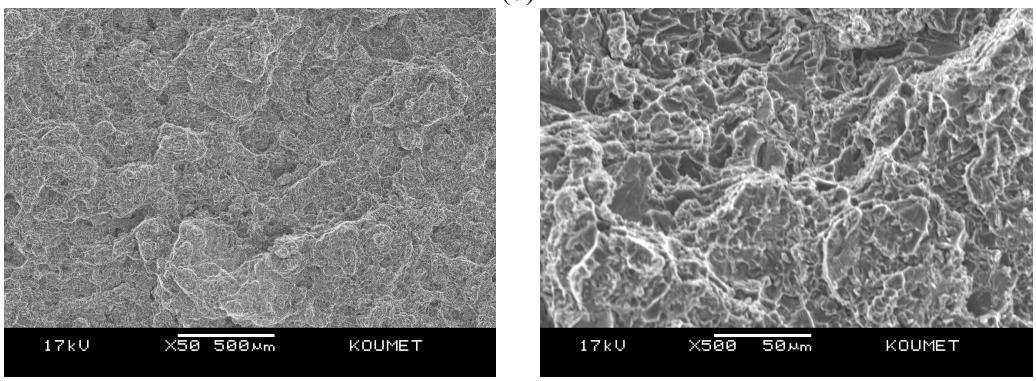
(c) Matrisin kopması [99]



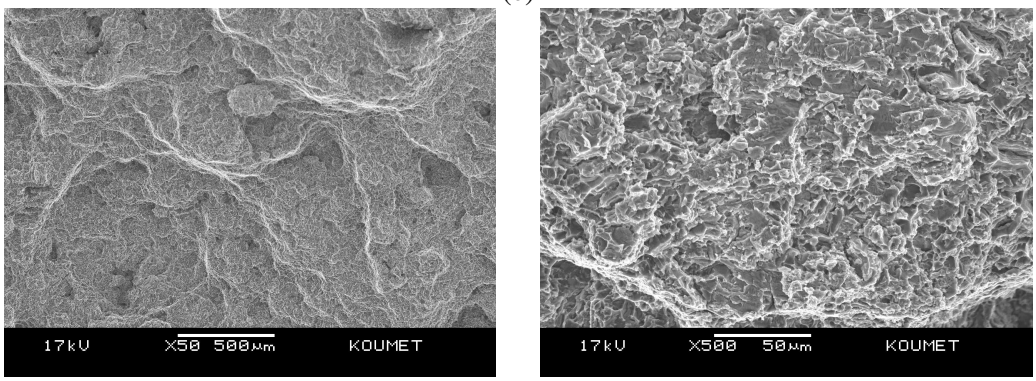
Şekil 3.26. Farklı oranlarda bakır içeren döküm konumundaki numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu, (e) Al-Si-4Cu ve (f) Al-Si-5Cu



(d)



(e)



(f)

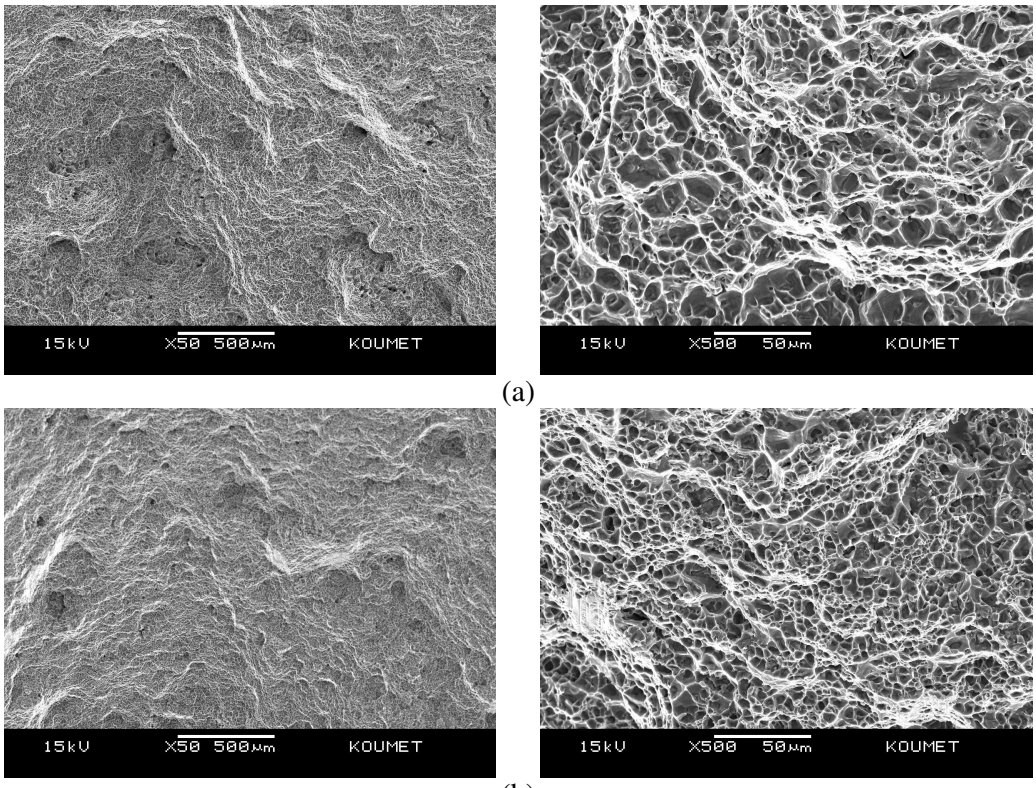
Şekil 3.26. (Devam) Farklı oranlarda bakır içeren döküm konumundaki numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si, (b) Al-Si-1Cu, (c) Al-Si-2Cu, (d) Al-Si-3Cu, (e) Al-Si-4Cu ve (f) Al-Si-5Cu

Çekme testinde kopan numunelerin kırılma mekanizmalarının belirlenmesi için kırılma yüzeyleri tarama elektron mikroskobunda incelenmiştir. Şekil 3.26'da döküm konumunda çekme testi uygulanan numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir.

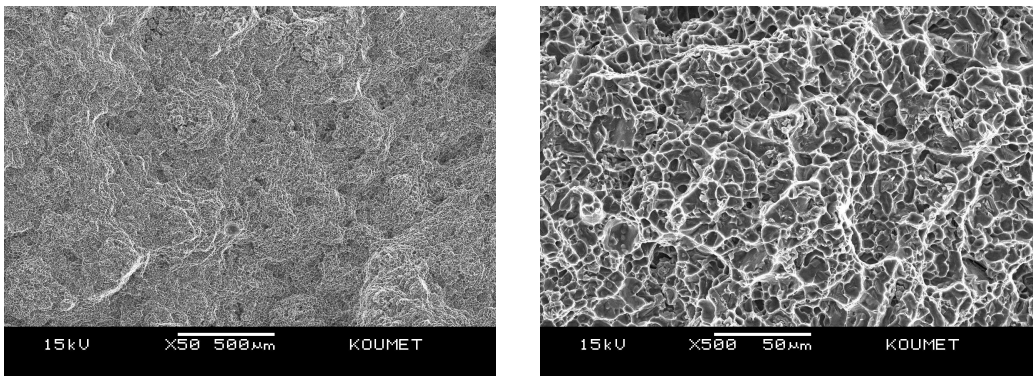
Kırılma yüzeylerinin incelenmesi sonucu döküm konumundaki numunelerde α-alüminyum tanelerinin plastik olarak deforme olup sünek olarak kırıldığı

belirlenmiştir. Ancak tüm yapıyı bir ağ şeklinde saran ötektik silisyum kristalleri ise sert ve kırılgan karakterleri nedeniyle deforme olmadan gevrek olarak kırılıp mikro faset yüzeyleri oluşturmuşlardır. Alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla birlikte sünek kırılma bölgeleri azalırken, fasetli oluşumların miktarı artmıştır. Bu incelemeler ışığında % 3 bakıra kadar yoğun olarak sünek kırılma gösteren malzemenin içindeki bakır oranının artmasıyla gevrek-sünek karışık bir kırılma gösterdiği söylenebilir. Bakır miktarının artmasıyla tane sınırlarını saran kırılgan Al_2Cu fazının miktarının artması gevrek kırılma bölgelerinin oluşmasındaki birincil nedendir.

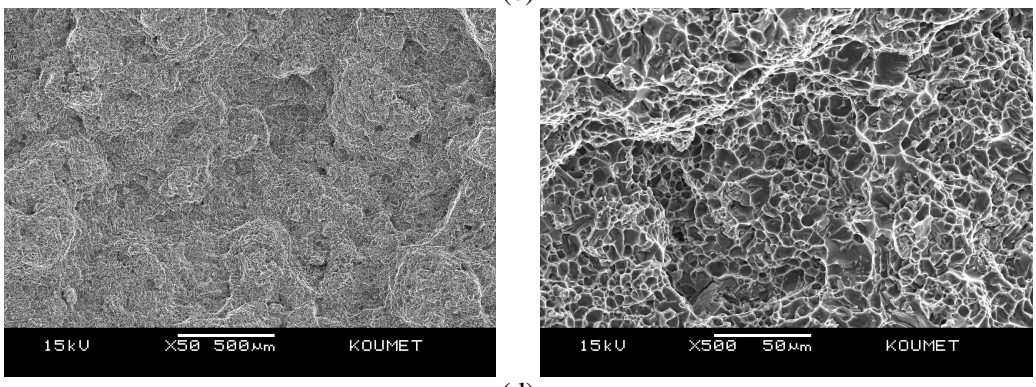
Şekil 3.27'de ise yaşlandırma işlemi sonrasında çekme testi uygulanan numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir.



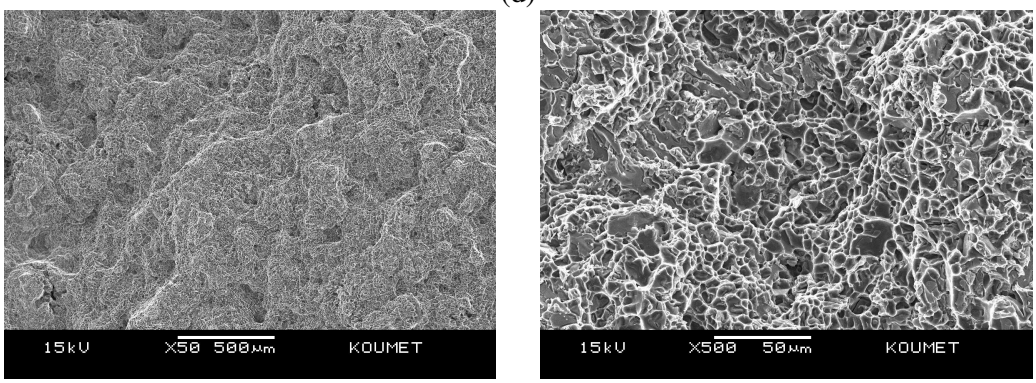
Şekil 3.27. Farklı oranlarda bakır içeren numunelerin ısıl işlem sonrası kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu



(c)



(d)

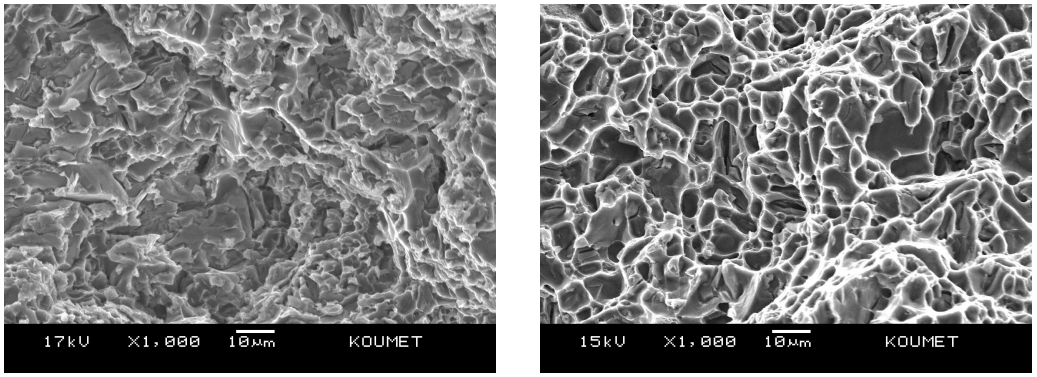


(e)

Şekil 3.27. (Devam) Farklı oranlarda bakır içeren numunelerin ısıl işlem sonrası kırılma yüzeyi görüntüleri, (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

Isıl işlemlenmiş numunelerde ötektik silisyum kristallerinin küreselleşmesi ve birbirlerinden izole olmaları nedeniyle yapıyı saran kırılgan ağ ortadan kalkmıştır. Bu nedenle kırılma yüzeylerinde tüm numuneler için deformasyon sonucu oluşan sünek kırılma gözlenmiştir. Ancak % 4 ve % 5 bakır içeren alaşımların kırılma yüzeylerinin bazı bölgelerinde küçük faset oluşumları belirlenmiştir. Bu faset oluşumlarına çözeltiye alma işleminde tam olarak çözünmeyen bakırlı çökeltilerin neden olduğu düşünülmektedir.

Isıl işlem öncesinde ve sonrasındaki kırılma yüzeylerinin farkının daha iyi anlaşılabilmesi için yüksek büyütmede alınan SEM görüntüleri Şekil 3.28'de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi döküm konumundaki numunede kırılma yüzeyinde çok fazla faset görülmektedir. Bu fasetlerin arasında kalan α-Al taneleri ise sünek şekilde kırılmıştır. Isıl işlem sonrasında ise kırılma yüzeyinde ağırlıklı olarak peteksi yapı gözlenmektedir. Malzemenin deformasyona uğrayıp kesitinin daralarak kırılması sonucu oluşan bu yapı sünek kırılmanın göstergesidir. Isıl işlem sonrasında da az da olsa gevrek kırılmış fasetli bölgeler görülmüştür.



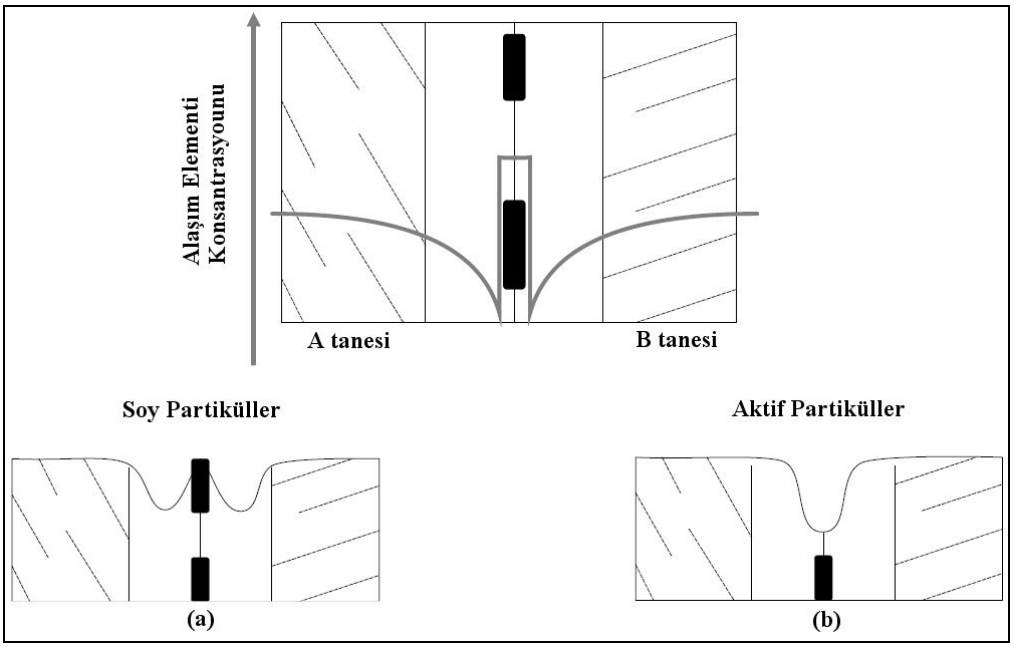
(a) (b)

Şekil 3.28. % 5 Cu içeren alaşımın döküm konumundaki ve yaşlandırılmış konumdaki kırılma yüzeyi görüntüsü

3.9. Korozyon Deneyleri

Genel olarak yüzeyinde oluşan oksit filmi sayesinde iyi bir korozyon dayanımına sahip olan alüminyum alaşımlarında ilave edilen alaşım elementlerinin malzemenin korozyon dayanımına çok büyük etkisi vardır. İlave edilen alaşım elementleri genellikle tane sınırlarında ikincil fazlar oluşturur. Oluşan bu ikincil fazların α-Al tanelerine göre aktif ya da pasif olması oluşacak korozyon mekanizmasını belirler [100]. Şekil 3.29'da tane sınırındaki fazların aktif ya da soy olmasına göre oluşan korozyon mekanizmaları gösterilmiştir. Tane sınırında bulunan çökeltiler tanelere göre soy olduğunda yakınlarında bulunan α-Al tanelerini anot olmaya zorlar. Böylece çökeltilerin yakınında bulunan alüminyum atomları çözünerek korozyona uğrar. Çökeltiler aktif olduğunda ise α-Al taneleri katot olarak görev yapar ve çökeltiler çözünerek korozyona uğrar.

