T.C.
RECEP TAYYİP ERDOĞAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÇİNKO İLAVESİ VE STRONSİYUM KATKILARI İLE ARK ERGİTME YÖNTEMİNİN 390A ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Merve ÇALIŞ

DANIŞMAN
Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU
JÜRİ ÜYELERİ
Dr. Öğr. Üyesi Zeki AZAKLI
Dr. Öğr. Üyesi Şenol BAYRAKTAR

RİZE - 2019

Her Hakkı Saklıdır

T.C.
RECEP TAYYİP ERDOĞAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÇİNKO İLAVESİ VE STRONSİYUM KATKILARI İLE ARK ERGİTME YÖNTEMİNİN 390A ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU danışmanlığında, Merve ÇALIŞ tarafından hazırlanan bu çalışma Enstitü Yönetim Kurulu kararı ile oluşturulan jüri tarafından 02/12/2019 tarihinde Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS** tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri	**Unvanı, Adı Soyadı**	**İmza**
Başkan	: Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU	
Üye	: Dr. Öğr. Üyesi Zeki AZAKLI	
Üye	: Dr. Öğr. Üyesi Şenol BAYRAKTAR	

Doç. Dr. Fethat KALAYCI
ENSTİTÜ MÜDÜRÜ

ÖNSÖZ

Modern içten yanmalı motorlarda, daha yüksek güç ve verimlilik için artan talepler, daha yüksek termomekanik yüklere dayanıklı hafif malzemelerin üretimi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Bu konuda yapılan çalışmalar yüksek sıcaklık dayanımı, sürünme, aşınma ve korozyon direncinin yanı sıra kolay dökülebilme ve hafiflik özelliklerine sahip yeni Al-Si esaslı alaşımların geliştirilmesiyle sonuçlanmıştır. Oldukça geniş bir bileşim aralığına sahip Al-Si alaşımları içerisinde %17 oranında silisyum içeren 390A (EN AC 48100, Al-17Si-4Cu-0,6Mg-1Zn) alaşımı üstün aşınma direncine sahip olması nedeniyle motor blokları ve pistonlarının imalatında yaygın olarak tercih edilmektedir. Bununla birlikte söz konusu alaşımın mekanik ve tribolojik özelliklerinin daha da geliştirilmesi amacıyla yapılan çalışmalarda, genellikle farklı element katkılarının, üretim yöntemlerinin, döküm sonrası soğuma hızlarının ve ısıl işlemlerin söz konusu alaşımın mekanik ve tribolojik özelliklerine etkileri incelenerek endüstriyel uygulamalar açısından en uygun kimyasal bileşim ve üretim koşulları belirlenmeye çalışılmaktadır. Ancak, 390A alaşımına çinko ve stronsiyum ilavesinin yapısal ve mekanik özelliklerine etkisi henüz ortaya koyulmamıştır. Ayrıca ark ergitme yönteminin bu alaşımların yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkileri konusunda çalışma bulunmamaktadır. Bu nedenle bu çalışmada %3 oranında çinko içeren 390A alaşımı için en uygun Sr oranının belirlenmesi ve ayrıca ark ergitme yönteminin de söz konusu alaşımın yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Yüksek Lisans Tezimde danışmanlığımı üstlenen ve çalışmalarımda çok önemli katkılar yapan hocam sayın Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU' na şükranlarımı sunarım. Ayrıca çalışmalarıma katkılarından dolayı Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ' a, Arş. Gör. Murat HACIOSMANOĞLU'na ve Çaykur Anatamir Fabrikası çalışanlarına teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen başta annem ve babam olmak üzere tüm aileme teşekkür ederim.

Merve ÇALIŞ

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Tarafımdan hazırlanan "Çinko İlavesi ve Stronsiyum Katkıları İle Ark Ergitme Yönteminin 390A Alaşımının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi" başlıklı bu tezi, Yükseköğretim Kurulu Bilimsel Araştırma ve Yayın Etiği Yönergesindeki hususlara uygun olarak hazırladığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal işlemi kabul ettiğimi beyan ederim. 02/12/2019

M. Çalış

Merve ÇALIŞ

Uyarı: *Bu tezde kullanılan özgün ve/veya başka kaynaklardan sunulan içeriğin kaynak olarak kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.*

ÖZET

ÇİNKO İLAVESİ VE STRONSİYUM KATKILARI İLE ARK ERGİTME YÖNTEMİNİN 390A ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Merve ÇALIŞ

Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Yüksek Lisans Tezi
Danışmanı: Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU

Bu çalışmada 390A, 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+XSr alaşımları hem indüksiyonla ergitme hem de ark ergitme yöntemleri ile üretildi. İndüksiyonla ergitme ile üretilen 390A alaşımının içyapısının α-Al, ötektik ve primer Si, θ ($CuAl_2$), β, δ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarından oluştuğu görüldü. Bu alaşıma %2 Zn ilave edildiğinde içyapısında yeni bir fazın oluşmadığı gözlendi. 390A+%2Zn alaşımına Sr ilave edildiğinde, içyapıdaki fazların inceldiği veya küçüldüğü görüldü. Sr oranı %0,075'i aştığında alaşımın içyapısında Al_2Si_2Sr ve μ(Al-Fe-Si-Mn) fazları oluştu. 390A alaşımı ark ergitme yöntemiyle üretildiğinde α, θ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının boyutlarının az da olsa küçüldüğü, ötektik ve primer Si parçacıklarının kısa ve ince bir form aldığı ve primer Si parçacıklarının daha homojen dağıldığı ve miktarının arttığı belirlendi. 390A alaşımına %2 Zn eklenmesi β parçacıkları incelmesine ve yapıdaki oranının artmasına yol açtı. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+XSr alaşımlarında %0,01Sr oranında μ fazının oluştuğu gözlendi. 390A alaşımının sertliğini hem %2 Zn ve %0,075 Sr katkılarının hem de ark ergitme yönteminin arttırdığı belirlendi. İndüksiyonla ergitilen ve %2Zn ve %0,075 Sr içeren 390A alaşımları 390A alaşımından daha yüksek çekme dayanımı sergiledi. Ark ergitme ile üretilen 390A alaşımından indüksiyonla ergitme ile üretilen 390A alaşımından daha yüksek çekme dayanımı elde edildi. Ark ergitme yöntemi ile üretilen alaşımlar içerisinde Zn ve Sr içeren 390A alaşımları daha düşük çekme dayanımı gösterdi. Üretilen alaşımlar içerisinde en yüksek aşınma direncini indüksiyonla ergitme durumunda 390A+%2Zn, ark ergitme durumunda ise 390A alaşımı sergiledi.

2019, 128 sayfa

Anahtar Kelimeler: 390A-Zn-Sr Alaşımları, İçyapı, Mekanik Özellikler, Triboloji

ABSTRACT

THE EFFECT OF ZINC ADDITION, STRONTIUM CONTENT AND ARC MELTING ON THE STRUCTURAL, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF THE 390A ALLOY

Merve ÇALIŞ

Recep Tayyip Erdogan University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Mechanical Engineering
Master Thesis
Supervisor: Asst. Prof. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU

In this study, 390A, 390A+2%Zn and 390A+2%Zn+XSr alloys were produced by induction melting and arc melting under vacuum. The microstructure of the 390A alloy produced by induction melting was found to consist of α-Al, eutectic and primary Si, θ ($CuAl_2$), β, δ, α-Al_{15} $(FeMnCu)_3Si_2$ phases. No new phase formed in the microstructure of the alloy when 2%Zn was added to the 390A alloy. When Sr was added to 390A+2% Zn alloy, it was observed that the dimensions of the phases in the microstructure were reduced or thin. It was also observed that Al_2Si_2Sr and μ(Al-Fe-Si-Mn) phases were formed when the strontium ratio exceeded 0.075%. When the 390A alloy is produced by arc melting method, it was observed that dimensions of α, θ and α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ phases are slightly reduced, eutectic Si particles take a short and thick form. It was also observed that primary Si phase is distributed more homogeneously and the amount of it increased. In case of addition of 2%Zn to 390A alloy, β particles got thin and amount of the β phase increased. In the 390A+2%Zn+XSr alloys produced by arc melting method, the μ phase formed in 0.01%Sr content. The hardness of the 390A alloy increased with both the addition of 2% Zn and 0.075%Sr and arc melting method. The 390A alloy produced by induction melting showed lower tensile strength when it contained 2% Zn and 0.075%Sr. The 390A alloy produced by arc melting showed higher tensile strength than the 390A alloy produced by induction. Among the alloys produced by arc melting, the 390A alloys containing Zn and Sr exhibited lower tensile strength than the 390A alloy. Among the alloys produced by induction melting, 390A+2%Zn alloy exhibited the highest wear resistance while 390A alloy among the alloys produced by arc melting method exhibited the highest wear resistance.

2019, 128 pages

Keywords: 390A-Zn-Sr Alloys, Microstructure, Mechanical properties, Tribology

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ I
TEZ ETİK BEYANNAMESİ II
ÖZET III
ABSTRACT IV
İÇİNDEKİLER V
ŞEKİLLER DİZİNİ VII
TABLOLAR DİZİNİ XIII
SEMBOLLER ve KISALTMA DİZİNİ XIV
1. GENEL BİLGİLER 1
1.1. Giriş 1
1.2. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları 3
1.2.1. İkili Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn ve Al-Sr Faz (Denge) Diyagramları 3
1.2.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Zn-Cu, Mg-Sr-Si ve Al-Si-Sr Faz Diyagramı 7
1.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Özellikleri 11
1.3.1. Al-Si Esaslı Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yapısal Özellikleri 11
1.3.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri 15
1.3.3. Al-Si Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri 17
1.4. Alüminyum Alaşımlarının Üretimi 19
1.4.1. İndüksiyonlu Ergitme Ocakları 19
1.4.2. Ark Ergitme Ocağı 20
1.4.3. Dirençli Ergitme Ocağı 21
1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı 22
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR 24
2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Bileşimi 24
2.2. İnceleme ve Test Numunelerinin Hazırlanması 27
2.3. Alaşımların Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi 28
2.4. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi 28
3. BULGULAR 31
3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri 31
3.2. Alaşımların Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulgular 31
3.3. Fiziksel ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular 67
3.4. Kırılma Yüzeylerinin ve Yüzey Altlarının İncelenmesinden Elde Edilen

Bulgular 72
3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular 89
3.6. Aşınma Yüzeyleri ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular 92
4. TARTIŞMA ve SONUÇLAR 104
5. ÖNERİLER 117
KAYNAKLAR 118
ÖZGEÇMİŞ 128

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. İkili Al-Si faz diyagramı. 3
Şekil 2. İkili Al-Cu faz diyagramı. 4
Şekil 3. İkili Al-Mg faz diyagramı. 5
Şekil 4. İkili Al-Zn faz diyagramı. 6
Şekil 5. İkili Al-Sr faz diyagramı. 6
Şekil 6. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti. 8
Şekil 7. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti. 8
Şekil 8. Üçlü Al-Zn-Si sisteminin 550 °C sıcaklıktaki kesiti. 9
Şekil 9. Üçlü Al-Zn-Cu sisteminin 350 °C sıcaklıktaki kesiti. 9
Şekil 10. Üçlü Mg-Sr-Si sisteminin 350 °C sıcaklıktaki kesiti. 10
Şekil 11. Üçlü Al-Si-Sr sisteminin 273 °C sıcaklıktaki kesiti. 10
Şekil 12. İndüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı. 20
Şekil 13. Ark ergitme ocağının şematik gösterimi. 21
Şekil 14. Dirençli ergitme ocağının şematik gösterimi. 22
Şekil 15. İncelenen alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı. 24
Şekil 16. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi. 25
Şekil 17. a) Ark ergitme ocağının ve b) ergitme haznesinin fotoğrafı. 26
Şekil 18. Üretilen alaşım külçelerinden numune hazırlama işlem sırasını gösteren diyagram. 27
Şekil 19. Sürtünme aşınma deney düzeneğinin şematik resmi. 29
Şekil 20. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı. 32
Şekil 21. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı. 34
Şekil 22. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 37
Şekil 23. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 39
Şekil 24. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 40
Şekil 25. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr

alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 42
Şekil 26. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 43
Şekil 27. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı. 45
Şekil 28. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEM ve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı. 47
Şekil 29. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEM ve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı. 48
Şekil 30. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı 50
Şekil 31. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı. 51
Şekil 32. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı. 52
Şekil 33. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı. 53
Şekil 34. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı. 54
Şekil 35. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) optik mikroskop ve b) SEM fotoğrafı. 55
Şekil 36. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının XRD deseni. ... 59
Şekil 37. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının XRD deseni. 60
Şekil 38. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının XRD deseni. 60
Şekil 39. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının XRD deseni. 61
Şekil 40. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının XRD deseni. 61
Şekil 41. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının XRD deseni. 62
Şekil 42. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının XRD deseni. 62
Şekil 43. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının XRD deseni. 63
Şekil 44. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının XRD deseni. 63
Şekil 45. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının XRD deseni. 64
Şekil 46. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının XRD

deseni. 64
Şekil 47. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının XRD deseni. 65
Şekil 48. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının XRD deseni. 65
Şekil 49. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının XRD deseni. 66
Şekil 50. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının XRD deseni. 66
Şekil 51. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının XRD deseni. 67
Şekil 52. Üretim yöntemine göre alaşımlarının sertlik değerlerinin stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler. 69
Şekil 53. Üretim yöntemine göre alaşımlarının çekme dayanımının stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler. 69
Şekil 54. Üretim yöntemine göre alaşımlarının kopma uzaması değerlerinin stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler. 70
Şekil 55. Üretim yöntemine göre alaşımlarının sertlik değerleri..... 70
Şekil 56. Üretim yöntemine göre alaşımlarının çekme dayanımı değerleri. 71
Şekil 57. Üretim yöntemine göre alaşımlarının kopma uzaması değerleri..... 71
Şekil 58. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 72
Şekil 59. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 73
Şekil 60. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 73
Şekil 61. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 74
Şekil 62. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 74
Şekil 63. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 75
Şekil 64. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 75
Şekil 65. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 76
Şekil 66. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 76
Şekil 67. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 77
Şekil 68. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş

390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 77
Şekil 69. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 78
Şekil 70. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 78
Şekil 71. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 79
Şekil 72. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 79
Şekil 73. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü. 80
Şekil 74. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 81
Şekil 75. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 81
Şekil 76. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 82
Şekil 77. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 82
Şekil 78. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 83
Şekil 79. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 83
Şekil 80. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 84
Şekil 81. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 84
Şekil 82. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 85
Şekil 83. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 85
Şekil 84. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 86

Şekil 85. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 86

Şekil 86. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 87

Şekil 87. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 87

Şekil 88. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 88

Şekil 89. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü. 88

Şekil 90. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri. 89

Şekil 91. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri. 90

Şekil 92. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren bar. 91

Şekil 93. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren bar. 91

Şekil 94. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 93

Şekil 95. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 93

Şekil 96. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 94

Şekil 97. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 94

Şekil 98. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 95

Şekil 99. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. 95

Şekil 100. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 96

Şekil 101. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 96

Şekil 102. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 97

Şekil 103. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 97

Şekil 104. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 98
Şekil 105. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü. 98
Şekil 106. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 99
Şekil 107. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 99
Şekil 108. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 100
Şekil 109. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 100
Şekil 110. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma deney öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 101
Şekil 111. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma deney öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı. 101

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1. Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri (TS EN 1706, 2010). 13

Tablo 2. Bazı Al-Si esaslı standart alaşımların mekanik özellikleri (TS EN 1706, 2010). 17

Tablo 3. Alaşımların kimyasal bileşimleri. 31

Tablo 4. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki α, ötektik alüminyum ve θ fazlarının çözünürlük oranları. 57

Tablo 5. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki intermetalik fazların kimyasal bileşimlerini gösteren EDS analiz sonuçları. 57

Tablo 6. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki α, ötektik alüminyum ve θ fazlarının çözünürlük oranları. 58

Tablo 7. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki intermetalik fazların kimyasal bileşimlerini gösteren EDS analiz sonuçları. 58

Tablo 8. Fazlarının 2θ açısı gösteren XRD analiz sonuçları. 59

Tablo 9. Üretim yöntemine göre alaşımların mekanik özellikleri. 68

Tablo 10. Deneye tabi tutulan alaşımların toplu olarak sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri. 90

Tablo 11. İndüksiyon ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma deneyi öncesi yüzeyinin kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları. 102

Tablo 12. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma deneyi öncesi yüzeyinin kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları. 102

Tablo 13. İndüksiyon ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları. . 102

Tablo 14. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları. 103

Tablo 15. Alaşım içerisindeki kütlece ağırlık %Fe, Mn ve Cr oranlarına göre Sludge Faktörü. 105

SEMBOLLER ve KISALTMA DİZİNİ

Al	Alüminyum
Si	Silisyum
Cu	Bakır
Mg	Magnezyum
Zn	Çinko
Sr	Stronsiyum
Fe	Demir
BSD	Brinell Sertlik Değeri
RSD	Rockwell Sertlik Değeri
SEM	Scanning Electron Microscopy
dk	Dakika
kg	Kilogram
mg	Miligram
m	Metre
mm	Milimetre
N	Newton
Mpa	Megapaskal
f	Kuvvet
μ	Sürtünme Katsayısı
μm	Mikrometre
°C	Santigrat Derece
Ø	Çap
W	Uygulanan Yük
k	Aşınma Sabiti
V	Hacim Kaybı

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Alüminyum (Al) - silisyum (Si) esaslı alaşımlar birçok avantajından dolayı endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu avantajlarının başında üretimlerinin kolay ve ekonomik, korozyon dirençlerinin yüksek, ısıl genleşme katsayılarının düşük, mukavemet değerlerinin pek çok uygulama için yeterli, yoğunluklarının düşük ve özgül mukavemetlerinin (mukavemet/yoğunluk) pek çok alaşımdan yüksek olması gelmektedir [1-6]. Özellikle yoğunluklarının düşük, özgül mukavemetlerinin yüksek olması Al-Si alaşımlarını hafifliğin ve dolayısıyla yakıt tasarrufun ön planda olduğu otomotiv, savunma ve havacılık sanayi gibi alanlarda üretilen parça veya aksamların imalatı için cazip hale getirmektedir [7-9]. Söz konusu parça ve aksamlar arasında motor blokları, pistonlar, silindir blokları, emme manifoldları, yağ karterleri, karbüratörler, şanzıman kutusu, motor bobin sarımı, transistor soğutucuları, veri kayıt diskleri, akümülatörler, harp başlıkları, roket gövdeleri önemli bir yer tutmaktadır [5, 7-14].

Al-Si alaşımlarının kullanım alanlarının belirlenmesinde sertlik değerleri, mekanik özellikleri ve tribolojik özellikleri belirleyici olmaktadır. Söz konusu özellikler ise başta silisyum oranı olmak üzere içerdikleri diğer alaşım elementlerinin türü ve oranıyla birlikte üretim yöntemine ve uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak da değişmektedir [7, 15-19]. Şöyle ki, ötektik bileşimden (~%12,6Si) daha düşük oranlarda silisyum içeren Al-Si alaşımları daha yüksek mukavemet ve süneklik sergilerken, ötektik bileşimden daha yüksek oranlarda silisyum içeren Al-Si alaşımları daha yüksek sertlik ve aşınma direnci sergilerler [17-22].

İkili Al-Si alaşımlarının yapısal özelliklerini, sertlik değerlerini, mekanik özelliklerini ve aşınma dirençlerini etkileyen alaşım elementlerinin başında bakır (Cu), magnezyum (Mg), mangan (Mn) ve nikel (Ni) gelmektedir [13, 21, 23-25]. Bu elementler katı çözelti, ikincil faz çökelmesine ve/veya dispersiyon sertleşmesine neden olarak söz konusu alaşımların sertlik ve mukavemetlerinde artışa neden olabilmektedir [19, 21, 23]. Ayrıca stronsiyum (Sr), titanyum (Ti), bor (B), vanadyum (V) ve sodyum (Na) gibi tane inceltici (modifiye edici) elementler de kullanılarak, Al-Si alaşımlarının içyapılarındaki silisyum parçacıklarının boyutlarını küçültüp, morfolojilerini daha küresel hale getirip,

böylece dispersiyon sertleşmesi elde etmek suretiyle de mekanik özellikleri iyileştirilebilmektedir [19, 26-37].

Döküm yöntemi Al-Si alaşımlarının sertlik ve mekanik özelliklerini etkileyen başka bir parametredir. Al-Si alaşımları uygulamada genellikle indüksiyon ocaklarında ergitilmektedir [21, 26-28]. Ancak ergitme sonrası kullanılan kalıp türü ihtiyaca göre farklılık göstermektedir. Kullanılan kalıbın türü Al-Si alaşımlarının yapısal ve mekanik özelliklerini etkilemektedir. Şöyle ki; kokil kalıba dökülerek katılaştırılan Al-Si alaşımları kum kalıpta katılaştırılanlara göre daha üstün mukavemet değerleri sergilemektedir [10, 35, 38-40]. Ayrıca döküm sonrası soğuma hızının yükseltilmesi durumunda da söz konusu alaşımların daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olduğu ortaya koyulmuştur [10, 17, 32, 41-43].

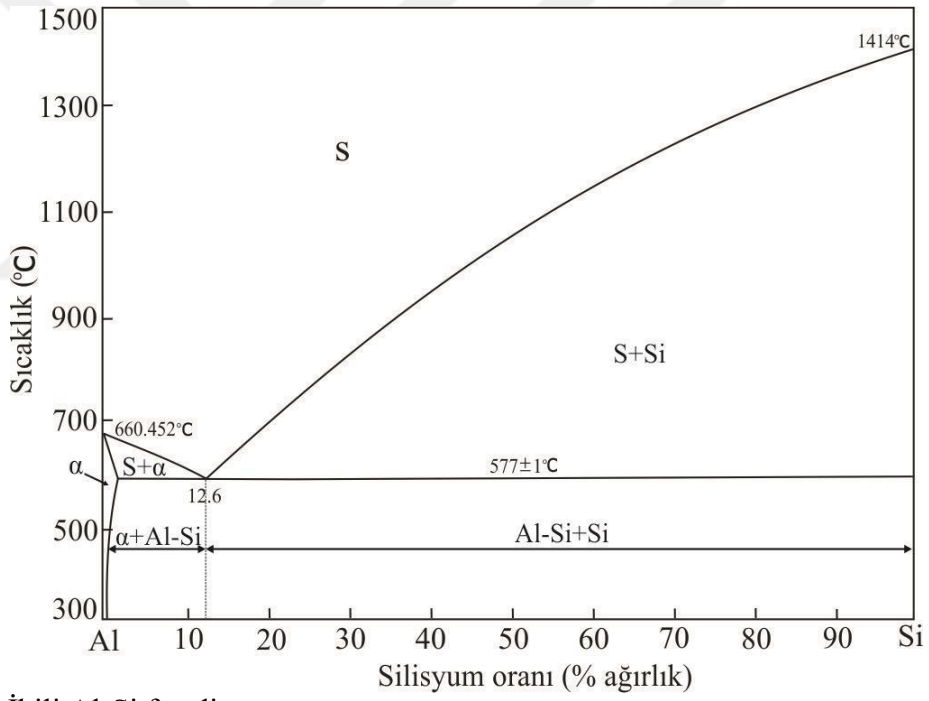
Al-Si alaşımları üzerine son yıllarda yapılan bazı çalışmalar sonucunda %3 oranında çinko katkılarının ötektik üstü ikili Al-17Si alaşımının sertlik, mukavemet ve aşınma direncini önemli ölçüde geliştirdiği ortaya koyulmuştur [21]. Zn katkılarının söz konusu alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerine olumlu etkisi katı çözelti sertleşmesine neden olmasına dayandırılarak açıklanmıştır [21, 44-47]. Aşınma direncini iyileştirmesi ise kolay kaymaya neden olan sıkı düzenli hegzagonal (SDH) kafes yapısına ve yüzeylerde oluşmasına neden olduğu kaymayı kolaylaştıran çinko oksitlerin etkisine dayandırılmıştır [21, 44-48]. Sr katkılarının da ikili Al-17Si alaşımlarının içyapılarındaki silisyum parçacıklarının boyutlarını küçülterek yapısal ve mekanik özelliklerinde iyileşmeye yol açtığı ortaya koyulmuştur [26].

Al-17Si esaslı alaşımların yapısal ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi konusunda başka pek çok çalışmada bulunmasına rağmen Al-17Si esaslı çoklu A390 (EN AC 48100) alaşımı olarak bilinen AlSi17Cu4Mg alaşımının yapısal ve mekanik özelliklerine çinko ve stronsiyum katkılarının birlikte etkisinin incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Ayrıca söz konusu alaşımın ark ergitme yöntemiyle de üretilip özelliklerinin incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada hem çinko ve stronsiyumun hem de ark ergitme yönteminin Al-17SiCu4Mg alaşımının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkileri incelenmiştir.

1.2. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları

1.2.1. İkili Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn ve Al-Sr Faz (Denge) Diyagramları

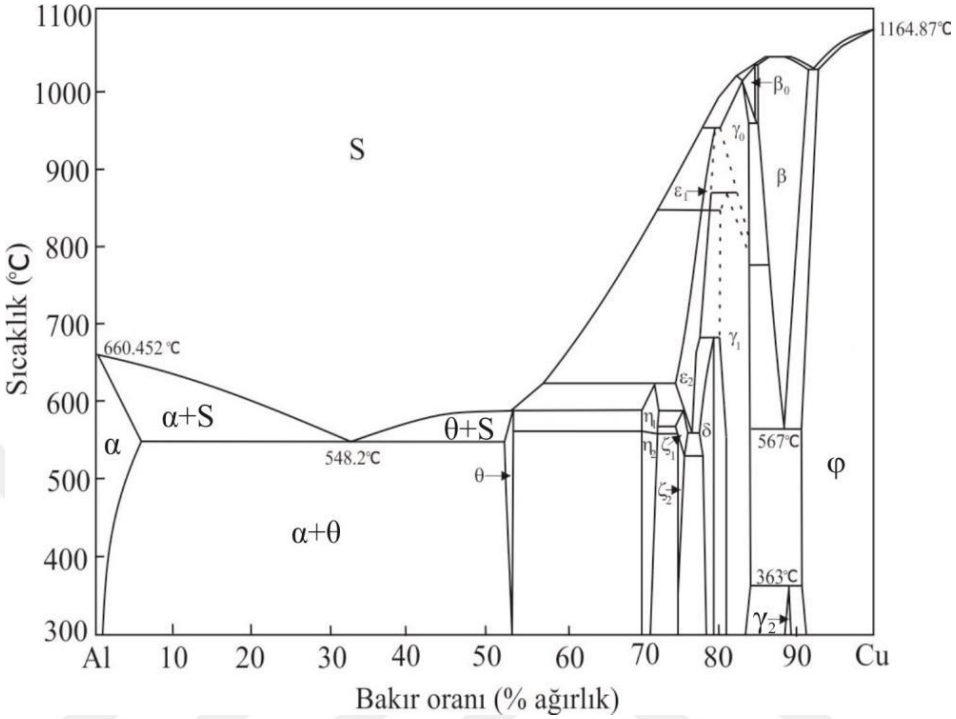
İkili Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn ve Al-Sr faz (denge) diyagramları Şekil 1-5'de verilmiştir [49]. İkili Al-Si faz diyagramı, silisyumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün ihmal edilecek kadar az olduğunu, ancak artan sıcaklıkla artarak ötektik sıcaklık seviyelerinde yaklaşık olarak %1,65 seviyelerine kadar çıktığını, alüminyumun ise silisyum içerisinde hiç çözünmediğini göstermektedir. Bu diyagram ayrıca söz konusu alaşımların sıvı durumda birbiri içerisinde tamamen çözündüğünü, %12,6 silisyum oranında ve 577 °C sıcaklıkta ötektik dönüşüm meydana geldiğini göstermektedir.



Şekil 1. İkili Al-Si faz diyagramı.

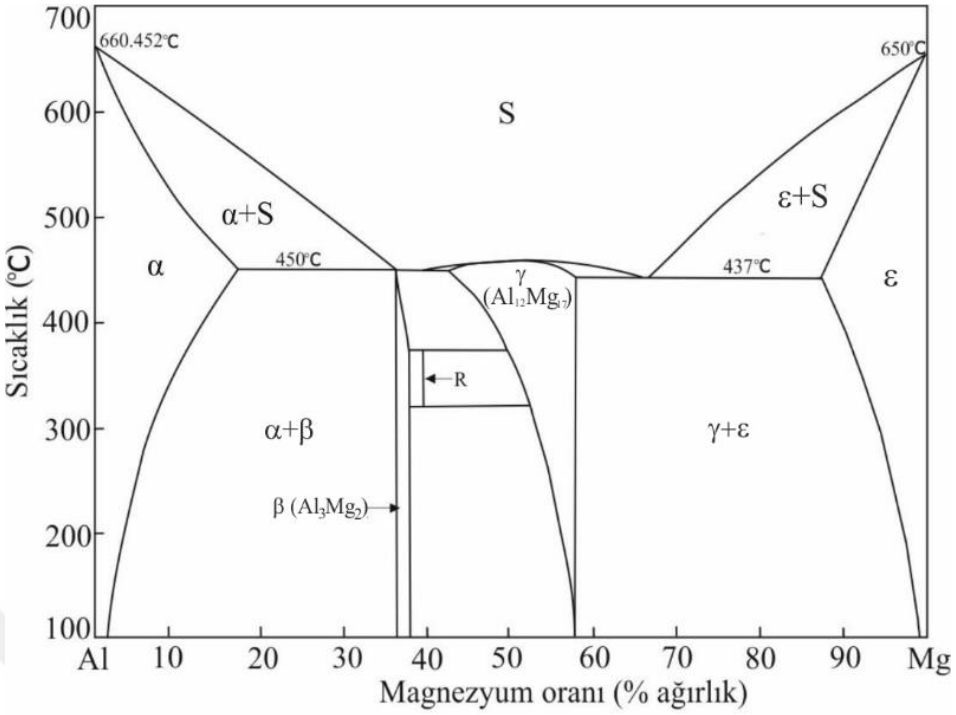
İkili Al-Cu denge diyagramına göre [49] alüminyum ve bakır sıvı durumda birbiri içerisinde tamamen çözünmektedir, Şekil 2. Katı durumda ise bakırın alüminyumca zengin α fazı içerisinde maksimum çözünürlüğü 548 °C sıcaklıkta % 5,65 olarak gerçekleşmektedir. Söz konusu katı çözünürlük oda sıcaklığında çok sınırlı olup yaklaşık olarak %1 olmaktadır. Al-Cu alaşım sisteminde ağırlıkça %33 bakır oranı ve 548,2 °C sıcaklıkta ötektik dönüşüm meydana gelmektedir. Denge diyagramına göre Al-Cu ikili

sisteminde oda sıcaklığında θ (Al_2Cu), η (AlCu), γ ($AlCu_2$) ve β ($AlCu_4$) gibi intermetalik fazlar oluşabilmektedir.



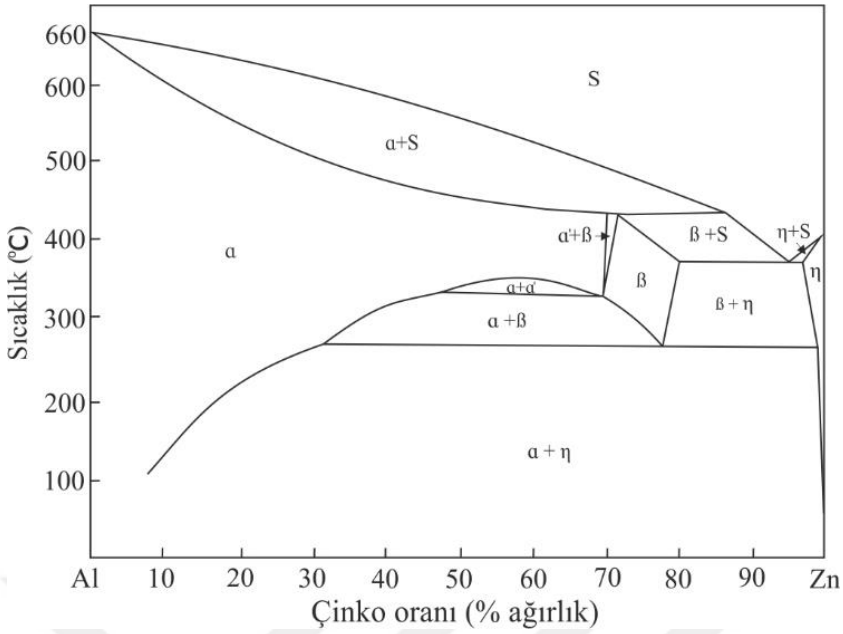
Şekil 2. İkili Al-Cu faz diyagramı.

Al-Mg sistemine ait denge diyagramı Şekil 3' de verilmektedir [49]. Bu diyagramda da görüldüğü gibi sıvı durumda alüminyum ve magnezyumun birbiri içerisinde tamamen, katı durumda ise birbirleri içerisinde kısmen çözünmektedir. Maksimum çözünürlükler, magnezyumun alüminyumun içerisinde 450 °C'de yaklaşık olarak %17, alüminyumun magnezyumun içerisinde ise 437 °C'de yaklaşık olarak %12 olarak gerçekleşmektedir. Oda sıcaklığında ikili Al-Mg alaşımlarının içyapısında α, β (Al_3Mg_2), ϒ ($Al_{12}Mg_{17}$) ve Ɛ (Al_8Mg_5) gibi fazlar görülebilmektedir.



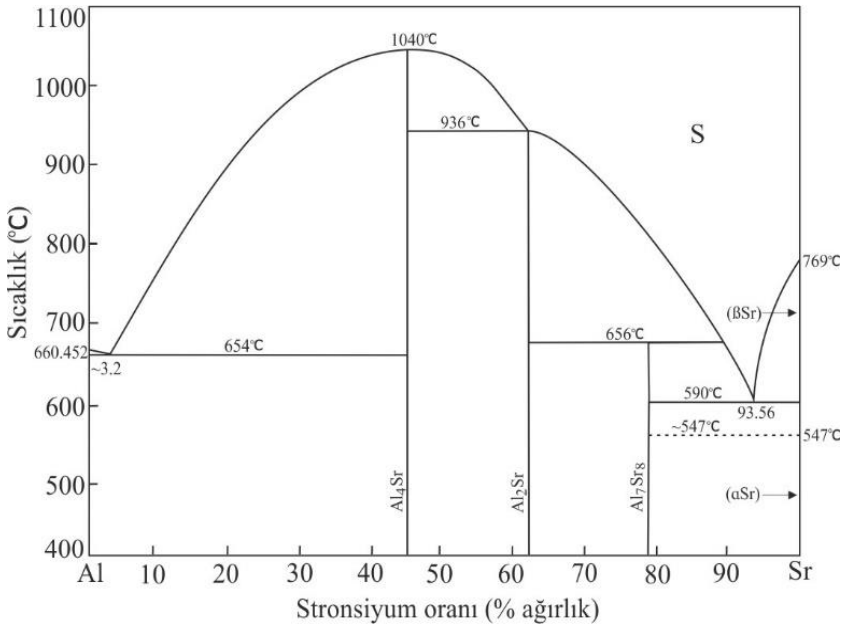
Şekil 3. İkili Al-Mg faz diyagramı.

Şekil 4' te ikili Al-Zn sistemine ait denge diyagramı verilmektedir [49]. Bu diyagramda α ve β alüminyumca zengin, η ise çinkoca zengin faz bölgelerini göstermektedir. Yüksek çinko, sıcaklık ve çözünürlük oranlarında kafes yapısı aynı, parametresi ise α fazına çok yakın olan alüminyumca zengin α′ fazı oluşmaktadır. Bu faz ile α fazları arasındaki sınır diyagram üzerinde henüz tam olarak belirlenememiştir. İkili Al-Zn sisteminden, sıvı durumda alüminyum ve çinkonun birbiri içerisinde tamamen çözünebildiği, oda sıcaklığında alüminyum içerisinde çinkonun çözünürlük sınırının tam olarak tespit edilemediği, çinko içerisinde alüminyumun ise çok az çözündüğü anlaşılmaktadır. Söz konusu diyagramdan ayrıca, artan sıcaklıkla çinkonun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün arttığı ve 276 °C sıcaklık değeri aşıldığında çözünürlük oranının β fazı içerisinde %83'e kadar ulaşabildiği anlaşılmaktadır. β fazı 276°C sıcaklıkta meydana gelen ötektoid reaksiyon sonucunda alüminyumca zengin α ve çinkoca zengin η fazlarına dönüşmektedir. Al-Zn faz diyagramında 382°C sıcaklık ve %5 Al oranında ötektik, 276°C sıcaklık ve %22 Al oranında ise ötektoid dönüşümler meydana gelmektedir.



Şekil 4. İkili Al-Zn faz diyagramı.

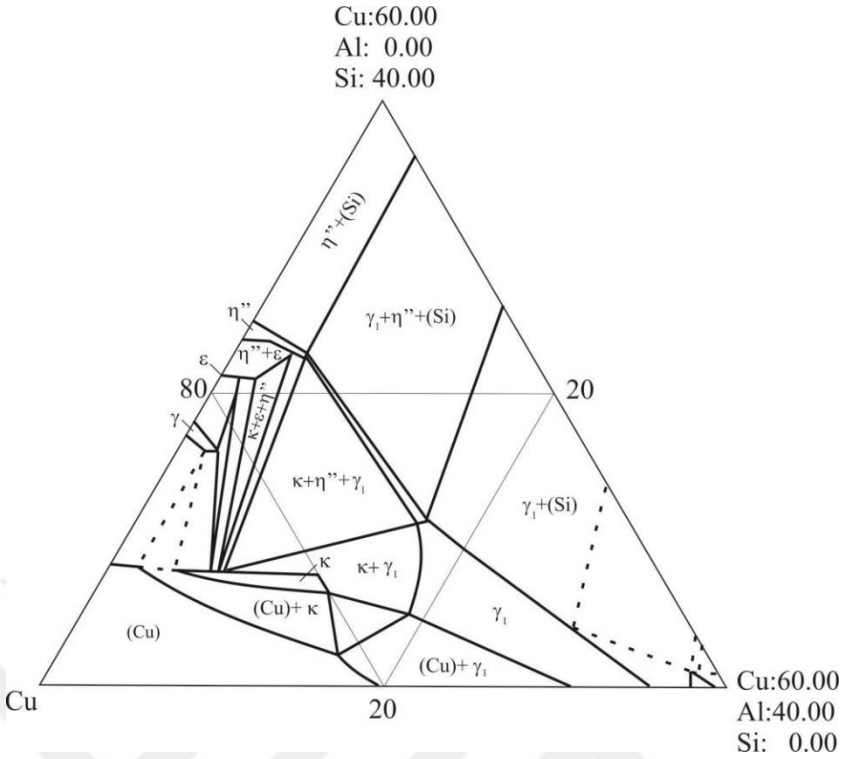
Al-Sr sistemine ait denge diyagramı Şekil 5'te verilmiştir [49]. Bu diyagramda sıvı durumda alüminyum ile stronsiyumun birbiri içerisinde tamamen çözündüğü, katı durumda ise stronsiyumun alüminyum içerisinde hiç çözünmediği, yaklaşık olarak %45 Sr oranında Al_4Sr, %62 Sr oranında Al_2Sr ve %79 Sr oranında Al_7Sr_8 fazlarının oluştuğu görülmektedir.



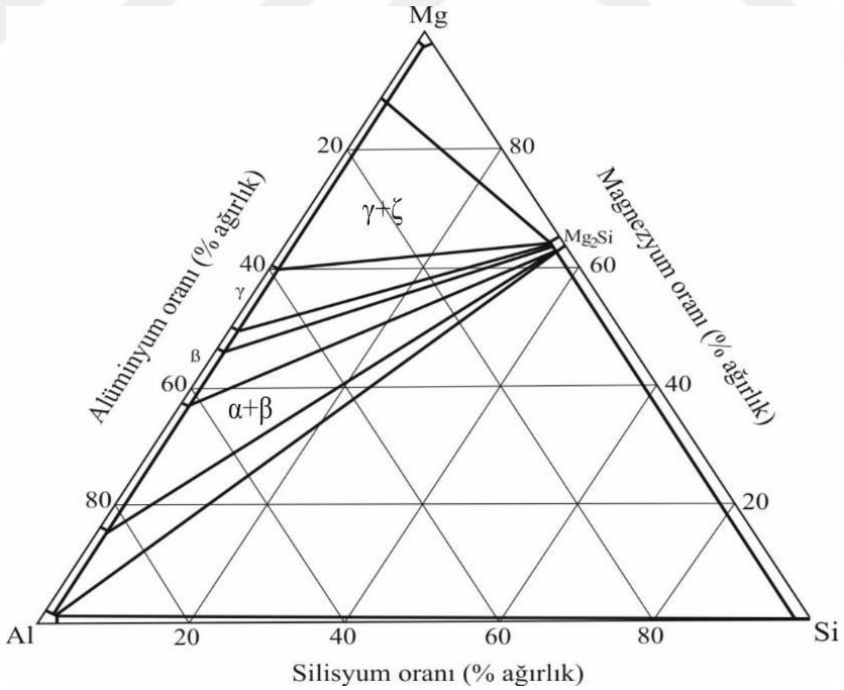
Şekil 5. İkili Al-Sr faz diyagramı.

1.2.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Zn-Cu, Mg-Sr-Si ve Al-Si-Sr Faz Diyagramı

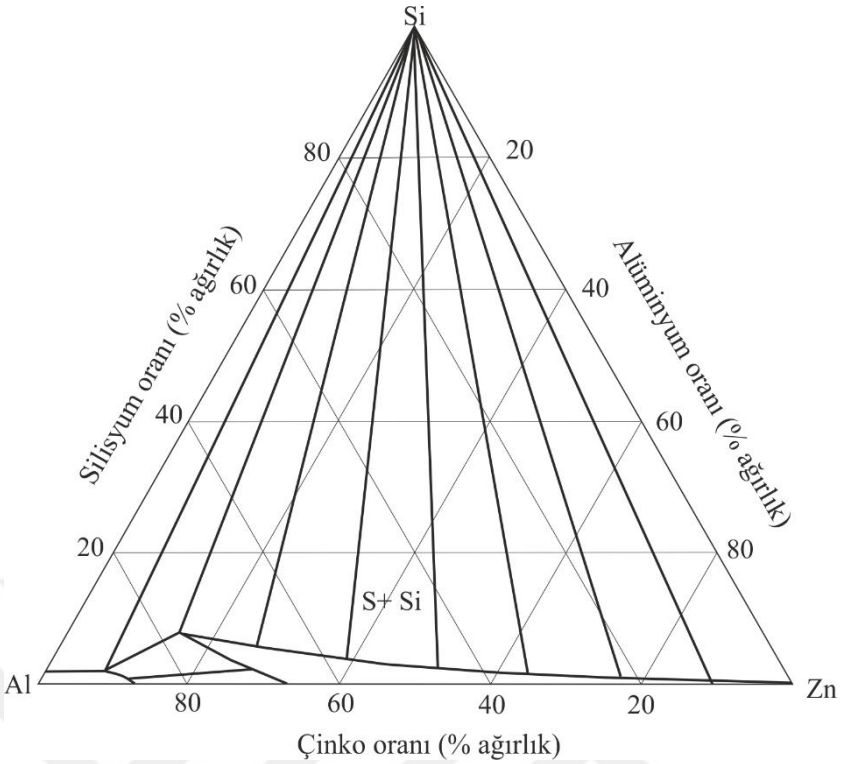
Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Zn-Cu, Mg-Sr-Si ve Al-Si-Sr faz diyagramları henüz tam olarak ortaya koyulamamıştır. Ancak bu diyagramlarının belli sıcaklıklardaki kesitleri üzerinde çalışmalar yapılarak bu kesitler üzerinde oluşan faz bölgelerinin ortaya koyulduğu bazı çalışmalar [49] mevcuttur. Söz konusu üçlü sistemlere ait söz konusu çalışmalardan derlenen bazı kesitler Şekil 6-11'de verilmiştir. Al-Si-Cu sisteminde γ (Cu_5Si), γ_1 (Cu_9Al_4), η" ($Cu_xSi_yAl_z$), ε ($Cu_{15}Si_4$), ve κ (Cu_7Si) metaller arası bileşikleri oluşabilmektedir, Şekil 6. Al-Si-Mg sisteminde alüminyumca zengin katı çözelti içerisinde magnezyum ve silisyum katkılarının oldukça kısıtlı çözünürlük gösterdiği ve alüminyumca zengin α fazı, magnezyumca zengin ζ fazı, Mg_2Si, β ve γ fazlarının oluştuğu görülmektedir, Şekil 7. Al-Zn-Si-sistemine ait izotermal kesitte Al, Si ve Zn elementleri arasında üçlü veya daha çoklu herhangi bir bileşiğin oluşmadığı, ancak ikili faz diyagramlarında oluştuğu görülen bileşiklerin söz konusu elementler ile birlikte yer aldığı çoklu faz bölgelerinin oluştuğu görülmektedir, Şekil 8. Üçlü Al-Zn-Cu sisteminde alüminyumca zengin α fazı, çinkoca zengin β ve η katı çözeltileri ile ε ($CuZn_4$), θ ($CuAl_2$) ve T'(Al_4Cu_3Zn) gibi metaller arası bileşikleri oluşmaktadır, Şekil 9. Yapılan araştırmalarda [46, 47] ε ($CuZn_4$) bileşiğinin yarı kararlı θ ve T' bileşiklerinin de kararlı bir yapıda olduğu ortaya koyulmuştur. Si-Mg-Sr üçlü faz sisteminde ikili ve üçlü farklı bileşikler ve bu bileşiklerin biri veya bir kaçını birden içeren faz bölgelerinin oluşabilmektedir, Şekil 10. Al-Si-Sr sisteminde ise ikili Al_4Si, Al_2Si, Sr_5Si_3, SrSi, $SrSi_2$, Sr_2Si, Al_5Sr_4, Al_7Sr_8 ve üçlü AlSiSr, $Al_2Si_2Sr_3$, Al_2Si_2Sri $Al_8Si_3Sr_{14}$ bileşiklerinin oluşabildiği görülmektedir, Şekil 11.



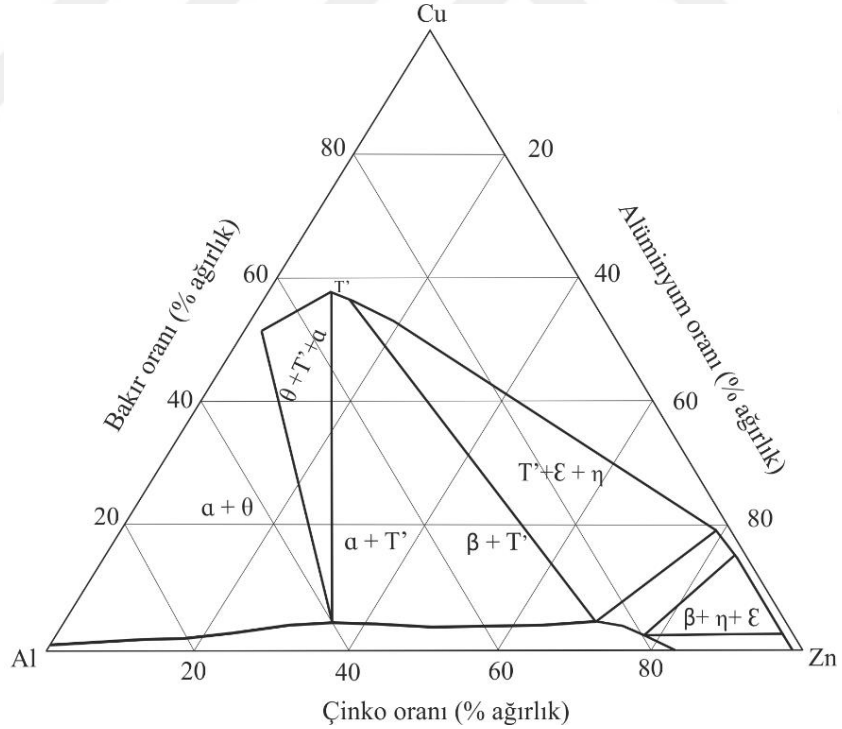
Şekil 6. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti.



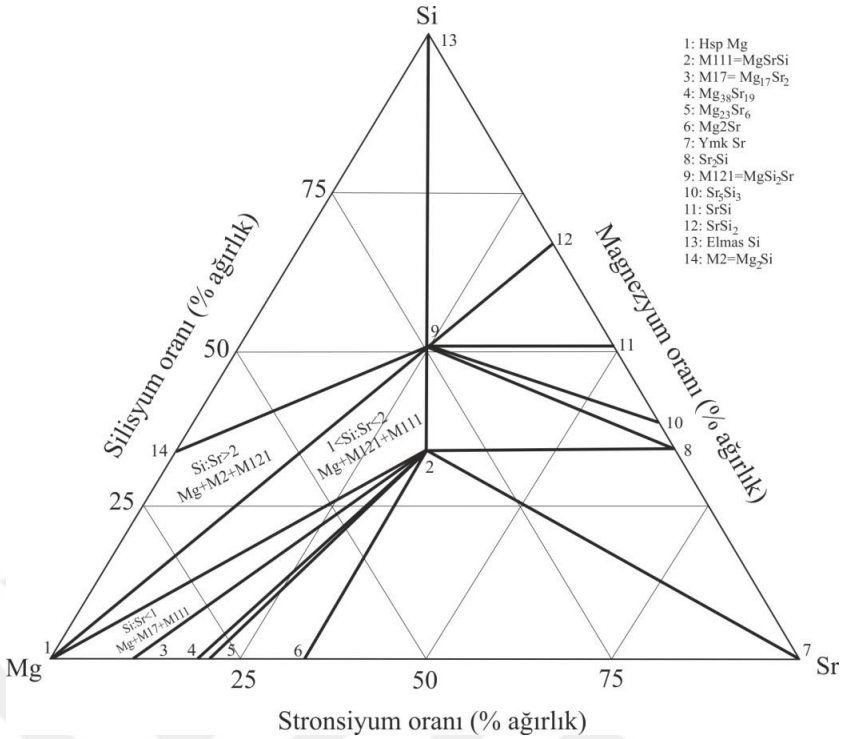
Şekil 7. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti.



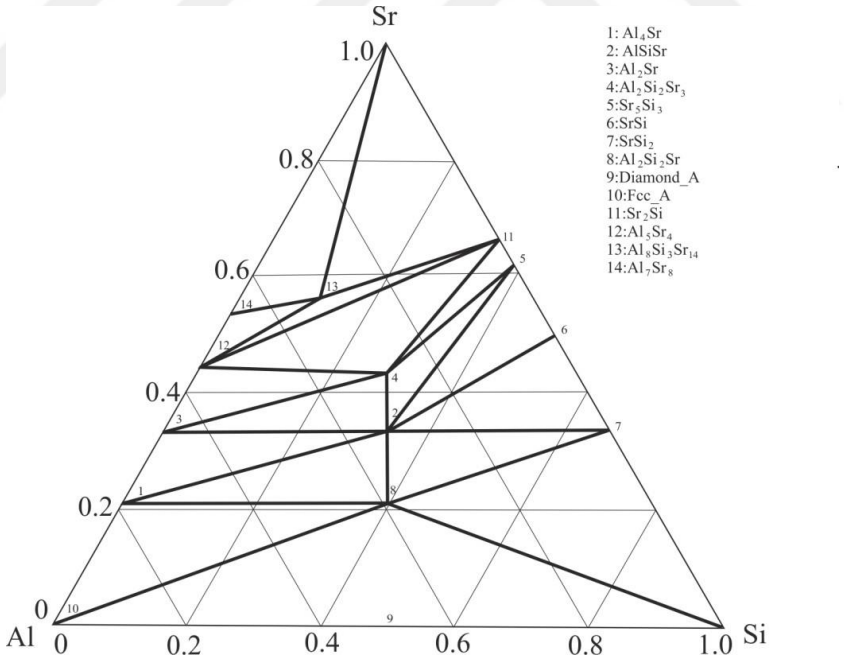
Şekil 8. Üçlü Al-Zn-Si sisteminin 550 °C sıcaklıktaki kesiti.



Şekil 9. Üçlü Al-Zn-Cu sisteminin 350 °C sıcaklıktaki kesiti.



Şekil 10. Üçlü Mg-Sr-Si sisteminin 350 °C sıcaklıktaki kesiti.



Şekil 11. Üçlü Al-Si-Sr sisteminin 273 °C sıcaklıktaki kesiti.

1.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Özellikleri

1.3.1. Al-Si Esaslı Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yapısal Özellikleri

Ticari bazı Al-Si esaslı alaşımların TS EN 1706 standardına [39] göre sınıflandırılması ve bu alaşımların kimyasal bileşimleri Tablo 1' de verilmiştir. Bu tabloda gruplandırılmış olan AlSiMgTi, AlSi7Mg, AlSi10Mg, AlSi, AlSi5Cu, AlSi9Cu, AlSi(Cu), AlSiCuNiMg ve AlMg esaslı alaşımlar %2 - %17 silisyum oranı içermektedir. Söz konusu alaşımların kimyasal gösterimlerindeki her bir elementin önünde yer alan sayı yaklaşık olarak o alaşım içerisindeki elementin ağırlıkça yüzde oranını belirtmektedir. Söz konusu alaşımlarda istenilen yapısal özellikleri ve/veya içyapısındaki fazlar içerdikleri alaşım elementi ve uygulanan ısıl işleme bağlı olarak farklılık göstermektedir. Al-Si alaşımlarında kullanılan katkı elementlerinin başında magnezyum, titanyum, bakır, nikel, mangan, çinko, kurşun ve kalay elementleri gelmektedir. Bu elementlerin dışında standart Al-Si alaşımlarında eser miktarlarda demir, krom, bor, titanyum, lityum, stronsiyum gibi elementlerde bulunabilmektedir. Vanadyum, zirkonyum, sodyum, stronsiyum, fosfor, kükürt, molibden, niobyum ve bor gibi elementlerin de standartlaşma süreci henüz tam olarak tamamlanmamış ancak üzerinde geliştirme çalışmaları devam eden bazı Al-Si esaslı alaşımlarda belli oranlarda modifiye edici ve/veya tane inceltici olarak kullanıldığı görülmektedir. Alüminyum-silisyum esaslı alaşımlarına katılan katkı elementleri içyapıda kısıtlı miktarda çözünebilmektedir. Ama katkı elementi oranı çözünürlük sınırını aştığında genellikle içyapıda çökelmekte veya bileşik oluşmasına neden olmaktadır [26, 51, 52].

İkili Al-Si alaşımlarının içyapısı genel olarak alüminyumca zengin α fazı, ötektik Al-Si fazı, primer silisyum parçacıkları ile safsızlıktan gelen demirin neden olduğu farklı bileşimlere sahip Al-Si-Fe fazlarından oluşmaktadır [19, 24, 41, 53-64]. Söz konusu alaşımlar, ikili Al-Si faz diyagramında %12,6 Si oranı ve 577 °C sıcaklıkta meydana gelen ötektik dönüşüme göre alaşımlar ötektikaltı, ötektik ve ötektiküstü olarak üç ana gruba ayrılmaktadır [20]. %12,6'den az oranda silisyum içerenler ötektikaltı olarak sınıflandırılmakta ve içyapıları alüminyumca çok zengin dendritik α fazı ve ötektik Al-Si parçacıklarından oluşmaktadır [15, 16, 20, 23, 28, 45]. Silisyum oranı %12 civarında olan ötektik Al-Si alaşımları α fazı ve alüminyum matris üzerine dağılmış olan iğne şekilli silisyum parçacıklarından oluşan bir içyapı sergilemektedirler [17, 19, 20, 24, 38, 53].

Silisyum oranı ötektik bileşimden daha yüksek olan ötektik üstü Al-Si alaşımlarının içyapısının ise α fazı ile birlikte ötektik Al-Si parçacıkları ve primer silisyum parçacıklarından oluştuğu ortaya koyulmuştur [14, 20, 21, 26, 27, 32, 58].

Tablo 1. Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri (TS EN 1706, 2010).

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Diğerleri		Al
													Herbiri	Toplam	
AlSiMgTi	AlSi2MgTi	1,6-2,4	0,60 (0,50)	0,10 (0,08)	0,30-0,50	0,45-0,65 (0,50-0,65)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05-0,20 (0,07-0,15)	0,05	0,15	Kalan
AlSi7Mg	AlSi7Mg	6,5-7,5	0,55 (0,45)	0,20 (0,15)	0,35	0,20-0,65 (0,25-0,65)	-	0,15	0,15	0,15	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi7Mg0,3	6,5-7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25-0,45 (0,30-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,25 (0,18)	0,03	0,10	Kalan
	AlSi7Mg0,6	6,5-7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45-0,70 (0,50-0,70)	-	-	0,07	-		0,25 (0,18)	0,03	0,10	Kalan
AlSi10Mg	AlSi10Mg	9,0-11,0	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,45	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi10Mg	9,0-11,0	0,55 (0,45)	0,10 (0,08)	0,45	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi10Mg(Cu)	9,0-11,0	0,65 (0,55)	0,35 (0,30)	0,55	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,15	0,35	0,10	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi9Mg	9,0-10,0	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25-0,45 (0,30-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,15	0,03	0,10	Kalan
AlSi	AlSi11	10,0-11,8	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45	-	-	0,07	-	-	0,15	0,03	0,10	Kalan
	AlSi12	10,5-13,5	0,65 (0,55)	0,15 (0,10)	0,55	0,10	-	0,10	0,15	0,10	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi12	10,5-13,5	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,35	-	-	-	0,10	-	-	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi9	8,0-11,0	0,65 (0,55)	0,10 (0,08)	0,50	0,10	-	0,05	0,15	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan

Tablo 1 (devamı). Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri (TS EN 1706, 2010).

