

T.C.
RECEP TAYYİP ERDOĞAN ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ALÜMİNYUM, ÇİNKO, BAKIR, NİKEL, SİLİSYUM, MAGNEZYUM, MANGAN VE STRONSİYUM İÇEREN YÜKSEK ENTROPİLİ YENİ ALAŞIM SERİLERİNİN TASARIMI, ÜRETİMİ, YAPISAL, MEKANİK, TRİBOLOJİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Murat HACIOSMANOĞLU

Danışman
Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU

RİZE
2025

KABUL VE ONAY

Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalında, Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU danışmanlığında, Murat HACIOSMANOĞLU tarafından hazırlanan *Alüminyum, Çinko, Bakır, Nikel, Silisyum, Magnezyum, Mangan ve Stronsiyum İçeren Yeni Alaşım Serilerinin Tasarımı, Üretimi, Yapısal, Mekanik, Tribolojik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi* adlı bu tez çalışması, 09/09/2025 tarihinde yapılan savunma sınavı sonucunda oy birliğiyle/~~oy çokluğuyla~~ başarılı bulunarak jürimiz tarafından **Doktora Tezi** olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri		**Ünvanı, Adı SOYADI**	**İmza**
Başkan	:	Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI	
Üye	:	Prof. Dr. Osman BİCAN	
Üye	:	Prof. Dr. Murat YAYLACI	
Üye	:	Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU	
Üye	:	Doç. Dr. Birol ŞAHİN	

ETİK BEYAN

Makine Mühendisliği Doktora Programından mezun olmak üzere teslim ettiğim “Alüminyum, Çinko, Bakır, Nikel, Silisyum, Magnezyum, Mangan ve Stronsiyum İçeren Yüksek Entropili Yeni Alaşım Serilerinin Tasarımı, Üretimi, Yapısal, Mekanik, Tribolojik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi” adlı tezim, bilim ve araştırma etiği prensiplerine riayet edilerek tarafımdan yazılmıştır.

Tez çalışmamda, başka kaynaklardan aktarılan bütün bilgi ve alıntılar, Enstitünüz Tez Yazım Kılavuzuna uygun olarak açıkça gösterilmiştir. Kaynağı gösterilenler dışında kalan bütün bilgiler uygun araştırma yöntemi kullanılarak tarafımdan edinilmiş ve esere bu şekilde yansıtılmıştır. Şahsıma ait olmayan hiçbir bilgi, kasıt veya kusurlar, şahsıma aitmiş gibi gösterilmemiştir. İnternet kaynakları dâhil, sahibine/kaynağına atıf yapılmaksızın hiçbir bilgi kullanılmamıştır. Aksinin ortaya çıkması halinde doğacak bütün hukuki, idari, akademik ve etik sorumluluk tarafıma ait olacaktır. Eserin tesliminden sonra herhangi bir zamanda, bilim etiğine aykırılık tespit edilmesi ve / veya eserimle ilgili intihal veya intihal şeklinde anlaşılacak bir durumun ortaya çıkması halinde; Üniversiteniz ve eğitim kadronuzun hiçbir şekilde sorumlu tutulmayacağını hür irademle kabul, beyan ve taahhüt ederim.
05/06/2025

Murat HACIOSMANOĞLU

ÖN SÖZ

Gelişen teknolojik gereksinimler ve sürekli artan performans beklentileri özellikle otomotiv, savunma, havacılık, uzay ve gıda sanayi gibi alanlarda kullanılacak malzemelerin hafifliğin yanı sıra üstün mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerine sahip olmasını zorunlu kılmaktadır. Yüksek entropili alaşımlar (YEA) üzerine yapılan çalışmalar bu alaşımların üstün fiziksel, mekanik ve tribolojik özellikler sergileyebildiğini göstermektedir.

Bu doktora tezinde, Al, Mg, Zn, Ni, Si, Mn, Cu ve Sr elementleri kullanılarak yoğunluğu 5gr/cm^3 değerinden düşük, yüksek dayanım, aşınma ve korozyon direncine sahip alüminyum esaslı yüksek entropili yeni hafif alaşımların geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda söz konusu elementler entropili alaşım geliştirme süreçlerinde yaygın biçimde kullanılan Hume-Rothery kurallarına uygun oranlarda karıştırılarak indüksiyon ocağında ergitme ve kokil kalıba döküm yöntemiyle bazı yeni yüksek entropili hafif alaşımlar üretilmiştir. Geleneksel endüstriyel yöntemler ile başarıyla üretilebilen bu alaşımların mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri detaylı ve sistematik bir şekilde incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda elde edilen veriler söz konusu alaşımların özellikle yüksek basma dayanımı, aşınma ve korozyon direnci gerektiren uygulamalarda başarıyla kullanılabileceğini göstermiştir.

Bu çalışmanın ortaya çıkmasında bilgi ve tecrübesiyle bana her aşamada rehberlik eden, karşılaştığım her zorlukta yapıcı çözümleri ile bana destek olan değerli Danışman Hocam Sayın Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU'na şükranlarımı sunarım. Çalışmalarıma katkılarından dolayı Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ'a ve Arş. Gör. Sadun KARABIYIK'a teşekkür ederim.

Çalışmam boyunca manevi desteklerini benden esirgemeyen, sabır ve anlayışla bana güç veren başta sevgili eşim Özlem HACIOSMANOĞLU, Annem ve Babam olmak üzere tüm aileme teşekkür ederim.

"Bu çalışma Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü birimince desteklenmiştir. Proje Numarası: FBA-2023-1520." ("This work was supported by the Research Fund of Recep Tayyip Erdogan University. Project Number: FBA-2023-1520.")

Murat HACIOSMANOĞLU
RİZE/2025

İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY I
ETİK BEYAN II
ÖN SÖZ III
İÇİNDEKİLER IV
ÖZET VI
ABSTRACT VII
KISALTMALAR VIII
TABLOLAR LİSTESİ IX
ŞEKİLLER LİSTESİ X
GİRİŞ 1
1. ENTROPİLİ ALAŞIMLAR 4
1.1. Entropili Alaşımlar Genel Bilgiler 4
1.2. Entropi Kavramı 5
1.3. Yüksek Entropili Alaşımların Keşfi Ve Tarihsel Gelişimi 10
1.4. Yüksek Entropili Alaşımların Mikroyapı Ve Özelliklerine Etki Eden Faktörler 13
1.4.1. Yüksek Entropi Etkisi 14
1.4.2. Yavaş Difüzyon Etkisi 14
1.4.3. Kafes Distorsiyonu Etkisi 16
1.4.4. Kokteyl Etkisi 17
1.5. Yüksek Entropili Alaşımların Tasarımı 18
1.6. Entropili Alaşımların Faz Diyagramları 22
1.6.1. İkili Al-Si, Al-Ni, Al-Zn, Al-Cu, Al-Mg ve Al-Sr Faz Diyagramları 23
1.6.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Si-Sr, Al-Zn-Cu ve Mg-Si-Sr Sistemlerinin Belli Sıcaklıklardaki Kesitleri 29
1.7. YEA'larda Gözlenen Mikroyapı Türleri Ve Fazlar 33
1.7.1. Tek Fazlı Yüzey Merkezli Kübik (YMK), Hacim Merkezli Kübik (HMK) ve Hekzagonal Sıkı Paket (HSP) Katı Çözeltiler 33
1.7.2. Çift Fazlı (YMK+HMK) Yapılar 36
1.7.3. İntermetalik Fazlar (B2, $L1_2$, Sigma (σ), Laves Fazları vb.) 37

1.8. Entropili Alaşımların Fiziksel, Mekanik, Tribolojik Ve Korozyon Özellikleri 41
1.9. Literatür Özeti Ve Çalışmanın Amacı 48
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR 52
2.1. Alaşımların Üretimi Ve Kimyasal Analiz 52
2.2. Alaşımların Fiziksel, Yapısal Ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi 56
2.3. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi 58
2.4. Alaşımların Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi 60
3. BULGULAR 61
3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri 61
3.2. Alaşımların İçyapısı 61
3.3. Fiziksel Ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular 81
3.4. Kırılma Yüzeylerinden Elde Edilen Bulgular 86
3.5. Sürtünme Ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular 91
3.6. Aşınma Yüzeyleri Ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular 97
3.7. Korozyon Deneylerinden Elde Edilen Bulgular 135
4. TARTIŞMA 157
4.1. İç Yapı İncelemelerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi 157
4.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi 159
4.3. Sürtünme Ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi ... 164
4.4. Korozyon Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi 175
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 178
5.1. Sonuçlar 178
5.2. Öneriler 180
KAYNAKÇA 181

Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Anabilim Dalı : Makine Mühendisliği
Tez Türü : Doktora Tezi
Danışman : Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU
Hazırlayan : Murat HACIOSMANOĞLU
Yıl : 2025
Sayfa Sayısı : 205

ÖZET

ALÜMİNYUM, ÇİNKO, BAKIR, NİKEL, SİLİSYUM, MAGNEZYUM, MANGAN VE STRONSİYUM İÇEREN YÜKSEK ENTROPİLİ YENİ ALAŞIM SERİLERİNİN TASARIMI, ÜRETİMİ, YAPISAL, MEKANİK, TRİBOLOJİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Bu çalışmada $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02\text{-}0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımları indüksiyon ocağında ergitme ve kokil kalıba döküm yöntemi ile üretilerek yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri incelendi. Söz konusu alaşımların bu özellikleri aynı koşullarda üretilen literatürdeki $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, ENAC44100 ve çay fabrikalarında kullanılan Ç1 ve Ç2 kodlu alaşımlar ile karşılaştırıldı. Üretilen alaşımların içyapıları taramalı elektron mikroskobu (SEM), elektron difraksiyon analizleri (EDS) ve X ışını difraksiyonu (X-rd) çalışmaları ile incelendi. Mekanik özellikleri ise sertlik ve basma deneyleri ile belirlendi. Üretilen alaşımların tribolojik ve korozyon özellikleri sırasıyla bilye-disk esaslı bir aşınma deney düzeneği ve elektrokimyasal korozyon test ünitesi yardımıyla belirlendi. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0,05}$ alaşımlarının içyapılarının alüminyumca zengin α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni), Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) ve Si fazlarından oluştuğu, ancak $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02\text{-}0,05}$ alaşımlarında α ve Q fazının boyutlarının küçüldüğü, Al_3Ni fazının içyapıda daha ince ve homojen dağılım sergilediği görüldü. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısında $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0,05}$ alaşımında gözlenen fazlara ilave olarak Al_4MnSi ve $Al_7Mn_2Si_5$ fazlarının oluştuğu gözlendi. Bu alaşıma yapılan Sr ilavesinin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0,05}$ alaşımlarında olduğu gibi Al_3Ni, Q ve Cu_5Zn_8 fazları ile Si parçacıklarının fazının incelmesine ve Al_3Ni ile ε fazlarının daha homojen dağılım sergilemesine yol açtığı görüldü. Geliştirilen alaşımlar içerisinde $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının en yüksek sertlik değerine sahip olduğu, Sr ilavelerinin bu alaşımın sertliğini düşürdüğü, ancak atomsal %0,04 Sr katkısının basma dayanımı ve basma kısalması değerlerini artırdığı belirlendi. Atomsal %0,04 oranda Sr ilavesinin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının da basma mukavemetini artırdığı gözlendi. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına yapılan atomsal %0,04 oranındaki Sr ilavesinin bu alaşımın aşınma direncini düşürürken korozyon direncini artırdığı, bu orandaki Sr ilavesinin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının ise hem aşınma direncini hem de korozyon direncini artırdığı görüldü. Bu çalışma kapsamında geliştirilen tüm alaşımların literatürdeki $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, EN AC 44100 ve çay fabrikalarında kullanılan Ç1 ve Ç2 kodlu alaşımlarından çok daha yüksek sertlik ve aşınma direncine, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının söz konusu alaşımlardan daha yüksek basma dayanımına, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının daha yüksek korozyon direncine sahip olduğu belirlenmiştir. İncelenen alaşımların mekanik, triboloji ve korozyon deneylerinden elde edilen veriler söz konusu alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak irdelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Yüksek entropi, Mekanik Özellikler, Triboloji, Korozyon

Recep Tayyip Erdogan University Institute of Graduate Studies
Department : Mechanical Engineering
Thesis Type : Doctoral Thesis
Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU
Author : Murat HACIOSMANOĞLU
Year : 2025
Pages : 205

ABSTRACT

DESIGN, PRODUCTION, AND INVESTIGATION OF STRUCTURAL, MECHANICAL, TRIBOLOGICAL, AND CORROSION PROPERTIES OF A NOVEL HIGH-ENTROPY ALLOY SERIES CONTAINING ALUMINUM, ZINC, COPPER, NICKEL, SILICON, MAGNESIUM, MANGANESE AND STRONTIUM

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0.02\text{-}0.05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ and $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0.04}$ alloys were produced by induction furnace melting and permanent mold casting methods and their structural, mechanical, tribological and corrosion properties were investigated. These properties were compared with the literature $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, ENAC44100 and Ç1 and Ç2 coded alloys used in tea factories, produced under the same conditions. Microstructures of the tested alloys were examined using scanning electron microscopy (SEM), electron diffraction analysis (EDS), and X-ray diffraction (X-rd) studies. Mechanical properties were determined by hardness and compression tests. Tribological and corrosion properties of the alloys were investigated using a ball-on-disc-based wear test setup and an electrochemical corrosion test unit, respectively. It was observed that the microstructures of $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0.05}$ alloys were composed of aluminum-rich α (Al-Zn-Cu), ε(CuZn4), γ (Cu5Zn8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni), Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) and Si phases, but in $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0.02\text{-}0.05}$ alloys, sizes of the α and Q phases were reduced, and the Al_3Ni phase exhibited a finer and more homogeneous distribution. It was also observed that Al_4MnSi and $Al_7Mn_2Si_5$ phases were formed in the microstructure of the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alloy in addition to the phases observed in the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg8Sr_{0\text{-}0.05}$ alloy. It was determined that the addition of Sr to this alloy caused refinement of the Al_3Ni, Q, and Cu_5Zn_8 phases, as well as the Si particles, and a more homogeneous distribution of the Al_3Ni and ε phases, as in the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0.05}$ alloys. Among the alloys developed, the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alloy had the highest hardness value. Sr additions decreased the hardness of this alloy, but 0.04% atomic Sr addition increased the compressive strength and compressive strain values. It was also revealed that the 0.04% atomic Sr addition also increased the compressive strength of the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alloy. The addition of 0.04% atomic Sr to the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alloy decreased the wear resistance of this alloy while increasing its corrosion resistance, and the addition of Sr at this rate increased both the wear resistance and corrosion resistance of the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alloy. It was observed that the alloys developed within the scope of this study had much higher hardness and wear resistance than the literature data of $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, EN AC 44100 and the Ç1 and Ç2 coded alloys used in tea factories. It was also observed that the Al49Zn13Cu11Ni10Si9Mg8, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0.04}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ and $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0.04}$ alloys had higher compressive strength than these alloys, and the $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0.04}$ alloy had higher corrosion resistance. The results obtained from the mechanical, tribology and corrosion tests of the alloys investigated were discussed based on the structural properties of the alloys.

Keywords: High entropy, Mechanical Properties, Tribology, Corrosion

KISALTMALAR

kar.	:	Karışım
tit.	:	Titreşimsel
man.	:	Manyetik
elek.	:	Elektronik
YMK	:	Yüzey merkezli kübik
HMK	:	Hacim merkezli kübik
SDH	:	Sıkı düzenli hegzagonal
DEA	:	Düşük entropili alaşım
OEA	:	Orta entropili alaşım
YEA	:	Yüksek entropili alaşım
EDS	:	Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi
X-rd	:	X ışını kırınımı

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 1. Eşmolar alaşımlarda element sayısına göre karışım entropisi değerleri 8
Tablo 2. Bazı entropili alaşımların üretim yöntemleri, fiziksel ve mekanik özellikleri 47
Tablo 3. İncelenen alaşımların nominal kimyasal bileşimleri..... 52
Tablo 4. İncelenen alaşımların ΔS, H^{SS}, δ_r, VEC, δ_x, Ω ve yoğunluk değerleri..... 53
Tablo 5. Aşındırıcı bilyenin kimyasal bileşimi 59
Tablo 6. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri 61
Tablo 7. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi 70
Tablo 8. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi..... 71
Tablo 9. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi..... 72
Tablo 10. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi.... 73
Tablo 11. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi 74
Tablo 12. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi 75
Tablo 13. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi 76
Tablo 14. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımlarının α faz büyüklükleri 77
Tablo 15. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0\text{-}0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımların içyapısındaki fazların mikrosertlik değerleri 82
Tablo 16. İncelenen alaşımların yoğunluk, sertlik, basma dayanımı ile basma kısalması değerleri 83
Tablo 17. İncelenen alaşımların sürtünme katsayısı, aşınma hacmi, aşınma direnci değerleri 92
Tablo 18. Aşındırıcı bilyenin deneylerden önceki EDS analiz sonuçları..... 121
Tablo 19. İncelenen alaşımların aşınma yüzeyi ve parçacıkları ile aşındırıcı bilye yüzeyinin EDS analiz sonuçları..... 132
Tablo 20. İncelenen alaşımların korozyon hızı, korozyon akımı ve korozyon potansiyeli değerleri..... 156

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1. Eşmolar alaşımlarda karışım entropisinin element sayısına göre değişimini gösteren grafik 9
Şekil 2. İkili Al-Si faz diyagramı 24
Şekil 3. İkili Al-Ni faz diyagramı 25
Şekil 4. İkili Al-Zn faz diyagramı 26
Şekil 5. İkili Al-Cu faz diyagramı 27
Şekil 6. İkili Al-Mg faz diyagramı 28
Şekil 7. İkili Al-Sr faz diyagramı 29
Şekil 8. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti 30
Şekil 9. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti 31
Şekil 10. Üçlü Al-Si-Zn alaşım sisteminin 550˚C sıcaklıktaki kesiti 31
Şekil 11. Üçlü Al-Si-Sr sisteminin 273 °C sıcaklıktaki kesiti 32
Şekil 12. Üçlü Al-Zn-Cu alaşım sisteminin 350˚C sıcaklıktaki kesiti 32
Şekil 13. Alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının ve kokil kalıbın fotoğrafı 55
Şekil 14. Alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi 56
Şekil 15. Alaşım külçelerinden numune hazırlama bölgelerini gösteren izometrik görüntü 57
Şekil 16. a) yoğunluk, metalografi ve sertlik, b) basma deney numunesi teknik resmi 58
Şekil 17. Sürtünme-aşınma deney düzeneğinin izometrik resmi 59
Şekil 18. Korozyon deney düzeneğinin fotoğrafı 60
Şekil 19. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 64
Şekil 20. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü. 64
Şekil 21. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 65
Şekil 22. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü. 65
Şekil 23. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü. 66
Şekil 24. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü. 66
Şekil 25. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 67
Şekil 26. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 68

Şekil 27. EN AC 44100 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 68
Şekil 28. Ç1 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 69
Şekil 29. Ç2 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü 69
Şekil 30. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait X-rd deseni 77
Şekil 31. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait X-rd deseni 77
Şekil 32. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait X-rd deseni 78
Şekil 33. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait X-rd deseni 78
Şekil 34. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait X-rd deseni 79
Şekil 35. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait X-rd deseni 79
Şekil 36. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait X-rd deseni 80
Şekil 37. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait α fazının vektörel çizimi 80
Şekil 38. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait α fazının vektörel çizimi 81
Şekil 39. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımında sertlik, yoğunluk, basma dayanımı ve basma kısalması değerlerinin Sr oranına göre değişimini gösteren eğriler 83
Şekil 40. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında sertlik, yoğunluk, basma dayanımı ve basma kısalması değerlerinin Sr ilavesine göre değişimini gösteren eğriler 84
Şekil 41. İncelenen tüm alaşımların yoğunluk değerlerini gösteren çubuk diyagram84
Şekil 42. İncelenen tüm alaşımların sertlik değerlerini gösteren çubuk diyagram.... 85
Şekil 43. İncelenen tüm alaşımların basma dayanımı değerlerini gösteren çubuk diyagram 85
Şekil 44. İncelenen tüm alaşımların basma kısalması değerlerini gösteren çubuk diyagram 86
Şekil 45. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 87
Şekil 46. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 87
Şekil 47. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 88
Şekil 48. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 88
Şekil 49. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 89

Şekil 50. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 89
Şekil 51. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 90
Şekil 52. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 90
Şekil 53. Ç2 alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü 91
Şekil 54. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 93
Şekil 55. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 93
Şekil 56. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 94
Şekil 57. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 94
Şekil 58. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 95
Şekil 59. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 95
Şekil 60. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,05}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri 96
Şekil 61. İncelenen tüm alaşımlarının sürtünme katsayısı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar 96
Şekil 62. İncelenen tüm alaşımlarının hacim kaybı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar 97
Şekil 63. İncelenen tüm alaşımlarının aşınma direnci değerlerini gösteren çubuk diyagramlar 97
Şekil 64. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 99

Şekil 65. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 101
Şekil 66. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 103
Şekil 67. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 105
Şekil 68. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 107
Şekil 69. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 109
Şekil 70. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri.....111
Şekil 71. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 113
Şekil 72. EN AC 44100 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri.....115
Şekil 73. Ç1 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri.....117
Şekil 74. Ç2 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri.....119
Şekil 75. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi..... 122

Şekil 76. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 122
Şekil 77. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 123
Şekil 78. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 123
Şekil 79. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 124
Şekil 80. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 124
Şekil 81. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 125
Şekil 82. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 125
Şekil 83. EN AC 44100 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 126
Şekil 84. Ç1 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 126
Şekil 85. Ç2 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi 127
Şekil 86. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 127
Şekil 87. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 128
Şekil 88. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 128

Şekil 89. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 129
Şekil 90. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 129
Şekil 91. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 130
Şekil 92. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 130
Şekil 93. EN AC 44100 alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü 131
Şekil 94. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 136
Şekil 95. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri..... 138
Şekil 96. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 140
Şekil 97. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri..... 142
Şekil 98. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 144
Şekil 99. EN AC 44100 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri..... 146
Şekil 100. Ç1 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri..... 148

Şekil 101. Ç2 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri 150
Şekil 102. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait tafel eğrisi 152
Şekil 103. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait tafel eğrisi 152
Şekil 104. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait tafel eğrisi 153
Şekil 105. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait tafel eğrisi 153
Şekil 106. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımına ait tafel eğrisi 154
Şekil 107. EN AC 44100 alaşımına ait tafel eğrisi 154
Şekil 108. Ç1 alaşımına ait tafel eğrisi 155
Şekil 109. Ç2 alaşımına ait tafel eğrisi 155
Şekil 110. A1, A4, A6, A7, A8, A9, Ç1 ve Ç2 alaşımlarının korozyon hızı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar 156

GİRİŞ

Mühendislik uygulamalarında, özellikle özgül mukavemetin (mukavemet/yoğunluk) önemli olduğu otomotiv, savunma, uzay, havacılık ve genel amaçlı makine imalat sanayilerinde kullanılmak üzere üstün sertlik, mukavemet ve tribolojik özelliklere sahip alaşımların geliştirilmesi üzerine son yıllarda yoğun çalışmalar yapılmıştır (Miller vd., 2000; Shaha vd., 2015; Vijeesh ve Prabhu, 2014). Yapılan bu çalışmalarda üretimleri kolay ve ekonomik olan alüminyum (Al) esaslı alaşımların bazı alaşımlara göre daha yüksek özgül mukavemet, aşınma ve sıcak yırtılma direnci ile düşük ısıl genleşme katsayısı gibi avantajlar sergiledikleri ortaya koyulmuştur (Georgantzia vd., 2021; Starke, 2001). Bu avantajlarından dolayı Al esaslı alaşımların yukarıda belirtilen sanayi dallarında kullanım alanları giderek artmıştır. Bununla birlikte son zamanlarda alüminyum esaslı alaşımlar üzerine yapılan araştırma ve geliştirme çalışmalarının planlanmasındaki temel stratejiler bu alaşımların sahip oldukları bazı kısıtların giderilerek performanslarının geliştirilmesi ve dolayısıyla kullanım alanlarının genişletilmesi üzerine yoğunlaşmıştır (Çalış ve Hekimoğlu, 2022; Karabiyik vd., 2024; Tangsuksan vd., 2025). Söz konusu kısıtların başında ergime sıcaklıklarının düşük olması nedeniyle yüksek sıcaklık koşullarındaki uygulamalarda sertlik ve mukavemet değerlerinin önemli ölçüde azalması gelmektedir (Cui vd., 2023; Polmear ve Couper, 1988). Sertlik ve mukavemet değerlerindeki azalmanın alüminyum esaslı alaşımların aşınma direnci değerlerini de olumsuz etkilediği birçok çalışmada ortaya koyulmuştur (Hekimoğlu vd., 2020; Hekimoğlu ve Çalış, 2020, 2021). Bu nedenle güncel araştırmalar söz konusu alaşım grubunun mukavemet değerlerini, tribolojik özelliklerini ve termal kararlılığını artırmak üzerine yoğunlaşmaktadır. Bu kapsamda yapılan çalışmaların bazılarında özellikle yüksek entropili alaşımların (YEA) yüksek mukavemet ve sertlik, üstün tribolojik özellikler ve sıcaklık dayanımı ve gelişmiş korozyon direnci özelliklerinin birçoğunu aynı anda sergileyebildiği ortaya koyulmuştur.

Yüksek entropili alaşımlar literatüre ilk sunulduklarında çok genel bir ifade ile en az beş elementten oluşan ve her bir elementin oranının ağırlıkça %5' den fazla olduğu alaşımlar olarak tanımlanmıştır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). Bu alaşımlar yüksek karışım entropisine sahip oldukları için alaşım elementlerinin ergimiş

durumda birbiri içerisinde yüksek oranlarda çözündükleri ve bu sayede içyapılarında intermetalik fazların oluşumunun sınırlandığı ileri sürülmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). Alaşımların mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri ile yüksek sıcaklık dayanımlarını olumsuz etkileyen bu türden fazların bulunmaması söz konusu alaşımların üstün mekanik özellikler sergilemesini sağlamaktadır (Z. Li vd., 2016a). Yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan mevcut çalışmalarda genellikle Al, Cu, Ni, Fe, Li, Be, Zr, Co, Cr ve Ti gibi elementlerin farklı kombinasyonlarının incelenerek yeni alaşımların geliştirilmesi yoluna gidildiği görülmektedir (J. Chen vd., 2018; Cui vd., 2023; Sanchez vd., 2019; B. Zhang vd., 2020; Z. X. Zhu vd., 2023). Bu kapsamda yapılan çalışmaların bazıları Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni, Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni-B, Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni-Ti, Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni-V, Co-Cr-Cu-Fe-Ni-Ti ve Al-Co-Cr-Fe-Ni-Ti gibi alüminyum esaslı üstün özellikli yeni alaşımların geliştirilmesiyle sonuçlanmıştır (Chuang vd., 2011; C. Y. Hsu vd., 2004; C. J. Tong vd., 2005; J. M. Wu vd., 2006; Zhou vd., 2007). Ancak geliştirilmiş olan bu alaşımların lityum (Li) gibi düşük ergime noktasına sahip elementleri içermesi durumunda termal kararlılıklarının olumsuz etkilendiği, berilyum (Be), skandiyum (Sc), zirkonyum (Zr), lityum (Li) gibi pahalı elementlerin kullanılması durumunda ise maliyetlerinin artarak ticari kullanımlarının kısıtlandığı gözlenmiştir.

Bu tez çalışmasında yeni bir hafif yüksek entropili alaşım üretmek için piyasadan kolay ve ekonomik bir şekilde temin edilebilen, yüksek entropili alaşım geliştirmede yaygın olarak kullanılan ve uygun oranlarda seçilmeleri durumunda Hume-Rothery kurallarını sağlayan, magnezyum (Mg), çinko (Zn), nikel (Ni), silisyum (Si), mangan (Mn) ve bakır (Cu) katkı elementleri seçilmiştir. Bu elementlerin karışım oranlarının uygun bir şekilde seçilmesi durumunda yüksek entropili alaşım geliştirmede avantaj sağlayan diğer koşullardan biri olan katı çözünürlük koşulunun da önemli oranda karşılanabileceği görülmektedir. Söz konusu alaşım elementlerinin bazılarının farklı oranlarda kullanıldığı çalışmalar bulunmasına rağmen, yüksek entropili alaşım geliştirmede yaygın olarak kullanılan Hume-Rothery kuralları (atomik çap farkı, elektronegativite farkı, valans elektron yoğunluğu, karışım entalpisi, karışım entropisi), katkı elementlerine ait ergime sıcaklıklarının da dahil edildiği Ω yaklaşımı ve faz diyagramlarındaki katı çözünürlük prensiplerinin tümünü birden göz önüne alarak söz konusu alaşım elementlerinin uygun oranda kullanıldığı

bir yüksek entropili hafif (yoğunluğu 5 gr/cm^3'ten düşük) alaşım henüz geliştirilmemiştir. Ayrıca silisyum içeren alüminyum esaslı bazı alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirdiği bilinen stronsiyumun yüksek entropili alaşımların yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerine etkisi de henüz incelenmemiştir. Bu nedenle bu çalışmada magnezyum (Mg), çinko (Zn), nikel (Ni), silisyum (Si), mangan (Mn), bakır (Cu) ve stronsiyum (Sr) gibi alaşım elementlerini kullanılarak yeni bir alüminyum esaslı yüksek entropili hafif alaşımın geliştirilmesi amaçlanmıştır.