Ana alaşım elementi olarak bakır (2000 serisi) ve çinko (7000 serisi) içeren alaşım gruplarında alaşım elementlerinin oluşturduğu çökeltiler malzemenin korozyon dayanımının azalmasına neden olur [101]. Alüminyum içine yapılan bakır ilavesi döküm konumunda tane sınırlarında Al_2Cu intermetalik fazlarının oluşmasına neden olur. Oluşan bu intermetalik fazlar α-Al tanelerine göre daha soy olduklarından alüminyum atomlarının çözünmesine neden olurlar [102]. Bu çözünme nedeniyle, bakır ilavesi ile alüminyumun korozyon dayanımı olumsuz olarak etkilenir [58, 103-105]. Çözeltiye alma işlemi sırasında tane sınırlarında bulunan Al_2Cu fazları çözünüp tek fazlı bir yapı elde edildiğinden bu konumda bakırın korozyon davranışına olumsuz bir etkisi yoktur. Ancak bu yapı oda sıcaklığında kararlı olmadığından doğal ya da suni yaşlanma sonucunda Al_2Cu çökeltileri oluşup alaşımın korozyon dayanımını olumsuz olarak etkiler [101].



Şekil 3.29. Farklı özellikteki tane sınırı çökeltilerinin sebep olduğu korozyon mekanizmaları [106]

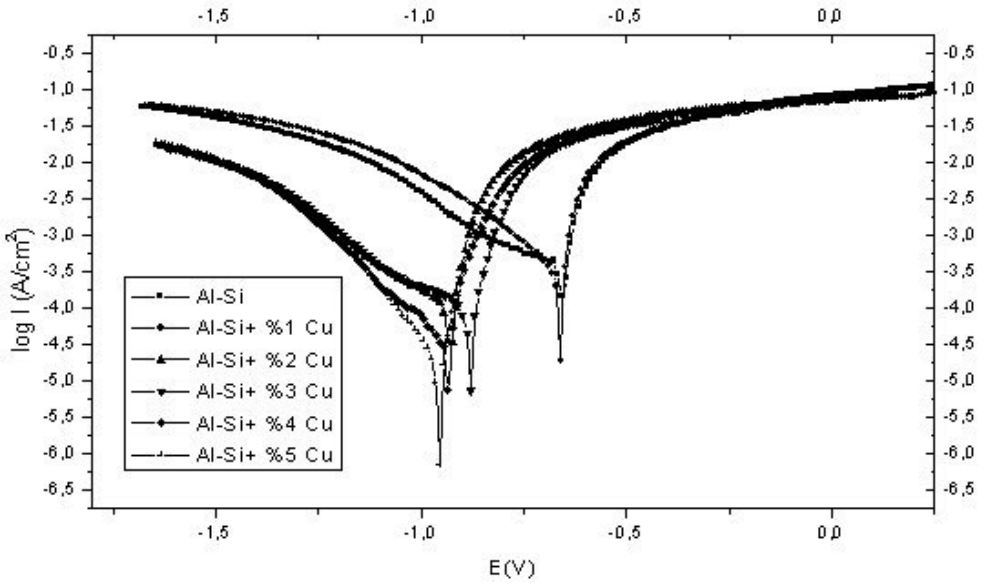
Bu çalışmada bakır ilavesinin malzemenin korozyon dayanımını üzerindeki etkisini belirlemek için farklı korozyon test yöntemleri kullanılmıştır. Bu yöntemler potansiyodinamik yöntem, empedans ölçümü, kronoamperometrik ölçümler ve hidrojen çıkışı ölçümü olarak sayılabilir. Ayrıca korozyon mekanizmasının belirlenebilmesi için belirli süreler boyunca test çözeltileri içerisinde bekletilen numuneler tarama elektron mikroskobu (SEM) altında incelenmiştir.

Yapılan korozyon çalışmalarının tamamında korozif çözeltiler olarak 0,1 M HCl ve 0,1 M H_2SO_4 çözeltileri kullanılmıştır. Testler sırasında Al-Si ve farklı oranlarda Cu içeren numuneler çalışma elektrodu olarak kullanılmıştır. 1 cm x 1 cm kesitindeki alan çözeltiye temas edecek şekilde kaplanan numuneler testlerde kullanılmıştır. Her test öncesinde numune metalografik olarak hazırlanmış ve 3 μm'lik elmas kullanılarak parlatılmıştır. Parlatma işlemi sonrasında çalışma elektrotları aseton ve distile su ile yıkanmıştır. Karşıt elektrot olarak platin tel kullanılırken referans elektrot olarak doygun kalomel elektrot kullanılmıştır. Elektrokimyasal ölçümlerde bilgisayar kontrollü Gamry marka Reference 600 tipi potansiyostat/galvonostat kullanılmıştır.

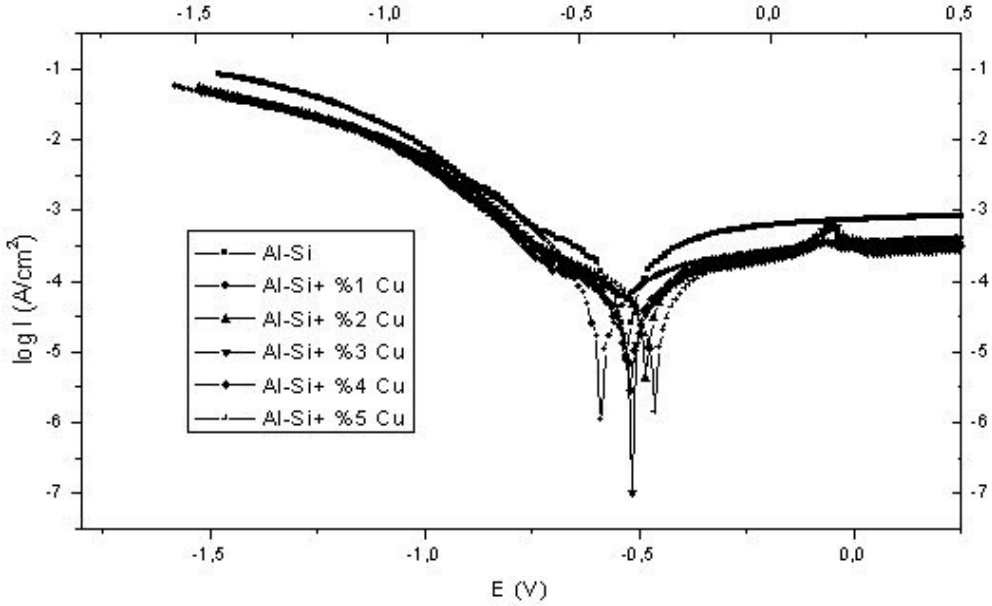
3.9.1. Potansiyodinamik ölçümler

Potansiyometrik korozyon deneyleri, numuneye belirli bir aralıktaki farklı gerilimlerin uygulanması ve bu gerilimler sonucunda oluşan korozyon akımı değerlerinin ölçülmesi esasına dayanır. Deneyin sonuçları uygulanan gerilim (E) - akım yoğunluğunun logaritması (log I) grafiği ile verilir. Bu grafiklere Tafel grafiği adı verilir. Grafikte oluşan eğrilerin ekstrapolasyonu sonucu gerilim ve korozyon akım yoğunluğu değelerinin belirlenmesine ise Tafel Ekstrapolasyonu Metodu adı verilir [107-108]. Çalışmada polarizasyon eğrileri -1,0 - +1,0 V aralığında 20 mVs^{-1} tarama hızıyla elde edilen verilerden çizilmiştir.

Döküm konumu ve ısıl işlemlenmiş numunelerin iki farklı çözelti için elde edilen polarizasyon eğrileri Şekil 3.30 ve 3.31'de verilmiştir. Bu eğrilerden tafel ekstrapolasyonu yöntemiyle elde edilen parametreler (korozyon potansiyeli ve korozyon akım yoğunluğu) ise Tablo 3.4'te verilmiştir.

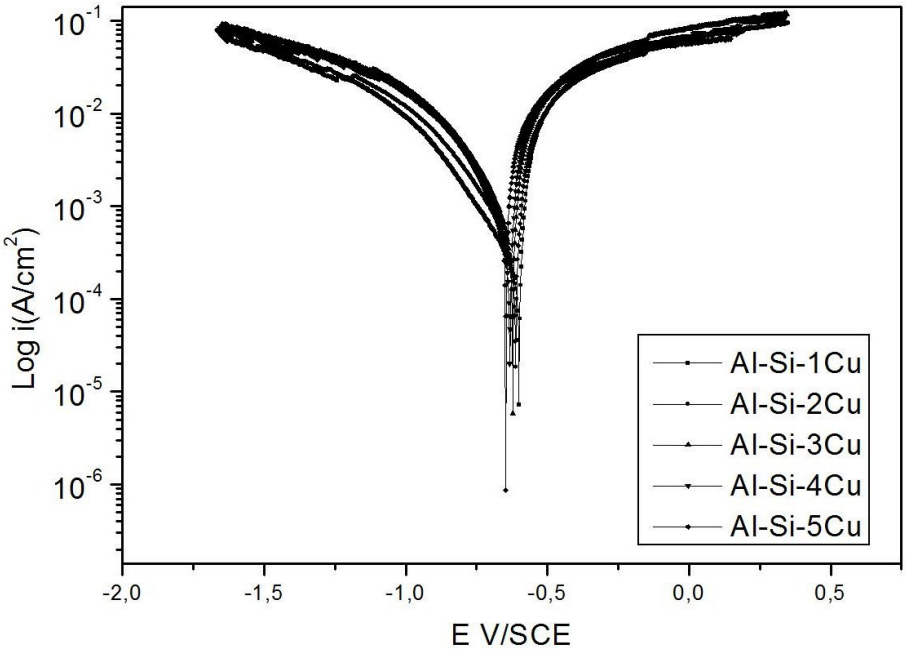


(a)

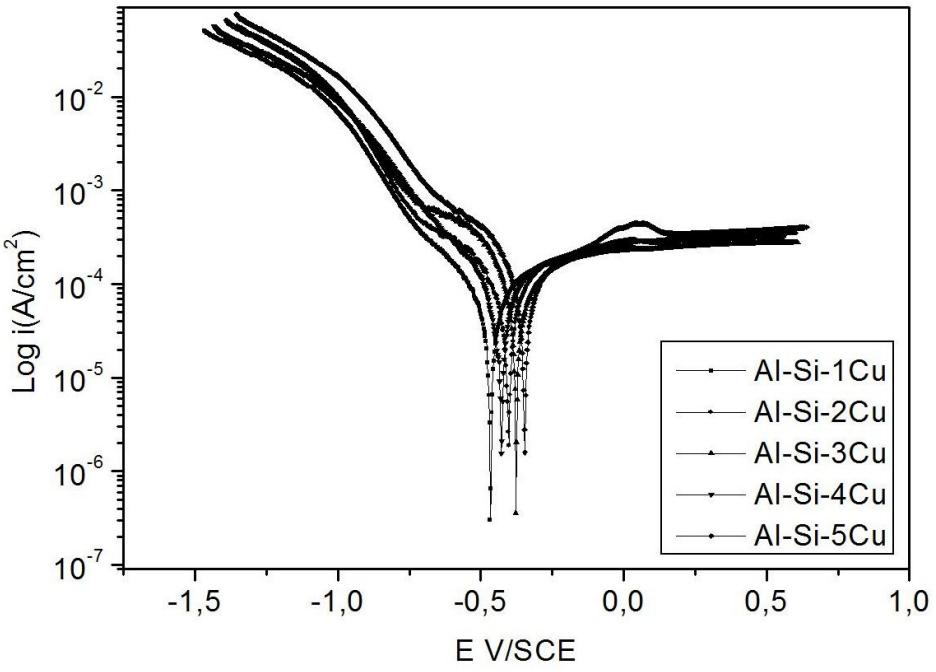


(b)

Şekil 3.30. Döküm konumundaki numunelerin iki farklı çözelti içerisinde polarizasyon eğrileri (a) 0,1 M HCl ve (b) 0,1 M H_2SO_4



(a)



(b)

Şekil 3.31. Isıl işlemlenmiş numunelerin iki farklı çözelti içerisinde polarizasyon eğrileri (a) 0,1 M HCl ve (b) 0,1 M H_2SO_4

Tablo 3.4. İki farklı çözelti için polarizasyon eğrilerinden elde edilen korozyon parametreleri

	0,1 M HCl içindeki		0,1 M H_2SO_4 içindeki	
Döküm Konumu	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	E_{kor} (mV)	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	E_{kor} (mV)
Al-Si	1415,2	-682,3	376,0	-534,3
Al-Si-1Cu	1674,3	-659,2	239,5	-590,5
Al-Si-2Cu	192,5	-993,4	147,4	-486,8
Al-Si-3Cu	148,9	-886,5	143,1	-517,1
Al-Si-4Cu	88,9	-946,5	123,3	-520,6
Al-Si-5Cu	74,7	-955,6	118,8	-466,7
Isıl İşlem	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	E_{kor} (mV)	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	E_{kor} (mV)
Al-Si-1Cu	505,5	-601,4	12,7	-466,0
Al-Si-2Cu	857,8	-613,2	33,2	-402,1
Al-Si-3Cu	882,1	-623,7	35,6	-378,1
Al-Si-4Cu	1300,0	-633,0	76,1	-428,6
Al-Si-5Cu	2640,3	-647,9	123,3	-347,5

Tablodan da görüldüğü gibi döküm konumunda alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla her iki çözeltide de oluşan korozyon akım değeri düşmektedir. Korozyon akım değeri çözeltiye geçen metal iyonlarının verdikleri elektronlar sonucu ortaya çıkmaktadır. Yani bu değerin azalması birim zamanda çözeltiye geçen metal atomu sayısının azalması kısaca korozyon hızının azalması anlamına gelmektedir. 0,1 M HCl çözeltisi için Al-Si ötektik alaşımına yapılan % 5 Cu ilavesiyle korozyon akım

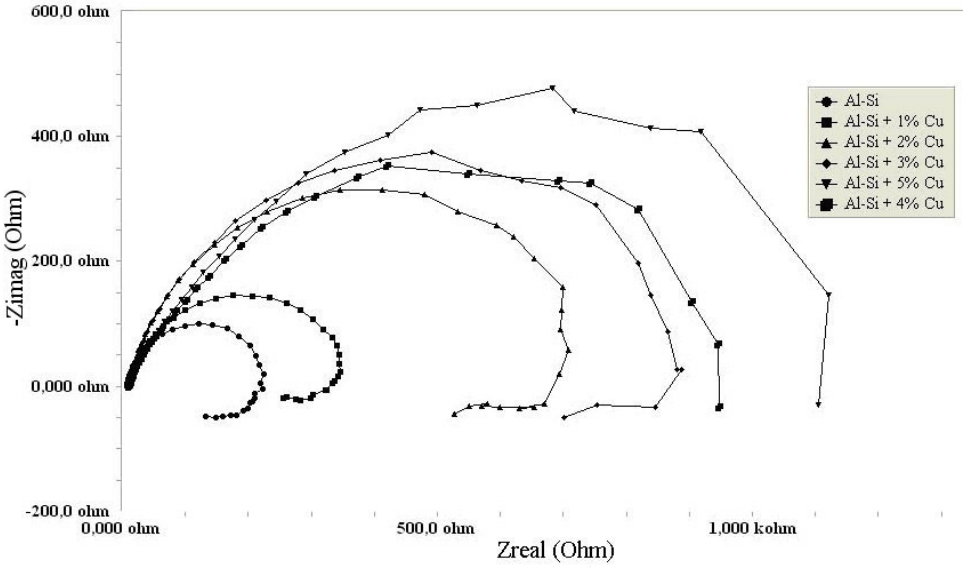
değeri 1415 $\mu A/cm^2$'den 74,72 $\mu A/cm^2$'ye düşmüştür. Bu korozyon hızında yaklaşık % 90 azalma anlamına gelir.