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Diğerleri		Al
													Herbiri	Toplam	
AlSi5Cu	AlSi6Cu4	5,0-7,0	1,0 (0.9)	3,0 - 5,0	0,20-0,65	0,55	0,15	0,45	2,0	0,30	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,35	Kalan
AlSi9Cu	AlSi5Cu1Mg	4,5-5,5	0,65 (0,55)	1,0 - 1,5	0,55	0,35-0,65 (0,40-0,65)	-	0,25	0,15	0,15	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi7Cu0,5Mg	6,5-7,5	0,25	0,2 - 0,7	0,15	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,20	0,03	0,10	Kalan
	AlSi8Cu3	7,5-9,5	0,8 (0,7)	2,0 - 3,5	0,15-0,65	0,05-0,55 (0,15-0,55)	-	0,35	1,2	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Kalan
	AlSi9Cu1Mg	8,3-9,7	0,8 (0,7)	0,8 - 1,3	0,15-0,55	0,25-0,65 (0,30-0,65)	-	0,20	0,8	0,10	0,10	0,20 (0,18)	0,05	0,25	Kalan
	AlSi7Cu2	6,0-8,0	0,8 (0,7)	1,5 - 2,5	0,15-0,65	0,35	-	0,35	1,0	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
AlSi(Cu)	AlSi12(Cu)	10,5-13,5	0,8 (0,7)	1,0 (0,9)	0,05-0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20 (0,15)	0,05	0,25	Kalan
AlSiCuNiMg	AlSi12CuNiMg	10,5-13,5	0,7 (0,6)	0,8 - 1,5	0,35	0,8-1,5 (0,9-1,5)	-	0,7 - 1,3	0,35	-	-	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi17Cu4Mg	16,0-18,0	1,3 (1,0)	4,0 - 5,0	0,50	0,25-0,65 (0,45-0,65)	-	0,3	1,5	-	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Kalan
AlMg	AlMg3	0,55 (0,45)	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,45	2,5-3,5 (2,7-3,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlMg5	0,55 (0,35)	0,55 (0,45)	0,10 (0,05)	0,45	4,5-6,5 (4,8-6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlMg5(Si)	1,5 (1,3)	0,55 (0,45)	0,05 (0,03)	0,45	4,5-6,5 (4,8-6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan

Not: Aralık verilmeyen değerler maksimum miktarı belirtmektedir.

1.3.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri

Standart bazı Al-Si alaşımlarının sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri Tablo 2'de verilmektedir. Bu tablo Al-Si esaslı alaşımların mekanik özelliklerinin silisyum oranı, katkı elementi, üretim yöntemi ve ısıl işleme göre önemli ölçüde değiştiğini göstermektedir. Şöyle ki; silisyum oranının artmasıyla alaşımların sertlikleri artmakta ancak kopma uzaması azalmaktadır. Artan silisyum oranı ile Al-Si alaşımlarının sertliğinin artması silisyumun sertliğinin yüksek olmasından, kopma uzamasının bir başka deyişle sünekliklerinin azalması ise içyapıdaki silisyum parçacıklarının morfolojisinden kaynaklanmaktadır. Söz konusu silisyum parçacıkları keskin köşeli bir morfolojiye sahip oldukları için gerilme yığılmasına neden olmakta ve çentik etkisi oluşturarak alaşımların kopma uzaması değerlerinin dolayısıyla sünekliklerinin azalmasına yol açmaktadır. Al-Si alaşımlarının çekme dayanımları ise yaklaşık olarak %9 silisyum oranının da en yüksek değerine ulaşmakta ve bu orandan sonra azalmaktadır [39]. Bu durumun silisyum oranının artmasıyla silisyum parçacıklarının içyapıdaki hacimsel oranının ve boyutlarının artmasından, özellikle primer silisyum parçacıklarının kümelenmesinden ve homojen bir dağılım göstermemesinden kaynaklandığı bilinmektedir.

Silisyum oranının Al-Si esaslı alaşımların mekanik özelliklerine etkisinin sınırlı olması nedeniyle bu alaşımların mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar bu alaşımlara alaşım elementi ve tane inceltici (modifiye edici) katkısı ile ısıl işlem uygulama üzerine yoğunlaşmıştır. Bu çalışmalarda bakır, çinko ve/veya magnezyum ilavelerinin söz konusu alaşımların sertlik ve mekanik özelliklerini iyileştirdiği görülmüştür. Bakır ilavesinin mukavemet özellikleri iyileştirdiği fakat içyapıda yarı kararlı/karasız fazların oluşumunu sağlamasından boyutsal kararsızlığa neden olduğu, çinko ilavesinin mukavemet dayanımlarını ve triboloji özelliklerini geliştirdiği, magnezyum ilavesinin α fazının içerisinde çözünmesi ya da içyapıda Mg_2Si parçacıklarının oluşmasına yol açarak setlik ve mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Stronsiyum, titanyum, sodyum gibi tane inceltici elementler ise dökülmüş durumdaki alaşımın hızlı soğumasına neden olarak ötektik silisyum parçacıklarını küreselleştirmesine bağlı olarak yapısal veya mekanik özellikleri geliştirmektedir. Alaşım elementi ilavelerinin bu alaşımların mukavemetlerine olumlu etkileri katı çözelti ve/veya ikincil faz sertleşmesi mekanizması mekanizmalarına yol açmalarından

kaynaklanmaktadır [16, 19, 26, 44, 65]. Bilindiği üzere, katı çözelti mekanizmasında çözen atomlar ile çözünen atomların çapları arasındaki boyut farklılığı nedeniyle kafes yapısında çarpılma (distorsiyon) meydana gelmekte, bu distorsiyonlarda dislokasyonların önünde engel oluşturarak alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinin artmasına yol açmaktadır [56, 66]. İkincil faz sertleşmesi mekanizmasında ise katı çözünürlük limitinin aşılması durumunda içyapıda oluşan yeni faz(lar) veya bileşik(ler) matris içerisinde bölgesel iç gerilmeler ve distorsiyonlar oluşmasına neden olarak dislokasyonların ilerlemesine engel oluşturmakta, bu sayede sertliğin ve mukavemet değerlerinin artmasına yol açmaktadır. Al-Si alaşımlarının sertlik ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde bir diğer yöntem de yapıdaki silisyum parçacıklarının küçültülerek bir başka deyişle tane incelterek mukavemet artırma yoluna gidilmesidir. Bunun için Al-Si alaşımlarına dökümleri sırasında sıvı halde iken düşük oranlarda sodyum, titanyum, bor ve stronsiyum gibi tane inceltici etkiye yol açan aşılayıcı elementler katılmaktadır. Bu elementler hem silisyum parçacıklarının büyümesine engel oluşturmakta hem de bu parçacıkları nispeten küreselleştirmektedir. Boyutu küçülen ve keskin köşeli morfolojiden nispeten küresel şekilli morfolojiye dönüşen silisyum parçacıkları daha az çentik etkisine yol açtığından söz konusu alaşımların mekanik özelliklerinde iyileşme elde edilmektedir.

Kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilen Al-Si alaşımları kum kalıba döküm yöntemiyle üretilenlere göre daha yüksek sertlik ve mukavemet değerleri sergilemektedirler. Bu durum kokil kalıpta döküm soğumanın daha hızlı olmasından ve dolayısıyla tane boyutunun daha küçük olmasından kaynaklanmaktadır.

Dökülmüş durumdaki Al-Si esaslı alaşımlara alaşımın kimyasal bileşimine uygun T serisi ısıl işlem uygulama yoluyla da daha üstün mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Söz konusu alaşımlara en yaygın olarak uygulanan ısıl işlemlerin başında T4, T5 ve T6 gelmektedir. Bu ısıl işlemler alaşımların içyapılarının daha kararlı hale gelmesini sağlamakta, çökelti ve dispersiyon sertleşmesine neden olarak mukavemet artışına neden olmaktadır [10, 39, 67].

Al-Si esaslı alaşımlarının mekanik özelliklerine çinkonun etkisinin incelendiği yeterli sayıda bilimsel çalışma bulunmamaktadır. Yapılan çalışmalar ötektikaltı bileşime sahip Al-Si alaşımları ile sınırlı kalmıştır [44, 45]. Ayrıca ark ergitme yönteminin de söz konusu alaşımların mekanik özelliklerine etkisi konusunda da bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

Tablo 2. Bazı Al-Si esaslı standart alaşımların mekanik özellikleri (TS EN 1706, 2010).

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Isıl işlem	Çekme dayanımı		Akma dayanımı		Kopma uzaması		Brinell sertlik değeri	
			Kum döküm	Kokil döküm	Kum döküm	Kokil döküm	Kum dökü	Kokil döküm	Kum döküm	Kokil döküm
AlSiMgTi	Al Si2MgTi	D	140	170	70	70	3	5	50	50
		T6	240	260	180	180	3	5	85	85
AlSi7Mg	Al Si7Mg	D	140	170	80	90	2	3	50	55
		T6	220	260	180	220	1	1	75	90
	Al Si7Mg0,3	T6	230	290	190	210	2	4	75	90
	Al Si7Mg0,6	T6	250	320	210	240	1	3	85	100
AlSi10Mg	Al Si10Mg(a)	D	150	180	80	90	2	3	50	55
		T6	220	260	180	220	1	1	75	90
	Al Si10Mg(b)	D	150	180	80	90	2	3	50	55
		T6	220	260	180	220	1	1	75	90
	Al Si10Mg(Cu)	D	160	180	80	90	1	1	50	55
		T6	220	240	180	200	1	1	75	80
	Al Si9Mg	T6	230	290	190	210	2	4	75	90
AlSi	Al Si11	D	150	170	70	80	6	7	45	45
	Al Si12(b)	D	150	170	70	80	4	5	50	55
	Al Si12(a)	D	150	170	70	80	5	6	50	55
	Al Si9	D	170	180	80	90	4	5	50	55
AlSi5Cu	Al Si6Cu4	D	150	170	90	100	1	1	60	75
	Al Si5Cu1Mg	T4	170	230	120	140	2	3	80	85
		T6	230	280	200	210	< 1	< 1	100	110
	Al Si7Cu0,5Mg	T6	250	320	190	240	1	4	85	100
AlSi9Cu	Al Si8Cu3	D	150	170	90	100	1	1	60	75
	Al Si9Cu1Mg	D	135	170	90	100	1	1	60	75
	Al Si7Cu2	D	150	170	90	100	1	1	60	75
AlSi(Cu)	Al Si12(Cu)	D	150	170	80	90	1	2	50	55
AlMg	Al Mg3	D	140	150	70	70	3	5	50	50
	Al Mg5	D	160	180	90	100	3	4	55	60
	Al Mg5(Si)	D	160	180	100	110	3	3	60	65

D: Dökülmüş durumda.
T4: Çözündürme ve doğal yaşlandırma uygulanmış.
T6: Çözündürme ve yapay yaşlandırma uygulanmış.
a: Modifiye edici element içermemektedir

1.3.3. Al-Si Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri

Al-Si esaslı alaşımlar üstün özgül mukavemetleri nedeniyle hafiflik gerektiren uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılmanın yanı sıra, kaymayı kolaylaştırıcı sünek (yumuşak) ve yük taşıyıcı sert fazları birlikte içeren çok fazlı bir içyapıya sahip oldukları için tribolojik uygulamalarda da sıkça tercih edilmektedir. Bu alaşımların ana matrisini

oluşturan alüminyumca zengin nispeten yumuşak α fazı kaymayı kolaylaştırmanın yanı sıra sünek özelliği nedeniyle aşınma parçacıklarını yutma özelliğine de sahiptir. Aşınma parçacıklarının yutulması bir başka deyişle çalışma ortamı içinde kalması hacim kaybının azalmasını engellemektedir. Al-Si esaslı alaşımların içyapısında sünek alüminyum matris üzerine dağılmış durumda bulunan ötektik ve primer sert silisyum parçacıkları ise yük taşıma görevi yapmaktadır. Söz konusu silisyum parçacıklarının içyapıdaki hacimsel oranına, büyüklüğüne ve dağılımına bağlı olarak Al-Si alaşımlarının aşınma direnci farklılık göstermektedir [68-71]. Ötektik altı ve ötektik üstü bileşim esaslı %1,8-16 oranlarında silisyum içeren Al-Si esaslı alaşımlarının aşınma davranışlarının incelendiği bir çalışmada ötektik altı bileşime sahip alaşımların daha iyi aşınma davranışı gösterdiği ortaya koyulmuştur [70]. Ancak, Shivanath vd. [71] ve Wang vd. [72] tarafından benzer konuda yapılan çalışmalarda ise Al-Si alaşımlarının aşınma dirençlerinin artan silisyum oranı ile iyileştiği ve ötektik üstü alaşımların daha üstün aşınma direnci sergilediği görülmüştür. Sadece ötektik üstü Al-Si alaşımlarının aşınma davranışlarının incelendiği başka bir çalışmada da artan silisyum oranı ile içyapılarındaki sert silisyum parçacıklarının oranı arttığı için yük taşıma kapasitelerinin arttığı, dolayısıyla daha üstün aşınma davranışı sergiledikleri tespit edilmiştir.

Son zamanlarda yapılan çalışmalarda Al-Si alaşımlarının uygun alaşım ve modifikasyon elementi ilavesi ve/veya ısıl işlem uygulamalarıyla daha üstün tribolojik özellikler sergilediği yönünde bulgular elde edilmiştir. Söz konusu alaşımların aşınma direncini geliştiren alaşım elementlerinin başında bakır, çinko, magnezyum ve stronsiyum gelmektedir. Alemdağ vd. [45] tarafından yapılan bir çalışmada ötektik altı bileşimdeki Al-Si alaşımına yapılan bakır katkılarının bu alaşımların aşınma direncini önemli ölçüde iyileştirdiği ortaya koyulmuştur. Prabhudev vd. [15] tarafından bir çalışmada da ötektik altı bileşimde olan ticari A356 alaşımına yapılan düşük oranlardaki bakır katkılarının aşınma özelliklerinin iyileştirdiğini görülmüştür. Dwivedi [73] tarafından yapılan bir çalışmada ise ötektik üstü bileşime sahip bir Al-Si alaşımına Cu ilavesinin etkisi incelenmiş ve belli orandaki bakır katkısının aşınma direncini olumlu yönde etkilediği tespit edilmiştir. Al-Si alaşımlarının aşınma dirençlerine çinko katkılarının etkisinin incelendiği çalışmalarda da özellikle %3 oranlarındaki çinko katkısının hem ötektik altı hem de ötektik üstü bazı Al-Si alaşımlarının aşınma direncini artırdığı ortaya koyulmuştur [44, 45]. Çinkonun Al-Si alaşımlarının aşınma direncini iyileştirmesi mukavemeti artırmasına, kaymayı kolaylaştırıcı sıkı düzenli hegzagonal

kafes yapısına ve çinko oksit oluşumuna sebep olmasına dayandırılmaktadır. Ancak, Al-Si esaslı alaşımlar içerisinde özellikle içten yanmalı motor blokları gibi yüksek sürtünme ve aşınma direnci uygulamalarında tercih edilen ötektiküstü A390 alaşımının sürtünme ve aşınma özelliklerine çinkonun etkisinin incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Magnezyum katkılarının ikili Al-Si alaşımlarının aşınma dirençlerine etkisi konusu üzerinde yeterince çalışma bulunmamaktadır. Ancak ticari bazı Al-Si esaslı alaşımlarının aşınma direncine magnezyumun etkisinin incelendiği çalışmalarda düşük miktardaki magnezyum katkılarının aşınma direncini iyileştirdiği, bunun da Mg ilavesiyle söz konusu alaşımların içyapısında bulunan sert silisyum parçacıklarının ince formdaki intermetalik Mg_2Si fazına dönüşmesinden kaynaklandığı ileri sürülmüştür [74, 75]. Düşük oranlarda stronsiyum katkılarının da Al-Si alaşımlarının içyapısında bulunan kaba silisyum parçacıklarının boyutlarını küçültüp mukavemetlerini artırdıkları için aşınma dirençlerini olumlu yönde etkilediklerine dair çalışmalar mevcuttur [76].

1.4. Alüminyum Alaşımlarının Üretimi

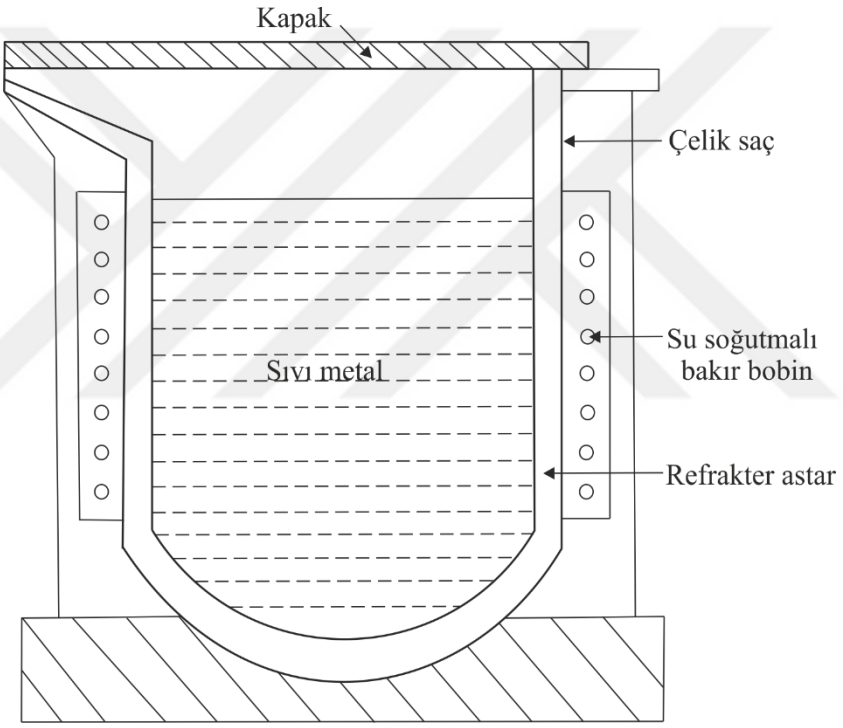
Alüminyum alaşımlarının üretiminde en yaygın kullanılan yöntemlerin başında döküm tekniği gelmektedir. Bu yöntemde alaşımların şekillendirilmesi için yeterli miktarda enerji metale ısı enerjisi şeklinde iletilerek bir başka deyişle metal ısıtılıp ergitilerek verilmek istenen şekle uygun bir kalıba akıtılma suretiyle şekillendirme gerçekleştirilmektedir [66]. Elde edilen döküm ürününün yapısal ve mekanik özellikleri genellikle ergitme yöntemi ve ortamı ile sıvı metalin döküldüğü kalıbın cinsine göre değişmektedir. Ergitme işleminin türüne göre en yaygın döküm ocakları indüksiyonla ergitme, ark ile ergitme ve dirençli ergitme ocakları olarak sınıflandırılmaktadır [66]. Dökümde sıvı metalin katılaştırılmasında en yaygın kullanılan kalıp türleri ise kum kalıp ve kokil (metal) olarak sınıflandırılabilir.

1.4.1. İndüksiyonlu Ergitme Ocakları

İndüksiyonla ergitme yöntemi metalin veya alaşım elementlerinin etrafının alternatif akım geçen bakır borularla (bobin) sarılı olduğu bir pota içerisinde ergitilmesi prensibine dayanmaktadır. Bobin içinden geçmekte olan alternatif akımın oluşturduğu manyetik alan devresini sınırları içinde kalan metal parçalar üzerinde tamamlamakta,

akımda meydana gelen herhangi bir yön ve değer değişikliği manyetik alanda da değişikliğe neden olarak parça içinde bir gerilim oluşturmaktadır [66]. Bu gerilim pota içindeki malzemede yüksek değerlerde akımı dolaşmasına neden olur. Metalin bu akıma gösterdiği direnç sayesinde ısı oluşur ve metal ergir [66, 77].

Bu yöntemde ergimiş metalde oluşan akımlar, sıvı metal içerisinde bir karıştırma etkisine de yol açmaktadır. Açığa çıkan ısı direk ergitilecek metal içinde oluştuğundan, temiz ve hızlı bir ergitme işlemi gerçekleşmekte, metal kirli gazlara maruz kalmamaktadır, oksitlenme ve kabuklaşma meydana gelmemektedir. Tipik bir indüksiyonlu ergitme ocağının görüntüsü Şekil 12'de verilmektedir.

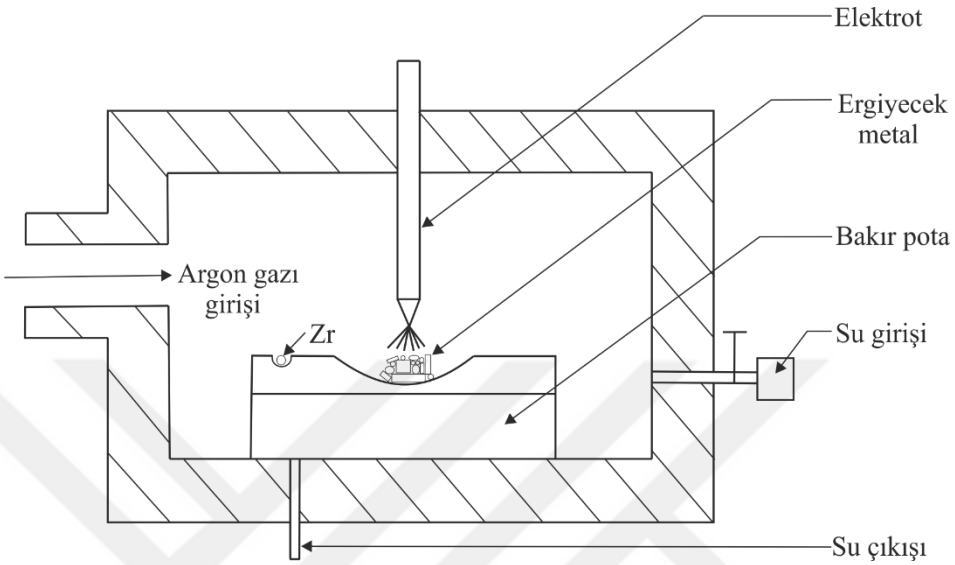


Şekil 12. İndüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı.

1.4.2. Ark Ergitme Ocağı

Ark ergitme yönteminde ergitme ortamına yerleştirilmiş durumdaki grafit elektrotlara verilen akım sayesinde elektrotlarla metal arasında elektrik arkı oluşturulur ve bu arkın neden olduğu ısı ile vakum altında metalin ergimesi sağlanır. Elektrik arkı ile çok yüksek miktarlarda ısı sağlanabildiği için bu yöntemde çok yüksek ergime sıcaklıkları (4000^{o}C'ye kadar) elde edilebilmektedir. Ark ergitme işleminin vakum

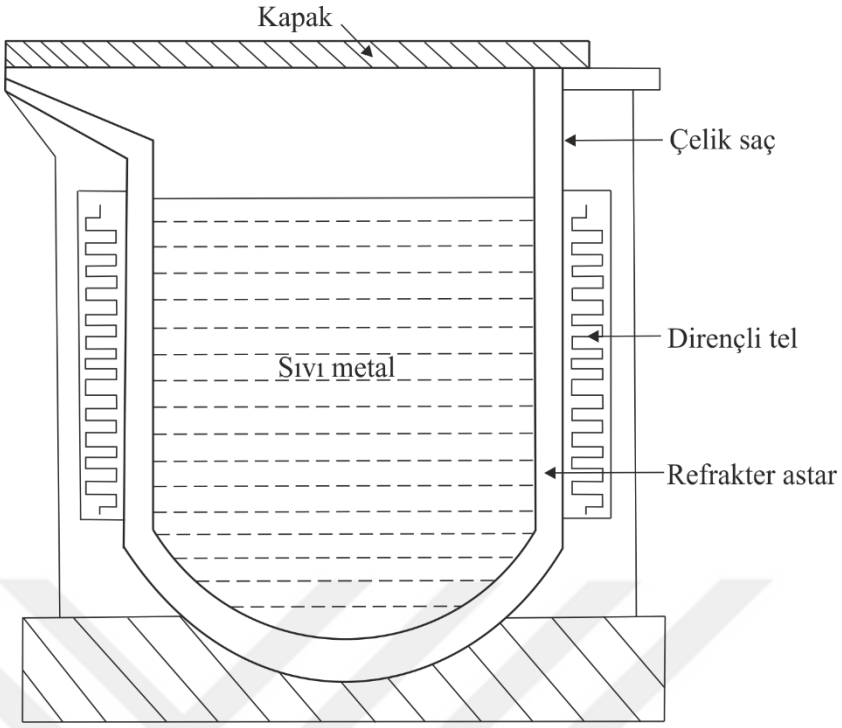
altında yapılması durumunda alaşım elementleri içinde bulunan gazlar giderilmekte ve ayrıca oksijenle temas söz konusu olmadığı için oksitlenme olasılığı en aza indirilmektedir [78-81]. Ark ergitme ocağının şematik resmi Şekil 13'de verilmiştir.



Şekil 13. Ark ergitme ocağının şematik gösterimi.

1.4.3. Dirençli Ergitme Ocağı

Dirençli ergitme yöntemi metalin veya alaşım elementlerinin etrafının alternatif akım geçen direnç telleri ile sarılı olduğu bir pota içerisinde ergitilmesi prensibine dayanmaktadır [66]. Direnç tellerinin yüksek ısılara dayanabilmesi için yaygın olarak krom ve demir karışımı nikel teller kullanılmaktadır. Direnç telli üzerinden geçen elektrik akımı sayesinde oluşan ısı ile metal ergir. Dirençli ergitme ocaklarına direnç teli veya üzerinden yüksek akım geçirilen grafit-silisyum karbür çubuklar kullanılmaktadır. Dirençli ergitme ocağının şematik resmi Şekil 14'de verilmiştir.



Şekil 14. Dirençli ergitme ocağının şematik gösterimi.

1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Alüminyum (Al) - silisyum (Si) esaslı ticari standart alaşımlar maksimum %20 civarında silisyum ve bunun haricinde bir veya birden fazla element içeren alaşımlardır. Bu alaşımlar kolay ve ekonomik üretilebilirlik, yüksek özgül mukavemet ve korozyon direnci, düşük yoğunluk ve ısıl genleşme katsayısı gibi avantajlarından dolayı birçok endüstriyel uygulamada başarı ile kullanılmaktadır [82]. Endüstriyel uygulamalara yönelik yapılan tasarım ve imalatlar için tüm metal ve alaşımlarda olduğu gibi Al-Si alaşımlarının seçiminde de yapısal özellikleri, sertlikleri ve mekanik özellikleri göz önüne alınmaktadır. Bununla birlikte eğer tribolojik uygulamalar söz konusu ise sürtünme ve aşınma dirençleri de göz önüne alınmaktadır. Söz konusu alaşımların gerek yapısal, gerekse de sertlik, mekanik ve tribolojik özellikleri silisyum başta olmak üzere içerdikleri alaşım elementlerinin oranına bağlı olarak değişmektedir. Genellikle silisyum oranı arttıkça bu alaşımların sertlikleri ve aşınma dirençleri artarken mukavemet ve süneklik değerleri belli silisyum oranlarına kadar artıp daha sonra azalmaktadır. İkili Al-Si alaşımlarının yukarıda belirtilen özellikleri ihtiyaçlar doğrultusunda alaşım elementi ilaveleri, tane inceltici element kullanma ve farklı döküm yöntemi kullanılarak daha da geliştirilebilmektedir. Bu alaşımlarda, alaşım elementi olarak kullanılan elementlerin

başında bakır (Cu), magnezyum (Mg), mangan (Mn) ve nikel (Ni), tane inceltici olarak kullanılan elementlerin başında ise stronsiyum (Sr), titanyum (Ti), bor (B), vanadyum (V) ve sodyum (Na) gelmektedir [4, 12, 13, 19, 21, 27, 28, 29, 32-34, 37, 54, 60]. Al-Si alaşımlarının dökümlerinde kokil kalıp kullanılması durumunda kum kalıba göre daha üstün mukavemet değerleri elde edilebilmektedir. Döküm sonrası soğuma hızının yükseltilmesi durumunda da Al-Si alaşımların daha yüksek mukavemet değerleri sergiledikleri ortaya koyulmuştur.

Al-Si alaşımları üzerine son yıllarda yapılan bazı çalışmalar sonucunda %3 oranında çinko katkılarının ötektik üstü ikili Al-17Si alaşımının sertlik, mukavemet ve aşınma direncini önemli ölçüde geliştirdiği ortaya koyulmuştur. Stronsiyum katkılarının da ikili Al-17Si alaşımlarının tane incelmesine yol açarak söz konusu alaşımın yapısal ve mekanik özelliklerinde iyileşmeye yol açtığı gözlenmiştir. Ancak, motor bloklarında kullanılması durumunda özellikle tribolojik etkilere maruz kalan Al-17Si esaslı çoklu 390A (EN AC 48100) alaşımı olarak bilinen ticari Al-17Si-4Cu-0,6Mg-1Zn alaşımının yapısal ve mekanik özelliklerine çinko ve stronsiyum katkılarının birlikte etkisinin incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Ayrıca söz konusu alaşımın ark ergitme yöntemiyle de üretilip özelliklerinin incelendiği bir çalışma da henüz yapılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada hem çinko ve stronsiyumun hem de ark ergitme yönteminin Al-17Si-4Cu-0,6Mg-1Zn alaşımının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

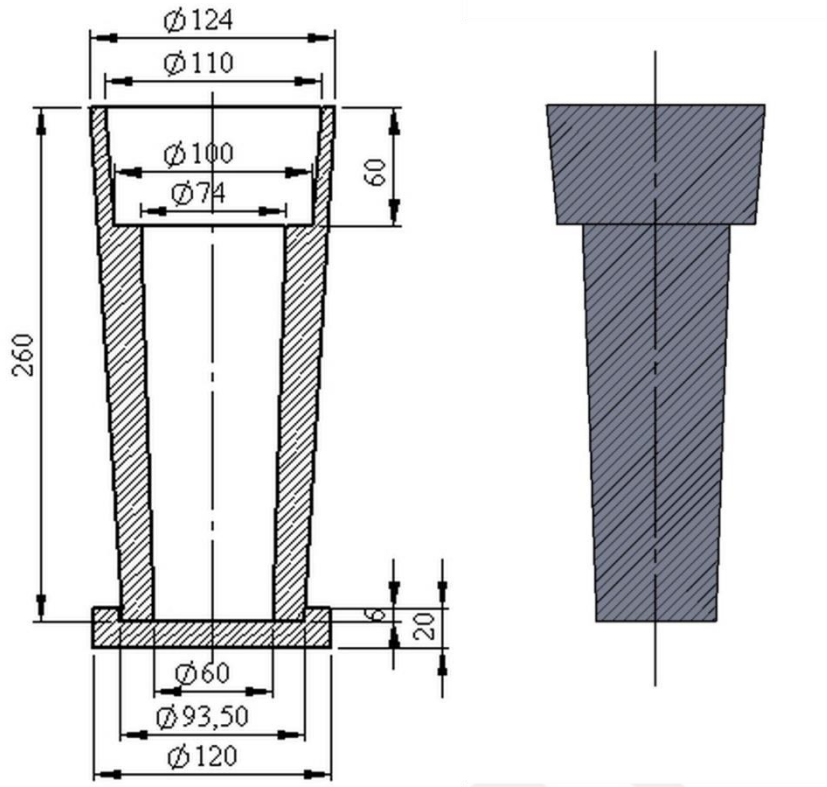
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Bileşimi

Bu çalışmada birer adet 390A (Al-17Si-4Cu-0,6Mg-1Zn) ve 390A+%2 Zn alaşımı ile %0,3'e kadar farklı oranlarda stronsiyum içeren 6 adet 390A+%2Zn+Sr alaşımı hem indüksiyonlu ergitme hem de ark ergitme yöntemleriyle üretildi. Alaşımların üretiminde ticari 390A alaşımı, %99,9 saflıkta çinko ve Al-15Sr master alaşımı kullanıldı. Uygun kimyasal bileşimi verecek şekilde kütleleri ölçülerek hazırlanan alaşım elementleri karışımı Şekil 15'te fotoğrafı verilen 50 kg kapasiteli, 50 kW gücünde, SiC potalı bir orta frekanslı indüksiyon ocağında ergitildi. Ergimiş durumdaki alaşım karışımları uygun şekilde karıştırıldıktan sonra yaklaşık olarak 760 °C döküm sıcaklığından Şekil 16'da teknik resmi verilen ve SAE 8620 çeliğinden üretilmiş olan bir kokil kalıba dökülerek katılaştırıldı.



Şekil 15. İncelenen alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı.



Şekil 16. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi.

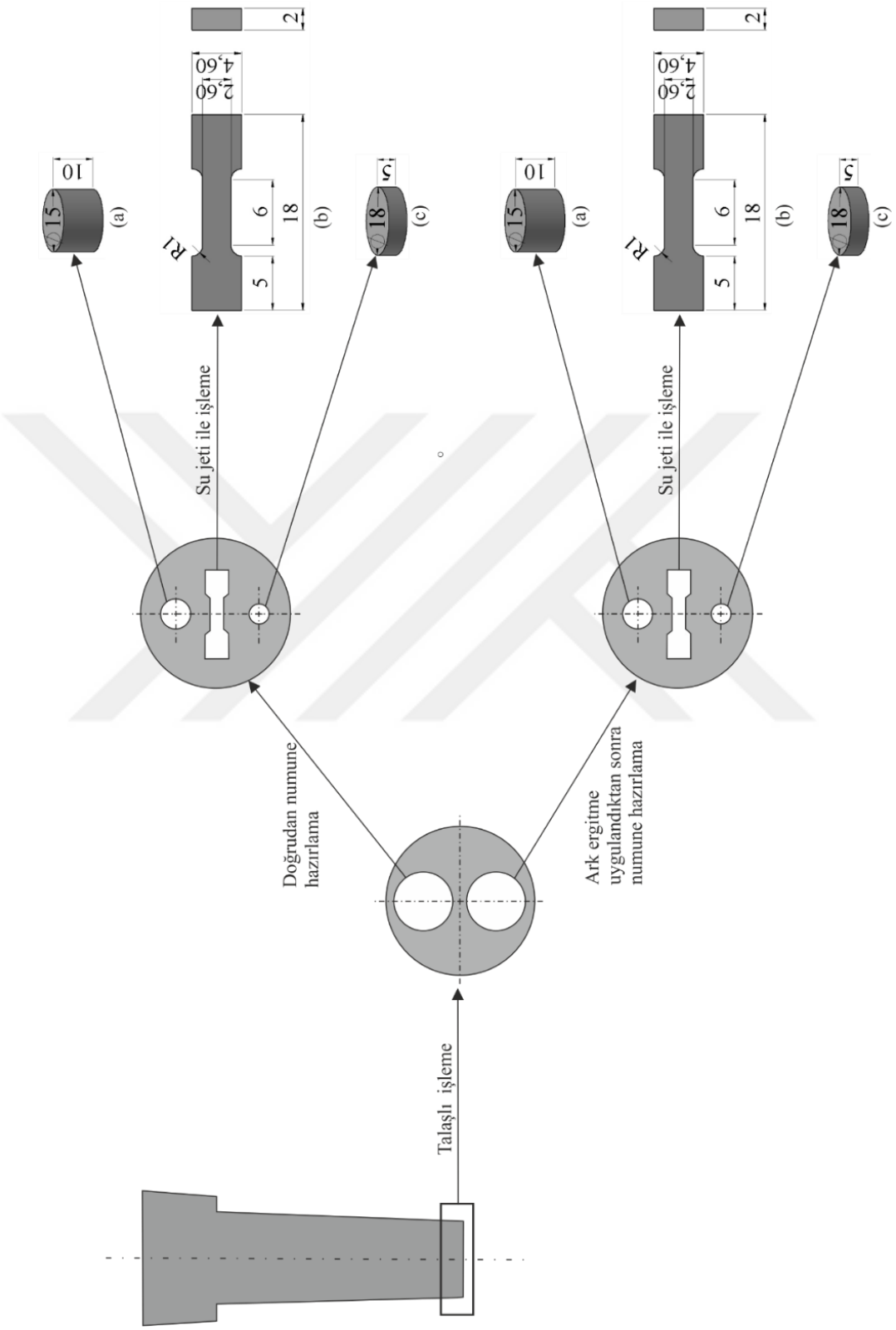
İndüksiyonla ergitildikten sonra kokil kalıba dökülerek üretilen alaşım külçelerinden alınan ve Şekil 17'de fotoğrafı verilen grafit elektrotlu ve 15 gr kapasiteli ark ergitme özellikli bir ocakta vakum altında ergitilerek tekrar katılaştırıldı. Söz konusu ark ergitme ocağı ile bu ocakta ergitmenin ve katılaşmanın gerçekleştirildiği haznenin fotoğrafı Şekil 17 a ve b'de verilmiştir. Üretilen alaşım külçelerinden numune hazırlama işlem sırasını gösteren diyagram Şekil 18'de sunulmuştur.

Üretilen tüm alaşımların kimyasal bileşimleri spark optik emisyon spektrometresi (Spark OES) yöntemi ile belirlenerek doğrulandı.



Şekil 17. a) Ark ergitme ocağının ve b) ergitme haznesinin fotoğrafı.

2.2. İnceleme ve Test Numunelerinin Hazırlanması



Şekil 18. Üretilen alaşım külçelerinden numune hazırlama işlem sırasını gösteren diyagram (Verilen boyut ölçüleri mm'dir)

2.3. Alaşımların Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

Hem indüksiyonla ergitme hem de ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların yapısal (içyapı) ve mekanik özelliklerinin incelenmesi için alaşım külçelerinden su jeti ve talaşlı işleme yöntemiyle uygun boyutlarda numuneler hazırlandı. Söz konusu numunelerin boyutlarını ve hazırlanmasını teknik resimler üzerinde şematik olarak gösteren çizimler Şekil 18'de verilmektedir. Yapısal incelemeler ve mekanik testler indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda kokil kalıbın alt kısmına denk gelen külçe bölgesinden hazırlanan numuneler, ark ergitme yöntemiyle üretilen külçelerde ise külçenin tamamı üzerinde gerçekleştirildi.

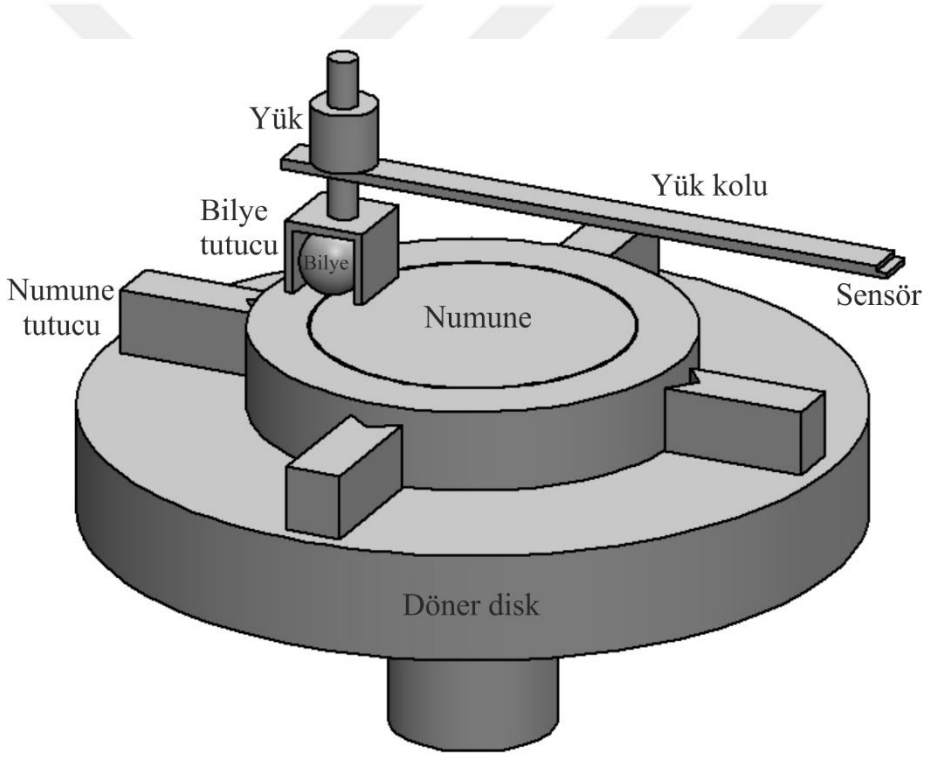
İçyapı incelemeleri standart metalografik yöntemler ile hazırlanan, ancak dağlama yapılmayan numuneler üzerinde optik ve elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirildi. Söz konusu numunelerin mikroskobik incelemelere hazırlanma aşamasında önce 300, 600, 1200 ve 2000 numaralı zımparalar kullanıldı. Zımparalama aşamasından sonra ise numunelerin yüzeyleri sırasıyla 9 ve 3 μm'lik elmas, 0,05 μm'lik SiO_2 süspansiyonlar ile parlatıldıktan sonra içyapılarını gösteren optik ve elektron mikroskop fotoğrafları çekildi.

Üretilen alaşımların içyapılarını oluşturan fazlar enerji dispersif spektroskopisi (EDS) ve X-ışını kırınımı (XRD) metodu ile analiz edilerek belirlendi. Alaşımların sertliği Brinell yöntemiyle 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak 62,5 kg×f yük altında ölçüldü. Her bir alaşım numunesinde en az altı sertlik ölçümü yapıldı ve elde edilen değerlerin ortalaması sertlik değerleri olarak alındı. Çekme deneyleri teknik resmi Şekil 18 (b)'de verilen numuneler üzerinde 10^{-3} s^{-1}'lik deformasyon hızında gerçekleştirildi. Her bir alaşım için en az üç adet çekme deneyi yapıldı ve bu deneylerden elde edilen değerlerin ortalaması alınarak alaşımların çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri belirlendi.

2.4. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi

Üretilen alaşımların tribolojik özellikleri Şekil 19'da şematik resmi verilen bilye disk (ball-on-disc) esaslı bir deney düzeneği yardımıyla belirlendi. Bu deney düzeneği farklı devirlerde çalışabilen bir elektrik motoru, deney numunesinin yerleştirildiği bir disk, numune tutucu, aşındırıcı bilye, bilye tutucu, yük, yük kolu, kuvvet algılayıcı sensör

ve bilgisayar destekli bir kontrol ünitesinden oluşmaktadır. Bu düzenekte aşındırıcı bilye yükleme koluna düşey olarak yataklanmış durumdaki bilye tutucuya hareket etmeyecek şekilde yerleştirilmektedir. Bu çalışma kapsamına yapılan sürtünme aşınma deneylerinde 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş olan, 6 mm çap ve 58-62 RSD sertlik değerine sahip bir aşındırıcı bilye kullanılmıştır. Söz konusu deneylerde yükleme, yükleme kolunun ucuna ağırlık asmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Sürtünme kuvveti 30 N kapasiteli bir indüktif sensörden alınan verilerin bilgisayardaki bir yazılım tarafından işlenmesiyle belirlenmiştir. Belirlenen sürtünme kuvvetlerinin uygulanan normal yüke bölünmesiyle üretilen alaşımların sürtünme katsayısı hesaplanmıştır. Sürtünme katsayısının zamana göre değişimi program aracılığıyla deney boyunca sürekli kaydedilmiştir.



Şekil 19. Sürtünme aşınma deney düzeneğinin şematik resmi.

Sürtünme ve aşınma deneylerinde talaşlı işlemle Ø18×5 mm boyutlarında hazırlanan silindirik numuneler kullanıldı. Numuneler deneye tabi tutulmadan önce yüzeyleri 1200 numaralı zımpara ile parlatıldı. Deneyler yağsız çalışma koşullarında, 5 N' luk sabit yük altında, 0,15 m/s' lik sabit kayma hızında ve 1000 m'lik kayma mesafesinde gerçekleştirildi. Bu deney şartları literatürde Al-Si alaşımlarının tribolojik özelliklerinin belirlenmesine yönelik olarak aynı deney düzeneğinde yapılan

çalışmalardan [44, 45] faydalanılarak belirlendi. Aşınma deney numuneleri hem deneylere başlamadan önce hem de deneyler tamamlandıktan sonra ultrasonik bir temizleyicide önce trikloretilen (C_2HCl_3) daha sonra alkol-aseton karışımları ile temizlendi. Yüzeyi temizlenen numuneler sıcak hava üflenerek kurutulduktan sonra kütleleri 0,01 mg' lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü. Hem deneylere başlamadan önce hem de deney bittikten sonra ölçülen kütlelerin farkı alaşımların yoğunluk değerlerine bölünerek aşınma nedeniyle meydana gelen hacim kaybı değerleri hesaplandı. Aşınma deneylerinden sonra numunelerin aşınan yüzeylerinde meydana gelen değişimler ve aşınma parçacıkları taramalı elektron mikroskobunda (SEM) incelendi.

3. BULGULAR

3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

Üretilen alaşımların ölçülen kimyasal bileşimleri Tablo 3'te verilmiştir.

Tablo 3. Alaşımların kimyasal bileşimleri.

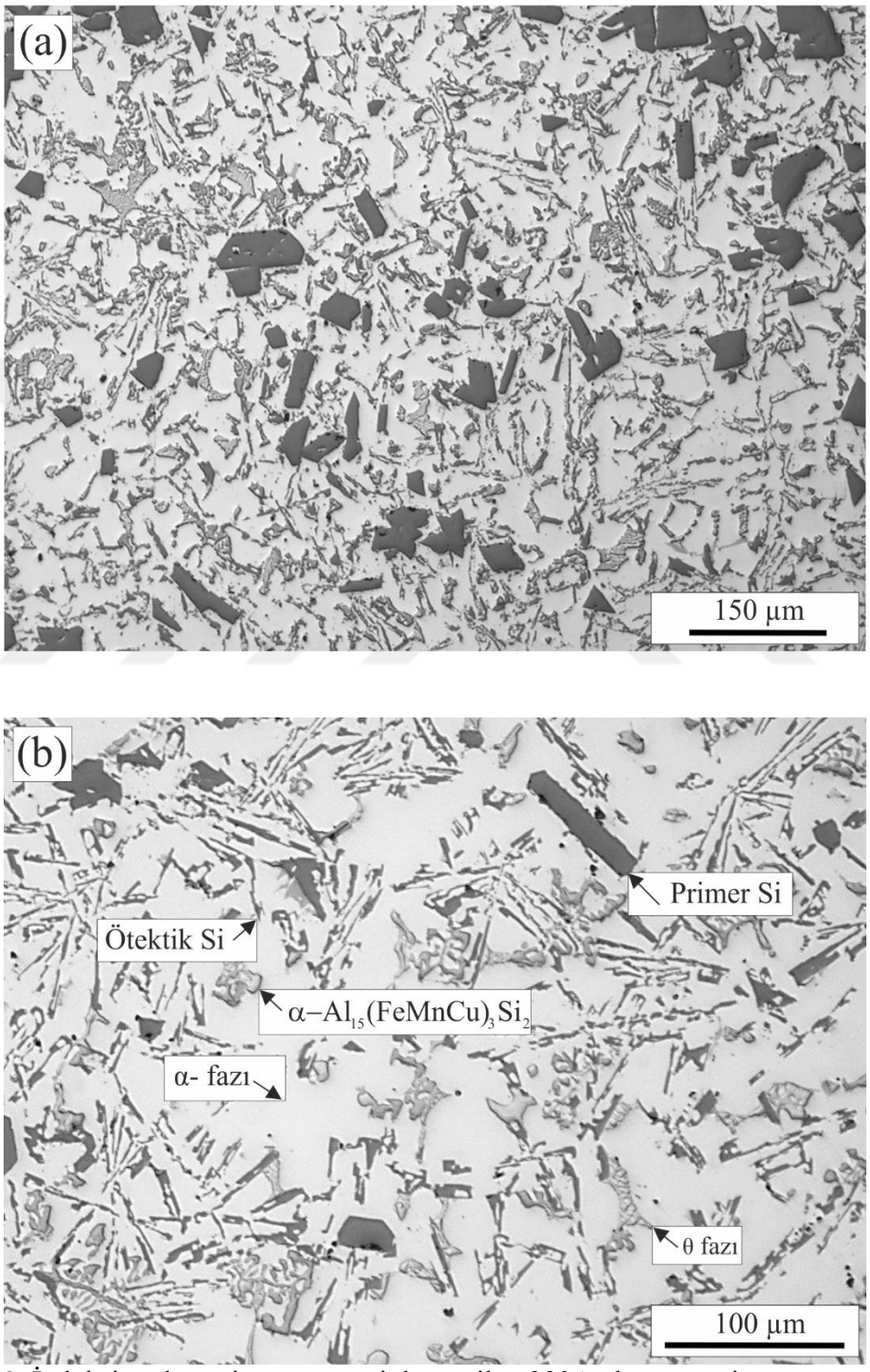
Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (Kütlece %)						
	Si	Cu	Mg	Zn	Sr	Diğer (Cr, Fe, Mn, Ni, Sn, Ti)	Al
390A	16,47	4,15	0,53	0,93	-	1,36	Kalan
390A+%2 Zn	17,02	4,13	0,51	2,96	-	1,12	Kalan
390A+%2 Zn+%0,01Sr	17,84	4,41	0,54	2,93	0,008	1,63	Kalan
390A+%2 Zn+% 0,05Sr	17,99	4,41	0,55	2,94	0,040	1,71	Kalan
390A+%2 Zn+% 0,075Sr	17,20	4,41	0,54	2,98	0,074	1,67	Kalan
390A+%2 Zn+% 0,1Sr	18,14	4,13	0,52	2,80	0,100	1,63	Kalan
390A+%2 Zn+% 0,2Sr	18,57	4,23	0,51	2,84	0,190	1,60	Kalan
390A+%2 Zn+% 0,3Sr	17,49	4,31	0,56	2,91	0,300	1,51	Kalan

390A: Al-17Si-4Cu-0,6Mg-1Zn

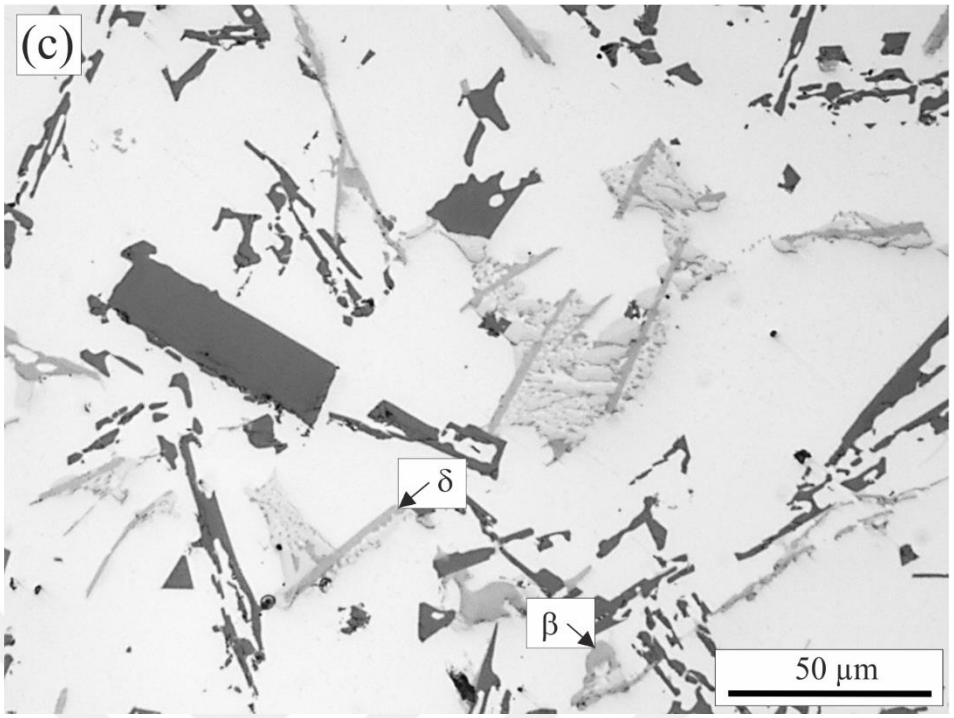
3.2. Alaşımların Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulgular

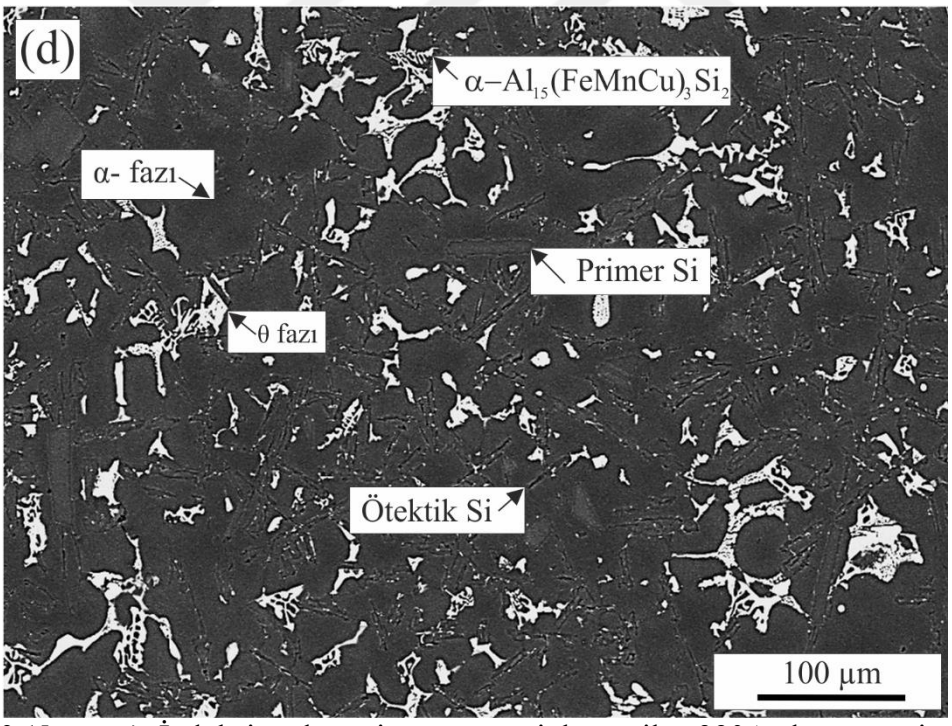
İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen standart bileşimdeki 390A alaşımının ve bu alaşımın çinko oranının %3'e çıkarılması ile elde edilen yeni 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren optik ve taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 20-21'de verilmektedir. Şekil 20'deki fotoğraflar 390A alaşımının içyapısının α-alüminyum, ötektik ve primer silisyum, bakırca zengin θ ($CuAl_2$) fazları ile alüminyum δ, β, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazından oluştuğunu göstermektedir. Bu fotoğraflarda ayrıca, ötektik silisyum parçacıklarının ince uzun, primer silisyum parçacıklarının ise farklı geometrilerde genellikle hem iri hem de keskin kenarlı ve köşeli bir yapıda olduğu, bakırca zengin θ fazının α bölgeleri aralarında oluştuğu, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazının ise α-alüminyum faz bölgelerinde veya intermetalik θ fazının üzerinde oluştuğu görülmektedir (Şekil 21). 390A alaşımına çinko ilavesi yapılarak üretilen yeni 390A+%2Zn alaşımının içyapısında 390A alaşımındaki fazlardan başka yeni bir fazın

oluşmadığı, α, θ, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazları ve ötektik silisyum parçacıklarının büyüklüğünde çok azda olsa bir küçülme olduğu ve içyapıdaki miktarında artış gözlendi, (Şekil 21).