1. ENTROPİLİ ALAŞIMLAR

1.1. Entropili Alaşımlar Genel Bilgiler

Yüksek Entropili Alaşımlar geleneksel alaşım tasarım yöntemlerinden farklı olarak genellikle beş veya daha fazla temel elementin birbirine yakın veya eş atomik oranlarda bir araya getirip, genellikle yüzey merkezli kübik (YMK) veya hacim merkezli kübik (HMK) basit katı çözelti fazlarının oluşumunu teşvik ederek karmaşık intermetalik bileşiklerin veya faz ayrışmalarının önüne geçilmesinin sağlanması amacıyla tasarlanmaktadır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Bu yaklaşım, Yeh ve arkadaşları tarafından 2004 yılında ortaya koyulmuştur (Yeh vd., 2004). Geleneksel alaşımlarda genellikle bir veya iki ana element bulunmakta ve alaşımın özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla diğer alaşım elementleri daha düşük oranlarda eklenmektedir. Yüksek entropili alaşımlar ise atomik olarak %5-35 aralığında en az 5 alaşım elementinden oluşmaktadır. Yüksek entropili alaşımların tek bir esas element yerine çok sayıda ana alaşım elementi içermesi, yüksek karışım entropisi formülünde yer alan ($\Delta S_{kar} = (\Delta H_{kar} - \Delta G_{kar})/T$) Gibbs serbest enerjisi (ΔG_{kar}) değerini düşürerek karmaşık intermetalik fazlar yerine termodinamik olarak daha kararlı, genellikle basit YMK ve/veya HMK kristal yapılı katı çözeltilerin oluşturulması prensibine dayanmaktadır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Bu temel prensibin yanı sıra, yüksek entropili alaşımların üstün mekanik ve fiziksel özellikler sergilemesine katkıda bulunan diğer önemli etkiler atomik boyut farklılıkları nedeniyle kafes yapısında ortaya çıkan distorsiyon nedeniyle atomların hareketinin bir başka deyişe difüzyonun kısıtlanması ve elementlerin sinerjik etkileşiminden doğan "kokteyl etkisi" olarak sıralanabilir (K. Y. Tsai vd., 2013; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Yüksek entropili alaşımlar, yüksek karıştırma entropisinin (ΔS_{kar}) etkisiyle yüksek sertlik, üstün aşınma direnci, iyi korozyon ve oksidasyon direnci ile birlikte yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini koruma gibi potansiyel olarak üstün özellik kombinasyonları sergilemesi bu alaşımlara son yıllarda olan yoğun ilginin ana sebebini oluşturmaktadır (Lu vd., 2025; Tracy vd., 2017; Wang vd., 2025).

1.2. Entropi Kavramı

Termodinamik biliminin en temel kavramlarından biri olan entropi, ilk olarak 19. yüzyılın ortalarında Alman fizikçi Rudolf Julius Clausius tarafından ısı makinelerinin verimliliği ve termodinamik süreçler üzerine yaptığı çalışmalar sonucunda tanımlanmıştır (Hanlon, 2020). Clausius, özellikle Carnot çevrimi gibi idealize edilmiş ısı motorlarının analizleri sırasında, ısı enerjisinin tamamının mekanik işe dönüştürülemeyeceği ve her çevrimde bir miktar enerjinin kaybolduğu veya daha az kullanılabilir bir forma geçtiğini tespit etmiştir (Cardwell, 1971; Hanlon, 2020). Clausius bu kayıp enerjinin ve süreçlerin tek yönlülüğünün bir ölçüsü olarak entropi kavramını ortaya koymuştur. Entropi, en genel ve yaygın kabul gören anlamıyla, bir sistemdeki düzensizliğin, rastgeleliğin, belirsizliğin veya enerjinin yayılma derecesinin bir ölçüsü olup, termodinamik sistemlerin kendiliğinden değişim yönünü ve denge durumlarını belirlemede kritik bir rol oynamaktadır. Termodinamiğin ikinci yasası, izole bir sistemde bir başka deyişle çevreyle enerji veya madde alışverişi yapmayan bir sistemde kendiliğinden gerçekleşen bir süreçte toplam entropinin daima artığını veya en iyi ihtimalle tersinir süreçlerde sabit kaldığını, asla azalmadığını ifade etmektedir. Bu yasa ısının sıcaktan soğuğa akması ve gazların boş bir hacme yayılması gibi doğal süreçlerin belirli bir yönde ilerlemesinin nedenlerini ve enerjinin faydalı iş yapabilme yeteneğinde neden kaçınılmaz azalmalar olabileceğini açıklamaktadır. Bir sistemin tamamen düzenli bir kristal yapıda ve mutlak sıfır sıcaklığında olduğu varsayıldığında, entropisinin minimum değerde (genellikle sıfır) olduğu kabul edilmektedir. Bu durum Termodinamiğin Üçüncü Yasası ile ilgilidir ve mükemmel kristaller için mutlak bir referans noktası sunmaktadır.

Entropinin daha derinlemesine ve mikroskobik düzeyde anlaşılması, 19. yüzyılın sonlarına doğru Avusturyalı fizikçi Ludwig Boltzmann'ın istatistiksel mekanik alanındaki öncü çalışmalarıyla mümkün olmuştur (Callen, 1991). Boltzmann, entropiyi bir sistemin belirli bir makroskobik durumuna (örneğin, belirli bir sıcaklık, basınç ve hacimdeki bir gaz) karşılık gelen olası mikroskobik düzenlemelerin (mikro-durumların) sayısıyla ilişkilendirmiştir. Bir sistemin mikro-durumları, sistemdeki her bir parçacığın (atom veya molekül) anlık konumunu ve momentumunu ifade etmektedir. Boltzmann, entropinin mikroskobik durumlarla olan bu temel bağlantısını,

istatistiksel mekaniğin en önemli ve kendi adıyla anılan denklemlerinden biri olan aşağıdaki eşitlikle ifade etmektedir:

$$S = k\ ln\ W \quad (1)$$

Bu eşitlikte S entropiyi, k Boltzmann sabitini ($1{,}380649\times10^{-23}$J/K) ve W ise sistemin belirli bir makroskobik durumda bulunabileceği olası, birbirinden ayırt edilebilir mikroskobik durumların sayısını ifade etmektedir (Goldstein, 2001; Styer, 2000). Bu istatistiksel tanım entropinin bir sistemdeki parçacıkların alabileceği farklı konfigürasyonların sayısıyla doğru orantılı olduğunu göstermektedir. Bir başka deyişle, bir sistem ne kadar çok farklı şekilde düzenlenebiliyorsa yani W ne kadar büyükse entropisi de o kadar yüksek olmaktadır. Dolayısıyla, düzensizlik, rastgelelik ve enerjinin dağılma derecesi arttıkça sistemin entropisi de artmaktadır (Goldstein, 2001; Styer, 2000).

Malzeme bilimi ve metalurji alanında, özellikle alaşımların faz kararlılıklarının, faz dönüşümlerinin ve mikroyapı oluşumlarının yorumlanmasında entropi kavramı dikkate alınması gereken önemli unsurlardan biri olarak görülmektedir (Yeh vd., 2004; Y. Zhang vd., 2014). Bir sistemin belirli sıcaklık ve basınç koşulları altında hangi fazda veya fazlarda bulunacağını belirleyen temel termodinamik potansiyel Gibbs serbest enerjisidir (ΔG) (Yeh, 2006; Y. Zhang, Zhou, Hui, vd., 2008). Bir karışım veya alaşımın oluşumu sırasındaki Gibbs serbest enerjisindeki değişim (ΔG_{kar}) aşağıdaki denklemle ifade edilmektedir:

$$\Delta G_{kar} = \Delta H_{kar} - T\Delta S_{kar} \quad (2)$$

Bu denklemde ΔH_{kar}, karışım entalpisi olup, sistemdeki atomlar arası bağ enerjilerindeki değişimden, atomların boyutsal farklılıklarından kaynaklanan elastik gerinim enerjisinden ve/veya diğer iç enerji değişimlerinden kaynaklanmaktadır. Pozitif ΔH_{kar} değerleri endotermik bir karışımı (enerji soğuran) ve bileşenlerin ayrışma eğilimini gösterirken, negatif ΔH_{kar} değerleri ekzotermik bir karışımı (enerji veren) ve bileşenlerin bir araya gelerek düzenli yapıları veya intermetalik bileşikleri oluşturma eğilimini göstermektedir. T mutlak sıcaklığı, ΔS_{kar} ise karışım entropisini temsil etmektedir. Termodinamik denge durumunda, sabit sıcaklık ve basınç altında bir sistem, Gibbs serbest enerjisini minimize etme eğilimindedir. Eşitlik 2'den de açıkça görüleceği gibi, yüksek karışım entropisi (ΔS_{kar}) değeri, özellikle yüksek sıcaklıklarda (T), $-T\Delta S_{kar}$ teriminin daha büyük negatif bir değere sahip olmasına ve dolayısıyla

ΔG_{kar} değerinin düşmesine neden olmaktadır. Bu durum, yüksek entropili fazların düşük entropili fazlara göre termodinamik olarak daha kararlı hale gelmesini sağlamaktadır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004).

Alaşım sistemlerinde toplam karışım entropisinin (ΔS_{kar}) esas olarak birkaç farklı entropi türünün toplamından oluştuğu ileri sürülmektedir (Dewangan vd., 2022; Miracle ve Senkov, 2017; Murty vd., 2014; Yeh vd., 2004). Bu entropi türleri ve açıklamaları aşağıda verilmektedir:

i. Konfigürasyonel Entropi (ΔS_{konf}): Farklı tür atomların bir kristal örgüdeki veya amorf bir yapıdaki tamamen veya kısmen rastgele dağılımından kaynaklanan entropi türü olup genellikle çok bileşenli alaşımlardaki en baskın entropi olarak bilinmektedir.

ii. Titreşimsel Entropi (ΔS_{tit}): Atomların kristal yapıdaki titreşim modlarında meydana gelen değişikliklerden kaynaklanmakta ve kafes yapısında farklı atomların varlığı titreşimsel entropiyi etkilemektedir.

iii. Manyetik Entropi (ΔS_{man}): Manyetik momentlere sahip atomların spin düzenlerindeki değişiklikler sonucu ortaya çıkmaktadır.

iv. Elektronik Entropi (ΔS_{elek}): Metallerdeki elektronların enerji seviyelerindeki farklılık nedeniyle oluşmaktadır. Bu entropi türü genellikle düşük sıcaklıklarda veya alaşımın elektriksel özelliklerinde önemli değişiklikler olması durumunda dikkate alınması gereken bir entropi türüdür.

Bu entropi türleri arasında özellikle yüksek sıcaklıklarda ve katı çözelti oluşumunda en baskın olanın ve YEA kavramının temelini oluşturanın konfigürasyonel entropi (ΔS_{konf}) olduğu öne sürülmekte ve bu nedenle karışım entropisinin hesaplanmasında titreşimsel entropi, manyetik entropi ve elektronik entropi değerleri ihmal edilerek $\Delta S_{konf} \sim \Delta S_{kar}$ olarak alınmaktadır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). İdeal bir katı çözeltiden oluşan n bileşenli bir alaşım için karışım entropisi şu eşitlikle hesaplanmaktadır:

$$\Delta S_{kar} = -R \sum_{i=1}^{n} x_i \ln x_i \quad (3)$$

Bu eşitlikte R ideal gaz sabitini, (8,314J/K·mol), x_i ise i bileşenin mol kesrini ifade etmektedir. Eğer alaşım eşmolar ise yani her bir elementin mol kesri $x_i=1/n$ ve her bir element eşit atomik oranda bulunuyorsa, bu denklem daha basit olarak şu şekilde ifade edilmektedir:

$$\Delta S_{kar} = R \ln n \quad (4)$$

Bu eşitlik alaşımdaki temel alaşım elementi sayısı n arttıkça konfigürasyonel entropinin logaritmik olarak arttığını göstermektedir. Tablo 1' de eşmolar alaşımlarda element sayısına göre karışım entropisi değerleri verilmektedir. Tablo 1'deki veriler incelendiğinde, alaşım elementi sayısı arttıkça karışım entropisinin logaritmik bir artış sergilediği görülmektedir (Şekil 1).

Tablo 1. Eşmolar alaşımlarda element sayısına göre karışım entropisi değerleri

n	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**
ΔS_{kar}	0	0,69R	1,10R	1,39R	1,61R	1,79R	1,95R	2,08R	2,2R

Yukarıda detaylı olarak verilen termodinamik yaklaşım temelinde alaşımlar karışım entropisi değerlerine göre aşağıda şekilde sınıflandırılmaktadır (Gao vd., 2016; Murty vd., 2014):

i. ΔS_{kar}<1.0R (Düşük Entropili Alaşımlar (DEA)): Bu alaşımlarda genellikle bir veya iki ana element baskındır ve diğer elementler düşük konsantrasyonlarda bulunmaktadır.

ii. 1.0R≤ΔS_{kar}≤1.5R (Orta Entropili Alaşımlar (OEA)): Bu alaşımlar düşük entropili alaşımlar ile yüksek entropili alaşımlar arasında bir geçiş bölgesi oluşturur ve bazı üstün mekanik özellikler sergileyebilmektedir.

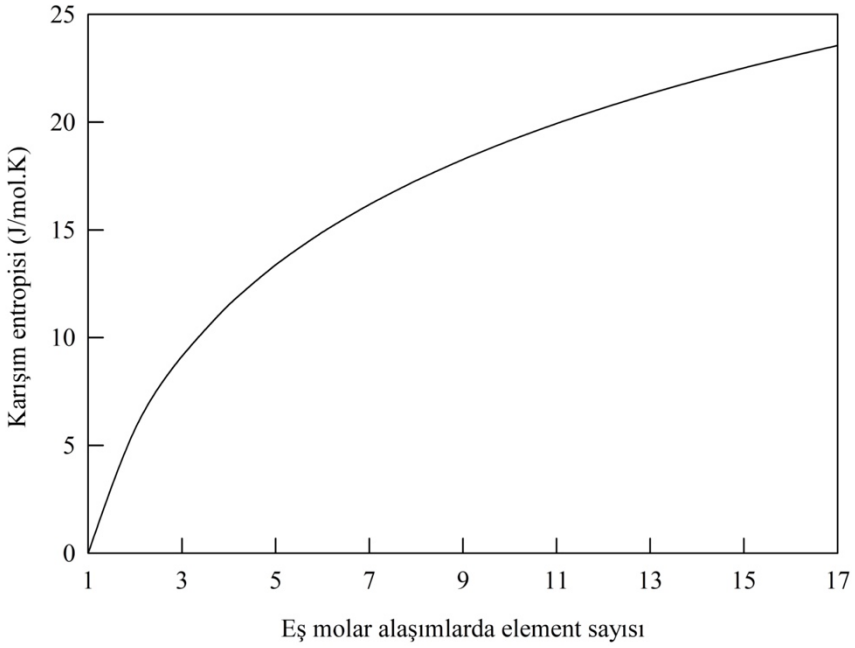
iii. ΔS_{kar}≥1.5R (Yüksek Entropili Alaşımlar (YEA)): Bu alaşımlar, genellikle 5 veya daha fazla ana elementin eşmolar veya eşmolara yakın oranlarda karıştırılmasıyla elde edilmektedir ve basit katı çözelti yapıları oluşturma eğilimindedirler.

Alaşımların entropi sınıflandırmasında iki alaşım elementinden oluşan bir alaşım göz önüne alındığında entropi değeri 1R'nin altında kaldığı için bu tür alaşımlar düşük entropili alaşım (DEA) olarak sınıflandırılmakta ve genellikle intermetalik bileşiklerin veya diğer düzenli fazların oluşumu engellenememektedir (S. Guo ve Liu, 2011; Y. Zhang vd., 2014). Üç alaşım elementinden oluşan (n=3) bir sistemde ise ΔS_{konf}=1.1R değerine yükselmektedir. Bu durumda söz konusu entropi değeri 1R sınırını aştığı için alaşım sistemi orta entropili alaşım (OEA) olarak sınıflandırmaktadır. Entropinin faz kararlılığına katkısı 1R değerinden itibaren daha belirgin hale gelmeye başlamaktadır. Alaşım elementi sayısı beşe çıkarıldığında (n=5) konfigürasyonel entropi ΔS_{konf} değeri 1,61R olmaktadır. Bu değer yüksek entropili

alaşımların tanımlanmasında yaygın olarak kabul edilen $\Delta S_{kar} \geq 1{,}5R$ değerini aşmaktadır. Bu değerden itibaren yüksek karışım entropisinin, Gibbs serbest enerjisini ($\Delta G_{kar}=\Delta H_{kar}-T\Delta S_{kar}$) düşürmede önemli bir rol oynayacağı ve böylece intermetalik bileşikler veya karmaşık fazlar yerine basit katı çözelti yapılarının (YMK, HMK gibi) oluşumunu termodinamik olarak destekleyeceği ileri sürülmektedir (Yeh vd., 2004; Y. Zhang vd., 2014).

Yukarıdaki sınıflandırmadan entropinin malzeme tasarımında ve yeni alaşım sistemlerinin geliştirilmesinde önemli bir parametre olduğu anlaşılmaktadır. Entropi kavramı sadece termodinamik süreçlerin kendiliğinden oluşup oluşmadığını ve yönünü belirlemekle kalmamakta, aynı zamanda malzemelerin iç yapısını, fazlarını, mikroyapısal değişimi ve dolayısıyla nihai mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerini şekillendiren bir kavram olarak modern malzeme biliminde de önemli bir yer almaktadır.

Eşmolar alaşımlarda karışım entropisinin element sayısına göre değişimini gösteren Şekil 1' deki eğriden anlaşılacağı üzere element sayısı arttıkça karışımın entropisi de artmakta, ancak bu artış logaritmik olarak azalmaktadır. Bu nedenle yüksek entropili alaşım tasarımında genellikle 5 ila 13 arasında alaşım elementinin olması gerektiği yaklaşımı daha fazla kabul görmektedir (Yeh, 2006).



Şekil 1. Eşmolar alaşımlarda karışım entropisinin element sayısına göre değişimini gösteren grafik

1.3. Yüksek Entropili Alaşımların Keşfi Ve Tarihsel Gelişimi

Alaşım tasarımında binlerce yıl boyunca tek bir ana elementin belirlenip ona küçük oranlarda diğer elementlerin eklenmesine dayalı bir yaklaşım izlenmiştir. Geleneksel metalurjide demir, bakır veya alüminyum gibi bir esas element seçilmekte, ardından istenen özellikleri iyileştirmek için düşük yüzdelerde diğer alaşım elementleri ilave edilmektedir. Bu alaşımlandırma yöntemiyle 20. yüzyılda çelikten alüminyum ve titanyum esaslı alaşımlara kadar birçok malzeme üretilmiş veya geliştirilmiştir (Starke ve Staley, 1996; Tisza ve Czinege, 2018; Williams ve Starke, 2003). Ancak son yıllarda bu yaklaşım artık yerini farklı yaklaşımlara bırakmaya başlamıştır. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilen süper alaşım veya hafifliğin gerektiği uygulamalar için gerekli düşük yoğunluklu hafif malzeme ihtiyaçlarını karşılamada geleneksel yaklaşım yetersiz kalmıştır. Bu durum, alaşım tasarımında yeni fikir ve yaklaşımların ortaya çıkmasına yol açmıştır. Nitekim son dönemde ortaya çıkan yüksek entropili alaşımlar (YEA) kavramı, geleneksel alaşım geliştirme sistematiğini bir kenara bırakıp çok bileşenli sistemlere dayalı yepyeni bir tasarım stratejisi sunmuştur (Z. Li vd., 2016b; Senkov vd., 2010; Yakang vd., 2023).

Geleneksel olarak, alaşımların faz davranışı ve mikroyapıları en detaylı biçimde ikili ve üçlü faz sistemlerinde incelenerek ortaya koyulmaktadır. Buna karşın bileşen sayısı arttıkça dörtlü, beşli veya daha çoklu alaşım sistemlerine ihtiyaç duyulmuştur. Ancak bu sitemlere ait faz diyagramları tam olarak ortaya koyulamadığı için alaşım tasarımı aşamalarında güçlükler yaşanmıştır. Buna bağlı olarak, geleneksel tasarım ilkelerine göre çok sayıda farklı elementin bir araya getirilmesi durumunda çoklu intermetalik bileşikler oluşacağı, dolayısıyla böyle bir alaşımın karmaşık ve gevrek bir mikroyapıya sahip olacağı, Hume-Rothery kurallarına göre çoklu elementten oluşan alaşımlarda katı çözelti oluşumu için gerekli koşulların sağlanamayacağı düşünülmüş ve yüksek entropili alaşımlar öncesi dönemde birden fazla eşdeğer oranda element içeren alaşımların kararlı tek fazlı katı çözeltiler oluşturabileceği fikri büyük ölçüde göz ardı edilmiştir. Fakat daha sonradan yapılan araştırmalar çok bileşenli sistemlerde bu tür kuralların bir miktar esneyebildiğini ortaya koymuştur (Chikumba ve Rao, 2015; Gao vd., 2016; Wang vd., 2025; Yeh, 2006; Y. Zhang vd., 2014).

1980'ler ve 1990'larda bazı araştırmacılar çok bileşenli alaşımlara dair ilk ipuçlarını elde etmeye başlamış ve nükleer yakıtlarda tespit edilen Mo–Pd–Rh–Ru–Tc içerikli beş elementli alaşım partikülleri sonradan yüksek entropili alaşım sınıfına dahil edilmiştir (Cantor vd., 2004; Kleykamp, 1985; Miracle ve Senkov, 2017). Ancak yine de yüksek entropi kavramının bilinçli bir tasarım prensibi olarak ele alınması 2000'li yıllara kadar gerçekleşmemiştir. Bu alandaki en önemli gelişme 2004 yılında birbirinden habersiz iki farklı araştırma grubunun çok elementli alaşımların benzersiz özelliklerini fark etmeleriyle yaşanmıştır. Jien-Wei Yeh ve Brian Cantor liderliğindeki iki bağımsız araştırma grubu, çok bileşenli alaşımlar üzerine yaptıkları çalışmalar ile bu yeni malzeme sınıfını ve altında yatan tasarım felsefesini ortaya koymuşlardır (Cantor vd., 2004; Yeh vd., 2004). Bu yayınlar, yüksek entropili alaşım kavramının teorik temellerini ortaya koyarak ilk deneysel doğrulamaları sunmuştur.

Profesör Yeh ve ekibi, 2004 yılında yüksek entropili alaşım kavramını ve uygulamalarını detaylandıran bazı çalışmalarıyla söz konusu alaşımların tasarımına yeni bir yaklaşım getirmiş ve çoklu ana element içeren bu alaşımların genellikle YMK veya HMK olmak üzere basit kristal yapılara sahip olduklarını ve gelişmiş mekanik özellikler sergilediğini göstermiştir (Yeh vd., 2004). Yeh'in 2006 yılında yaptığı bir diğer çalışmada ise yüksek entropili alaşımları en az beş ana element içeren ve her birinin atomik konsantrasyonu %5 ile %35 arasında olan alaşımlar olarak tanımlayarak yüksek entropi etkisinin, özellikle yüksek sıcaklıklarda, intermetalik fazlar yerine basit katı eriyik fazlarının oluşumunu termodinamik olarak nasıl desteklediğini, ayrıca nanoyapıların ve hatta amorf fazların da yüksek entropili alaşımlarda kolayca oluşabileceği ve bunun yavaş atomik difüzyon kinetiği ile ilişkili olabileceğini ortaya koymuştur (Yeh, 2006). Aynı dönemlerde Brian Cantor ve ekibi bir dizi eş atomlu ve çok bileşenli, daha sonraları Cantor alaşımı olarak anılacak olan CrMnFeCoNi alaşımı geliştirmiş ve bu alaşımın mikroyapısını detaylı olarak ortaya koymuştur (Cantor vd., 2004). Bu çalışma eş atomlu karışımların tek fazlı ve YMK kristal kafes yapısına sahip katı çözelti sergileyebileceğini göstermesi açısından literatürde önemli bir yere sahip olup ve yüksek entropi kavramının önemini pekişmesine neden olmuştur.

Cantor ve Yeh'in 2004'te birbirinden bağımsız yaptığı bu çalışmalar alaşımın karışım entropisini en üst düzeye çıkarılması sayesinde katı durumdaki içyapıyı oluşturan fazların sayısının azalmasının ve böylece basit bir iç yapısı elde etmenin

mümkün olabileceği görülmüştür. Bu bulgular çok bileşenli sistemlerde daha önce öngörülen karmaşık intermetalik yapıların yüksek entropi etkisi sayesinde engellenebileceğini göstermesi nedeniyle birçok araştırmaya temel oluşturmuştur (Chuang vd., 2011; Senkov vd., 2011; K. Y. Tsai vd., 2013; Yang ve Zhang, 2012).

Cantor ve Yeh'in çalışmalarını takiben 2004-2010 yılları arasında çeşitli araştırma grupları tarafından yapılan araştırmalarda hem geliştirilen yüksek entropili alaşımlar hem de farklı element kombinasyonları yapılarak çeşitli yüksek entropili alaşımlar geliştirilmiştir (R. Li vd., 2010; Senkov vd., 2010; C. J. Tong vd., 2005; J. M. Wu vd., 2006; Y. Zhang, Zhou, Hui, vd., 2008). Bu dönemde Co–Cr–Fe–Mn–Ni alaşımı yoğun olarak incelenip ve bazı malzeme özellikleri detaylı olarak ortaya koyulmuştur. Tek fazlı yüzey merkezli kübik yapıya sahip bu alaşımın, -196 °C gibi kriyojenik sıcaklıklarda dahi yüksek dışı tokluk sergilediği gözlenmiştir (Gludovatz vd., 2014a). Geleneksel malzemelerde düşük sıcaklıklarda kırılganlık artarken Cantor alaşımının darbe tokluğunu büyük ölçüde koruyabildiği görülmüştür. Bu yöndeki bulgular yüksek entropili alaşımların otomotiv, havacılık ve uzay sanayi gibi uygulamalarda aşırı sıcaklık koşullarında çalışabilecek alternatif yeni nesil malzemeler olabileceğini göstermiştir (Miracle vd., 2014; Sharma vd., 2021; Xian vd., 2017)

Yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan ilk çalışmalar genellikle hangi koşullarda tek fazlı yüksek entropili alaşım elde edilebileceğine dair temel kriterleri belirlemeye yönelik olmuştur (Takeuchi ve Inoue, 2005; W. R. Wang vd., 2012). Yapılan yoğun teorik ve deneysel çalışmalar sonucunda katı çözelti oluşumunu öngörebilmek için karışım entalpisi (ΔH) ile entropi (ΔS) arasındaki orana dayanan Ω parametresi ve atomik boyut farklılıklarının standart sapmasını ölçen δ parametreleri bir alaşımın tek fazlı mı yoksa çok fazlı mı olacağını öngörebilme amacıyla önerilmiştir. 2012 yılı civarında ortaya atılan bu tür kriterler pek çok yüksek entropili alaşımın tasarımına katkıda bulunmuştur (He vd., 2014; W. R. Wang vd., 2012; Yang ve Zhang, 2012; Yaykaşlı vd., 2023).