Isıl işlemlenmiş konumda ise tam tersi bir durumun söz konusu olduğu görülmektedir. Yaşlanmış numunelerin içerisindeki bakır oranının artmasıyla oluşan korozyon akım yoğunluğu yani korozyon hızı artmaktadır. Döküm konumundaki numunelerin korozyon mekanizması incelendiğinde korozyon oluşumunun Al_2Cu çökeltileri etrafında bölgesel olarak yoğunlaştığı bu nedenle çözeltiye geçen alüminyum atomu ve oluşan korozyon akımı miktarında düşüş olduğu belirlenmiştir. Yaşlandırılan numunelerde ise Al_2Cu çökeltileri çok daha küçük boyutlu ve homojen olarak dağıldıklarından korozyon çözelti ile temasta olan tüm yüzeyde homojen şekilde gerçekleşmiştir. Bu nedenle ısıl işlemlenmiş konumda alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla ölçülen korozyon akım miktarı artmıştır.

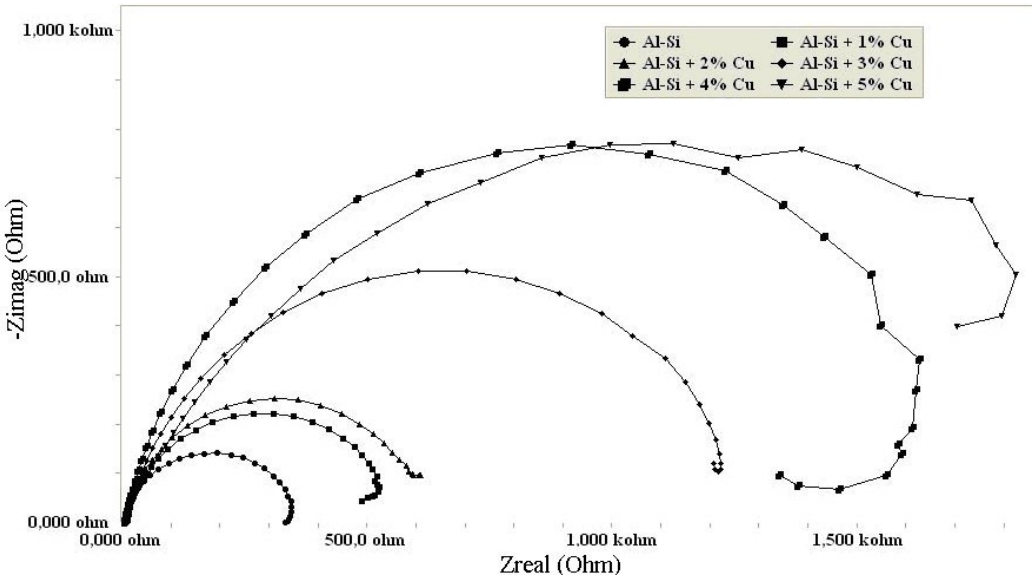
3.9.2. Empedans ölçümleri

Empedans ölçümleri sabit bir gerilim altında uygulanan alternetif akım frekansının değişimine bağlı olarak elde edilen bilgileri içerir. Elde edilen veriler genellikle Nyquist diyagramı adı verilen grafiklerde gösterilir [107-108]. Empedans testleri sırasında empedansın reel ve imajiner kısımlarının birbirine karşı değişimi grafik olarak verilir. Bu grafikler genellikle yarım daireler şeklinde olur. Oluşan bu yarım dairenin çapı malzemenin polarizasyon direnci (R_p) olarak kabul edilir.

Çalışmada 100 Hz -100 kHz frekans aralığında 7 mV alternatif akım sinyali kullanılarak gerçekleştirilen ölçümler sırasında elde edilen Nyquist eğrileri Şekil 3.32 ve Şekil 3.33'te verilmiştir.

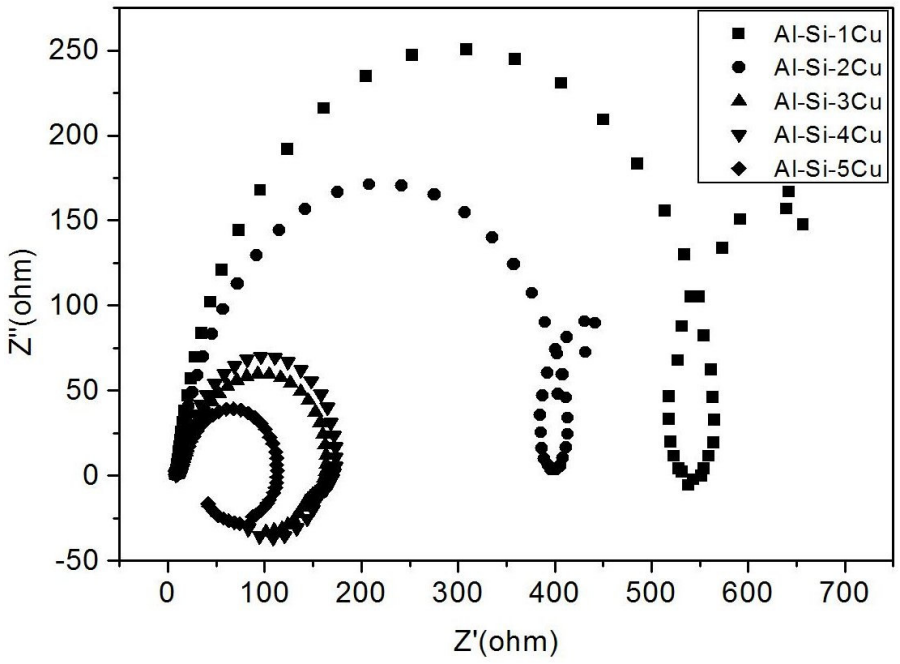


(a)

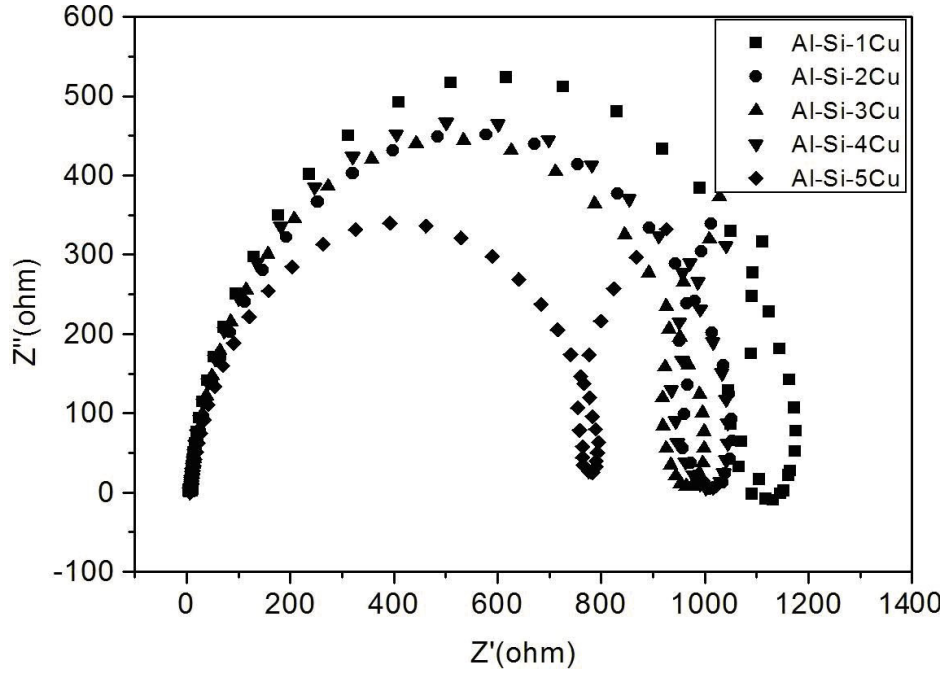


(b)

Şekil 3.32. Döküm konumundaki alaşımların empedans eğrileri, (a) 0,1 M HCl içinde ve (b) 0,1 M H_2SO_4 çözeltisi içinde



(a)



(b)

Şekil 3.33. Isıl işlem sonrası alaşımların empedans eğrileri, (a) 0,1 M HCl içinde ve (b) 0,1 M H_2SO_4 çözeltisi içinde

Tablo 3.5'te döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında farklı çözeltiler içerisinde alaşımlar için elde edilen R_p değerleri verilmiştir.

Tablo 3.5. 0,1 M HCl ve 0,1 M H_2SO_4 çözeltileri içinde farklı oranlarda bakır içeren numunelerin polarizasyon direnci (R_p) değerleri

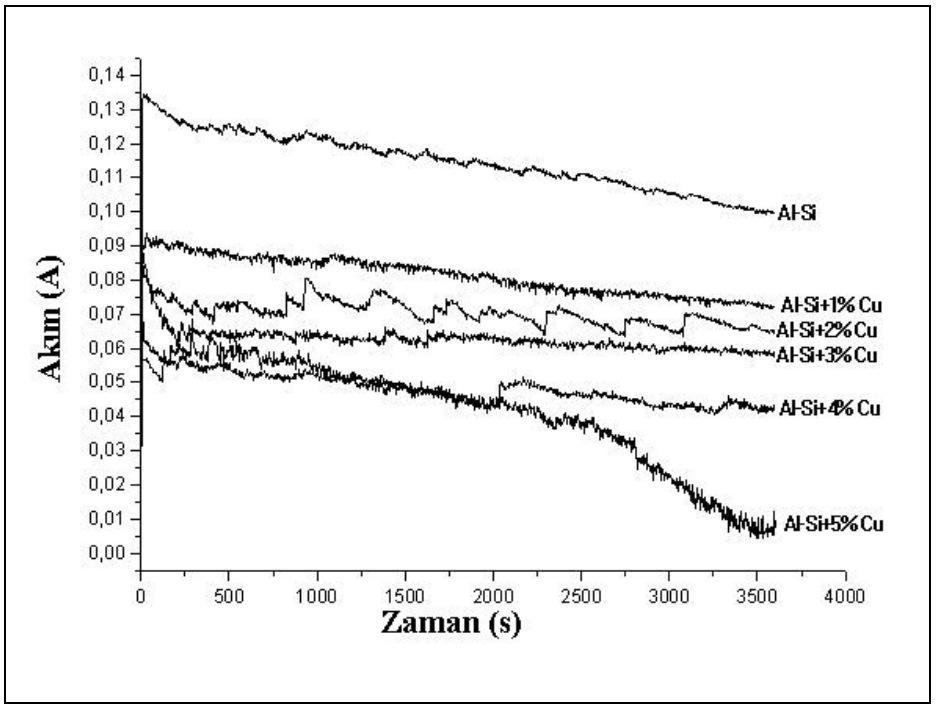
Döküm Konumu	0,1 M HCl içindeki R_p (Ω)	0,1 M H_2SO_4 içindeki R_p (Ω)
Al-Si	210,8	341,8
Al-Si-1Cu	315,3	520,0
Al-Si-2Cu	667,7	583,3
Al-Si-3Cu	812,0	1208,6
Al-Si-4Cu	923,1	1691,1
Al-Si-5Cu	1027,2	1886,9
Isıl İşlem	0,1 M HCl içindeki R_p (Ω)	0,1 M H_2SO_4 içindeki R_p (Ω)
Al-Si-1Cu	17,2	734,2
Al-Si-2Cu	18,1	609,5
Al-Si-3Cu	13,4	502,3
Al-Si-4Cu	14,1	672,2
Al-Si-5Cu	8,2	457,6

Tablodan da görüldüğü gibi döküm konumunda Al-Si ötektik alaşımı içerisine yapılan Cu ilavesi polarizasyon direncini (R_p) arttırmaktadır. Polarizasyon direncinin artması alaşımın korozyon dayanımının arttığını göstermektedir. Bu artış H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan testlerde daha büyük oranda gerçekleştirilmiştir. Bakır ilavesi ile oluşan θ fazının alaşım içindeki miktarının artmasıyla polarizasyon direnci artmaktadır. Isıl işlem sonrasında elde edilen polarizasyon direnci değerleri ise tam

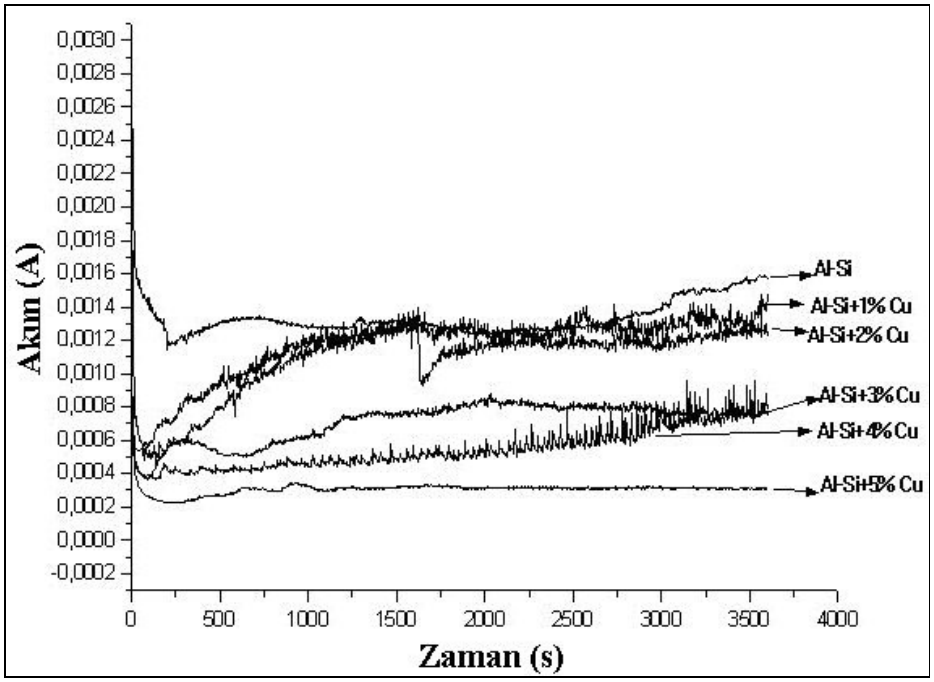
tersi bir eğilimdedir. Malzeme içerisindeki bakır miktarı arttıkça oluşan direnç değeri azalmaktadır. Bu değişikliğin sebebi ısıl işlemlenmiş konumda numune yüzeyinin tamamında homojen korozyon görülmesi ve tüm yüzeyde çözünmenin gerçekleşmesidir.

3.9.3. Kronoamperometrik ölçümler

Kronoamperometrik ölçümlerde numuneye sabit bir gerilim uygulanır ve bu gerilim altında numunenin korozyonu sonucu oluşan akımın zamana bağlı değişimi belirlenir. Farklı oranlarda bakır içeren alaşımların 1,0 V'luk sabit potansiyel altında yapılan kronoamperometrik ölçümleri sonucu elde edilen grafikler Şekil 3.33 ve Şekil 3.34'te verilmiştir.



Şekil 3.34. 0,1 M HCl içerisinde farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kronoamperometrik eğrileri



Şekil 3.35. 0,1 M H_2SO_4 içerisinde farklı oranlarda Cu içeren alaşımların kronoamperometrik eğrileri

Grafiklerde de görüldüğü gibi alaşım içerisindeki bakır miktarının artmasıyla birlikte akım değerleri azalmaktadır. Daha önce de belirtildiği gibi akım değerindeki azalma korozyon hızındaki düşüş olarak yorumlanmaktadır.