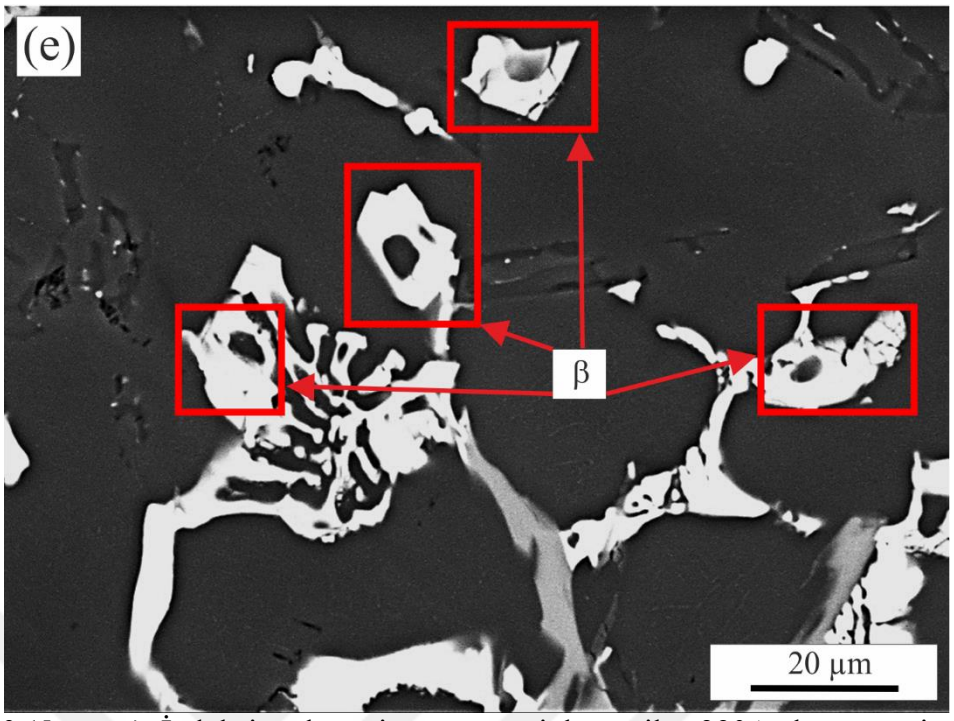


Şekil 20. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

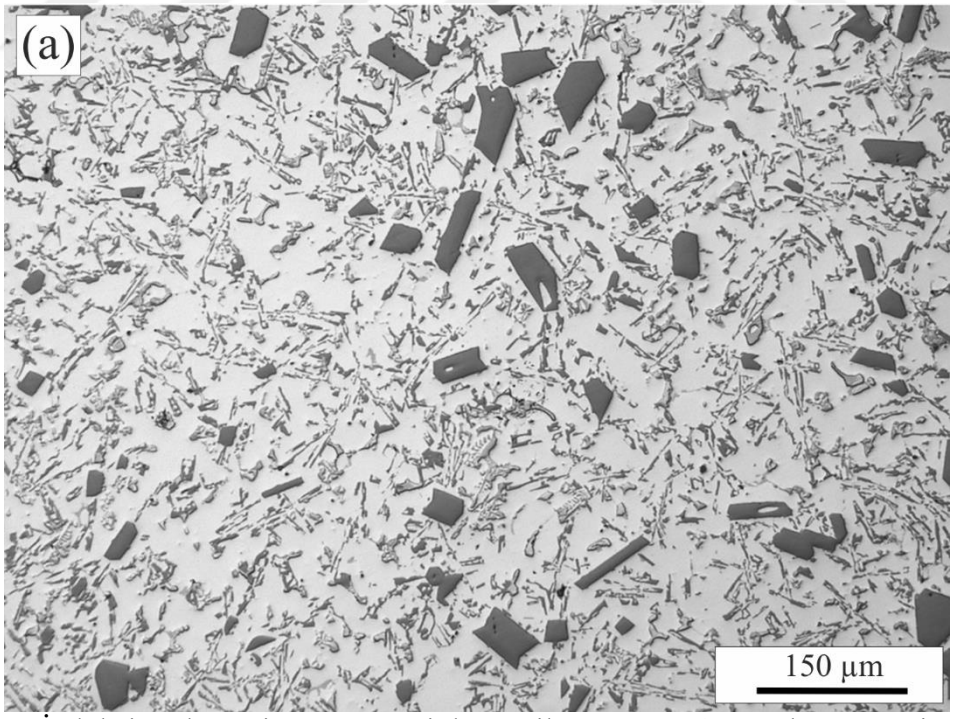




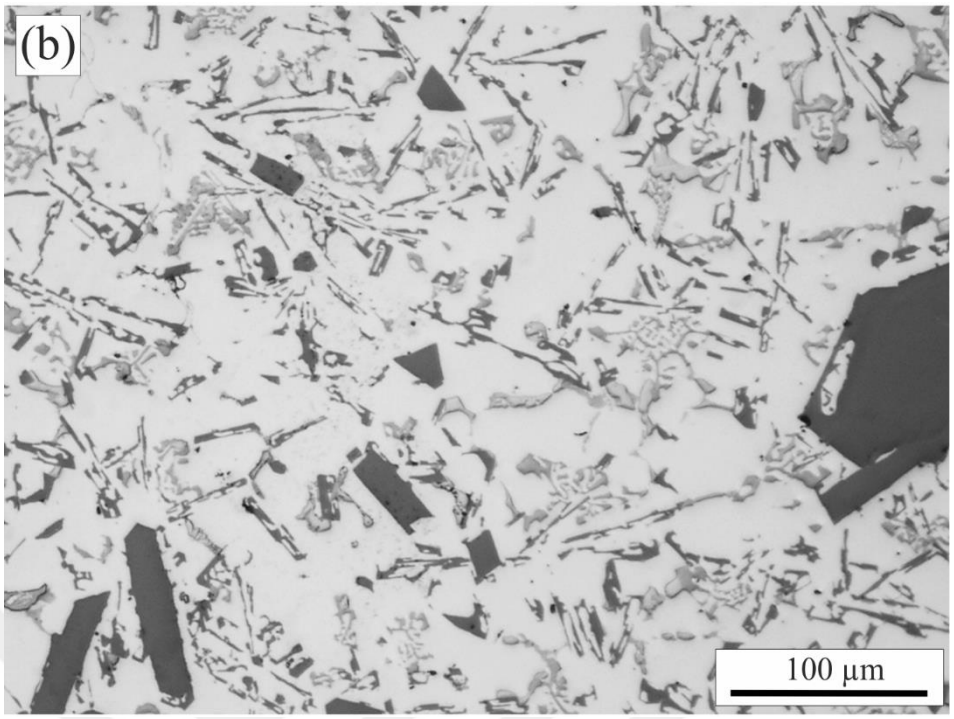
Şekil 20 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

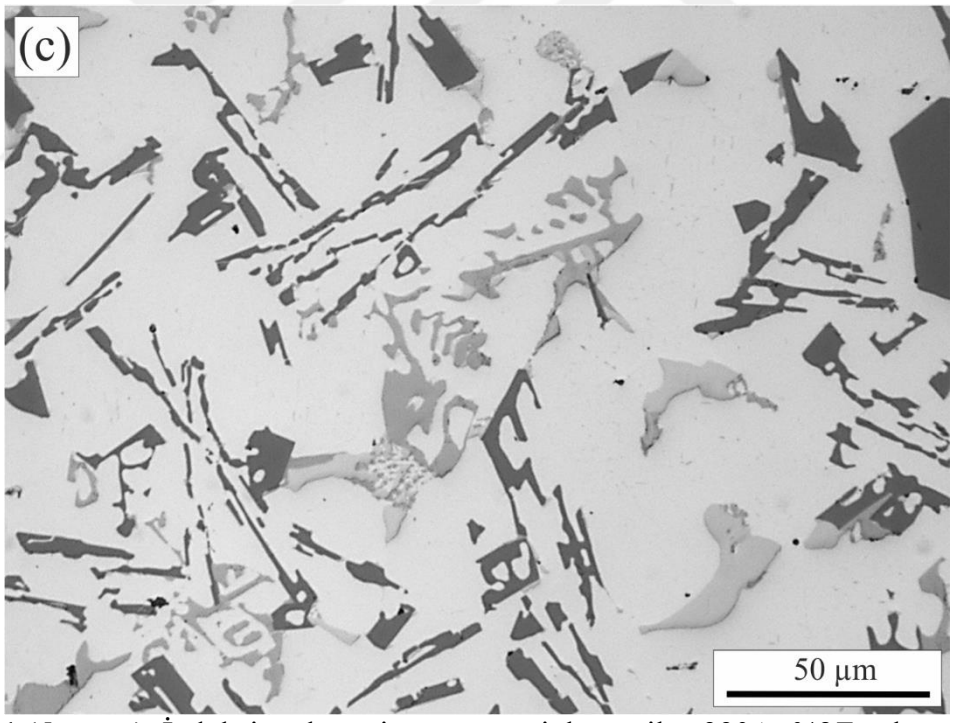


Şekil 20 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

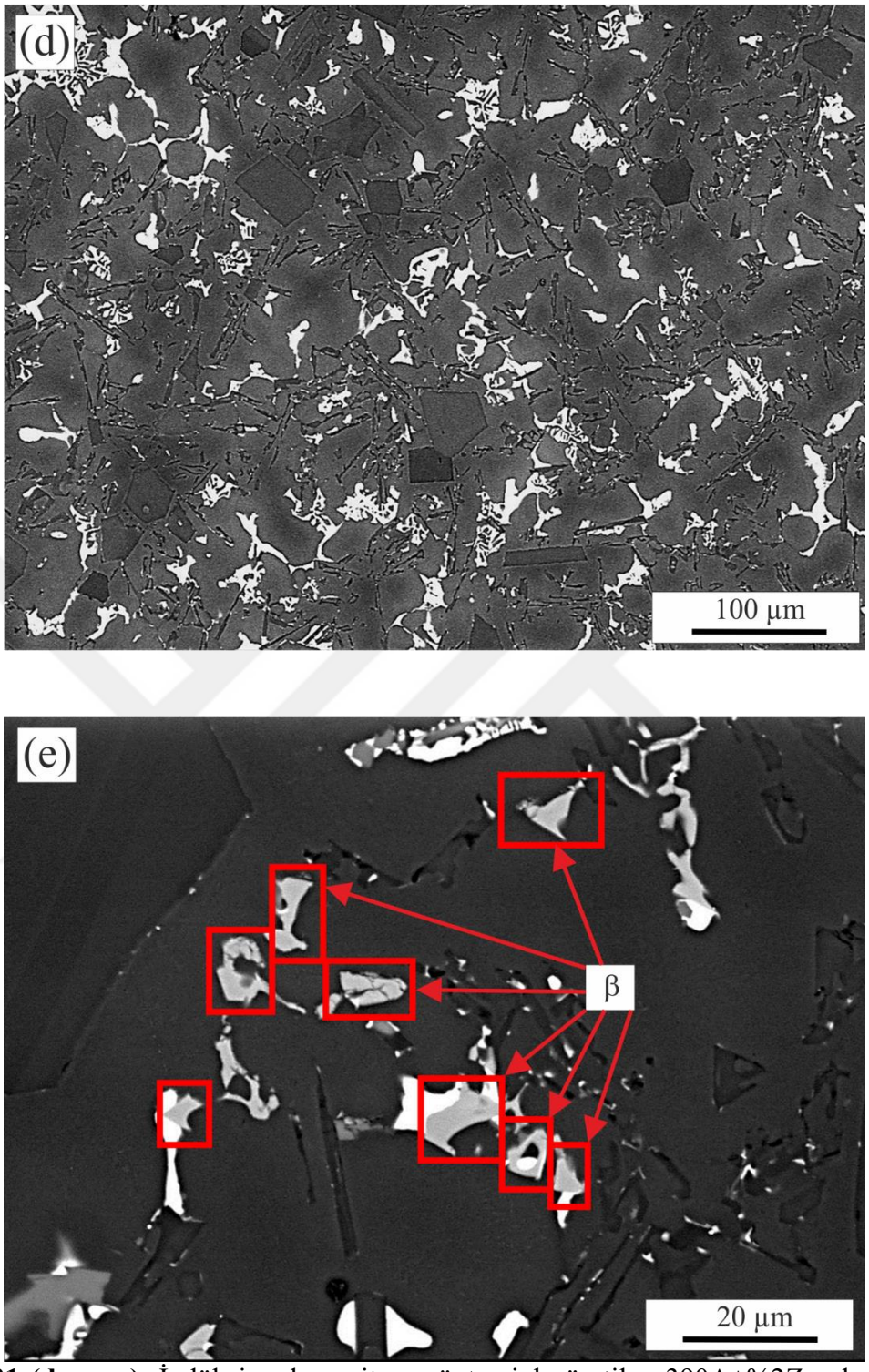


Şekil 21. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.





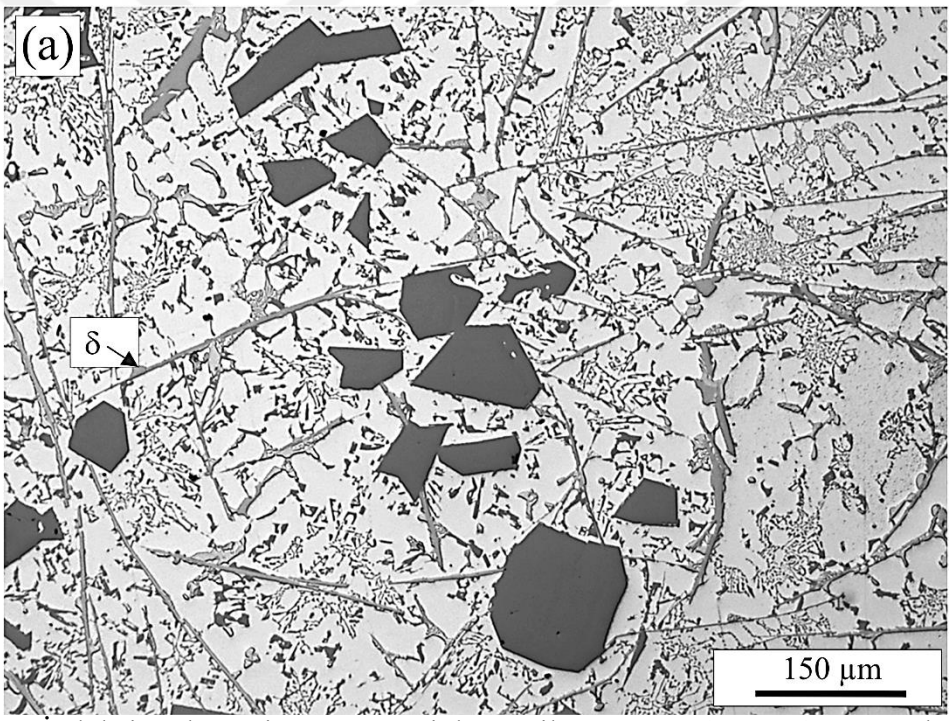
Şekil 21 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.



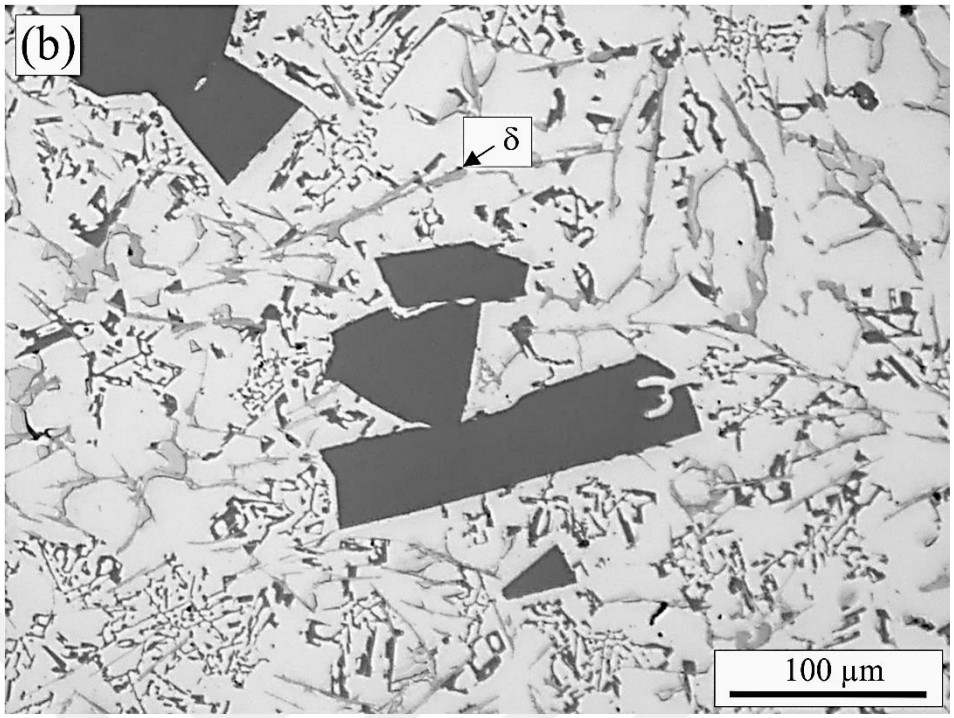
Şekil 21 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM c) 500 büyütme OM d) 200 büyütme SEM ve e) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

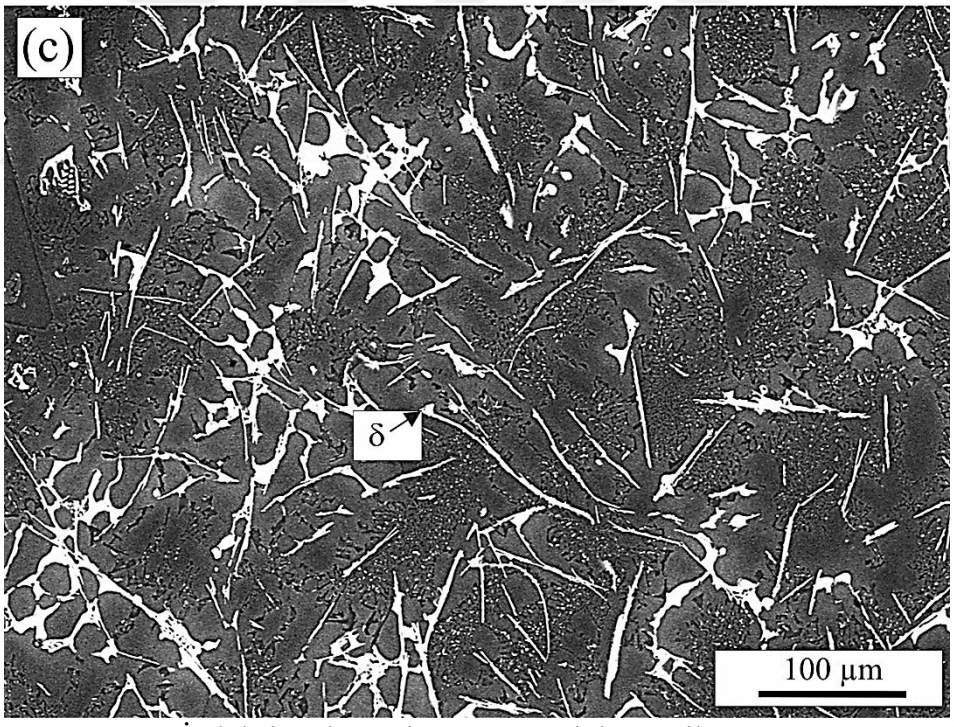
390A+%2Zn alaşımına %0,01-0,3 oranlarında stronsiyum katılarak elde edilen yeni 390A+%2Zn-Sr alaşımlarının içyapısını gösteren optik ve taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 22-27' de verilmektedir. Bu fotoğraflarda stronsiyum ilavesi ile α-Al

fazlarının azda olsa küçüldüğü gözlendi. Ayrıca, ötektik silisyum parçacıklarının boyutlarının önemli ölçüde küçüldüğü, primer silisyum parçacıklarının ise keskin kenar ve köşeli yapılarının bozulup %0,075Sr oranında dendritik bir form aldığı, bu orandan sonraki stronsiyum katkılarının ise silisyum fazının dendritik yapısının parçalanmasına yol açtığı ve artan Sr oranıyla birlikte primer silisyum parçacıklarının tekrar büyüdüğü görüldü, Şekil 22-27. Stronsiyum katkısıyla 390A+%2Zn alaşımın içyapısında bulunan δ fazının ince uzun bir formda büyüdüğü, ancak stronsiyum oranı arttıkça bu fazın boyutunun küçüldüğü ve yapıdaki hacimsel oranının azaldığı, %0,075Sr katkılarından sonra ise tekrar büyümeye başladığı gözlendi, Şekil 25-27. 390A+%2Zn alaşımına %0,1 oranı stronsiyum ilave edilmesi durumunda ise yapıda Al_2Si_2Sr fazının ve yeni μ (Al-Si-Fe) fazının oluştuğu gözlendi, Şekil 26-27.

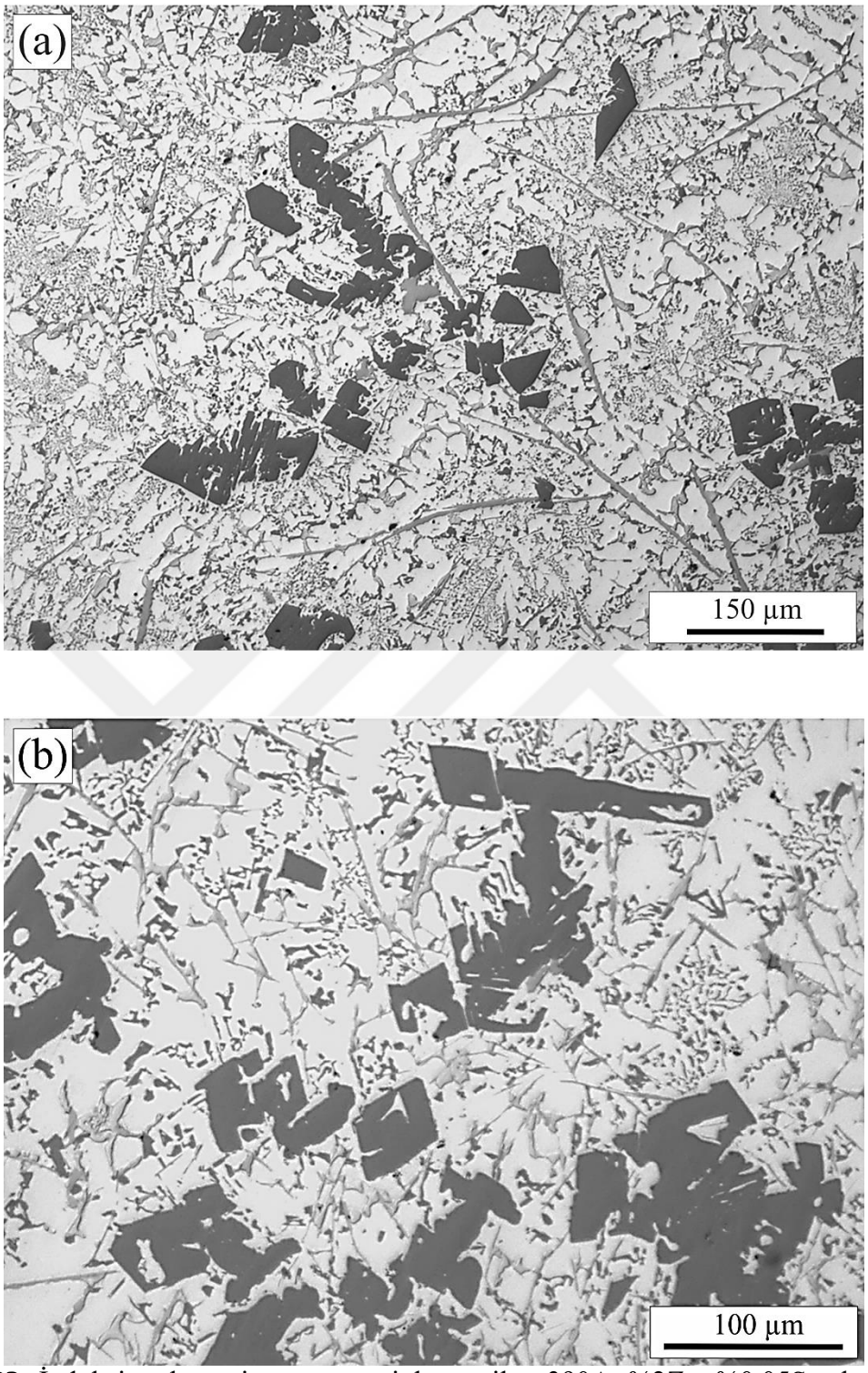


Şekil 22. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

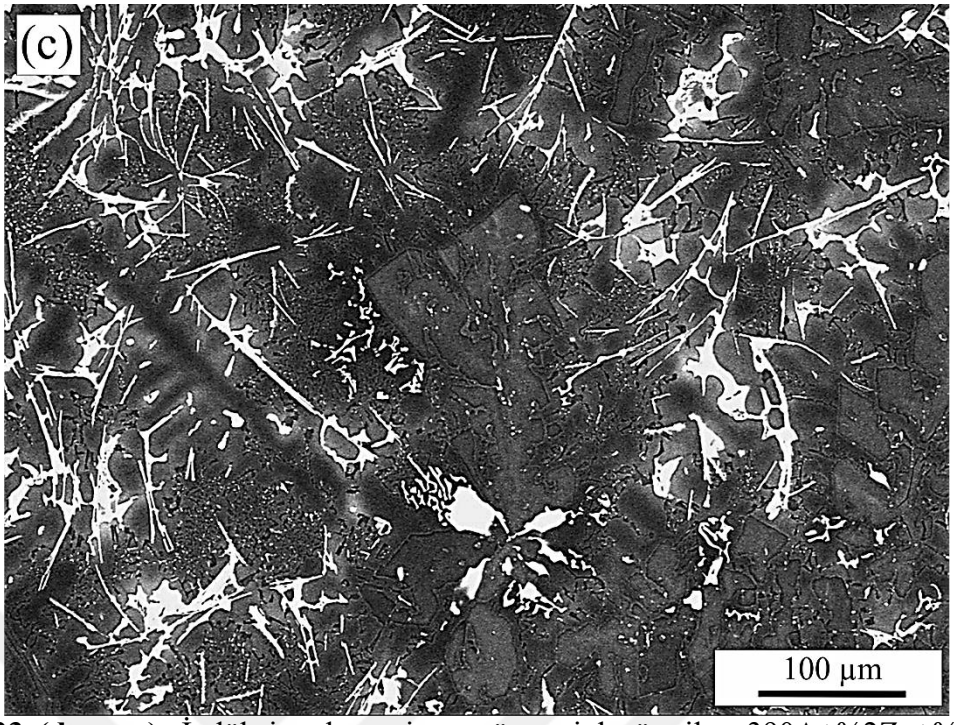




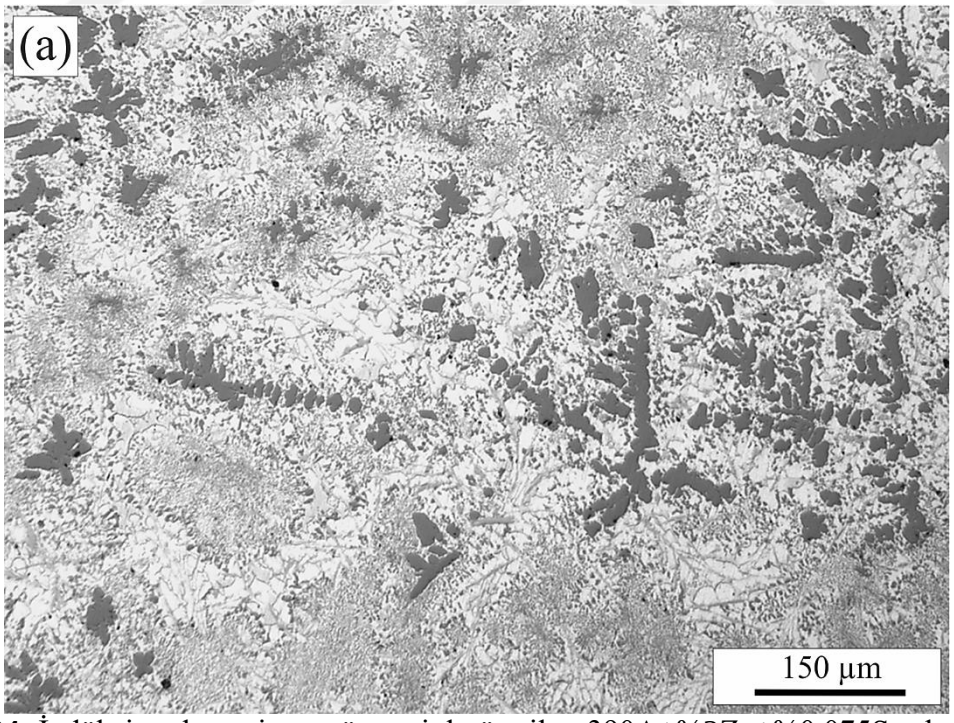
Şekil 22 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.



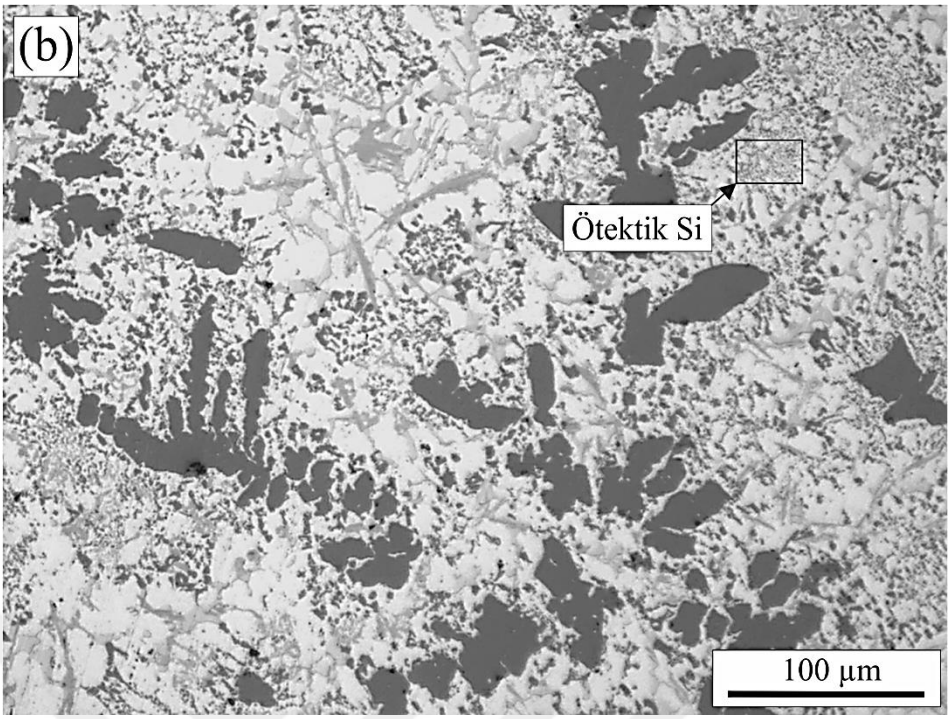
Şekil 23. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

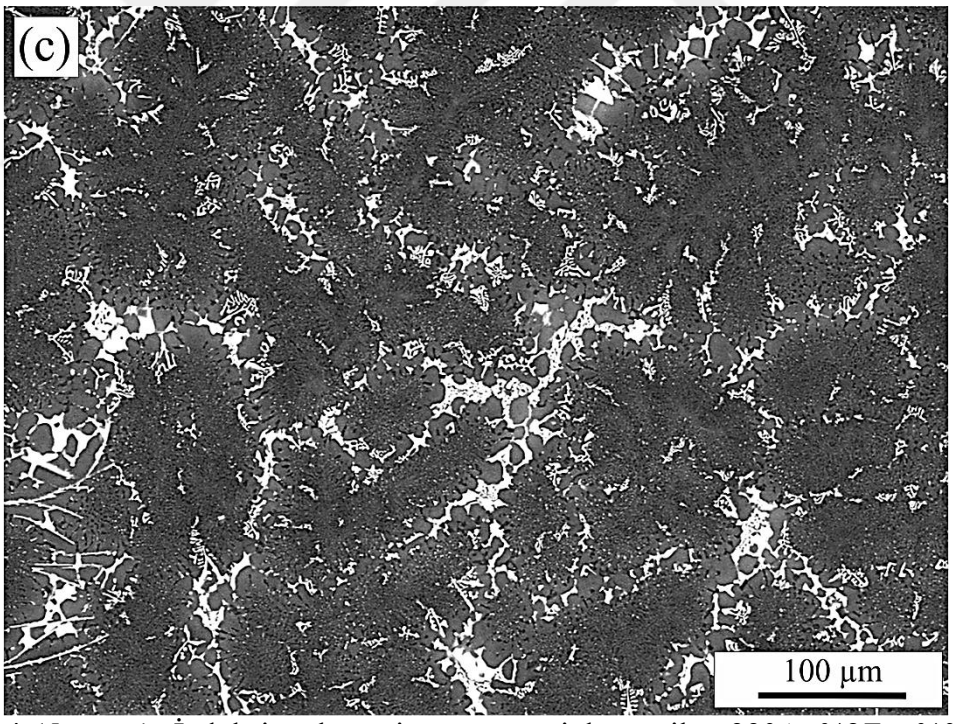


Şekil 23 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

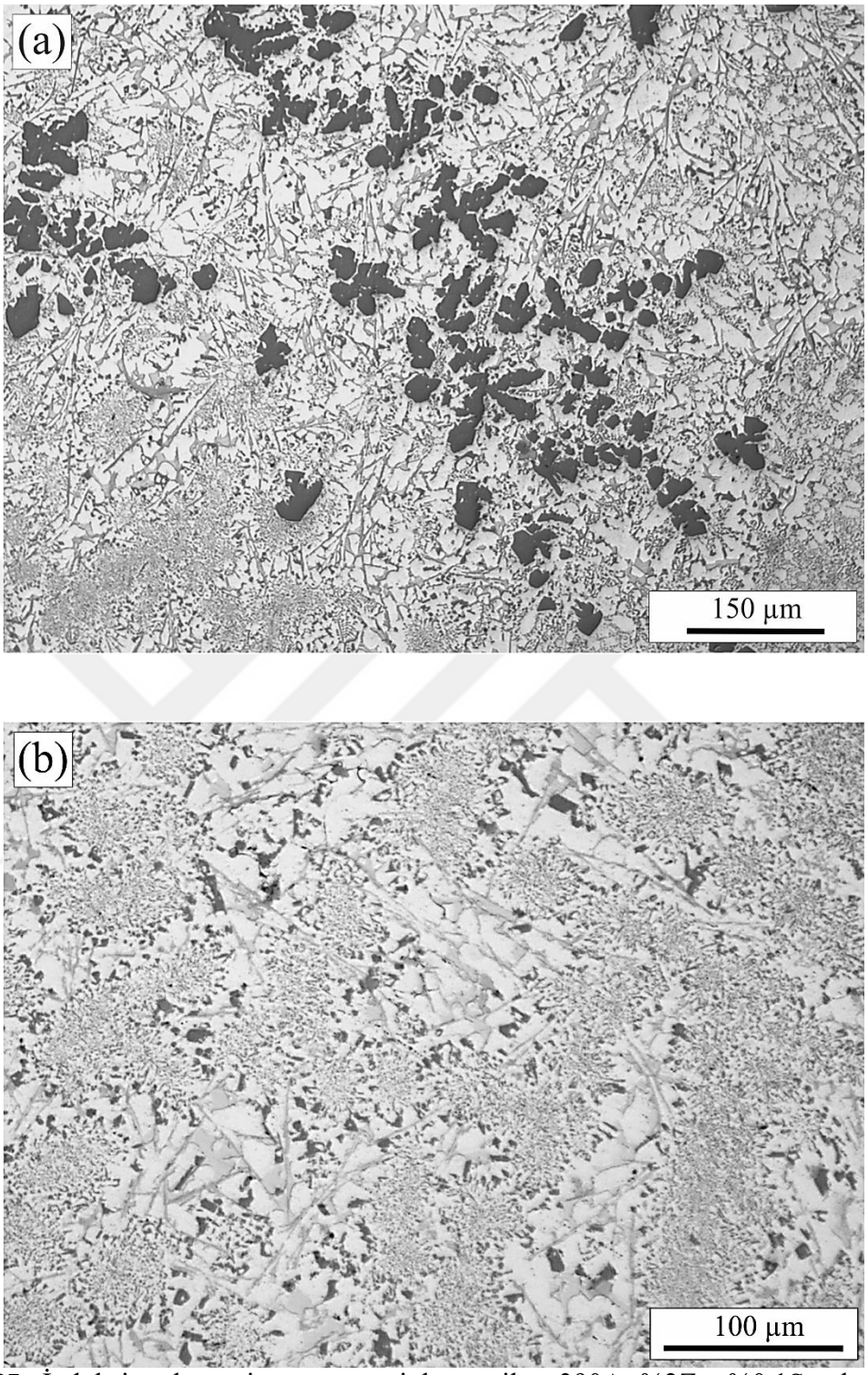


Şekil 24. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

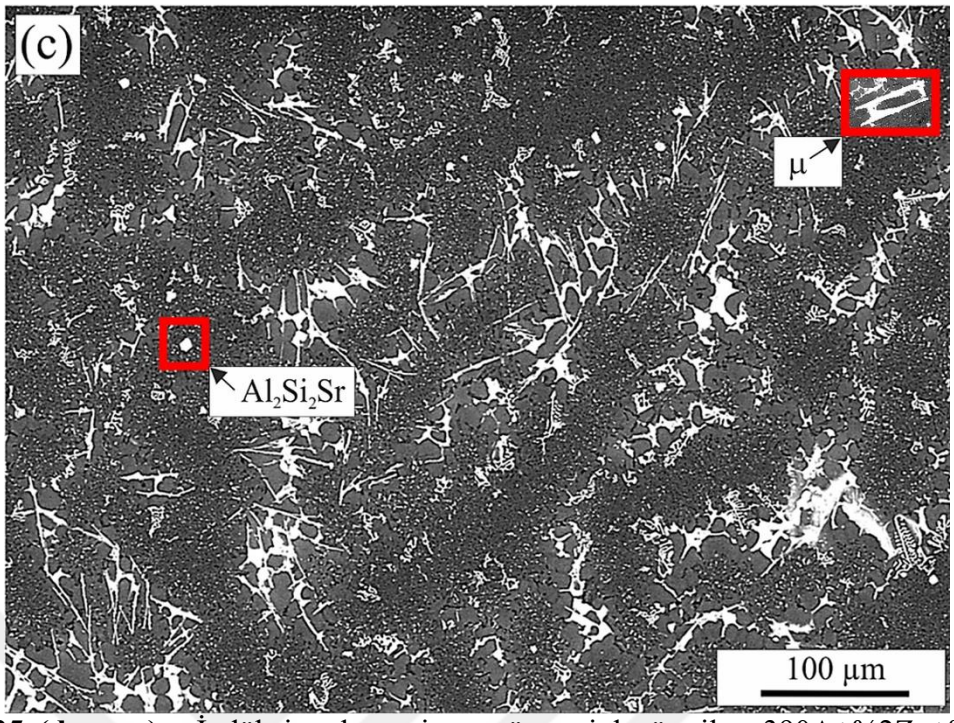




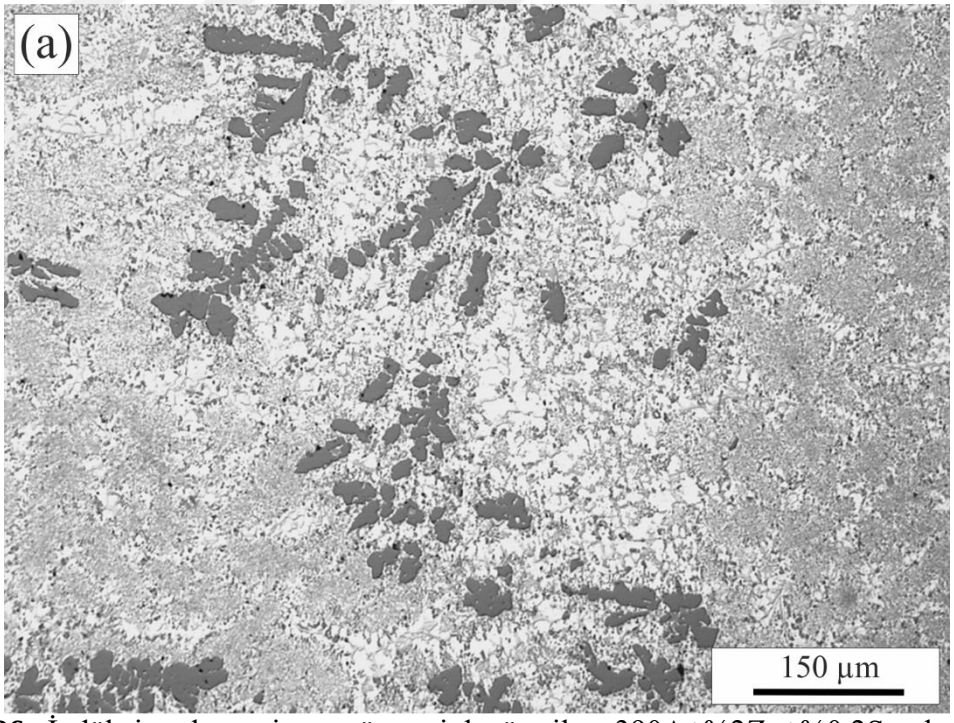
Şekil 24 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.



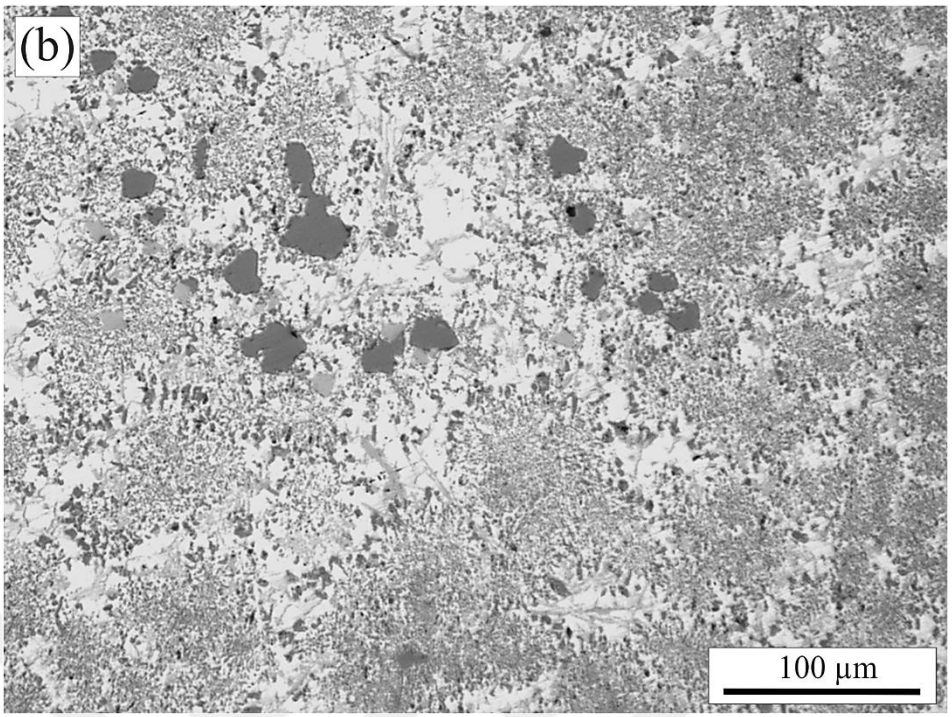
Şekil 25. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

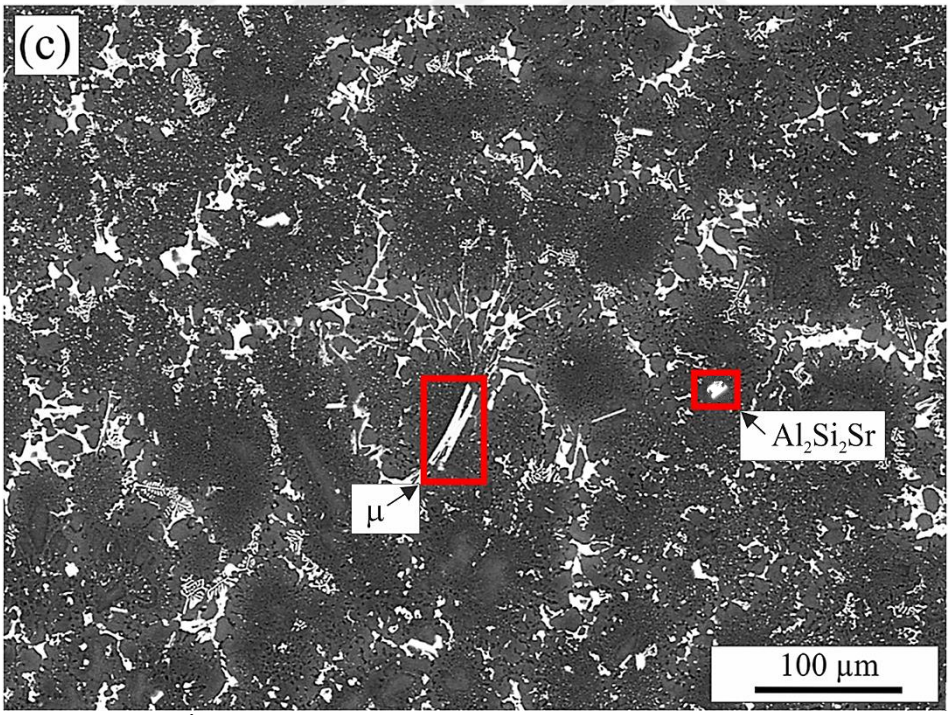


Şekil 25 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

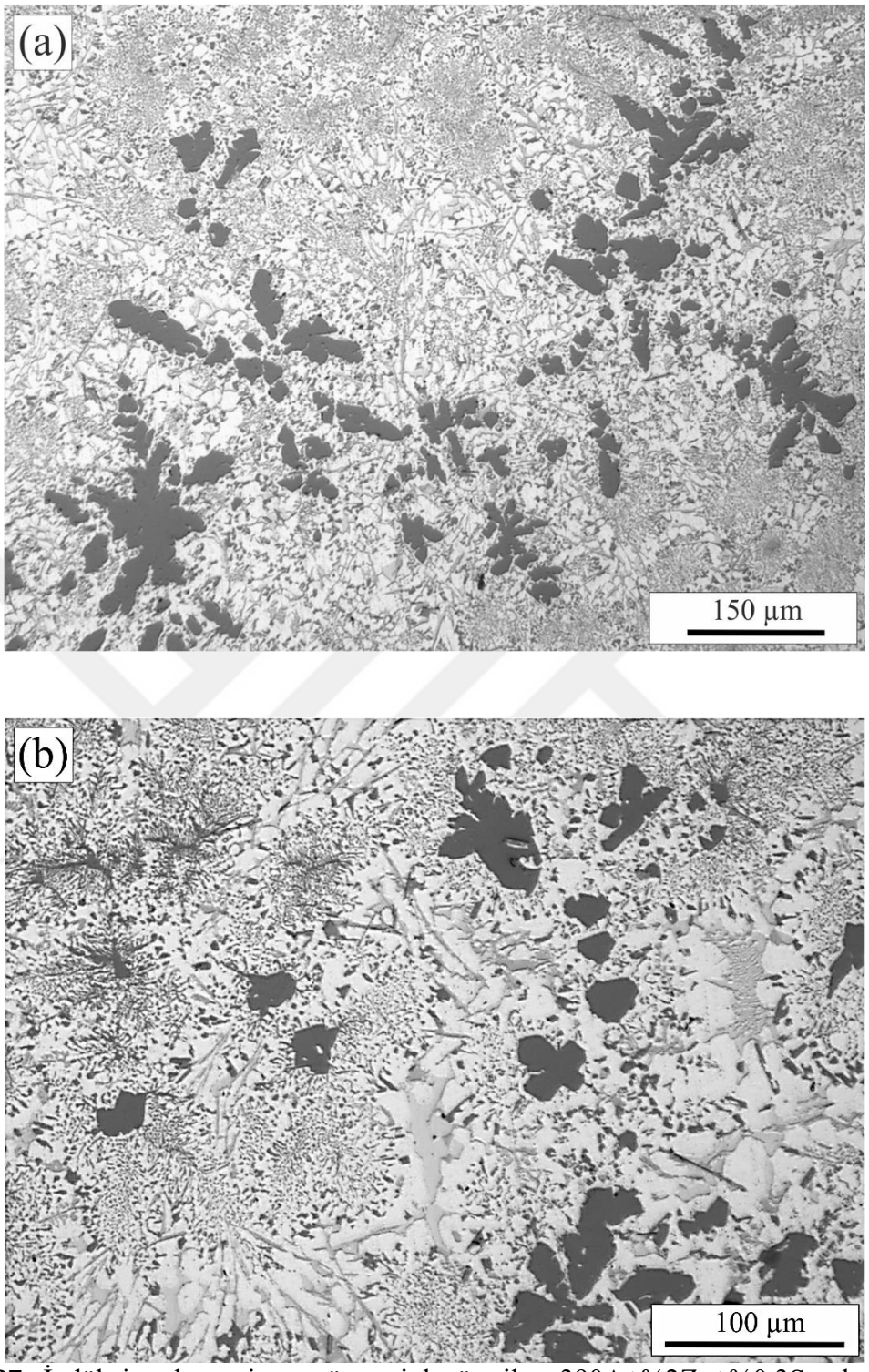


Şekil 26. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

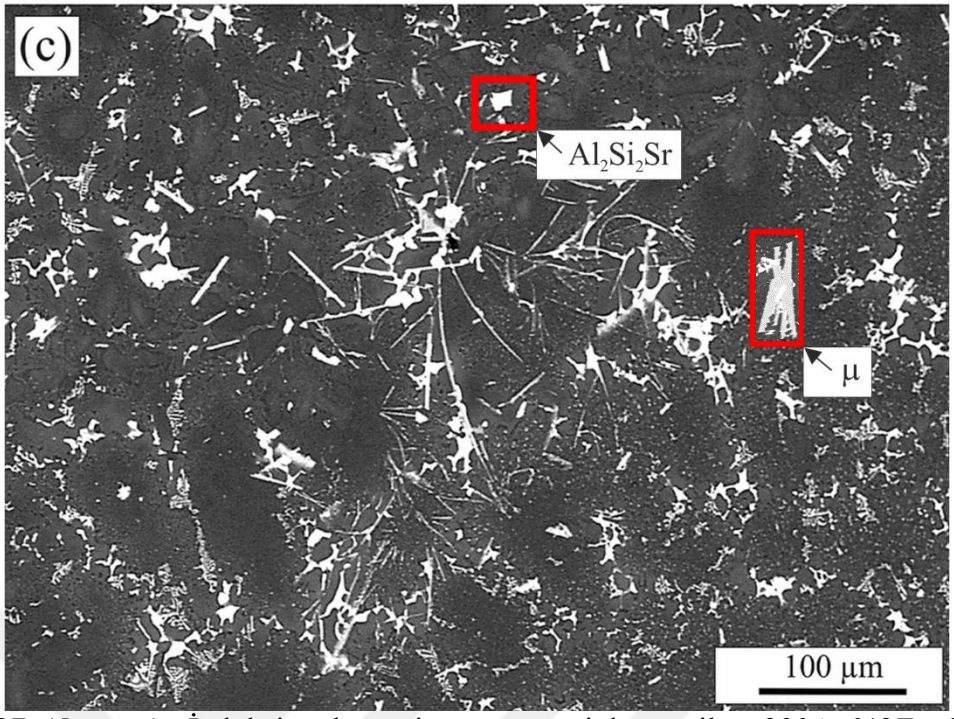




Şekil 26 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

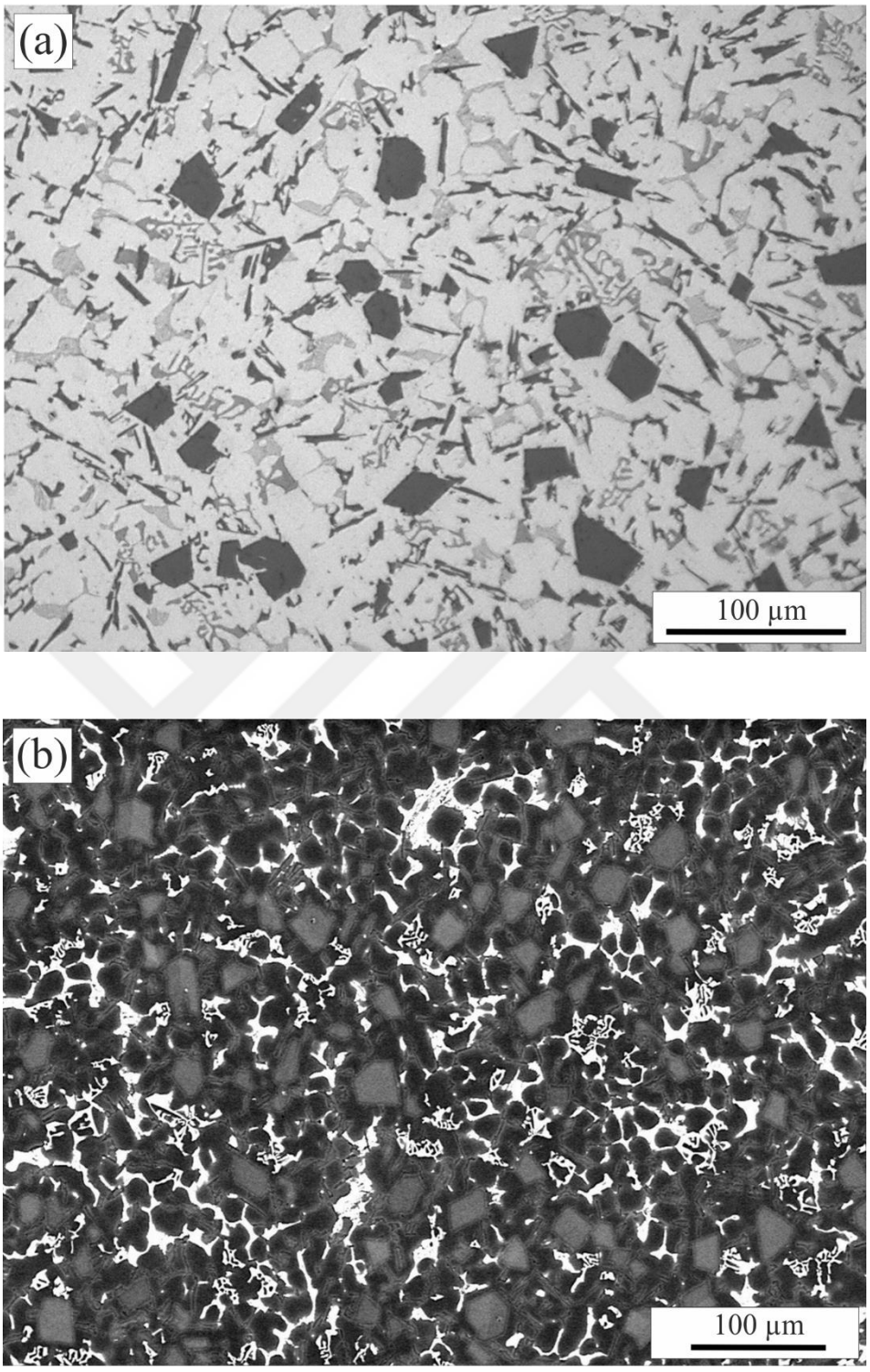


Şekil 27. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

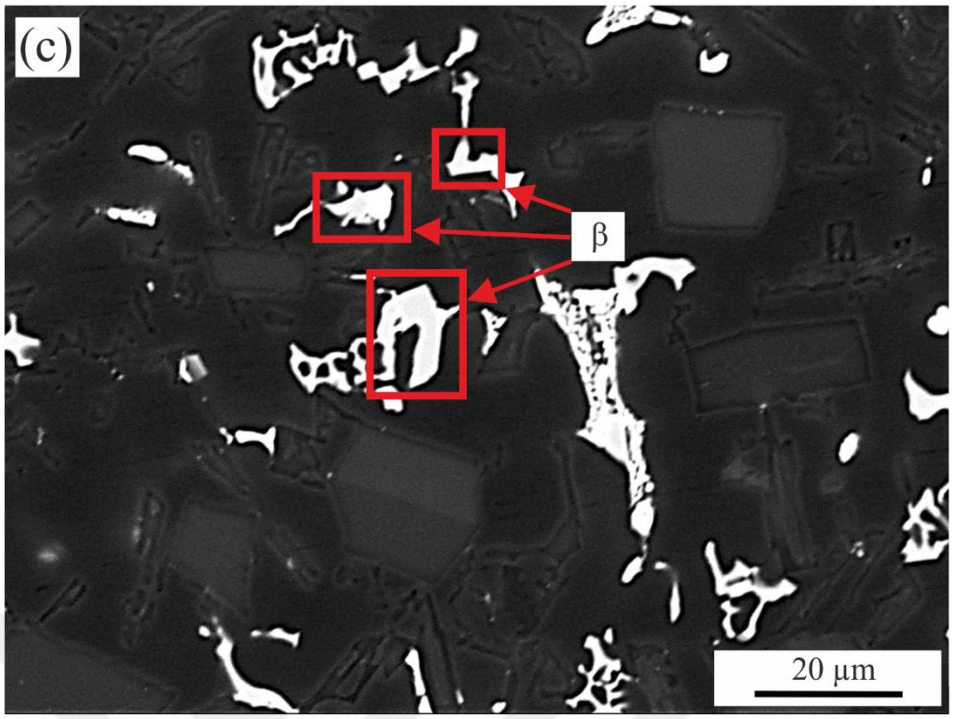


Şekil 27 (devamı). İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) 100 büyütme OM b) 200 büyütme OM ve c) SEM fotoğrafı.

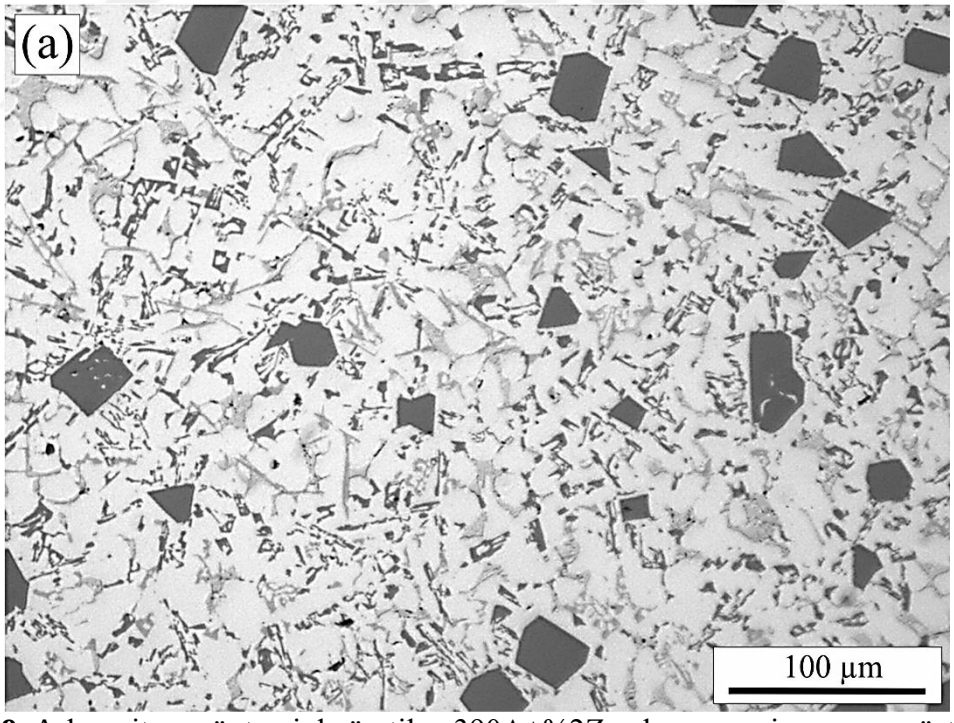
İncelenen 390A ve 390A+%2Zn alaşımların ark ergitme yöntemiyle üretilmiş durumdaki içyapılarını gösteren fotoğraflar Şekil 28-29'da verilmiştir. Söz konusu alaşımların bu yöntemle üretilmeleri durumundaki içyapılarında indüksiyonla ergitilmiş durumda sergiledikleri fazlardan başka bir faz oluşmadığı gözlenmiştir, (Şekil 28-29). Ancak, 390A alaşımının α faz bölgelerinin az da olsa inceldiği, ötektik silisyum parçacıklarının kısalıp kalınlaştığı, primer silisyum parçacıklarının ise nispeten daha homojen dağıldığı, θ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının az da olsa küçüldüğü gözlendi (Şekil 28). Ark ergitme yöntemiyle üretilen %3Zn içeren 390A alaşımının içyapısındaki α-Al tanelerinin bu yöntemle üretilen 390A alaşımınınkilere göre daha ince ve çok sayıda olduğu, ötektik silisyum parçacıklarının az da olsa küçüldüğü, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ ve β fazlarının küçülüp miktarlarının arttığı görüldü (Şekil 29).