Yüksek entropili alaşımlar ilk olarak ortaya koyulduklarında sadece birkaç prototip bileşim incelenmesine rağmen daha sonraları yüzlerce farklı yüksek entropili alaşım ortaya koyulmuştur. Bu çalışmalarda özellikle yüksek sıcaklık dayanımına sahip olanların dikkat çektiği görülmektedir. Bu alaşımlar arasında O. Senkov ve

arkadaşları tarafından üretilen Nb–Mo–Ta–W gibi yüksek ergime derecesine sahip elementlerden oluşan alaşımlar 1000 °C üzerindeki sıcaklıklarda bile yüksek mukavemet göstererek süper alaşımlara alternatif olabileceklerini göstermiştir (Senkov vd., 2010). Yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan araştırma çalışmalarında havacılık ve uzay uygulamalarında çelik ve nikel esaslı alaşımların yerini alabilecek daha düşük yoğunluklu alaşımlar da geliştirilmeye çalışılmıştır (Liu vd., 2021; Miracle vd., 2014; Peng vd., 2023; Sharma vd., 2021).

Araştırma alanının zamanla genişlemesiyle birlikte yüksek entropili alaşımların tanımı ve sınıflandırılması konusunda bazı tartışmalar yaşanmıştır. İlk tanım gereği yüksek entropili alaşımlar en az 5 farklı elementin her birinin alaşımda %5–35 atomik aralığında yer alması gerekirken, sonraki yıllarda bazı araştırmacılar iki, üç veya dört elementli alaşımların da benzer entropi etkisiyle basit fazlar oluşturabileceğini ortaya koymuş ve karışım entropisine bağlı olarak düşük, orta ve yüksek entropili alaşım kavramlarını ileri sürmüşlerdir. Bu kavramlar, yüksek entropili alaşımların kesin bir sınırdan ziyade bir spektrum oluşturduğunu ve esas önemli özelliğin çok bileşenli ve çok merkezli alaşım tasarımı yaklaşımı olduğunu ortaya koymaktadır (Miracle vd., 2014; Murty vd., 2014; Yeh, 2006; Y. Zhang vd., 2014).

1.4. Yüksek Entropili Alaşımların Mikroyapı Ve Özelliklerine Etki Eden Faktörler

Yüksek entropili alaşımların yapısal ve mekanik özellikleri geleneksel alaşımlarda olduğu gibi tek bir ana element etrafında değil, alaşımı oluşturan tüm alaşım elementlerin birbirleri ile olan etkileşimlerine bağlı olarak değişmektedir. Literatürde, yüksek entropili alaşımların bu özgün karakterini ve performansını belirleyen dört temel etki tanımlanmaktadır. Bu temel etkiler; yüksek entropi etkisi, yavaş difüzyon etkisi, şiddetli kafes distorsiyonu etkisi ve kokteyl etkisi olarak sınıflandırılmaktadır (Miracle vd., 2014; Murty vd., 2014; K. Y. Tsai vd., 2013; Yeh, 2006; Y. Zhang vd., 2014). Bu dört temel etki ayrı bir şekilde değil birbirleriyle karmaşık bir şekilde etkileşim halinde olarak yüksek entropili alaşımların mikroyapısal ve mekanik davranışlarını etkilemektedir. Örneğin, şiddetli kafes distorsiyonu yavaş difüzyona katkıda bulunabilirken, yüksek entropi etkisi belirli bir katı çözelti fazının oluşumunu sağlayarak kokteyl etkisinin ortaya çıkması için uygun

koşulları oluşturabilmektedir. Bu etkilerin detaylı bir şekilde analiz edilmesi ve aralarındaki ilişkilerin belirlenmesi, yeni YEA'ların tasarlanması ve malzeme özelliklerinin optimize edilebilmesi için oldukça yüksek bir öneme sahiptir.

1.4.1. Yüksek Entropi Etkisi

Yüksek entropinin elementler arasındaki çözünürlük limitlerini artırarak Gibbs faz kuralının (Cantor vd., 2004) çok bileşenli sistemler için öngörebileceği maksimum faz sayısından daha az sayıda fazın oluşumuna neden olduğu bilinmektedir (Miracle ve Senkov, 2017). YEA'larda yüksek entropinin serbest enerjiyi düşürücü bu etkisi, potansiyel tüm fazların oluşmasını sınırlamakta ve genellikle basit, tek fazlı veya potansiyelden daha az sayıda faz içeren bir içyapının ortaya çıkmasına neden olmaktadır (S. Guo ve Liu, 2011; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Bu etki, özellikle yüksek sıcaklıkta gerçekleşen dönüşümlerde daha belirgin olmaktadır. Çünkü sıcaklık arttıkça entropinin Gibbs serbest enerjisine olan katkısı ($T\Delta S_{kar}$) da artmaktadır. Bununla birlikte, yüksek entropi etkisinin mutlak bir kural olmadığı ve yüksek entropili bazı durumlarda (örneğin, çok güçlü negatif karışım entalpisine sahip element çiftlerinin varlığında veya belirli kompozisyon aralıklarında) intermetalik fazların da oluşabildiği bilinmektedir (Q. Guo vd., 2023; S. Guo ve Liu, 2011; Odetola vd., 2024; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Bu türden faz oluşumları karışım entalpisi değerinin yüksek olduğu koşullarda görülmektedir. Bu nedenle yüksek entropili alaşım tasarımında karışım entropisi ile birlikte karışım entalpisinin de göz önüne alınması gerekliliğini ortaya koymaktadır.

1.4.2. Yavaş Difüzyon Etkisi

Yüksek entropili alaşımların çok bileşenli ve kimyasal olarak karmaşık yapısı, atomik difüzyon süreçlerini önemli ölçüde yavaşlatmaktadır (Beke ve Erdélyi, 2016; K. Y. Tsai vd., 2013). Geleneksel alaşımlara kıyasla yüksek entropili alaşımlarda difüzyonun daha yavaş olduğu kabul edilmektedir ve bu durum yavaş veya ağır difüzyon etkisi olarak adlandırılmaktadır (Tsai ve Yeh, 2014; Kurtuluş, 2018; Karaca, 2019). Bu etkiye aşağıda açıklanan üç mekanizmanın sebep olduğu ileri sürülmektedir:

i. Farklı yerel atomik çevreler ve enerji engelleri: Yüksek entropili alaşımlarda her bir atom, etrafında farklı tür, boyut ve bağlanma özelliklerine sahip çok sayıda

komşu atomla çevrilidir. Bu durum, her bir atom için benzersiz bir yerel kimyasal ve gerinim ortamı oluşturmaktadır. Buna bağlı olarak bir atomun belirli bir konumundan diğer konuma atlaması için aşması gereken potansiyel enerji engelleri, kristal kafes yapısı boyunca homojen olmamakta ve önemli ölçüde değişmektedir. Bu durumun genel atomik hareketliliği ve dolayısıyla kütle difüzyon hızını önemli ölçüde yavaşlattığı ifade edilmektedir (Durand vd., 2020; K. Y. Tsai vd., 2013).

ii. Farklı elementlerin farklı difüzyon katsayıları: Alaşımı oluşturan her bir element aynı matris içerisinde olsa bile kendine özgü bir difüzyon katsayısı ve aktivasyon enerjisine sahiptir (Durand vd., 2020; Kottke vd., 2020; K. Y. Tsai vd., 2013; Vaidya vd., 2018). Yüksek entropili alaşımlardaki faz dönüşümleri, çökelti oluşumu veya tane büyümesi gibi birçok mikroyapısal değişim, birden fazla elementin koordineli bir şekilde difüzyonunu gerektirmektedir. Bu durumda, difüzyon hızı bir başka deyişle difüzyon katsayısı en düşük olan element tüm difüzyon sürecinin genel hızı üzerinde belirleyici olabilmekte ve difüzyonun tamamlanmasını yavaşlatabilmektedir (Durand vd., 2020; Pickering ve Jones, 2016; Vaidya vd., 2018).

iii.Kafes distorsiyonunun etkisi: Kafes distorsiyonu atomların kristal kafes içerisinde hareket edebileceği potansiyel difüzyon yollarını daraltarak, karmaşıklaştırarak veya engelleyerek atomların hareketini zorlaştırabilmekte ve difüzyon aktivasyon enerjisini artırabilmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). Bu durum difüzyon hızının düşmesine yol açmaktadır. Kafes distorsiyonu yavaş difüzyon etkisinden ayrı olarak alaşımların mekanik özellikleri üzerinde etkili olup, bu etki bir sonraki başlık altında detaylı olarak açıklanmaktadır.

Yavaş difüzyon yüksek entropili alaşımlarda mikroyapının oluşumu ve mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Şöyle ki, ergimiş metalin katılaşması veya ısıl işlem sırasında faz dönüşümü, çökelti oluşumu ve bu çökeltilerin büyüme hızı yavaşlamaktadır (X. Liu vd., 2024; Y. Zhang vd., 2014). Bu durum, ince taneli mikroyapıların, nano boyutlu ve homojen dağılmış çökeltilerin veya hatta bazı durumlarda termodinamik olarak kararlı olmayan metastabil fazların veya amorf yapıların oluşumunu ve yüksek sıcaklıklarda kararlı kalmasını mümkün hale getirmektedir (C. Y. Hsu vd., 2004; Yeh vd., 2004; Y. Zhang vd., 2014). Yavaş difüzyon ayrıca yüksek entropili alaşımların yüksek sıcaklıklarda tane büyümesine karşı direncini artırarak mikroyapısal kararlılıklarını iyileştirebilmekte ve sürünme gibi

yüksek sıcaklıkta deformasyon mekanizmalarına karşı direnci artırabilmektedir (Vaidya vd., 2019; Z. Zhang vd., 2021). Yapılan karşılaştırmalı deneysel ve teorik çalışmalarda, yüksek entropili alaşımlardaki difüzyon hızlarının genellikle saf metallerden ve hatta geleneksel paslanmaz çelikler gibi çok bileşenli alaşımlardan bile daha düşük olduğu ortaya koyulmuştur (K. Y. Tsai vd., 2013; Verma vd., 2024). Bu özellik YEA'ları yüksek sıcaklık yapısal uygulamalarında avantajlı hale getirmektedir.

1.4.3. Kafes Distorsiyonu Etkisi

Yüksek entropili alaşımların en belirgin yapısal özelliklerinden biri de kristal yapılarında gözlenen şiddetli ve yaygın kafes distorsiyonudur (Miracle ve Senkov, 2017). Bu durum, farklı atomik yarıçaplara, elektronegatiflik değerlerine ve bağlanma özelliklerine sahip çok sayıda element atomunun, genellikle basit bir kristal yapı (YMK, HMK veya HSP) üzerinde rastgele veya yarı rastgele bir şekilde dağılmasından kaynaklanmaktadır (Miracle ve Senkov, 2017). Her bir atomun etrafındaki kimyasal ve geometrik çevre komşu atomların türüne ve konumuna bağlı olarak sürekli değişkenlik göstermektedir. Böyle durumlarda kristal kafesler ideal ve simetrik yapısından önemli ölçüde sapma gösterebilmektedir (R. Wang vd., 2020). Bu tür sapmalar atomların denge konumlarından uzaklaşmasına, atomlar arası mesafelerde ve bağ açılarında farklılaşmalara, dolayısıyla kafes içerisinde yaygın ve heterojen bir iç gerinim alanının oluşmasına neden olmaktadır (Toda-Caraballo vd., 2015; Y. Tong vd., 2018). Buna bağlı olarak ortaya çıkan kafes distorsiyonunun yüksek entropili alaşımların özellikleri üzerindeki etkileri aşağıdaki başlıklar altında sınıflandırılmaktadır:

i. Katı çözelti sertleşmesi ve mukavemet artışına etkisi: Alaşım elementlerinin eşit veya yakın oranlarda bulunduğu yüksek entropili alaşım sistemlerinde, atomik yarıçap ve bağ enerjisi farklılıkları sebebiyle kristal yapı içerisinde ortaya çıkan distorsiyonlar yerel gerilme alanları oluşturmaktadır. Oluşan bu karmaşık ve heterojen gerilme alanları, dislokasyonların hareketine karşı engel oluşturmaktadır (Okamoto vd., 2016; Varvenne vd., 2016). Dislokasyonların söz konusu engelleri aşması, mükemmel bir kristal yapıya göre çok daha zordur ve dolayısıyla daha yüksek dış kuvvetler gerektirmektedir. Bu durum yüksek entropili alaşımların geleneksel alaşımlardan daha etkin ve güçlü bir katı çözelti sertleşmesi göstermesine ve bunun

sonucunda da yüksek sertlik ve mukavemet değerleri sergilemesine yol açmaktadır. Alaşımın kristal kafes yapısındaki düzensizliklerden kaynaklanan bu mekanizmanın yüksek entropili alaşımların üstün mekanik özelliklerinin temelinde yatan ve onları geleneksel alaşımlardan ayıran en önemli faktörlerden biri olduğu ileri sürülmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004; Y. Zhang vd., 2014).

ii. Diğer fiziksel özelliklere etkisi: Kafes distorsiyonu, sadece mekanik özellikleri değil, aynı zamanda termal ve elektriksel iletkenlik gibi diğer fiziksel özellikleri de önemli ölçüde etkileyebilmektedir (M. H. Tsai ve Yeh, 2014). Düşük termal iletkenlik YEA'ların özellikle termoelektrik ekipman uygulamaları için kullanılmasında avantaj sağlayabilmektedir.

iii. Faz kararlılığı ve dönüşümlerine etkisi: Yüksek kafes gerinim enerjisi, bazı kafes yapılarında belirli kristal yapılarının veya fazlarının oluşumunu termodinamik olarak daha az elverişli hale getirebilmektedir. Bu durum alternatif, daha az gerilmiş veya kristal yapı ile daha uyumlu HMK, sıkı düzenli YMK ve hatta amorf fazların oluşumuna neden olabilmektedir (S. Guo ve Liu, 2011; Yeh vd., 2007).

Kafes distorsiyonunun derecesi, alaşımı oluşturan elementlerin atomları arasındaki boyut farklılıkları, elektronegatiflik farkları, valans elektron sayıları ve elementlerin birbirleriyle olan kimyasal etkileşimleri (bağlanma enerjileri) gibi birçok faktöre bağlı olarak değişmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Bu nedenle kafes distorsiyonunun etkili bir şekilde analiz edilerek anlaşılması yüksek entropili alaşımların özelliklerinin doğru bir şekilde optimize edilmesi açısından kritik önem taşımaktadır.

1.4.4. Kokteyl Etkisi

Kokteyl etkisi terimi yüksek entropili alaşımların özelliklerinin alaşımı oluşturan elementlerin özelliklerinin basit bir ağırlıklı ortalaması (karışım kuralı) veya doğrusal bir süperpozisyonu ile tam olarak açıklanamayacağı, bunun yerine çok sayıda elementin bir arada bulunması ve bu elementler arasında gelişen karmaşık, doğrusal olmayan ve genellikle sinerjik etkileşimler sonucunda, tek tek bileşenlerden beklenmeyecek ölçüde farklı yeni veya geliştirilmiş özellikler ortaya çıkabileceği düşüncesini öne sürmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). Farklı elementlerin kokteyl içerisindeki oranları ve türleri değiştirilerek malzeme

özelliklerinin geniş bir yelpazede ve hassas bir şekilde ayarlanabileceği için bu etki yüksek entropili alaşımların tasarımına yönelik önemli bir potansiyel ve aynı zamanda bir karmaşıklık sunmaktadır. Kokteyl etkisinin bazı önemli yansımaları ve sonuçları şunlardır:

i. Beklenmedik ve üstün özellik kombinasyonları: Yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlarda genellikle bir arada bulunması zor olan veya aynı anda yüksek mukavemet, yüksek süneklik, yüksek sertlik, iyi korozyon direnci, iyi yüksek sıcaklık kararlılığı, kabul edilebilir oda sıcaklığı tokluğu birbiriyle çelişen özellik kombinasyonlarını sergileyebilmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Bu farklı elementlerin bu özelliklere değişik mekanizmalarla katkıda bulunması ve bu katkıların sinerjik bir şekilde birleşmesinden kaynaklanabilir.

ii. Özelliklerin hassas bir şekilde ayarlanabilirliği: Alaşımın bileşimindeki çok küçük değişiklikler bile fazların türünü, miktarını, morfolojisini ve dağılımını etkileyerek malzemenin sertlik, mukavemet, süneklik ve korozyon direnci gibi nihai özelliklerinde önemli farklılıklara yol açabilmektedir (Shi vd., 2017; M. H. Tsai ve Yeh, 2014; W. R. Wang vd., 2012).

iii. Atomik ve mikro ölçekli kompozit etkisi: Yüksek entropili alaşımlarda her bir katı çözelti fazının kendisi çok bileşenli olduğundan, atomik ölçekte bir kompozit malzeme gibi düşünülebilir. Farklı fazların özellikleri ve arayüzey etkileşimleri, malzemenin genel performansı üzerinde etkili olabilmektedir (X. Gao vd., 2017; Sathiyamoorthi ve Kim, 2022).

iv. Yeni fonksiyonel özelliklerin keşfi: Kokteyl etkisi sadece yapısal özellikler için değil, aynı zamanda manyetik, termoelektrik, katalitik veya biyouyumlu özellikler gibi fonksiyonel özellikler gerektiren uygulamalar için de yeni çalışmalara temel olabilecek potansiyel taşımaktadır (George vd., 2019; Z. Shi vd., 2023; Tang vd., 2024).

1.5. Yüksek Entropili Alaşımların Tasarımı

Yüksek entropili alaşımların tasarımında istenen mikroyapı ve mekanik özellikleri elde etmek için esas olarak termodinamik prensipler, ampirik kurallar ve alaşımı oluşturan elementlerin faz diyagramları birlikte ele alınarak değerlendirilmelidir. Önceki bölümlerde ifade edildiği gibi yüksek entropili

alaşımların tasarımındaki nihai hedef genellikle basit kristal yapılı (YMK, HMK veya SDH gibi) kararlı katı çözeltilerin oluşumunu azami düzeye çıkarmak ve bu sayede karmaşık, gevrek intermetalik bileşiklerin veya diğer istenmeyen fazların oluşumunu en düşük seviyeye indirmektir (Yeh, 2013; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Bu amaca ulaşabilmek için alaşım bileşenlerinin seçimi ve oranlarının belirlenmesinde alaşımdaki fazların kararlılığı, yapısal değişimi ve bunlara bağlı olarak mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri üzerinde doğrudan etkili olan termodinamik ve yapısal parametreler titizlikle değerlendirilmelidir. Söz konusu parametreler arasında Hume-Rothery kuralları başta gelmektedir (S. Guo ve Liu, 2011; M. H. Tsai ve Yeh, 2014; Y. Zhang, Lu, vd., 2014). Atomik boyut, kristal yapı, elektronegatiflik ve valans elektron konsantrasyonu gibi kavramlara dayanan Hume-Rothery kuralları YEA tasarımında yol göstermesi bakımından oldukça önemli kabul edilmektedir (S. Guo ve Liu, 2011; M. H. Tsai ve Yeh, 2014; Y. Zhang, Lu, vd., 2014). Söz konusu kurallara göre bir elementin başka bir element içerisinde çözünerek katı çözelti oluşturma eğilimi veya derecesi atomik boyut, kristal yapı, elektronegatiflik ve valans elektron konsantrasyonu değerleri ile ilişkilidir (S. Guo vd., 2011; Mizutani, 2012; Y. Zhang, Lu, vd., 2014). Yüksek entropili alaşım tasarımında Hume-Rothery kurallarından sonra göz önüne alınması gereken diğer önemli kavramlar karışım entropisi ve karışım entalpisidir. Bir alaşım sistemindeki atomik veya moleküler düzeydeki düzensizliğin kantitatif bir ölçüsü olan karışım entropisi termodinamiğin ikinci yasasıyla yakından ilişkili olup, bir sistemin belirli bir makroskobik durumuna karşılık gelen olası mikroskobik düzenlemelerin sayısının bir fonksiyonu olarak kabul edilmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004). Ludwig Boltzmann entropiyi (S) sistemin erişebileceği mikro durumların sayısı (W) ile şu şekilde ilişkilendirmektedir:

$$S = k_b \ln W \tag{5}$$

Burada k_b, Boltzmann sabitidir ($1{,}380649 \times 10^{-23}$ J/K). Bir alaşım sisteminde element sayısının artması ve bu elementlerin atomlarının kristal kafes düzleminde rastgele dağılması W değerinin yükselmesine ve dolayısıyla sistemin karışım entropisinin artırmasına yol açmaktadır.

Yüksek entropili alaşım tasarımında n sayıda farklı element içeren bir alaşımın molar karışım entropisi (ΔS_{kar}) aşağıdaki eşitlik ile ifade edilmektedir (Sanchez vd., 2019):

$$\Delta S_{kar} = -R \sum_{i=1}^{n} c_i \ln c_i \quad (6)$$

Eş molar olmayan alaşımların tasarımında da geçerli olan bu eşitlikte R ideal gaz sabiti, n alaşımdaki farklı element (bileşen) sayısı, c_i i-inci elementin mol kesridir. Bu eşitliğe göre maksimum karışım entropisi, tüm bileşenlerin eşit mol kesirlerine sahip olduğu durumda, yani $c_1=c_2=\cdots=c_n=1/n$ olduğunda elde edilmektedir. Karışım entropisi arttıkça (ΔS_{kar}) eşitlik 2'den anlaşılacağı üzere sistemin Gibbs serbest enerjisi (ΔG_{kar}) değeri düşmektedir. Termodinamik açıdan daha düşük Gibbs serbest enerjisine sahip fazlar daha kararlı fazlar olarak tanımlanmaktadır (Miracle ve Senkov, 2017; Yeh vd., 2004; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Dolayısıyla, yüksek karışım entropisi, özellikle yüksek sıcaklıklarda, düzenli intermetalik bileşiklerin oluşumunu termodinamik olarak daha az elverişli hale getirirken, katı çözelti fazlarının kararlılığını artırmaktadır. Bu durum yüksek entropili alaşımların tek fazlı veya az sayıda faz içeren mikroyapılar sergilemesinin temel nedeni olarak ileri sürülmektedir (Yang ve Zhang, 2012; Yeh vd., 2004; Y. Zhang, Lu, vd., 2014).

Yüksek entropili alaşım tasarımında n sayıda farklı element içeren bir alaşımın molar karışım entalpisi (ΔH_{kar}) aşağıdaki eşitlik ile ifade edilmektedir:

$$\Delta H_{kar} = -R \sum_{i=1}^{N} \Omega_{ij} c_i c_j \quad (7)$$

Burada $\Omega_{ij} = 4\Delta H_{ij}$ ve ΔH_{ij} ikili sıvı alaşımların karışım entalpisi, c_i ve c_j ise i ve j elementlerinin atomik oranıdır. Yüksek entropili alaşımlarda alaşımı oluşturan farklı atom türleri arasındaki kimyasal etkileşimlerin ve bağ enerjilerinin bir göstergesi olan karışım entalpisinin (ΔH_{kar}) katı çözelti oluşumu için çok düşük negatif veya çok yüksek pozitif değerler almaması kritik öneme sahiptir. Çok düşük negatif ΔH_{kar} değerleri, elementler arasında güçlü çekim kuvvetlerinin ve dolayısıyla düzenli intermetalik bileşiklerin oluşumunu kolaylaştırmaktadır (Y. Zhang, Lu, vd., 2014; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Çok yüksek pozitif ΔH_{kar} değerleri ise elementler arasında itme kuvvetlerinin baskın olduğunu ve bu durumun faz ayrışmasına veya kümelenmeye yol açabileceğini göstermektedir. YEA tasarımında, katı çözelti fazlarının kararlılığını sağlamak amacıyla genellikle $-22\ \text{kJ/mol} \leq \Delta H_{kar} \leq 7\ \text{kJ/mol}$ aralığında bir karışım entalpisi istenmektedir (Yang vd., 2014; Zhu vd., 2023). Bu aralıktaki değerlere sahip ΔH_{kar} elementler arasında itme ve çekme kuvvetlerini azalmasına neden olarak yüksek entropinin katı çözelti oluşturma etkisini desteklemektedir (Yang vd., 2014; Zhu vd., 2023).

Katı çözelti oluşumunun kolay bir şekilde gerçekleşebilmesi için alaşımı oluşturan elementlerin atomları arasındaki 8 nolu formül ile hesaplanan ortalama farkın (δ) %15'ten büyük olmaması istenirken, yüksek entropili alaşımlarda bu değerin %8,5 değerinin altında olması önerilmektedir (Zhu vd., 2023). Söz konusu boyut farkının bu kritik eşik değerlerin üzerine çıkması kristal kafes yapısında aşırı gerilmelere ve distorsiyonlara neden olmaktadır (Zhu vd., 2023). Bu durum, dislokasyonların hareketini zorlaştırarak mukavemeti artırırken, termodinamik kararsızlığa yol açarak intermetalik bileşiklerin veya amorf fazların oluşumunu kolaylaştırabilmektedir (Zhu vd., 2023; Shao vd., 2018). Dolayısıyla, YEA tasarımında atomsal boyut farklılıklarının dikkate alınması istenen fazların ve mekanik özelliklerin elde edilmesi açısından büyük önem taşımaktadır (Shao vd., 2018).

$$\delta_r = 100\sqrt{\sum_{i=1}^{n} c_i\left(1-\frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2} \tag{8}$$

Burada c_i i-inci elementin mol kesri, r_i i-inci elementin atom yarıçapı ve $\bar{r} = \sum_{i=1}^{n} c_i\, r_i$ ortalama atom yarıçapıdır.

Yüksek entropili alaşım sistemlerinde faz kararlılığı valans elektron konsantrasyonu (VEC) değerinden faydalanılarak tahmin edilebilmektedir (R. Chen vd., 2018; S. Guo vd., 2011). Bir yüksek entropili alaşımın VEC değeri 9 nolu denklem ile hesaplanmaktadır (Shao vd., 2018).

$$\mathrm{VEC} = \sum_{i=1}^{n} c_i (VEC)_i \tag{9}$$

Burada c_i i-inci elementin mol kesri, $(VEC)_i$ i-inci elementin valans elektron sayısıdır. Genel bir kabul olarak VEC değeri 8'den büyük olduğunda YMK yapıya sahip fazın, VEC değeri 6.87'den küçük olduğunda ise HMK yapıya sahip fazın daha kararlı olması beklenmektedir (Yeh, 2013; W. Zhang vd., 2018). Bu iki kritik VEC değeri arasındaki bölgede ise YMK ve HMK yapıya sahip fazların bir arada bulunduğu çift fazlı yapılar gözlemlenebilmektedir. VEC değeri alaşımın kristal yapısının yanı sıra sertlik, süneklik ve faz kararlılığı gibi özelliklerini de etkileyen önemli bir tasarım parametresidir (R. Chen vd., 2018; S. Guo ve Liu, 2011).

Alaşım elementlerinin elektronegatiflik değerleri arasındaki fark (δ_x) 10 nolu denklem ile hesaplanmaktadır.

$$\delta_x = \sqrt{\sum c_i\left(1-\frac{x_i}{\bar{x}}\right)^2} \tag{10}$$

Burada c_i alaşımı oluşturan elementlerin atomik oranı, x_i elektronegativite, $\bar{x}$ ortalama elektromegativitedir. Alaşım elementlerinin elektronegatiflik değerleri arasındaki fark (δ_x) atomlar arasındaki kimyasal bağların iyonik veya kovalent karakterini ve dolayısıyla intermetalik bileşiklerin oluşma eğilimini ortaya koyan bir diğer önemli parametredir (Y. Zhang, Lu, vd., 2014; Y. Zhang, Zhou, Lin, vd., 2008). Katı çözeltilerin kolay oluşabilmesi için elementler arasındaki elektronegatiflik farkların büyük olmaması, bir başka deyişle $\Delta\chi$ değerinin mümkün olduğunca küçük olması gerekmektedir (R. Chen vd., 2018). Elementler arasında elektronegatiflik farkların büyük olması güçlü kimyasal bağların ve dolayısıyla termodinamik olarak kararlı intermetalik bileşiklerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu durum YEA'ların temel tasarım hedefi olan katı çözeltilerin oluşmasına engel olabilir. Bu nedenle, YEA tasarımında element seçimi yapılırken, elektronegatiflik değerleri birbirine yakın olan elementlerin tercih edilmesi, kararlı katı çözeltilerin elde edilmesine yardımcı olmaktadır.

Yüksek entropili alaşım tasarımında yukarıda belirtilen parametrelerinin yanı sıra katı çözeltinin termodinamik kararlılığını değerlendirmek için bazı araştırmacılar (Shao vd., 2018) tarafından 11 nolu denklemde verilen Omega (Ω) yaklaşımı geliştirilmiştir.

$$\Omega = (T_m \Delta S_{kar}) / |\Delta H_{kar}| \quad (11)$$

Bu eşitlikte Tm alaşımın ortalama erime sıcaklığı olup, $\Omega>1$ ve $\delta<6,6$ koşullarının sağlanması durumunda katı çözelti elde edilme olasılığı artmaktadır (Yang vd., 2014).