3.9.4. Hidrojen çıkışı ölçümleri

Asidik çözeltiler içerisinde korozyon oluşurken iki farklı reaksiyon aynı anda oluşur. Anodik reaksiyon ve katodik reaksiyon adı verilen bu tepkimelerin toplamı korozyon reaksiyonunu oluşturur;

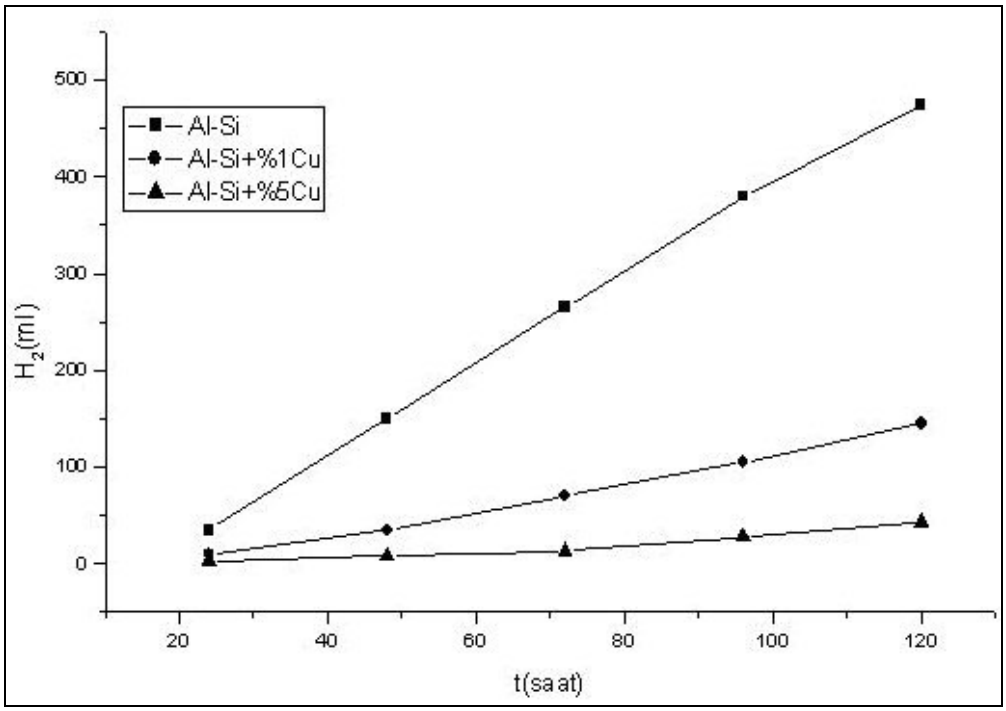
$$Al \rightarrow Al^{+3} + 3e^{-} \quad (3.1)$$

$$3\ H^{+} + 3\ e^{-} \rightarrow 3/2\ H_2 \quad (3.2)$$

Bu iki reaksiyonun sulu çözeltiler içinde oluştuğunu varsayarsak toplam korozyon reaksiyonu aşağıdaki gibi olur;

$$2\ Al + 6\ H_2O \rightarrow 2\ Al(OH)_3 + 3\ H_2 \quad (3.3)$$

Bu reaksiyonlardan da anlaşılacağı gibi alüminyumun çözünmesi yani korozyon hızı ne kadar fazla olursa oluşacak hidrojen gazı miktarı da o kadar artacaktır. Bu mantıkla oluşan hidrojen gazı miktarının ölçümü korozyon hızının tespitinde kullanılabilir. Şekil 3.36 0,1 M HCl çözeltisi içinde faklı alaşımların zamana bağlı olarak oluşturdukları H_2 gazı miktarını vermektedir. Grafikte de görüldüğü üzere 120 saat sonunda Al-Si ötektik alaşımı için 475 ml, Al-Si-1Cu alaşımı için 145 ml ve Al-Si-5Cu alaşımı içinse sadece 43 ml H_2 ortaya çıkmıştır. Bu sonuçlarda alaşım içerisindeki bakır miktarının artması ile korozyon hızının azaldığını göstermektedir.



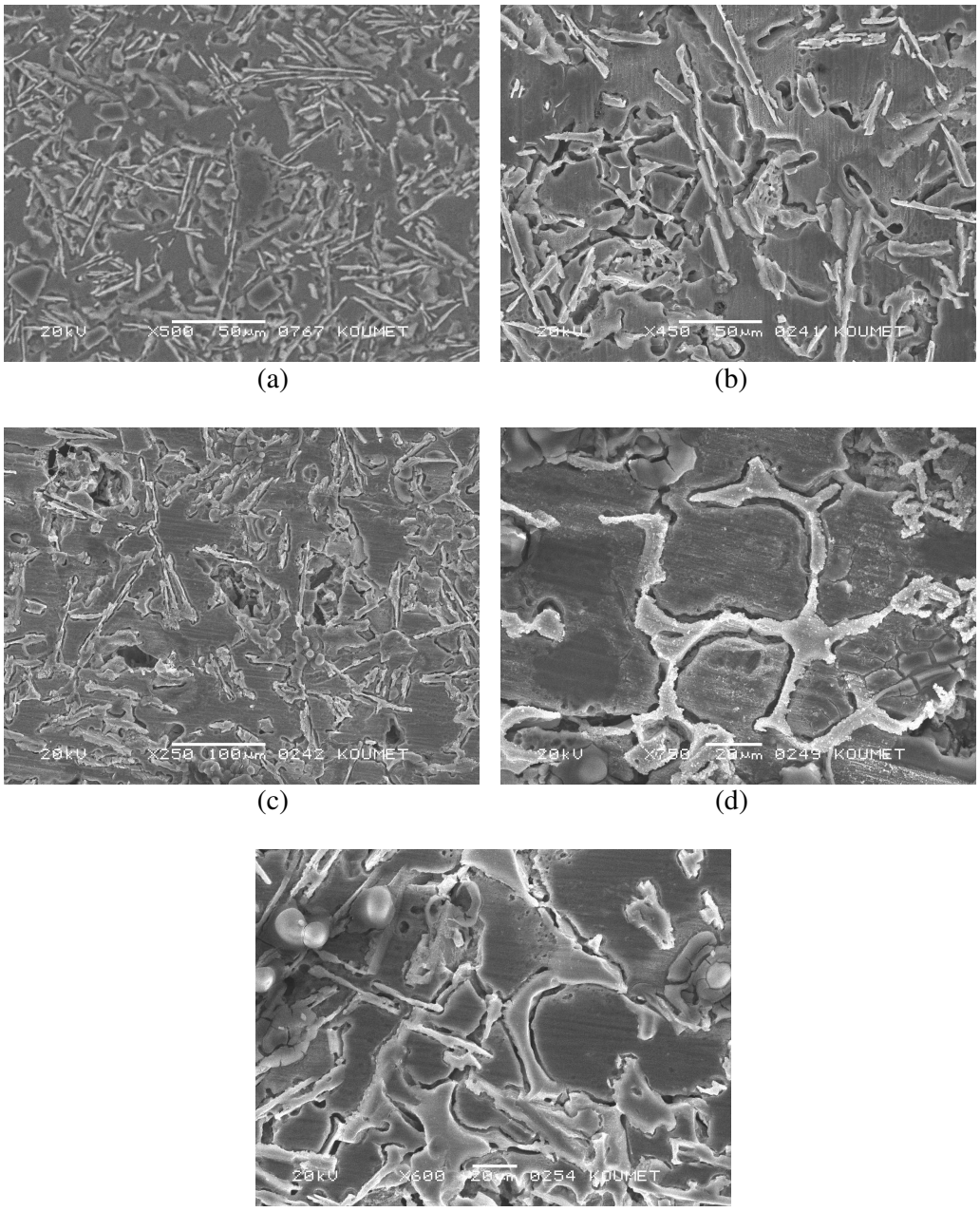
Şekil 3.36. Zamana bağlı olarak oluşan H_2 gazı miktarı

H_2SO_4 çözeltisiyle yapılan deneylerde de benzer sonuçlar elde edilmiştir. Ancak 120 saat sonunda çok az gaz oluşumu saptanmıştır.

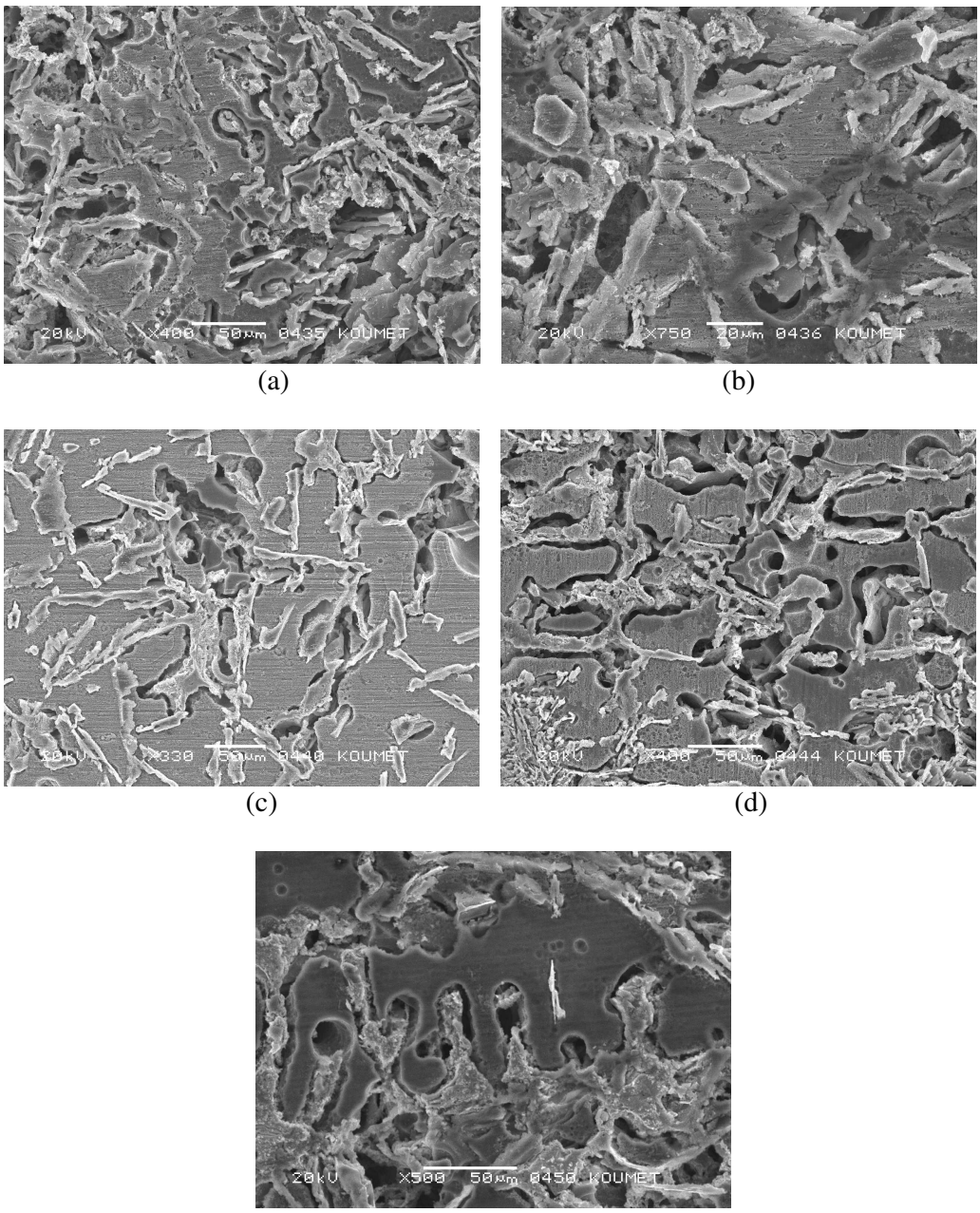
3.9.5. Tarama elektron mikroskobu incelemeleri

Numuneler üzerinde oluşan korozyon mekanizmasını belirlemek amacıyla korozyona uğramış bölgelerin SEM altında incelenmesi kararlaştırılmıştır. Bu amaçla farklı oranlarda bakır içeren alaşımlardan hazırlanan aynı boyutlardaki numunelerin tüm yüzeyleri metalografik olarak hazırlanıp parlatılmıştır. Bu numuneler 120 saat

boyunca 0,1 M HCl ve 0,1 M H_2SO_4 çözeltileri içinde bekletilmiştir. Çözeltilerden çıkarılan numuneler saf su ile yıkanıp kurutulduktan sonra elektron mikroskobunda incelenmiştir. Şekil 3.37 ve 3.38'de döküm konumundaki numunelerden elde edilen görüntülerden bazıları verilmiştir.



Şekil 3.37. Döküm konumunda 0,1 M HCl çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

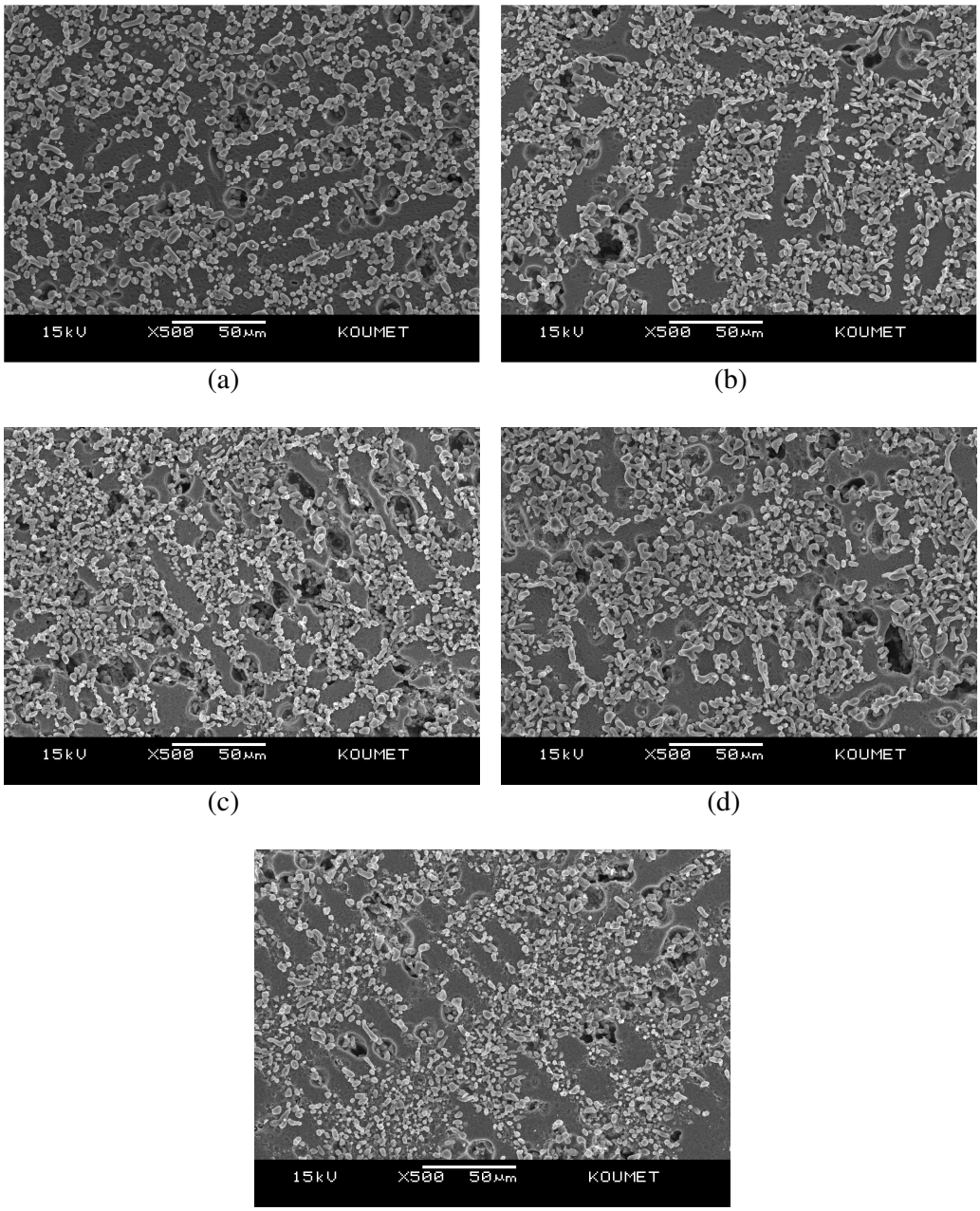


Şekil 3.38. Döküm konumunda 0,1 M H_2SO_4 çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

Korozyon testleri sonuçlarının gösterdiği gibi Al-Si alaşımlarına Cu ilavesinin döküm konumunda korozyon akımını ve genel anlamda korozyon miktarını azalttığı SEM görüntüleriyle de desteklenmiştir. Ancak tane sınırlarında bulunan bakır oranı yüksek θ fazı etrafındaki alüminyum matrise oranla daha soy olarak davranıp bu bölgelerin çözünmesine neden olmaktadır. Oluşan bu mikro ölçekli galvanik çift tane

sınırı korozyonuna neden olmaktadır. Yapılan bakır ilavesi alaşımın genel korozyon dayanımını arttırırken tane sınırı korozyonuna olan direnci azaltmıştır.