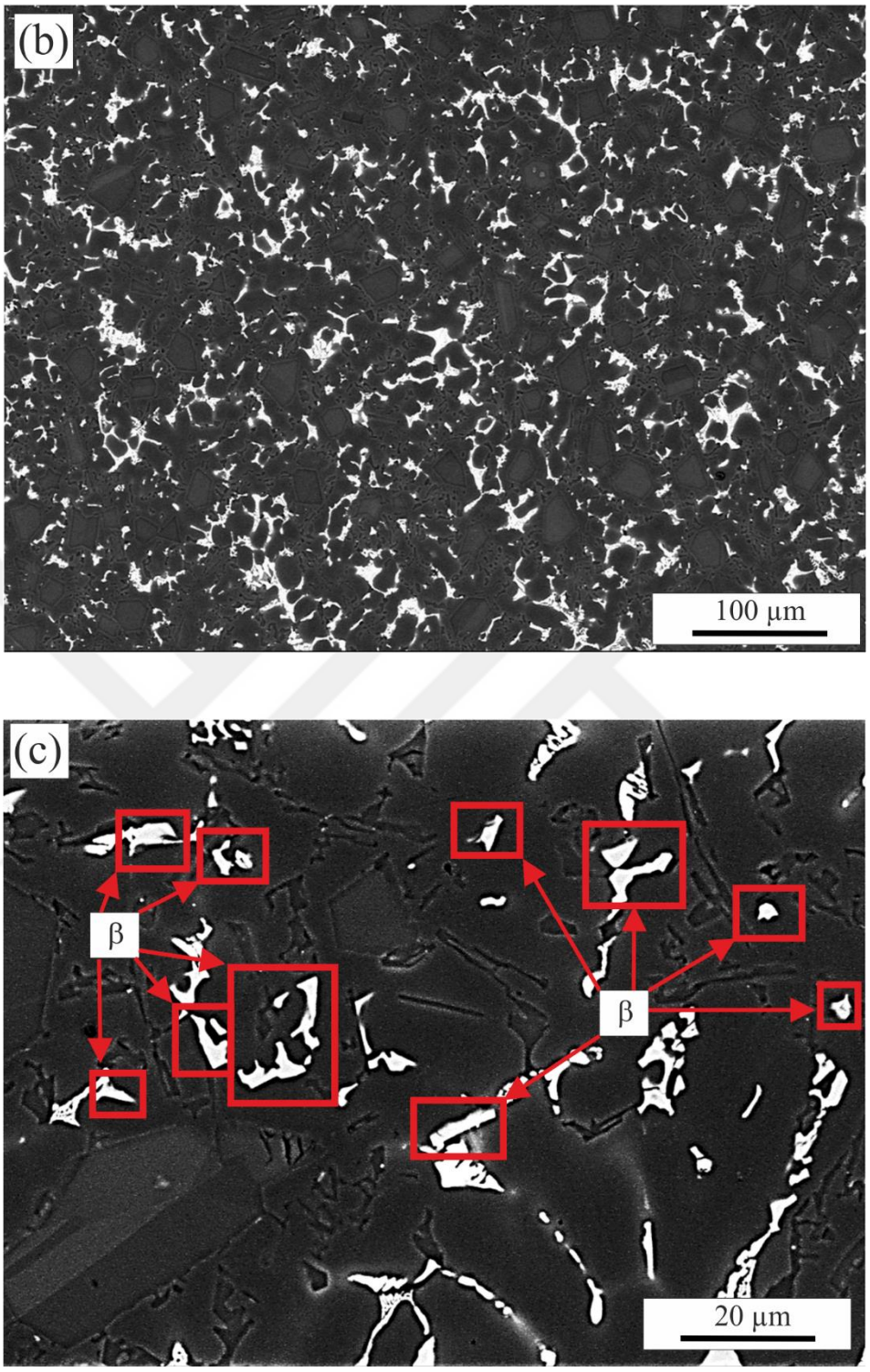
Şekil 28. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEM ve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.



Şekil 28 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEMve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.



Şekil 29. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEM ve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

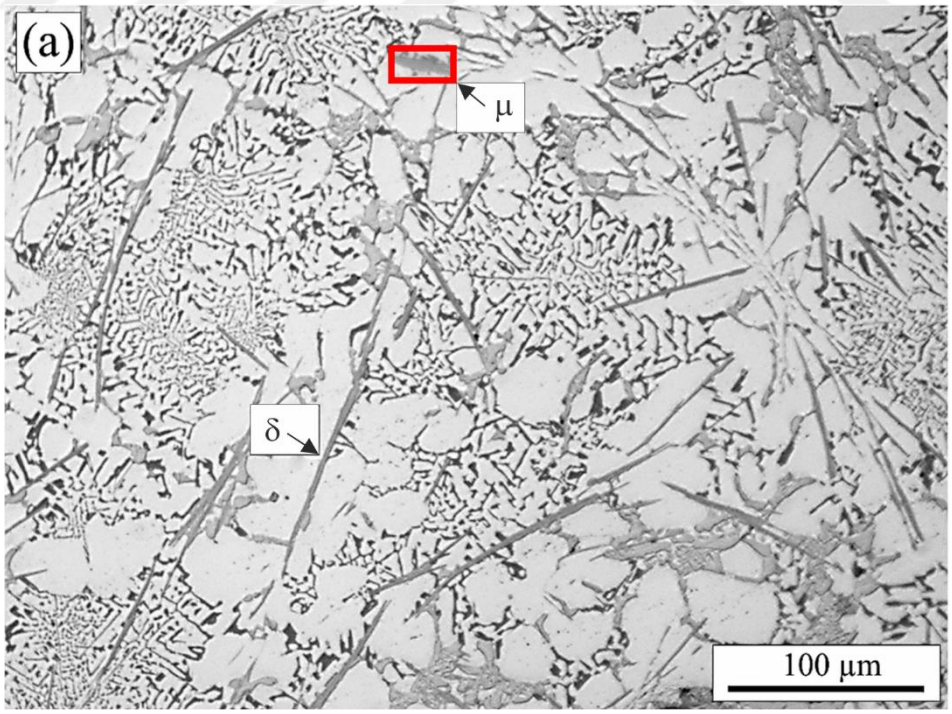


Şekil 29 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısını gösteren a) OM b) 200 büyütme SEM ve c) 1000 büyütme SEM fotoğrafı.

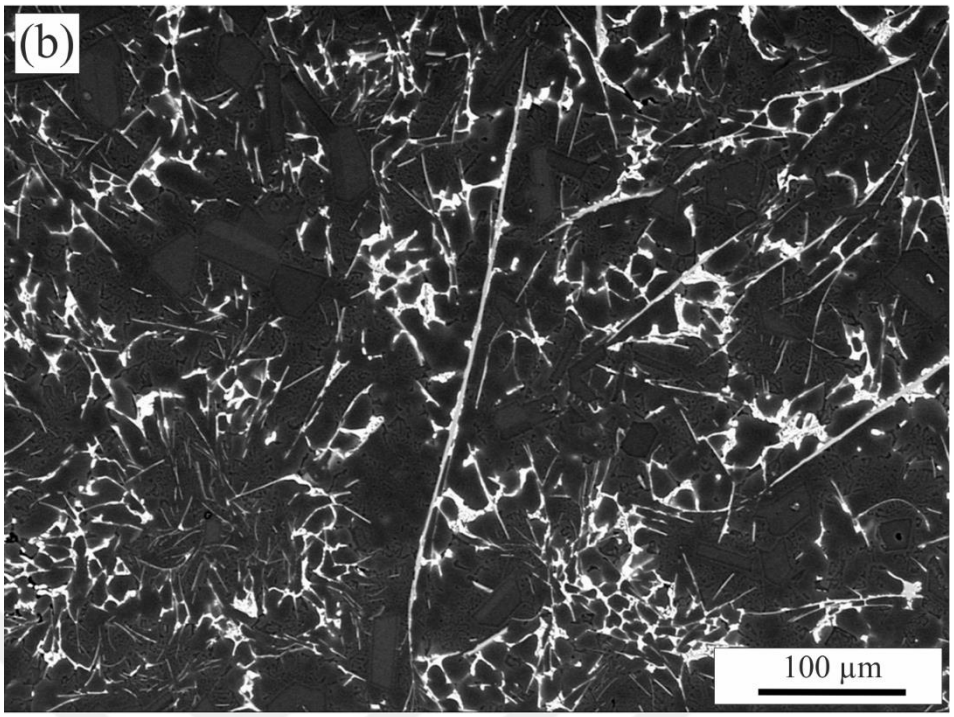
Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarının içyapılarına ait mikroskop görüntüleri Şekil 30-35' de verilmektedir. 390A+%2Zn alaşımının içyapısındaki α faz bölgelerinin 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımında klasik dendrit formunu aldığı görülmektedir, Şekil 35. Ayrıca 390A+%2Zn alaşımındaki kaba primer

silisyum ve uzun yapılı ötektik silisyum parçacıklarının stronsiyum ilavesi ile elde edilen yeni 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında önemli ölçüde küçüldüğü, ötektik silisyum parçacıklarının hemen hemen küresel bir form aldığı görülmüştür, Şekil 31-35. Söz konusu incelmiş silisyum taneleri artan stronsiyum oranı ile merkezinde ince uzun bir silisyum parçacığının yer aldığı kümeler etrafında sıkı bir şekilde toplanmaktadır, Şekil 33-35.

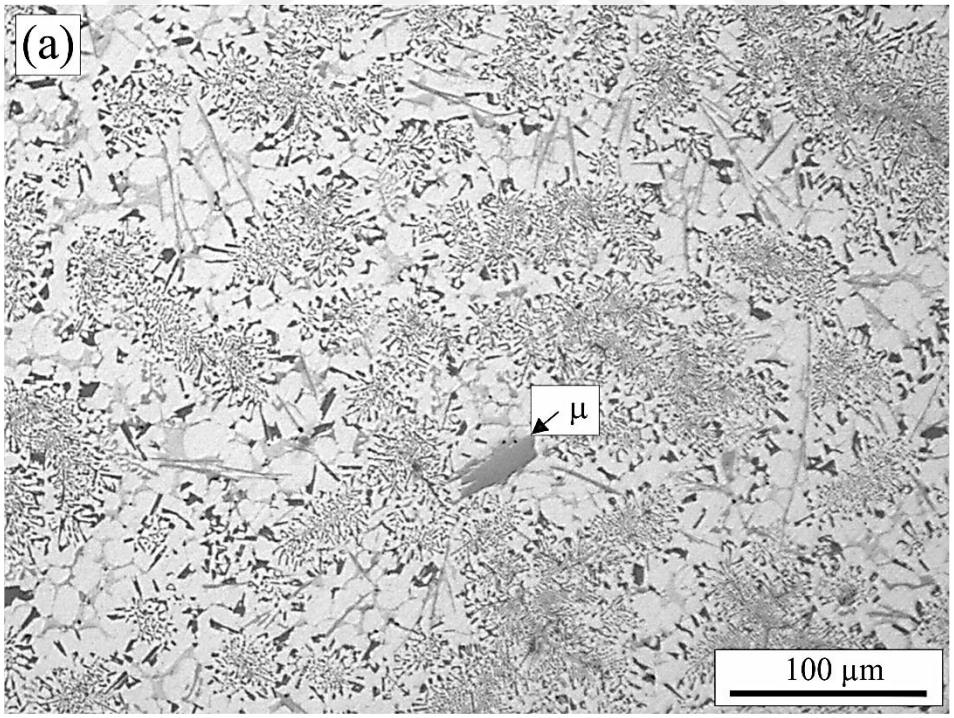
%0,01 stronsiyum ilavesi ile 390A+%2Zn alaşımının yapısındaki δ fazları daha uzun bir form almıştır. Ancak, artan stronsiyum oranı ile δ fazına ait parçacıkların incelerek kısaldığı görüldü, Şekil 35. Benzer şekilde stronsiyum oranı arttıkça θ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının boyutlarında 390A+%2Zn alaşımına göre küçülme gözlenmiştir, Şekil 31-35. Ayrıca Sr ilavesiyle bileşimi δ fazının bileşimine yakın ancak daha kısa ve kalın bir morfolojiye sahip olan ve indüksiyonla ergitme yoluyla üretilen alaşımlarda %0,1Sr oranında görülen μ fazı ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda %0,01Sr oranında görülmeye başlanmıştır, Şekil 31. İndüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda %0,1Sr oranında görülen Al_2Si_2Sr fazı ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda da %0,1Sr oranında görülmüştür, Şekil 34.



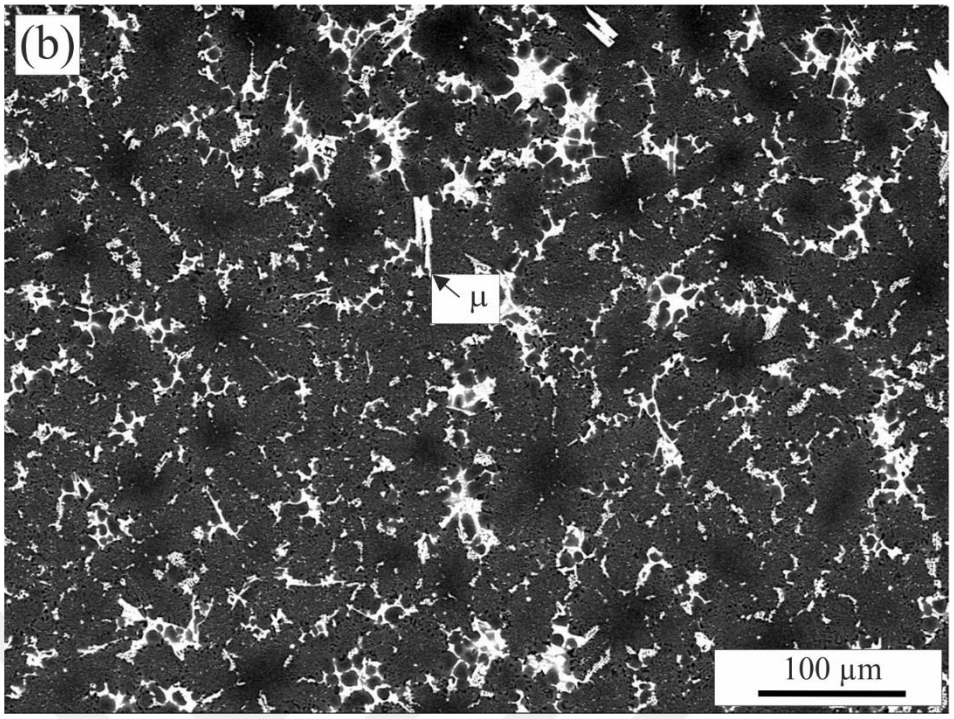
Şekil 30. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı



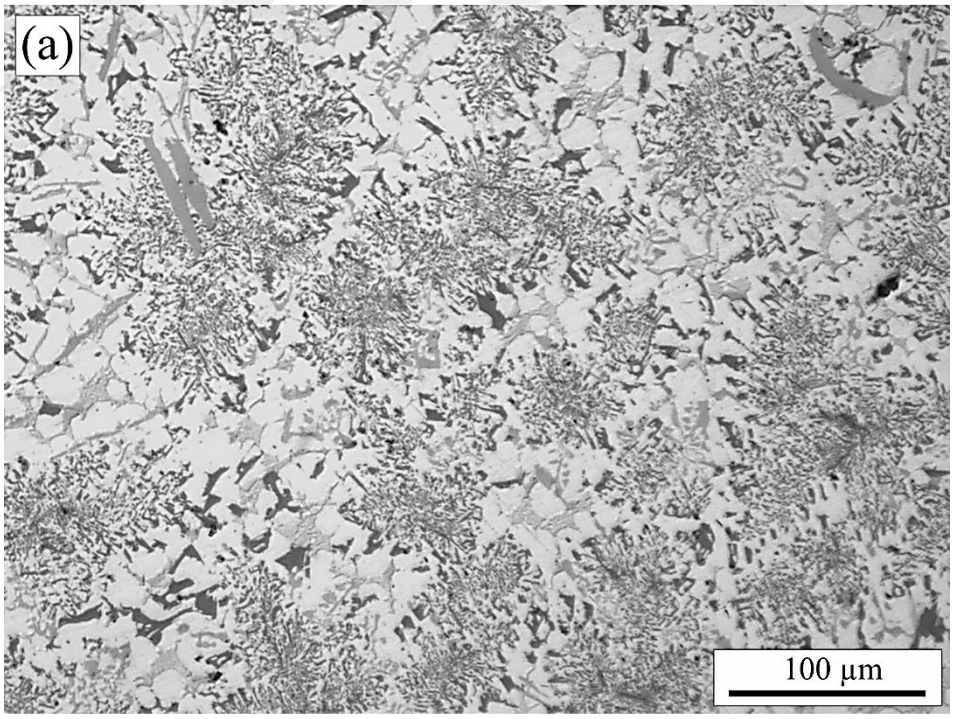
Şekil 30 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,01Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı.



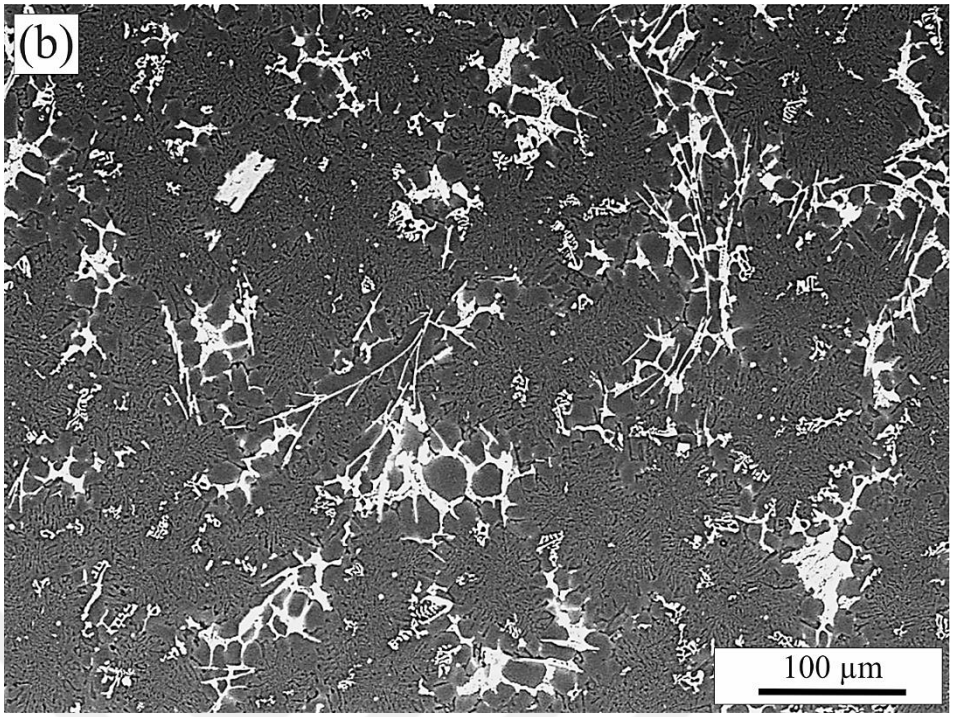
Şekil 31. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı.



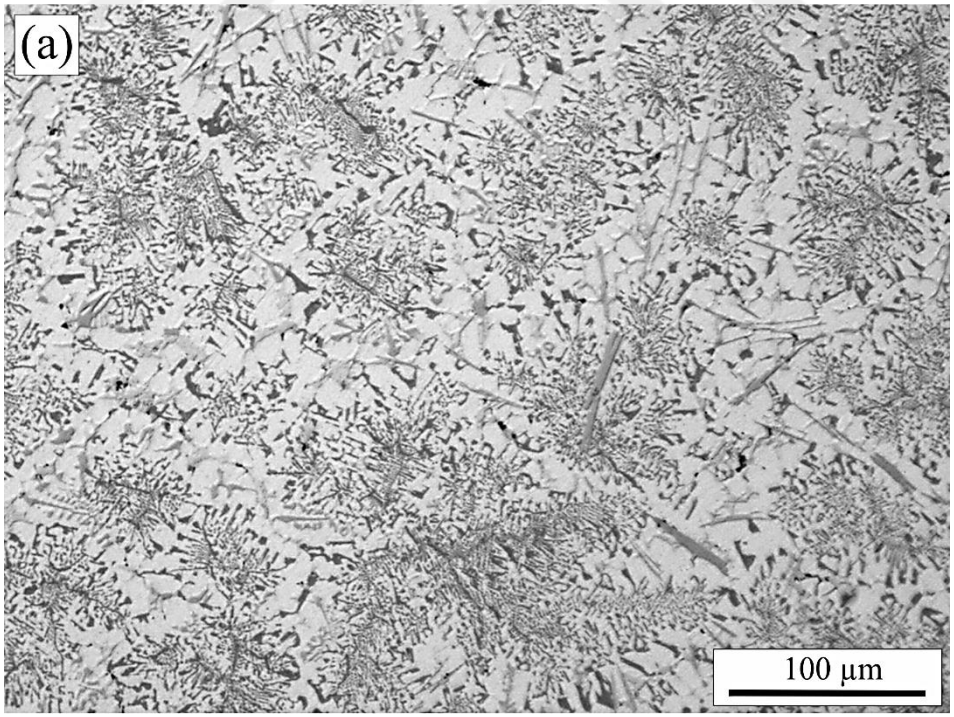
Şekil 31 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı



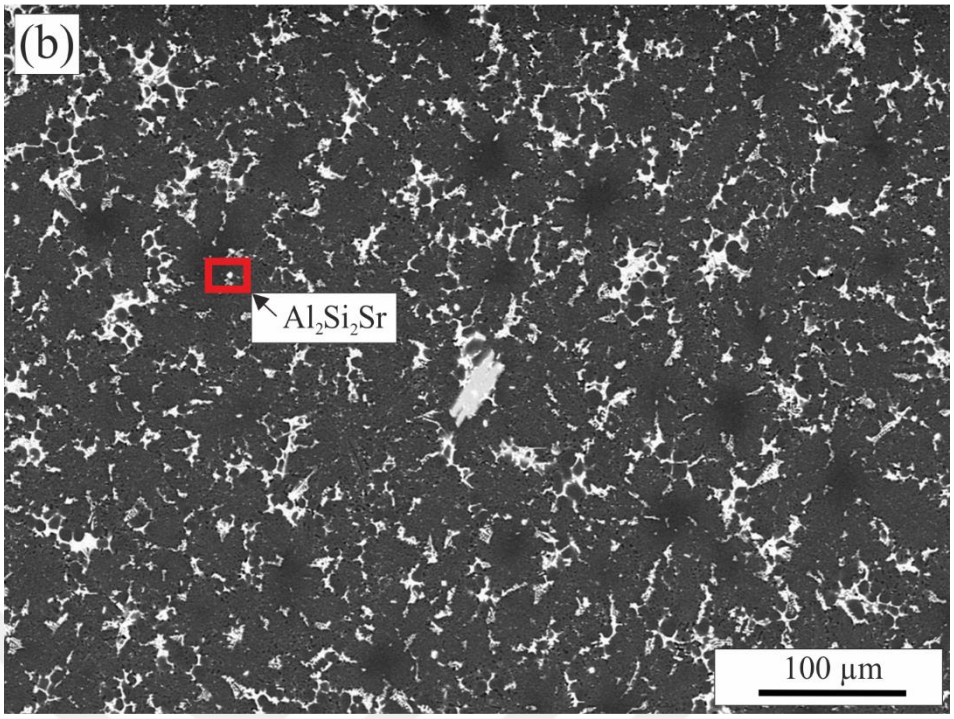
Şekil 32. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı.



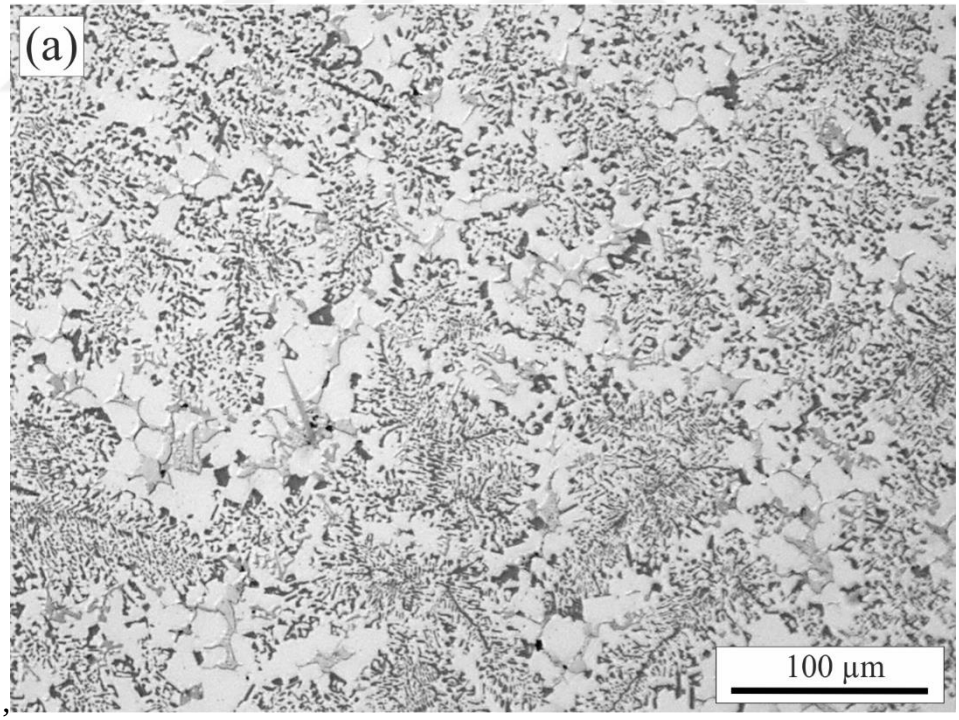
Şekil 32 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı



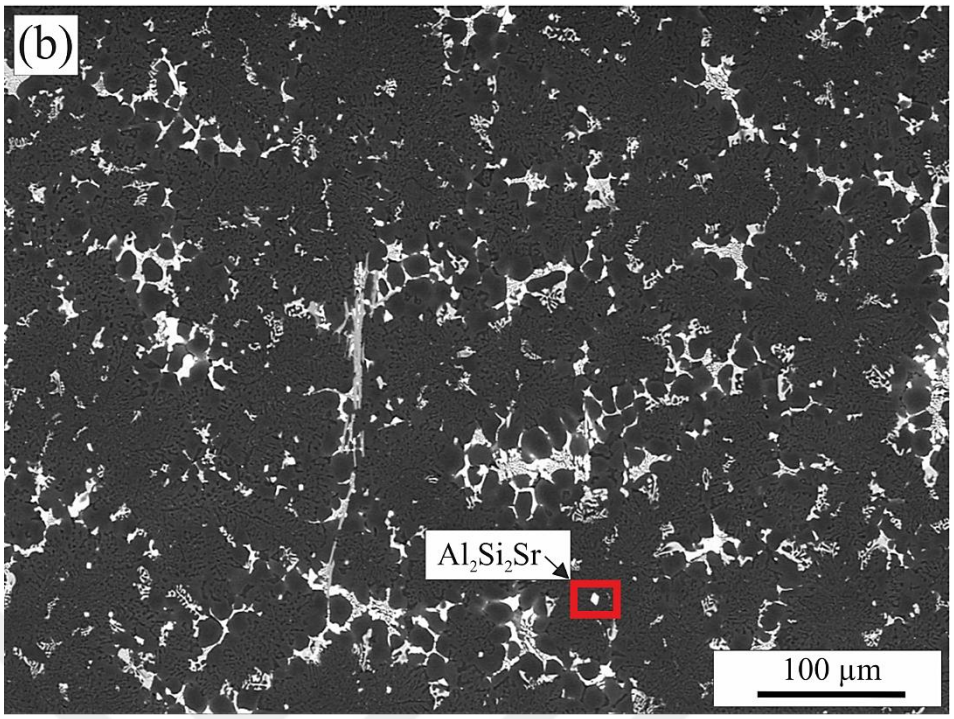
Şekil 33. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı.



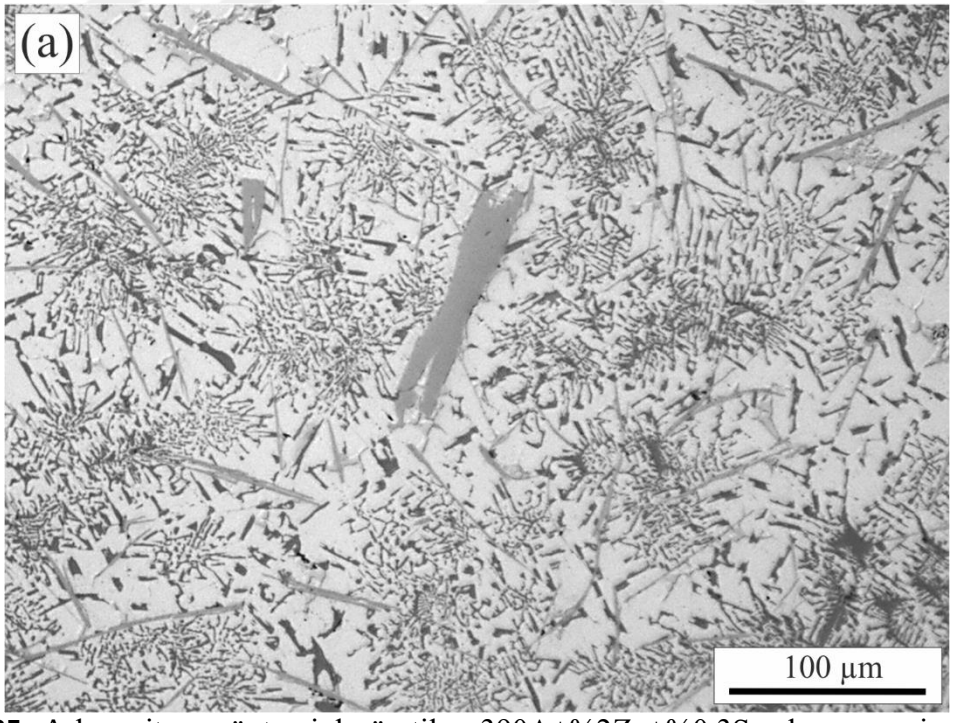
Şekil 33 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2 Zn+%0,1 Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı



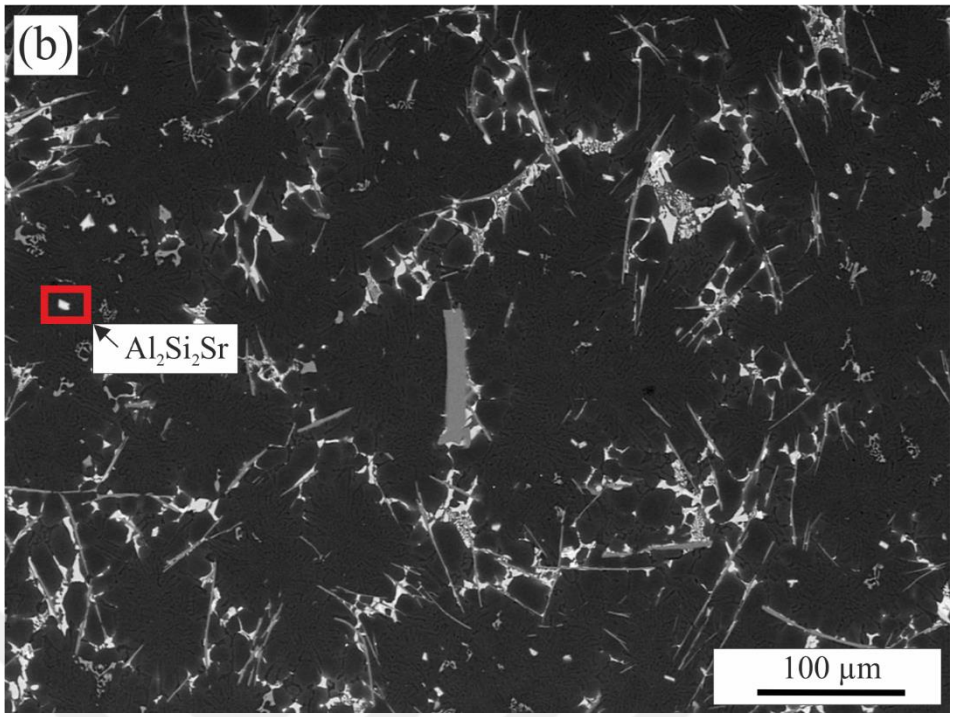
Şekil 34. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı.



Şekil 34 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı



Şekil 35. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) optik mikroskop ve b) SEM fotoğrafı.



Şekil 35 (devamı). Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının içyapısını gösteren a) OM ve b) SEM fotoğrafı

Tablo 4. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki α, ötektik alüminyum ve θ fazlarının çözünürlük oranları.

Alaşım	Çözünürlük oranı (Kütlece %)											
	α fazı				Ötektik alüminyum f				θ fazı			
	Al	Zn	Cu	Si	Al	Zn	Cu	Si	Al	Cu	Si	Zn
390A	52,2-96,4	1,4-1,8	1,8-3,3	1,0-17,1	81,7-95,4	1,2-3,7	2,0-3,4	3,0-16,3	49,2-53,9	44,4-49,7	0,9-1,1	-
390A+%2Zn	88,1-94,5	0,6-2,9	2,1-3,9	2,9- 18,6	57,7-91,1	1,7-2,9	2,6-2,9	2,3-7,3	47,6-61,7	29,1-49,1	0,6-1,8	1,5-1,7
390A+%2Zn+%0,01Sr	79,3-92,9	2,2-4,7	1,3-3,6	1,5-17,2	49,9-83,4	1,9-3,0	1,0-2,9	2,9-10,8	48,2-51,2	45,8-48,8	0,8-1,1	1,7-2,3
390A+%2Zn+%0,05Sr	82,5-91,2	2,4-2,9	1,3-2,1	1,0-13,1	65,4-89,9	1,8-3,0	1,2-3,0	5,3-30,9	48,7-62,6	31,2-45,8	0,9-2,1	1,7-2,4
390A+%2 n+%0,075Sr	66,9-91,1	1,6-5,7	1,1-2,7	1,4-19,5	72,9-86,8	1,6-3,0	0,6-3,0	9,7-25,0	44,3-58,4	29,9-48,5	1,0-1,4	1,8-2,2
390A+%2Zn+%0,1Sr	70,1-94,3	3,5-4,9	2,2-3,4	1,5-17,2	79,1-83,3	1,4-2,8	1,4-3,0	3,1-16,7	50,0-61,8	35,7-48,3	0,7-1,5	1,3-2,3
390A+%2Zn+%0,2Sr	70,5-93,5	3,7-4,1	1,9-3,7	1,5-13,9	72,1-89,3	1,7-3,0	1,8-2,8	7,4-17,9	45,7-52,9	30,0-54,0	0,8-2,0	1,5-2,4
390A+%2Zn+%0,3Sr	69,6-91,5	2,0-4,6	1,7-3,8	2,0-26,5	74,7-87,6	1,8-3,0	1,9-3,4	6,3-18,4	38,1-44,4	32,9-55,0	0,6-1,3	1,6-2,3

Tablo 5. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki intermetalik fazların kimyasal bileşimlerini gösteren EDS analiz sonuçları.

Faz	Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
	Al	Si	Fe	Sr	Zn	Mn	Cu	Cr
β	57,7-66,5	7,2-10,5	16,2-21,9	-	-	-	-	-
δ	49,7-69,7	13,7-25,7	13,9-21,5	-	1,2-2,1	1,5-2,0	1,4-3,0	-
α- $Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$	51,8-80,1	5,3-11,3	5,6-23,1	-	1,2-4,4	0,7-2,9	3,3-7,7	0,5-0,8
μ	40,7-41,5	30,4-31,0	23,9-25,0	-	-	2,9-3,1	-	-
Al_2Si_2Sr	28,4-31,3	26,0-30,1	-	39,0-40,1	-	-	-	-

Tablo 6. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki α, ötektik alüminyum ve θ fazlarının çözünürlük oranları.

Alaşım	Çözünürlük oranı (Kütlece %)												
	α fazı				Ötektik alüminyum fazı				θ fazı				
	Al	Zn	Cu	Si	Al	Zn	Cu	Si	Al	Cu	Si	Zn	Mg
390A	92,4-96,8	0,5-0,8	0,8-1,8	1,4-2,0	76,5-96,9	0,6-0,9	1,4-2,5	1,7-17,5	48,7-62,9	28,9-47,1	1,4-10,1	0,7-0,9	1,5-3,7
390A+%2Zn	92,7-95,3	2,2-3,0	1,8-3,9	1,3-2,5	72,1-92,9	2,0-2,6	2,4-3,2	2,5-10,6	55,0-69,3	25,0-43,6	1,4-5,5	1,8-3,0	0,9-4,9
390A+%2Zn+%0,01Sr	93,5-95,5	2,4-2,9	1,7-3,2	1,2-3,8	68,1-87,9	1,8-2,9	1,2-2,9	7,1-27,9	55,9-59,5	25,0-48,1	1,1-6,8	1,8-3,0	1,1-4,4
390A+%2Zn+%0,05Sr	91,5-94,8	2,5-2,9	1,6-3,7	1,4-3,4	72,3-76,4	1,8-2,9	1,5-3,3	12,8-24,5	39,0-63,9	18,9-30,5	1,8-8,3	1,7-2,5	1,6-4,1
390A+%2Zn+%0,075Sr	87,8-94,2	2,6-3,0	2,4-2,8	1,1-3,2	57,1-66,3	1,3-2,5	1,4-3,9	30,5-40,0	54,1-62,6	32,2-37,6	0,5-3,0	1,9-2,6	2,6-4,0
390A+%2Zn+%0,1Sr	92,0-94,1	2,5-2,9	2,6-3,6	1,2-1,8	80,4-85,3	2,5-3,0	3,3-4,1	7,2-16,8	36,5-53,5	37,2-56,9	0,7-3,4	1,7-2,8	2,1-4,1
390A+%2Zn+%0,2Sr	93,1-94,2	2,6-2,7	1,9-3,7	1,2-1,6	59,3-81,8	1,4-2,5	2,9-3,0	12,6-36,8	39,7-62,2	27,3-52,3	1,6-4,3	1,8-2,9	2,3-4,0
390A+%2Zn+%0,3Sr	88,0-96,3	2,2-3,0	1,5-3,6	1,2-2,2	65,9-71,3	1,5-2,6	1,3-3,4	23,7-31,4	32,0-51,5	35,1-56,8	0,6-5,1	1,5-2,5	2,3-4,2

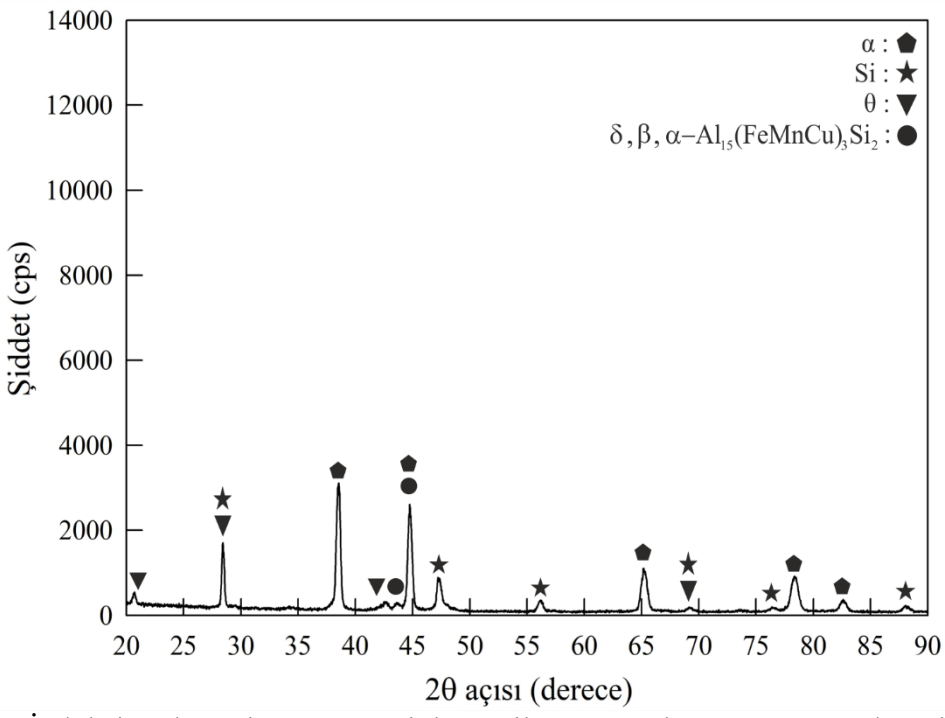
Tablo 7. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımlarının içyapısındaki intermetalik fazların kimyasal bileşimlerini gösteren EDS analiz sonuçları.

Faz	Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
	Al	Si	Fe	Sr	Zn	Mn	Cu	Cr
β	55,6-66,7	7,4-9,3	11,0-22,8	-	-	-	-	-
δ	58,8-64,6	12,2-22,0	16,5-21,1	-	1,2-2,2	1,5-2,0	1,4-4,3	-
α- $Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$	57,7-71,4	5,8-10,1	11,4-22,5	-	1,4-2,6	1,4-3,5	4,4-12,1	0,5-0,7
μ	41,2-42,6	30,2-31,4	24,1-25,0	-	-	2,6-3,1	-	-
Al_2Si_2Sr	28,7-30,5	26,0-30,1	-	39,0-41,1	-	-	-	-

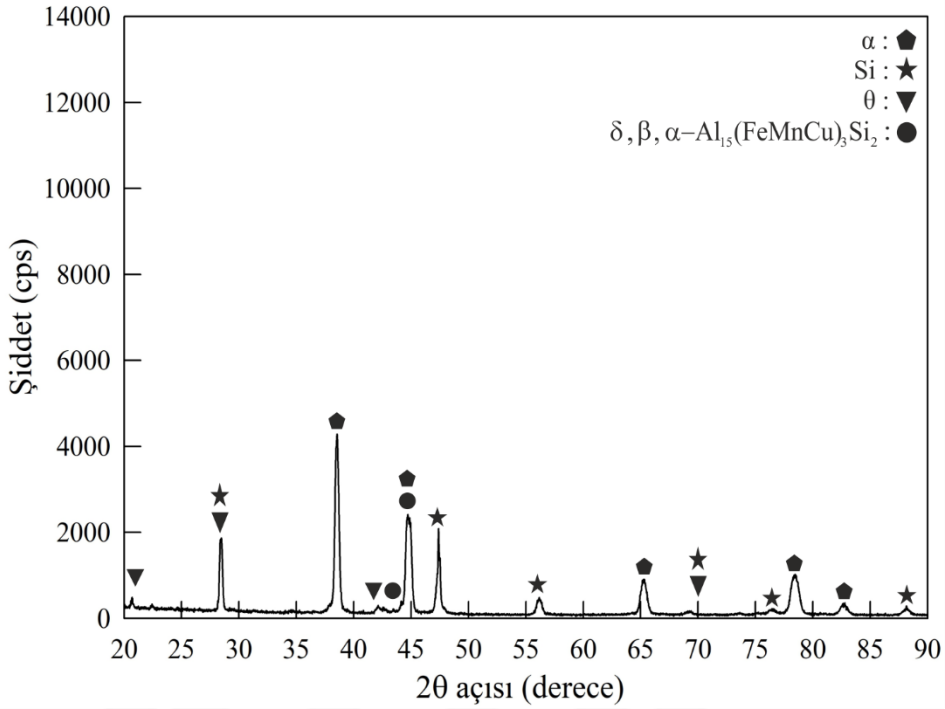
İncelenen alaşımların içyapısını oluşturan fazları belirlemek için yapılan XRD çalışmalarından elde edilen difraksiyon desenleri Şekil 36-51' de, desenlerin oluştuğu Bragg açılarının değerleri ise Tablo 8'de toplu olarak verilmektedir. Bu desenler alaşımların içyapısında alüminyumca zengin α, silisyum, bakırca zengin θ (Al_2Cu), δ, β, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$, μ ve Al_2Si_2Sr fazlarının oluştuğunu göstermektedir. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda μ ve Al_2Si_2Sr fazları %0,1 Sr oranıyla, ark ergitme yönteminde ise μ fazının %0,01Sr, Al_2Si_2Sr fazı yine %0,1 Sr ilavesiyle 2θ açıları oluşmaktır. XRD çalışmalarında ayrıca ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların XRD desenlerinin şiddetinin indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilenlere göre nispeten daha yüksek olduğu görülmüştür.

Tablo 8. Fazlarının 2θ açısı gösteren XRD analiz sonuçları.

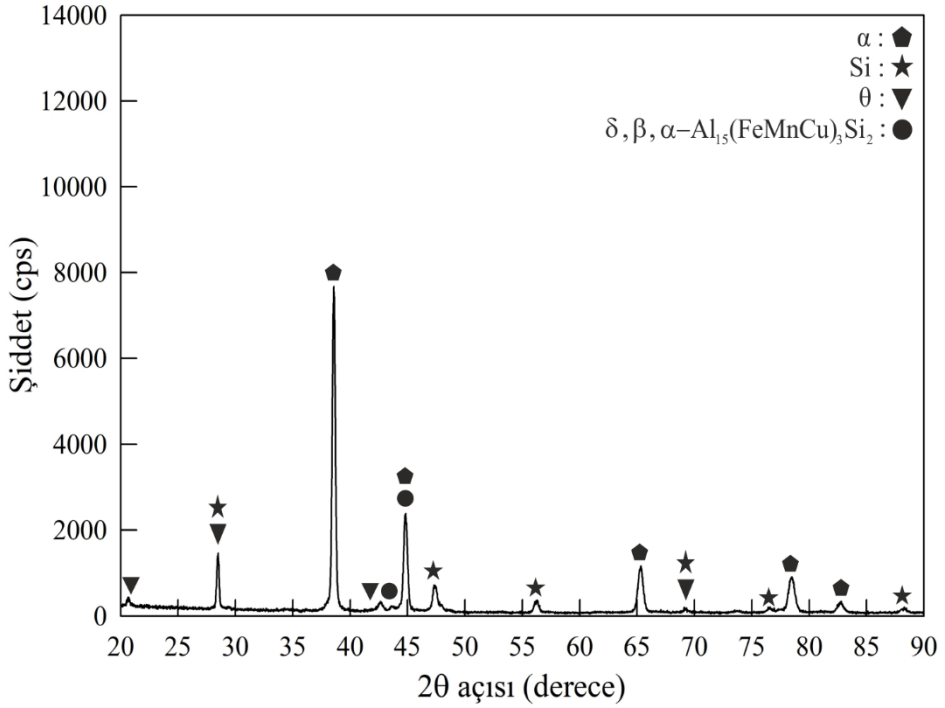
Faz	2θ açısı
α	38, 45, 65, 78 ve 83°
Si	28, 47, 56, 69, 76 ve 88°
θ	28, 45, 56 ve 69°
δ, β, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$, μ	44 ve 45°
Al_2Si_2Sr	44 ve 69°



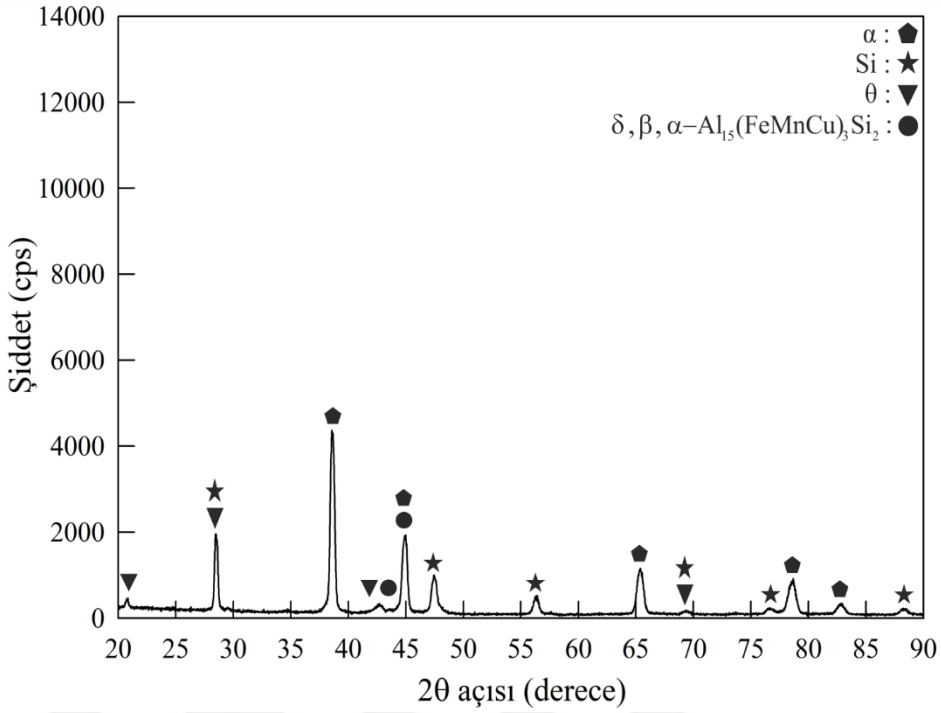
Şekil 36. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının XRD deseni.



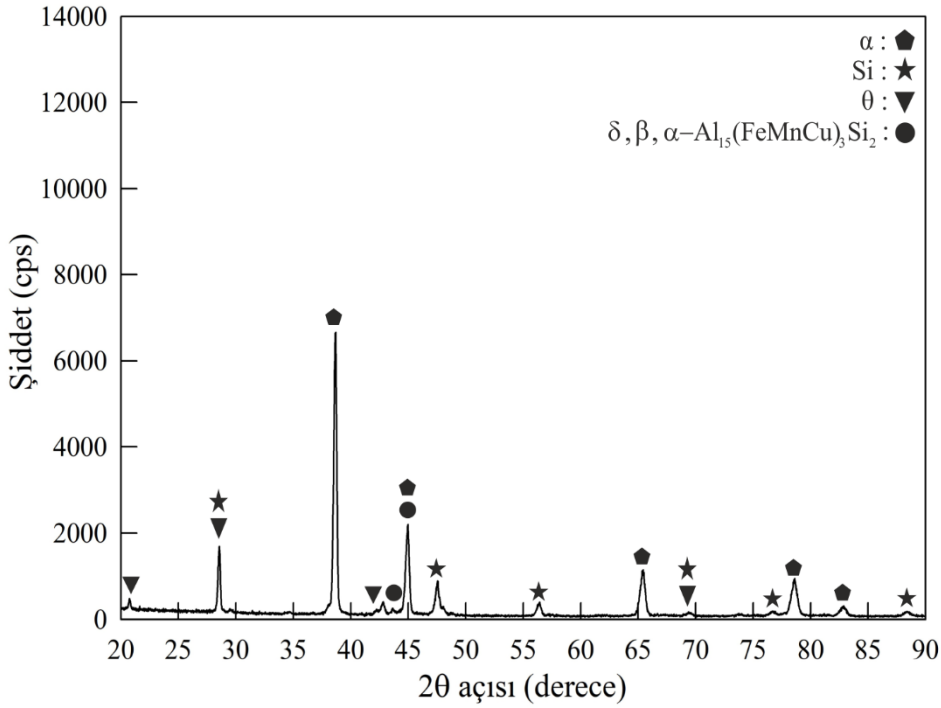
Şekil 37. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının XRD deseni.



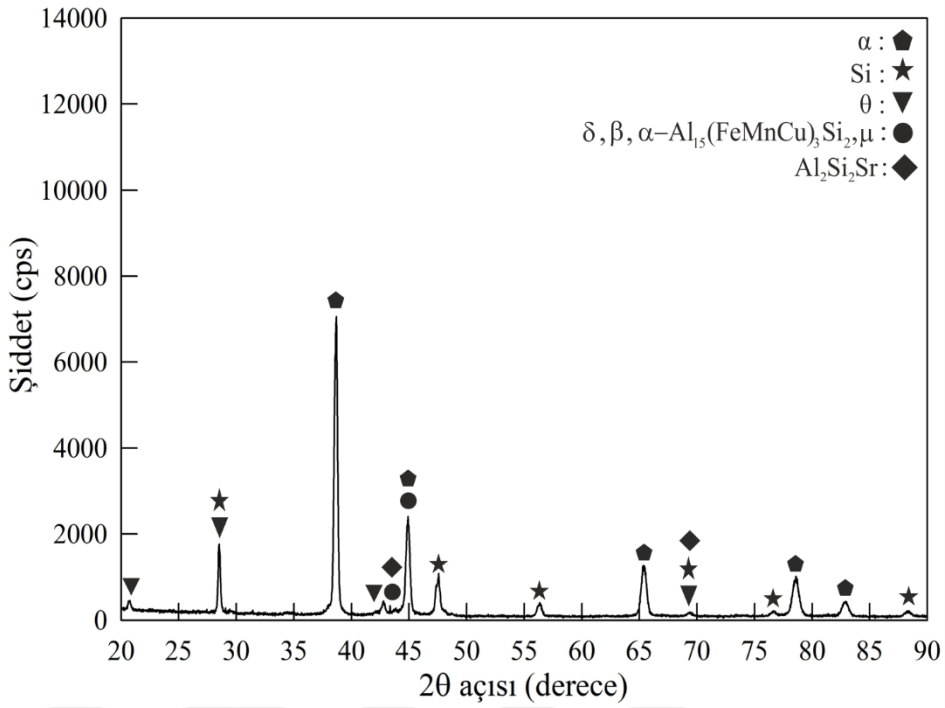
Şekil 38. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının XRD deseni.



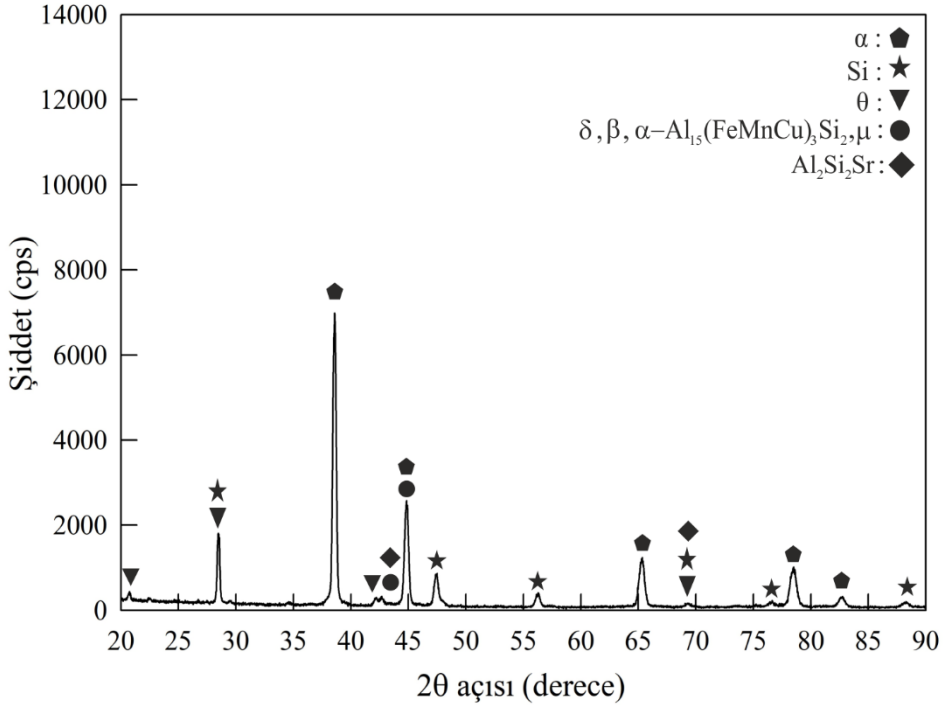
Şekil 39. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının XRD deseni.



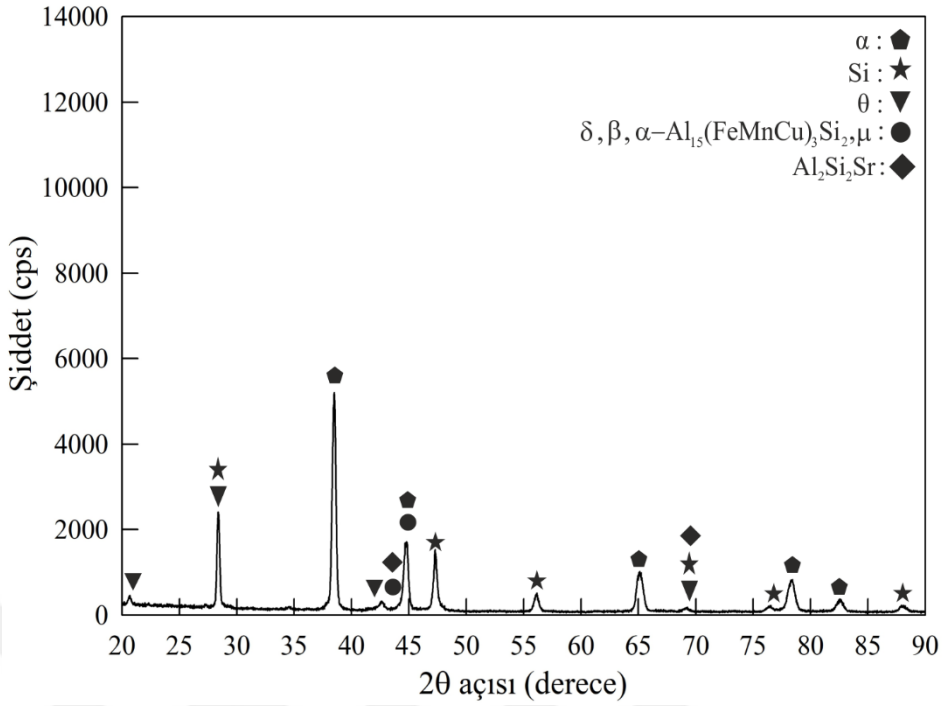
Şekil 40. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının XRD deseni.