1.6. Entropili Alaşımların Faz Diyagramları

Faz diyagramları bir alaşım sisteminde hangi sıcaklık ve kimyasal bileşimlerde hangi fazların oluştuğunu, alaşımları oluşturan elementlerin birbirleriyle nasıl etkileşime girdiğini ve bu fazların hangi koşullarda kararlı veya kararsız olabileceğini belirlemeye yardımcı sistemler olup için istenen özelliklere sahip YEA'ların tasarlanmasında önemli bir rol oynamaktadır.

Alüminyuma Si, Mg, Zn, Ni, Cu ve Sr gibi çeşitli elementlerin eklenmesiyle oluşturulan yüksek entropili alaşımların içyapılarını oluşturan potansiyel fazları öngörebilmek için bu elementlerin alüminyum ve birbirleriyle oluşturdukları ikili ve

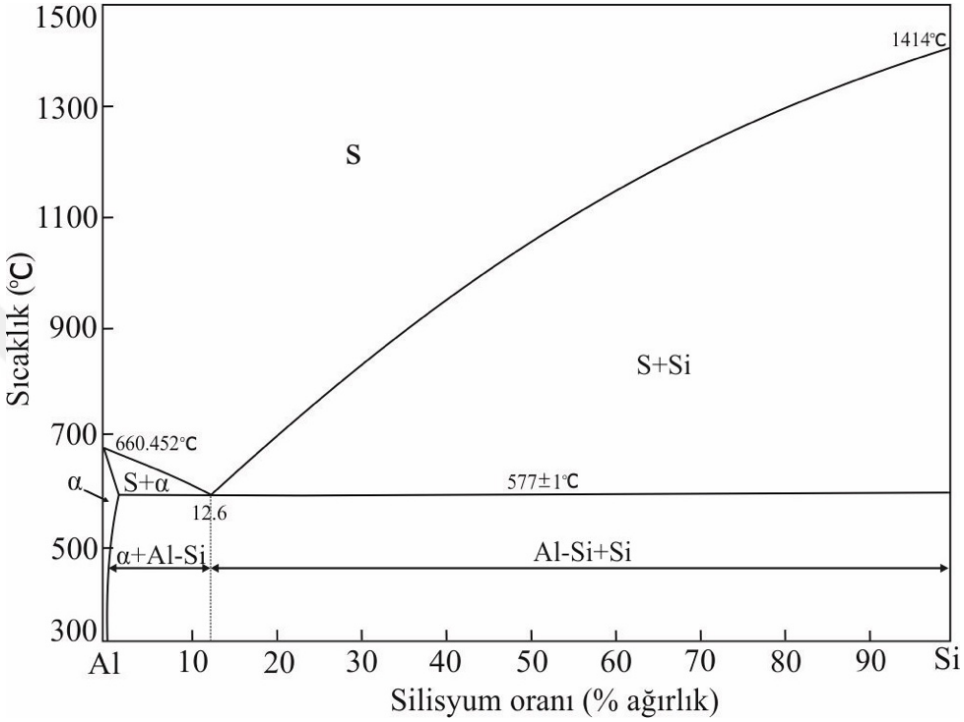
daha yüksek mertebeden (üçlü, dörtlü vb.) faz diyagramlarının detaylı bir şekilde bilinmesi gerekmektedir. Tasarlanan bir alaşımın kimyasal bileşimi göz önüne alınarak özellikle katı çözeltilerin ve intermetalik bileşiklerin, ötektik, peritektik veya ötektoid gibi katı hal reaksiyonlarının oluşup oluşmayacağı gibi teknik detaylar konusunda söz konusu diyagramlardan faydalanmak oldukça önemlidir. Alaşımın içyapısında oluşabilecek fazların tahmin edilebilmesi alaşımın sertlik, mukavemet, süneklik, tokluk gibi mekanik özelliklerini, ergime aralığı ve ısıl genleşme gibi termal özelliklerini, korozyon direncini ve hatta işlenebilirliğinin tahmin ve/veya kontrol edilmesine önemli katkı sağlamaktadır. Faz diyagramları ayrıca bir alaşımın belirli bir sıcaklık aralığında hangi fazları içereceğini göstererek çözündürme, yaşlandırma, homojenleştirme vb. ısıl işlemleri için uygun sıcaklıklarının belirlenmesine yönelik önemli bilgiler sağlamaktadır (Schmid-Fetzer, 2014). Bununla birlikte yüksek entropili alaşımlarının beş veya daha fazla elementten oluşmasına rağmen beşli faz sistemlerinin henüz tam olarak ortaya koyulamaması, bu alaşımlarda sıcaklık ve kimyasal bileşime bağlı olarak oluşabilecek fazların yorumlanmasını karmaşık hale getirmektedir. Ancak yine de alaşımları oluşturan elementlere ait ikili ve üçlü faz diyagramlarının göz önünde bulundurulması YEA'ların tasarlanması aşamasında önemli katkılar sağlamaktadır.

1.6.1. İkili Al-Si, Al-Ni, Al-Zn, Al-Cu, Al-Mg ve Al-Sr Faz Diyagramları

Bu çalışmada alaşım elementi olarak kullanılan Al, Zn, Cu, Ni, Si, Mg, Mn ve Sr elementlerine ait bazı ikili denge diyagramları Şekil 2-7'de verilmektedir.

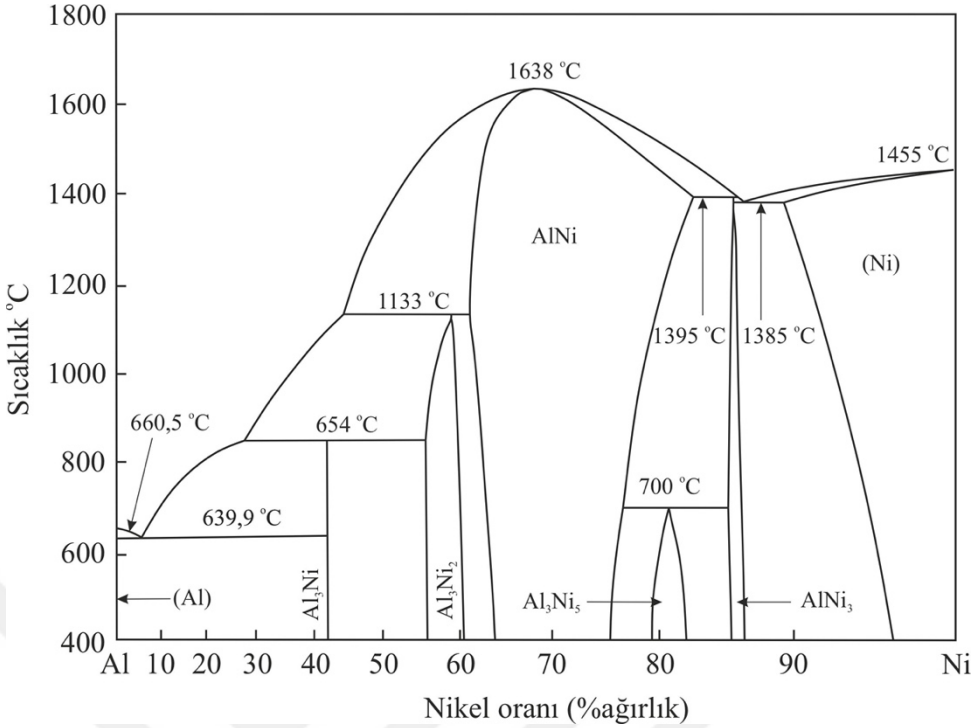
Al-Si denge diyagramına göre sıvı halde alüminyum ve silisyum atomları birbiri içerisinde her oranda tamamen çözünürlük sergilemektedir. Katı durumda ise silisyumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğü oldukça sınırlı olup, ötektik sıcaklık olan 577°C'de ağırlıkça yaklaşık %1,65 Si çözünürken, bu değer oda sıcaklığında %0,05'in altına düşmektedir. Söz konusu faz diyagramına göre oda sıcaklığında alüminyumun silisyum içerisindeki katı çözünürlük sergilememektedir. Bu durum katılaşma sırasında sünek α-Al ile sert ve gevrek Si fazlarından oluşan iki fazlı bir yapının oluşmasına neden olmaktadır. İkili Al-Si diyagramına göre yaklaşık olarak %12,6 Si oranında ve 577°C'de ötektik dönüşüm meydana gelmektedir. Bu dönüşüm sonucunda alüminyum matris üzerinde iğne şekilli silisyum parçacıklarının hemen

hemen homojen bir dağılım sergilediği bir içyapı oluşmaktadır (Hekimoğlu vd., 2020). Oda sıcaklığında ötektik altı alaşımların içyapısını alüminyumca zengin α fazı ile ötektik Al-Si fazı, ötektik üstü alaşımlarda ise primer silisyum parçacıkları ve ötektik Al-Si fazı oluşturmaktadır.



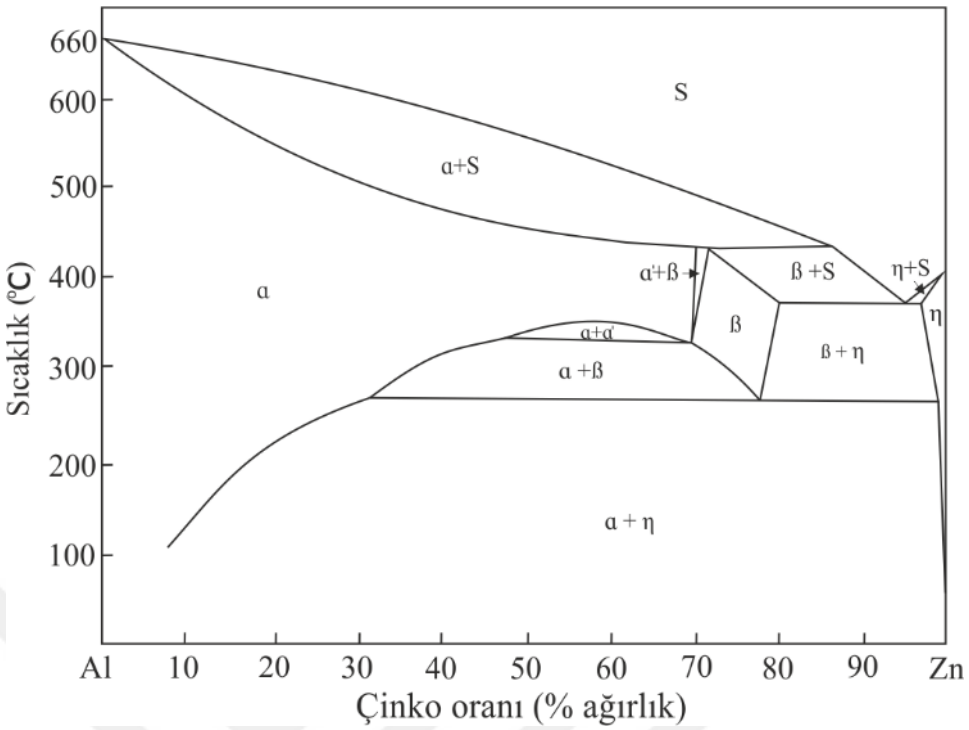
Şekil 2. İkili Al-Si faz diyagramı (Voort ve Asensio-Lozano, 2009)

İkili Alüminyum (Al) ve nikel (Ni) faz diyagramı Şekil 3'te verilmiştir. Bu diyagrama göre Al ve Ni sıvı durumda birbiri içerisinde her oranda çözünmektedir. Oda sıcaklığında nikelin alüminyum (α-Al) içerisindeki çözünürlüğü oldukça sınırlı, alüminyumun nikel içerisindeki çözünürlüğü ise yaklaşık %4 civarındadır. Karşılıklı çözünürlüğün düşük olması nedeniyle geniş bir bileşim aralığında Al_3Ni, Al_3Ni_2, Al_3Ni_5, AlNi ve $AlNi_3$ intermetalik bileşikleri oluşmaktadır. Bu diyagrama göre yaklaşık 640 °C sıcaklıkta ve kütlece %5,7 Ni oranında ötektik dönüşüm ile Al_3Ni intermetaliği ile alüminyumca zengin α-Al fazlarından oluşan ötektik bir içyapı ortaya çıkmaktadır. Oluşan söz konusu ötektik yapı Al_3Ni fazının sert ve termal olarak kararlı olmasının yanı sıra ergime noktasının 800 °C civarında olması nedeniyle alaşımın yüksek sıcaklık dayanımını ve sürünme direnci artmaktadır.



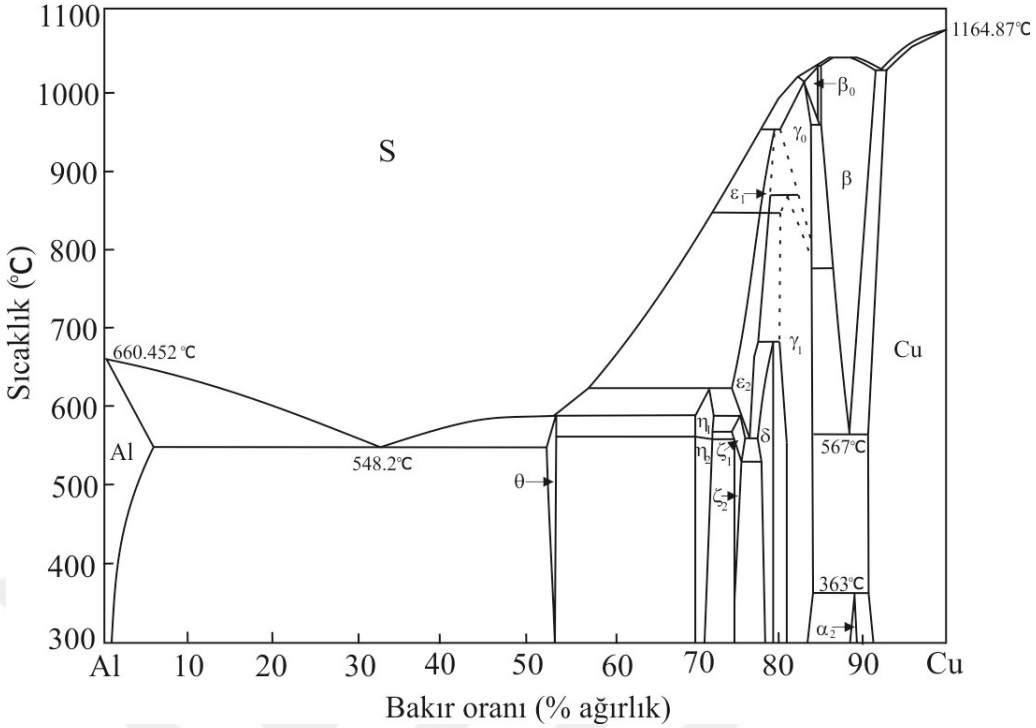
Şekil 3. İkili Al-Ni faz diyagramı (Čelko vd., 2010)

İkili alüminyum-çinko (Al-Zn) faz diyagramı Şekil 4'te verilmiştir. Diyagramda alüminyumca zengin faz α, çinkoca zengin faz η ile gösterilmekte, β fazı ise ötektik dönüşüm sonucunda oluşan, alüminyumca zengin bir ara fazı temsil etmektedir. Al-Zn faz diyagramından görüleceği üzere, sıvı halde bulunan alüminyum ve çinko birbiri içinde her oranda çözünebilmektedir. Oda sıcaklığında ise alüminyum içerisinde çinkonun çözünürlük sınırı net olarak tespit edilememekte, buna karşın çinko içerisinde alüminyumun çözünürlüğü oldukça sınırlı olarak gerçekleşmektedir.



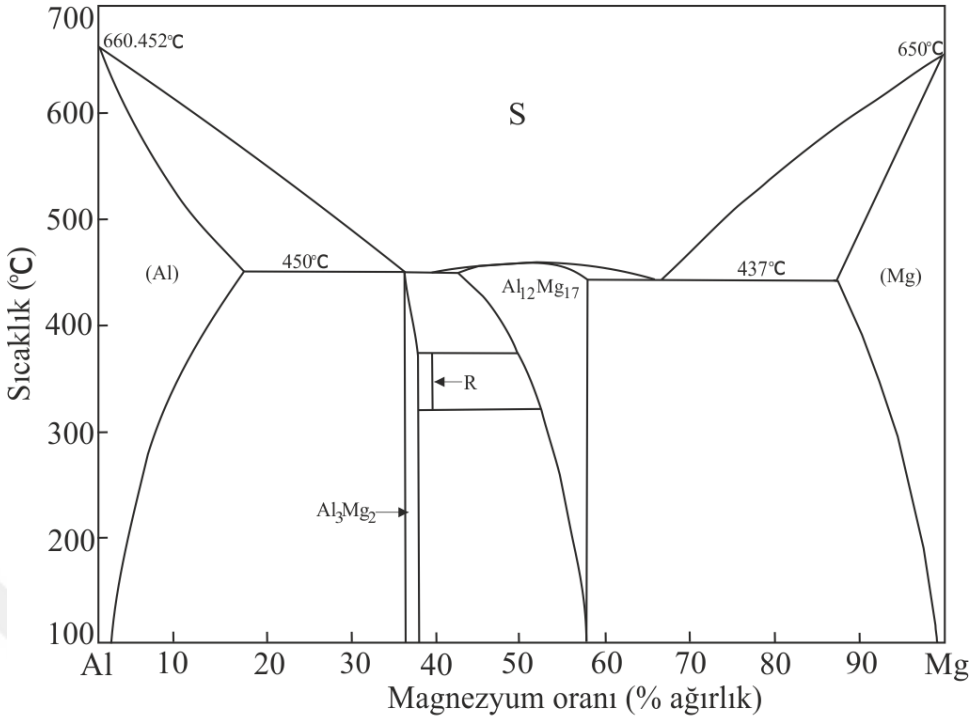
Şekil 4. İkili Al-Zn faz diyagramı (Demirtas vd., 2015)

Al-Cu denge diyagramına göre alüminyum ve bakır sıvı halde birbirleri içinde her oranda çözünebilmektedir, Şekil 5. Bakırın α-Al fazı içerisinde maksimum çözünürlüğü 548 °C'de gerçekleşmekte ve bu sıcaklıktaki çözünürlük oranı %5,5 olmaktadır. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte çözünürlük oranı azalmakta oda sıcaklığında yaklaşık olarak %1'e düşmektedir. Oda sıcaklığında alüminyumun bakır içerisindeki katı çözünürlüğü ise yaklaşık olarak %8'dir. İkili Al-Cu denge diyagramına göre sıcaklığa ve kimyasal bileşime bir başka deyişle bakır oranına bağlı olarak alaşımın iç yapısında θ (Al_2Cu), η (AlCu), γ ($AlCu_2$) ve β ($AlCu_4$) gibi bileşikler oluşabilmektedir.



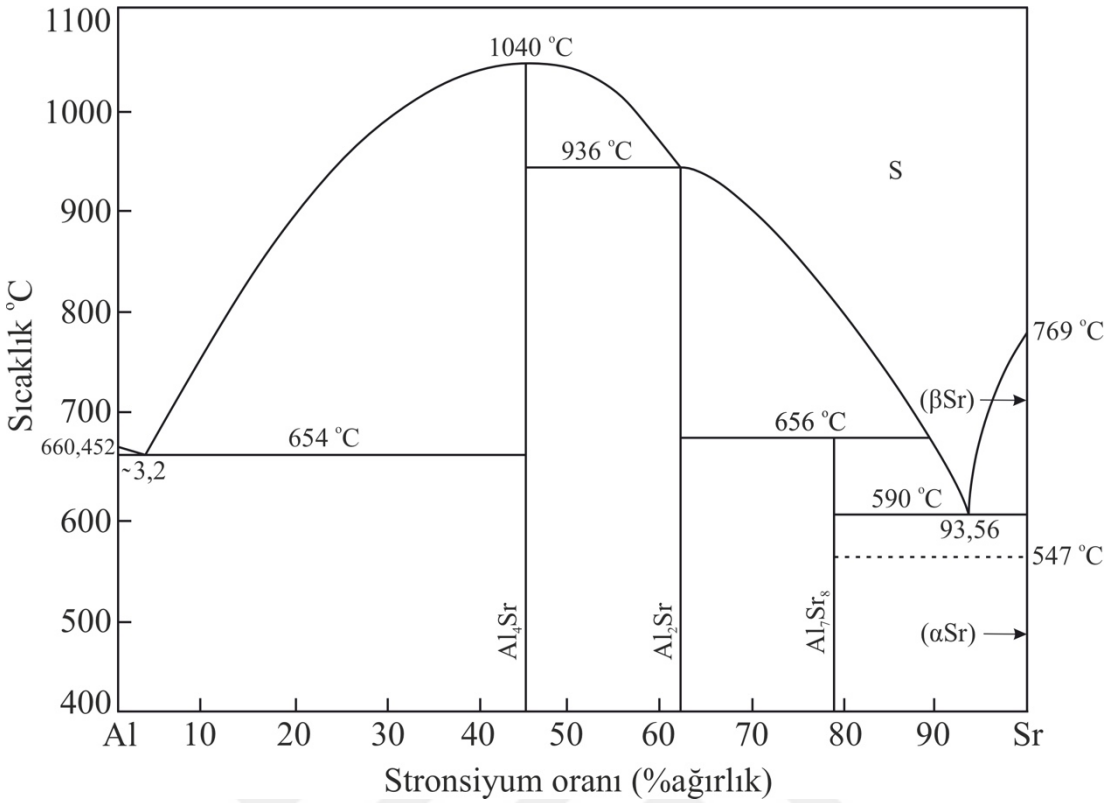
Şekil 5. İkili Al-Cu faz diyagramı (Ponweiser vd., 2011)

İkili Al-Mg alaşım sistemine ait denge diyagramı Şekil 6'da verilmiştir. Bu diyagramda alüminyum ve magnezyumun diğer ikili denge diyagramlarında olduğu gibi sıvı durumda birbiri içinde tamamen çözündüğü, katı durumda ise kısmi çözünürlük sergilediği görülmektedir. Katı halde magnezyumun alüminyum içindeki maksimum çözünürlüğü 450 °C'de gerçekleşmekte yaklaşık olarak %16 olmakta, alüminyumun magnezyum içerisindeki maksimum çözünürlüğü ise yaklaşık %12 olarak ile 437 °C sıcaklıkta gerçekleşmektedir. Katılaşma tamamlandıktan sonra, alaşımın bileşimine bağlı olarak içyapıda alüminyum bakımından zengin α fazı, magnezyumca zengin β fazı ile Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ ara bileşikleri oluşmaktadır, Şekil 6.



Şekil 6. İkili Al-Mg faz diyagramı (T. Gao vd., 2018)

Al–Sr alaşım sisteminde sıvı durumda her iki elementin karşılıklı olarak tam çözünebildiği, oda sıcaklığında ise stronsiyumun alüminyum içerisinde hemen hemen hiç çözünemediği görülmektedir, (Şekil 7). İkili Al-Sr sisteminde kütlece ~%45 Sr oranında Al_4Sr, ~%62 Sr civarında Al_2Sr, ve ~%79 Sr oranında Al_7Sr_8 bileşikleri oluşmaktadır.



Şekil 7. İkili Al-Sr faz diyagramı (Alcock ve Itkin, 1989)

1.6.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Si-Sr, Al-Zn-Cu ve Mg-Si-Sr Sistemlerinin Belli Sıcaklıklardaki Kesitleri

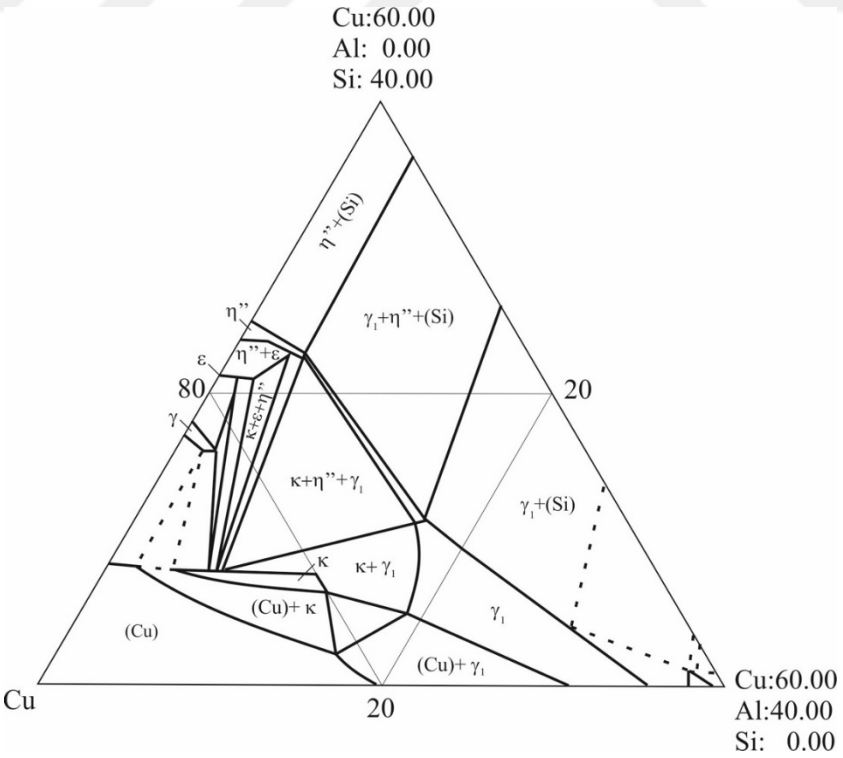
Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Zn, Al-Si-Sr, Al-Zn-Cu ve Mg-Si-Sr denge diyagramları tam olarak belirlenememiştir. Ancak bu üçlü sistemlerin belli sıcaklıklardaki kesitleri sırasıyla Şekil 8-12'de verilmiştir. Üçlü Al-Si-Cu alaşım sisteminin 400 °C sıcaklıktaki izotermal kesitinde γ (Cu_5Si), γ_1 (Cu_9Al_4), η″ ($Cu_xSi_yAl_z$), ε ($Cu_{15}Si_4$) ve κ (Cu_7Si) gibi bakır-silisyum-alüminyum temelli ara fazların oluştuğu görülmektedir. Bu kesit söz konusu intermetalik bileşiklerin birbirleriyle ve ana fazlarla (α, θ, Si) dengede bulunabildiği bölgeleri ortaya koyarak, 400 °C'de alaşımın mikroyapısında hangi fazların oluşabileceği konusunda öngörü yapmak için kullanılabilmektedir.

Al-Si-Mg üçlü alaşım sisteminin 430 °C'deki kesitine göre Mg ve Si elementlerinin Al bakımından zengin katı çözelti içinde yalnızca sınırlı miktarda çözünebilmektedir, Şekil 9. Bu kesit üzerinde Al ağırlıklı katı çözelti α, Mg açısından zengin faz ζ, Mg_2Si bileşiği β ve Al_8Mg_5 bileşiği γ olarak adlandırılmıştır.

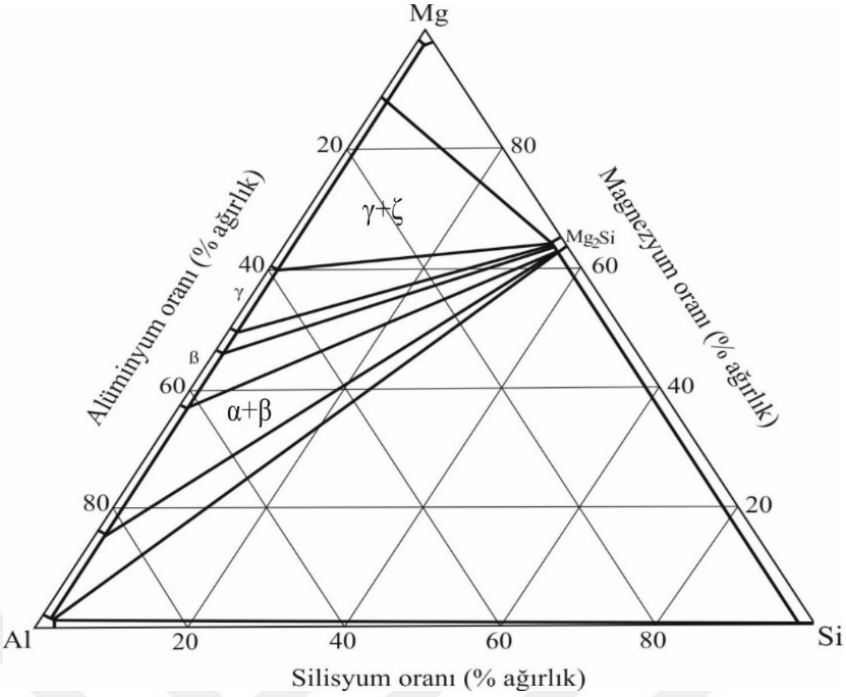
Al-Si-Zn üçlü alaşım sisteminin 550 °C'deki izotermal kesiti Şekil 10'da ayrıntılı olarak verilmiştir. Bu kesit üzerindeki köşeler saf Al, Zn ve Si'yi temsil etmektedir. Zhu ve çalışma arkadaşları, silisyumun Al-Zn matrisi içindeki çözünürlüğünün ihmal edilecek kadar düşük olduğunu ortaya koymuştur. Bu düşük çözünürlük nedeniyle içyapı alüminyumca zengin α ve çinkoca zengin η fazları ile matris faz üzerinde dağılım gösteren Si partiküllerinden oluşmaktadır.