Isıl işlem sonrasında çözeltilerin içinde 120 saat bekletilen numunelerden alınan SEM görüntüleri Şekil 3.39 ve 3.40'da verilmiştir.

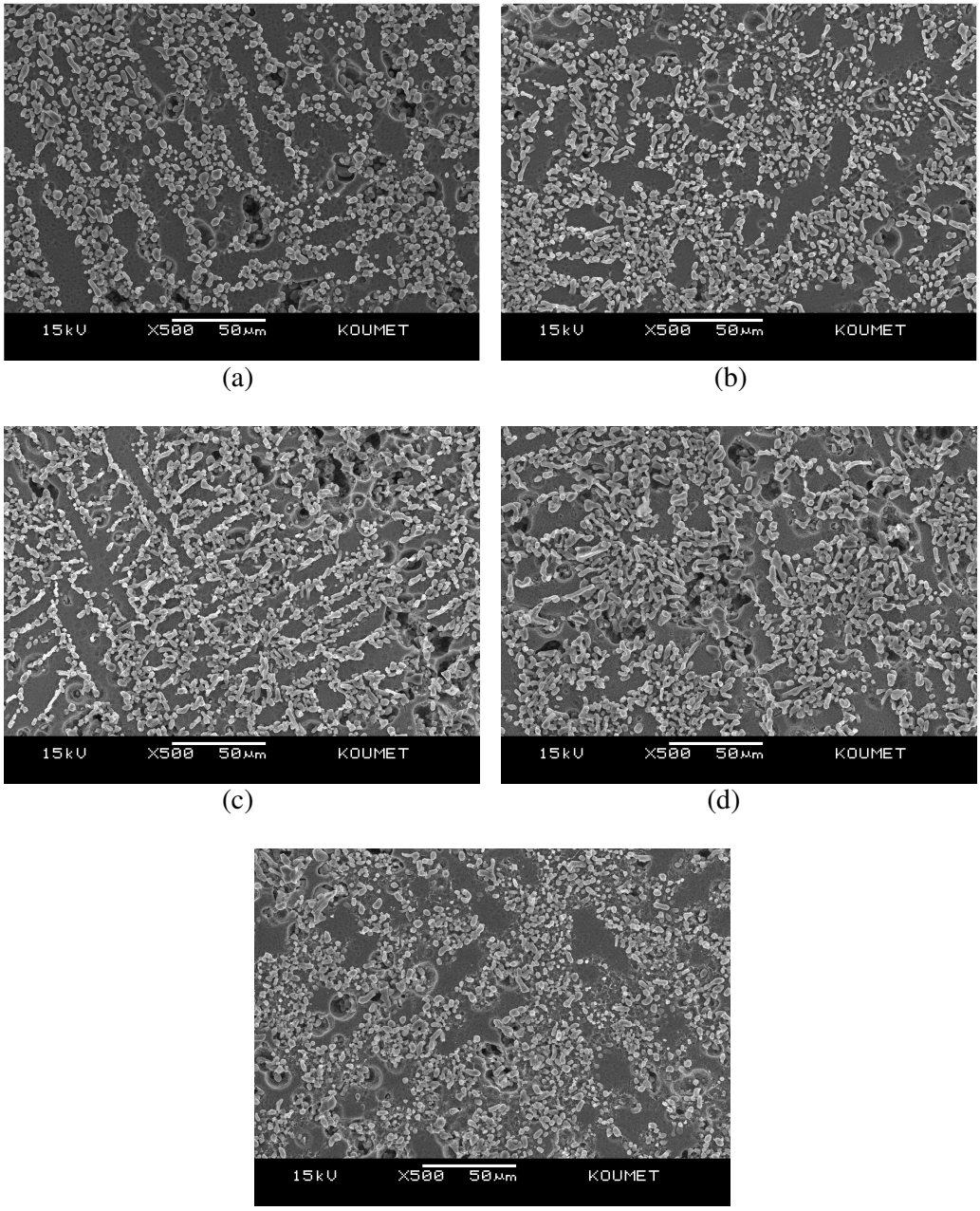


(a) (b)

(c) (d)

(e)

Şekil 3.39. Yaşlandırılmış konumunda 0,1 M HCl çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu



(a) (b)

(c) (d)

(e)

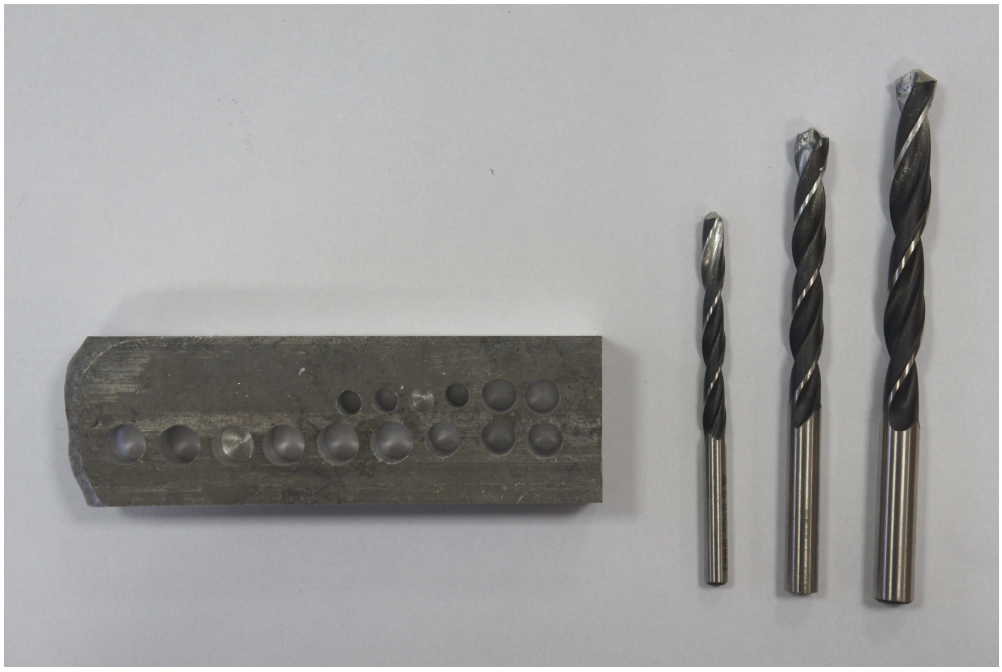
Şekil 3.40. Yaşlandırılmış konumunda 0,1 M H_2SO_4 çözeltisinde 120 saat bekletilen numunelerin SEM görüntüsü (a) Al-Si-1Cu, (b) Al-Si-2Cu, (c) Al-Si-3Cu, (d) Al-Si-4Cu ve (e) Al-Si-5Cu

Yaşlandırılmış konumdaki numunelerin korozyona uğramış yüzeyleri incelendiğinde döküm konumundaki numunelerden tamamen farklı görüntüler elde edilmiştir. Bu konumda numune yüzeyinde tane sınırı korozyonuna rastlanmamıştır. Korozyon tüm numune yüzeyinde homojen bir şekilde gerçekleşmiştir. Alüminyum atomlarının yüzeyden ayrılıp çözeltiye geçmesi sonucunda ısıl işlem etkisiyle küreselleşen

ötektik silisyum taneleri ortaya çıkmıştır. Ayrıca numunelerin yüzeyinde yer yer çukurcuk (pitting) korozyonu bölgeleri belirlenmiştir. Çukurcuk korozyonu etkisi klor iyonunun varlığı nedeniyle HCl içerisinde bekletilen numunelerde daha yoğun görülmüştür.

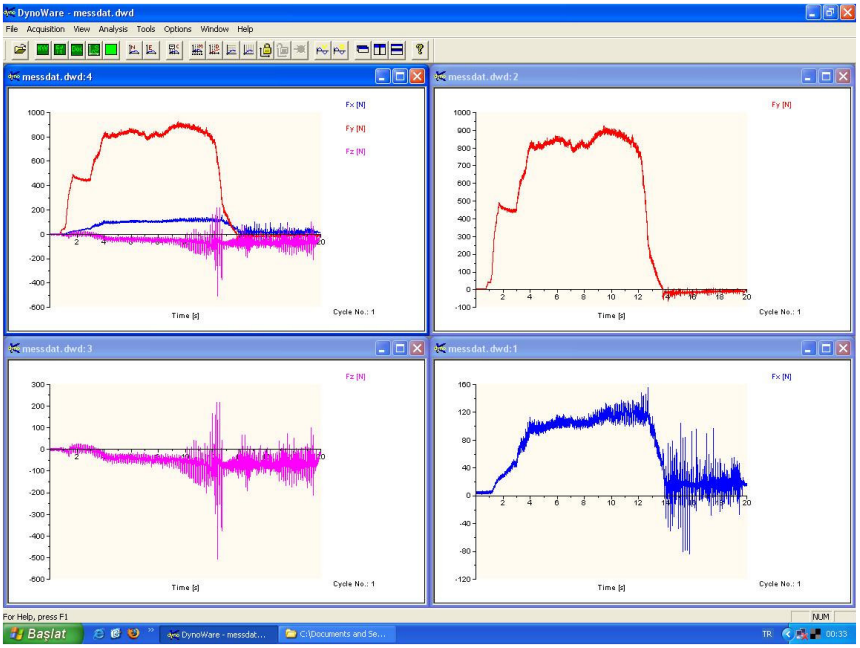
3.10. İşlenebilirlik Testleri

Alaşımların döküm konumundaki ve maksimum sertliği veren ısıl işlem konumundaki talaşlı işlenebilme kabiliyetlerini karşılaştırmak amacıyla testler gerçekleştirilmiştir. Bu testlerde numuneler Kistler marka bir kuvvet ölçer (dinamometre) üzerine sabitlenmiştir. Sabitlenen numuneler üzerine farklı çaptaki matkaplarla farklı devir ve ilerleme hızlarında delikler açılmıştır. Delme işlemleri otomatik bir matkapta herhangi bir soğutma sıvısı kullanılmadan gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.41'de delme işleminde kullanılan matkap uçları ve delinmiş numune görülmektedir.



Şekil 3.41. Delinmiş numune (solda) ve delme işleminde kullanılan matkap uçları

Delikler açılırken sürekli olarak kaydedilen kuvvet değerleri grafikler haline dönüştürülmüştür. Şekil 3.42'de delme işlemi sonucunda kuvvet ölçer yazılımının verdiği grafikler görülmektedir.

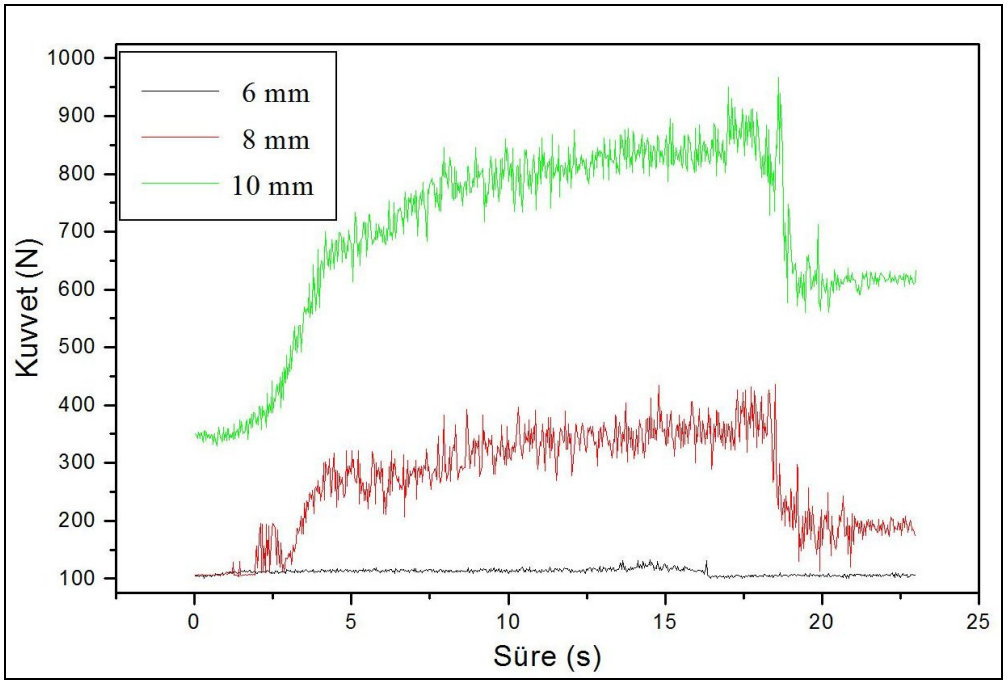


Şekil 3.42. Kuvvet ölçer yazılımının ara yüzü

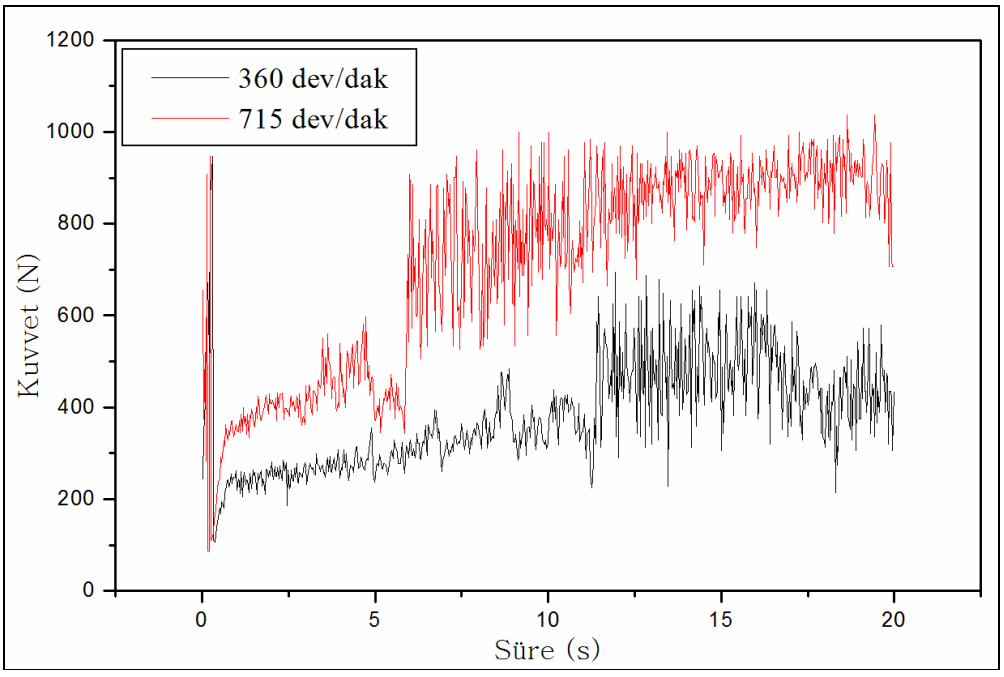
3.10.1. Kuvvet ölçümleri

Aynı numunenin, aynı ilerleme ve devir hızlarında farklı matkap kullanılarak delinmesi sırasında elde edilen kuvvet değerleri Şekil 3.43'teki grafikte verilmiştir. Grafikte de görüldüğü üzere delik çapı arttığında oluşan kesme kuvvetleri artmaktadır. Bu durum delme işlemi sırasında daha büyük bir hacmin dışarı atılması ile açıklanabilir. Ayrıca delik çapının artması yüzeyleri çoğaltıp oluşacak sürtünme kuvveti değerlerini artırmaktadır.

Şekil 3.44'te ise aynı numunenin sabit ilerleme hızı, sabit delik çapı ve farklı devirde delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri verilmiştir. Devir hızı arttıkça ölçülen kuvvet değerleri artmaktadır.