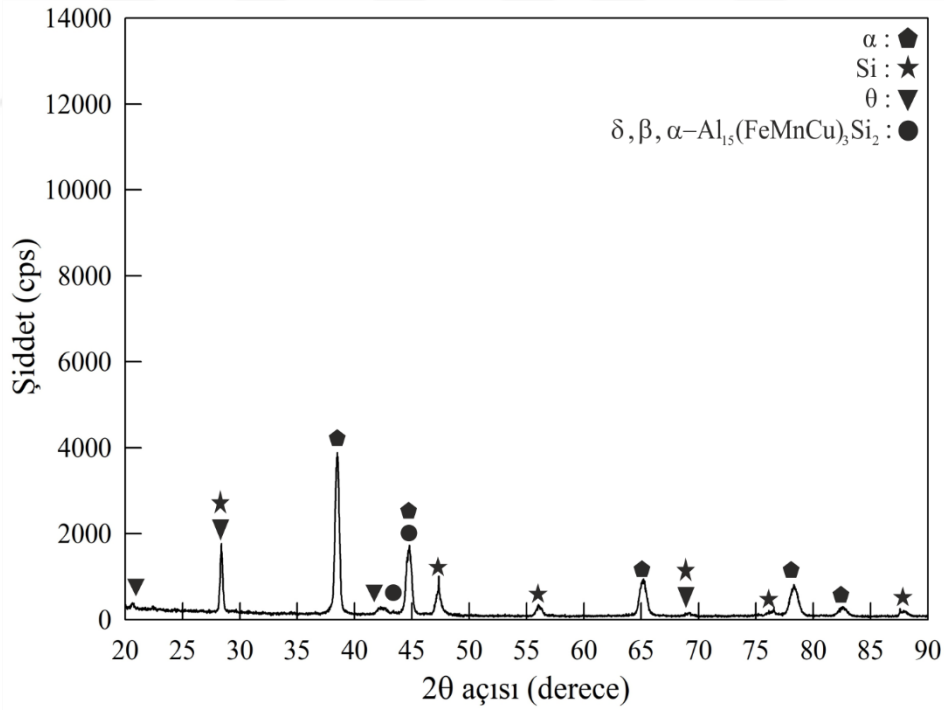
Şekil 41. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının XRD deseni.



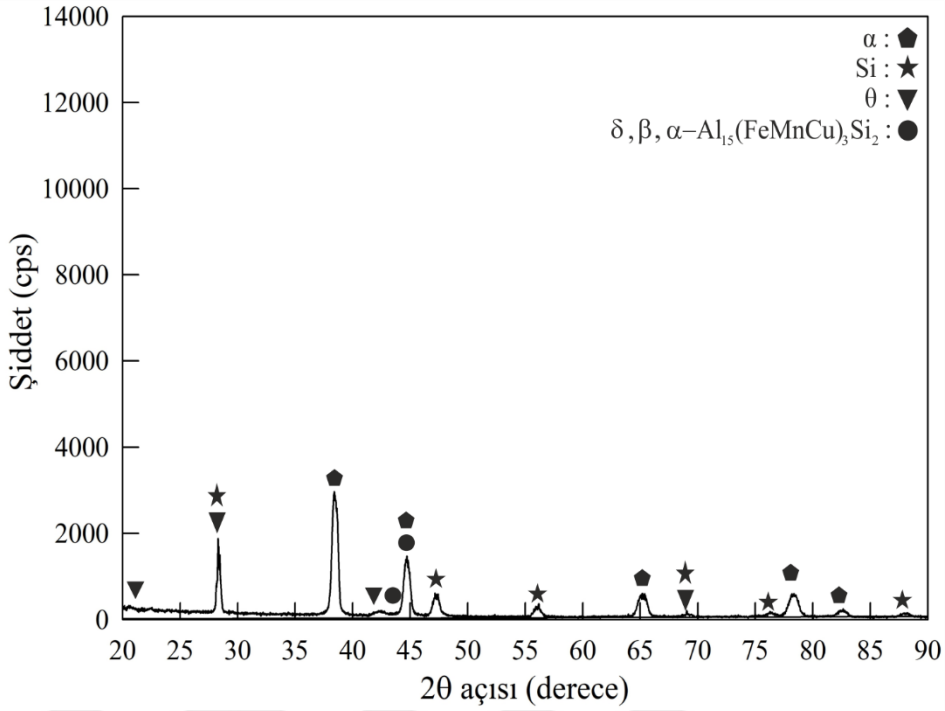
Şekil 42. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının XRD deseni.



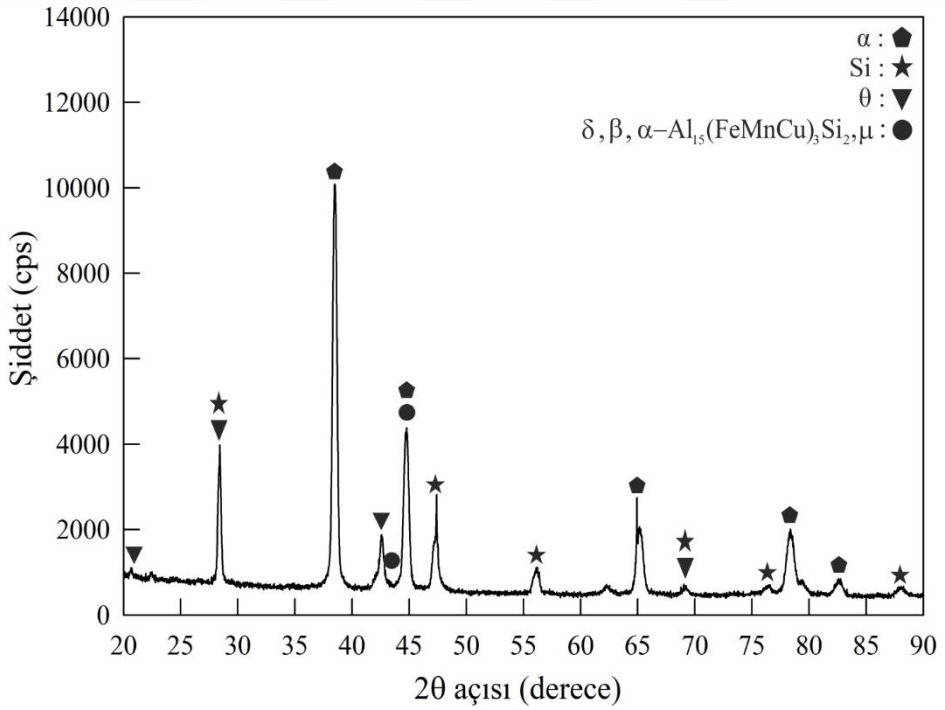
Şekil 43. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının XRD deseni.



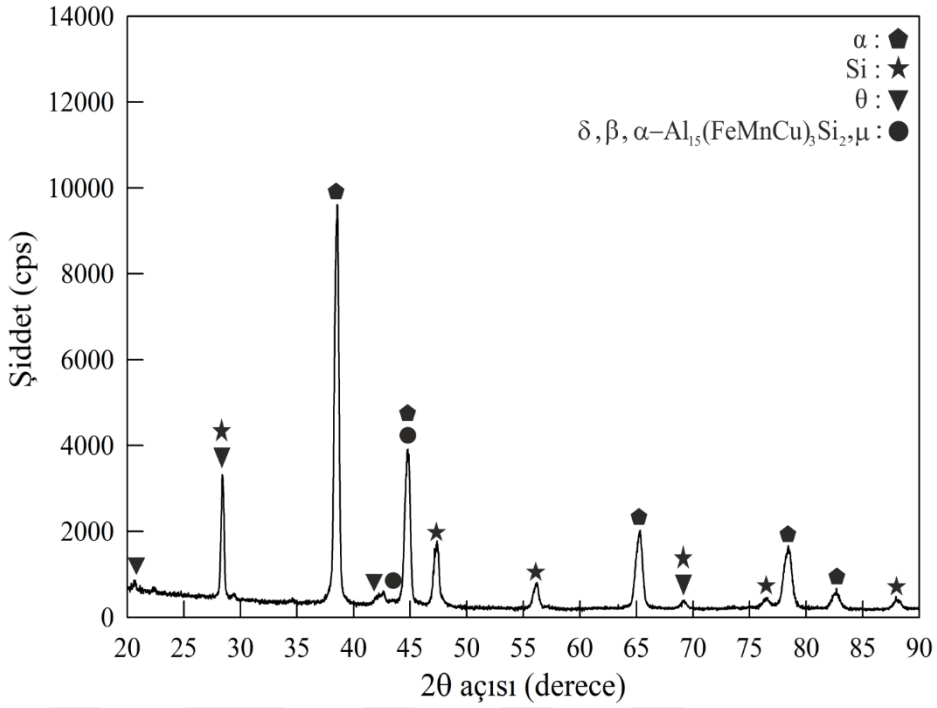
Şekil 44. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımının XRD deseni.



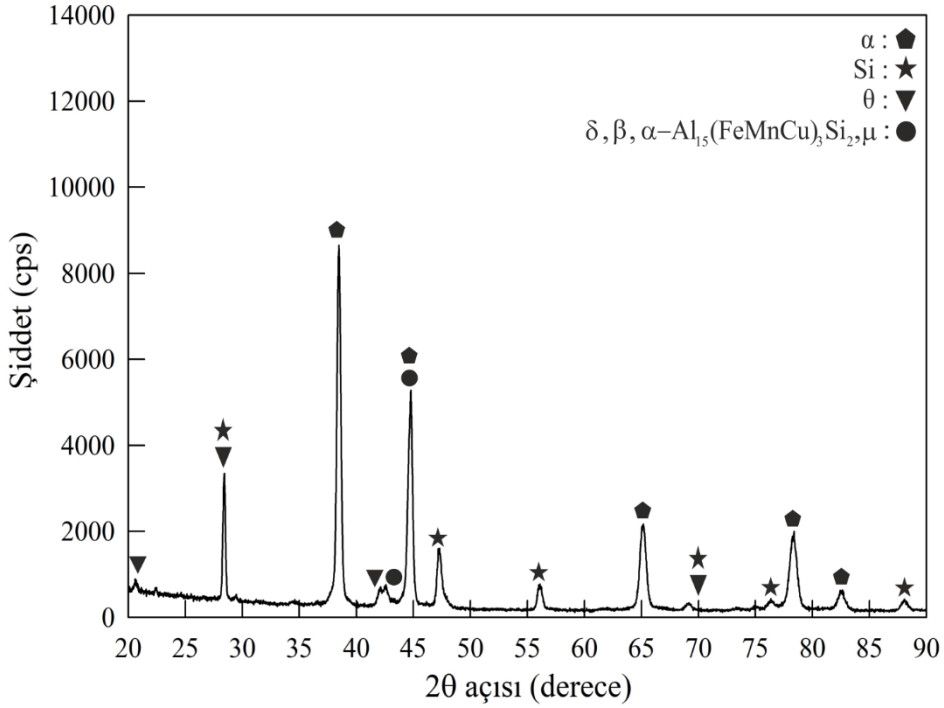
Şekil 45. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının XRD deseni.



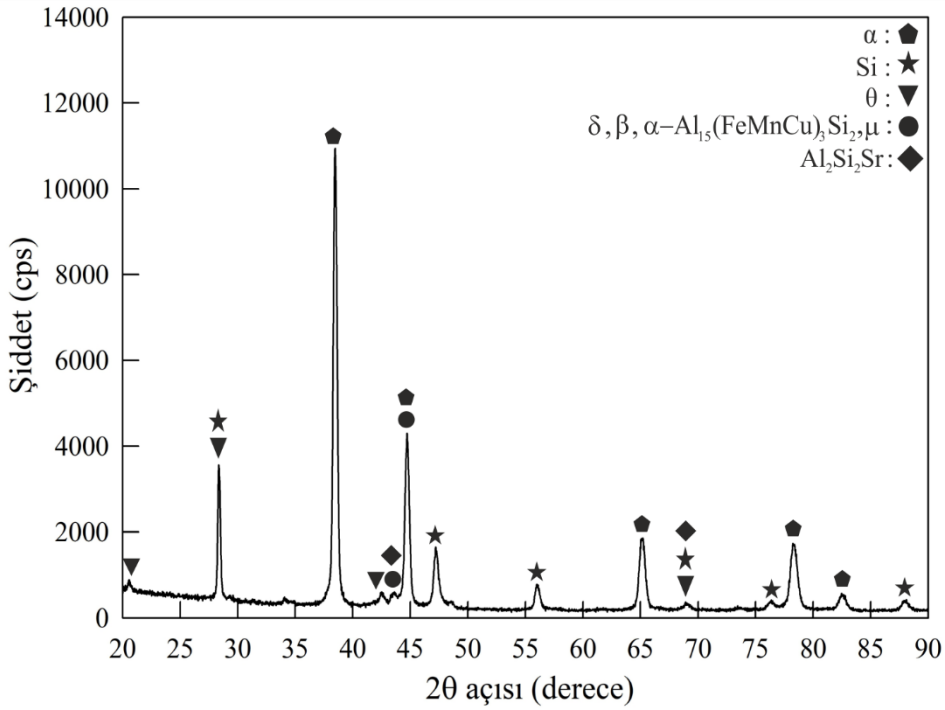
Şekil 46. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının XRD deseni.



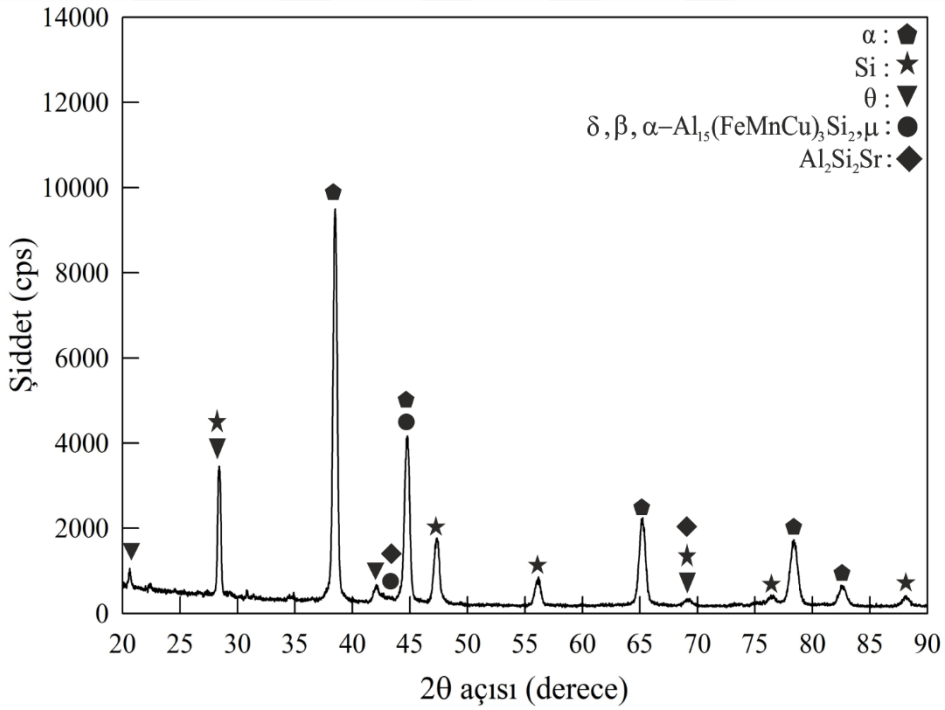
Şekil 47. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının XRD deseni.



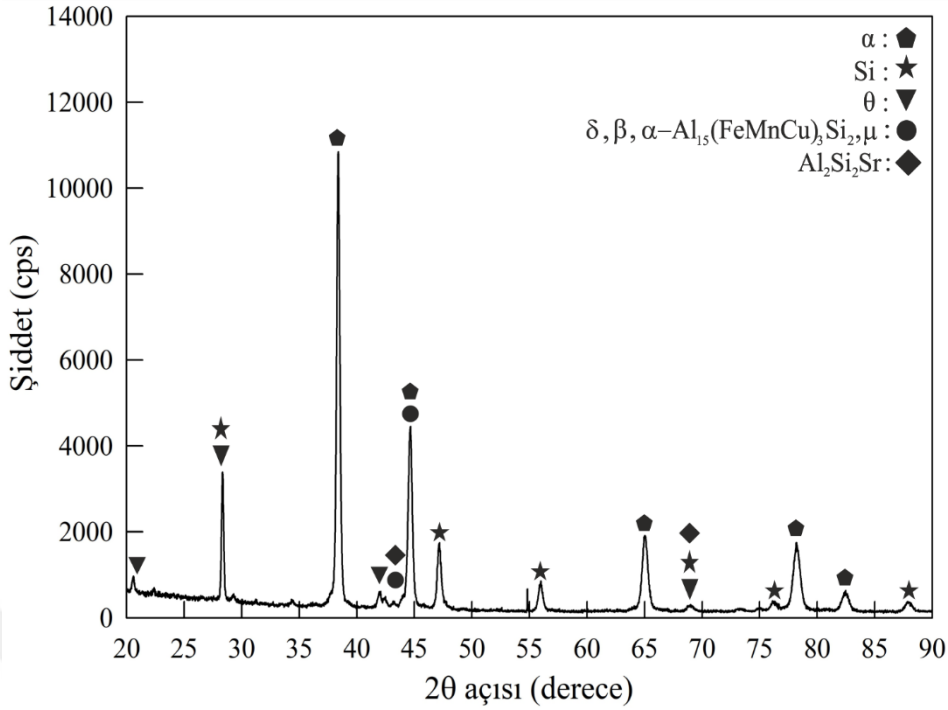
Şekil 48. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının XRD deseni.



Şekil 49. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının XRD deseni.



Şekil 50. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının XRD deseni.



Şekil 51. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının XRD deseni.

3.3. Fiziksel ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

İncelenen alaşımların hem indüksiyonla hem de ark ergitme yöntemleriyle üretilmiş durumdaki sertlik, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri toplu halde Tablo 9'da, stronsiyum oranına göre sertlik, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin değişimini gösteren grafikler ise Şekil 52-54'de verilmiştir. Baz alaşım olan 390A ile bu alaşıma %2 Zn ve %0,075 Sr katılarak elde edilen yeni 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımlarının çekme dayanımı ve kopma uzamasını karşılaştırmalı olarak gösteren bar diyagramlar Şekil 55-57'de sunulmuştur.

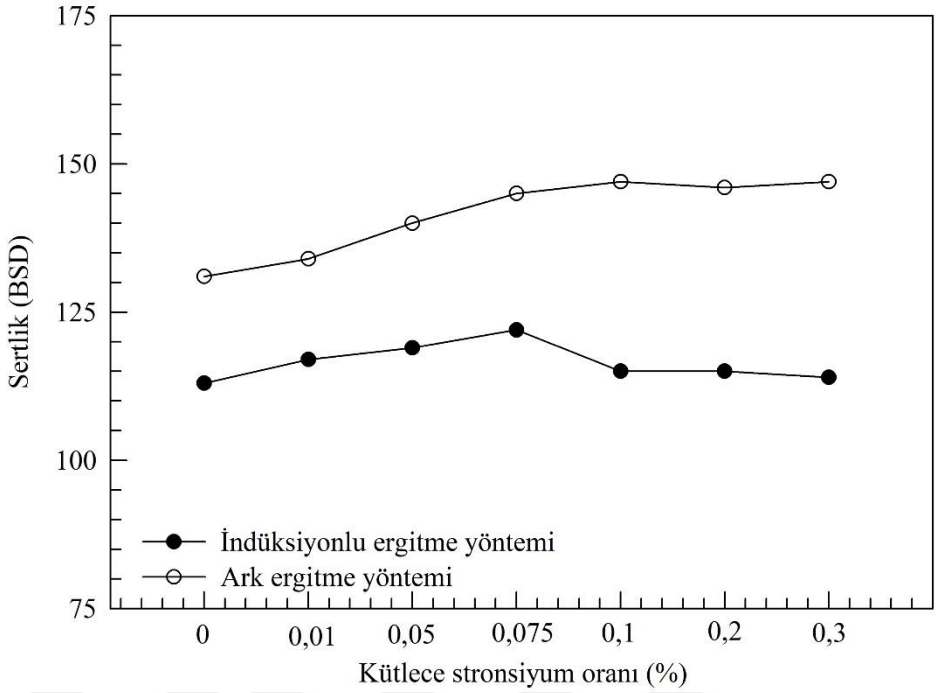
390A alaşımında çinko oranının %3'e çıkarılması durumunda hem indüksiyonla ergitme hem de ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda %1Zn içerenlere göre daha yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. 390A+%2Zn alaşımına stronsiyum ilave edilmesi durumunda indüksiyonla döküm yöntemiyle üretilen alaşımların sertliği %0,075Sr oranına kadar artıp bu orandan sonra azalarak sabit değerlere ulaşmıştır. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında da sertliğin indüksiyonla üretilenlere benzer olarak %0,075Sr oranına kadar arttığı, ancak farklı olarak artan Sr oranlarında %0,075Sr oranında elde edilen sertliğe göre önemli bir değişiklik olmadığı gözlenmiştir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda indüksiyonla ergitme yöntemi ile

üretilenlere göre daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

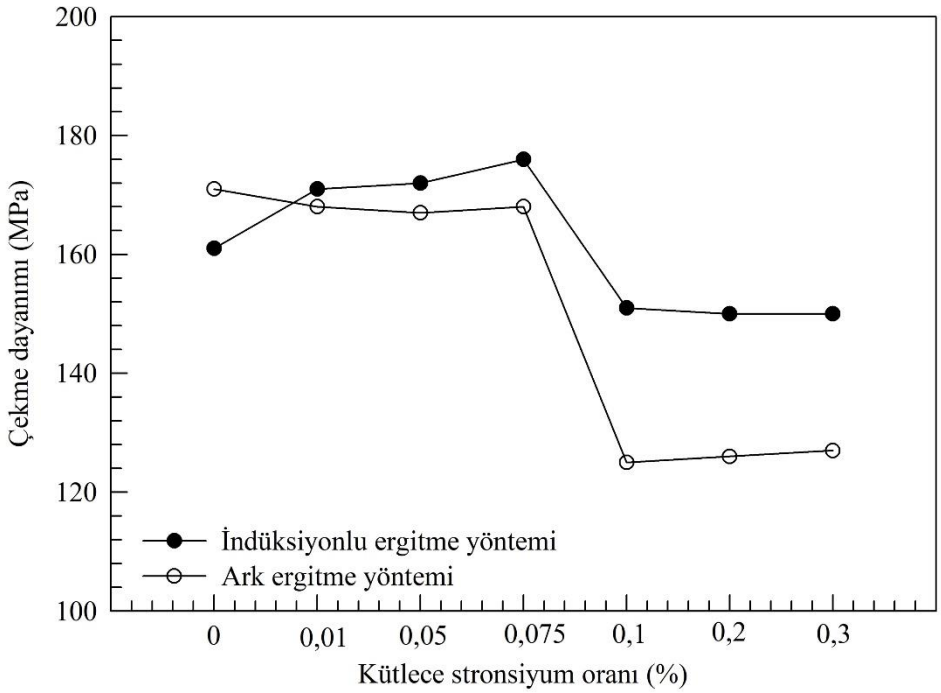
390A alaşımının çinko oranının %3'e çıkarılması ve söz konusu alaşımın indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilmesi durumunda çekme mukavemetinin arttığı gözlendi. Ayrıca %3 oranında çinko içeren 390A+%2Zn alaşımına stronsiyum ilave edilmesi durumunda % 0,075Sr oranına kadar çekme mukavemetinin arttığı bu değerden sonra ise çekme mukavemeti ve kopma uzaması değerlerinin azaldığı gözlendi. 390A alaşımının ark ergitme yöntemiyle üretilmesi durumunda indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilmesi durumunda elde edilen 130 MPa'lık çekme mukavemet değerinin 240 MPa'a çıktığı gözlendi, (Tablo 9, Şekil 53). 390A+%2Zn alaşımının ark ergitme yöntemiyle üretilmesi durumunda ise mukavemet değerinin 161 MPa değerinden 171 MPa değerine arttığı ancak, ark ile ergitilerek üretilen 390A alaşımına göre çekme mukavemetinin önemli ölçüde azaldığı gözlendi. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında çekme mukavemeti değeri de artan stronsiyum oranı azalmaya devam etmiş ve mukavemet değerleri indüksiyonla ergitme yönteminde elde edilen değerlerin altına düşmüştür, (Tablo 9, Şekil 53). İndüksiyonla ve ark ile ergitilerek elde edilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarının kopma uzaması değerleri arasında belirgin bir fark gözlenmemiştir.

Tablo 9. Üretim yöntemine göre alaşımların mekanik özellikleri.

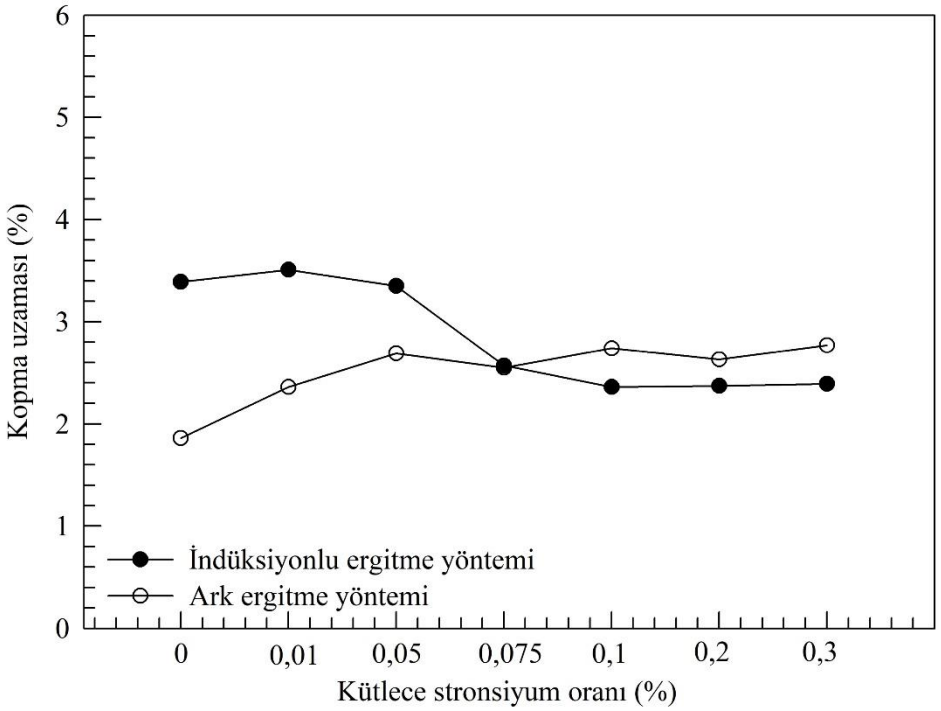
Alaşım	İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş			Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş		
	Sertlik (BSD)	Çekme Dayanımı(Mpa)	Kopma uzaması(%)	Sertlik (BSD)	Çekme Dayanımı(Mpa)	Kopma uzaması(%)
390A	102	130	2,62	118	240	2,37
390A+%2Zn	113	161	3,39	131	171	1,86
390A+%2Zn+%0,01Sr	117	171	3,51	134	168	2,36
390A+%2Zn+%0,05Sr	119	172	3,35	140	158	2,69
390A+%2Zn+%0,075Sr	122	176	2,57	145	168	2,55
390A+%2Zn+%0,1Sr	115	151	2,36	147	125	2,74
390A+%2Zn+%0,2Sr	115	151	2,37	146	126	2,63
390A+%2Zn+%0,3Sr	114	150	2,39	147	127	2,77



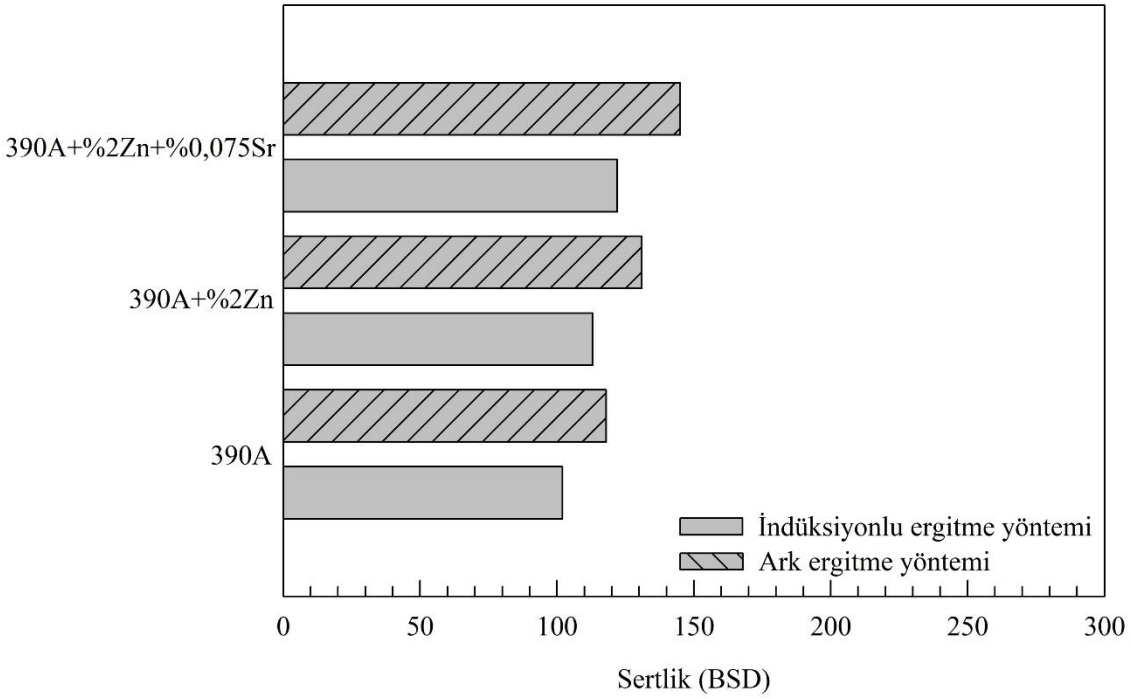
Şekil 52. Üretim yöntemine göre alaşımlarının sertlik değerlerinin stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.



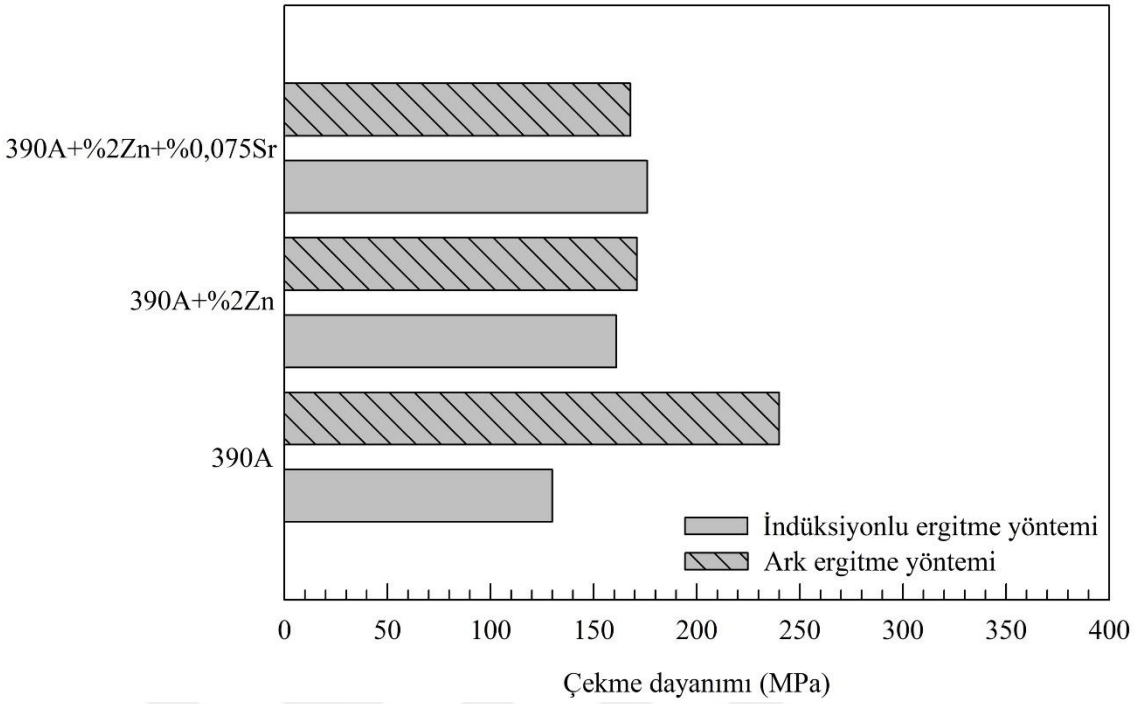
Şekil 53. Üretim yöntemine göre alaşımlarının çekme dayanımının stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.



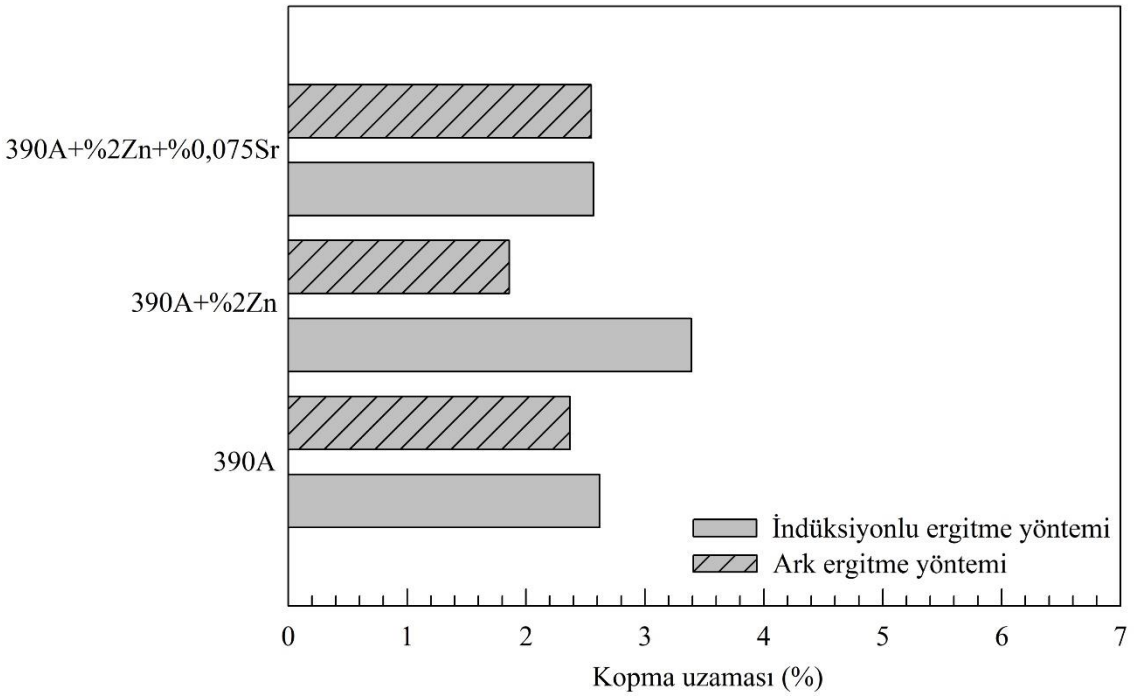
Şekil 54. Üretim yöntemine göre alaşımlarının kopma uzaması değerlerinin stronsiyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.



Şekil 55. Üretim yöntemine göre alaşımlarının sertlik değerleri.



Şekil 56. Üretim yöntemine göre alaşımlarının çekme dayanımı değerleri.

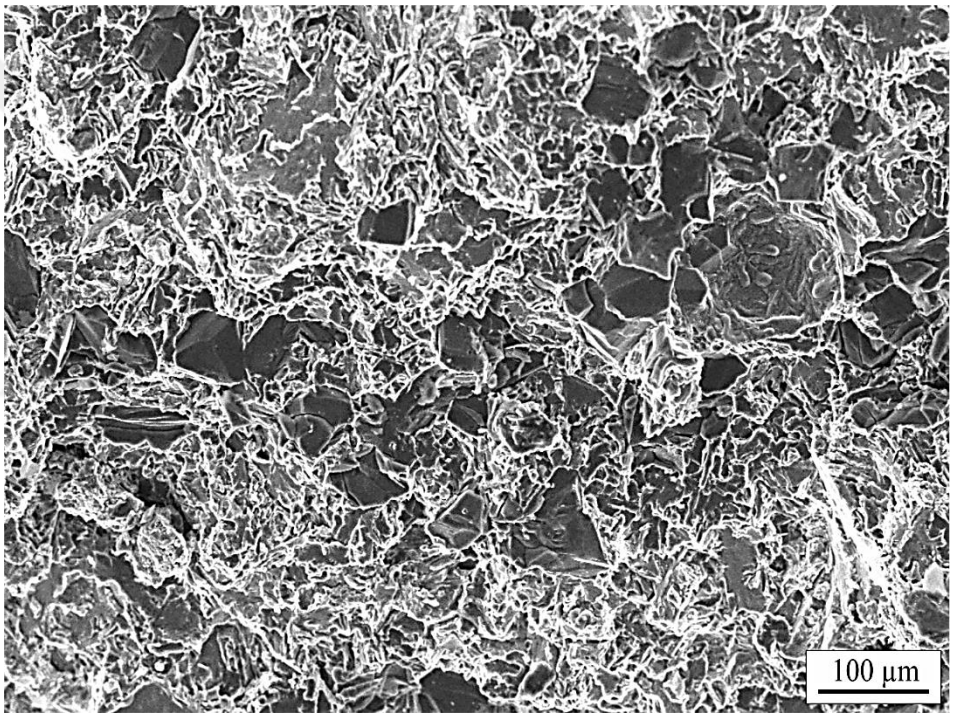


Şekil 57. Üretim yöntemine göre alaşımlarının kopma uzaması değerleri.

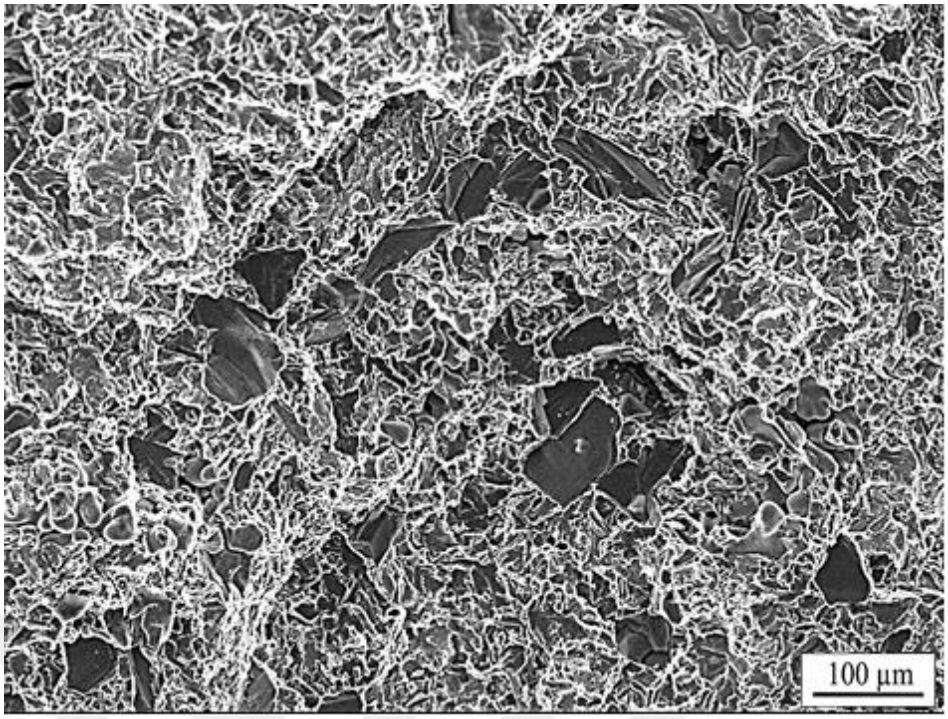
3.4. Kırılma Yüzeylerinin ve Yüzey Altlarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle ve ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların çekme deney numunelerinin kırılma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 58-65 ve Şekil 66-73' de verilmiştir.

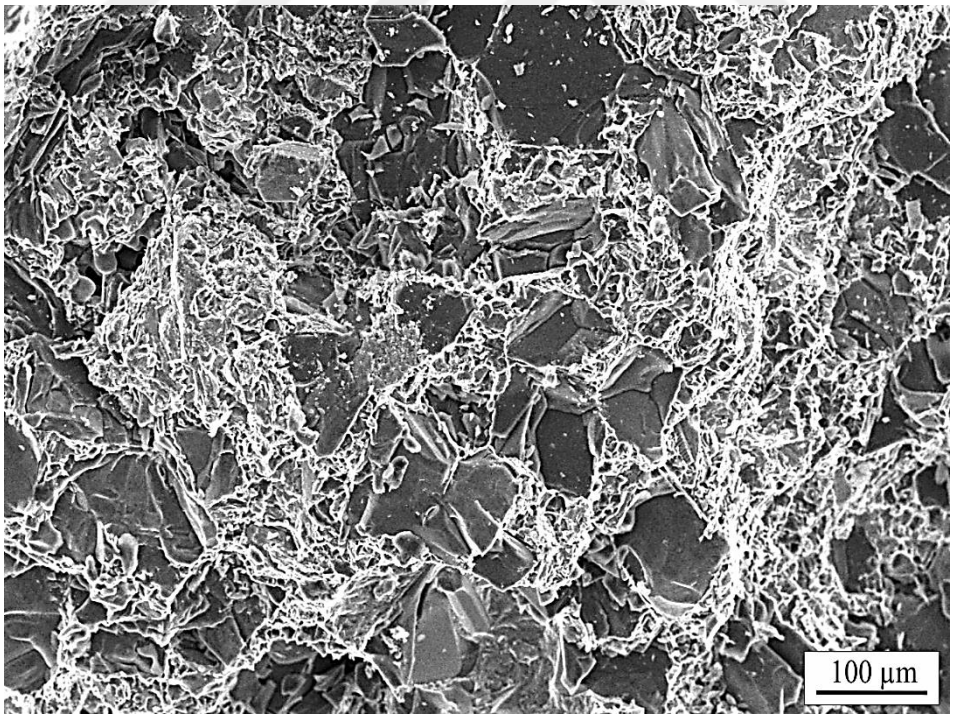
Bu fotoğraflarda, kırılma yüzeylerinin genel olarak klivaj düzlemlerinden ve kopma sırtlarından oluştuğunu, artan stronsiyum oranı ile yüzeylerdeki kopma sırtlarının oranının ve çatlakların arttığı görülmektedir.



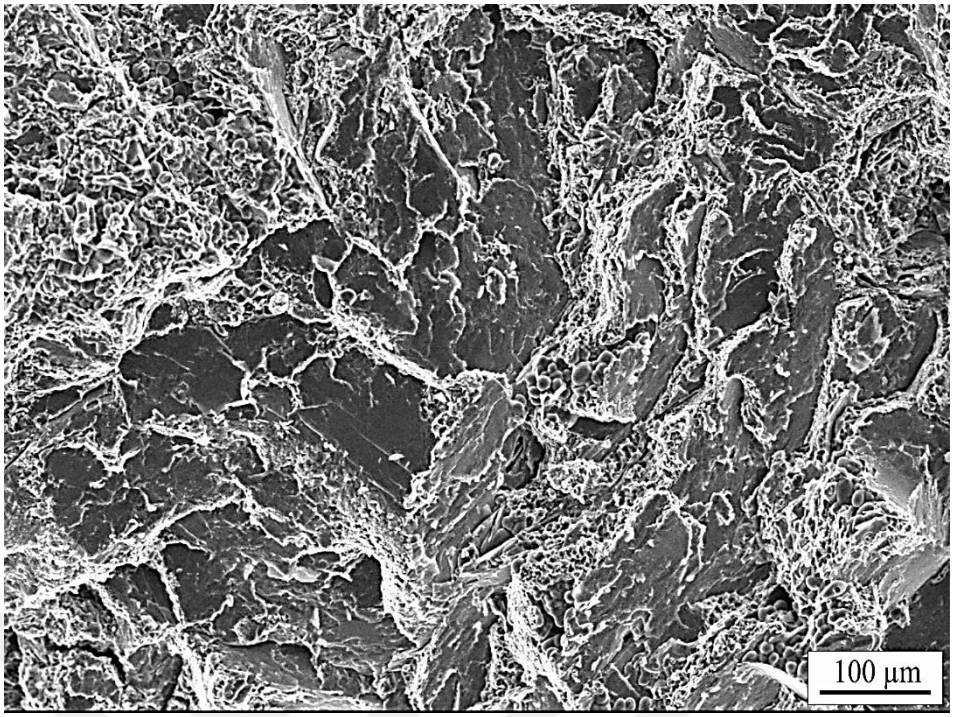
Şekil 58. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



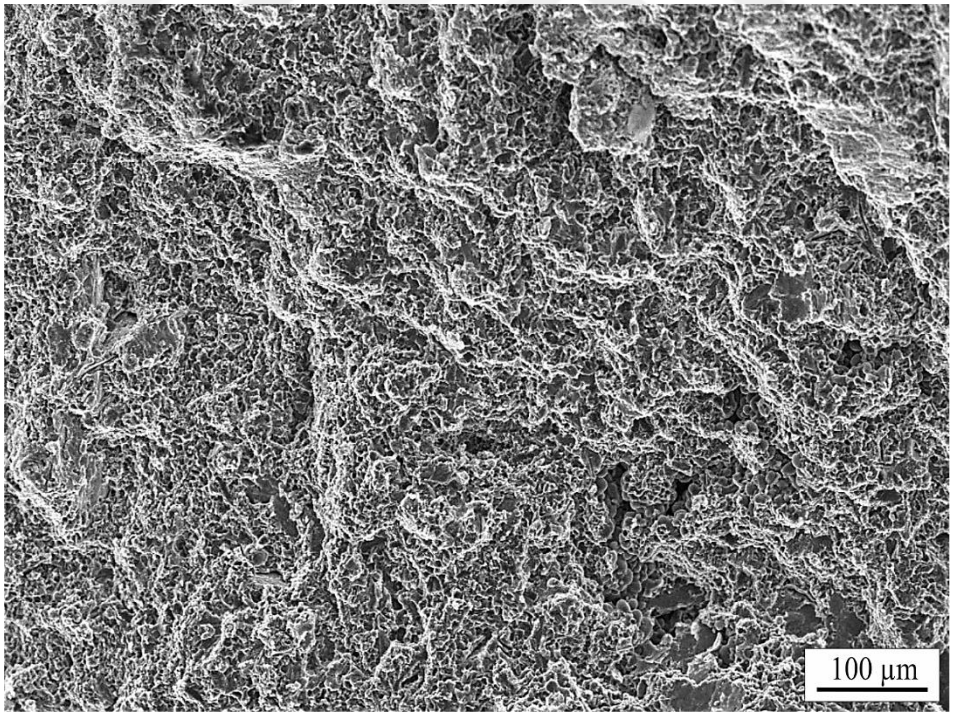
Şekil 59. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



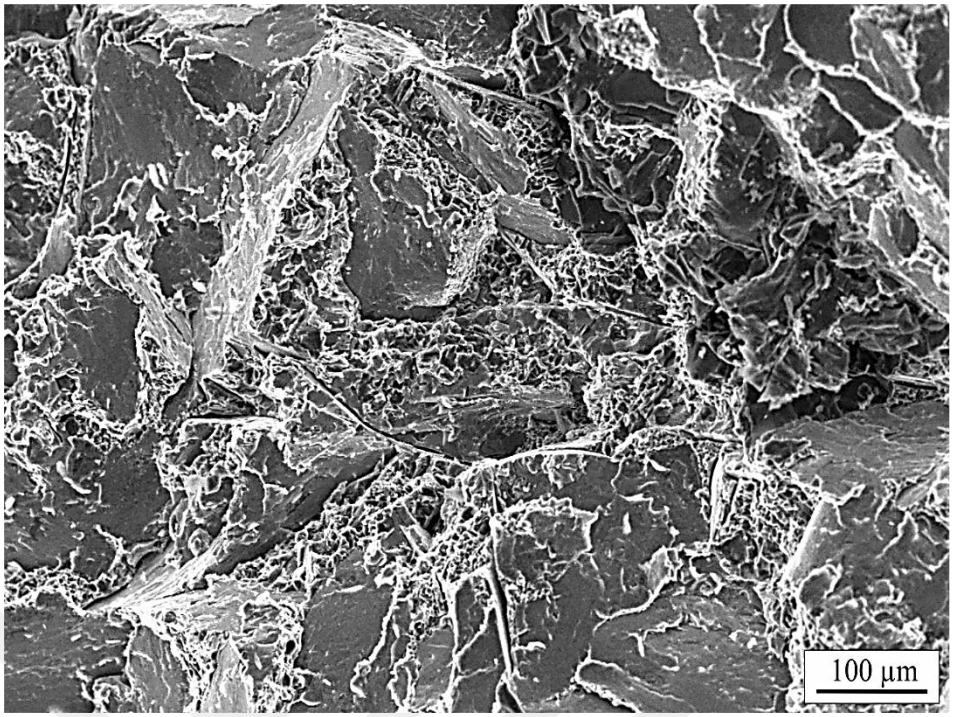
Şekil 60. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



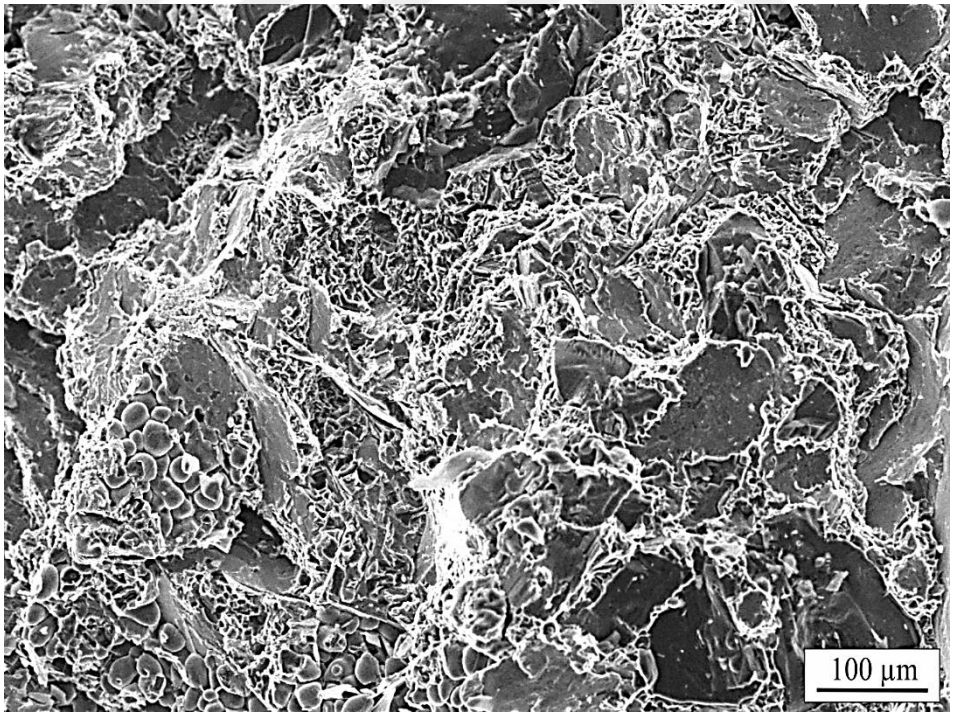
Şekil 61. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



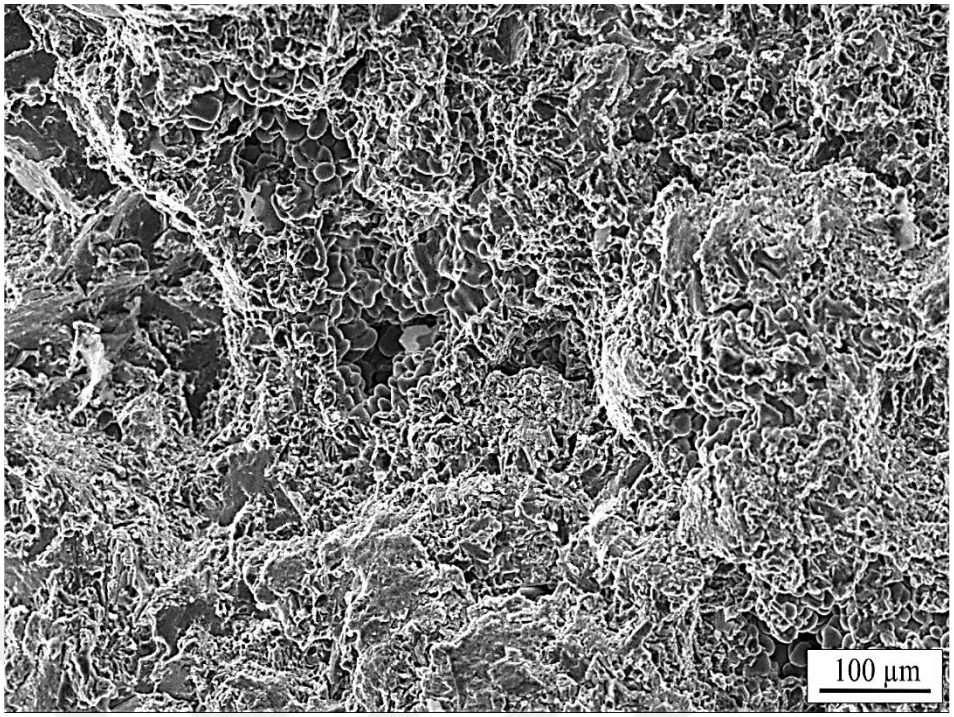
Şekil 62. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



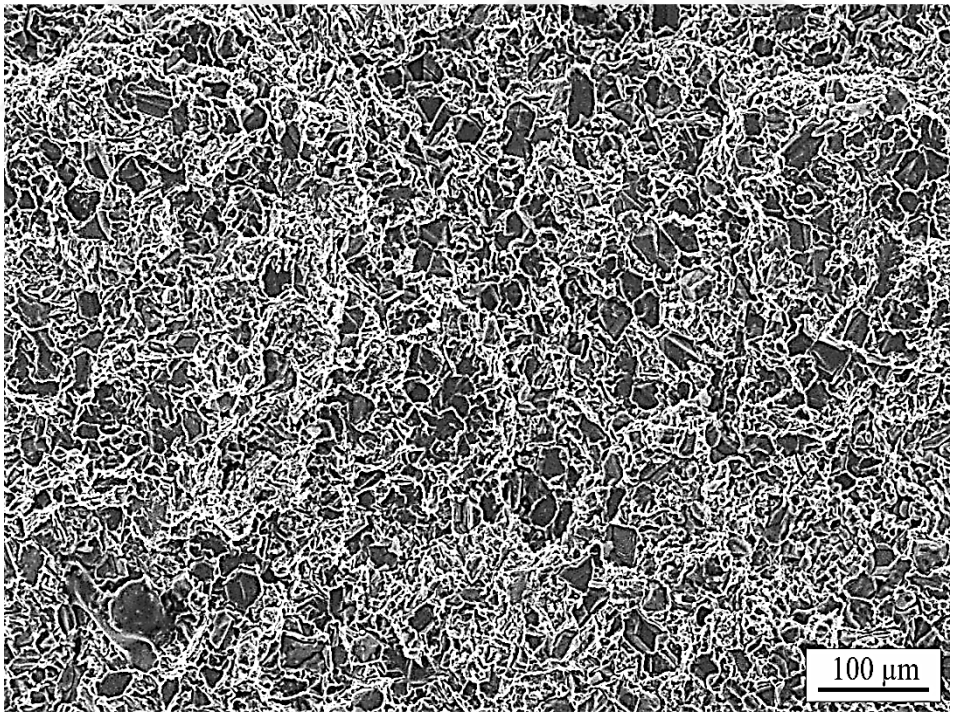
Şekil 63. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



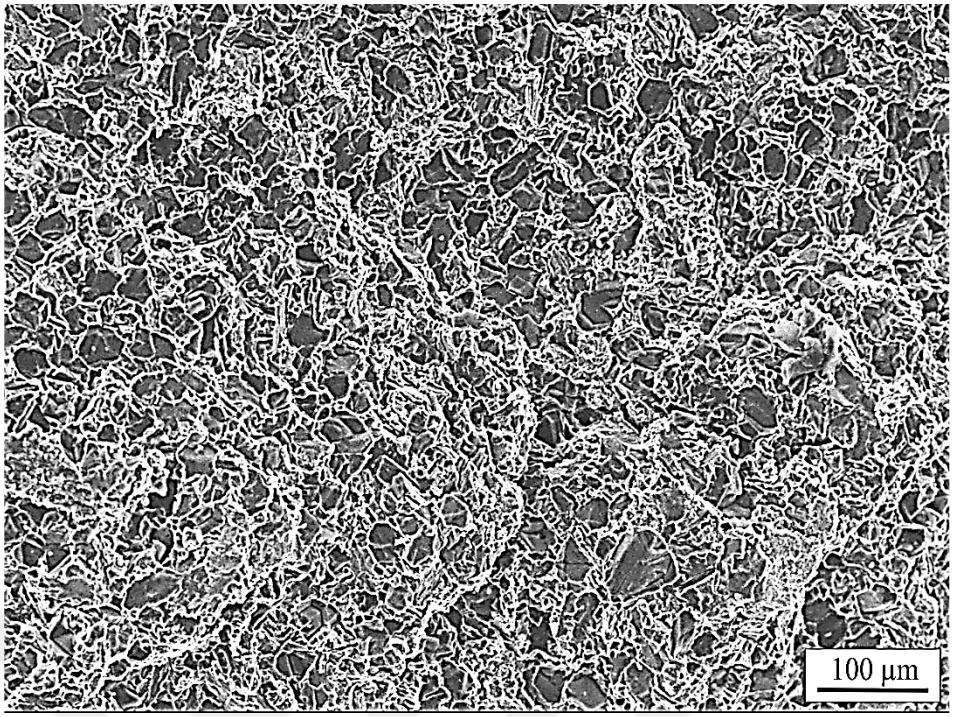
Şekil 64. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