Al–Si–Sr sisteminin 273 °C sıcaklıktaki kesitine göre bu üçlü alaşım sisteminde sekiz farklı ikili bileşik (Al_4Si, Al_2Si, Sr_5Si_3, $SrSi$, $SrSi_2$, Sr_2Si, Al_5Sr_4 ve Al_7Sr_8) dört farklı üçlü bileşik (AlSiSr, $Al_2Si_2Sr_3$, Al_2Si_2Sr ve $Al_8Si_3Sr_{14}$) bulunmaktadır, Şekil 11.

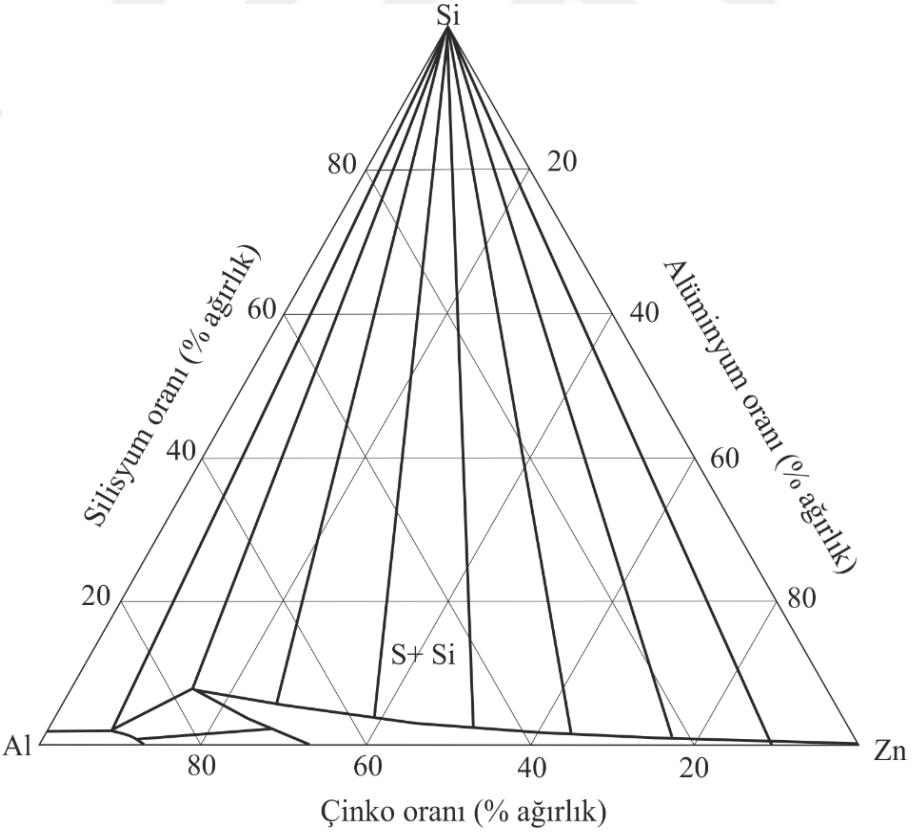
Al-Zn-Cu üçlü alaşım sisteminin 350 °C'deki izotermal kesiti Şekil 12'de verilmiştir. Bu kesitte α Al bakımından zengin katı çözeltiyi, β ve η ise Zn bakımından zengin katı çözeltileri göstermektedir. Kesit üzerindeki bakırca zengin ε ($CuZn_4$) fazı bu sıcaklıkta yarı kararlı iken θ ($CuAl_2$) ile T′ (Al_4Cu_3Zn) intermetalik bileşikleri kararlı durumdadır. Söz konusu faz dağılımı, alaşım bileşimine bağlı olarak çoklu çift-faz bölgeleri ve üçlü denge alanlarının var olduğunu ortaya koymaktadır.



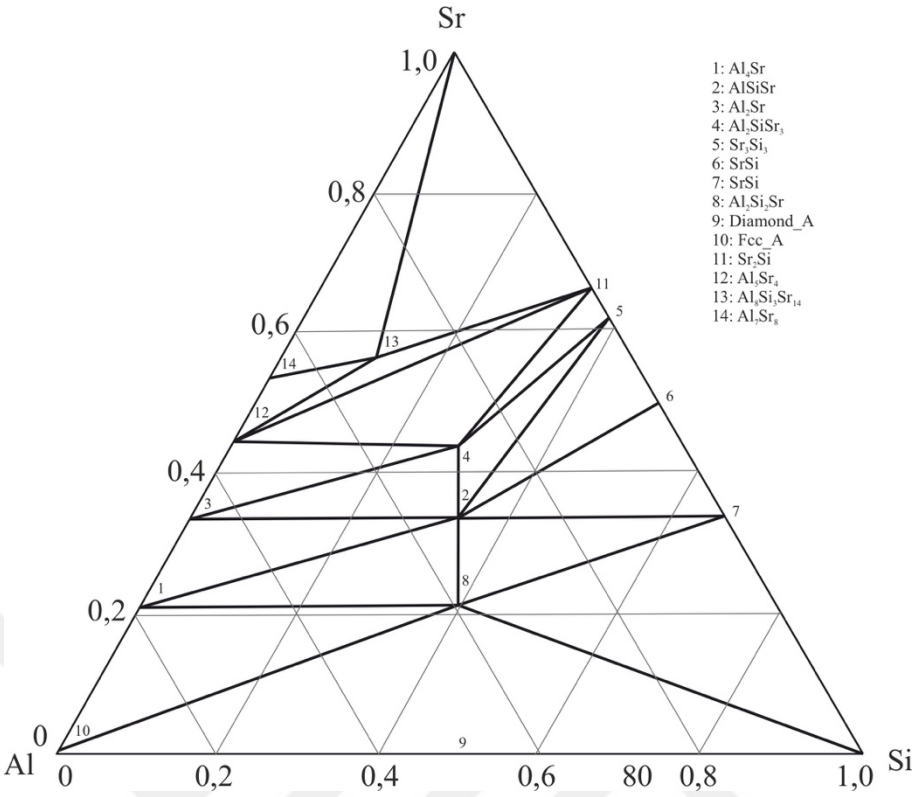
Şekil 8. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti (Hiroaki Okamoto, 2016)



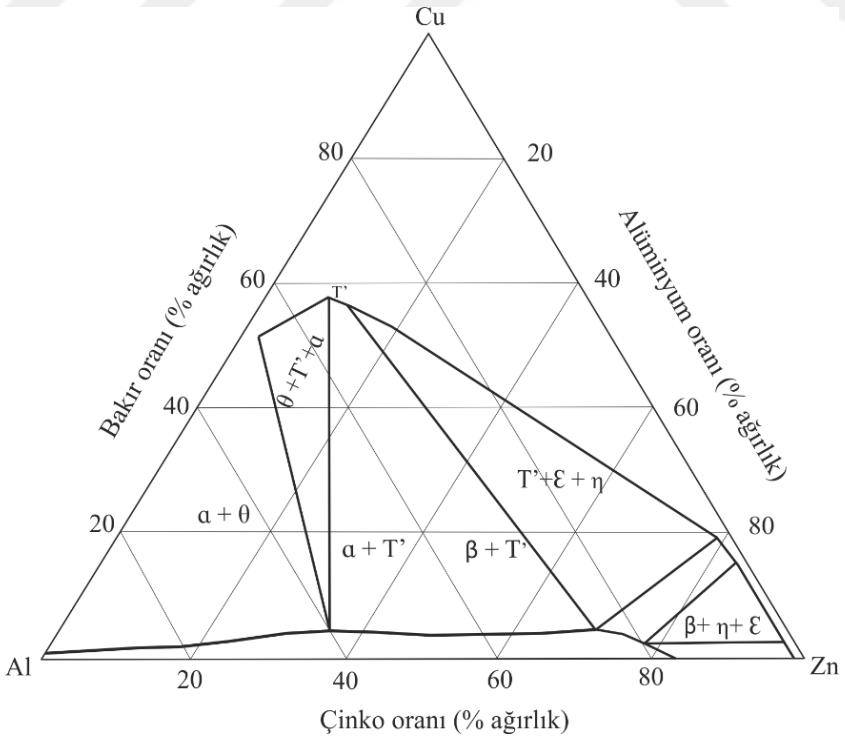
Şekil 9. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti (Hiroaki Okamoto, 2016)



Şekil 10. Üçlü Al-Si-Zn alaşım sisteminin 550˚C sıcaklıktaki kesiti (Hiroaki Okamoto, 2016)



Şekil 11. Üçlü Al-Si-Sr sisteminin 273 °C sıcaklıktaki kesiti (Hiroaki Okamoto, 2016)



Şekil 12. Üçlü Al-Zn-Cu alaşım sisteminin 350˚C sıcaklıktaki kesiti (Hiroaki Okamoto, 2016)

1.7. YEA'larda Gözlenen Mikroyapı Türleri Ve Fazlar

Geleneksel alaşımların aksine yüksek entropili alaşımların kimyasal bileşimi üzerinde herhangi bir element baskın olmamakta ve bunun yerine her bir element alaşımın yapısında benzer oranda bulunmaktadır. Bu özellik söz konusu alaşımların karışım entropisini yüksek olmasına yol açmaktadır. Yüksek karışım entropisinin alaşımların içyapısında oluşan fazların sayısının azalmasına veya katı çözelti şeklinde basit ve tek fazlı bir yapı oluşmasına neden olduğu bilinmektedir. Nitekim yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan ilk çalışmalarda yüksek karışım entropisi ile geleneksel çok fazlı metalik kristal yapılardan farklı olarak yalnızca YMK, HMK ya da SDH kristal yapılardan birine sahip tek fazlı katı çözeltiler oluşturulabileceği gözlenmiştir (C. J. Tong vd., 2005; Yeh vd., 2004, 2007). Ancak, devam eden araştırmalar yüksek entropili alaşımların mikroyapılarının önceleri ortaya koyulandan daha çeşitli ve karmaşık olabileceğini göstermiştir (J. Chen vd., 2018; Dewangan vd., 2022; George vd., 2019). Birçok yüksek entropili alaşım özellikle bazı element kombinasyonlarında ve üretim yöntemlerine bağlı olarak, birden çok faz içeren çok fazlı mikroyapılar sergileyebilmektedir (Sanchez vd., 2019; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Yüksek entropi etkisi her ne kadar katı çözelti oluşumunu desteklese de atomlar arası etkileşim, oluşum entalpileri, atom boyutu farkları ve valans elektron konsantrasyonu gibi diğer termodinamik ve yapısal etkiler bir araya gelerek birden fazla fazın oluşumuna yol açabilmektedir (Shao vd., 2018; Yeh, 2013; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Sonuç olarak, günümüzde yüksek entropili alaşımların tamamen homojen katı çözeltilerden oluşan tek fazlı bir içyapı sergileyebileceği gibi farklı kristal yapılara sahip fazların bir arada bulunabileceği çok fazlı iç yapılara da sahip olabileceği ortaya koyulmuştur.

1.7.1. Tek Fazlı Yüzey Merkezli Kübik (YMK), Hacim Merkezli Kübik (HMK) ve Hekzagonal Sıkı Paket (HSP) Katı Çözeltiler

Tek fazlı yüksek entropili alaşımlar bütün elementlerin aynı kristal kafes içerisinde rastgele dağılım gösterdiği katı çözeltilerdir. Bu tür yapılarda farklı atomlar içyapıda ayrı ayrı çökeltiler veya bileşikler oluşturmak yerine ortak bir kristal yapıyı paylaşmaktadır (Yeh vd., 2004). YEA'larda en çok rastlanan tek fazlı yapılar genellikle YMK, HMK ve nadiren de HCP kafes türüne sahip olup bu yapıların her biri alaşımın

yapı ve mekanik özellikleri üzerinde farklı etkilere sahiptir (George vd., 2019; Senkov vd., 2011; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014).

YMK kristal kafes yapısına sahip olanlar yüksek entropili alaşımlar içerisinde en fazla araştırma yapılan alaşım gruplarından biri olarak ön plana çıkmaktadır. Özellikle tüm elementleri periyodik tablonun 4.sırasında yer alan bir başka deyişle 3d orbitallerinde elektron bulunduran belirli eş atomik alaşımlar YMK tek fazlı mikroyapı oluşturma eğilimi göstermektedir (George vd., 2019; Pickering ve Jones, 2016; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Bu tür yüksek entropili alaşımların en bilinen örneği Cantor alaşımı olarak da anılan CoCrFeMnNi eş atomik alaşımıdır (Cantor vd., 2004). Cantor ve arkadaşlarının literatüre kazandırdığı bu alaşım beş elementin her birinin %20 atomik oranda bulunduğu ve oda sıcaklığında tamamen YMK yapılı bir kristal kafes yapısına sahip katı çözelti fazından oluşan bir mikroyapı sergilemekte ve içyapıda ayrı bir ikinci faz veya çözünmeyen bir bileşik bulunmamaktadır (Cantor vd., 2004). Söz konusu alaşımın içyapısında Co, Cr, Fe, Mn ve Ni atomları tek bir YMK kafesinin içinde rastgele dağılım göstermektedir.

En fazla kayma sistemine sahip oldukları için YMK kafes kristal yapıya sahip alaşımlar yüksek plastik şekil değiştirme kabiliyetine sahiptir. YMK yapılı yüksek entropili alaşımlar yüksek süneklik ve tokluk değerleri sergilemektedir (Cantor vd., 2004; Gludovatz vd., 2014b; Z. Wu vd., 2014). Üstün kırılma tokluğu ve düşük sıcaklıkta bile yüksek süneklik sergilemesi nedeniyle yüksek entropili Cantor alaşımı bu alaşımlar için iyi bir örnek olarak kabul edilmektedir (Cantor vd., 2004). Bununla birlikte YMK tek fazlı yüksek entropili alaşımların zayıf yönü, nispeten düşük akma ve çekme mukavemetine sahip olmalarıdır. Yüksek entropili YMK yapılar, dislokasyon hareketini kısmen zorlaştıran kafes distorsiyonu sayesinde geleneksel tek elementli YMK yapıya sahip metallere göre daha yüksek sertlik ve mukavemet gösterse de çoğu durumda bu alaşımların mekanik özellikleri mühendislik uygulamalarında kullanılmaları için yeterli gelmemektedir. Bu yetersizliğin alaşımların mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahip ikincil fazların söz konusu alaşımlarda oluşmamasından kaynaklandığı ileri sürülmektedir (L. Liu vd., 2021; Pickering ve Jones, 2016).

HMK yapılı yüksek entropili alaşımlar, özellikle yüksek ergime noktalarına sahip elementlerden oluşan alaşımlardır. Genellikle niyobyum (Nb), tantal (Ta),

molibden (Mo), Tungsten (W), vanadyum (V) gibi metallerden oluşan yüksek entropili alaşımlar oda sıcaklığında HMK kristal yapıya sahip tek fazlı içyapı sergilemektedir. Bu elementlerin her biri saf halde de HMK yapıda olduğu için, bir araya geldiklerinde yüksek entropinin etkisiyle karmaşık yapılı HMK katı çözeltiler oluşturmaktadır (Senkov vd., 2010, 2011; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Eşmolar NbMoTaW ve NbMoTaVW alaşımları tek bir HMK yapılı fazdan oluşan homojen bir içyapı sergileyen alaşımlara örnek olarak verilebilir (Senkov vd., 2010, 2011). HMK yapıya sahip tek fazlı yüksek entropili alaşımların en önemli avantajı, YMK yapılara kıyasla çok daha yüksek mukavemete sahip olmalarıdır. HMK kafes yapısı daha az kayma düzlemine sahip olması nedeniyle kaymaya karşı daha fazla direnç göstermektedir. Bunun yanı sıra atomsal boyut farklılığı nedeniyle HMK kafes yapısında meydana gelen distorsiyon katı çözelti sertleşmesinin etkisini artırmaktadır (Lee vd., 2021; Z. Wang vd., 2018). Bununla birlikte HMK yapısına sahip tek fazlı bir içyapıdan oluşan yüksek entropili alaşımlarda gevreklik veya düşük süneklik dezavantaj olarak ön plana çıkmaktadır (Senkov vd., 2018). Oda sıcaklığında HMK kristal kafes yapısına sahip yüksek entropili alaşımlar dislokasyonların hareketinin zor olduğu için ve atomlar arasındaki boyut farklılığının da fazla olması durumunda gevrek kırılma eğilimi göstermektedir. Bu nedenle bu kafes yapısına sahip alaşımlar şekil değiştirmeye YMK yapılı alaşımlar kadar elverişli değillerdir.

Saf element olarak oda sıcaklığında SDH yapıya sahip Co, Mg, Zn, Ti, Zr, Hf, vb. elementler YEA bileşimlerinde yer aldığında tek fazlı SDH yapının kararlı hale gelmesi teorik olarak mümkün görülmektedir. Ancak uygulamada birden fazla elementten oluşan alaşımlarda SDH yapılı elementlerin çoğu ya HMK ya da YMK matris içinde çözünmekte veya ayrı bir faz olarak alaşım içerisinde yer almaktadır (W. Chen vd., 2023; George vd., 2019). Bununla birlikte, sıkı düzenli hegzagonal (SDH) yapılı veya ana matrisi SDH yapılı olan yüksek entropili alaşımlara literatürde az da olsa rastlanmaktadır (LuŽnik vd., 2015; Zhao vd., 2016).Nadir toprak elementlerinden oluşan Ho-Dy-Y-Gd-Tb alaşımı ilk keşfedilen SDH yapılı metallerden biri olarak bilinmektedir (LuŽnik vd., 2015). Ayrıca yüksek miktarda Ti ve Zr içeren bazı alaşımların döküm sonrası SDH kafes yapısına sahip kristaller oluşturabildiği veya diğer matrislerin yanında ikincil faz olarak yer alabildiği ortaya koyulmuştur (Nagase vd., 2020; Rogal vd., 2020).

1.7.2. Çift Fazlı (YMK+HMK) Yapılar

Uygulamada yüksek entropili alaşımlar genellikle çok fazlı bir içyapı sergilemektedir. Bu fazlar döküm sırasında meydana gelen segregasyon sonucu dendrit sınırlarında oluşabilmekte, ötektik dönüşüm sonucu lamel yapılı olarak katılaşabilmekte veya ısıl etkiler sonucu matris içinde çökeltiler halinde ortaya çıkabilmektedir (X. Gao vd., 2017b; Gwalani vd., 2016; Y. Lu vd., 2014; Stryzhyboroda vd., 2020). YEA'larda en sık karşılaşılan çok fazlı yapı tiplerinden biri YMK ve HMK fazlarının bir arada bulunduğu iki fazlı mikroyapılardır (Y. Lu vd., 2014; W. R. Wang vd., 2012). Özellikle alüminyum içeren yüksek entropili alaşımlar bu tür yapılara iyi bir örnek olarak gösterilebilir (Y. Lu vd., 2014; W. R. Wang vd., 2012). Yapılan bir çalışmada Al eklenmemiş CoCrFeMnNi alaşımının tamamen YMK yapılı tek fazlı bir yapıda olduğu, ancak bu alaşıma Al ilavesi yapılması sonucunda içyapıdaki fazın HMK yapılı bir faza dönüştüğü gözlenmiştir (Y. C. Hsu vd., 2019). Bu dönüşümün nedeni olarak elektron yapısının ve atom boyutunun etkisiyle alüminyumun YMK yapıyı kararsızlaştırması ve HMK yapılı faz oluşturma eğilimini artırması gösterilmektedir (Y. C. Hsu vd., 2019). Nitekim alüminyumun, değerlik elektron sayısının düşmesine yol açarak ve yüksek negatif karışım entalpileri üreterek, faz dengelerini HMK yönüne kaydırdığı literatürde belirtilmektedir (S. Guo vd., 2011b; W. R. Wang vd., 2012).

YMK ve HMK kafes yapılarından oluşan iki fazlı iç yapılar sadece Al etkisiyle ortaya çıkmamakta, bazı durumlarda katılaşma sırasındaki segregasyon sonucunda da YMK ve HMK fazlı yapılar oluşabilmektedir. Alaşım elementlerinin farklı difüzyon katsayılarına dolayısıyla çözünürlük özelliklerine sahip olmaları nedeniyle katılaşma esnasında dendrit kolları ve/veya dendritler arası bölgeler farklı kristal kafes yapılarına sahip olabilmektedir (Rao vd., 2017; Y. Zhang, Zuo, vd., 2014). Bu duruma FeCrNiCo alaşımı örnek olarak verilebilir. Şöyle ki, yapılan bir araştırmada FeCrNiCo alaşımına Al katılarak elde edilen yüksek entropili alaşımın dökümünde dendrit kollarının YMK kafes yapısına sahip olduğu, dendritler arası bölgede ise HMK kafes yapılı fazın oluştuğu ortaya koyulmuştur (W. R. Wang vd., 2012). Başka bir çalışmada (Xing vd., 2023) ise $Fe_{45}Ni_{30}Cr_{15}Al_{10}$ alaşımının içyapısındaki dendritlerin YMK kafes yapısına sahip olduğu, dendritlerarası bölgede ise az miktarda da olsa HMK yapılı bir fazın oluştuğu gözlenmiştir.

YMK ve HMK yapılı fazların karışımından oluşan içyapıya sahip alaşımlarda YMK yapılı faz nispeten düşük sertliğe ve yüksek sünekliğe, HMK kafes yapısına sahip faz ise yüksek sertlik ve mukavemete sahiptir. Sünek YMK ve sert HMK yapılı fazları birlikte içeren alaşımların mukavemet değeri YMK kafes yapılı tek fazdan oluşan malzemelere göre daha yüksek olabilmektedir (George vd., 2019; Y. Lu vd., 2014; W. R. Wang vd., 2012). YMK yapının yanında HMK yapılı bir fazın oluşmasının malzemenin çekme dayanımını tek fazlı YMK yapıya göre önemli ölçüde artırdığı bilinmektedir (X. Gao vd., 2017a; George vd., 2019; He vd., 2014; W. R. Wang vd., 2012). Bununla birlikte YMK ve HMK kristal kafes yapılı iki fazlı içyapılara sahip malzemelerde ne kadar yüksek mukavemet gözlense de bazı endüstriyel gereksinimler için bu mukavemet değerleri yetersiz kalabilmektedir. Daha yüksek mukavemet gerektiren mühendislik uygulamaları için farklı mekanizmalar uygulayarak söz konusu malzemelerin mukavemetlerinin artırılması sağlanabilir. Bu mekanizmaların başında içyapıda intermetalik B2, $L1_2$, sigma (σ) ve laves fazları gibi kararlı ara fazların oluşturulması gelmektedir.

1.7.3. İntermetalik Fazlar (B2, $L1_2$, Sigma (σ), Laves Fazları vb.)

İki veya daha fazla faz içeren yüksek entropili alaşımların içyapılarının bir diğer önemli türü atomların kafes içinde rastgele dağılmak yerine bir araya gelerek oluşturdukları intermetalik bileşikleri içeren yapılardır. YEA'larda en çok karşılaşılan intermetalik fazlar B2 ve $L1_2$ fazları olup, bazı bileşimlerde $L2_1$ (Heusler) fazı da görülebilmektedir (Gwalani vd., 2016b; Laplanche vd., 2018; Pan vd., 2025). B2 yapısı, CsCl tipi atom dizilimine sahip, genellikle biri diğerini tercihli olarak çevreleyen iki atom türüyle karakterize edilen bir yapıdır (Murty vd., 2014). Yüksek entropili alaşımlarda bu tür intermetalik fazlar çoğunlukla ikincil faz çökeltileri olarak ortaya çıkmaktadır. Şöyle ki, alüminyum içerikli birçok yüksek entropili alaşımın matrisinde HMK yapılı fazın yanı sıra B2 fazı da bulunmaktadır (Ma vd., 2017; W. R. Wang vd., 2012). Alüminyum ve nikel elementlerinin birlikte bulunduğu alaşımlarda NiAl benzeri B2 fazının oluşması termodinamik olarak mümkün görülmektedir. Eş atomlu AlCoCrFeNi alaşımı genel olarak HMK kristal kafes yapılı bir fazdan oluşmasına rağmen söz konusu alaşımın içyapısında intermetalik B2 fazının bulunduğu faz bölgeleri de ortaya çıkmaktadır. Söz konusu B2 fazı genel olarak Al ve

Ni açısından zengin bölgelerde yoğunlaşırken, Cr ve Fe daha çok HMK yapılı matriste içinde kalmaktadır (Manzoni vd., 2013). Sonuç olarak alaşım atomik düzeyde hem intermetalik B2 hem de HMK yapılı fazların karışımından oluşan iki fazlı bir yapı sergilemektedir (Manzoni vd., 2013). Bu yapıda intermetalik B2 fazı ile ana HMK yapılı faz arasında belirli bir kafes uyumu bulunmakta ve B2 çökeltileri çok ince boyutlu bir dağılım sergileyerek ana matrisi güçlendirmektedir. Nitekim, B2 fazının varlığı AlCoCrFeNi gibi alaşımların mukavemetini artıran bir çökelme sertleşmesi mekanizması sağlamaktadır (Gwalani vd., 2017; W. R. Wang vd., 2012).

Yüksek entropili alaşımlarda oluşabilen bir diğer intermetalik faz $L1_2$ fazıdır. Bu fazın oluşabilmesi için alaşımın belirli bir bölgesinde bir element ~%25 civarında olmalı ve diğerleri ~75%'lik kafes noktalarını doldurmalıdır (Gwalani vd., 2016a; Pandey vd., 2019). Ancak yüksek entropili alaşımlarda bu durumun tam olarak gerçekleşebilmesi için genellikle alaşım elementi ilavesi yapılması gerekmektedir. Bu duruma CoCrFeNi alaşımı örnek olarak verilebilir. Şöyle ki bu alaşıma Ti veya Al eklendiğinde, $Ni_3(Al,Ti)$ benzeri γ' $L1_2$ katı çözeltilerinin oluştuğu görülmüştür (Han vd., 2018). Bu katı çözeltiler YMK yapılı matriste dağılarak alaşımın mukavemetinin artmasına yol açmaktadır. Ancak yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar $L1_2$ çökeltilerinin B2 fazı kadar sık oluşmadığın göstermektedir. Bunun nedeni olarak $L1_2$ fazının genellikle YMK matrisli YEA'larda belirli ısıl işlemler sonrasında ortaya çıkması gösterilmektedir (Gwalani vd., 2016a; Rao vd., 2017; T. Yang vd., 2018).

$L2_1$ Heusler fazı dört veya beş elementli YEA'lara eklenen altıncı elementin etkisi ile ortaya çıkabilmektedir. $Ni_{100-x-y}Cr_{25}Fe_{25}Al_xTi_y$ alaşımına Ti eklendiğinde oluşan ve kristal yapı olarak Heusler ($L2_1$) fazına karşılık gelen Fe_2TiAl veya Ni_2TiAl kimyasal bileşimine yakın ince çökeltilerin ortaya çıkması bu fazın oluşumuna örnek olarak verilebilir. Şöyle ki, söz konusu alaşıma Ti ilavesi yapıldığında başlangıçta dendritler arası bölgede var olan HMK fazın içinde B2 ve $L2_1$ fazlarının çökelmeye başladığı, artan Ti içeriğiyle $L2_1$ fazının hacimsel oranının arttığı ve morfolojisinin değiştiği gözlenmiştir (Xu vd., 2024). Söz konusu fazın çökelmesiyle malzemenin akma mukavemetinin ~540 MPa'dan ~1300 MPa'a kadar yükseldiği gözlenmiştir. Bu önemli B2/$L2_1$ çökeltilerinin neden olduğu çökelme sertleşmesi etkisine dayandırılarak açıklanmıştır (Xu vd., 2024).