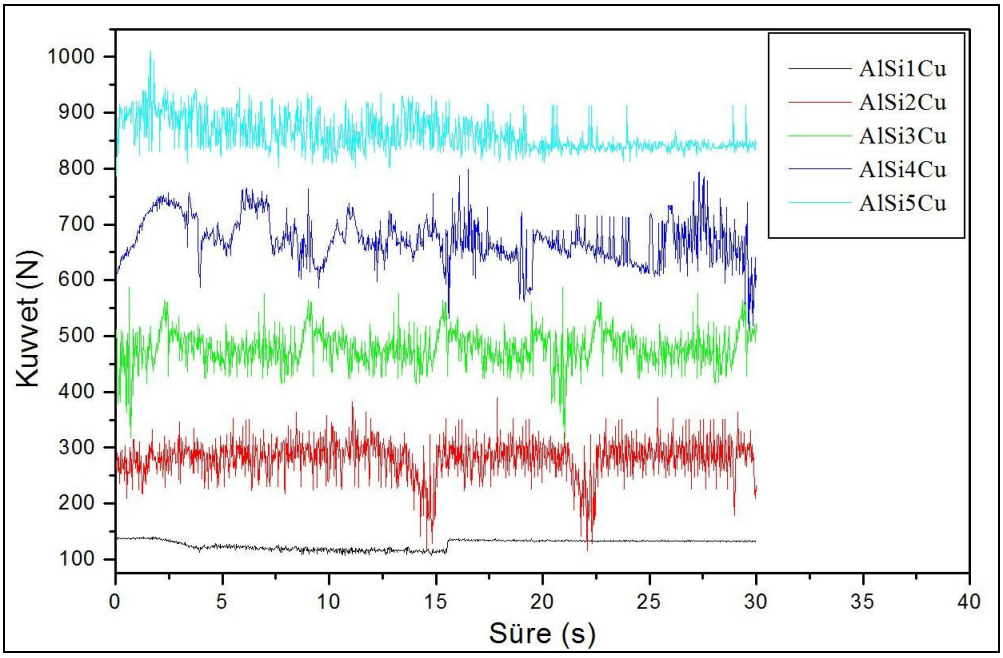
Şekil 3.43. Döküm konumundaki Al-Si-4Cu alaşımının 0,10 mm/sn ilerleme ve 715 dev/dak hızda farklı matkaplarla delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri



Şekil 3.44. Döküm konumundaki Al-Si-4Cu alaşımının 0,30 mm/sn ilerleme ve 6 mm'lik matkapla farklı devirlerde delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri

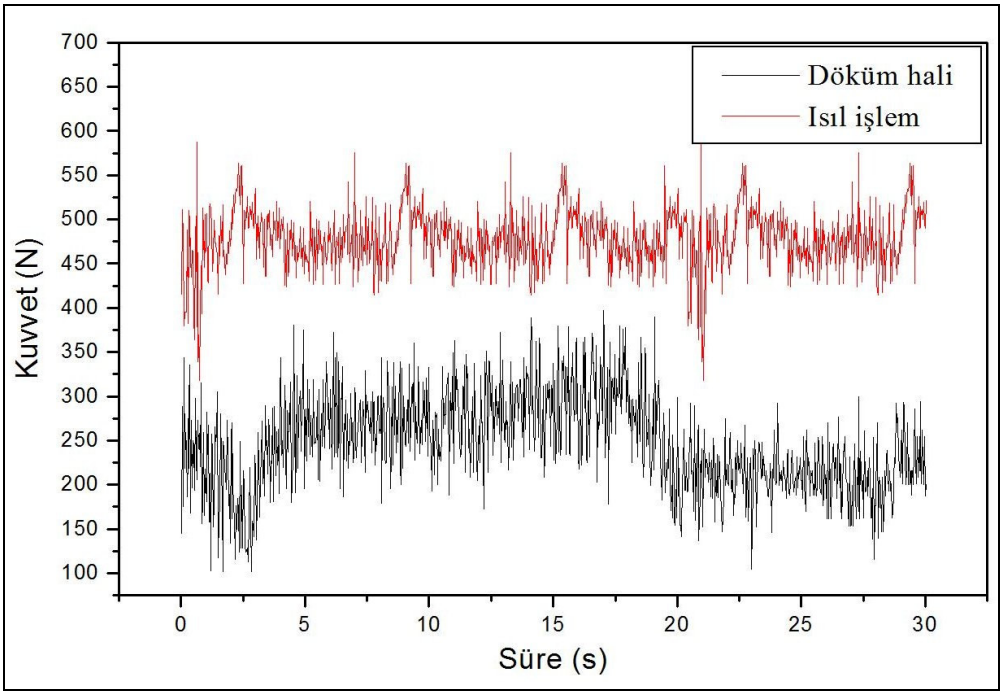
Farklı oranlarda bakır içeren alaşımların yaşlandırılmış konumda işlenmesi sırasında elde edilen kuvvet değerleri Şekil 3.45'te grafik olarak verilmiştir. Şekilden de

görüldüğü gibi alaşım içerisindeki bakır miktarının artması ile delme işleminde ölçülen kuvvet miktarı artmaktadır. Bu artışın nedeni malzeme sertliğinin alaşımda bulunan bakır miktarı ile artmasıdır. Malzeme sertliği arttıkça oluşan kesme kuvvetleri armaktadır [109-111].



Şekil 3.45. Farklı oranlarda Cu içeren alaşımların ısıl işlem sonrasında 0,10 mm/sn ilerleme, 715 dev/dak hızda ve 8 mm çapta matkapla delinmesi sırasında ölçülen kuvvetler

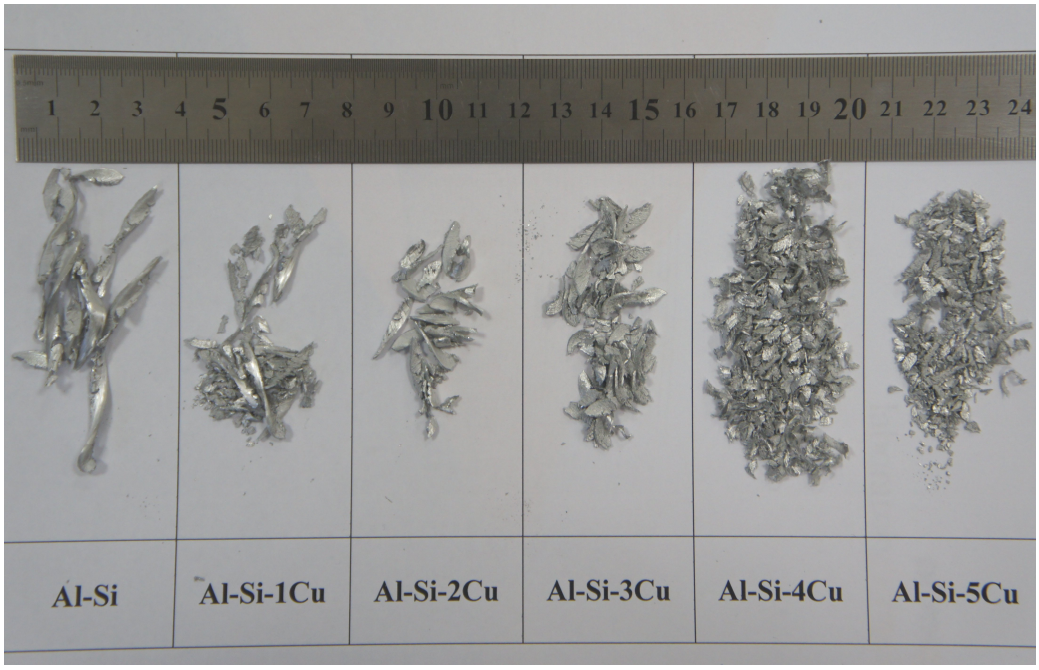
Aynı alaşımın döküm konumunda ve yaşlanmış konumunda işlenmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri Şekil 3.46'da verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi ısıl işlemlenmiş numunenin delinmesi sırasında oluşan kuvvetler döküm konumundaki numuneye göre daha yüksektir. Bu durum ısıl işlemle alaşımın sertliğinin artmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 3.46. Al-Si-3Cu alaşımının döküm konumunda ve ısıl işlem sonrasında 0,10 mm/sn ilerleme hızı ve 715 dev/dak hızla delinmesi sırasında ölçülen kuvvet değerleri

3.10.2. Talaşların incelenmesi

Delme işlemi sırasında oluşan talaşlar her delik için ayrı ayrı toplanıp incelenmiştir. Malzemenin sertliğine ve sünekliğine göre değişen talaş tipleri, işlenebilirlik hakkında bilgi vermektedir. Şekil 3.47'de döküm konumunda delinen alaşımlarda elde edilen talaşlar görülmektedir. Şekilde de görüldüğü üzere alaşım içerisindeki bakır miktarının artması oluşan talaş boyutlarının küçülmesine neden olmuştur. Bu durum bakır oranı ile birlikte malzeme sertliğinin artmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca döküm konumunda tane sınırlarında bulunan bakır içerikli sert fazlar kırılarak talaş boyutunun küçülmesine neden olur. Hiç bakır içermeyen numune delinirken malzemenin düşük sertliği nedeniyle oluşan talaşlar matkap ucuna yapışmıştır. Boyutları çok uzun olan bu talaşlar delme işlemi devam ettikçe matkap ucunun kanalları arasında kalarak delme işlemini zorlaştırmıştır.



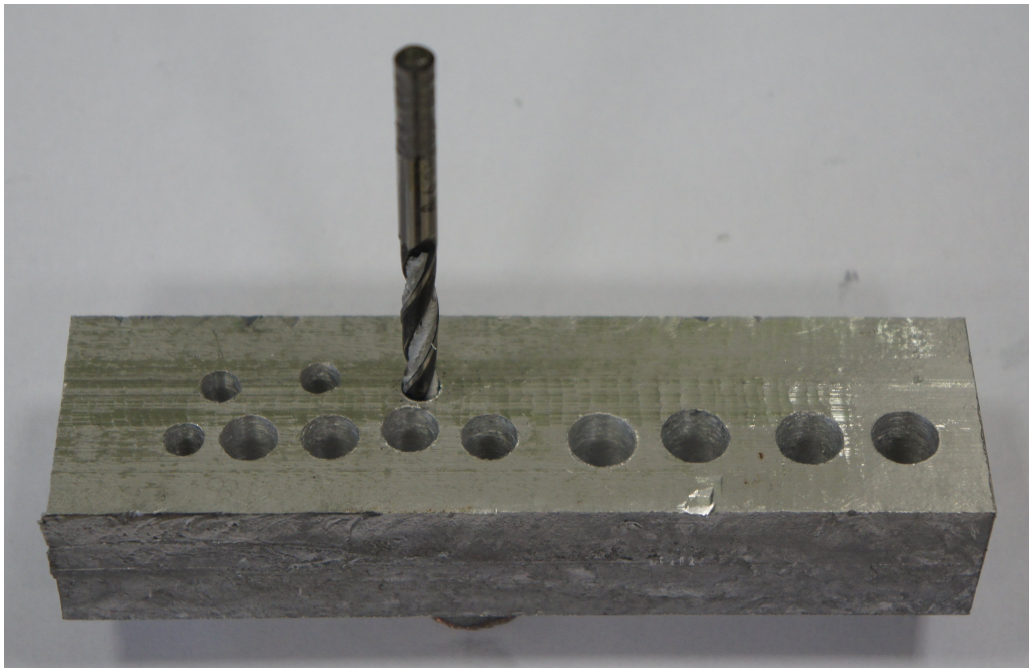
Şekil 3.47. Döküm konumundaki numunelerin delinmesi sonucu elde edilen talaşlar

Bazı deliklerin delinmesi sırasında matkap ucuna yapışan talaşlar ucun malzeme içinde sıkışmasına ve delik delme işleminin yapılamamasına neden olmuştur. Şekil 3.48'de matkap uçlarının arasına girip yapışan talaşlar ve numune içine girip haraketsiz şekilde kalan mapkap ucu verilmiştir.



(a)

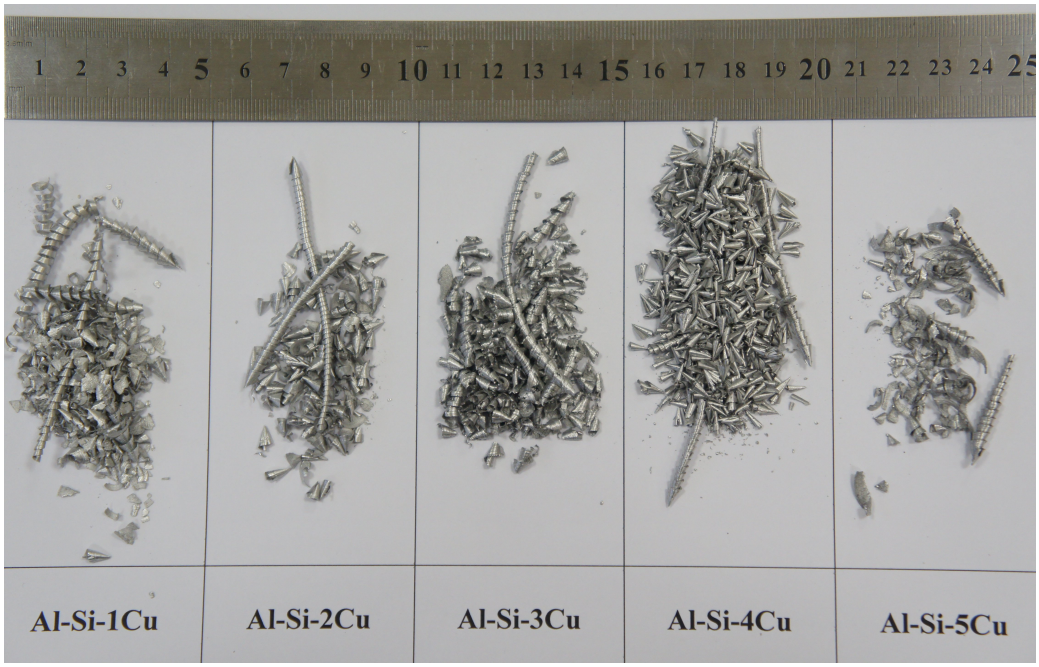
Şekil 3.48. (a) Delme esnasında matkap kanallarına yapışan talaşlar, (b) delme esnasında talaş yapışması nedeniyle numuneye sıkışıp kalan matkap ucu



(b)

Şekil 3.48. (Devam) (a) Delme esnasında matkap kanallarına yapışan talaşlar, (b) delme esnasında talaş yapışması nedeniyle numuneye sıkışıp kalan matkap ucu

Isıl işlemlenmiş numunelerin delinmesi sırasında elde edilen talaşlar Şekil 3.49'da verilmiştir. Matkap ucu numuneye girerken kıvrılarak sarılmış halde uzun talaşlar vermiştir. Bu talaş tipi tüm bakır içerikleri için görülmüştür. Matkabın numune içine girişinden sonra ise yine kıvrılarak sarılan ancak çok daha küçük boyutlu talaşlar oluşmuştur. Isıl işlem sonrasında elde edilen talaşların tamamının döküm konumundaki talaşlara göre daha fazla şekil değiştirmiş olduğu görülmektedir. Bu durum çekme testi sonuçlarında görülen ısıl işlemlenmiş numunelerin sünekliğinin artmasıyla uyum göstermektedir. Döküm konumuna göre daha sünek olan malzemede delme sırasında oluşan talaşlar daha fazla şekil değiştirmektedir.



Şekil 3.49. Isıl işlem sonrası delinen numunelerden elde edilen talaşlar

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada sanayide yoğun olarak kullanılan Al-Si ötektik alaşımlarının farklı oranlarda bakır ile alaşımlanmasının doğurduğu sonuçlar incelenmiştir. Bakır ilavesi sonucu ısıl işlemle mukavemetlendirilebilen bir alaşım haline gelen Al-Si-Cu üçlü alaşımlarına farklı ısıl işlemler uygulanarak malzeme özelliklerinin değişimi gözlenmiştir. Bu amaç doğrultusunda ağırlıkça % 1-5 arasında bakır içeren alaşımlar metal kalıp kullanılarak dökülmüştür.

Döküm konumunda mikroyapısı incelenen numunelerde Al-Si ötektik yapısının yanında artan bakır miktarı ile birlikte artan Al_2Cu intermetalik fazı tespit edilmiştir. Katılaşma sırasında en son katı hale geçen faz olması nedeniyle Al_2Cu intemertaliklerinin tane sınırlarında bulunduğu belirlenmiştir. Yapılan X-ışını difraksiyon analizleri (XRD) sonucu elde edilen paternlerde yapının Al, Si ve Al_2Cu fazlarından oluştuğu kanıtlanmıştır.