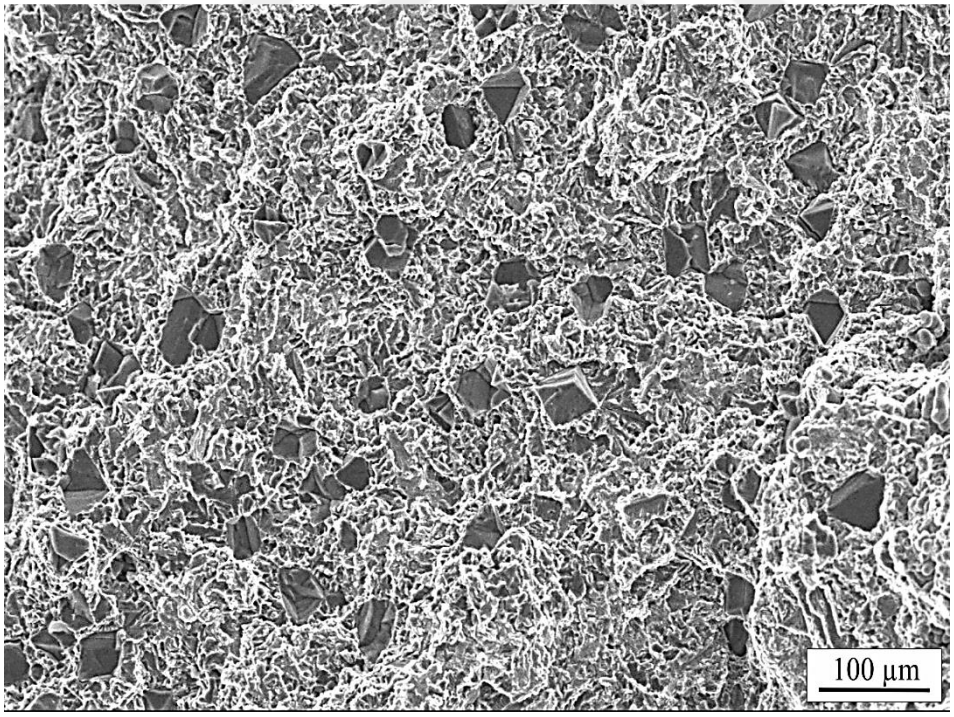
Şekil 65. Çekme deneyine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



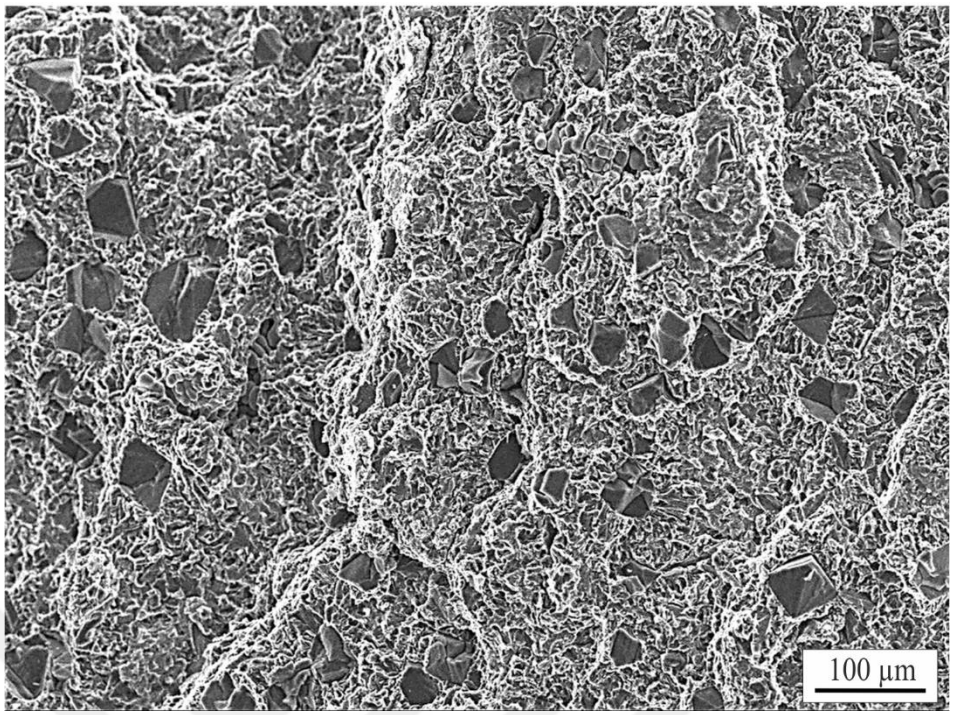
Şekil 66. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



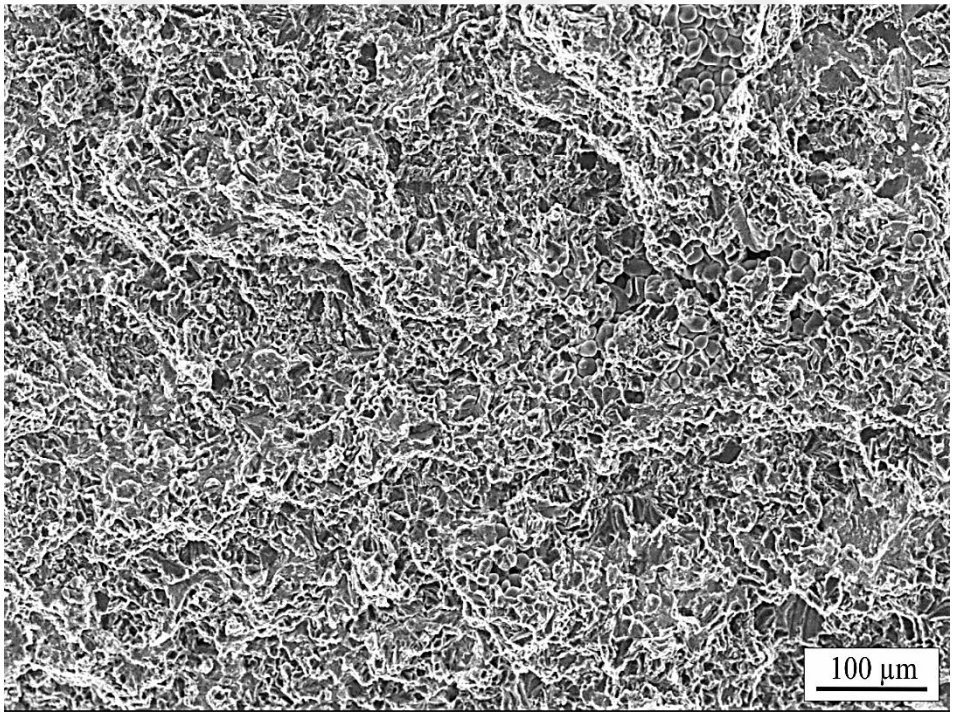
Şekil 67. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



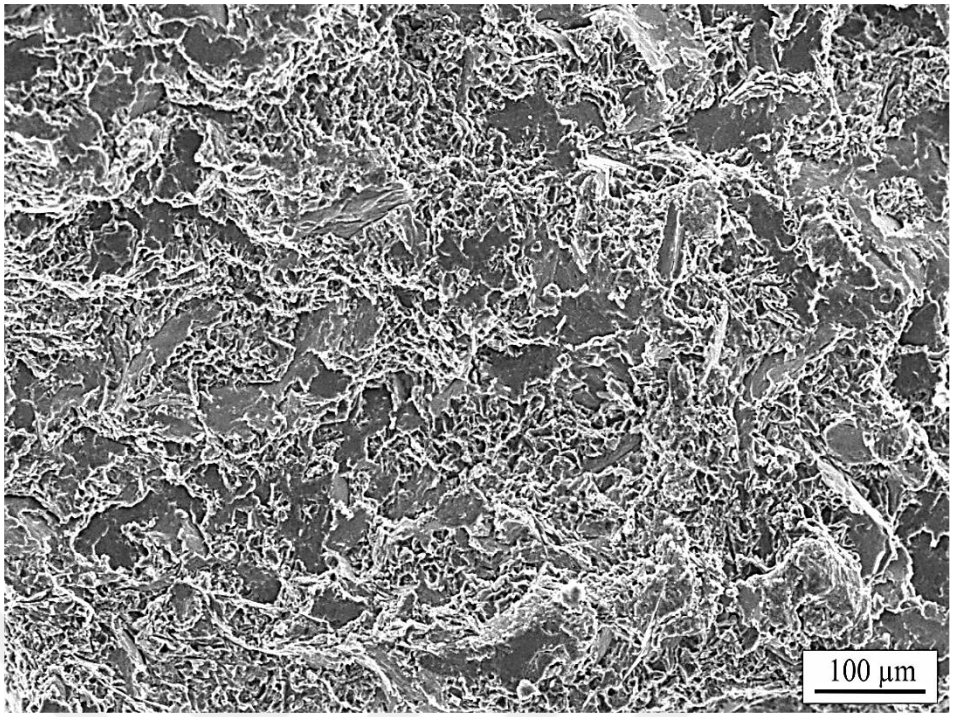
Şekil 68. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



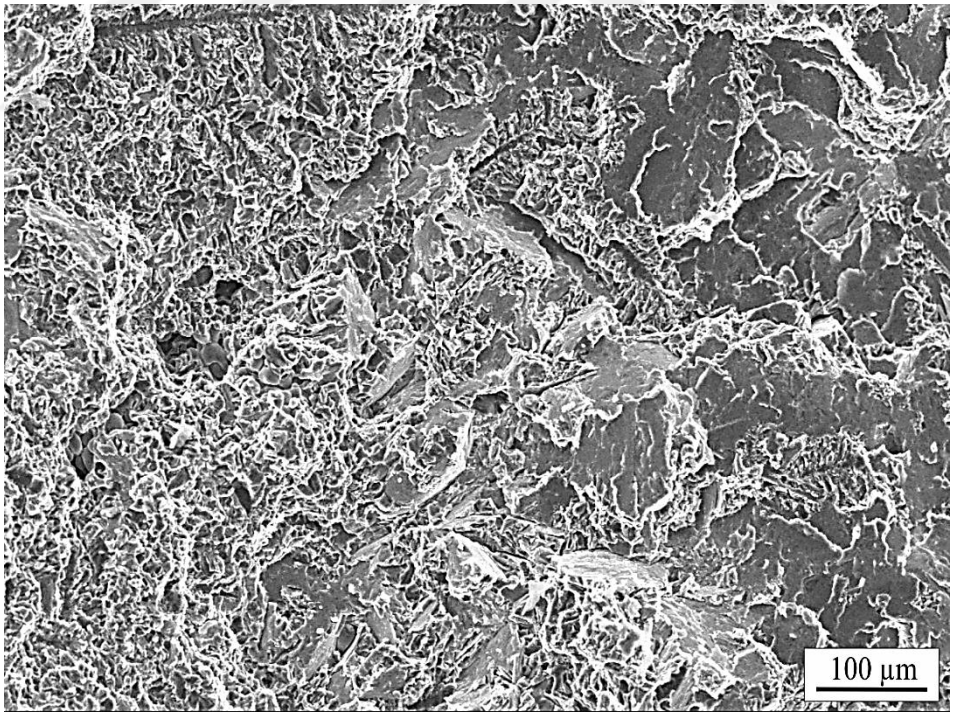
Şekil 69. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



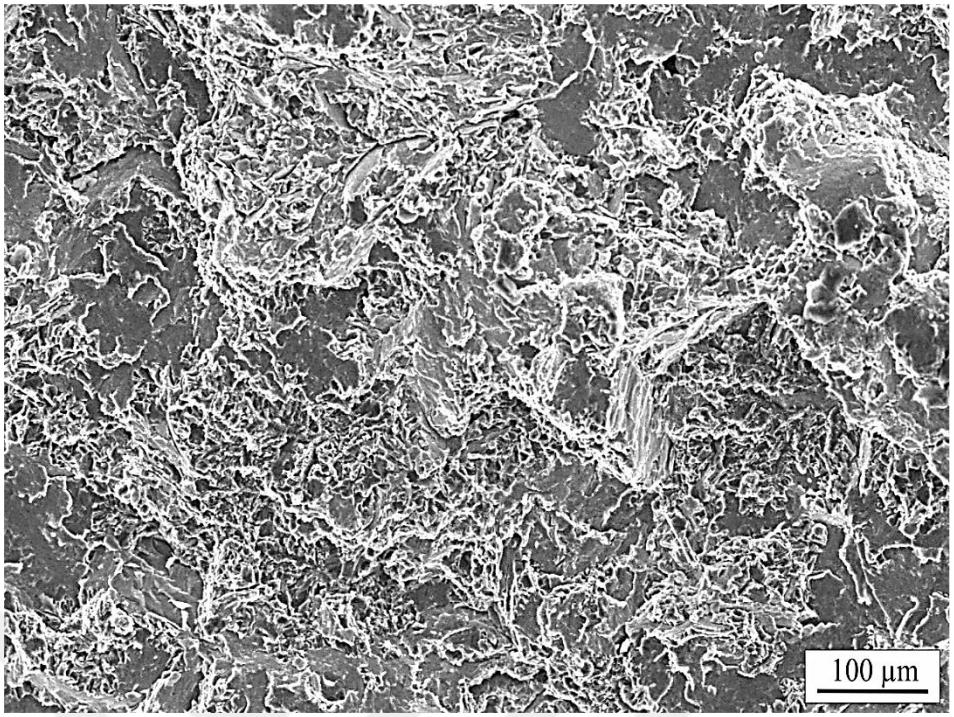
Şekil 70. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 71. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.

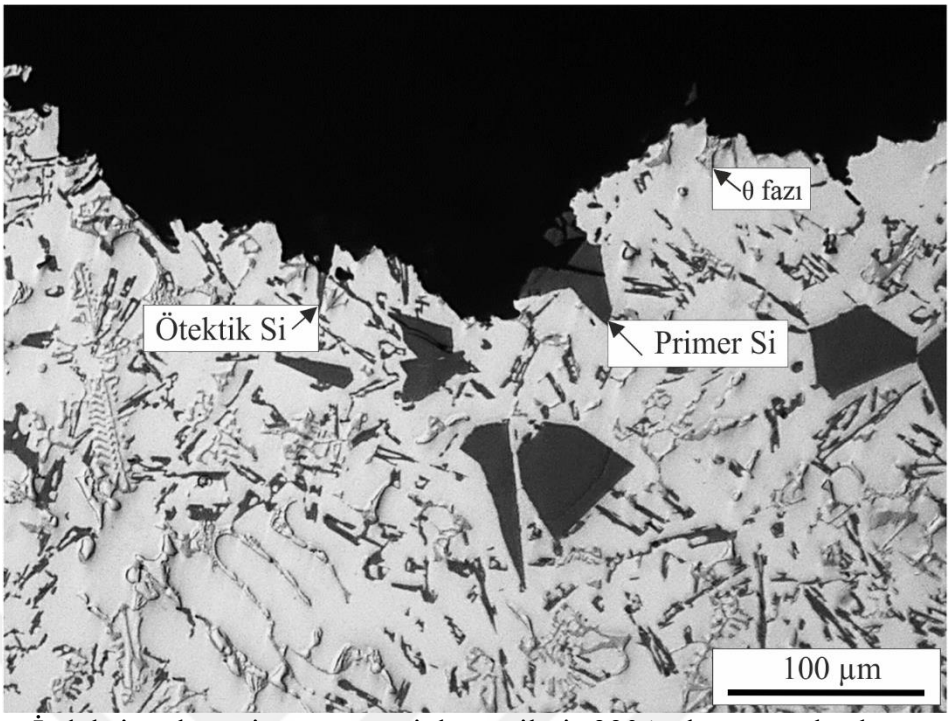


Şekil 72. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.

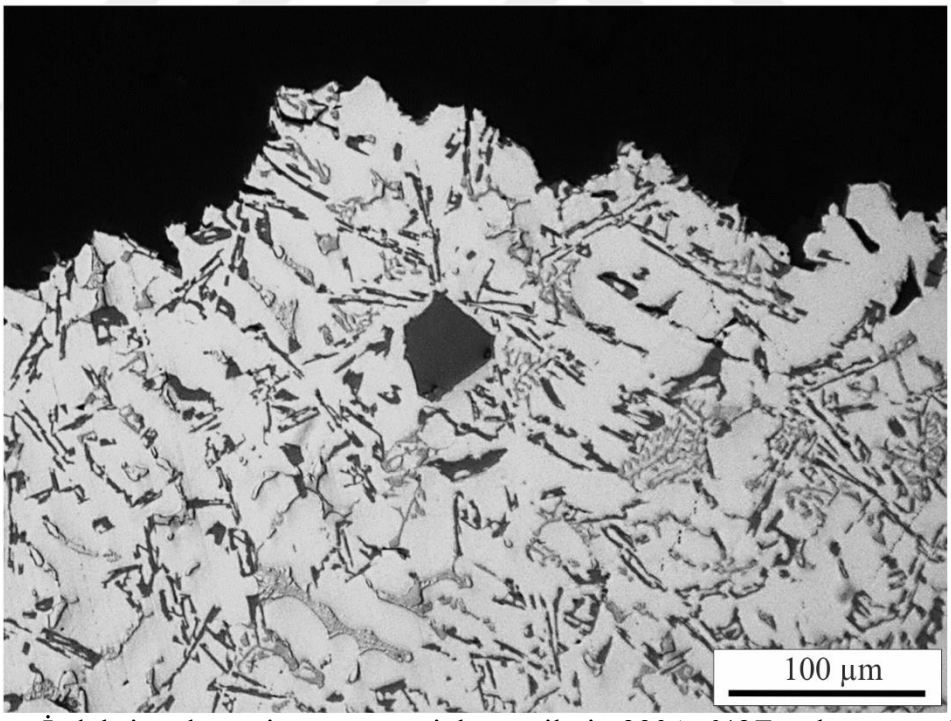


Şekil 73. Çekme deneyine tabi tutulan ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.

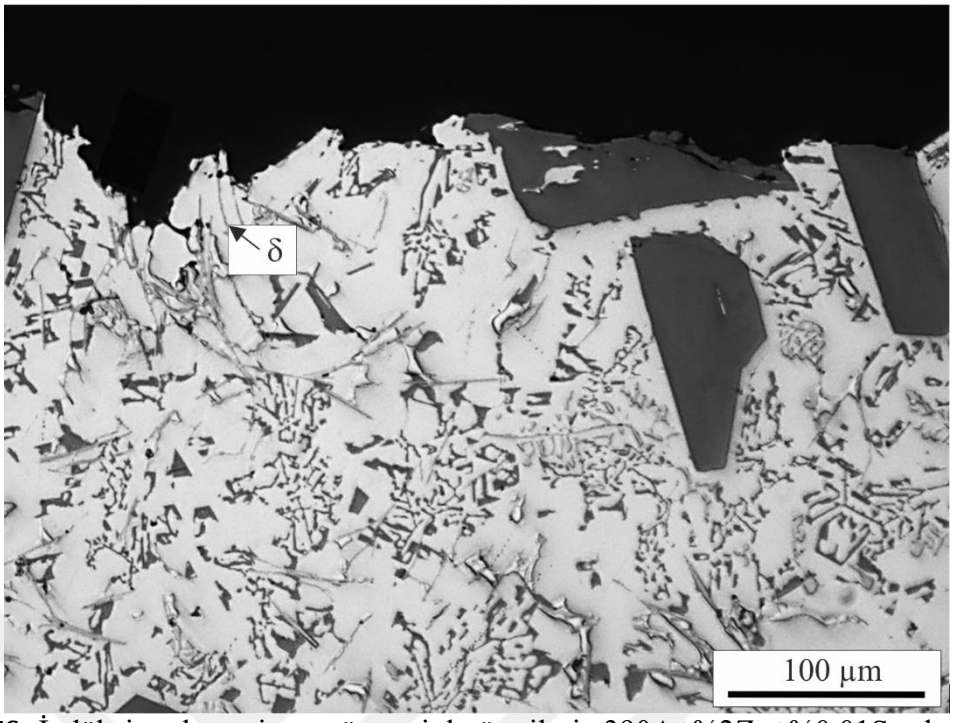
İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle ve vakum altında ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların kırılma yüzeylerinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini bir başka deyişle kırılma yüzeyinin altını gösteren fotoğraflar sırasıyla Şekil 74-81 ve Şekil 82-89' da verilmiştir. Bu fotoğraflar üretilen alaşımlarda kırılmanın interdendritik ötektik bölgede oluştuğunu, kopma esnasında kırılma hattının α tanelerinin içinden ilerleyemediği ve etrafından dolandığı bir başka deyişle α tanelerinin çatlağın önünde engel oluşturduğu görülmektedir. Ayrıca, dendritlerin sınırlarında silisyum parçacıkları ile θ, β, δ ve π intermetalik fazlarının bulunması durumunda çatlağın öncelikli olarak bu fazlar üzerinden ilerlediği gözlenmiştir, Şekil 74, 76, 79, 85, 87 ve 88.



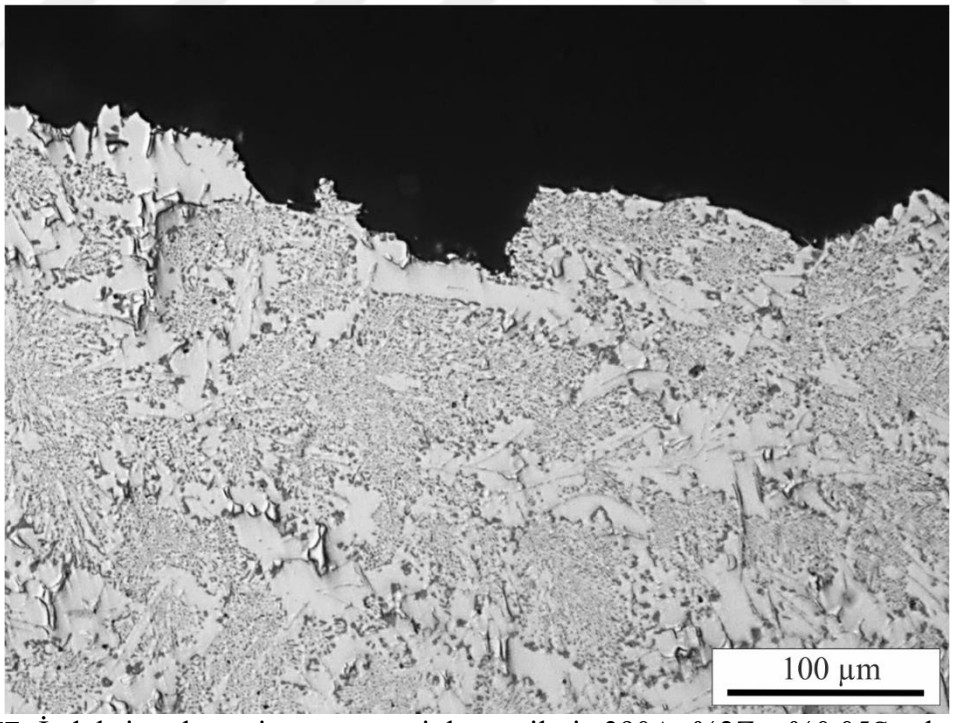
Şekil 74. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



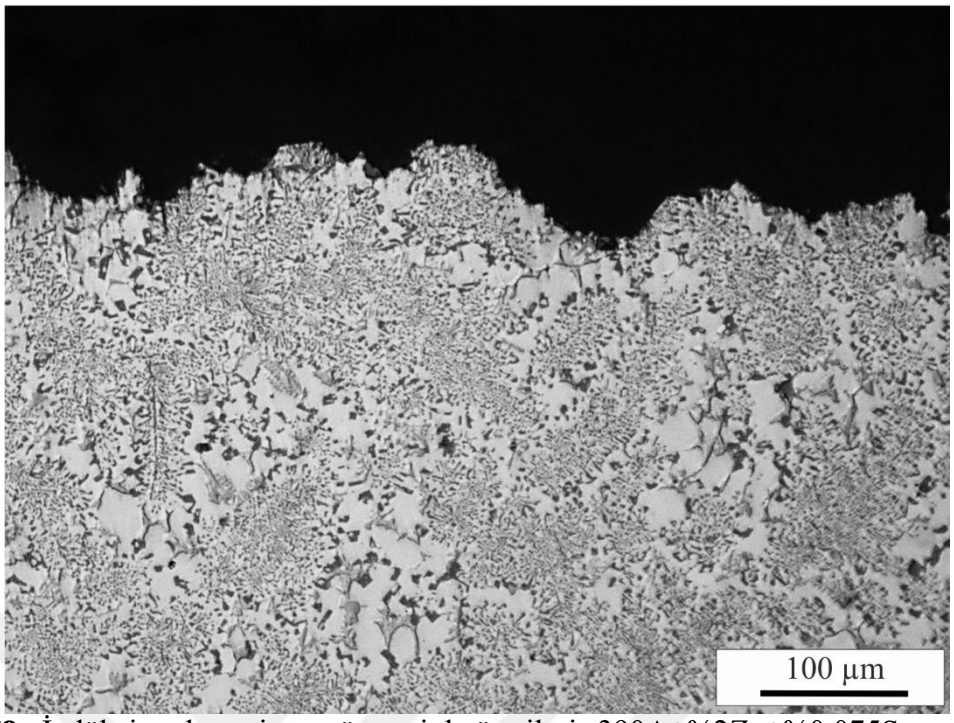
Şekil 75. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



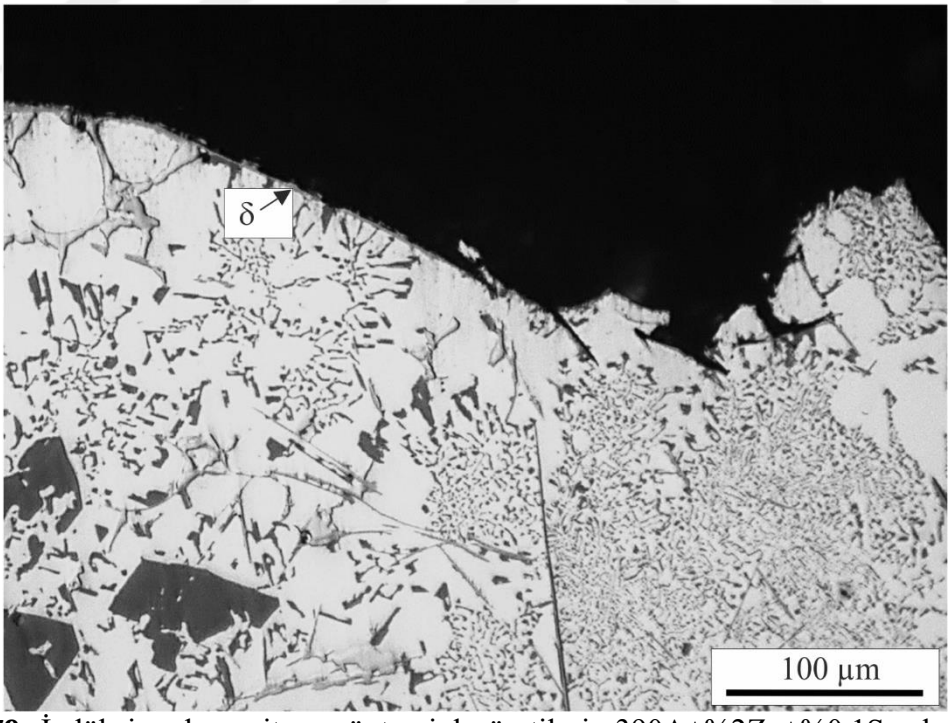
Şekil 76. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



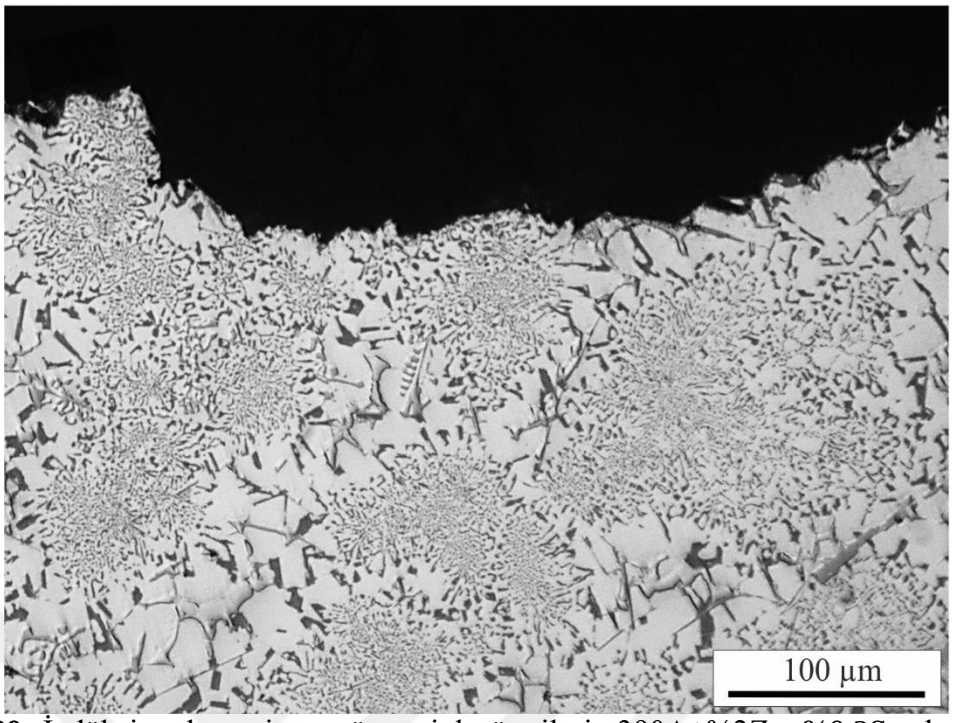
Şekil 77. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



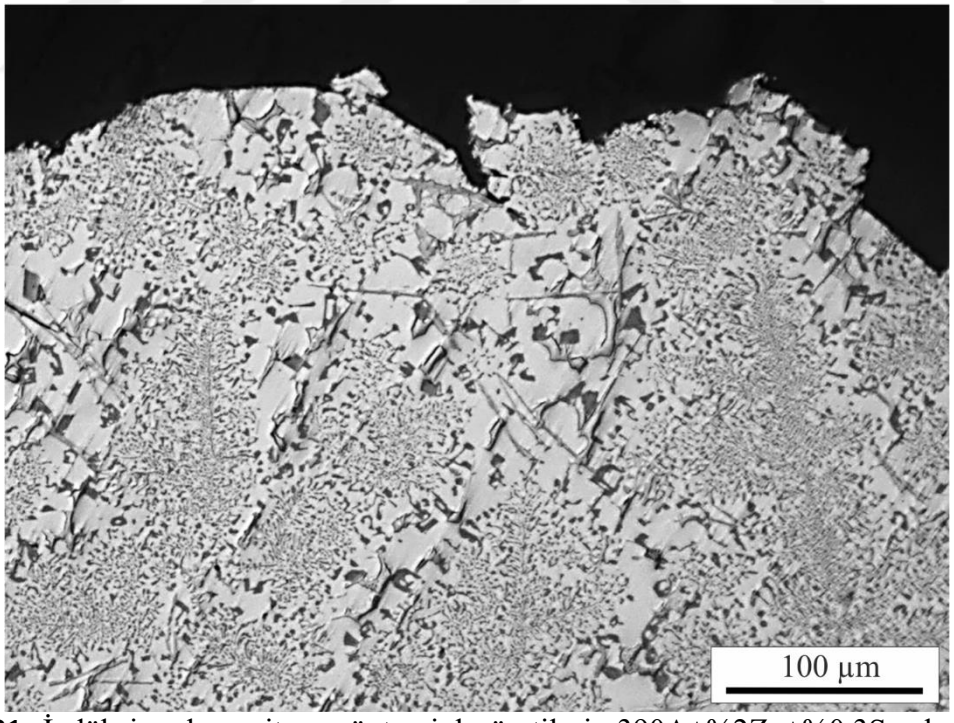
Şekil 78. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



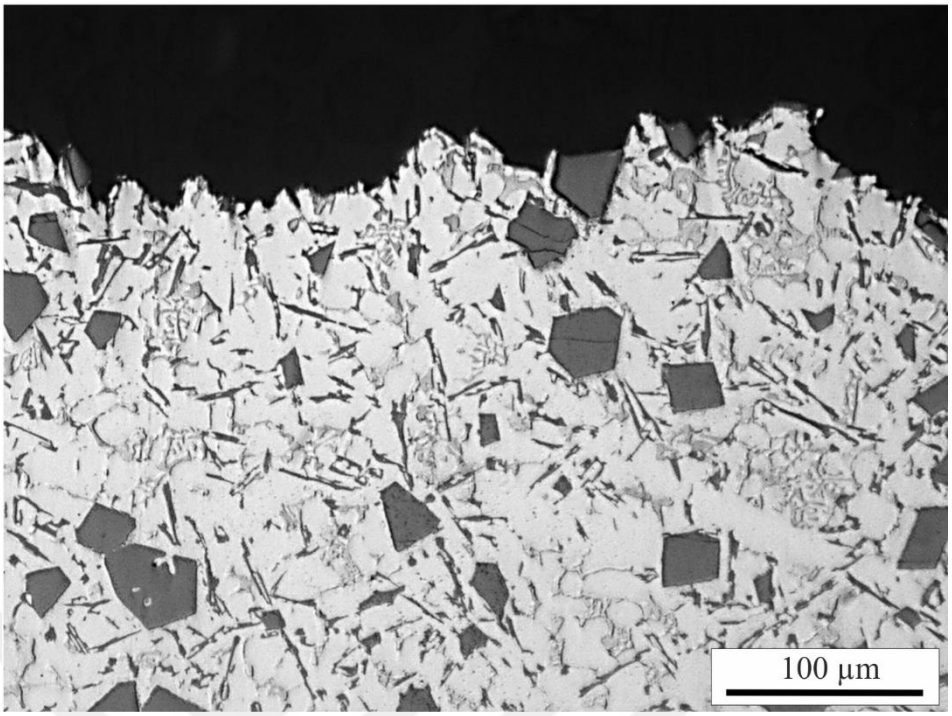
Şekil 79. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



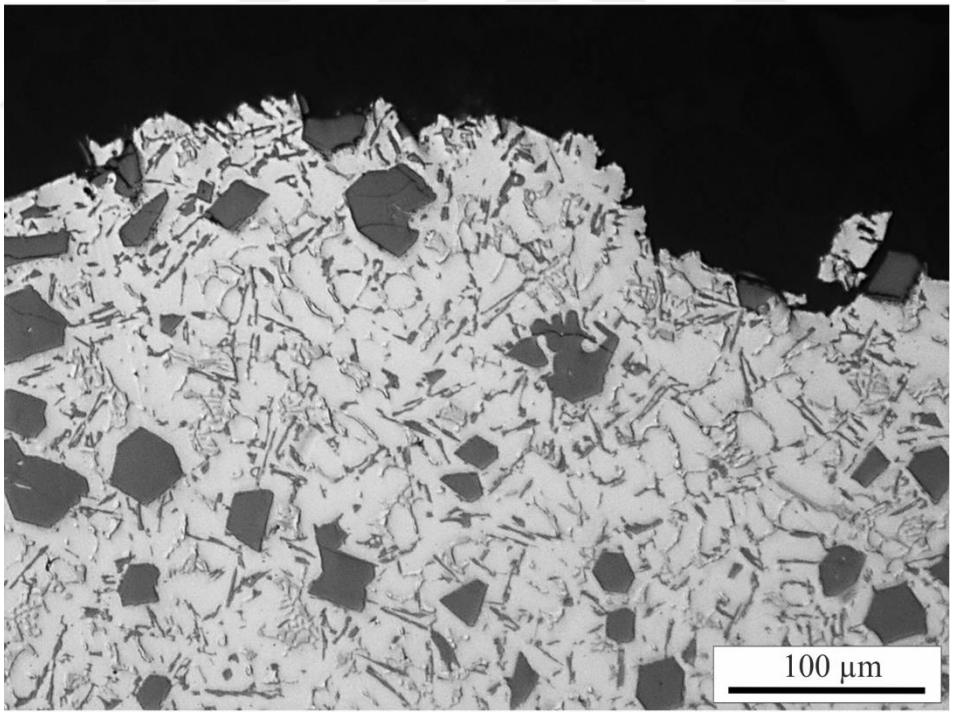
Şekil 80. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



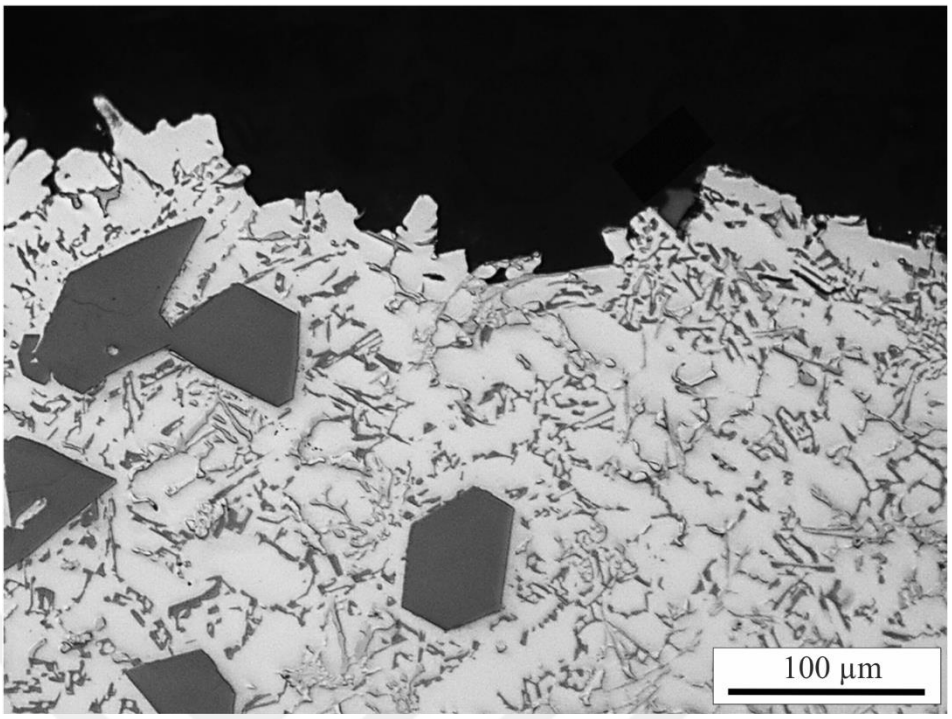
Şekil 81. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



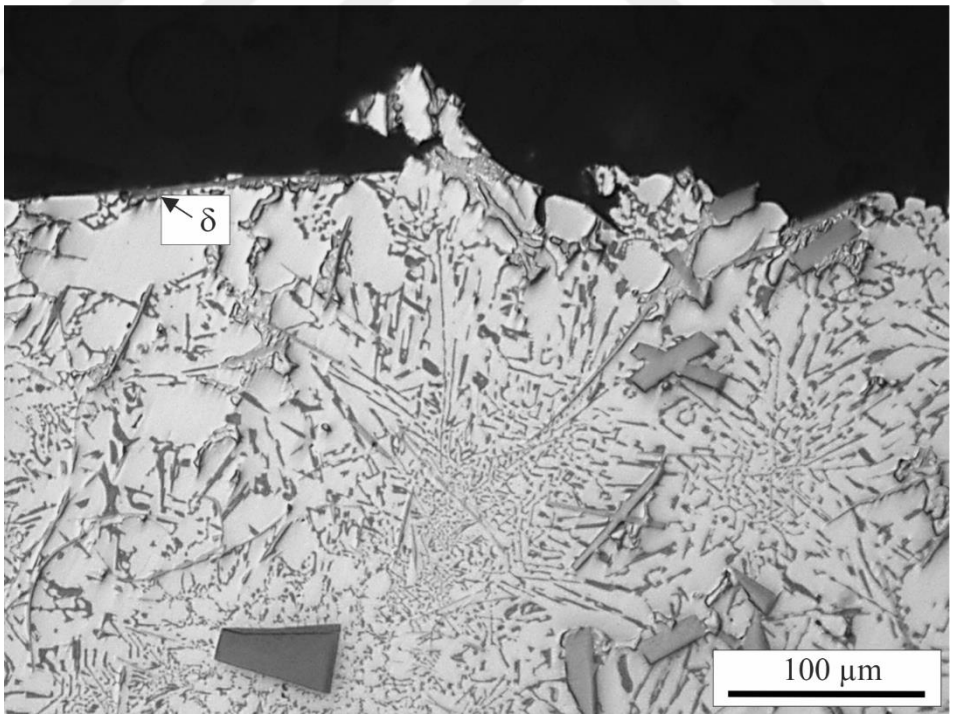
Şekil 82. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



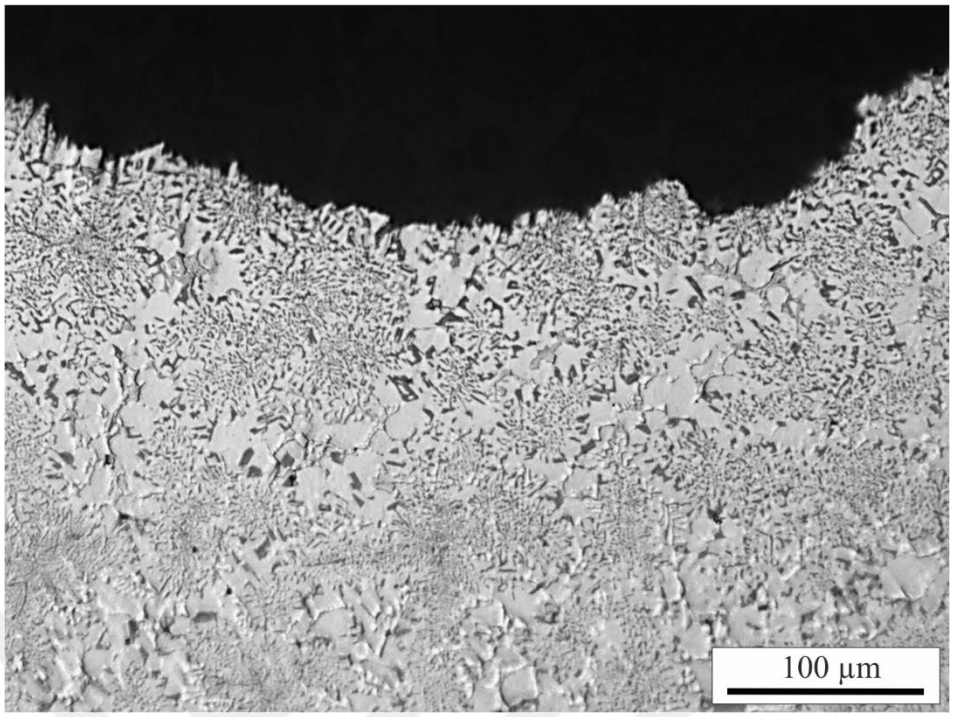
Şekil 83. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



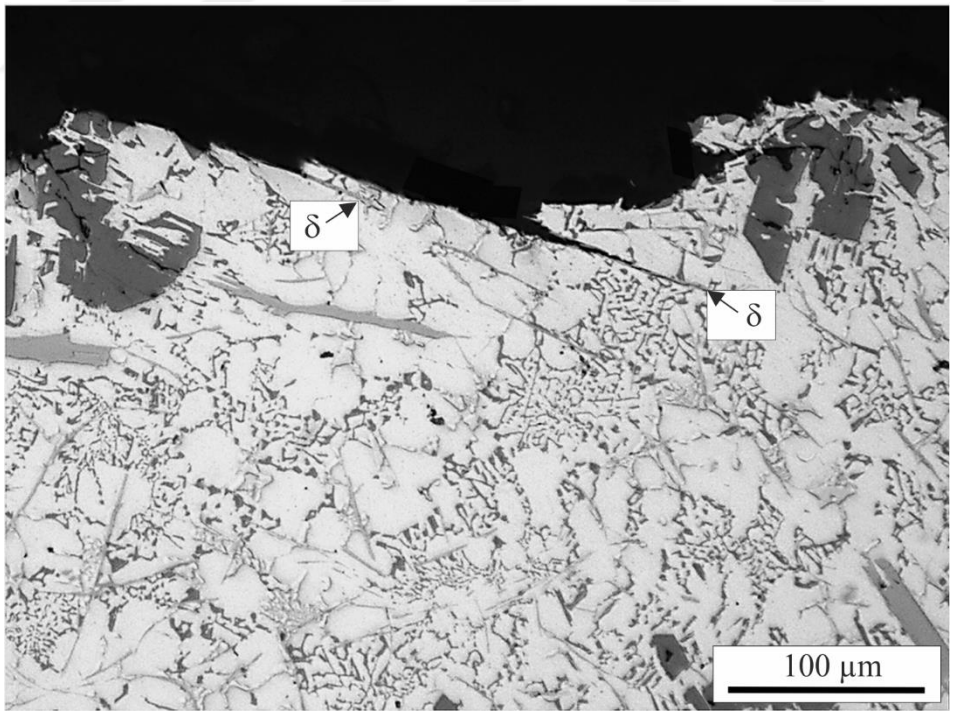
Şekil 84. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,01Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



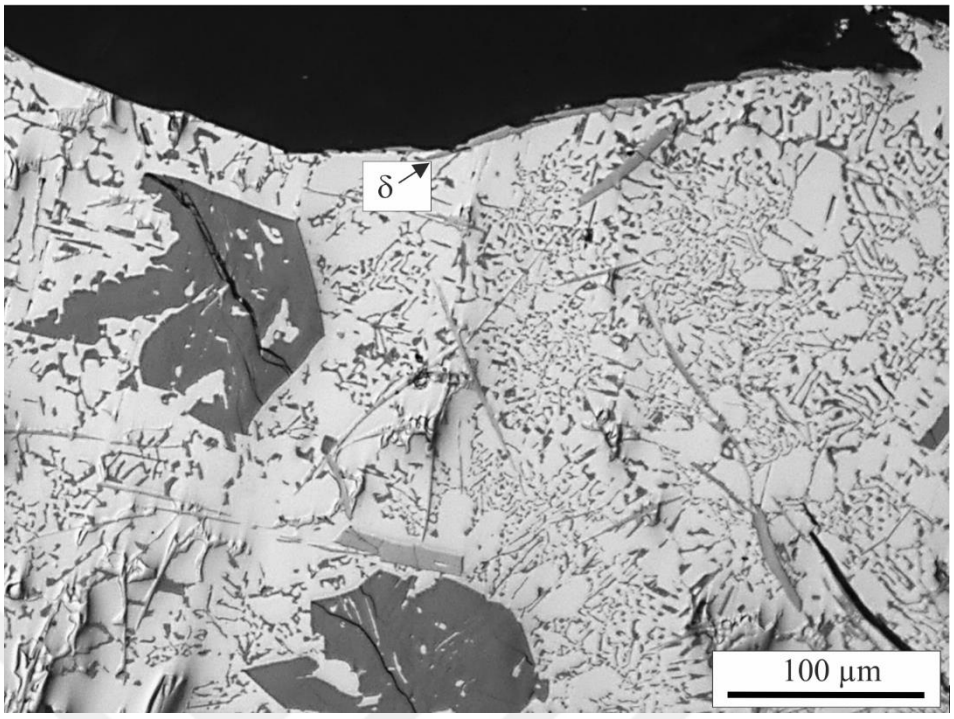
Şekil 85. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,05Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



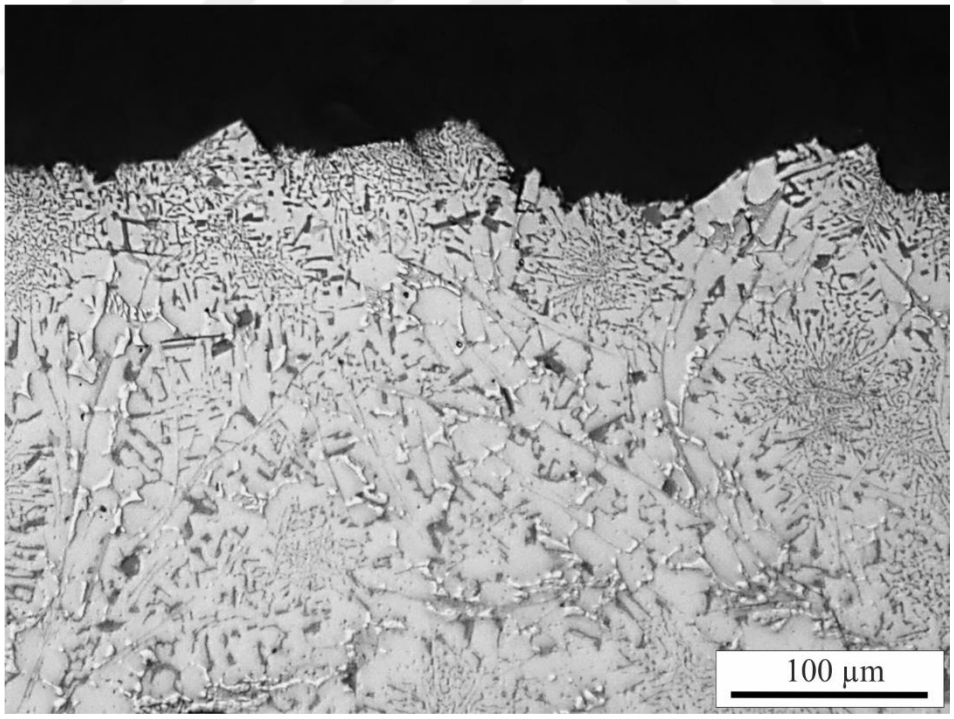
Şekil 86. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



Şekil 87. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,1Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



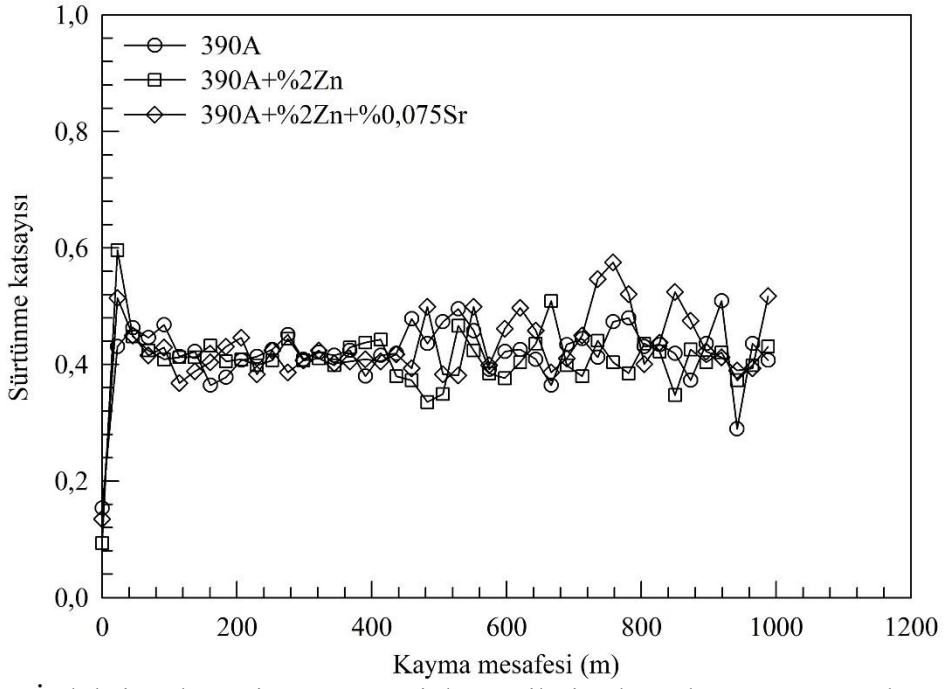
Şekil 88. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,2Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.



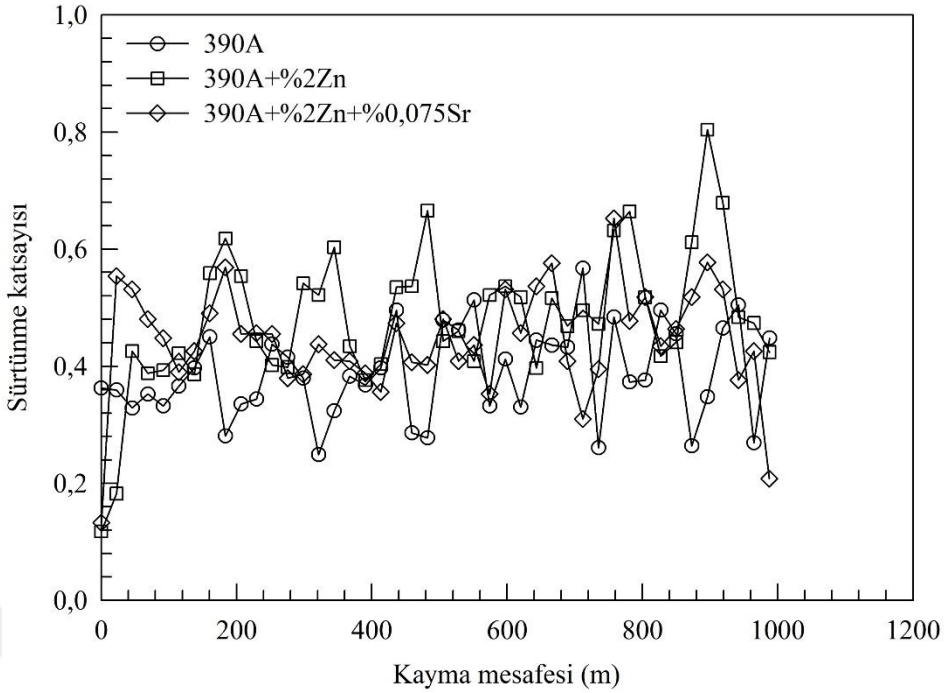
Şekil 89. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,3Sr alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.

3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular

Sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme ve ark yöntemiyle üretilmiş 390A, 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımlarının sürtünme katsayılarının kayma mesafelerine göre değişimini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 90 ve Şekil 91'de verilmiştir. Deneylerden hesaplanan ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı verileri toplu olarak Tablo 10'da verilmiştir. Söz konusu deneylerden elde edilen veriler, indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş olan 390A alaşımına yapılan %3 Zn ilavesinin hacim kaybı ve sürtünme katsayısını düşürdüğünü göstermektedir. 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımında ise %0,075Sr katkısının hacim kaybını ve sürtünme katsayısını artırdığı gözlenmiştir. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımına yapılan Zn ve Sr ilavelerinin hacim kaybı ve sürtünme katsayısı değerlerini artırdığı gözlenmiştir.