Yüksek entropili alaşımlarda intermetalik fazların oluşması bazı dezavantajlara da yol açabilir. Şöyle ki, eğer fazlar arası uyum zayıfsa veya fazlar çok kaba bir morfolojiye sahipse bu durum gevrekliğe yol açabilmektedir (Pickering ve Jones, 2016; C. Zhang vd., 2016). Bazı HMK yapılı matrise sahip yüksek enropili alaşımlar üzerine yapılan çalışmalarda hem B2 hem de $L2_1$ fazı birlikte çökeltilerek mukavemetin daha da artırılması hedeflenmiş, ancak bu tür çalışmalarda kısmi sertlik ve mukavemet artışı elde edilse de alaşımın gevrekliğinin önemli oranda arttığı ve alaşımın neredeyse hiç plastik deformasyon göstermeden kırıldığı gözlenmiştir (W. C. Kim vd., 2021; Xu vd., 2024; F. Zhang vd., 2022). Literatürde HMK yapılı matris içinde aynı anda B2 ve Heusler ($L2_1$) çökeltileri bulunduran alaşımların kopma uzamasının ihmal edilebilir düzeylere indiği belirtilmektedir (W. C. Kim vd., 2021; Xu vd., 2024; F. Zhang vd., 2022). Kopma uzamasındaki bu azalmanın fazların bağıl sertliklerinin ve kafes uyumsuzluklarının çok yüksek olmasından kaynaklandığı ileri sürülmektedir. İntermetalik fazların oluştuğu içyapılarda fazların boyutu ve dağılımı da kritik öneme sahip olup, ince ve düzgün dağılmış $B2/L1_2$ tipinde çökeltiler içeren alaşımlar üstün mekanik özellikler gösterirken, kaba yapılı ve sürekli ağlar oluşturan ara fazlar alaşımın gevrekliğini artırabilmektedir (Gwalani vd., 2016a, 2017; L. Liu vd., 2021). Yüksek entropili alaşımlarda alaşımın belirli elementler bakımından zengin bölgelerinde istenmeyen özelliklere yol açabilen bazı gevrek intermetalik fazlar da oluşabilmektedir. Bu tür fazlar kendiliğinden çökelebileceği gibi katılaşma sırasında meydana gelen dönüşümler sonucunda da oluşabilmekte ve alaşımın tokluğunu düşürmektedir. Söz konusu fazların en bilinen iki örneği σ (sigma) fazı ve Laves fazıdır (Choi vd., 2022; Laplanche vd., 2018; C. Zhang vd., 2016). Sigma fazı, genellikle yüksek Cr içeren paslanmaz çeliklerde ve süper alaşımlarda bilinen sert ve gevrek bir intermetalik fazdır. Bu faz karmaşık bir kristal yapıya sahip olup bileşiminde Fe-Cr-Mo gibi elementler yer almaktadır. Cr oranı yüksek olması ve diğer elementlerle uygun oranda birleşmesi durumunda yüksek entropili alaşımlarda sigma fazı çökelebilir (Laplanche vd., 2018; L. Liu vd., 2021). Özellikle yüksek sıcaklık dayanımına sahip CrMoNbTiW gibi yüksek entropili alaşımlarda ısıl işlem sonrası sigma fazının ortaya çıktığı bazı çalışmalarda gözlenmiştir (Raman vd., 2020a). Sigma fazı alaşımın sertliğini artırsa da gevrek bir faz olması nedeniyle tokluğu önemli ölçüde azaltmaktadır.

Laves fazı genellikle AB_2 formülüne sahip gevrek bir intermetalik bileşik olup, $MgZn_2$ bileşiği bu faza örnek olarak gösterilebilir. Yüksek entropili alaşımlarda Laves fazı özellikle Cr, Nb, Ti, Zr gibi elementlerin belirli oranlarda kullanılması durumunda oluşmaktadır (Choi vd., 2022; Stein ve Leineweber, 2020; Yurchenko vd., 2017). Cr içeren Cr-Mo-Nb-Ti-W gibi bazı yüksek sıcaklık dayanımına sahip yüksek entropili alaşımlarda döküm durumunda veya yüksek sıcaklıklarda uygulanan deformasyon sonrası Laves fazı oluşabilmektedir (Raman vd., 2020b). Laves fazı sert ve gevrek bir faz olup ana matris ile zayıf bağ kurmaktadır. Bu durum hem alaşımın mukavemetinde istenen artışın sağlanamamasına hem de sünekliğini ciddi anlamda düşmesine neden olmaktadır (Choi vd., 2022; Stein ve Leineweber, 2020). HMK yapıda bir matrise sahip olan CrMoNbTiW yüksek entropili alaşımında Laves fazının çökeltilmesinin yüksek sıcaklık dayanımına veya sertliğe çok fazla katkı sağlamadığı, buna karşın alaşımın sünekliğinin belirgin biçimde düştüğü deneysel çalışmalarla gösterilmiştir (Raman vd., 2020b). Bu nedenle, Laves fazının oluşum potansiyeli göz önüne alınarak, mümkün olduğu ölçüde bu fazın oluşumundan kaçınılacak şekilde alaşım tasarımı yapılmalıdır.

Yüksek entropili alaşımların mikroyapılarında ayrıca karbürler, borürler veya diğer metalik bileşikler de bulunabilmektedir. Alaşım bileşiminde safsızlıktan kaynaklanan C ve B gibi elementlerin yer alması durumunda bu elementler genellikle katı çözelti içinde çözünemeyip kendi sert ve gevrek fazlarını (karbür veya borür) oluşturmaktadırlar (Beyramali Kivy vd., 2018; Ferrari vd., 2019; T. D. Huang vd., 2018; B. Yang vd., 2023). Bu fazlar oda sıcaklığında alaşımların sertliğini artırsa da hemen hemen hepsi gevrek yapılıdır ve genellikle matrisle aralarındaki bağ zayıftır. Dolayısıyla bu tür gevrek ikincil fazlar da tıpkı sigma ve Laves fazlarında olduğu gibi, yüksek entropili alaşımların tokluğunu olumsuz etkilemektedir. Bununla birlikte, yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanan bazı yüksek entropili alaşımlarda kontrollü şekilde karbür veya borür fazları oluşturularak, yüksek sıcaklık mukavemetlerinin ve sürünme dayanımının artırılmaya çalışıldığı bazı çalışmalarda literatürde yer almaktadır (Jia vd., 2024; Y. K. Kim vd., 2023).

1.8. Entropili Alaşımların Fiziksel, Mekanik, Tribolojik Ve Korozyon Özellikleri

Entropili alaşımların fiziksel ve mekanik özellikleri, alaşımın kimyasal bileşimi, üretim yöntemi, alaşıma uygulanan ısıl işlem gibi pek çok faktöre bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Söz konusu alaşımların sertlik değerleri 140 HV' den başlayıp, 1300 HV' ye kadar çıkabilmektedir (Miracle ve Senkov, 2017; Senkov vd., 2018; M. H. Tsai ve Yeh, 2014).

AlCoCrFeNi alaşımlarında, Al içeriğiyle birlikte artan çökeltiler alaşımın sertliğinde önemli artışlar sağlamaktadır. Benzer şekilde Al ve Ti elementlerinin ilavesi ile CoCrFeNi alaşımının dökülmüş durumdaki mikrosertlik değerinin 500 HV gibi yüksek değerlere çıkabildiği görülmüştür (W. R. Wang vd., 2012). Ancak söz konusu alaşımların yoğunluğunun 5 gr/cm^3 değerinden yüksek olması bir diğer değişle hafif metaller sınıfında yer almamaları nedeniyle kullanım alanları kısıtlı olmaktadır.

Entropili alaşımların çekme ve basma mukavemeti değerleri kristal kafes yapılarına ve içerdikleri fazlara bağlı olarak belirgin farklılıklar göstermektedir. Söz konusu alaşımların kristal kafes yapısının yüzey merkezli kübik olması durumunda genellikle yüksek süneklik ile nispeten düşük mukavemet gösterdiği, hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip olması durumunda ise daha yüksek mukavemet ve genellikle daha düşük süneklik değerleri sergiledikleri bilinmektedir (George vd., 2019; Gludovatz vd., 2014a; Senkov vd., 2011; Z. Wu vd., 2014). Entropili alaşımların fiziksel ve mekanik özellikler açısından göstermiş oldukları bu farklılıklarda deformasyon mekanizmalarının, içyapıdaki katı çözeltilerin ve ikincil fazların varlığının ve uygulanan ısıl işlem gibi pek çok faktörün etkili olduğu bilinmektedir. Deformasyon hızının YEA'lar üzerine etkisinin incelendiği bir çalışmada yüksek deformasyon hızlarında (10^{-3} s^{-1}) dislokasyon hareketlerini sınırlandıran fonon sürüklenmesi gibi ek mekanizmaların devreye girmesinin akma mukavemetinde belirgin bir artışa neden olduğu ortaya koyulmuştur (A. Huang vd., 2023). Yüksek entropili alaşımların yüksek deformasyon hızlarında gösterdiği bu üstün dayanım, onları darbe ve balistik koruma gibi askeri ve sivil uygulamalar için önemli bir seçenek haline getirmektedir.

Yüksek entropili alaşımların sergiledikleri yüksek basma dayanımının genellikle şiddetli kafes distorsiyonundan kaynaklandığı ileri sürülmektedir (Maresca

ve Curtin, 2020; Miracle ve Senkov, 2017; Varvenne vd., 2016). Çok sayıda farklı boyutta ve kimyasal özellikte atomun kristal kafes noktalarına rastgele bir şekilde yerleşmesi, alaşımın kristal kafes yapısında yalnızca basit bir geometrik bozulma oluşturmamakta aynı zamanda atomların kimyasal bağlanma enerjilerinde de dalgalanmalara yol açmaktadır. Bu nedenle oluşan karmaşık iç gerilme alanı, hareket eden dislokasyonlar için güçlü bir engel teşkil ederek etkili bir katı çözelti sertleşmesine yol açmaktadır (Owen ve Jones, 2018; Toda-Caraballo ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, 2015; Varvenne vd., 2016, 2017). Yapılan çalışmalar yüksek entropili alaşımları oluşturan elementlerin aralarındaki etkileşimin alaşımdaki element sayısından daha kritik olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle Cr, Mg, Cu, Ni gibi atom yarıçapı büyük olan elementlerin basma dayanımındaki artışa katkısının daha yüksek olduğu ortaya koyulmuştur (Kondapalli vd., 2023; Miracle ve Senkov, 2017; Varvenne vd., 2017). Atomik boyut farkının artmasının kafes yapısında distorsiyona ve dolayısıyla alaşımın sertlik ve basma dayanımında artışa yol açtığı bilinmektedir (Owen ve Jones, 2018; Toda-Caraballo ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, 2015). Yüksek entropili alaşımların sertlik ve mekanik özellikleri üzerinde tane boyutunun da önemli bir etkiye sahip olduğu ileri sürülmektedir (W. H. Liu vd., 2013). Dislokasyonların tane sınırlarında birikerek gerilme yığılmaları oluşturmaları ve bu yığılmayı aşmak için gereken gerilme değerinin tane boyutu küçüldükçe artması ampirik olarak Hall-Pecth ($\sigma_y=\sigma_0+k\cdot d^{-1/2}$) eşitliği ile ifade edilmektedir (W. H. Liu vd., 2013). Bu eşitlikte alaşımın akma dayanımının tane boyutunun karekökünün tersiyle doğru orantılı olarak arttığını açık bir şekilde görülmektedir. Yüksek entropili alaşımların fazla sayıda elementten oluşması tane sınırlarında çok farklı kimyasal bileşimden oluşan fazların bir arada olmasına neden olmaktadır. Zn ve Cu gibi alüminyumca zengin matriste farklı sıcaklıklarda farklı çözünürlük gösteren elementlerin tane sınırlarına segrege olarak dislokasyon hareketlerini daha etkili bir şekilde engellemesi ve bu sayede sertlik ve mukavemette artış elde edilebilmesi bu duruma örnek olarak gösterilebilir (Ahn vd., 2017). Dökülmüş durumdaki basma dayanımı 646 MPa olarak ölçülen orta entropili $Al_{62}Mg_6Si_9Cu_{10}Zn_{10}Ni_3$ alaşımının söz konusu dayanım değeri çözeltiye alma işlemi sonrası 25 ^oC sıcaklıkta 300 saat uygulanan doğal yaşlandırma işlemi sonunda 771 MPa olarak ölçülmüştür (Ahn vd., 2017). Basma dayanımında meydana gelen bu artışın düşük sıcaklıklarda yüksek difüzyon hızına sahip Zn atomlarının öncelikle Zn

açısından zengin çökeltiler oluşturması ve ardından Cu açısından zengin θ″ fazının çökelmesinden kaynaklandığı ortaya koyulmuştur (Ahn vd., 2017). Ancak, yaşlandırma sıcaklığının artması durumunda ise çinkoca zengin ve θ″ çökeltilerinin büyümesi nedeniyle söz konusu alaşımın basma dayanımının olumsuz yönde etkilenmektedir.

Yüksek entropili alaşımların geliştirilmesinin temelinde tek fazlı katı çözeltiden oluşan bir iç yapının elde edilmesi olsa da zamanla çok fazlı içyapıdan oluşan yüksek entropili alaşımların üstün sertlik ve mekanik özellikler sergileyebileceği görülmüştür (Miracle ve Senkov, 2017; Sharma vd., 2021). Şöyle ki yumuşak matris içerisinde sert intermetalik fazların veya çökeltilerin bulunması alaşımın mekanik özelliklerini geliştirebilmektedir (Zheng vd., 2023; X. Zhu vd., 2019). Alüminyum alaşımlarında magnezyumun alüminyumca zengin α fazının içerisinde çözünmesi ya da içyapıda Mg_2Si parçacıklarının bulunması sertlik ve mekanik özellikleri iyileştirmektedir (Zheng vd., 2023; X. Zhu vd., 2019). İkincil faz sertleşmesine Al-Ni intermetalik bileşikleri örnek olarak verilebilir. Al_xNi_y bileşiklerinin içyapıda bulunması yüksek entropili alaşımların sertlik ve mukavemetlerinde belirgin artışlara yol açmaktadır (Dasari vd., 2020; Diao vd., 2019). Bu durum alaşımı oluşturan ana matris fazından farklı kimyasal kompozisyona ve kristal yapıya sahip ikinci bir fazın dislokasyonların kayma düzlemleri üzerindeki hareketleri için güçlü engeller oluşturmasına dayandırılarak açıklanmaktadır (Dasari vd., 2020; Diao vd., 2019). Bu mekanizmanın etkinliği, çökeltilerin boyutu, şekli, hacimsel oranı, dağılımı ve ana matris ile olan arayüzey uyumuna bağlı olarak değişmektedir. Dislokasyonlar bu partiküllerle karşılaştıklarında, onları ya keserek içinden geçmekte ya da etraflarından dolanarak (Orowan mekanizması) hareketlerine devam etmektedirler. Her iki durumda da dislokasyonun ilerlemesi için ek bir enerjiye, dolayısıyla daha yüksek bir gerilmeye ihtiyaç duyulması mukavemet ve sertlikteki artışın kaynağını oluşturmaktadır (Ringer ve Hono, 2000; Seidman vd., 2002; Shi vd., 2012). Yüksek entropili alaşımların mekanik özelliklerine stronsiyum, titanyum, sodyum gibi tane inceltici elementlerin etkisinin incelendiği çalışmalar sınırlı olmakla birlikte alüminyum-silisyum esaslı alaşımlarda alaşımın hızlı soğuyarak ötektik silisyum parçacıklarını küçültüp küreselleştirdiği ve buna bağlı olarak mekanik özellikleri geliştirdiği bilinmektedir (Çaliş ve Hekimoğlu, 2022).

Yüksek entropili alaşımların gelişmiş sertlik ve mukavemet özelliklerinin yanı sıra, yüzeylerinde kararlı pasif filmler oluşturma potansiyellerinin olması hem aşınma hem de korozyon direnci gerektiren endüstriyel uygulamalarda kullanılmalarını mümkün kılmaktadır (Quiambao vd., 2018; Gerard vd., 2020). Triboloji, birbirine temas halinde olan ve göreceli hareket eden yüzeylerin etkileşimini inceleyen bilim dalı olup malzemelerin sürtünme ve aşınma özelliklerini detaylı olarak açıklanmasını sağlayan yaklaşımları ortaya koymaktadır (Hutchings ve Shipway, 2017). Bir malzemenin aşınma direnci, onun yüzey bütünlüğünü mekanik temas altında ne kadar koruyabildiğinin bir ölçüsü olup, genellikle Archard'ın aşınma denklemiyle ifade edilmektedir (Hutchings ve Shipway, 2017). Söz konusu eşitlik aşınma direncinin malzemenin sertliği ile doğru orantılı olduğunu ifade etmektedir. Literatürde yüksek entropili alaşımların aşınma direnci üzerine kısıtlı çalışma bulunmasına rağmen var olan çalışmalar alaşımların gösterdikleri yüksek aşınma direncinin genellikle bu alaşımların sahip olduğu yüksek sertlik ve yüksek pekleşme kabiliyetine dayandırılarak açıklanmaktadır (Kasar vd., 2021; Wu vd., 2006). HMK kristal yapıya sahip alaşımlar YMK yapıdakilere kıyasla daha yüksek sertlik sergilediklerinden, daha iyi abrasif aşınma direnci gösterme eğilimindedirler (Wu vd., 2006). Ayrıca, alaşım kompozisyonuna Al, Ti, Nb gibi elementlerin eklenmesiyle iç yapıda oluşan B2, Laves veya sigma (σ) gibi sert intermetalik fazlar yük taşıyıcı fazlar olarak davranarak malzemenin genel aşınma direncini önemli ölçüde artırmaktadır (Liang vd., 2024; Gwalani vd., 2020; Chen et al., 2018). Alaşımların yüksek sıcaklıklardaki aşınma davranışında ise korozif aşınma önemli bir yer tutmaktadır. Chuang vd. (2011) tarafından $Al_xCo_{1.5}Cr_{Fe}Ni_{1.5}Tiy$ sistemi üzerinde yapılan bir çalışmada, alaşımların yüksek sertliklerinin sıcaklıkla çok fazla değişmemesi ve üstün oksidasyon direncinin üstün aşınma davranışı sergilemesine katkıda bulunduğu belirtilmiştir. Yapılan bu çalışmada Al ve Ti ilavesinin, sürtünme sırasında ortaya çıkan sıcaklığın etkisiyle aşınma yüzeyinde Al_2O_3 ve TiO_2 oksitlerinin oluştuğu ve söz konusu oksitlerin aşınmaya karşı koruyucu bir tabaka görevi gördüğü belirtilmiştir (Chuang vd., 2011). Oluşan bu sert ve termal olarak kararlı oksit tabakası iki yüzey arasındaki doğrudan metal-metal temasını engelleyerek hem sürtünme katsayısını düşürmekte hem de adhesif ve abrasif aşınma hızını yavaşlatmaktadır. Yapılan bir çalışmada, $Al_{3.2}Ti_{16.1}Cr_{16.1}Fe_{16.1}Co_{24.2}Ni_{24.2}$ alaşımının rulman çeliği ve takım çeliği gibi

geleneksel aşınmaya dayanıklı malzemelerden daha üstün bir aşınma performansı sergilediği, bu yüksek aşınma direncinin yalnızca alaşımın sertliğinden değil aynı zamanda pekleşme kapasitesinin de yüksek olmasından kaynaklandığı gözlenmiştir (Chuang vd., 2011). Sürtünme sırasında yüzeyde oluşan yoğun plastik deformasyon, karmaşık ve bozulmuş kristal kafes yapısı nedeniyle dislokasyon hareketini zorlaştırmakta ve dislokasyon yoğunluğunu hızla artırarak yüzey sertliğinde lokal bir artışa neden olmaktadır. Hadfield çeliklerinde gözlemlenen bu mekanizma, malzemenin yüzeyinin kullanım sırasında sürekli olarak sertleşmesini ve daha fazla malzeme kaybına karşı dinamik bir direnç göstermesini sağlamaktadır (Luo ve Zhu, 2022; C. Chen vd., 2018). Bu dinamik sertleşmenin yüksek entropili alaşımların aşınma ömrünü uzatan temel faktörlerden biri olduğu öne sürülmektedir (Dollmann vd., 2020; C. Chen vd., 2018).

Bir malzemenin sulu ortamlardaki korozyon direnci yüzeyinde oluşan ve onu çevresel etkenlerden koruyan ince, yoğun, kararlı ve kendini onarabilen pasif film tabakasının oluşumuna ve kalitesine bağlı olarak değişmektedir (Quiambao vd., 2018). Yüksek entropili alaşımlar içyapılarında Cr, Ni, Mo, Al, Ti, Nb gibi birden çok pasifleştirici elementi yüksek konsantrasyonlarda bir arada bulundurmalarından dolayı üstün korozyon direnci sergileyebilmektedir (Gerard vd., 2020; Tang vd., 2014; Chou vd., 2010). Yüksek entropili alaşımların korozyon özellikleri üzerine yapılan çalışmalar kısıtlı olsa da bu çalışmalarda söz konusu alaşımların bazılarının homojen dağılımlı ve özellikle klor (Cl^-) iyonlarının neden olduğu çukurcuk korozyonuna karşı dirençli olduğu görülmüştür (Tang vd., 2014). Özellikle Cr ve Mo içeren FeCoNiCr bazlı yüksek entropili alaşımların NaCl içeren sulu çözeltilerde yüksek korozyon direnci göstermektedir Chou vd., 2010; Bogdanov vd., 2022; M. Chen vd., 2024; Tsau vd., 2022). Korozyon direncindeki bu yüksek değer alaşım yüzeyinde oluşan pasif filmin kimyasal ve yapısal özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Krom (Cr) pasif filmin ana koruyucu bileşeni olan, termodinamik olarak son derece kararlı, yoğun ve kendini onarabilen bir Cr_2O_3 (kromik oksit) tabakası oluşturarak korozyon direncini artırmaktadır (Chen vd., 2024; Tsau vd., 2022). Mo elementi ise, klorür iyonlarının tepkimesi sonucu yerel olarak bozulan pasif filmin hızla tamir edilmesine ve stabil oksit tabakası (MoO_{42}^-) oluşturarak klorür iyonlarının yüzeye tutunmasını engellemeye yardımcı olmaktadır (Chou vd., 2010; Bogdanov vd., 2022). İçyapının

homojen olması alaşımların korozyon davranışı üzerinde olumlu etkiye sahip olup tek fazlı bir katı çözeltiden oluşan içyapı, potansiyel farkları yaratacak arayüzeylerin minimum olması nedeniyle genellikle korozyon direnci açısından en çok istenilen bir durumdur. Ancak geleneksel alaşımlarda olduğu gibi, yüksek entropili alaşımlarda da ikincil fazların veya çökeltilerin varlığı, matris ile aralarındaki elektrokimyasal potansiyel farkların oluşmasına neden olmaktadır (Qiu vd., 2017; Pan vd., 2022). Bu durum galvanik korozyon hücreleri oluşturarak alaşımın korozyon direncini olumsuz etkileyebilmektedir (Qiu vd., 2017; Pan vd., 2022). Alaşımın yüzeyinde yer alan daha aktif olan faz (anot) tercihli olarak çözünürken, daha pasif olan faz (katot) korunmakta, bu lokalize çözünme, yüzeyde oluşan pasif filmin bütünlüğünü bozarak korozyon direncinin azalmasına neden olmaktadır (Qiu vd., 2017; Nie vd., 2024).

Son yıllarda yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan çalışmalarda artış olsa da literatürdeki çalışmaların büyük bir çoğunluğunun CoCrFeNiMn (Cantor alaşımı) gibi geçiş metallerine dayalı sistemler üzerine yoğunlaştığı görülmektedir (Miracle ve Senkov, 2016; Li vd., 2018; Zhang vd., 2013). Bu alaşım sistemlerinin olağanüstü tokluk ve süneklik gibi özelliklerine sahip oldukları ortaya koyulmuştur (Miracle ve Senkov, 2016; Zhang vd., 2013). Bununla birlikte, özellikle havacılık, uzay ve otomotiv gibi stratejik sektörlerdeki yakıt ekonomisi nedeniyle hafif ve aynı zamanda yüksek mukavemetli malzeme ihtiyacı, araştırmacıları alüminyum (Al) gibi düşük yoğunluklu elementleri temel alan yeni nesil alaşımlar geliştirmeye yöneltmiştir. Alüminyumun entropili alaşım sistemlerine dahil edilmesinin, hem kafes distorsiyonu yoluyla etkili bir katı çözelti sertleşmesi sağlama hem de potansiyel olarak NiAl (B2) gibi yüksek sertliğe sahip düzenli intermetalik fazların oluşumu yoluyla özellikle sertlik ve basma dayanımı değerlerinin önemli ölçüde yükselmesine yol açtığı ortaya koyulmuştur (Wang vd., 2012; Diao vd., 2018; H. Li et al., 2022). Literatürde yer alan ve Al içeren başlıca entropili alaşımların temel yapısal ve mekanik özellikleri Tablo 2'de yer almaktadır. Tablodan da görülebileceği üzere incelenen alaşımların büyük bir kısmı orta ve düşük entropili alaşım sınıfına girmektedir. Literatürde oldukça sınırlı sayıda yüksek entropili ($\Delta S_{kar} \geq 1.5R$) olarak sınıflandırılabilecek alüminyum esaslı alaşım bulunmaktadır. Ayrıca mevcut söz konusu alaşımların Hume-Rothery ve Ω yaklaşımlarının tümünü birden karşılamadığı bilinmektedir.

Tablo 2. Bazı entropili alaşımların üretim yöntemleri, fiziksel ve mekanik özellikleri

Alaşım	Üretim Yöntemi	Entropi sınıf	Yoğunluk (gr/cm3)	Sertlik (HV)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Basma Dayanımı (MPa)
$Al_{62}Mg_6Si_9Cu_{10}Zn_{10}Ni_3$ (Ahn vd., 2017)	İndüksiyonla ergitme ve gaz giderme	Orta	3,86	81	-	-	10	646
$Al_{40}Cu_{15}Cr_{15}Fe_{15}Si_{15}$ (Sanchez vd., 2018)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Yüksek	4,51	916	-	-	-	-
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Fe_5$ (Sanchez vd., 2019)	İndüksiyonla ergitme	Orta	3,17	235	422	482	1	-
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd., 2019)	İndüksiyonla ergitme	Orta	3,19	260	534	574	1	-
$Al_{70}Cu_5Mg_5Si_{10}Zn_5Mn_5$ (Sanchez vd., 2019)	İndüksiyonla ergitme	Orta	3,18	264	622	644	4	-
$Al_{58,5}Mg_{31,5}Zn_{4,5}Cu_{4,5}Si_1$ (Shao vd., 2018)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Orta	2,66	-	-	-	3,2	577
$Al_{63}Mg_{27}Zn_{4,5}Cu_{4,5}Si_1$ (Shao vd., 2018)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Düşük	2,72	-	-	-	1,9	676
$Al_{80}Mg_{14}Zn_{2,7}Cu_{2,7}Si_{0,6}$ (Shao vd., 2018)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Düşük	2,74	-	255	-	13,8	498
AlLiMgZnSn (X. Yang vd., 2014)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Yüksek	3,88	-	600	-	1,2	615
AlLi0.5MgZn0.5Sn0.2 (X. Yang vd., 2014)	Yüksek saflıkta argon atmosferi altında indüksiyonla ergitme	Orta	2,90	-	-	-	1	546
$Al_{70}Mg_{10}Si_{10}Cu_5Zn_5$ (Baek vd., 2016)	İndüksiyonla ergitme	Orta	2,94		410	680	6,2	-
$Al_{35}Mg_{25}Zn_{30}Cu_5Si_5$ (Ji vd., 2021)	Argon atmosferi altında elektrikle ergitme	Orta	3,72	251	-	-	4,6	559
$Al_{35}Mg_{20}Zn_{30}Cu_5Si_{10}$ (Ji vd., 2021)	Argon atmosferi altında elektrikle ergitme	Orta	3,77	335,7	-	-	6,2	718
$Al_{35}Mg_{15}Zn_{30}Cu_5Si_{15}$ (Ji vd., 2021)	Argon atmosferi altında elektrikle ergitme	Orta	3,81	440	-	-	6,3	765
$Al_{40}Cu_{15}Mn_5Ni_5Si_{20}Zn_{15}$ (J. Sanchez et al., 2018)	Vakum altında kokil kalıba döküm	Yüksek	4,34	887	-	-	-	-

1.9. Literatür Özeti Ve Çalışmanın Amacı

Mühendislik uygulamalarında, özellikle özgül mukavemetin (mukavemet/yoğunluk) önemli olduğu otomotiv, savunma, uzay, havacılık, genel amaçlı makine imalat ve gıda sanayilerinde kullanılmak üzere üstün sertlik, mukavemet, korozyon direnci ve tribolojik özelliklere sahip alaşımların geliştirilmesi üzerine son yıllarda yoğun çalışmalar yapılmıştır (Shaha vd., 2015; Vijeesh ve Prabhu, 2014). Bu durum giderek artan enerji ve üretim maliyetleri nedeniyle söz konusu sanayi dallarında daha ekonomik ve üstün performansa sahip malzemelerin kullanılması ihtiyacından kaynaklanmaktadır. Söz konusu sanayi dallarındaki; motor ve pompa gövdeleri, piston, supap gövdeleri ve yuvaları, hidrolik silindir burçları, yüksek basınçlı pompa dişlileri, lineer kızaklar, rotervan, çay kıvırma makinelerinin, şanzıman yağ çemberleri ve rulman kapakları gibi makine parçalarının imalatında kullanılacak malzemelerde hafiflik, yüksek basma mukavemeti, yüksek yüzey sertliği, aşınma direnci ve/veya sıcaklık dayanımı ekonomiklik ve uzun süreli performans açısından önem taşımaktadır (W. Zhang ve Xu, 2022; Farfan-Cabrera, 2019; (Al-Asadi ve Al-Tameemi, 2022; Zhu vd., 2018).