Döküm konumunda bakır miktarının artmasıyla alaşımın sertliğinin arttığı gözlenmiştir. Yapılan aşınma testleri sonucunda artan bakır miktarıyla birlikte alaşımın aşınma dayanımının önce arttığı sonra azaldığı belirlenmiştir. % 3 bakır içeriğinde malzemenin aşınma dayanımı maksimumken daha yüksek bakır oranlarında oluşan ağırlık kaybı artmıştır. Ağırlık kaybındaki bu artışın sebebi olarak bakır ile alüminyumun birleşerek oluşturdukları ve tane sınırlarında büyük boyutlu olarak bulunan sert ve kırılgan intermetalik fazların aşınma testleri sırasında kırılması öngörülmüştür. Yüksek bakır içeren alaşımlarda bu intermetaliklerin boyutları artmakta ve tane sınırlarını bir ağ şeklinde sarmaktadırlar. Bu yapı da aşınma testleri sırasında kırılmalar nedeniyle daha fazla ağırlık kaybı oluşumuna neden olmaktadır.

İçerdikleri bakır sayesinde çökelme sertleşmesi yöntemiyle sertleşebilir hale gelen Al-Si-Cu alaşımlarına önce 550 °C'de 8 saat çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır. Çözeltiye alma işlemi sonrasında su verilen numuneler 200 °C'de 2-10 saat arasında değişen sürelerde yaşlandırılmıştır. Çözeltiye alma işlemi sonrasında mikroyapıları

incelenen numunelerde Al_2Cu fazının çözündüğü ve iğnesel konumdaki ötektik silisyum kristallerinin küreselleştiği görülmüştür. Yüksek oranda bakır içeren numunelerde Al_2Cu fazının bir kısmının çözünmeden kaldığı ancak bu durumun literatürde incelenen çalışmalarda da tespit edildiği belirlenmiştir. Yapıda bulunan Al_2Cu fazlarının tamamen çözülmesi için daha uzun süreli çözeltiye alma işlemleri gerekmektedir. Ancak uzun çözeltiye alma sürelerinin hem tane kabalaşmasına hem de porozite oluşumuna yol açması nedeniyle çözeltiye alma süresi 8 saat ile sınırlandırılmıştır.

Farklı sürelerde yaşlanma işlemi uygulanan numunelerde sertliğin yaşlanma süresine bağlı olarak önce arttığı, bir maksimum değerden sonra aşırı yaşlanma nedeniyle azaldığı belirlenmiştir. Aynı yaşlanma koşulu için daha fazla bakır içeren alaşımın daha yüksek sertliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Tüm numuneler için 6 saat yaşlandırma ile maksimum sertlik elde edilmiştir. Yaşlanmış numunelerin aşınma testlerinden elde edilen sonuçlar sertlik testleri ile büyük uyum içerisindedir. Yaşlanma süresine bağlı olarak aşınmada oluşan ağırlık kaybı önce azalmakta 6 saat yaşlanma süresinde bir minimum gösterdikten sonra tekrar artmaktadır. 6 saatten sonra aşınma dayanımında görülen bu düşüşün sebebi aşırı yaşlanma nedeniyle malzemenin sertliğinin azalmasıdır.

Bakır ilavesinin ve ısıl işlemin etkisini belirlemek için döküm konumundaki ve maksimum sertliği ve aşınma dayanımını veren koşullarda ısıl işlemlenmiş numunelere çekme testi uygulanmıştır. Döküm konumunda bakır ilavesi ile malzemenin çekme dayanımı sürekli olarak artmaktadır. Bu artışa paralel olarak kopma uzamasında sürekli bir düşüş gözlenmiştir. Isıl işlem sonrasında ise tüm numunelerin çekme dayanımında artış elde edilmiştir. Artış miktarı alaşım içindeki bakır miktarı ile doğru orantılıdır. % 1 Cu içeren alaşımın çekme mukavemeti % 11,1 artarken % 5 Cu içeren alaşımda bu artış % 31,8 olarak kaydedilmiştir. Isıl işlemin numunelerin tokluğu üzerinde de olumlu etkisi olmuştur. Malzemelerin kopma uzaması değerleri ısıl işlem sonrasında artmıştır.

Çekme testi sonucu kopan numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde döküm konumunda sünek ve gevrek kırılma bölgelerinin bir arada olduğu bir kırılma tipi tespit edilmiştir. Yapıda bulunan Si kristalleri sertlikleri nedeniyle gevrek kırılırken

yumuşak Al matris sünek olarak kırılmaktadır. Bakır ilavesiyle oluşan Al_2Cu intermetalik fazının artması yapıda bulunan gevrek kırılma bölgelerinin artmasına neden olmuştur. Isıl işlem sonrasında silisyum kristallerinin küreselleşmesi ve birbirlerinden bağımsız hale gelmeleri malzemenin sünekliğini arttırmıştır. Bu nedenle elde edilen kırılma görüntülerinde yüksek oranda sünek kırılma bölgeleri belirlenmiştir. Yüksek bakır içeren numunelerde çözünmeden tane sınırlarında kalan Al_2Cu intermetalikleri bazı bölgelerde fasetli kırılma alanları oluşumuna neden olmuştur.

Alaşımların korozyon dayanımlarını belirleyebilmek için numunelere farklı korozyon test yöntemleri uygulanmıştır. Döküm konumundaki numunelerde bakır ilavesi ile birlikte deneyler sırasında elde edilen korozyon akımı değerinin azaldığı yani alaşımın korozyon dayanımının arttığı görülmüştür. Ancak korozyona uğramış yüzeyler incelendiğinde korozyonun Al_2Cu fazlarına yakın bölgelerde yoğunlaştığı, ve bu bölgelerde büyük korozyon hasarları oluştuğu belirlenmiştir. Döküm konumunda bakır ilavesinin korozyon akım yoğunluğunu azalttığı ancak korozyonun belirli bölgelerde yoğunlaşmasına neden olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Isıl işlemlenmiş numunede ise bakır ilavesinin korozyon akım yoğunluğunu arttırdığı belirlenmiştir. Isıl işlem sonrasında yapıya homojen şekilde yayılan küçük boyutlu Al_2Cu çökeltileri malzemenin tamamında korozyon oluşumunu teşvik ettiğinden numune homojen şekilde ve daha yüksek hızla korozyona uğramaktadır. Korozyona uğramış yüzey incelemeleri de homojen korozyon oluşumunu göstermektedir.

Alaşımların talaşlı işleme kabiliyetini belirlemek için yapılan delme testleri sonucunda ölçülen kesme kuvvetleri malzemenin sertliğinin artmasıyla birlikte artmıştır. Bu durumda alaşım içerisindeki bakır miktarının artması delme sırasında oluşan kesme kuvvetlerini arttırmıştır. Aynı alaşım için ısıl işlemlenmiş numunenin sertliği daha yüksek olduğundan kesme kuvvetleride yüksek olarak ölçülmüştür. Aynı numunenin farklı koşullarda delinmesi sırasında ise artan delik çapı, artan ilerleme hızı ve artan devir sayısının ölçülen kesme kuvvetlerini arttırdığı belirlenmiştir.

Bu çalışmada ortaya koyulan sonuçlar Al-Si ötektik alaşımlarının Cu ilavesi ve ısıl işlem ile mukavemet, sertlik ve aşınma gibi özelliklerinin iyileştirilebildiğini

göstermektedir. Ayrıca korozyon dayanımı ve işlenebilme kabiliyeti ile ilgili alaşımların endüstride kullanımı açısından faydalı olacak sonuçlar elde edilmiştir. Otomotiv sektöründe her geçen yıl kullanımı artan alüminyum alaşımları düşük yoğunlukları nedeniyle demir esaslı malzemelerin yerini almaktadır. Bu çalışmanın ortaya koyduğu sonuçların Al-Si-Cu üçlü sistemine ait alaşımlar için yeni kullanım alanları yaratacağı kanısındayız.

KAYNAKLAR

[1] Dobrzanski L. A., Maniara R., Sokolowski J., Kasprzak W., Krupinski M., Brytan Z., Applications of the artificial intelligence methods for modeling of the ACAlSi7Cu alloy crystallization process, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **192**, 582-587.

[2] Callister W. D. Jr., *Materials science and engineering an introduction*, 7th ed., John Wiley & Sons, Utah, 2007.

[3] Apelian D., Aluminum cast alloys: enabling tools for improved performance, *North American Die Casting Association*, NADCA2009, 6-13, 2009.

[4] Granger D. A., Aluminum, Editor: Habashi F., *Alloys preparations, properties applications*, Wiley-VCH, Weinbeim, 165-212, 1998.

[5] Karakulak E., Al-Si-xTi alaşımlarının dökümü ve mikroyapısal karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2007, 232712.

[6] Li Z., Samuel A. M., Samuel F. H., Ravindran C., Valtierra S., Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of $CuAl_2$ phase in Al-Si-Cu 319 alloys, *Journal of Materials Science*, 2003, **38**, 1203-1218.

[7] Yamagata H., Kurita H., Aniolek M., Kasprzak W., Sokolowski J. H., Thermal and metallographic characteristics of the Al-20% Si high-pressure die-casting alloy for monolithic cylinder blocks, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, **199**, 84-90.

[8] Krupinski M., Labisz K., Dobrzanski L. A., Structure investigation of the Al-Si-Cu alloy using derivative thermo analysis, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2009, **34**, 47-54.

[9] Myhr O. H., Grong O., Andersen S. J., Modeling the age-hardening behavior of Al-Mg-Si alloys, *Acta Materialia*, 2001, **49**, 65-75.

[10] http://www.alcoa.com/global/en/about_alcoa/pdf/Smeltingpaper.pdf, (Ziyaret tarihi: 01 Aralık 2011).

[11] http://www.afcma.org/downloads/production_of_aluminum.pdf, (Ziyaret tarihi: 01 Aralık 2011).

[12] Sverdlin A., Introduction to aluminum, Editors: Totten G. E., Mackenzie D. S., *Handbook of aluminum, volume 1, physical metallurgy and processes*, Marcel Dekker Inc., New York, 1-31, 2003.

[13] Frank W. B., Haupin W. E., Aluminum, Editor: Habashi F., *Handbook of extractive metallurgy volume 2, primary metals, secondary metals, light metals*, Wiley-VCH, Weinbeim, 1039-1127, 1997.

[14] Dwight, J., *Aluminum design and construction*, Taylor & Francis, New York, 2002.

[15] Polmear I., *Light alloys - from traditional alloys to nanocrystals*, 4th ed., Elsevier, London, 2006.

[16] http://wiki.chemprime.chemeddl.org/index.php/CoreChem, (Ziyaret tarihi: 05 Aralık 2011).

[17] http://en.wikipedia.org/wiki/Aluminium_recycling, (Ziyaret tarihi: 05 Aralık 2011).

[18] Schlesinger M. E., *Aluminum recycling*, CRC Press, New York, 2007.

[19] Darıdereli Y., Alüminyum alaşımlarının mikroyapı, mekanik özellikler, aşınma direncine yaşlanmanın etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2010, 254973.

[20] Cayless R. B. C., Alloy and temper designation systems for aluminum and aluminum alloys, Editors: Zwilsky K. M., Langer E. L., *ASM metals handbook volume 2, properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials*, 9th ed., ASM International, Ohio, 39-117, 1997.

[21] Kissel J. R., Ferry R. L., *Aluminum structures, a guide to their spesifications and design*, 2nd ed., John Wiley & Sons, New York, 2002.

[22] European Aluminium Association Recycling Division, Aluminium recycling in Europe, *European Aluminium Association*, EAA2006-15, 27, 2006.

[23] Higgins R. A., *Engineering metallurgy part I: applied physical metallurgy*, 6th ed., Arnold, Bristol, 1999.

[24] Wang E. R., Hui X. D., Wang S. S., Zhao Y. F., Chen G. L., Improved mechanical properties in cast Al-Si alloys by combined alloying of Fe and Cu, *Materials Science and Engineering A*, 2010, **527**, 7878-7884.

[25] Lasa L., Rodriguez-Ibabe J. M., Characterization of the dissolution of the Al_2Cu phase in two Al–Si–Cu–Mg casting alloys using calorimetry, *Materials Characterization*, 2002, **48**, 371-378.

[26] Taghiabadi R. S. H., Ghasemi H. M., Shabestari S. G., Effects of iron rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **490**, 162-170.

[27] Lasa L., Rodriguez-Ibabe J. M., Wear behaviour of eutectic and hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys tested against a composite brake pad, *Materials Science and Engineering A*, 2003, **363**, 193-202.

[28] Durdjevic M. B., Duric B., Mitrasinovic A., Sokolowski H., Modelling of casting processes parameters for the 3xx series of aluminum alloys using the silicon equivalency algorithm, *Journal of Metalurgy*, 2003, **9**, 91-106.

[29] Zeren M., The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys, *Materials and Design*, 2007, **28**, 2511-2517.

[30] Lozano D. E., Mercado-Solis R. D., Perez A. J., Talamantes J., Morales F., Hernandez-Rodriguez M. A. L., Tribological behaviour of cast hypereutectic Al–Si–Cu alloy subjected to sliding wear, *Wear*, 2009, **267**, 545-549.

[31] Lia R. X., Lia R. D., Zhaob Y. H., Hec L. Z., Lia C. X., Guanc H. R., Hu Z. Q., Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy, *Materials Letters*, 2004, **58**, 2096-2101.

[32] Cho K. T., Yoo S., Lim K. M., Kim H. S., Lee W. B., Effect of Si content on surface hardening of Al–Si alloy by shot peening treatment, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, **509S**, S265-270.

[33] Wu Y., Liu X., Jiang B., Bia X., Four-branched compounds coupled Si and iron-rich intermetallics in near eutectic Al–Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, **437**, 80-83.

[34] Zeren M., Karakulak E., Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al–Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **450**, 255-259.

[35] Kaufman J. G., Rooy E. L., *Aluminum alloy castings: properties, processes and applications*, ASM International, Ohio, 2004.

[36] Ma Z., Samuel A. M., Samuel F. H., Doty H. W., Valtierra S., A study of tensile properties in Al-Si-Cu and Al-Si-Mg alloys: effect of β-iron intermetallics and porosity, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **490**, 36-51.

[37] Ceshini L., Boromei I., Morri A., Seifeddine S., Svensson I. L., Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10% Si-2% Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, **209**, 5669-5679.

[38] Tavitas-Medrano F. J., Artificial aging treatments of 319-type aluminum alloys, PhD Thesis, McGill University, Montreal, 2007.

[39] Warmuzek M., *Aluminum silicon casting alloys atlas of microfractographs*, ASM International, Ohio, 2004.

[40] Baker H., Introduction to alloy phase diagrams, Editor: Kottcamp E. H., *ASM metals handbook volume 3, alloy phase diagrams*, 6th ed., ASM International, Ohio, 25-383, 1992.

[41] Makhlouf M. M., Guthy H. V., Aluminum-silicon eutectic reaction mechanisms and crystallography, *Journal of Light Metals*, 2001, **1**, 199-218.

[42] Srirangam P., Characterization and application of atomic structure information of liquid hypoeutectic aluminium-silicon melts, PhD Thesis, McMaster University, Ontario, 2010.

[43] Fredriksson H., Akerlind U., *Material processing during casting*, John Wiley & Sons, Barcelona, 2006.

[44] Osorio W. R., Garcia L. R., Goulart P. R. S., Garcia A., Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al-9wt% Si casting alloy, *Materials Chemistry and Physics*, 2007, **106**, 343-349.

[45] Nogita K. N. R., Dahle A. K., Effects of boron on eutectic modification of hypoeutectic Al–Si alloys, *Scripta Materialia*, 2003, **48**, 307-313.

[46] Zuoa M. , Liua X. F., Sunb Q. Q., Jianga K., Effect of rapid solidification on the microstructure and refining performance of an Al–Si–P master alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, **209**, 5504-5508.

[47] Knuutinen A., Nogita K., McDonald S. D., Dahle A. K., Modification of Al–Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb, *Journal of Light Metals*, 2001, **1**, 229-240.

[48] Wu Y., Wang S., Li H., Liu X., A new technique to modify hypereutectic Al–24% Si alloys by a Si–P master alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, **477**, 139-144.

[49] Dahle A. K., Nogita K., McDonald S. D., Dinnis C. R., Lu L. X., Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2005, **413-414**, 243-248.

[50] Chang J., Moon I., Refinement of cast microstructure of hypereutectic Al-Si alloys through the addition of rare earth metals, *Journal of Material Science*, 1998, **33**, 5015-5023.

[51] Zhao Y. G., Qin Q. D., Zhou W. Q., Liang Y. H., Microstructure of the Ce-modified in situ Mg_2Si-Al–Si–Cu composite, *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, **398**, L1-L4.

[52] Chama C. C., The mechanisms of silicon crystal growth, *Journal of Material Science Letters*, 1998, **17**, 1857-1859.