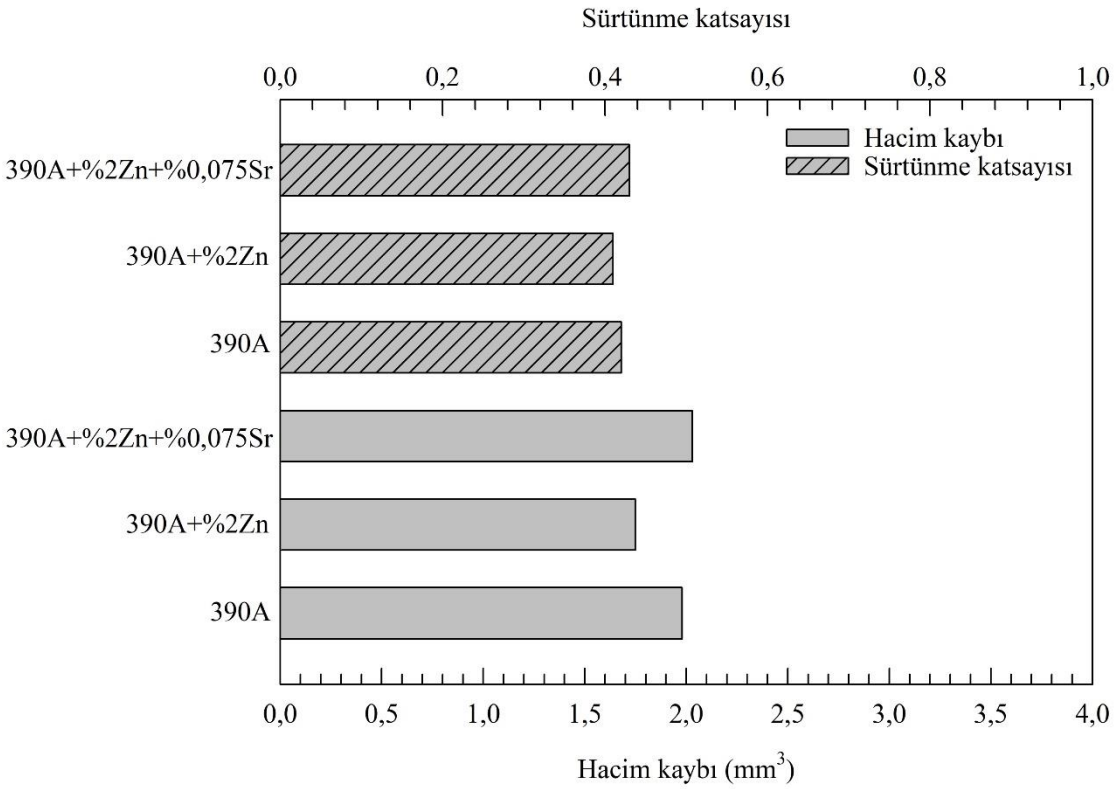
Şekil 90. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



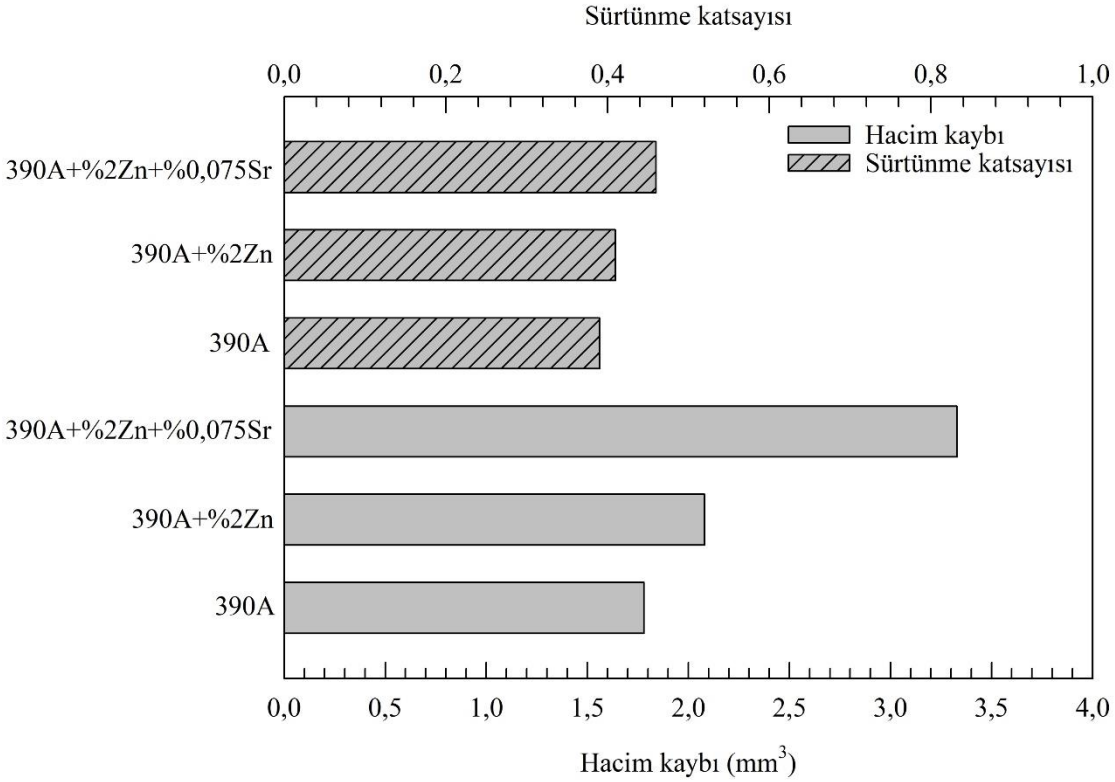
Şekil 91. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.

Tablo 10. Deneye tabi tutulan alaşımların toplu olarak sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri.

Alaşım	İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş		Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş	
	Sürtünme katsayısı	Hacim Kaybı (mm^3)	Sürtünme katsayısı	Hacim Kaybı (mm^3)
390A	0,4258	1,98	0,3900	1,78
390A+%2Zn	0,4122	1,75	0,4110	2,08
390A+%2Zn+%0,075Sr	0,4394	2,03	0,4633	3,33



Şekil 92. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren bar.

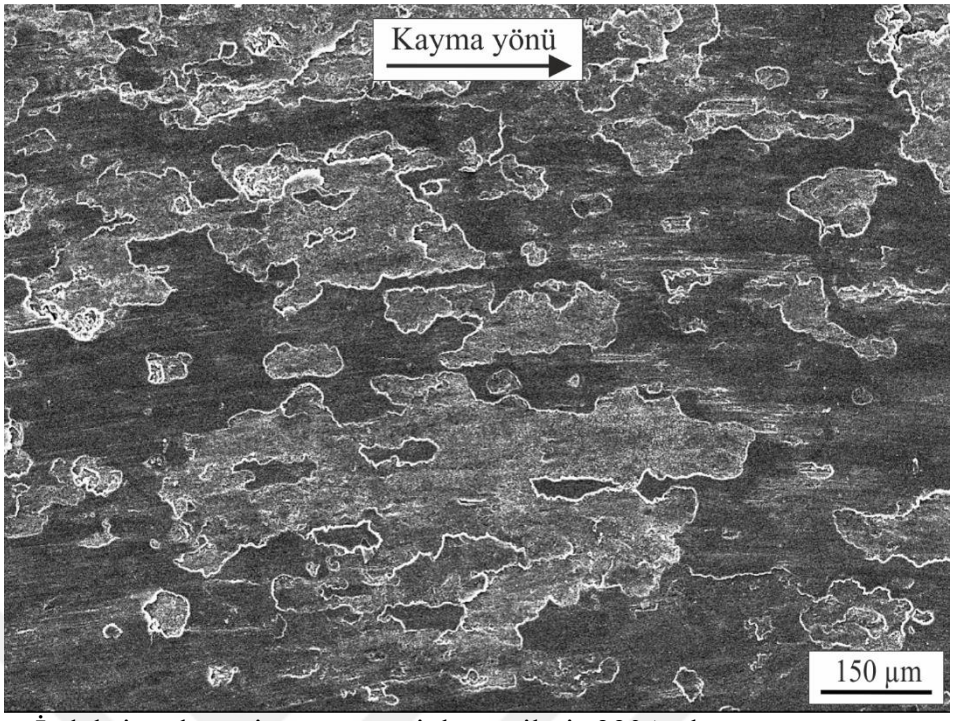


Şekil 93. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren bar.

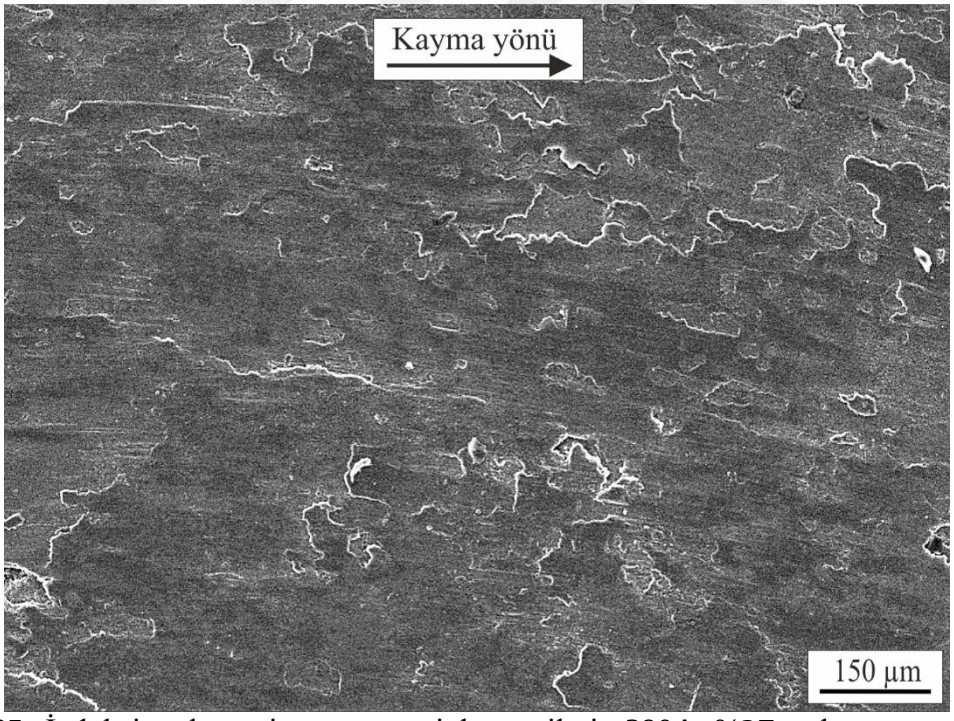
3.6. Aşınma Yüzeyleri ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

Sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutulan indüksiyonlu ergitme ve ark yöntemiyle üretilmiş 390A, 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımlarının aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 94-96 ve Şekil 97-99'de verilmiştir. Bu şekiller deney sırasında bütün alaşımların aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, çiziklerin ve soyulma tabakalarının yer aldığını göstermektedir. Çinko ve stronsiyum katkısı ile sıvama tabakalarının yüzeydeki oranının arttığı soyulmaların oranının ise azaldığı gözlendi, Şekil 95-96. Ayrıca ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların yüzeylerindeki soyulma bölgelerinin da indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilenlere göre yüzeysel olarak daha az olduğu gözlendi, Şekil 97-99. Aşınma deneylerinden sonra yüzeylerdeki sıvama ve soyulma tabakalarından elde edilen EDS analizi sonuçları Tablo 11 ve 12'de verilmiştir. Bu sonuçlardan söz konusu tabakalarda alaşım elementlerinin yanı sıra oksitlerin de yer aldığı anlaşılmaktadır.

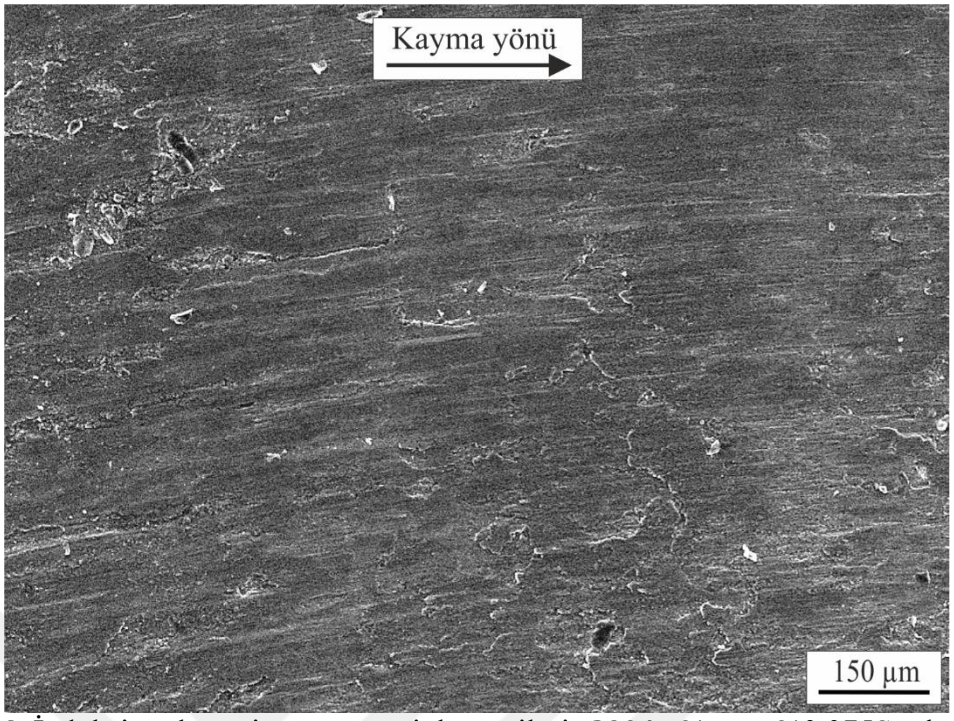
İndüksiyonlu ergitme ve ark yöntemiyle üretilmiş 390A, 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımlarının aşınma parçacıklarına ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 100-102 ve Şekil 103-105'te verilmiştir. Bu görüntülerden aşınma parçacıkların morfolojisinin irili ufaklı değişik boyutlara sahip olduğu ve çok fazla değişmediği gözlendi. İndüksiyonlu ergitme ve ark yöntemiyle üretilmiş alaşımların sürtünme-aşınma deney öncesi yüzeyindeki oksijen miktarını belirten element haritalama EDS görüntüleri sırasıyla Şekil 106-108 ve Şekil 109-111'de verilmiştir. EDS analizleri aşınma parçacıklarının kimyasal bileşimlerinin bu alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan sıvama tabakalarının kimyasal bileşimleri ile hemen hemen aynı olduğunu göstermiştir. Ayrıca deney sonrası içerdikleri oksijen miktarları, deney öncesine göre artığını EDS analizi ile doğrulanmıştır.



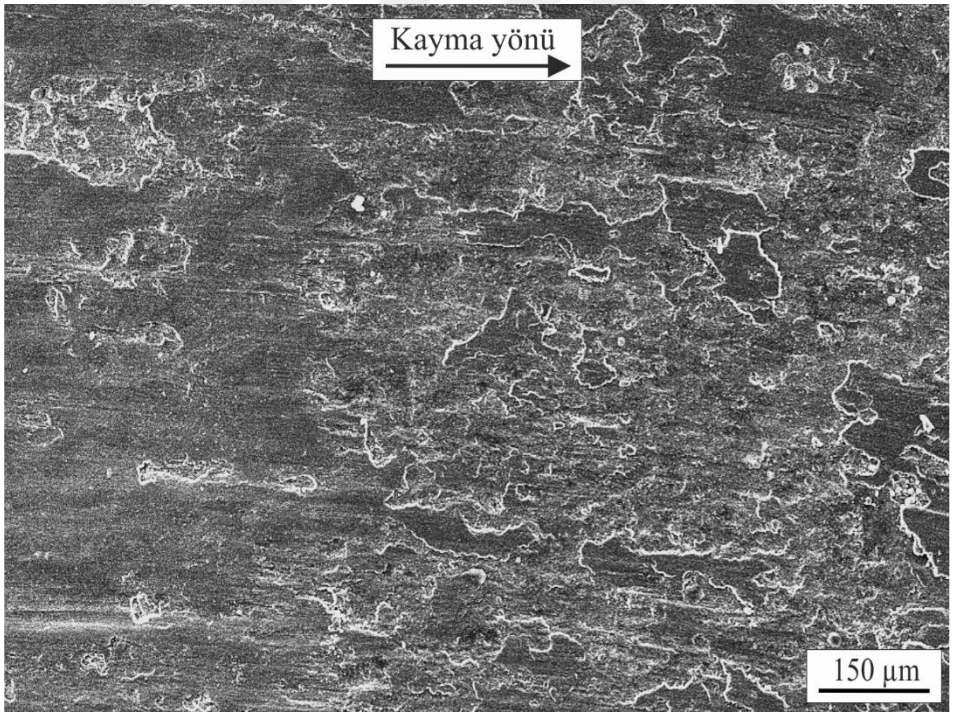
Şekil 94. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



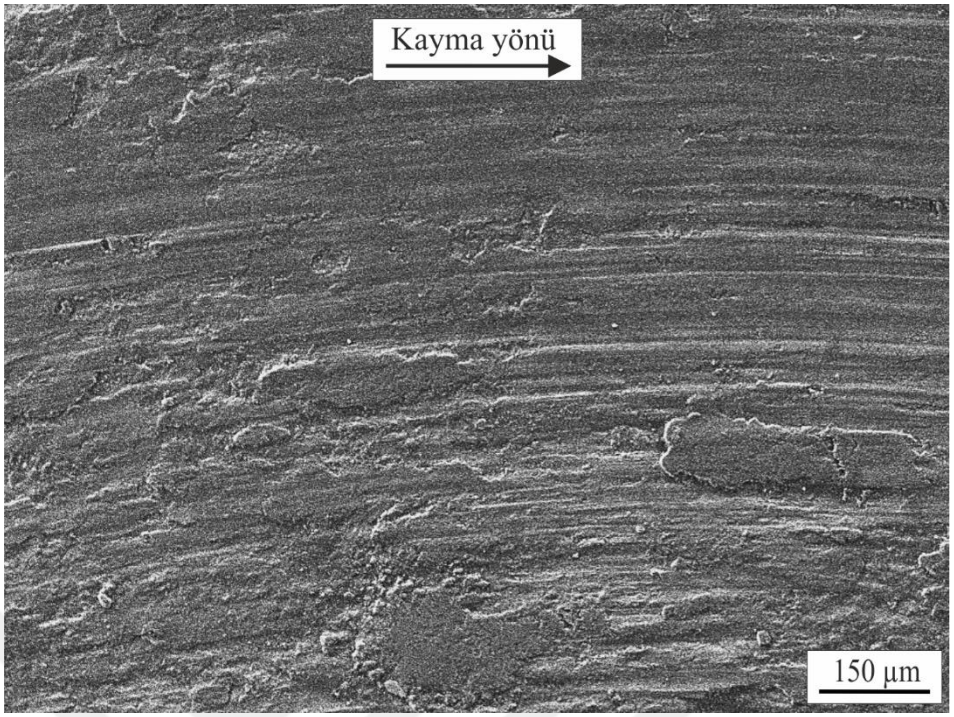
Şekil 95. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



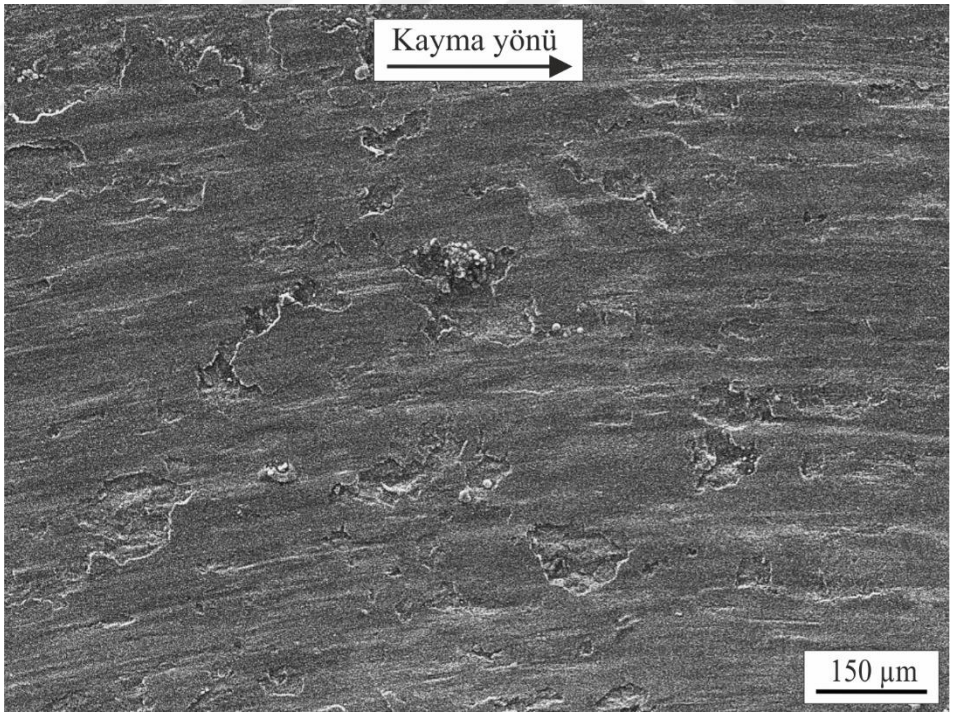
Şekil 96. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



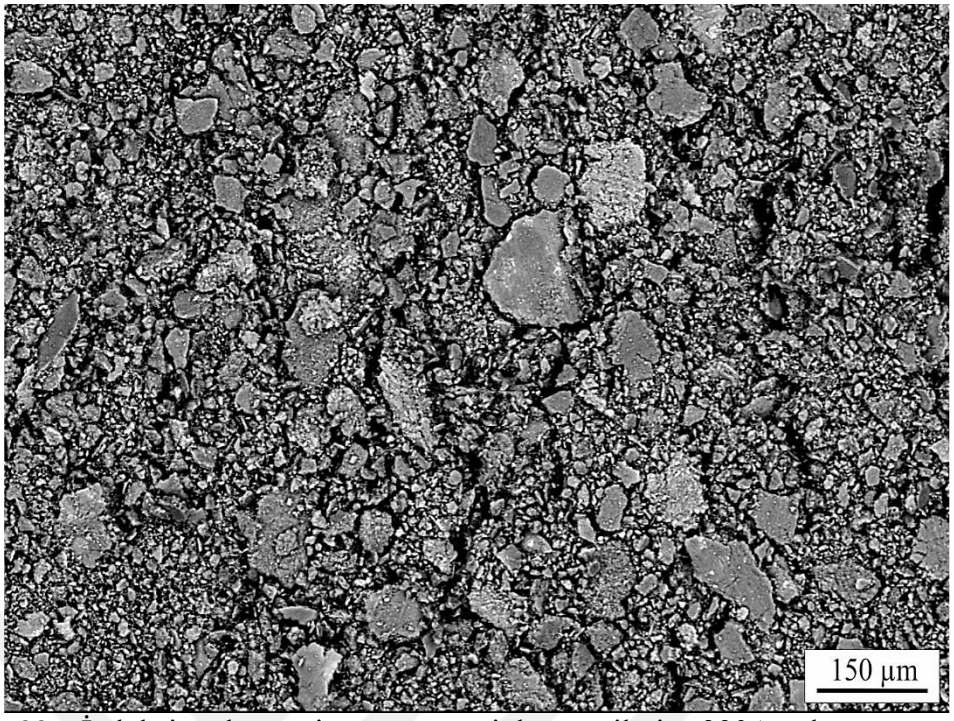
Şekil 97. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



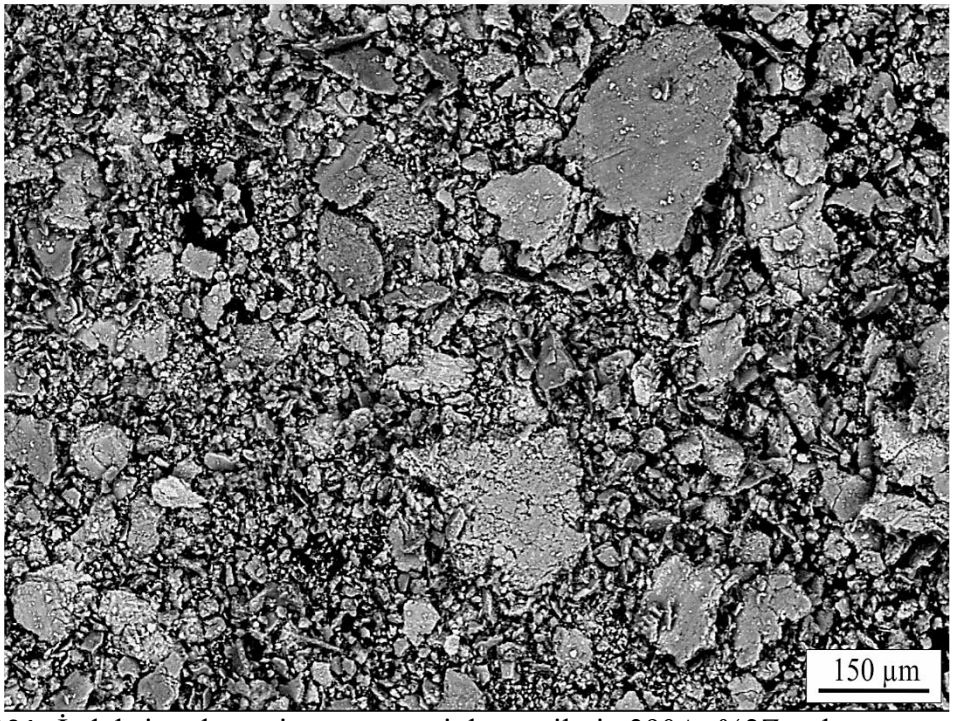
Şekil 98. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



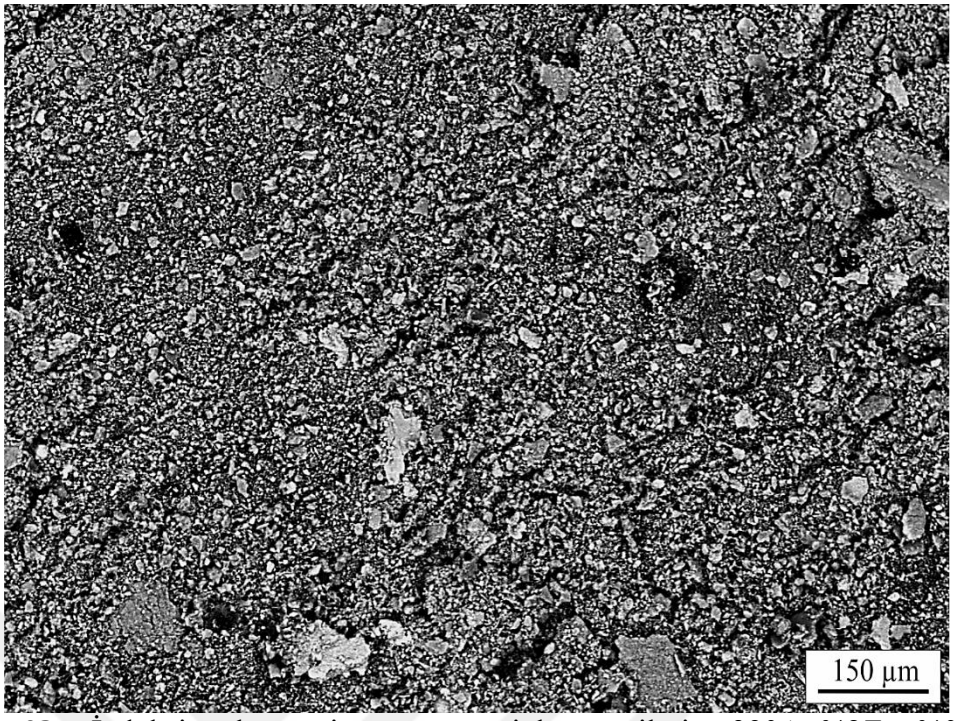
Şekil 99. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



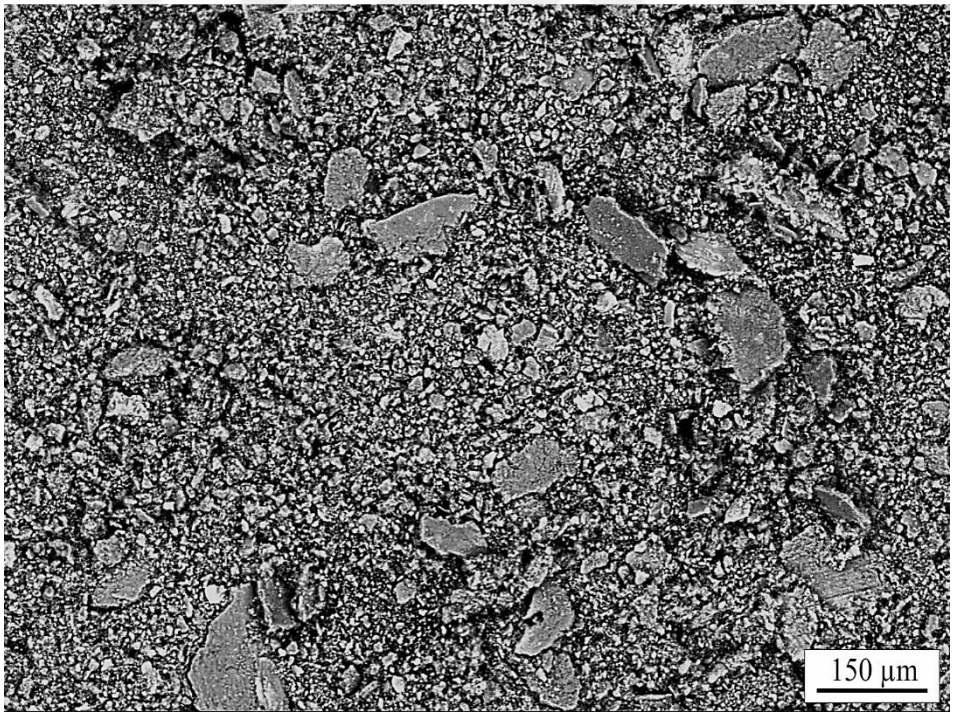
Şekil 100. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



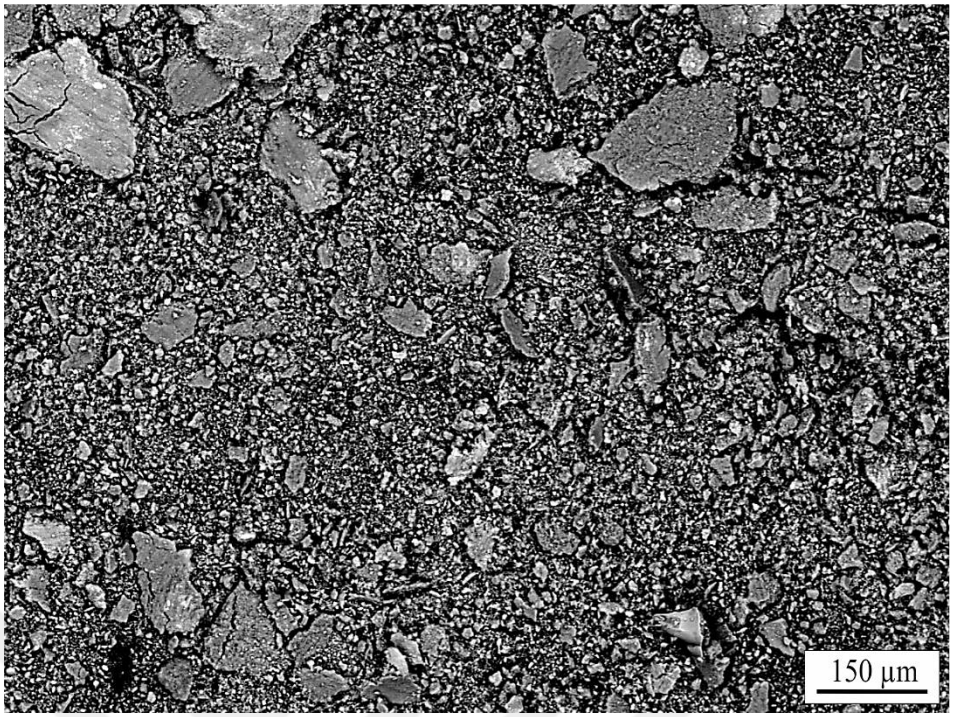
Şekil 101. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



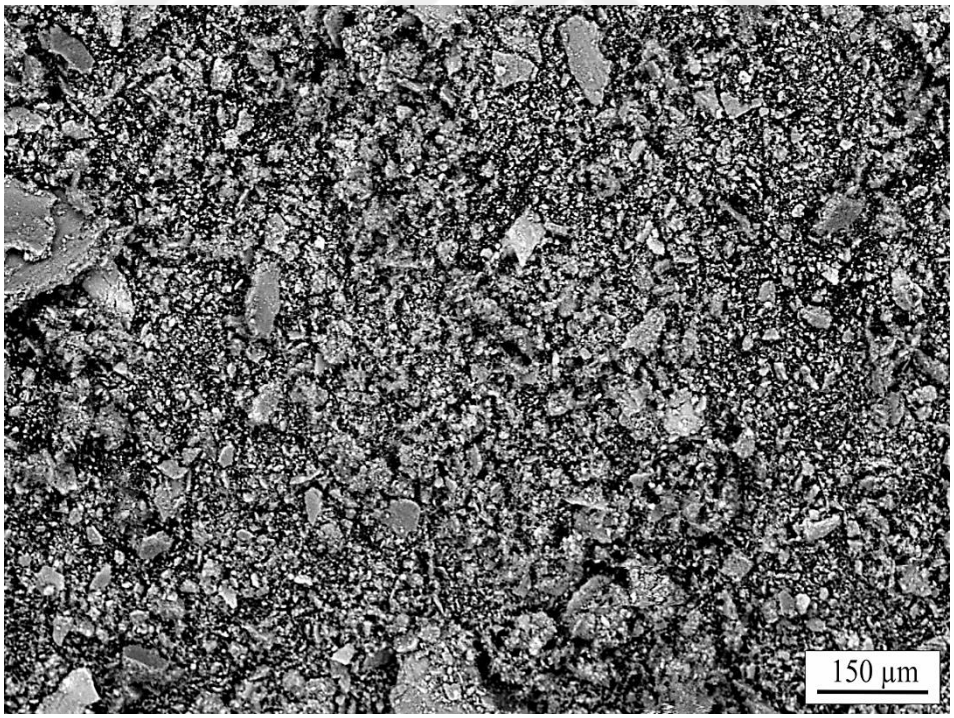
Şekil 102. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



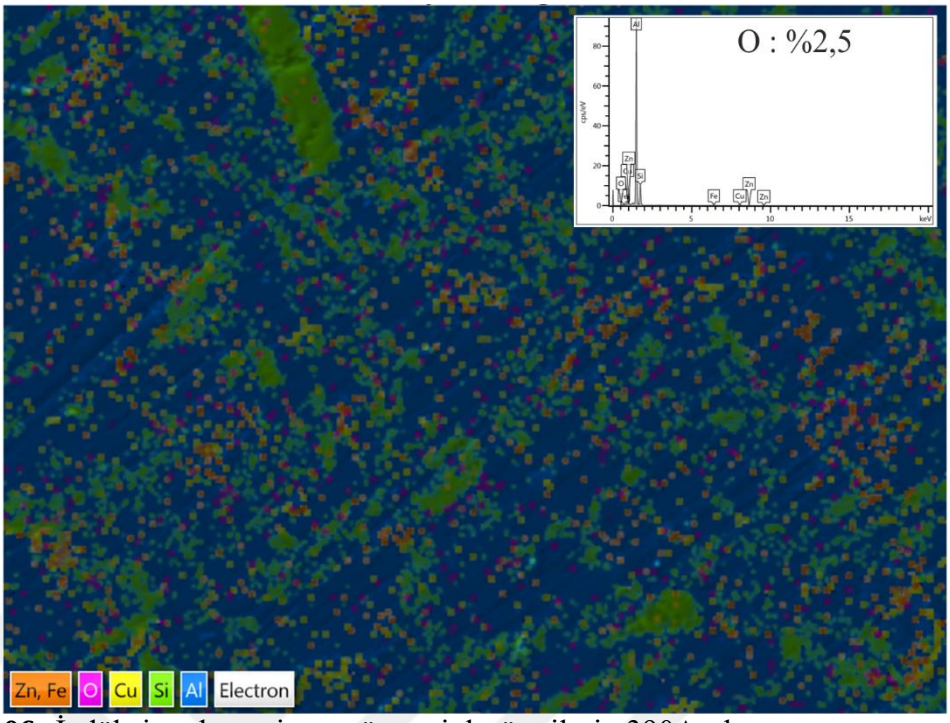
Şekil 103. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



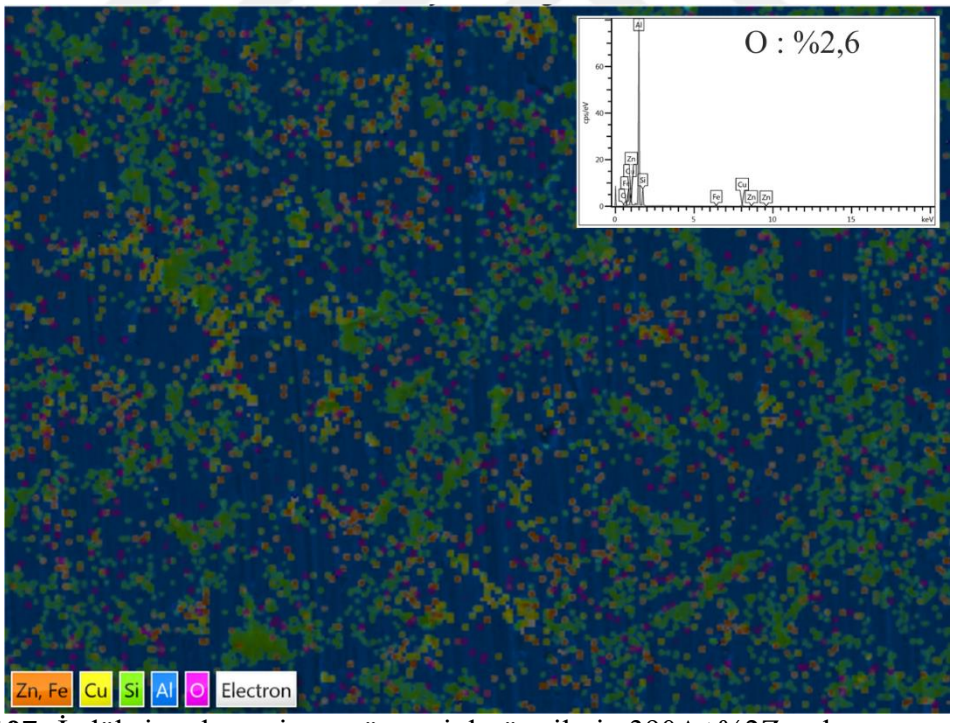
Şekil 104. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



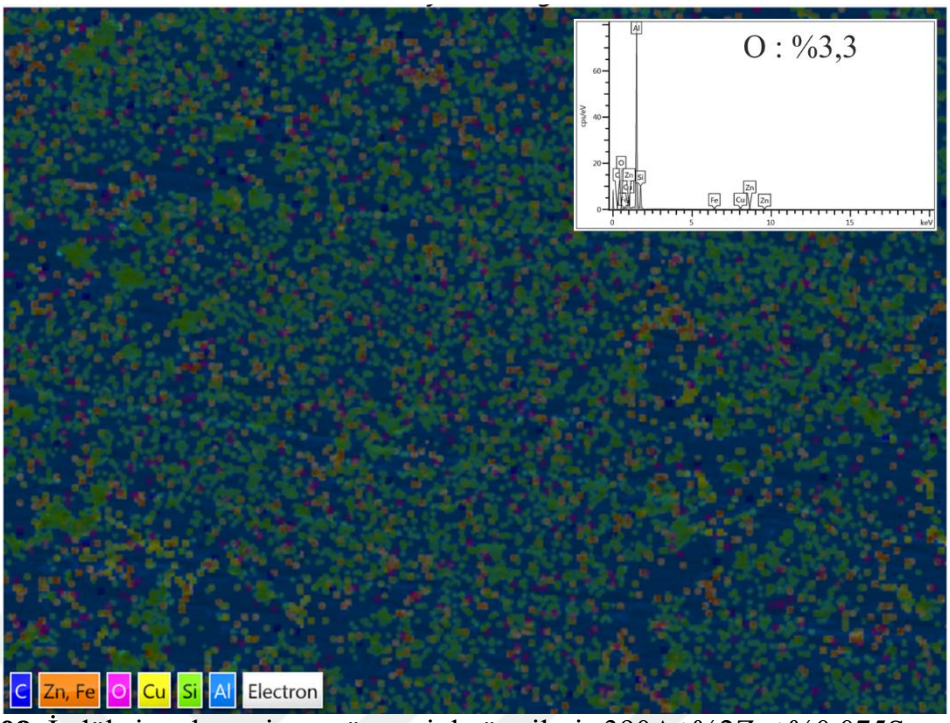
Şekil 105. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



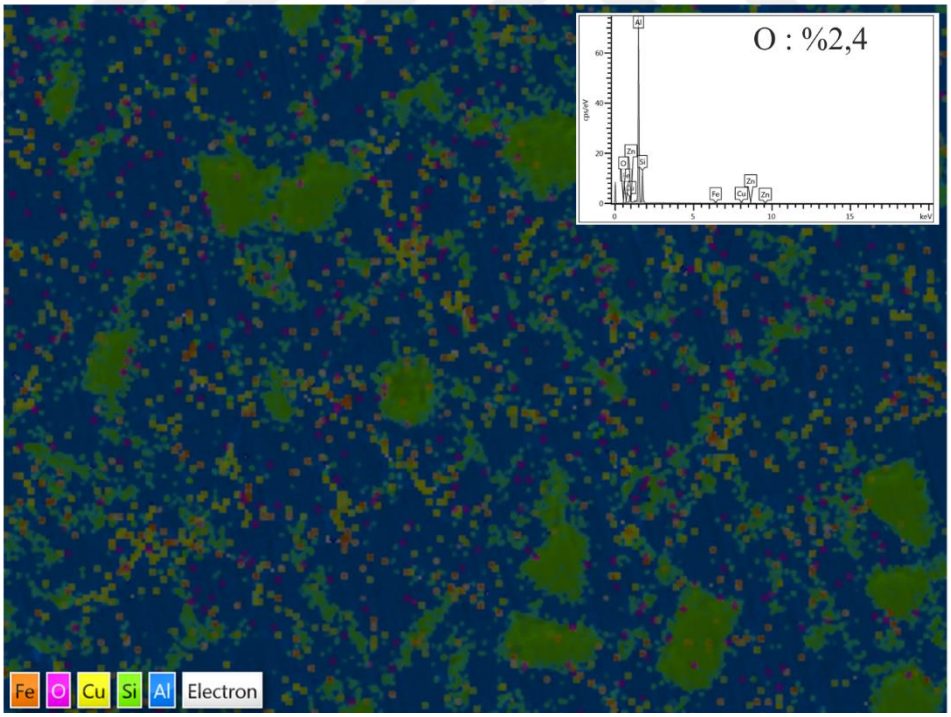
Şekil 106. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.



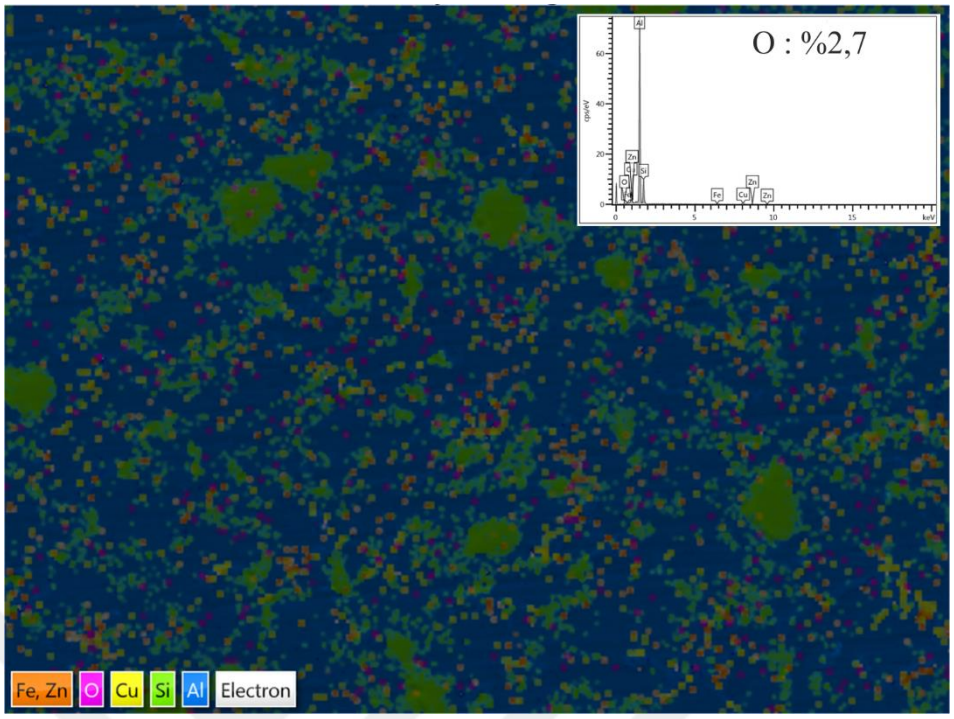
Şekil 107. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.



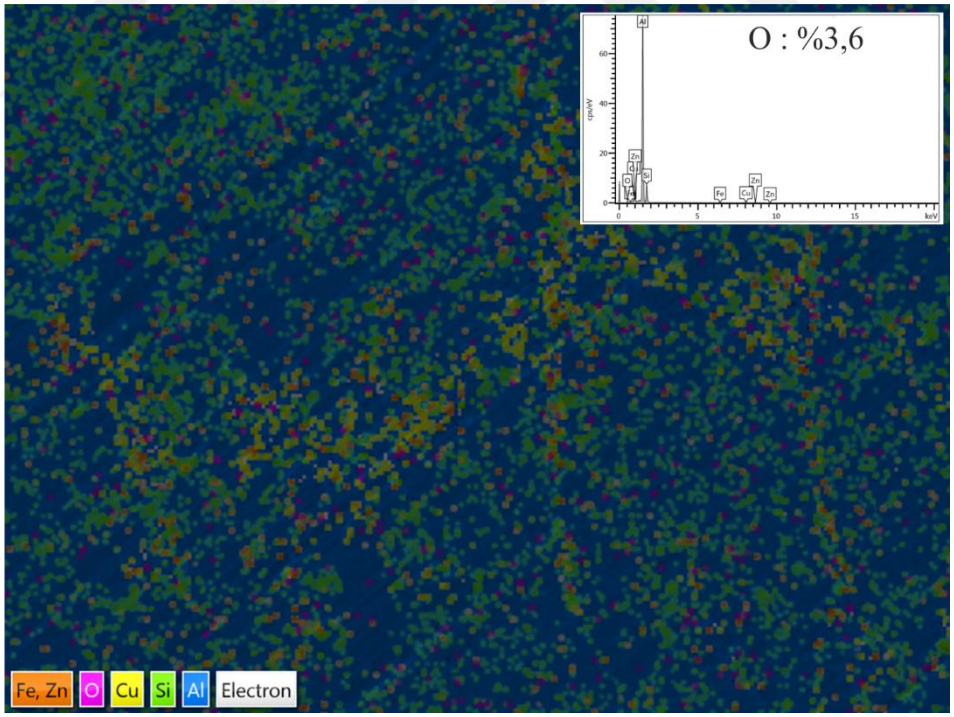
Şekil 108. İndüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.



Şekil 109. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A alaşımının aşınma deneyi öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.



Şekil 110. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn alaşımının aşınma deney öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.



Şekil 111. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımının aşınma deney öncesi oksijen miktarını gösteren EDS fotoğrafı.

Tablo 11. İndüksiyon ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma deneyi öncesi yüzeyinin kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları.

Alaşım	Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
	Si	Cu	Zn	Mg	Fe	Sr	O	Al
390A	20,3	4,3	0,7	0,56	1,3	-	2,5	Kalan
390A+%2Zn	15,3	4,5	2,8	0,52	1,0	-	2,6	Kalan
390A+%2Zn+%0,075Sr	18,2	3,8	2,9	0,58	1,1	<0,1	3,3	Kalan

Tablo 12. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma deneyi öncesi yüzeyinin kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları.

Alaşım	Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
	Si	Cu	Zn	Mg	Fe	Sr	O	Al
390A	20,0	3,0	0,8	0,57	1,3	-	2,4	Kalan
390A+%2Zn	20,7	4,1	3,1	0,54	0,9	-	2,7	Kalan
390A+%2Zn+%0,075Sr	21,4	3,9	2,8	0,58	1,0	<0,1	3,6	Kalan

Tablo 13. İndüksiyon ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları.

Alaşım			Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
			O	Si	Cu	Zn	Mg	Fe	Sr	Al
390A	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	36,0	10,7	3,4	< 1,0	< 0,5	1,0	-	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	20,7	13,7	2,1	< 1,0	< 0,5	1,2	-	Kalan
	Aşınma Parçacığı		32,6	32,6	10,5	< 1,0	< 0,5	0,7	-	Kalan
390A+%2Zn	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	29,4	13,1	3,4	< 1,0	< 0,5	0,9	-	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	19,3	11,5	3,4	1,2	< 0,5	0,8	-	Kalan
	Aşınma Parçacığı		22,4	13,0	3,1	2,0	< 0,5	0,7	-	Kalan
390A+%2Zn+%0,075Sr	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	24,1	12,8	4,2	< 1,0	< 0,5	0,9	<0,1	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	22,4	18,1	2,9	< 1,0	< 0,5	0,9	<0,1	Kalan
	Aşınma Parçacığı		38,3	9,2	3,2	< 2,0	< 0,5	0,8	<0,1	Kalan

Tablo 14. Ark ergitme yöntemiyle üretilmiş alaşımların aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları.

Alaşım			Kimyasal Bileşim (Kütlece %)							
			O	Si	Cu	Zn	Mg	Fe	Sr	Al
390A	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	19,8	10,1	3,2	1,0	< 0,5	1,0	-	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	16,5	10,8	4,2	1,1	< 0,5	1,0	-	Kalan
	Aşınma Parçacığı		32,8	10,7	3,0	0,5	< 0,5	0,9	-	Kalan
390A+%2Zn	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	18,0	12,6	3,8	2,0	< 0,5	0,9	-	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	13,9	11,9	3,2	2,1	< 0,5	0,8	-	Kalan
	Aşınma Parçacığı		40,5	8,9	2,7	0,8	< 0,5	0,9	-	Kalan
390A+%2Zn+%0,075Sr	Aşınma Yüzeyi	Sıvama tabakası	28,6	7,4	3,2	1,3	< 0,5	0,9	<0,1	Kalan
		Sıvamamış numune yüzeyi	20,8	14,6	3,2	2,7	< 0,5	1,1	<0,1	Kalan
	Aşınma Parçacığı		39,6	10,7	2,3	0,9	< 0,5	0,9	<0,1	Kalan

4. TARTIŞMA ve SONUÇLAR

İndüksiyonlu ergitme yöntemi ile üretilen standart bileşimdeki 390A alaşımının içyapısının α-alüminyum, ötektik ve primer silisyum parçacıkları ile θ ($CuAl_2$), β (Al_5FeSi), δ (Al_4FeSi_2) ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarından oluştuğu gözlendi, (Şekil 20). Ötektik Al-Si parçacıklarının ince ve uzun, primer silisyum parçacıklarının ise değişik geometrilerde olup genellikle iri ve keskin kenarlı köşeli bir yapıda olduğu, θ fazının bakırca zengin olup α bölgeleri aralarında oluştuğu, β, δ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının ise α-alüminyum faz bölgelerinde veya intermetalik θ fazının üzerinde oluştuğu görüldü (Şekil 20). İçyapının ana matrisini oluşturan α-alüminyum ve silisyum parçacıklarının oluşumu ikili Al-Si faz diyagramına (Şekil 1) ve alaşımın katılaşma davranışı yardımıyla açıklanabilir. Şöyle ki, bu faz diyagramına göre ötektik üstü (Si oranı > %12,6) bileşimdeki Al-Si alaşımlarının katılaşmasında önce ergime noktası alüminyumdan yüksek (yaklaşık 1414 °C) olan primer silisyum parçacıkları katılaşmaktadır. Katılaşma devam ettikçe sıvı metal içerisindeki silisyum oranı azalırken alüminyum oranı artmaktadır. Bu değişim silisyum oranı ötektik bileşime gelene kadar devam etmektedir. Sıvı metalin sıcaklığı ötektik bileşim sıcaklığına (yaklaşık 577 °C) bileşimi ise ötektik bileşim oranına (% 87,4 Al ve %12,6Si) geldiğinde alüminyumca zengin α-alüminyum üzerinde ince ve uzun yapıya sahip olan Si parçacıklarının yer aldığı ötektik Al-Si fazı oluşmaktadır [83,84]. Alüminyumca zengin α-alüminyum fazının ergime sıcaklığı ötektik fazdan yüksek olduğu (yaklaşık 660 °C) için denge dışı soğuma nedeniyle ötektik Al-Si fazından önce katılaşmış olabilir.

Bakırca zengin θ fazının sıvı metalin sıcaklığı yaklaşık olarak 620 °C'ye düştüğünde alaşımın içyapısındaki bakırın alüminyum ile tepkimeye girip $CuAl_2$ bileşiği oluşturması sonucunda meydana geldiği bilinmektedir [15, 21]. SEM incelemelerinde θ fazının, α-alüminyum bölgelerinin aralarında oluştuğu görüldü, Şekil 20. EDS analizleri alaşımın içyapısındaki bakırın bir kısmının da α-alüminyum ve ötektik alüminyum içerisinde çözündüğünü göstermiştir, Tablo 4. Bakırın oda sıcaklığında alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün Al-Cu faz diyagramına göre yaklaşık % 0,5 civarında olmasına rağmen bu çalışmada yapılan EDS analizlerindeki çözünürlüğün daha fazla olmasının denge dışı soğumadan kaynaklandığı düşünülmektedir. 390A alaşımının içyapısında görülen δ (Al_4FeSi_2), β (Al_5FeSi) ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının safsızlık elementlerinin alaşım elementleri ile reaksiyonu sonucunda oluşan intermetalik bileşikler

olduğu bilinmektedir [53, 62, 85-88]. Şöyle ki, demir alüminyum ve silisyum ile reaksiyona girerek δ (Al_4FeSi_2) fazını oluşturmaktadır [85]. Soğuma devam ettikçe bu faz peritektik reaksiyon (Sıvı + δ- Al_4FeSi_2 → β-Al_5FeSi +Si) ile β (Al_5FeSi) fazını oluşturur [85]. Bu reaksiyon sonucunda silisyum oranı nispeten yüksek olan δ fazındaki silisyum difüzyona uğramakta ve δ fazı silisyum oranı daha düşük olan β fazına dönüşmektedir. Ancak, dengesiz soğuma, kısa katılaşma süresi ve alaşımdaki silisyum oranının yüksek olması nedeniyle dönüşüm tam olarak gerçekleşmemekte ve yapıda δ ile β fazları birlikte bulunmamaktadır. Yapıdaki β fazı alaşımın bileşiminde safsızlık nedeniyle bulunan Mn ile reaksiyona (Sıvı + β-Al_5FeSi→Al+Si+α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$) girerek iskelet şekilli yapıya sahip α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si$ fazını oluşturmaktadır [85-88]. Literatürde Al-Si alaşımlarında demir esaslı intermetalik fazların oluşma eğiliminin Fe, Mn ve Cr elementlerinin yapıdaki oranına bağlı olarak belirlenen Sludge faktörü (Eşitlik I) ve Fe/Mn oranına bağlı olarak da öngörülebileceği ortaya koyulmuştur [86-88]. Şöyle ki, Sludge faktörü 1,25'den yüksek olması durumunda demirce zengin intermetalik fazların oluşacağı, Fe/Mn oranı artıkça bu intermetalik fazların oranının artacağı ve bu oranın 2'den büyük olması durumunda β fazındaki Mn ve Cr elementlerinin demirle birleşerek α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazını oluşturacağı ifade edilmektedir [88-90]. Bu çalışma kapsamında üretilen alaşımlar için hesaplanan Sludge faktör değerleri Tablo 13'de verilmiştir. Bu tabloda da görüleceği üzere 390A alaşımı için Sludge faktörü 1,25'in üzerinde olup, söz konusu alaşımın içyapısında EDS analizleri ile (Tablo 5) ile belirlenen β, δ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ oluşumu Sludge faktörü yöntemiyle de uyumludur.

$$\text{Sludge faktörü (SF)} = (1 \times \%\,\text{Fe}) + (2 \times \%\,\text{Mn}) + (3 \times \%\,\text{Cr}) \qquad \text{(I)}$$

Tablo 15. Alaşım içerisindeki kütlece ağırlık %Fe, Mn ve Cr oranlarına göre Sludge Faktörü.

Alaşım	Fe	Mn	Cr	Sludge Faktörü	Fe/Mn Oranı
390A	0,99	0,12	0,020	1,29	8,25
390A+%2Zn	1,00	0,12	0,020	1,30	8,33
390A+%2Zn+%0,01Sr	1,34	0,14	0,020	1,68	9,57
390A+%2Zn+%0,05Sr	1,30	0,14	0,020	1,64	9,28
390A+%2Zn+%0,075Sr	1,29	0,14	0,018	1,62	9,21
390A+%2Zn+%0,1Sr	1,27	0,14	0,012	1,58	9,07
390A+%2Zn+%0,2Sr	1,23	0,13	0,020	1,57	9,46
390A+%2Zn+%0,3Sr	1,24	0,13	0,020	1,56	9,53

390A alaşımına %3 çinko ilavesi yapılarak üretilen 390A+%2Zn alaşımının içyapısında 390A alaşımının içyapısında gözlenen fazlardan başka yeni bir faz oluşmamış ancak, α, θ, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının ve ötektik silisyum parçacıklarının az da olsa küçüldüğü gözlendi, (Şekil 21). Yeni bir fazın oluşmaması ilave edilen çinkonun söz konusu 390A alaşımının yapısındaki alüminyum içerisinde tamamen çözünmesinden kaynaklanmaktadır. İkili Al-Zn ve üçlü Al-Si-Zn faz diyagramlarından (Şekil 4, Şekil 8) çinkonun silisyum içerisinde çözünemediği, alüminyum içerisinde ise çözünebildiği zaten bilinmektedir. Söz konusu alaşım numuneleri üzerinde yapılan EDS analizlerinden elde edilen bulgular da bu bilgi ile uyumlu çıkmıştır. Şöyle ki, EDS analizlerinde (Tablo 4) çinkonun α fazı içerisinde maksimum % 3,8, ötektik alüminyum fazı içerisinde maksimum % 3,7 ve θ fazı içerisinde maksimum % 1,7 değerine ulaştığı, ötektik ve primer silisyum parçacıklarının içerisinde çözünmediği görülmüştür. Söz konusu analizlerde çözünen çinko oranının α fazı ve ötektik alüminyum fazı içerisinde faz diyagramlarındaki belirlenen çözünürlük değerinden fazla olması denge dışı soğuma sonucunda difüzyon için yeterli zamanın olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Alüminyumca zengin α ile θ, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının ve ötektik silisyum parçacıklarının küçülmesi çinko katkısıyla soğuma hızının artmasından kaynaklanmış olabilir. Literatürde de Al-Si alaşımlarında çinko içeriğinin %1,8'i aşması durumunda demirce zengin intermetalik fazların oluşumunun hızlandığı, bunun soğuma hızının artmasından kaynaklandığı ifade edilmektedir [85].

İndüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarının içyapısındaki α-Al fazının ve ötektik silisyum parçacıklarının boyutlarının 390A+%2Zn alaşımına göre küçüldüğü, boyut küçülmesinin ötektik silisyum parçacıklarında daha belirgin olduğu gözlendi, Şekil 22-27. Stronsiyum ilavesiyle meydana gelen bu değişimler döküm sonrası soğuma koşullarına dayandırılarak açıklanmaktadır [83, 84]. Şöyle ki, stronsiyum ilavesinin ötektik dönüşüm boyunca açığa çıkan ısının artmasına ve stronsiyum ilavesi içermeyen Al-Si alaşımlara göre ötektik dönüşüm sıcaklığının düşmesine, ötektik noktanın sağ tarafa yani başka bir deyişle daha yüksek silisyum oranına doğru kaymasına ve bu yüzden çekirdek büyümesinin daha düşük sıcaklıkta başlamasına neden olduğu bilinmektedir [32, 91-93]. Çekirdekleşme sıcaklığındaki bu düşme özellikle ötektik silisyum çekirdeklerinin etrafındaki katılaşmayı engellemekte, bir başka deyişle çekirdek büyümesini azaltmakta, bu nedenle ötektik silisyum parçacıkları daha ince taneli kalmaktadır. Stronsiyum katkısıyla 390A+%2Zn alaşımının

içyapısındaki primer silisyum parçacıklarının parçalandığı veya küçüldüğü, %0,075Sr oranında ise dendritik bir form aldıkları görülmüştür, Şekil 24. Stronsiyum ilavesi ile primer silisyum parçacıklarının parçalanması veya küçülmesi Al-Si alaşımlarında primer silisyum parçacıklarının büyümesini sağlayan ikiz düzlem kenar eklenmesi [Twin Plane Reentrant Edge (TPRE)] mekanizmasının engellenmesine dayandırılarak açıklanmaktadır [94, 95]. Şöyle ki, primer silisyum parçacıklarının yapısı alaşımın çekirdeklenme ve büyüme davranışına bağlıdır. Alüminyum yüzey merkezli, silisyum ise elmas kübik kristal yapıya [96] sahiptir. Bu nedenle silisyum parçacıkları yönlü büyüme eğiliminde olup anizotropiktir. Fakat stronsiyum ilavesi ile TPRE mekanizması olumsuz etkilenerek primer silisyum parçacıklarının ayrı yönlerde büyümesini engellemekte ve silisyum parçacıkları daha küçük kalmaktadır. Silisyum parçacıklarının dendritik formunun, stronsiyumun silisyum parçacıkları ile sıvı metal ara yüzeyinde birikerek büyümeyi lokal olarak engellemesi sonucunda, parçacıkların sınırlarında çukurların ve dallanmaların oluşması nedeniyle meydana geldiği bilinmektedir [94-96]. Stronsiyum oranının %0,075'i aşması durumunda silisyum fazının dendritik yapısının parçalandığı ve artan Sr oranıyla birlikte primer silisyum parçacıklarının tekrar büyüdüğü gözlendi, Şekil 25-27. Bu durumun Al-Si alaşımlarındaki stronsiyum oranının belli değerleri aşması durumunda tane büyüme sıcaklığının düşmesi ve Al_2Si_2Sr intermetalik fazının oluşması nedeniyle çekirdeklendirici etkinin azalmasından kaynaklandığı bilinmektedir [97].

Stronsiyum ilavesiyle θ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının az da olsa inceldiği görülmüştür, Şekil 22-27. Demir içeren δ fazının ise stronsiyum %0,01 Sr ilavesiyle önce ince uzun bir formda büyüdüğü, ancak artan Sr oranıyla %0,075 oranına kadar küçüldüğü, bu orandan sonra ise tekrar büyümeye başladığı gözlenmiştir, Şekil 24. Ayrıca alaşımdaki stronsiyum oranı %0,075'i aştığında içyapıda intermetalik Al_2Si_2Sr ve μ (Al-Fe-Si-Mn) fazlarının oluştuğu da görülmüştür, Şekil 25-27. Al_2Si_2Sr intermetalik fazının, stronsiyum ilavesiyle soğuma hızının artması nedeniyle silisyumun çekirdekleşme sıcaklığının azalmasından ve yapısal modifikasyon süresince çekirdekleşme bölgelerinin zehirlenmesinden kaynaklandığı bilinmektedir [97, 98]. Demir oranı yüksek intermetalik μ fazının ise literatürde henüz tanımlanmamış olan yüksek soğuma hızı nedeniyle dönüşmemiş kararsız bir faz olduğu düşünülmektedir.

Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımın içyapısında indüksiyonla ergitilmiş duruma benzer olarak α-alüminyum, ötektik ve primer silisyum parçacıkları ile θ ($CuAl_2$),

β (Al_5FeSi), δ (Al_4FeSi_2) ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının oluştuğu, farklı her hangi bir fazın oluşmadığı gözlenmiştir Şekil 28. Ancak α, θ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının az da olsa küçüldüğü, ötektik silisyum parçacıklarının kısa ve kalın bir form aldığı, primer silisyum parçacıklarının ise daha homojen dağılarak yapı içerisindeki miktarının arttığı gözlendi Şekil 28. Bu durumunun ark ergitme yönteminde ergitme sonrasında soğumanın bir başka deyişle katılaşmanın daha hızlı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bilindiği üzere, metal ve alaşımların katılaşması sırasında soğuma hızı arttıkça çekirdekleşme hızı artmakta, difüzyon için gerekli zaman azalmakta, bu da sıvı metal içerisinde oluşan çekirdeklerin büyümesine engel oluşturarak tanelerin ince kalmasına yol açmaktadır [19, 99, 100].

Ark ergitme yöntemiyle üretilen %3Zn içeren 390A alaşımının içyapısında α-Al tanelerinin bu yöntemle üretilen 390A alaşımındakilere göre daha ince ve çok sayıda olduğu, ötektik silisyum parçacıklarının az da olsa küçüldüğü, demirce zengin olan intermetalik α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ ve β fazlarının küçülüp miktarlarının arttığı görüldü Şekil 29. Bu bulgular indüksiyonla ergitme yöntemindeki bulgularla hemen hemen aynı olup bu yöntemde de olduğu gibi çinkonun soğuma hızını artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [85].

Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında 390A+%2Zn alaşımında görülen fazlara ilave olarak sadece μ fazı oluşmuştur, Şekil 30-35. Stronsiyum katkısıyla 390A+%2Zn alaşımındaki ötektik ve primer silisyum parçacıkları ile intermetalik α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazı küçülmüş, β fazının boyutlarında ise önemli bir değişiklik olmamıştır, Şekil 30-35. Ayrıca ötektik Al-Si faz bölgelerinin büyüdüğü α-Al tanelerinin birleşerek dendritik formda kümelenmiştir, Şekil 30. İntermetalik δ fazı %0,01Sr oranında incelerek uzamasına rağmen stronsiyum oranı arttıkça kısalmış, bu kısalma %0,05Sr oranından sonra durmuştur, Şekil 31. Ayrıca 390A+%2Zn alaşımına yapılan stronsiyum ilavesinin %0,1 ve daha yüksek olması durumunda içyapıda Al_2Si_2Sr fazının oluşmuştur, Şekil 33-35. Ötektik fazının oranın artması Sr ilavesi nedeniyle soğuma hızının artıp ötektik noktanın daha yüksek silisyum oranına kaymasından, fazlarda görülen küçülme ise yüksek soğuma hızı nedeniyle çekirdekleşme ve tane büyümesinin sınırlanmasından kaynaklanmaktadır [19, 99, 100].

Ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarla indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların içyapıları karşılaştırıldığında, ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda α-Al, θ, δ, β ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının daha küçük olduğu, ötektik ve

primer silisyum parçacıklarının ise hem daha ince yapılı hem de daha homojen dağıldığı görülmektedir, Şekil 28-29. Ark ergitme yöntemiyle üretilen stronsiyumlu 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında ötektik faz bölgelerinin hacimsel oranının arttığı, primer silisyum parçacıklarının ise yok denecek kadar az oluştuğu ve ötektik silisyum parçacıklarından ayırt edilmelerinin zorlaştığı gözlendi, Şekil 30-35. Ark ergitme yöntemi ile üretilen alaşımların fazlarında görülen boyut küçülmesinin hızlı soğumadan kaynaklandığı düşünülmektedir [85]. Ötektik fazın hacimsel oranının artmasının ise ötektik noktanın hızlı soğuma nedeniyle daha yüksek silisyum oranına doğru kaymasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Alüminyum, silisyum, demir ve eser miktarda mangan içeren μ fazı indüksiyonla üretilen alaşımlarda %0,1Sr oranında oluşurken, ark ergitme yönteminde %0,01 Sr oranında oluştuğu gözlenmiştir Şekil 25, Şekil 31. Bu durum μ fazının soğuma hızı arttıkça oluşan bir faz olduğunu ortaya koymaktadır. Soğuma hızının azalması durumunda ise oluşmasının zorlaştığı veya hiç oluşmadığı anlaşılmaktadır. Düşük soğuma hızlarında bu fazın oluşmaması bu fazın kararsız bir faz olduğunu ortaya koymaktadır.

İncelenen alaşımların içyapısındaki fazların 2θ (Bragg) açıları; α-Al için 38°, 45°, 65°, 78° ve 83°, silisyum için 28°, 47°, 56°, 69°, 76° ve 88°, θ (Al2Cu) için 28°, 45°, 56° ve 69° ve demirce zengin intermetalik β, δ, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$, μ fazları için 44° ve 45° olarak belirlenmiştir Şekil 36-43 ve Şekil 44-51. Ayrıca 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında stronsiyum oranının %0,1'e ulaşması durumunda 44 ve 69°'lerde Al_2Si_2Sr fazının (pikinin) oluştuğu görülmüştür, Şekil 41-43. Daha düşük Sr oranlarında bu piklerin görülmemesi stronsiyumun alüminyum ve/veya silisyum içerisinde çözündüğünün bir göstergesi olabilir. XRD desenlerinden ayrıca ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların XRD desenlerinin şiddetinin indüksiyonlu ergitme yöntemiyle üretilenlere göre nispeten daha yüksek olduğu Şekil 44-51, bununda tane incelmesinden bir başka deyişle fazlara ait tane sayılarının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

390A alaşımının sertlik değerinde çinko oranının %3'e çıkarılmasıyla önemli bir artış elde edilmiştir, Tablo 9, Şekil 52. Bu artış hem indüksiyonla ergitme hem de ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda gözlenmiştir, Tablo 9, Şekil 52. Alaşımdaki çinko oranının artırılmasıyla sertlik değerindeki elde edilen bu artışın katı çözelti sertleşmesi mekanizmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şöyle ki, alaşımların içyapısını oluşturan fazlarda katı çözünürlük oranının artması durumunda katı çözelti sertleşmesi mekanizmasının da arttığı bilinmektedir [47, 101]. Çalışmamızda da çinko

ilavesiyle fazların içerisinde çözünen çinko oranının arttığı belirlenmiştir. Şöyle ki, EDS analizlerinde indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımında çinkonun α fazı içerisinde en fazla %0,9, ötektik alüminyum fazında en fazla %0,8, θ fazında ise en fazla %0,6 çözündüğü belirlenmiştir, Tablo 4. 390A+%2 Zn alaşımında ise çinkonun α fazı içerisinde en fazla %3,8, ötektik alüminyum fazında en fazla %3,7, θ fazında ise en fazla %1,7 çözündüğü tespit edilmiştir, Tablo 4. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımında çinkonun α fazı içerisinde en fazla %0,8, ötektik alüminyum fazında en fazla %0,6 , θ fazında ise en fazla %0,5 çözünürken, 390A+%2Zn alaşımında çinkonun α ve ötektik alüminyum fazı içerisinde en fazla %2,6, θ fazında ise en fazla %2,9 çözündüğü belirlenmiştir, Tablo 6. Dolayısıyla çinko ilavesi ile sertliğin artmasının nedeninin katı çözelti sertleşmesi etkisi olduğu açıkça ifade edilebilir [47, 101].

İndüksiyonla döküm yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında sertliğin %0,075Sr oranına kadar artıp bu orandan sonra azalarak sabit değerlere ulaştığı görüldü, Şekil 52. Stronsiyum ilavesiyle alaşımlarının sertliklerinin artması içyapılarındaki ötektik silisyum parçacıklarının parçalanarak daha homojen dağılmasından ve içyapıdaki ince uzun yapılı δ fazının küçülmesinden kaynaklanmış olabilir. Ayrıca stronsiyum ilavesi ile α alüminyum fazının içyapıdaki oranının azalması, ötektik alüminyum fazının artması sertlik değerlerinin artmasında katkıda bulunmuş olabilir. Alaşımların %0,075Sr oranından sonra sertliklerinde meydana gelen azalma ise ötektik noktanın daha yüksek silisyum oranına kayması sebebiyle içyapıdaki primer silisyum oranının azalması, δ fazının tekrar büyümesi μ ve Al_2Si_2Sr oluşması nedenlerinden dolayı katı çözelti sertleşmesi etkisinin azalmasından kaynaklanmış olabilir.

Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşıma Sr ilavesinin alaşımlarda sertliğin indüksiyonla üretilenlere benzer olarak %0,075Sr oranına kadar arttığı, ancak farklı olarak daha fazla stronsiyum içeren alaşımlarda %0,075Sr oranında elde edilen sertliğe göre önemli bir değişiklik olmadığı görülmüştür, Şekil 52. Bu durum sertliğinin nispeten düşük olduğu bilinen α-alüminyum fazının %0,075Sr oranına kadar azalıp ötektik fazın yapıdaki hacimsel oranının artmasından, bu orandan sonra ise söz konusu fazların içyapıdaki hacimsel oranlarında herhangi bir değişim olmamasına bağlı olabilir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda indüksiyonla ergitme yöntemi ile üretilenlere göre daha yüksek sertlik değerlerinin elde edilmiştir, Şekil 55. Bu durumun ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda hem α fazının hacimsel oranının azalması, hem ötektik faz oranının artması, hem de ötektik faz içerisindeki silisyum parçacıklarının

balık kılçığı veya tüysü formda daha ince ve sık dizilmesi [94, 95] nedeniyle dispersiyon sertleşmesi etkisinin daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [66].

İndüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımının ticari 390A alaşımına göre daha yüksek çekme mukavemeti ve kopma uzaması sergilediği gözlendi, Şekil 56. Çekme dayanımındaki artışın çinkonun α alüminyum fazı içerisinde çözünmesiyle oluşan katı çözelti sertleşmesi etkisinin artması, α fazının daha ince taneli bir form alması, ötektik silisyum parçacıklarının az da olsa küçülmesi, α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ ve θ fazının incelerek içyapıdaki hacimsel oranlarının azalmasından kaynaklanmış olabilir. Kopma uzamasının artması sert ve gevrek olduğu bilinen [21, 46, 88-90], intermetalik α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ ve θ fazlarının boyutlarının çinko ilavesi sonucunda küçülmesi nedeniyle kuvvet altında oluşabilecek gerilme yığılmalarının dolayısıyla çentik etkisinin azalmasından kaynaklanmış olabilir. 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında çekme mukavemetinin %0,075 Sr oranına kadar arttığı, bu orandan sonra ise azaldığı, kopma uzaması değerlerinin ise artan Sr oranıyla azaldığı gözlendi, Şekil 53. Çekme mukavemetinde Sr ilavesiyle gözlenen artış ince ve uzun yapıya sahip ötektik silisyum parçacıklarının modifiye olması bir başka deyişle boyutlarının önemli ölçüde küçülüp nispeten küresel yapıya dönüşmelerinden, daha ince, çok sayıda ve sıkı olarak yapıda dağılmalarından ve keskin kenarlı kaba primer silisyum parçacıklarının yapılarının bozularak daha ince ve dendritik form almasından kaynaklanmış olabilir, Şekil 24. Ötektik silisyum parçacıklarının yapısında meydana gelen değişim dispersiyon sertleşmesi, primer silisyum parçacıklarının yapısında meydana gelen değişim ise tane incelmesi mekanizması ile alaşımın mukavemetini artırmış olabilir. Söz konusu silisyum parçacıklarının yapıdaki sayısının artması dislokasyonların önündeki engelleri artırarak mukavemet artışına neden olduğu düşünülmektedir. Parçacıklar arası mesafenin mukavemete etkisi,

$$\tau_a=(2Gb/L) \qquad \text{(Eşitlik 2)}$$

bağıntısı ile ifade edilmektedir [102]. Bu bağıntıda G: kayma modülü, b: Burgers vektörü ve L: parçacıklar arasındaki mesafe olmak üzere τ_a: dislokasyonun engellerden kurtulabilmesi (ve yenilerinin meydana gelmesi) için gerekli gerilme değeri olup parçacıklar arası mesafe azaldıkça τ_a değerinin arttığı bir başka deyişle malzeme mukavemetinin arttığı anlaşılmaktadır. Bunun yanı sıra içyapıdaki δ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının boyutlarında %0,075Sr oranına kadar gözlenen küçülme de çekme dayanımının artmasına katkıda bulunmuş olabilir. Alaşımların içyapısındaki Sr

oranının %0,075'i aşması durumunda çekme dayanımının azalması özellikle primer silisyum fazının dendritik yapısının parçalanması ve % 0,1 Sr oranından itibaren içyapıda oluşan Al_2Si_2Sr ve μ (Al, Fe, Si) fazlarının etrafında meydana gelen gerilme yığılmalarının etkisinden kaynaklanmış olabilir. Sr ilave ile kopma uzamasında görülen artış ötektik silisyum parçacıklarının ve α tanelerinin küçülmesinden (incelmesinden) kaynaklanmış olabilir. Artan Sr oranı ile kopma uzamasındaki azalmaya ise sünek α-Al fazının yapıdaki hacimsel oranının azalıp nispeten daha sert olan ötektik fazın oranının artması ile birlikte içyapıda intermetalik Al_2Si_2Sr ve μ (Al, Fe, Si) fazlarının oluşmasının neden olduğu düşünülmektedir. Zira, malzemelerin içyapısında oluşan intermetalik fazların kırılmayı kolaylaştırdığı ve dolayısıyla kopma uzamasını azalttığı literatürden bilinmektedir [16, 103].

Ark ergitme yöntemiyle üretilen ve %3 oranında Zn içeren 390A alaşımının çekme mukavemeti ile kopma uzaması değerlerinin 390A alaşımına göre daha az olduğu görüldü, Şekil 53 ve Şekil 54. Bu durum alaşımın çinko oranının artırılmasıyla içyapısındaki ötektik Al-Si fazı ile demirce zengin intermetalik β, δ ve α-$Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ fazlarının oranının artmasından kaynaklanmış olabilir. Al-Si alaşımlarının içyapısında demirce zengin intermetalik fazların özellikle β fazının miktarının artmasının söz konusu malzemelerin mekanik özelliklerini olumsu etkilediği literatürden [53, 54, 61, 63, 89] de bilinmektedir.

Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn+Sr alaşımlarında Sr katkılarının 390A+%2Zn alaşımının çekme mukavemeti değerini azalttığı, kopma uzamasında ise azda olsa bir artışa neden olduğu gözlendi, Şekil 53 ve Şekil 54. Çekme mukavemetindeki azalma %0,01Sr ilavesiyle δ fazının 390A+%2Zn alaşımındakine göre daha ince ve uzun bir formda büyümesinden, %0,01Sr oranından itibaren ise içyapıda demirce zengin yeni μ fazının oluşmasından, bu fazın (μ) artan stronsiyum oranı ile büyümesinden ve ayrıca % 0,1Sr oranından itibaren Al_2Si_2Sr oluşmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

İncelenen alaşımların genel olarak kırılma yüzeylerinin silisyum parçacıklarının kırılmasıyla oluşan klivaj düzlemlerinden, alüminyumun neden olduğu kopma sırtlarından ve kısmen de çatlaklardan oluştuğu gözlenmiştir, Şekil 58-73. Klivaj düzlemleri gevrek kırılma, kopma sırtları ise sünek kırılma belirtisi olarak kabul edilmektedir [16, 26, 45]. İndüksiyonla ergitme yönteminde 390A alaşımına yapılan çinko ilavesi kırılma yüzeylerinde gözlenen klivaj düzlemlerinde belirgin değişikliği yol açmamış, ancak primer silisyumlar arası matriste (ötektik Al-Si fazı) az da olsa daha ince

kesitli kopma sırtlarının oluşmasına neden olduğu görülmüştür, Şekil 59. Bu durumun çinko ilavesiyle ötektik Al-Si matrisi içerisindeki silisyum parçacıklarının incelmesi veya küçülmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A ve 390A+%2Zn alaşımlarının kırılma yüzeyleri arasında belirgin bir far gözlenememiştir, Şekil 66 ve Şekil 67. Hem indüksiyonla hem de ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımlarda Sr oranlarıyla kırılma yüzeylerinde oluşan klivaj düzlemleri ve kopma sırtlarında sistematik bir değişim tespit edilememiş, ancak ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların kırılma yüzeylerinin daha ince taneli oldukları gözlenmiştir, Şekil 66-73. Artan Sr oranıyla klivaj düzlemler ve kopma sırtlarının yapısında veya oranında belirgin bir değişiklik görülmemesi, alaşımların kırılma davranışında alüminyumca zengin sünek α ve gevrek silisyum parçacıklarının tek başına belirleyici olmadığını göstermektedir. Bir başka deyişle bu gözlemler alaşımların içyapısında gözlenen diğer fazlarından da kırılma davranışı üzerinde etkili olduğunu göstermektedir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların kırılma yüzeylerinin daha ince taneli olması ise bu alaşımların daha ince taneli bir içyapıya sahip olmalarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Hem İndüksiyon hem de ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A, 390A+%2Zn ve 390A+%2Zn+%(0,01-3)Sr alaşımlarının kırılma yüzeyi altını gösteren fotoğraflarda kırılma hattının α-Al dendritlerinin içinden ilerleyemediğini ve bunların sınırlarını dolanarak ilerlediğini, ancak dendritlerin sınırlarında θ, β, δ ve α- $Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ gibi intermetalik fazların bulunması durumunda kırılmanın bu fazlar üzerinden ilerlediğini göstermektedir, Şekil 74-89. Kırılma hattının intermetalik fazlar üzerinden tercihli olarak ilerlemesinin bu fazların α-Al fazına göre daha gevrek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [44, 104].

Çinko ve stronsiyumun 390A alaşımının tribolojik özelliklerine etkisini belirleyebilmek amacıyla 390A ve 390A+%2Zn alaşımları ile indüksiyonla ergitme durumunda en yüksek çekme mukavemetini sergileyen 390A+%2Zn+%0,075Sr alaşımı sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutuldu. Bu deneylerde alaşımların sürtünme katsayılarının deneylerin başlangıç aşamasında hızlı bir şekilde arttığı, bu artıştan sonra indüksiyonla ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların sürtünme katsayılarının azalarak kararlı hale geldiği, ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların sürtünme katsayılarının ise belirli aralıklarda değişken bir seyir gösterdiği belirlendi Şekil 90-91. Bu sonuçlar sürtünen yüzeyler ile temas alanına dayandırılarak açıklanabilir [45, 70, 105, 106]. Şöyle

ki, çalışmanın başlangıcında sürtünme katsayılarında meydana gelen artış temas alanının az olması nedeniyle oluşan yüksek basıncın numune yüzeyinde aşırı deformasyon oluşturması ve bu deformasyonun kaymayı zorlaştırmasından kaynaklanmış olabilir. İndüksiyonla ergitme yöntemiyle oluşan alaşımlarda kayma mesafesi arttıkça sürtünme katsayısı değerlerinin azalması sürtünen yüzeylerin birbirine alışması nedeniyle temas alanının artmasına bağlı olarak basıncın azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [45, 70, 105, 106]. Ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların sürtünme katsayılarında daha fazla görülen dalgalanma ise daha sert olan bu alaşımlara ait aşınma parçacıklarının yüzeyler arasına girerek yaptığı abrasif etkisinden kaynaklanmış olabilir [45, 70, 105].

İndüksiyon ergitme yöntemiyle üretilen 390A+%2Zn alaşımı 390A alaşımına göre daha düşük sürtünme katsayısı ve hacim kaybı sergilemiştir, Tablo 10. 390A alaşımında çinko oranının artmasıyla sürtünme katsayısının azalması çinkonun kaymayı kolaylaştırıcı etkisinden kaynaklanmış olabilir. Literatürde çinkonun hem sahip olduğu c/a oranı yüksek olan sıkı düzenli hegzagonal (SDH) yapısı nedeniyle kolayca deforme olup kaymayı kolaylaştırdığı hem de özellikle kuru sürtünme durumlarında yüzeyler arasında katı yağlayıcı gibi görev yapan çinko oksitlerin oluşmasına neden olduğu için sürtünmeyi kolaylaştırdığı ifade edilmektedir [47]. Çinko ilavesi nedeniyle hacim kaybındaki azalmanın ise mukavemet değerlerinde meydana gelen artıştan kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürde de alüminyum esaslı alaşımlarda aşınma nedeniyle meydana gelen hacim kayıplarının bu alaşımların mukavemet değerleri ile doğru orantılı olduğunu belirten çalışmalar mevcuttur [45, 47]. Stronsiyum katkısının (%0,075) 390A+%2Zn alaşımının hacim kaybını ve sürtünme katsayısını arttırdığı görüldü, Tablo 10. Bu durum stronsiyum katkısıyla alaşımın içyapısında bulunan ve yük taşıma görevi yapan silisyum parçacıklarının küçülmesinden dolayısıyla yük taşıma kabiliyetlerinin azalmasından kaynaklanmış olabilir [107].

Ark ergitme yöntemiyle üretilen 390A alaşımı indüksiyonla üretilen 390A alaşımına göre daha düşük hacim kaybı sergilemiştir, Tablo 10. Bunun ark ergitme durumunda hem alaşımın mukavemetinin artması hem de primer silisyum parçacıklarının alaşımın içyapısında daha homojen bir şekilde dağılım sergilemesinden ve böylece yük taşıma kabiliyetinin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen Zn ve Sr katkılı 390A alaşımları daha yüksek sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerleri sergilemiştir, Tablo 10. Hacim kaybının fazla olması söz konusu alaşım elementlerinin ilave edilmesi durumunda alaşımların mukavemetinin azalması

nedeniyle aşınma dirençlerinin düşmesinden, sürtünme katsayılarının yüksek olması ise aşınma parçacıklarının yaptığı abrasif etkiden kaynaklanmış olabilir [107].

Üretilen alaşım numunelerinin aşınma yüzeylerinde gözlenen sıvama tabakaları, soyulma tabakaları ve çiziklerin, söz konusu alaşımlarda adhesif ve abrasif aşınmanın aşınma mekanizmaları etkin olduğunu göstermektedir. Sıvama tabakalarının, sıcaklık ve aşındırıcı bilyenin basıncı etkisiyle ile numune yüzeyinde deforme olan yüzey tabakasının ve/veya yüzeyden ayrılan parçacıkların numune yüzeyine tekrar yapışması sonucunda oluştuğu söylenebilir. Soyulma tabakalarının, sıvama tabakaların gevrekleşmesi sonucunda kırılarak parçalanması ve numune yüzeyinden uzaklaşması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir [46, 106, 108]. Aşınma yüzeyindeki çiziklerin ise alaşım numunelerinden koparak ayrılan ve aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasında sıkışan sert silisyum parçacıklarının basınç etkisiyle malzeme yüzeyini kazıması sonucunda oluştuğu söylenebilir [46, 108]. Hem Zn ve Sr katkılarıyla hem de ark ergitme yöntemiyle alaşımların aşınma yüzeylerindeki sıvama tabakalarını artması ötektik noktanın daha yüksek silisyum oranına kayması nedeniyle ötektik Al-Si faz bölgelerinin artmasından kaynaklanmış olabilir, Şekil 97-99.

Aşınma deneylerinin öncesi ve sonrasında numune yüzeylerinde yapılan EDS analizleri deney sonrasında aşınan yüzeylerdeki oksijen oranlarının deney öncesine göre daha yüksek olduğunu göstermiştir, Şekil 106-111, Tablo 11-14. Ayrıca aşınma parçacıklarındaki oksijen oranının da yüzeydeki sıvanmamış ve sıvanmış tabakalardaki oksijen oranından daha fazla olduğu belirlendi. Bu durumun deneyler sırasında basınç, sıcaklık ve aşırı plastik deformasyonun etkisiyle yüzeylerdeki oksitlenmenin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Aşınma parçacıklarında oksijen oranının daha yüksek olması ise sözkonusu parçacıkların daha yüksek basınç, plastik deformasyon ve sürtünme nedeniyle daha fazla oksitlenmeye uğramalarından kaynaklanmış olabilir [46, 47, 108].

Aşınma deneyleri sonunda alaşım yüzeylerinden toplanan aşınma parçacıklarının farklı şekil ve boyutlara sahip olduğu, kimyasal bileşimlerinin ise numune yüzeyinin kimyasal bileşimine benzer ancak oksijen oranlarının çok daha yüksek olduğu görüldü Şekil 100-105, Tablo 11-14. Aşınma parçacıklarının oluşumu ve morfolojisi alaşımların aşınma davranışına göre açıklanmaktadır. Deneylerin başlangıç aşamasında aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasındaki temas alanının düşük olması nedeniyle yüzeylerde yüksek basınçlar oluşmaktadır. Hareket başladıktan sonra temas noktalarında oluşan kırılmalar ile alaşım yüzeyinde meydana gelen plastik deformasyonlar aşınma

parçacıklarını oluşturmaktadır [46]. Bilye ve aşınma yüzeyi arasında kalan parçacıkların bir kısmı deney esnasında basınç ve sıcaklığın etkisi ile numune yüzeyine geri yapışarak sıvama tabakasına neden olmaktadır. Temas yüzeylerinde sürtünme etkisiyle oluşan ısı sıvama tabakasının oksitlenme hızını artırmaktadır. Oksitlenme artıkça gevreklik artacağından kırılma bir başka deyişle aşınma parçacıkları oluşur. Oluşan parçacıklarının bir kısmı dönen numune yüzeyinden merkezkaç kuvvetinin etkisiyle uzaklaşmakta, bir kısmı ise temas yüzeyleri arasında kalarak kırılmakta ve daha ince parçalara dönüşmektedir. Yüzeyler arasında basınç ve sıcaklığın etkisiyle aşırı plastik deformasyona maruz kaldıkları için aşınma parçacıklarının oksitlenmesi kolaylaşır ve içerdikleri oksijen oranı artar [46]. Zn ve Sr katkısı sonucunda 390A alaşımının aşınma parçacıklarının boyutlarında veya morfolojilerinde belirgin bir değişim görülememiştir. Ancak, ark ergitme yöntemiyle üretilen alaşımların aşınma parçacıklarının nispeten daha küçük olduğu gözlendi, Şekil 103-105. Bu durum söz konusu alaşımların daha gevrek olması nedeniyle aşınma parçacıklarının daha kolay kırılmasından kaynaklanmış olabilir.

5. ÖNERİLER

Bu çalışma kapsamında 390A, 390A+%2 Zn ve farklı oranlarda stronsiyum içeren 390A+%2 Zn+Sr alaşımları indüksiyonlu ve ark ergitme yöntemlerinde üretilerek yapısal, mekanik ve yağsız çalışma şartlarındaki aşınma davranışları incelenmiştir. Bundan sonraki çalışmalarda üretilen alaşımların farklı kayma mesafelerinde ve/veya yüklerde kuru ve yağlı durumdaki sürtünme ve aşınma davranışları incelenebilir. Üretilen alaşımlara farklı ısıl işlemler uygulanarak alaşımların yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri detaylı olarak belirlenebilir. İndüksiyonlu ergitme yönteminde söz konusu alaşımlar farklı boyutlardaki kokil kalıplara dökülmesiyle soğuma hızlarındaki değişimin söz konusu alaşımlar için yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri incelenebilir.

KAYNAKLAR

[1] Ebhota, W. S. and Jen, T. C. (2017). Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications. Intech publisher, ISBN 978-953-51-3698-9, 324p.

[2] Nikanorov, S. P., Volkov, M. P., Gurin, V. N., Burenkov, Y. A., Derkachenko, L. I., Kardashev, B. K. and Wilcox, W. R. (2005). Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. *Materials Science and Engineering: A*, 390(1-2), 63–69. https://doi.org/10.1016/j.msea. 2004.07.037

[3] Shaha, S. K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J. and Chen, D.L. (2015). Effect of solidification rate and loading mode on deformation behavior of cast Al-Si-Cu-Mg alloy with additions of transition metals. *Materials Science and Engineering A*, 636, 361–372. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.077.

[4] Shaha, S. K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J. and Chen, D. L. (2015). Microstructure and mechanical properties of Al-Si cast alloy with additions of Zr-V-Ti. *Materials and Design*, 83, 801–812. https://doi.org/10.1016/j.matdes. 2015.05.057.

[5] Santos, H. de O., Reis, F. M. dos, Kunioshi, C. T., Rossi, J. L. and Costa, I. (2005). Corrosion performance of Al-Si-Cu hypereutectic alloys in a synthetic condensed automotive solution. *Materials Research*, 8(2), 155–159. https://doi.org/10.1590/ s1516-14392005000200011

[6] Arthanari, S., Jang, J. C. and Shin, K. S. (2018). Corrosion studies of high pressure die-cast Al-Si-Ni and Al-Si-Ni-Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 749, 146–154. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.246

[7] So, T. I., Jung, H. C., Lee, C. D. and Shin, K. S. (2015). Effects of T6-treatment on the defect susceptibility of tensile strength to microporosity variation in low pressure die-cast A356 alloy. *Metals and Materials International*, 21(5), 842–849. https://doi.org/10.1007/s12540-015-5247-3

[8] Rainen, R. A. and Ekvall, J. C. (1988). Elevated-temperature Al alloys for aircraft structure. *Journal of Metals*, 40(5), 16–18. https://doi.org/10.1007/bf03258903

[9] Javidani, M. and Larouche, D. (2014). Application of cast Al–Si alloys in internal combustion engine components. *International Materials Reviews, 59(3), 132–158.* https://doi.org/10.1179/1743280413y.0000000027

[10] Davis, J. R. (2001). Alloying: Understanding the Basics. ASM International, ISBN: 978-0-87170-744-4, 647p, 351-416.

[11] Campbell, J. (2011). Complate Casting Handbook, Elsevier Science, 2nd Edition, ISBN: 978-1-85617-809-9, 1054p.

[12] Li, Y., Yang, Y., Wu, Y., Wang, L. and Liu, X. (2010). Quantitative comparison of three Ni-containing phases to the elevated-temperature properties of Al–Si piston alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 527(26), 7132–7137. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.073

[13] Qian, Z., Liu, X., Zhao, D. and Zhang, G. (2008). Effects of trace Mn addition on the elevated temperature tensile strength and microstructure of a low-iron Al–Si piston alloy. *Materials Letters*, 62(14), 2146–2149. https://doi.org/10.1016/ j. matlet.2007.11.035

[14] Abouei, V., Shabestari, S. G. and Saghafian, H. (2010). Dry sliding wear behaviour of hypereutectic Al–Si piston alloys containing iron-rich intermetallics. *Materials Characterization*, 61(11), 1089–1096. https://doi.org/10.1016/j. matchar. 2010.07.001

[15] Prabhudev, M. S., Auradi, V., Venkateswarlu, K., Siddalingswamy, N. H. and Kori, S. A. (2014). Influence of Cu addition on dry sliding wear behaviour of A356 alloy. *Procedia Engineering*, 97, 1361–1367. https://doi.org/10.1016/j.proeng. 2014.12.417

[16] Li, Q., Li, B., Li, J., Xia, T., Lan, Y. and Guo, T. (2017). Effects of the addition of Mg on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7Si alloy. *International Journal of Metalcasting*, 11, 823–830. https://doi.org/10.1007/ s40962-016-0131-6.

[17] Hafız, M. F. and Kobayashı, T. (1994). Mechanical properties of modified and nonmodified eutectic Al-Si alloys. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 44(1), 28–34. https://doi.org/10.2464/jilm.44.28

[18] Zeren, M. (2007). The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys. *Materials and Design*, 28(9), 2511–2517. https://doi.org/10.1016/j.matdes. 2006.09.010

[19] Hekimoğlu, A.P., Çalış, M. and Ayata, G. (2019). Effect of strontium and magnesium additions on the microstructure and mechanical properties of Al–12Si alloys. Metals and Materials International, 25, 1488–1499. https://doi.org/ 10.1007/s12540-019-00429-6

[20] Hekimoğlu, A. P., Hacıosmanoğlu, M. (2018). Microstructure and mechanical properties of Al-(2-30)Si alloys. *3nd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia*, Nevşehir, 17-19 September, 169-174.

[21] Hekimoğlu A. P. and Hacıosmanoğlu M. (2019). Effect of Copper and magnesium additions on the structural, mechanical and tribological properties of the Al-17Si alloy. *Uluslararası Mühendislik Araştırma ve Geliştirme Dergisi*, 11(2), 685–694. https://doi.org/10.29137/umagd.546562

[22] Cruz, K. S., Meza, E. S., Fernandes, F. A. P., Quaresma, J. M. V., Casteletti, L. C. and Garcia, A. (2010). Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behavior of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-

state conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A,* 41(4), 972–984. https://doi.org/10.1007/s11661-009-0161-2

[23] Zeren, M., Karakulak, E. and Gümüş, S. (2011). Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu-alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21(8), 1698–1702. https://doi.org/10.1016/ s1003-6326 (11)60917-5

[24] Shabestari, S. G., Mahmudi, M., Emamy, M. and Campbell, J. (2002). Effect of Mn and Sr on intermetallics in Fe-rich eutectic Al-Si alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 15(1), 17–24. https://doi.org/10.1080/13640461.2002. 11819459

[25] Li, C., Wu, Y., Li, H., Wu, Y. and Liu, X. (2010). Effect of Ni on eutectic structural evolution in hypereutectic Al–Mg_2Si cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 528(2), 573–577. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.056

[26] Hekimoğlu, A. P., and Ayata, G. (2019). Effect of strontium and strontium-magnesium additions on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-17Si alloy. *Pamukkale Üniviversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 25, 49–55. https://doi.org/10.5505/pajes.2018.46343.

[27] Hacıosmanoğlu M., Hekimoğlu A. P. (2019). Al-17Si-(0-1)Ti Alaşımlarının içyapısı ve mekanik özellikleri. *The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology in Cappadocia*, Nevşehir, 21-23 Haziran, 563-568.

[28] Hekimoğlu A. P., Çalış M., Ayata G. (2018). Stronsiyum ve stronsiyum magnezyum katkılarının Al-9Si alaşımının yapısal ve mekanik özelliklerine etkisi. *1st International Symposium on Innovative Approaches in Scientific Studies*, Antalya, 11-13 Nisan, 422-426.

[29] Zeren, M. and Karakulak, E. (2008). Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al–Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 450(1-2), 255–259. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.10.131

[30] Saheb, N., Laoui, T., Daud, A., Harun, M., Radiman, S. and Yahaya, R. (2001). Influence of Ti addition on wear properties of Al–Si eutectic alloys. *Wear*, 249(8), 656–662. https://doi.org/10.1016/s0043-1648(01)00687-1

[31] Wang, K., Tang, P., Huang, Y., Zhao, Y., Li, W. and Tian, J. (2018). Characterization of microstructures and tensile properties of recycled Al-Si-Cu-Fe-Mn alloys with individual and combined addition of titanium and cerium. *Scanning*, 12, 1–15. https://doi.org/10.1155/2018/3472743

[32] Nogita, K. and Dahle, A. (2003). Effects of boron on eutectic modification of hypoeutectic Al–Si alloys. *Scripta Materialia*, 48(3), 307–313. https://doi.org/ 10.1016/ s1359-6462(02)00381-0

[33] Yuying W., Xiangfa, L. and Xiufang, B. (2007). Effect of boron on the microstructure of near-eutectic Al–Si alloys. *Materials Characterization*, 58(2), 205–209. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.04.009

[34] Qiyang, L., Qingchun, L. and Qifu, L. (1991). Modification of Al-Si alloys with sodium. *Acta Metallurgica and Materialia*, 39(11), 2497–2502. https://doi.org/10.1016/0956-7151(91)90064-8

[35] Onyiaü, C., Boniface A. O., Simeon I. N, and Obayi C. (2013). Structural modification of sand cast eutectic Al-Si alloys with sulfur/sodium and its effect on mechanical properties. *World Journal of Engineering and Technology* 1(2), 9–16. https://doi.org/10.4236/wjet.2013.12002

[36] Bo L., Haoyu L., Rui X., Huaqiang X., Weiwen Z, and Shaobo L. (2019). Effects of vanadium on modification of iron-rich intermetallics and mechanical properties in A356 cast alloys with 1.5 wt.% Fe. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(1), 475–484. https://doi.org/10.1007/s11665-018-3798-4

[37] Kumar, A. and Sasikumar, C. (2017). Effect of vanadium addition to Al-Si alloy on its mechanical, tribological and microstructure properties. *Materials Today: Proceedings*, 4(2), 307–313. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.01.026

[38] Patel, V. P. and Prajapati, H. R. (2012). Microstructural and mechanical properties of eutectic Al–Si alloy with grain refined and modified using gravity-die and sand casting. *International Journal of Engineering Research and Applications*, 2(3), 147–150.

[39] TS EN 1706, (2010). Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları-Dökümler-Kimyasal Bileşim ve Mekanik Özellikler. Türk Standardları Enstitüsü, Ankara, 7. Baskı, 23 s.

[40] ASM, (1992). ASM Handbook Volume 15: Casting (10th ed.). Ohio: ASM Publication.

[41] Seifeddine, S., Johansson, S. and Svensson, I. L. (2008). The influence of cooling rate and manganese content on the β-Al5FeSi phase formation and mechanical properties of Al–Si-based alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 490(1-2), 385–390. https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.01.056

[42] Choi, S. W., Kim, Y. M., Lee, K. M., Cho, H. S., Hong, S. K., Kim, Y. C., Kang, C. S. and Kumai, S. (2014). The effects of cooling rate and heat treatment on mechanical and thermal characteristics of Al-Si-Cu-Mg foundry alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 617, 654–659. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.08.033.

[43] Wang, Q. G. and Davidson, C. J. (2001). Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys. *Journal of Materials Science*, 36, 739–750. https://doi.org/10.1023/A:1004801327556.

[44] Alemdağ, Y. and Beder, M. (2015). Dry Sliding wear properties of Al-7Si-4Zn-(0-5)Cu alloys. *8th Internatıonal Conference On Tribology*, Romanya, 30 October-1 November, 119–119.

[45] Alemdağ, Y. and Beder, M. (2014). Microstructural, mechanical and tribological properties of Al–7Si–(0–5)Zn alloys. *Materials and Design*, 63, 159–167. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.006.

[46] Hekimoğlu, A. P. and Savaşkan, T. (2016). Effects of contact pressure and sliding speed on the unlubricated friction and wear properties of Zn-15Al-3Cu-1Si alloy, *Tribology Transactions*, 59, 1114–1121. https://doi.org/10.1080/10402004.2016.1141443.

[47] Savaşkan, T. and Hekimoğlu, A. P. (2016). Relationships between mechanical and tribological properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys. *International Journal of Materials Research*, 107, 646–652. https://doi.org/10.1080/10.3139/146.111390.

[48] Savaşkan, T., Pürçek, G. and Murphy, S. (2002). Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions. *Wear*, 252, 693–703. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00876-6.

[49] ASM, (1990). ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams. ASM International, ISBN: 978-1-62708-070-5.

[50] Krajewski, W., Zak, P., Orava, J., Greer, A. and Krajewski, P. (2012). Structural stability of the high-aluminium zinc alloys modified with Ti addition. *Archives of Foundry Engineering*, 12(1). https://doi.org/10.2478/v10266-012-0012-2

[51] Vandersluis, E., Ravindran, C., Sediako, D., Elsayed, A. and Byczynski, G. (2019). Strontium-modification in the stepwise solidification of A319 Al alloy: An in-situ neutron diffraction study. *Journal of Alloys and Compounds*, 792, 240–249. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.04.037.

[52] Beroual, S., Boumerzoug, Z., Paillard, P. and Borjon-Piron, Y. (2019). Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 784, 1026–1035. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.365.2

[53] Kores, S., Vončina, M., Kosec, B. and Medved, J. (2012)**.** Formation of AlFeSi phase in AlSi12 alloy with Ce addition. *Metalurgija*, 51, 216–220.

[54] Wang, M., Xu, W., & Han, Q. (2016). Study of refinement and morphology change of AlFeSi phase in A380 alloy due to addition of Ca, Sr/ Ca, Mn and Mn, Sr. *Materials Transactions*, 57(9), 1509–1513. https://doi.org/10.2320/matertrans.m2015329

[55] Shin, J., Ko, S. and Kim, K. (2014). Development of low-si aluminum casting alloys with an improved thermal conductivity. *Materiali in Tehnologije*, 48(2), 195–202.

[56] Huter, P., Renhart, P., Oberfrank, S., Schwab, M., Grün, F. and Stauder, B. (2016). High-and low-cycle fatigue influence of silicon, copper, strontium and iron on hypo-eutectic Al–Si–Cu and Al–Si–Mg cast alloys used in cylinder heads.

International Journal of Fatigue, 82, 588–601. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.09.015

[57] Johnsson, M. (1994). Influence of Si and Fe on the grain-refinement of aluminum. *Zeitschrift für Metallkunde*, 85, 781–785.

[58] Li, P., Nikitin, V. I., Kandalova, E. G. and Nikitin, K. V. (2002). Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt.%Si alloy structure. *Materials Science and Engineering A*, 332, 371–374. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01864-0.

[59] Caceres, C. H., Davidson, C. J., Griffiths, J. R. and Wang, Q. G. (1999). The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(10), 2611–2618.

[60] Haro-Rodríguez, S., Goytia-Reyes, R. E., Dwivedi, D. K., Baltazar-Hernández, V. H., Flores-Zúñiga, H. and Pérez-López, M. J. (2011). On influence of Ti and Sr on microstructure, mechanical properties and quality index of cast eutectic Al–Si–Mg alloy. *Materials and Design*, 32(4), 1865–1871.

[61] Cao, X. and Campbell, J. (2006). Morphology of β-Al_5FeSi phase in Al-Si cast alloys. *Materials Transactions*, 47(5), 1303–1312.

[62] Khalifa, W., Samuel, F. H. and Gruzleski, J. E. (2003). Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al–Si–Fe system. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(13), 807–825.

[63] Markoli, B., Spaič, S. and Zupanič, F. (2004). The intermetallic phases containing transition elements in common Al-Si cast alloys. *Aluminium*, 80(½), 84–88.

[64] Jiang, W., Xu, X., Zhao, Y., Wang, Z., Wu, C., Pan, D. and Meng, Z. (2018). Effect of the addition of Sr modifier in different conditions on microstructure and mechanical properties of T6 treated Al-Mg_2Si in-situ composite. *Materials Science and Engineering: A*, 721, 263–273.

[65] Meng, Y., Cui, J., Zhao, Z. and Zuo, Y. (2013). Effect of vanadium on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si–Cu–Cr–Ti alloy of 6XXX series. *Journal of Alloys and Compounds*, 573, 102–111. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.239.

[66] Savaşkan, T. (2009). Malzeme bilgisi ve muayenesi. Papatya Bilim Yayınları, 5. Baskı, ISBN: 978-9944-0068-1-1, 418s.

[67] ASM, (2016). ASM Handbook: Volume 4E: Heat Treating of Nonferrous Alloys. ASM International, ISBN: 978-1627081122.

[68] Rosli, A., Samir, S. A., Ojonimi, Y. U. and Sufyanu, B. D. (2017). Microstructure and wear behavior of friction stir processed cast hypereutectic aluminum silicon. *8th International Conference on Mechanical and Manufacturing Engineering*, Malaysia, 20 November, https://doi.org/10.1051/matecconf/201713500048.

[69] Elmadağlı, M., Perry, T. and Alpas, A. T. (2007). A parametric study of the relationship between microstructure and wear resistance of Al-Si alloys. *Wear*, 262, 79–92. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.03.043.

[70] Clarke, J. and Sarkar, A. D. (1979). Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys. *Wear*, 54, 7–16. https://doi.org/10.1016/0043-1648(79) 90044-9.

[71] Shivanath, R., Sengupta, P. K. and Eyre, T. S. (1977). Wear of alumınıum - sılıcon alloys. *British Foundryman*, 70, 349–356.

[72] Wang, F., Liu, H., Ma, Y. and Jin, Y. (2004). Effect of Si content on the dry sliding wear properties of spray-deposited Al-Si alloy. *Materials and Design*, 25, 163–166. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.08.005.

[73] Dwivedi, D. K. (2010). Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview. *Materials and Design*, 31, 2517–2531. https://doi.org/10.1016/ j.matdes. 2009.11.038.

[74] Hekmat-Ardakan, A., Liu, X., Ajersch, F. and Chen, X.-G. (2010). Wear behaviour of hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys with variable Mg contents. *Wear*, 269(9-10), 684–692. https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.07.007

[75] Şimşek, İ. and Özyürek, D. (2018). Investigation of the effects of Mg amount on microstructure and wear behavior of Al-Si-Mg alloys. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 22(1), 370–375. https://doi.org/10.1016/ j.jestch.2018.08.016

[76] Liu, M. X. and Chen, J. M. (2013). The influence of the Al-Ti-B/Al-Sr modification on the microstructure and properties of the hypereutectic Al-Si alloy in automotive piston. *Advanced Materials Research*, 744, 339–344. https://doi.org/ 10.4028/ www.scientific.net/AMR.744.339.

[77] Deguchi, Y., Moisseev, S., Hiraki, E., Nakaoka, M. (2002). Cost effective edge-resonant PWM high frequency inverter for induction heating appliances and its performance evaluations. *Proceedings of the Power Conversion Conference*, Osaka, 2-5 April.

[78] Beaman, J. J., Felipe Lopez, L. and Williamson, R. L. (2014). Modeling of the vacuum arc remelting process for estimation and control of the liquid pool profile. *Journal of Dynamic Systems, Measurement and Control*, 136(3), https://doi.org/ 10.1115/1.4026319

[79] Perinçek, F. (2012). Termiyonik vakum ark yöntemi ile üretilen Fe-Co esaslı metalik cam ince filmlerin manyetik özellikleri. Yüksek Lisans Tezi. Namık Kemal Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Tekirdağ, Türkiye, 71s.

[80] Şeker, M., Memmedov, A., Hüseyinov R. (2016). Elektrik ark fırınlarında çalışma karakteristiklerinin incelenmesi. *Elektrik, Elektronik ve Biyomedikal Mühendisliği Konferansı*, Bursa, 1-3 Aralık.

[81] Hitit, A., Yazıcı, Z. Ö., Talaş Ş. And Şahin, H. (2014). Metalik cam ve kompozitlerinin üretimi için vakum ark ergitme ve döküm fırının tasarımı. *Afyon Kocatepe University Journal of Science and Engineering*, 14, 25–30.

[82] Nampoothiri, J., Balasundar, I., Raj, B., Murty, B. S. and Ravi, K. R. (2018). Porosity alleviation and mechanical property improvement of strontium modified A356 alloy by ultrasonic treatment. *Materials Science and Engineering A*, 724, 586–593. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.069.

[83] Xu, C., Wang, F., Mudassar, H., Wang, C., Hanada, S., Xiao, W. and Ma, C. (2017). Effect of Sc and Sr on the eutectic Si morphology and tensile properties of Al-Si-Mg alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(4), 1605–1613. https://doi.org/10.1007/s11665-017-2599-5.

[84] Liao, H., Sun, Y. and Sun, G., (2002). Correlation between mechanical properties and amount of dendritic Al phase in as-cast near-eutectic Al–11.6% Si alloys modified with strontium. *Materials Science and Engineering A*, 335, 62–66.

[85] Wang, M. (2014). Control of morphology Al-Fe-Si phase in Al-Si-Cu hypoeutectic alloy. Doctoral Thesis. Purdue University, West Lafayette, Indiana, 187p.

[86] Khalifa, W., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Doty, H. W. and Valtierra, S. (2006). Metallographic observations of β-AlFeSi phase and its role in porosity formation in Al–7%Si alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 19(3), 156–166. https://doi.org/10.1179/136404606225023372

[87] Gao, T., Hu, K., Wang, L., Zhang, B., and Liu, X. (2017). Morphological evolution and strengthening behavior of α-Al (Fe, Mn) Si in Al–6Si–2Fe–xMn alloys. *Results in Physics*, 7, 1051–1054. https://doi.org/10.1016/j.rinp.2017.02.040

[88] Nemri, Y., Gueddouar, B., Benamar, M. E. A., Sahraoui, T., Chiker, N. and Hadji, M. (2017). Effect of Mg and Zn contents on the microstructures and mechanical properties of Al–Si–Cu–Mg alloys. *International Journal of Metalcasting*, 12(1), 20–27. https://doi.org/10.1007/s40962-017-0134-y

[89] Fabrizi, A. and Timelli, G. (2016). The influence of cooling rate and Fe/Cr content on the evolution of Fe-rich compounds in a secondary Al-Si-Cu diecasting alloy. *Materials Science and Engineering*, 117, https://doi.org/10.1088/1757-899x/117/1/012017

[90] Ferraro, S., Fabrizi, A. and Timelli, G. (2015). Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents. *Materials Chemistry and Physics*, 153, 168–179. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys. 2014.12.050

[91] Nogita, K. and Dahle, A. K. (2001). Eutectic growth mode in strontium antimony and phosphorus modified Al–Si foundry alloys. *Materials Transactions*, 42, 393–396. https://doi.org/10.2320/matertrans.42.393.

[92] Nogita, K. and Dahle, A.K. (2001). Determination of eutectic solidification mode in Sr-modified hypoeutectic Al–Si alloys by EBSD. *Materials Transactions*, 42, 207–214. https://doi.org/10.2320/matertrans.42.207.

[93] Nogita, K. and Dahle, A. K. (2001). Eutectic solidification in hypoeutectic Al–Si alloys: electron backscatter diffraction analysis. *Materials Characterization*, 46, 305–310. https://doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00109-1.

[94] Yilmaz, F., Atasoy, O. A. and Elliott, R. (1992). Growth structures in aluminium-silicon alloys II. The influence of strontium. *Journal of Crystal Growth*, 118(3-4), 377–384. https://doi.org/10.1016/0022-0248(92)90086-x

[95] Mazahery, A. and Shabani, M. O. (2014). Modification mechanism and microstructural characteristics of eutectic Si in casting Al-Si alloys: A review on experimental and numerical studies. *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 66(5), 726–738. https://doi.org/10.1007/s11837-014-0968-1

[96] Liu, X., Zhang, Y., Beausir, B., Liu, F., Esling, C., Yu, F. and Zuo, L. (2015). Twin-controlled growth of eutectic Si in unmodified and Sr-modified Al–12.7%Si alloys investigated by SEM/EBSD. *Acta Materialia*, 97, 338–347. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.041

[97] Dahle, A. K., Nogita, K., McDonald, S. D., Dinnis, C. and Lu, L. (2005). Eutectic modification and microstructure development in Al–Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 413-414, 243–248. https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.055

[98] Srirangam, P., Chattopadhyay, S., Bhattacharya, A., Nag, S., Kaduk, J., Shankar, S. and Shibata, T. (2014). Probing the local atomic structure of Sr-modified Al–Si alloys. *Acta Materialia*, 65, 185–193. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.060

[99] Nogita, K., McDonald, S. D. and Dahle, A. K. (2003). Effects of Boron-strontium Interactions on Eutectic Modification in Al-10 mass%Si Alloys. *Materials Transactions*, 44(4), 692–695. https://doi.org/10.2320/matertrans.44.692

[100] De Giovanni, M., Kaduk, J. A. and Srirangam, P. (2018). Modification of Al-Si alloys by Ce or Ce with Sr. *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 71(1), 426–434. https://doi.org/10.1007/s11837-018-3192-6

[101] Tavitas-Medrano, F. J., Mohamed, A. M. A., Gruzleski, J. E., Samuel, F. H. and Doty, H. W. (2010). Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 45, 641–651. https://doi.org/10.1007/s10853-009-3978-6.

[102] Bacon, D. J., Kocks, U. F. and Scattergood, R. O. (1973). The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress. *Philosophical Magazine*, 28, 1241–1263. https://doi.org/10.1080/14786437308227997.

[103] Salleh, M. S., Omar, M. Z. and Syarif, J. (2015). The effects of Mg addition on the microstructure and mechanical properties of thixoformed Al-5%Si-Cu alloys.

Journal of Alloys and Compounds. 621, 121–130. https://doi.org/10.1016/ j.jallcom. 2014. 09.152

[104] Taylor, J. A. (2004). The effect of iron in Al-Si casting alloys. *35th Australian Foundry Institute National Conference*. Adelaide, 31 October-3 November.

[105] Lee, P. P., Savaşkan, T. and Laufer, E. (1987). Wear resistance and microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu alloys. *Wear*, 117(1) ,79–89 https://doi.org/10.1016/ 0043- 1648 (87)90245-6

[106] Dey, S., Perry, T. and Alpas, A. (2009). Micromechanisms of low load wear in an Al–18.5%Si alloy. Wear, 267(1-4), 515–524. https://doi.org/10.1016/j.wear.2008. 11.011

[107] Karabıyık, S. (2019). Çok yönlü dövme işleminin çinko ve bakır içeren Al-7Si esaslı alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi. Karedeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, Türkiye, 78 s.

[108] Alemdağ, Y. and Savaşkan, T. (2008). Effects of silicon content on the mechanical propertiesand lubricated wear behaviour of Al–40Zn–3Cu–(0–5)Si alloys. *Tribology Letters*, 29(3), 221–227. https://doi.org/10.1007/s11249-008-9299-0

ÖZGEÇMİŞ

Merve ÇALIŞ, 1995 yılında Merzifon'da doğdu. 2012 yılında Amasya ilinde Kutlubey Koleji'ni bitirdi. 2013 yılında Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde lisans eğitimine başladı. 2013 yılında İstanbul Teknik Üniversitesinde hazırlık eğitimini tamamladıktan sonra lisans eğitiminden Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi'nde 2018 yılında bölüm birincisi olarak mezun oldu. Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim dalında Yüksek lisans öğrenimine Haziran 2018 yılında başladı ve öğrenimine devam etmektedir.