Alaşım geliştirme konusunda son yıllarda yapılan çalışmalarda alüminyum (Al) esaslı alaşımlarının üretimlerinin kolay ve ekonomik olmasının yanısıra yüksek özgül mukavemet, aşınma ve sıcak yırtılma direnci ile düşük ısıl genleşme katsayısı sergiledikleri ortaya koyulmuştur. Bu avantajlarından dolayı Al esaslı alaşımların yukarıda belirtilen sanayi dallarında kullanımları giderek yaygınlaşmıştır. Ancak yapılan araştırma geliştirme çalışmalarında alüminyum esaslı alaşımların bazı dezavantajları da ortaya konulmuştur. Bu dezavantajların başında alüminyum alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda sertlik ve mukavemet değerlerinin önemli ölçüde azalması gelmektedir (Czerwinski, 2020; Summers vd., 2015). Alüminyum alaşımlarında mukavemet değerlerindeki azalmanın bu alaşımların tribolojik özelliklerini de olumsuz etkilediği bilinmektedir (Hekimoğlu vd., 2020). Bu nedenle bu konuda son zamanlarda yapılan çalışmalar söz konusu alaşım grubunun mukavemet değerlerini, tribolojik özelliklerini ve termal kararlılığını artırmak üzerine yoğunlaşmıştır (Cui vd., 2023; Hekimoğlu vd., 2020; Çaliş ve Hekimoğlu, 2022). Bu çalışmalarda çeşitli alaşım elementi katkıları, farklı üretim teknikleri ve ısıl işlem uygulamaları ile alüminyum alaşımlarının söz konusu özelliklerinin geliştirilebileceği

ortaya koyulmuş ve özellikle yüksek entropili alaşımların (YEA) yüksek mukavemet ve sertlik, üstün tribolojik özellikler ve sıcaklık dayanımı ile gelişmiş korozyon direnci özelliklerinin birçoğunu aynı anda sergileyebildiği ortaya koymuştur (Zhang vd., 2018; Chen vd., 2018; Zhang vd., 2014).

Literatüre ilk sunulduklarında çok genel olarak en az 5 elementten oluşan ve her bir elementin oranının ağırlıkça %5' den fazla olduğu alaşımlar olarak ifade edilen yüksek entropili alaşımların tanımı zamanla genişletilmiş ve bu alaşımlar karışım entropileri gaz sabitinden (R) küçük olduğunda düşük, 1-1,5R olduğunda orta ve 1,5R' den büyük olduğunda yüksek entropili alaşımlar olarak üç sınıfa ayrılmıştır (Miracle vd., 2014; Yeh, 2013). Söz konusu alaşımların temel özelliği birden çok ana elementin karıştırılmasıyla alaşımın geleneksel alaşımlardan çok daha yüksek bir karışım entropisine sahip olması, yüksek karışım entropisinin karşılıklı çözünürlüğü destekleyerek katı eriyik ve intermetalik bileşiklerin (IC) oluşumunu sınırlandırması ve çok ana elementli alaşımlarda atomların difüzyonunu azaltarak yeni fazların oluşumunun kinetik olarak kısıtlamasıdır. Böylece alaşımlar daha basit mikroyapılardan oluşmakta ve aynı zamanda da üstün mekanik özellikler sergileyebilmektedir. Son yıllarda yapılan çalışmalarda Hume-Rothery kurallarına uygun olarak üretilmeleri durumunda bir başka deyişle alaşım elementlerinin bu kurallar göz önüne alınarak belirlenmesi ve ilave edilmesi durumunda düşük, orta ve yüksek entropili alaşımların daha üstün mekanik özellikler sergileyebileceği ortaya koyulmuştur (Miracle vd., 2014; Yang vd., 2014).

Mevcut yüksek entropili alüminyum alaşımlarında kullanılan alaşım elementlerinin başında demir, nikel, krom, mangan, zirkonyum, lityum, magnezyum, silisyum, kalay, bakır, titanyum ve çinko gelmektedir. Son yıllarda bu elementlerin farklı oranlarda ve kombinasyonlarda kullanıldığı üstün mukavemet özelliklerine sahip genellikle düşük ve orta entropili birçok alaşım geliştirilmiştir (Ahn vd., 2017; Sanchez vd., 2018; Sanchez vd., 2019; Baek vd., 2016). Alaşım elementi olarak kullanılan demir, nikel, krom, mangan, zirkonyum, kalay, bakır ve çinko gibi alüminyumdan yüksek yoğunluğa sahip elementler söz konusu alaşımlarda yoğunluk artışına yol açmakta ve uygulama alanlarının genişlemesini kısıtlamaktadır. Lityum (Li), berilyum (Be), skandiyum (Sc) ve zirkonyum (Zr) gibi pahalı elementlerin

kullanılması yüksek entropili alaşımların üretim maliyetlerini artırarak ticari kullanımlarını kısıtlamaktadır.

Yüksek entropili alüminyum esaslı alaşımların mekanik özelliklerinin alaşımın kimyasal bileşimine, üretim yöntemine ve uygulanan ısıl işleme bağlı olarak değiştiği birçok çalışmayla ortaya koyulmuştur (Ahn vd., 2017; Sanchez vd., 2018; Sanchez vd., 2019; Baek vd., 2016; Ji vd., 2021). Üstün mekanik özellikler sergileyebilmesi için söz konusu alaşımların kimyasal bileşimlerinin katı çözelti elde edilecek şekilde belirlenmesi önem taşımaktadır. Bunun için de Hume-Rothery kuralları gereği alaşım elementlerinin benzer atomik boyutlarda, kristal yapıda, elektronegativitede ve valans değerlerinde olması gerekmektedir.

Bakır alüminyum esaslı alaşımlarda sıklıkla kullanılan bir alaşım elementi olup alüminyum içerisinde belli oranlarda katı çözünürlük göstermektedir. Söz konusu katı çözünürlük alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerinde artışa yol açmaktadır. Bakır katkısının ayrıca alüminyum esaslı alaşımların yüksek sıcaklık dayanımını artırdığı, boyutsal kararlılığını ve ısıl işlem kabiliyetini iyileştirdiği ortaya koyulmuştur. Nikel katkıları da bakıra benzer olarak alüminyum alaşımlarının yüksek uygulama sıcaklıklarındaki dayanımını ve termal kararlılığını artırmaktadır (Y. Yang vd., 2011; Li vd., 2010; Man vd., 2006). Ancak nikel katkısının mukavemetteki artışı bakırdaki gibi katı çözelti sertleşmesi mekanizmasına değil Al_3Ni intermetalik bileşiğin çökelmesine dayandırılarak açıklanmaktadır (Y. Yang vd., 2011). Bununla birlikte kristal yapılarının (YMK) ve valans elektronu sayılarının aynı olması, oldukça yakın elektronegatiflik değerine (sırasıyla 1,91 ve 1,90) ve kafes parametresine (Cu = 3,61 Å ve Ni = 3,55 Å) sahip olmaları bu elementlerin birlikte kullanımları durumunda Hume-Rothery kurallarına göre birbiri içerisinde çözünme potansiyelinin yüksek olduğunu göstermektedir.

Alüminyum alaşımlarına katılan magnezyumun özellikle T5 ve/veya T6 ısıl işlemleri uygulanması durumunda bu alaşımların mekanik özelliklerinde iyileşmeye yol açtığı ileri sürülmektedir (Sun vd., 2022; Qin vd., 2022; Yıldırım ve Özyürek, 2013). Stronsiyum ise alüminyum esaslı alaşımlarda neden olduğu tane incelmesi ve/veya modifikasyon mekanizmaları ile mukavemet artışına neden olabilmektedir (Çalış ve Hekimoğlu, 2022; Timpel vd., 2012; Liu vd., 2015). Çinko mukavemeti artırıcı, kaymayı kolaylaştırıcı ve sürtünme katsayısını düşürücü etkileri sayesinde

alüminyum esaslı alaşımlar için önemli bir alaşım elementi olmuştur (Hekimoğlu vd., 2020; Savaşkan vd., 2021). Alüminyum esaslı alaşımlarda en yaygın kullanılan alaşım elementlerinden biri de silisyum olup, alüminyum esaslı alaşımların yoğunluğunu düşürmesi, döküm esnasında sıvı metalin akıcılığını iyileştirmesi, sertlik ve aşınma direncini artırması, belli katkı oranlarına kadar akma ve çekme mukavemetini artırması silisyumun alüminyum esaslı alaşımlara sağladığı en önemli avantajlar olarak bilinmektedir (Akyüz, 2016; Savaşkan ve Aydıner, 2004).

Yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar incelendiğinde genellikle farklı alaşım elementlerinin farklı oranlarda kullanıldığı değişik kimyasal bileşimlere sahip yeni alaşımların geliştirilmeye çalışıldığı görülmektedir. Bu çalışmalar sonucunda yüksek entropili alaşımlar için ileriye sürülen kriterlerin bazılarını sağlayan yüksek sertlik ve mukavemete sahip birçok alaşım literatüre sunulmuştur. Ancak geliştirilen alaşımlar arasında hafif alaşım olma, Hume-Rothery kurallarına uygun olma ve Ω yaklaşımı koşullarının tümünü birden sağlayan bir yüksek entropili alaşıma literatürde rastlanılmamıştır. Ayrıca bu konuda yapılan çalışmalarda genellikle geliştirilen yüksek entropili alaşımların bazı malzeme özellikleri incelenmiş olup, yapısal, mekanik, sürtünme, aşınma ve korozyon özelliklerinin tümünün birden incelenerek ortaya konulduğu bir çalışmaya da rastlanılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada, alaşım elementi olarak kullanılmaları durumunda alaşımın genel özelliklerine olumlu etkileri yukarıda açıklanan ve uygun oranlarda seçilmeleri durumunda yukarıda yüksek entropili hafif alaşımlar için belirtilen tüm koşulları sağlayan alüminyum (Al), magnezyum (Mg), çinko (Zn), nikel (Ni), silisyum (Si), mangan (Mn), bakır (Cu) ve stronsiyum (Sr) katkı elementlerini kullanarak alüminyum esaslı yeni alaşım serilerinin [$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8(Sr_X)$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5(Sr_X)$] üretilmesi ve bu alaşımların yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerinin detaylı bir şekilde incelenerek ortaya konulması amaçlanmıştır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi Ve Kimyasal Analiz

Bu çalışma kapsamında sekiz adet Al-Zn-Cu-Ni-Si-Mg esaslı yüksek entropili yeni hafif alaşım, bu alaşımları kıyaslamak için literatüre daha önce sunulan en yakın bileşime sahip $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımı (Sanchez vd., 2019) ve üç adet ticari hafif alaşım (44100, Ç1, Ç2) indüksiyon ocağında ergitme ve kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Üretilen alaşımların nominal kimyasal bileşimleri atomik ve kütlesel olarak Tablo 3'te verilmiştir. Alaşımların kimyasal bileşimleri yüksek entropili alaşımlar için literatürde gerekliliği belirtilen ΔS, H^{SS}, δ_r, VEC, δ_x ve Ω kriterleri ile hafif alaşım olma koşulunu birlikte sağlayacak şekilde belirlenmiştir. Bir alaşımın yüksek entropili olabilmesi için bu kriterlerin alması gereken değerler ile incelenen alaşımların ΔS, H^{SS}, δ_r, VEC, δ_x, Ω ve yoğunluk değerleri Tablo 4'te gösterilmektedir.

Tablo 3. İncelenen alaşımların nominal kimyasal bileşimleri

Alaşım	Oran türü	Element oranı (%)							
		Al	Zn	Cu	Ni	Si	Mg	Mn	Sr
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	Atomik	49,00	13,00	11,00	10,00	9,00	8,00	-	-
	Kütlesel	33,85	21,76	17,90	15,03	6,47	4,98	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8S_{0,02}$	Atomik	48,96	13,01	11,00	10,00	9,00	8,00	-	0,022
($Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$+%0,05Sr)	Kütlesel	33,80	21,76	17,90	15,03	6,47	4,98	-	0,05
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	Atomik	48,93	13,01	11,00	10,00	9,01	8,01	-	0,035
	Kütlesel	33,77	21,76	17,90	15,03	6,47	4,98	-	0,08
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	Atomik	48.91	13,02	11,01	10,00	9,01	8,01	-	0,044
	Kütlesel	33,75	21,76	17,90	15,03	6,47	4,98	-	0,10
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	Atomik	48,90	13,02	11,01	10,01	9,02	8,01	-	0,053
	Kütlesel	33,73	21,76	17,90	15,03	6,47	4,98	-	0,12
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	Atomik	49,00	13,00	11,00	5,00	9,00	8,00	5,00	-
	Kütlesel	34,02	21,87	17,99	7,55	6,5	5,00	7,07	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	Atomik	48,91	13,01	11,01	5,00	9,01	8,01	5,00	0,044
	Kütlesel	33,92	21,87	17,99	7,55	6,5	5,00	7,07	0,10
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$	Atomik	65	5	5	5	15	5	-	-
	Kütlesel	54,22	10,11	9,82	9,05	13,02	3,75	-	-
44100	Atomik	88,33	0,004	-	-	11,66	-	-	-
	Kütlesel	87,89	0,01	-	-	12,10	-	-	-
Ç1	Atomik	98,09	-	-	-	1,91	-	-	-
	Kütlesel	98.00	-	-	-	2.00	-	-	-
Ç2	Atomik	95,78	-	4,22	-	-	-	-	-
	Kütlesel	90,59	-	9,41	-	-	-	-	-

İncelenen alaşımların üretiminde piyasadan temin edilen %99,80 saflıkta alüminyum, %99,95 saflıkta çinko, %99,90 saflıkta bakır, %99,99 saflıkta nikel, %99,50 saflıkta metalik silisyum, %99,90 saflıkta magnezyum, Al-25Mn ve Al-15Sr master alaşım külçeleri kullanıldı. Belirtilen alaşım külçelerinden elektrikli bir şerit testere yardımıyla alınan parçalar 0,1 gram hassasiyetindeki bir dijital terazi ile tartılarak uygun kimyasal bileşimi verecek şekilde alaşım bileşenleri hazırlandı. Hazırlanan alaşım bileşenleri Şekil 13'te fotoğrafı verilen endüstriyel tipteki indüksiyonlu ergitme ocağı içerisindeki SiC potada ergitildi ve uygun döküm sıcaklıklarından (650-880°C) oda sıcaklığında tutulan SAE 8620 çeliğinden üretilmiş bir kalıba dökülerek katılaştırıldı. Alaşımların dökümünde kullanılan çelik kalıbın teknik resmi Şekil 14'te verilmektedir.

Tablo 4. İncelenen alaşımların ΔS, H^{SS}, δ_r, VEC, δ_x, Ω ve yoğunluk değerleri

Alaşım	**Kriterler**						
	ΔS ($12,472 \leq \Delta S$)	**H^{SS} ($-22 \leq H^{SS} \leq 7$)**	**δ_r ($\delta_r < 8,5$)**	**VEC (VEC≤6,87)**	**δ_x ($\delta_x \leq 0,175$)**	**Ω ($\Omega \geq 1,1$)**	**Yoğunluk (g/cm^3)**
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	12,527	-12,356	8,30	5,43	0,168	1,11	4,01
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	13,103	-11,930	8,20	5,28	0,165	1,19	3,97
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$	9,676	-13,770	8,35	4,15	0,150	0,76	3,19
44100	2,998	-7,828	8,17	3,12	0,101	0,39	2,65
Ç1	0,786	-1,423	10,00	3,02	0,008	0,52	2,69
Ç2	0,175	-0,162	5,54	3,21	0,084	8,55	2,89

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının üretimi için önce Al ve Ni külçeleri SiC potaya yerleştirildi ve indüksiyon ocağı 2 kW güçte çalıştırıldı. Ocağın gücü her 5 dakikada bir 5 kW artırılarak kademeli olarak 17 kW değerine yükseltildi. Pota içindeki alüminyum ergidikten sonra sıvı metal yüksek sıcaklığa dayanıklı bir çubuk ile iki saniyeden fazla olmamak üzere karıştırıldı. Nikelin alüminyum içerisinde tamamen ergidiği gözlendikten sonra sıvı durumdaki Al-Ni karışımına bakır ilavesi yapıldı. Bakır ilavesi pota içerisine yaklaşık olarak 80 gramlık külçeler halinde bir önceki bakır külçesi ergidikten sonra diğer külçenin ilave edilmesi şeklinde aşamalı olarak gerçekleştirildi. Pota içerisine yerleştirilen son bakır külçesi ergidikten sonra alaşımın bileşimindeki silisyumun tamamı pota içindeki ergimiş karışıma ilave edildi. Silisyumun ergimesi için yaklaşık olarak 40 dakika beklendi. Bu bekleme süresi

boyunca her 10 dakikada bir ergimiş metal karıştırıldı ve silisyumun tamamen ergidiği gözlendikten sonra ocağın gücü 13 kW değerine düşürüldü. Pota içindeki sıvı karışımın sıcaklığı ~900 °C'ye düşünce çinko ilavesi yapıldı. Dökümler sırasında pota içindeki ergimiş durumdaki metal karışımların sıcaklığını ölçmek için S-tipi daldırmalı bir Platin-%10 Rodyum/ Platin termo eleman çifti kullanıldı. Çinko ilavesi alüminyum folyoya sarılı iki eşit parça halinde, ilk katılan çinko ergidikten sonra ikinci parçanın katılması suretiyle gerçekleştirildi. Çinko külçeleri tamamen ergidikten sonra indüksiyon ocağının gücü 12 kW değerine düşürülerek pota içindeki sıvı karışımın sıcaklığının ~885 °C'ye inmesi sağlandı ve magnezyum ilavesi yapıldı. Magnezyum ilavesi de çinko ilavesinde olduğu gibi alüminyum folyoya sarılı halde iki aşamalı olarak gerçekleştirildi. Elde edilen nihai sıvı alaşım karışımının homojen hale gelmesi için 5 dakikada bir karıştırılmak suretiyle 30 dakika beklendi. Bekleme süresi tamamlandıktan sonra sıvı durumdaki alaşım karışımı 860-870°C'lik döküm sıcaklığında yukarıda özellikleri belirtilen çelik kalıba dökülerek katılaştırıldı. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_x$ alaşımları için gerekli stronsiyum katkısı çinko ilavelerinden sonra yapıldı.

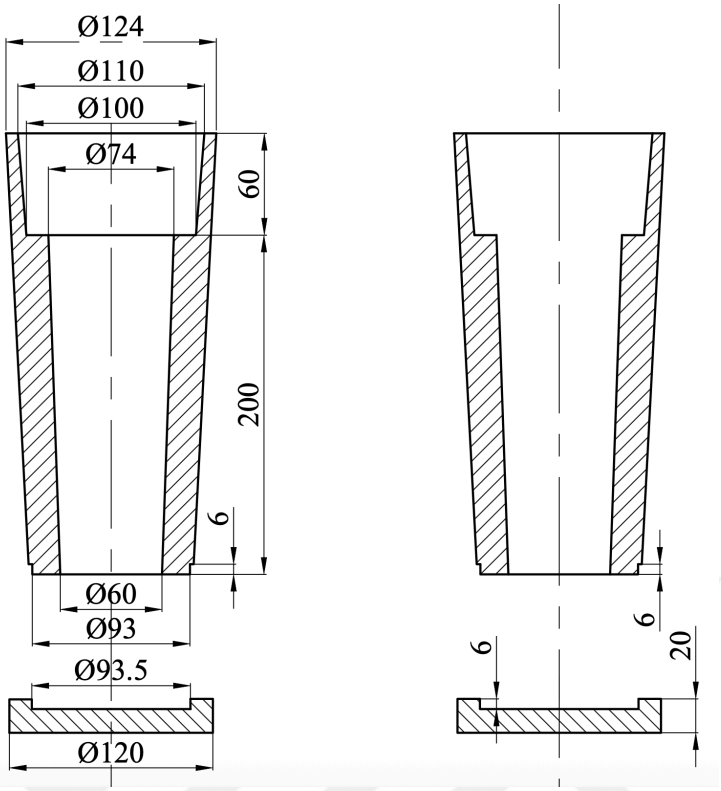
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının üretilmesinde de $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına benzer olarak önce alüminyum ve nikelin tamamı indüksiyon ocağındaki potaya birlikte konuldu ve indüksiyon ocağı 2 kW güçte çalıştırıldı. Ocağın gücü her 5 dakikada bir 5 kW artırılarak 17 kW değerine yükseltildi ve alüminyum ile nikelin tamamı ergidikten sonra alaşımın bileşiminde olması gereken manganın tamamı ergimiş metale ilave edildi. Sıvı karışım içindeki mangan tamamen ergidikten sonra bakır katkısı 80 gramlık külçeler halinde bir önceki külçe ergidikten sonra diğer külçenin ilave edilmesi şeklinde yapıldı. Bakırın tamamı ergidikten sonra silisyumun tamamı pota içindeki ergimiş karışıma ilave edildi. Silisyumun tamamen ergimesi beklendi ve daha sonra indüksiyon ocağının gücü 13 kW değerine düşürüldü. Pota içindeki karışımın sıcaklığı ~900 °C' ye düştüğünde çinko ilavesi yapıldı. Çinko ilavesi $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında olduğu gibi alüminyum folyoya sarılı iki külçe halinde, ilk külçe sıvı metal içerisinde ergidikten sonra ikincisinin ilave edilmesi şeklinde gerçekleştirildi. Sıvı alaşım karışımı içerindeki çinko tamamen ergidikten sonra ~10 dakika beklendi ve indüksiyon ocağının gücü 12 kW değerine düşürüldü. Bu aşamadan sonra sıvı metal karışımına son olarak magnezyum ilavesi

yapıldı. Söz konusu ilave sıvı metalin sıcaklığı ~880 °C sıcaklığa düştüğünde iki parça halinde gerçekleştirildi ve ilk parça ergidikten sonra ikincisi parçanın ilave edilmesi şeklinde yapıldı. Ergimiş durumdaki alaşım karışımı homojen bir karışım elde etmek amacıyla her 5 dakikada bir karıştırılmak suretiyle 30 dakika bekletildi ve ~860°C'lik döküm sıcaklığında oda sıcaklığında tutulan çelik kalıba (Şekil 14) dökülerek katılaştırıldı. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_x$ alaşımları için gerekli stronsiyum katkısı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_x$ alaşımlarında olduğu gibi çinko ilavelerinden sonra yapıldı.

Üretilen alaşımların kimyasal bileşimlerinin belirlenmesi için alaşım külçelerinden alınan numuneler Milestone Ethos D Kapalı Sistem Mikrodalga Çözünürleştirme Ünitesinde (Closed Vessel Microwave Digestion Unit) çözelti haline getirildi ve bileşimi oluşturan elementlerin oranı Perkin Elmer AA 400 Atomik Absorpsiyon Spektrometri yöntemiyle tayin edildi.



Şekil 13. Alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının ve kokil kalıbın fotoğrafı



Şekil 14. Alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi

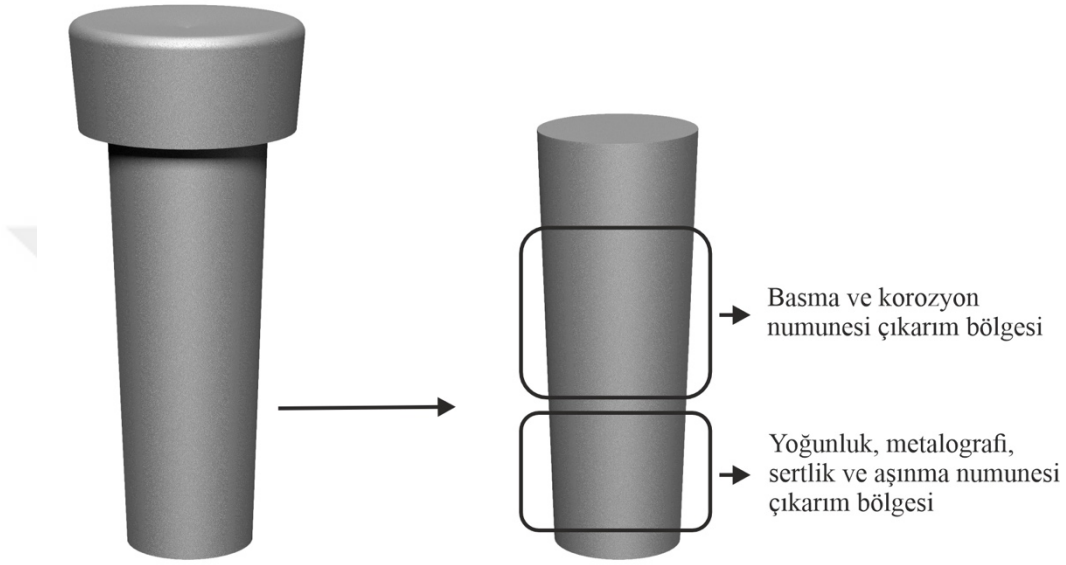
2.2. Alaşımların Fiziksel, Yapısal Ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımların fiziksel, yapısal ve mekanik özellikleri sırasıyla yoğunluk ölçümleri, metalografik incelemeler, sertlik ölçümleri ve basma deneyleri ile belirlendi. Bu deneylerde kullanılan numuneler üretilen alaşım külçelerinin alt kısımlarından tel erozyon tezgâhı (EDM) kullanılarak hazırlandı. Söz konusu inceleme ve deneylerde kullanılan numunelerin üretilen külçelerin hangi bölgesinden alındığı Şekil 15'te, teknik resimleri Şekil 16'da verilmektedir.

Alaşımların yoğunluğu Arşimet prensibine göre belirlendi. Bu bağlamda önce hassasiyeti 0,01 mg olan bir terazide numunelerin kütlesi ve ardından su dolu dereceli bir silindire kapta daldırılarak yer değiştiren suyun miktarından faydalanılarak numunenin hacmi ölçüldü. Ölçülen kütle değerleri hacim değerlerine bölünerek numunelerin yoğunlukları hesaplandı.

Yapısal incelemeler için numunelerin yüzeyleri önce sırasıyla 300, 600, 800, 1200 ve 2000 numaralı zımparalar ile sulu ortamda zımparalandı. Bu aşamadan sonra söz konusu numuneler sırasıyla 9 ve 3 μm tane boyutundaki elmas süspansiyonlar ve son olarak 0,05 μm SiO_2 süspansiyonu kullanılarak parlatma işlemine tabi tutuldu.

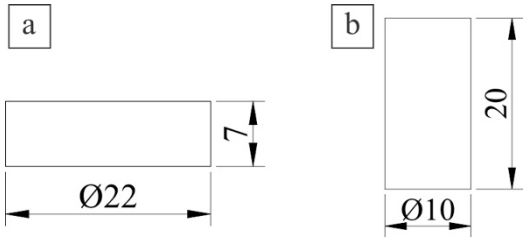
Parlatılan numuneler herhangi bir kimyasal dağlama işlemine tabi tutulmadan, doğrudan optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelendi ve içyapılarının SEM fotoğrafları çekildi. Alaşımların içyapısını oluşturan fazların belirlenmesi veya tanımlanması için enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) analizleri ve X ışını difraksiyonu (X-rd) çalışmaları gerçekleştirildi.