[53] Hanna M. D., Lu S., Hellawell A., Modification in the aluminum silicon system, *Materials Transactions A*, 1984, **15A**, 459-469.

[54] Lu S., Hellawell A., The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: impurity induced twinning, *Materials Transactions A*, 1987, **18A**, 1721-1733.

[55] Ponweiser N. S., Lengauer C. L., Richter K. W., Re-investigation of phase equilibria in the system Al–Cu and structural analysis of the high-temperature phase η_1-Al1-$_\delta$Cu, *Intermetallics*, 2001, **19**, 1737-1746.

[56] Elgallad E., Effect of additives on the mechanical properties and machinability of a new aluminum-copper base alloy, PhD Thesis, Quebec University, Quebec, 2010.

[57] Han N. R., Bian X. F., Li Z. K., Mao T., Wang C. D., Effect of Si on the microstructure and mechanical properties of the Al-4.5%Cu alloys, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2006, **19**, 405-410.

[58] Zolotorevsky V. S., Belov N. A., Glazoff M. V., *Casting aluminum alloys*, Elsevier, London, 2007.

[59] Li J. F., Ziqiao Z., Na J., Chengyu T., Localized corrosion mechanism of 2xxx-series Al alloy containing S(Al_2CuMg) and (Al_2Cu) precipitates in 4.0% NaCl solution at pH 6.1, *Materials Chemistry and Physics*, 2005, **91**, 325-359.

[60] Gao Y., Mo Q., Luo Z., Zhang L., Huang C., Atomic bonding and properties of Al-Cu alloy with θ (Al_2Cu), *Journal of Electronic Materials*, 2006, **35**, 1801-1805.

[61] Osorio Q. R., Spinelli J. E., Freire C. M. A., Cardona M. B., Garcia A., The roles of Al_2Cu and of dendritic refinement on surface corrosion resistance of hypoeutectic Al–Cu alloys immersed in H_2SO_4, *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, **443**, 87-93.

[62] Wierzbinska M., Sieniawski J., The influence of long-lasting annealing on microstructure of AlCu4NiMg2 alloy, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2009, **34**, 122-119.

[63] Mrowka-Nowotnik G., Intermetallic phase particles in cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 aluminum alloys, *Archieves of Materials Science and Enginnering*, 2009, **38**, 69-77.

[64] Verhoeven J. D., *Fundementals of physical metallurgy*, John Wiley & Sons, Canada, 1975.

[65] Ashby M. F., Jones D. R. H., *Engineering materials volume 2: an introduction to microstructures, processing and design*, 2nd ed., Butterworth-Heineman, Oxford, 1999.

[66] Zeren M., Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, **169**, 292-298.

[67] Chung Y. L., Study of ageing behavior, microstructure, mechanical properties and stretch formability of an aluminum-copper-magnesium alloy (AA2024 aluminum alloy), PhD Thesis, Kentucky University, Lexington, 1995.

[68] Paz J. F. H., Heat treatment and precipitation in A356 aluminum alloy, PhD Thesis, McGill University, Montreal, 2003.

[69] Smalman R. E. S., Bishop R. J., *Modern physical metallurgy and materials enginnering, science, process, applications*, 6th ed., Butterworth-Heineman, Oxford, 1999.

[70] Dieter G. E., *Mechanical metallurgy, SI metric Ed.*, McGraw Hill, Singapore, 1988.

[71] MacKenzie D. S., Design of quench systems for aluminum heat treating part I – quenchant selection, *Industrial Heating*, 2006, **73**, 53-57.

[72] B917M-11, Standart practice for heat treatment for aluminum-alloy castings for all processes, ASTM International, 2011.

[73] Lindgren L. E., Domkin K., Hansson S., Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L, *Mechanics of Materials*, 2008, **40**, 907-919.

[74] Ponweiser N., Richter K. W., New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si, *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, **512**, 252-263.

[75] Pan X. M., Lin C., Morral J. E., Brody H. D., An assessment of thermodynamic data for the liquid phase in the Al-rich corner of the Al-Cu-Si system and its application to the solidification of a 319 alloy, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2005, **26**, 225-233.

[76] Dobrzanski L. A., Maniara R., Sokolowski J., Kasprzak W., Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC $AlSi_7Cu_2$ alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **191**, 317-320.

[77] Han Y. M., Samuel A. M., Samuel F. H., Doty H. W. R., Microstructure characteristics in non-modified and Sr modified Al–Si–Cu–Mg 319 type alloys, *International Journal of Cast Metal Research*, 2008, **21**, 371-380.

[78] Dobrzanski L. A., Maniara R., Krupinski M., Sokolowski J. H., Microstructure and mechanical properties of AC AlSi9CuX alloys, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, **24**, 51-54.

[79] Belov N. A., Eskin D. G., Aksenov A. A., *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys*, Elsevier, Oxford, 2005.

[80] Rooy E. L., Aluminum and aluminum alloys, Editor: Stefanescu D. M., *ASM metals handbook volume 15 casting*, 9th ed., ASM International, Ohio, 1624-1622-1696, 1998.

[81] B85M-10, The standard specification for aluminum-alloy die castings, ASTM International, 2010.

[82] B108M-12, The standard specification for aluminum-alloy permanent mold castings, ASTM International, 2012.

[83] Isakov E., Understanding the composition of cast aluminum alloys can increase machining productivity, *Cutting Tool Engineering Magazine*, 2008, **60**, 80-86.

[84] Dobrzanski L. A., Maniara R., Sokolowski J. H., The effect of cast Al-Si-Cu solidification rate on alloy thermal characteristics, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering,* 2006, **17**, 217-220.

[85] Tavitas-Medrano F. J., Gruzleski J. E., Samuel F. H., Valtierra S., Doty H. W., Effect of Mg and Sr-modification on the mechanical properties of 319-type aluminum cast alloys subjected to artificial aging, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **480**, 356-364.

[86] Abouei V., Shabestari S. G., Saghafian H., Dry sliding wear behaviour of hypereutectic Al–Si piston alloys containing iron-rich intermetallics, *Materials Characterization*, 2010, **61**, 1089-1096.

[87] Kral M. V., A crystallographic identification of intermetallic phases in Al–Si alloys, *Materials Letters*, 2005, **59**, 2271-2276.

[88] Kral M. V., McIntyre H. R., Smillie M. J., Identification of intermetallic phases in a eutectic Al–Si casting alloy using electron backscatter diffraction pattern analysis, *Scripta Materialia*, 2004, **51**, 215-219.

[89] Hwang J. Y., Doty H. W., Kaufman M. J., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Cu casting alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **488**, 496-504.

[90] Sanderson R. J., Positron annihilation study of age hardening in aluminum (2 at. percent copper), Master Thesis, Dalhousie University, Ottawa, 2001.

[91] Rios C. T., Caram R., Bolfarini C., Botta W. J., Kiminami C. S., Intermetallic compounds in the Al-Si-Cu system, *Acta Microscopica*, 2003, **12**, 77-81.

[92] Bayer G. R, *Mechanical wear fundamentals and testing*, 2nd ed., Marcel Dekker Inc., New York, 2004.

[93] Zeren M., Karakulak E., Microstructural chracterization of Al–Si–xTi cast alloys, *Materials Science And Technology*, 2009, **25**, 1211-1214.

[94] Shafiei M., Alpas A. T., Effect of sliding speed on friction and wear behaviour of nanocrystalline nickel tested in an argon atmosphere, *Wear*, 2008, **265**, 429-438.

[95] Hanna M. D. S., Carter J. T. R., Rashid M. S. L., Sliding wear and friction characteristics of six Zn-based die-casting alloys, *Wear*, 1997, **203-204**, 11-21.

[96] Stolarski T. A., *Tribology in machine design*, Butterworth Heinemann, Oxford, 2000.

[97] B557M-07, Standard test methods for tension testing for wrought and cast aluminum -and magnesium- alloy products, ASTM International, 2007.

[98] E8M-09, Standard test methods for tension testing of metallic materials, ASTM International, 2009.

[99] Ouellet P., Samuel F. H., Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type Aluminium casting alloys, *Journal of Materials Science*, 1999, **34**, 4671-4697.

[100] Svenningsen G., Larsen M. H., Walmsley J. C., Nordlien J. H., Nişancıoğlu K., Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content, *Corrosion Science*, 2006, **48**, 1528-1543.

[101] Ghali E., Aluminum and aluminum alloys, Editors: Revie W. R., *Uhlig's corrosion handbook*, 2nd ed., John Wiley & Sons, New York, 677-716, 2000.

[102] Zor S., Zeren M., Özkazanç H., Karakulak E., Effect of the Cu content on corrosion of Al-Si eutectic alloys in acidic solutions, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 2010, **57**, 184-191.

[103] Osorio W. R., Spinelli J. E., Ferreira I. L. S., Garcia A. R., The roles of the macrosegregation and of dendritic array spacings on the electrochemical behavior of an Al–4.5 wt.% Cu alloy, *Electrochimica Acta*, 2007, **52**, 3265-3273.

[104] Kim Y., Buchheit R. G., A characterization of the inhibiting effect of Cu on metastable pitting in dilute Al–Cu solid solution alloys, *Electrochimica Acta*, 2007, **52**, 2437-2446.

[105] Liu. Y., Arenas M. A., Garcia-Vergara S. J., Hashimoto T., Skeldon P., Thompson G. E., Habazaki H., Bailey P., Noakes T. C. Q., Behaviour of copper during alkaline corrosion of Al–Cu alloys, *Corrosion Science*, 2008, **50**, 1475-1480.

[106] Svenningsen G., Corrosion of aluminium alloys, NorLight 2003, Trondheim, Norway, 27-28 January 2003.

[107] Mansfled F., Electrochamical methods of corrosion testing, Editors: Kramer S. D., Covino Jr. B. S., *ASM metals handbook volume 13a, corrosion: fundamentals testing, and protection*, 9th ed., ASM International, Ohio, 1143-1204, 2003.

[108] Ghali E., *Corrosion resistance of aluminium alloys and magnesium alloys, understanding, performance and testing*, John Wiley & Sons, New Jersey, 2010.

[109] Barnes S., Pashby I. R., Hashim A. B., Effect of heat treatment on the drilling performance of Aluminium/SiC MMC, *Applied Composite Materials*, 1999, **6**, 121-138.

[110] Demir H., Gündüz S., The effect of aging on machinability of 6061 aluminium alloy, *Materials and Design*, 2009, **30**, 1480-1483.

[111] Tash M., Samuel F. H., Mucciardi F. R., Doty H. W., Valtierra S., Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 and 319 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2006, **434**, 207-217.

KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER

[1] Zeren M., **Karakulak E.**, Al-Si döküm alaşımlarına Ti ilavesinin etkisi, *Metal Dünyası*, 2006, **152**, 83-85.

[2] Zeren M., **Karakulak E.**, Al-Si döküm alaşımlarında Ti-intermetaliklerinin oluşumu, *Metal Makina*, 2006, **Ocak-Şubat**, 416-417.

[3] **Karakulak E.**, Al-Si ötektik alaşımına Ti ilavesinin mikroyapı ve sertliğe etkisi, *Ulusal Teknik Eğitim, Mühendislik ve Eğitim Bilimleri Genç Araştırmacılar Sempozyumu*, Kocaeli, Türkiye, 20-22 Haziran 2007.

[4] Zeren M., **Karakulak E.**, Titanyumun Al-Si ötektik alaşımlarının aşınma ve sertlik özelliklerine etkisi, *Metal Dünyası*, 2008, **179**, 118-119.

[5] Zor S., Zeren M., Özkazanç H., **Karakulak E.**, Al-Si ötektik alaşımlarının korozyon özelliklerine titanyum ilavesinin etkisi, *Metal Dünyası*, 2008, **183**, 105-107.

[6] Zeren M., **Karakulak E.**, Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al-Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008**, 450**, 255-259.

[7] **Karakulak E.**, Birbaşar O., Zeren M., İki adımlı yaşlandırma parametrelerinin 7033 alüminyum alaşımının mikroyapı ve sertliğine etkisi, *Metal Dünyası*, 2009, **199**, 87-88.

[8] Zeren M., **Karakulak E.**, Akkaş M., Al-Si-Cu-Fe döküm alaşımlarına Mg ilavesinin etkisi, *Metal Makina*, 2009, **177**, 209-211.

[9] Zor S., Zeren M., Özkazanç H., **Karakulak E.**, Al-Si ötektik alaşımlarına Cu ilavesinin etkisi, *Metal Dünyası*, 2009, **191**, 93-95.

[10] Zeren M., **Karakulak E.**, Study on hardness and microstructural characteristics of sand cast Al-Si-Cu alloys, *Bulletin of Materials Science*, 2009, **32**, 617-620.

[11] Zeren M., **Karakulak E.**, Microstructural characterization of Al-Si-xTi cast alloys, *Materials Science and Technology*, 2009, **25**, 1211-1214.

[12] Zeren M., **Karakulak E.**, Işın U. S., Polimer matrisli kompozitlerde fiber yönlenmesinin mekanik özelliklere etkisi, *Metal Dünyası*, 2010, **202**, 83-84.

[13] Ünal H. İ., Turgut E., **Karakulak E.**, Tufalin kumlama malzemesi olarak kullanılması, *Metal Dünyası*, 2010, **201**, 106-107.

[14] Zor S., Zeren M., Özkazanç H., **Karakulak E.**, Effect of Cu content on corrosion of Al-Si eutectic alloys in acidic solutions, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 2010, **57**, 185-191.

[15] **Karakulak E.**, Birbaşar O., Zeren M., Farklı yaşlandırma prosedürlerinin 7033 alaşımının mikroyapı, sertlik ve aşınma davranışları üzerindeki etkisi, *15. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, Türkiye, 11-13 Kasım, 2010.

[16] Yamanoğlu R., **Karakulak E.**, Zeren M., Consolidation of atomized Al-SiC powders by hot pressing, *6th International Powder Metallurgy Conference & Exhibition*, Ankara, Türkiye, 5-9 Ekim, 2011.

[17] Zeren M., **Karakulak E.**, Gümüş S., Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, **21**, 1689-1702.

[18] Zeren M., **Karakulak E.**, Yamanoğlu R., Variation of microstructure and Hardness of A242.0 Al-Cu-Ni-Mg alloy with heat treatment, *Metal Dünyası*, 2011, **219**, 125-127.

[19] Bakır H., **Karakulak E.**, Yamanoğlu R., Zeren M., Sıcak preslenmiş Ti6Al4V alaşımı tozlarının mikroyapısal karakterizasyonu ve aşınma özellikleri, *Metal Dünyası*, 2011, **220**, 70-72.

[20] **Karakulak E.**, Zeren M., Birbaşar O., Influence of two-step aging procedure on microstructure and wear properties of 7033 aluminum alloy, *European Conference on Aluminum Alloys*, Bremen, Germany, 5-7 October, 2011.

[21] Zeren M., Yamanoğlu R., **Karakulak E.**, Koç F., Ergün Y. S., Alüminyumun mikroyapı ve sertliğine nikelin etkisi, *Metal Dünyası*, 2012, **225**, 76-78.

[22] Yamanoğlu R., **Karakulak E.**, Zeren M., Atomize tozlarda hızlı katılaşma, Metal Dünyası, 2012, **227**, 76-79.

[23] Yamanoğlu R., **Karakulak E.**, Zeren M., Mechanical and wear properties of pre-alloyed molybdenum PM steels with nickel addition, *Journal of Mining and Metallurgy Section B: Metallurgy*, 2012, **48(2)B**, 251-258.

[24] Zor S., Zeren M., Özkazanç H., **Karakulak E.**, Effect of titanium addition on corrosion properties of Al-Si eutectic alloys, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2012, **48**, 568-571.

[25] Yamanoğlu R., **Karakulak E.**, Zeren M., Tribological properties of vacuum hot pressed Al-Cu-Mg-SiC composites, *European Powder Metallurgy Congress*, Basel, Switzerland, 16-19 September, 2012.

[26] **Karakulak E.**, Yamanoğlu R., Zeren M., Production of silver powders by Prep atomization, *European Powder Metallurgy Congress*, Basel, Switzerland, 16-19 September, 2012.

ÖZGEÇMİŞ

1982 yılında Offenbach/Almanya'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Kocaeli'nde tamamladı. 2000 yılında girdiği Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2004 yılında Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak mezun oldu. 2004-2007 yılları arasında Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimini tamamladı. 2004 yılından beri Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesinde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır. Evli ve bir çocuk babasıdır.