Şekil 15. Alaşım külçelerinden numune hazırlama bölgelerini gösteren izometrik görüntü

EDS analizleri, Oxford Instruments Inca X-act dedektörlü ve JEOL JSM-6610 model taramalı elektron mikroskobuna (SEM) entegre edilmiş sistemde, 20 kV ivme gerilimi altında gerçekleştirilmiştir. X ışını difraksiyonu (X-rd) analizleri ise Rigaku SmartLab marka cihaz kullanılarak, 40 kV ve 30 mA çalışma koşullarında gerçekleştirilmiştir. Ölçümler Cu Kα (λ = 1,5406 Å) ışın kaynağı ile, 2θ aralığı 10°–90°, adım genişliği 0,01° olacak şekilde yapılmıştır.

Üretilen alaşımların sertlik değerleri Vickers yöntemiyle, 136º tepe açısına sahip bir elmas piramit uç kullanılarak 20 kg×f yük altında ölçüldü. Bu ölçümlerde en az 3 adet numune kullanıldı ve her bir alaşım için en az on beş adet sertlik ölçümü yapıldı. Her bir alaşıma ait numuneler üzerinde ölçülen değerlerin aritmetik ortalaması o alaşımın sertlik değeri olarak belirlendi. Üretilen alaşımları oluşturan fazların mikrosertlik ölçüm deneyleri 245,3 mN yük ve 10 sn'lik test süresi koşullarında gerçekleştirildi.



Şekil 16. a) yoğunluk, metalografi ve sertlik, b) basma deney numunesi teknik resmi

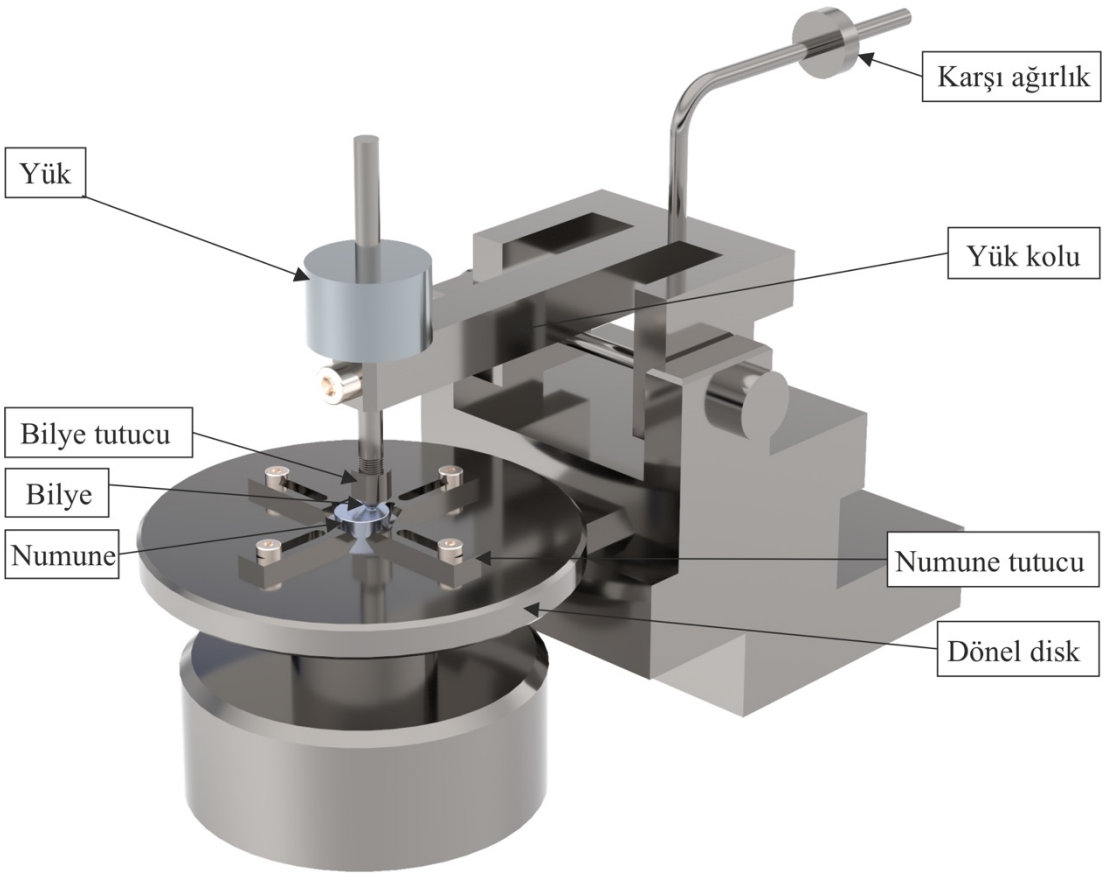
Basma deneylerinde teknik resmi Şekil 16'da verilen Ø10 x 20 mm ölçü boyutlarındaki numuneler kullanıldı. Bu deneyler her bir alaşım için en az 6 adet numune kullanılarak 10^{-3} s^{-1}'lik deformasyon hızında gerçekleştirildi. Bu deneylerden elde edilen değerlerin aritmetik ortalaması alınarak alaşımların basma dayanımı ve birim kısalma değerleri belirlendi.

2.3. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımların tribolojik özellikleri izometrik görünümü Şekil 17'de verilen ASTM: G99 standartlarına uygun bir bilye-disk tipi deney düzeneği ile belirlenmiştir. Bu deney düzeneği, farklı tribolojik koşulların simüle edilebilmesine olanak sağlayacak şekilde, 50 ile 500 d/dk arasında ayarlanabilir dönüş hızlarına sahip bir elektrik motoru ile tahrik edilmektedir. Yükleme kolu farklı yük seviyelerinin uygulanabilmesi için özel olarak tasarlanmış olup, ucuna asılan farklı ağırlıklar yardımıyla numuneye istenilen yük değerleri uygulanabilmektedir. Yükleme kolunun ucunda dikey olarak sabitlenmiş bir bilye tutucusu bulunmaktadır. Bilye tutucusu aşındırıcı bilyenin deney numunesi üzerinde sabit bir temas oluşturmasını sağlayacak şekilde tasarlanmıştır. Deneylerde kullanılan aşındırıcı bilye kimyasal bileşimi Tablo 5'te verilen 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş olup, çapı 6 mm ve sertlik değeri 58-62 RSD'dir. Deney süresince sürtünme kuvvetini belirlemek için 30 N kapasitesi bulunan bir kuvvet sensörü kullanılmıştır. Bu sensör, sürtünme sonucu oluşan kuvveti gerçek zamanlı olarak algılamakta ve ölçülen verileri anlık olarak bilgisayara iletmektedir. Bilgisayara anlık olarak aktarılan bu veriler bir yazılım tarafından doğrudan sürtünme kuvveti değerlerine dönüştürülerek elde edilen değerler uygulanan normal yük değerine bölünüp sürtünme katsayısı değerlerinin değişimi deney boyunca kaydedilmektedir.

Tablo 5. Aşındırıcı bilyenin kimyasal bileşimi

Malzeme	Kütlece element oranı yüzdesi (en az-en çok)										
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Fe
100Cr6	0,95-1,10	0,25-0,45	0,00-0,03	0,00-0,02	0,15-0,35	0,00-0,20	1,35-1,60	0,00-0,08	0,00-0,20	0,00-0,05	Kalan



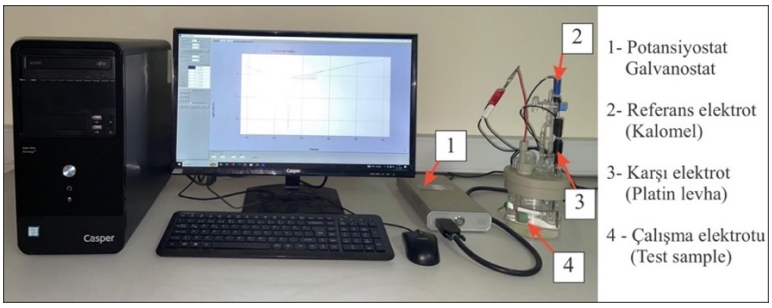
Şekil 17. Sürtünme-aşınma deney düzeneğinin izometrik resmi

Sürtünme ve aşınma deneylerinde tel erozyon tezgahında hazırlanan Ø22×7 mm boyutlarında numuneler kullanıldı. Söz konusu numunelerin yüzeyleri deneylere başlamadan önce 1200 numaralı ince zımpara ile parlatıldı. Tüm deneyler kuru (yağsız) sürtünme, 5 N'luk sabit yük, 0,15 m/s kayma hızı ve 1000 metrelik kayma mesafesi koşullarında gerçekleştirilmiştir. Bu parametreler literatürde aynı deney düzeneği kullanılarak alüminyum esaslı alaşımların sürtünme ve aşınma performanslarının incelendiği araştırmalar (Alemdağ ve Beder, 2014; Hekimoğlu ve Çaliş, 2021; Hekimoğlu vd., 2024) dikkate alınarak belirlenmiştir. Numuneler deneylerden önce ve sonra bir ultrasonik temizleyici içerisinde yer alan aseton + etil alkol (C_2H_5OH) banyosunda temizlendi. Temizleme işlemi sonrasında numuneler

kurutularak 0,01 mg hassasiyetindeki bir terazi ile kütleleri ölçüldü. Deney öncesi ve sonrası ölçülen kütlelerin farkı, numunelerin ölçülen yoğunluk değerlerine bölünerek hacim kaybına dönüştürüldü. Numunelerin aşınan yüzeylerinde meydana gelen morfolojik değişiklikler ve oluşan aşınma parçacıkları SEM incelemeleri ve EDS analizleri ile detaylı bir şekilde araştırıldı.

2.4. Alaşımların Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi

Üretilen alaşımlarının korozyon deneyleri Şekil 18'de fotoğrafı verilen elektrokimyasal bir deney düzeneğinde gerçekleştirildi. Bu deney düzeneği İvium Vertex marka bir potansiyostat/galvonastat, korozyon deney hücresi ve korozyon deney yazılımının kontrol edildiği bir bilgisayardan oluşmaktadır. Korozyon deneylerinde korozyona tabi tutulacak numuneler yüzeyinin alanı 1cm^2 olacak şekilde (Ø11,28x7mm) EDM tezgahında üretildi. Korozyon deney numuneleri deneylerden önce 2000 numaralı zımpara ile parlatıldıktan sonra sadece 1 cm^2'lik alana sahip korozyona uğratılacak yüzeyleri açık kalacak şekilde silikondan imal edilen yalıtkan bir kalıba yerleştirildi. Bu şekilde hazırlanan numuneler %3,5 oranında NaCl içeren saf su+NaCl çözeltisi içinde korozyon deneyine tabi tutuldu. Deneylerde numune (anot) ile referans elektrot (katot) arasındaki potansiyel farkı 0,085V olarak gerçekleşti. Potansiyodinamik polarizasyon çevrimi için başlangıç gerilimi ($E_{baş}$) 0,15 V, bitiş gerilimi (E_{son}) +0,15 V, gerilim adımı ($E_{adım}$) 1 mV ve tarama hızı 5 mV/s olarak alındı. Iviumsoft yazılımının deney boyunca düzenekten aldığı verileri kullanarak oluşturduğu Tafel polarizasyon eğrilerinden faydalanılarak korozyon hızları belirlendi. Numunelerin korozyona tabi tutulan yüzeylerinde hem deney öncesi hem de deney sonrasında SEM incelemeleri ile EDS analizleri gerçekleştirildi ve elde edilen görüntüler karşılaştırıldı.



Şekil 18. Korozyon deney düzeneğinin fotoğrafı

3. BULGULAR

3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

İncelenen alaşımların bileşimlerinin belirlenmesine yönelik yapılan kimyasal analiz sonuçları Tablo 6'da verilmiştir.

Tablo 6. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri

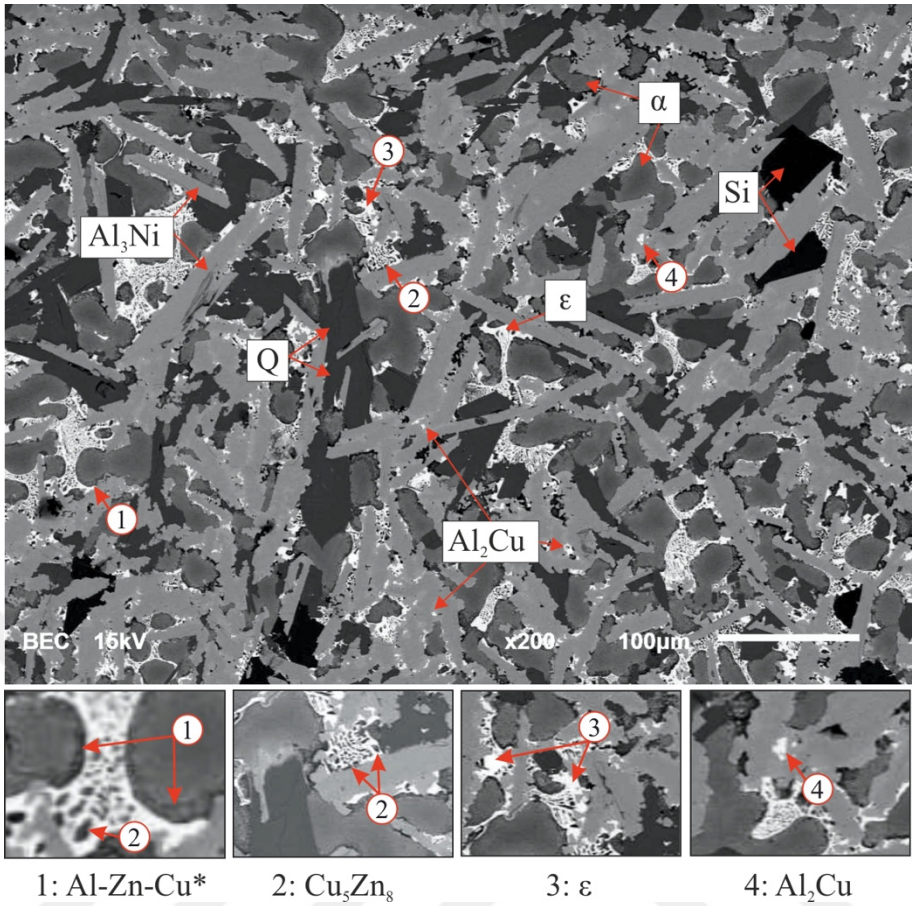
Alaşım	Element oranı (Atomik %)							
	Al	Cu	Mg	Si	Zn	Ni	Mn	Sr
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	Kalan	10,69	7,32	8,34	13,74	9,45	-	--
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$	Kalan	10,76	6,96	10,35	13,94	7,63	-	0,02
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	Kalan	10,65	7,54	10,60	13,67	8,30	-	0,03
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	Kalan	11,18	7,75	12,16	15,55	8,59	-	0,04
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	Kalan	10,64	7,95	10,18	14,19	7,57	-	0,05
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	Kalan	10,95	7,10	8,81	14,31	4,89	4,79	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	Kalan	11,11	6,97	10,94	15,14	4,30	4,52	0,04
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$	Kalan	4,91	4,55	12,50	10,90	5,04	-	-
EN AC 44100	Kalan	-	-	12,43	-	-	-	-
Ç1	Kalan	-	-	1,91	-	-	-	-
Ç2	Kalan	4,22	-	-	-	-	-	-

3.2. Alaşımların İçyapısı

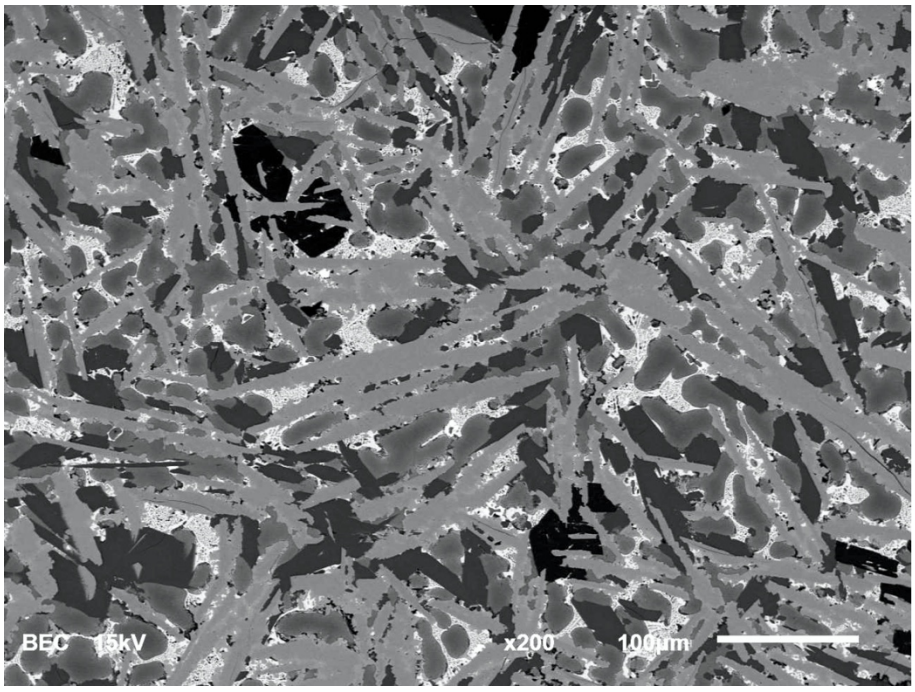
Bu çalışma kapsamında geliştirilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{(0,02-0,05)}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının içyapısını gösteren SEM görüntüleri Şekil 19-25'te verilmiştir. Bu alaşımların içyapısında gözlenen fazların kimyasal bileşimlerini gösteren EDS analiz sonuçları Tablo 7-13'te, söz konusu fazları teyit eden X ışını difraksiyon çalışmalarından elde edilen desenler Şekil 30-36'da verilmiştir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının alüminyumca zengin α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni), Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) ve birincil silisyum (Si) fazlarından oluştuğu belirlenmiştir, (Şekil 19). Alüminyumca zengin α fazının dentritik formda olduğu ve ana matrisi oluşturduğu gözlenmiştir, Şekil 19. Çinko ve bakır açısından zengin olan ε ($CuZn_4$) fazı belirgin bir forma sahip olmayıp

genellikle Al_3Ni ile α fazlarının arasındaki bölgelerde yer aldığı görülmüştür, Şekil 19. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının iç yapısında bakır ve çinkoca zengin γ (Cu_5Zn_8) fazının da oluştuğu gözlenmiştir. Bu fazın ε fazından farklı olarak ince ve kısmen küresel yapıda olduğu, ε ($CuZn_4$) fazı içerisinde bu fazdan daha yüksek oranda alüminyum içeren çökeltiler şeklinde dağılım sergilediği belirlenmiştir, Şekil 19. Al_3Ni fazı iri ve çubuk şeklinde olup hem dendritler arası bölgelerde hem de α matrisi ile diğer intermetalik fazların arasındaki sınırlarda homojen şekilde dağılım göstermiştir, Şekil 19. Al-Cu fazının ince bir morfolojiye sahip olduğu ve genellikle Al_3Ni fazının üzerinde veya ara/iç bölgelerinde oluştuğu görülmektedir, Şekil 19. Q fazına ait parçacıkların ise iri ve köşeli yapıda değişik geometrilerde olduğu, α ve Al_3Ni fazları arasında yer alan bölgelerde yer aldığı görülmektedir, Şekil 19. Primer silisyum parçaları iri ve keskin köşeli morfolojiye sahip olup, içyapıda homojen olmayan bir dağılım sergilemektedir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ baz alaşımına Sr ilave yapılarak elde edilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{(0,02-0,05)}$ alaşımlarının içyapısında ise baz alaşımdakilerden farklı bir faz gözlenmemiştir, Şekil 20-23. Ancak kütlece %0,1 (atomik %0,04) Sr ilavesinin α fazına ait dendritlerin küçülmesine ve morfolojilerinin daha yuvarlak bir şekil almasına yol açtığı belirlenmiştir, Şekil 22. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımlarının iç yapısındaki α fazına ait dendritlerin morfoloji değişimi boyutları Şekil 37-38'deki vektörel çizimlerde açıkça görülmektedir. Söz konusu dendritlerin boyutları ise Tablo14'te verilmiştir. Bu tablodan görüldüğü üzere α fazının ortalama tane boyutu yaklaşık 30 μm'den 21 μm'ye düşmüştür. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına yapılan Sr katkılarının Q fazının boyutlarını da küçülttüğü ve içyapıda daha homojen dağılmasını sağladığı, Al_3Ni intermetalik bileşiğinin daha ince ve homojen dağılım göstermesine ve ε fazının içyapıdaki oranının artmasına neden olduğu belirlenmiştir, Şekil 20-22. Ancak kütlece % 0,10Sr oranından sonra ise Q fazının tekrar büyüyerek ince uzun bir form aldığı ve farklı geometrilerde olduğu gözlenmiştir, Şekil 23. Söz konusu orandan sonra bir başka deyişle kütlece %0,1 Sr oranı aşıldığında Al_3Ni intermetalik fazının irileştiği, ε fazının ise içyapıdaki oranının azaldığı görülmüştür, Şekil 23. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının alüminyumca zengin α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni) ve Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), Al_4MnSi, $Al_7Mn_2Si_5$ ve birincil silisyum (Si) fazlarından oluştuğu görülmektedir, Şekil 24. Alüminyumca

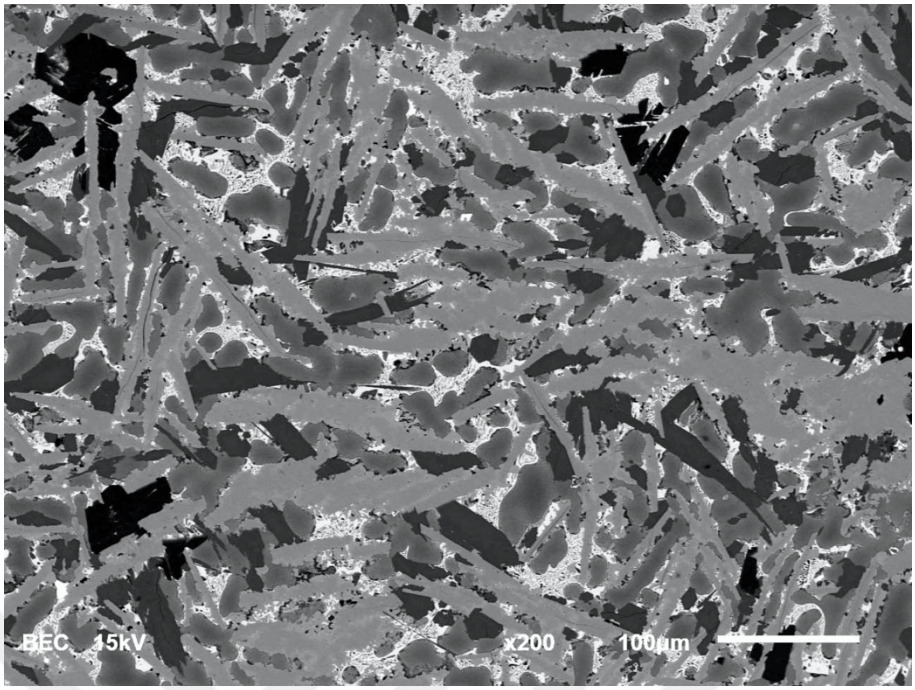
zengin α fazının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$ alaşımındakilere göre küçüldüğü değişik geometrilerde ve genellikle ε ($CuZn_4$) ile Al_3Ni fazları arasındaki bölgelerde yer aldığı görülmektedir. Çinko ve bakır açısından zengin ε ($CuZn_4$) fazının genellikle düzensiz biçimde içyapıda yer aldığı, Al_3Ni ile Al_4MnSi fazlarının arasındaki kalan boşlukları dolduran bir görünüm sergilediği gözlenmiştir, Şekil 24. Bakır ve çinkoca zengin diğer faz olan γ (Cu_5Zn_8) ise farklı boyutlarda ve kısmen küresel yapıda Al_3Ni fazının sınırlarında ve/veya ε ($CuZn_4$) fazı içerisinde çökelti şeklinde dağılım sergilediği belirlenmiştir, Şekil 24. Al_3Ni fazının iri ve çubuk şeklinde Al_4MnSi, ε fazı ile Q fazı arasındaki sınırlarda oluştuğu gözlenmiştir, Şekil 24. Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) fazının ise iri, düzensiz ve genel olarak Al_3Ni fazına ait parçacıklara komşu olacak şekilde iç yapıda rast gele yönlenme sergilediği belirlenmiştir, Şekil 24. Birincil silisyum parçacıklarının nispeten küresel formda, küçük ve homojen olmayan bir dağılım sergilediği gözlenmiştir, Şekil 24. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısında gözlenen Al_4MnSi ve $Al_7Mn_2Si_5$ fazlarının belirgin bir şekle sahip olmadığı, genellikle birbirleri ile bitişik olduğu ve içyapıda homojen bir dağılım sergilemediği belirlenmiştir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına %0,1 Sr ilavesi yapılarak üretilen yeni $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,4}$ alaşımının içyapısında farklı bir fazın oluşmadığı ancak Al_3Ni ve Q fazının inceldiği, ayrıca Al_3Ni ve ε fazının daha homojen dağılım gösterdiği tespit edilmiştir, Şekil 25. X ışını difraksiyonu çalışmalarında α fazının 34, 38, 44, 64, 77, 81, ε ($CuZn_4$) fazının 36, 43, 61, 65, γ fazının 44, 31, 34, 42, 51, 63, Al_3Ni fazının 18, 25, 28, 45, θ fazının 11, 15, 28, 38, 47, 64, Q fazının 15, 17, 18, 21, 23, 36, 43, 65, Al_4MnSi fazının 14, 47, 75 ve $Al_7Mn_2Si_5$ fazının 38, 44, 65, 78 derecelik 2θ açılarında pik yaptığını göstermektedir, Şekil 30-36. Söz konusu difraksiyon desenlerinde stronsiyum ilavesi sonucunda alaşımların içyapılarında belirgin bir yeni pikin oluşmadığı, bir başka deyişle stronsiyum ilavesinin yeni bir fazın oluşmasına yol açmadığı da gözlenmektedir, Şekil 31-34. Mangan içeren $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımların X-rd desenlerinde ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımındaki piklere ilave olarak Al_4MnSi ve $Al_7Mn_2Si_5$ fazlarına ait piklerin oluştuğu gözlenmiştir, Şekil 35-36.



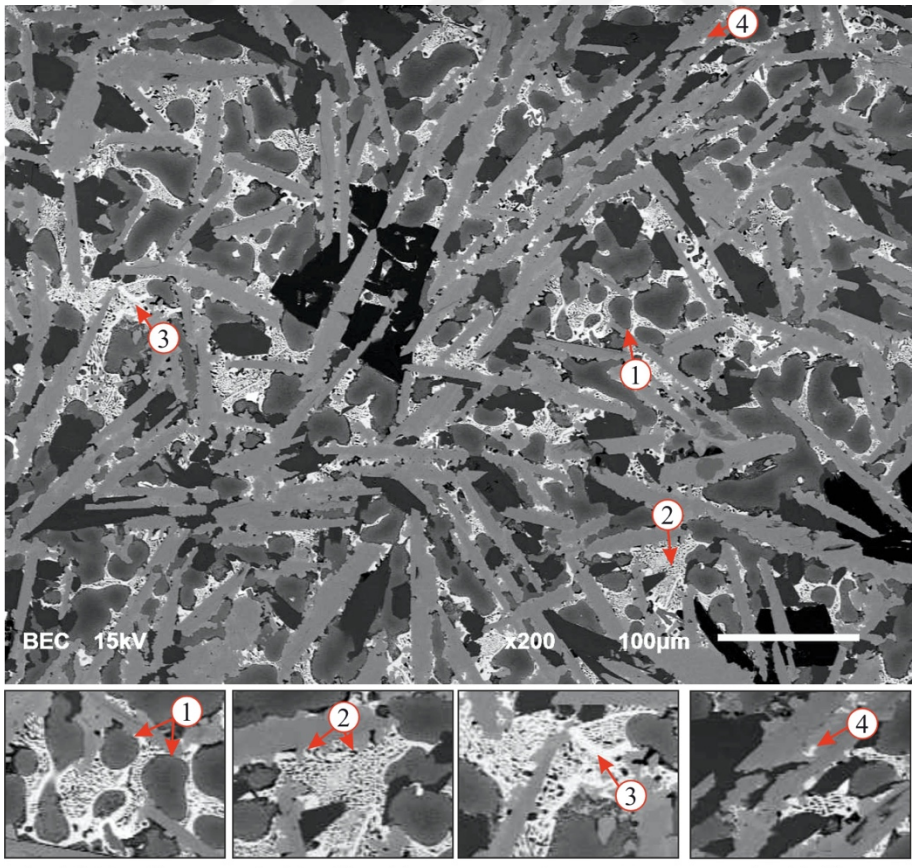
Şekil 19. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü



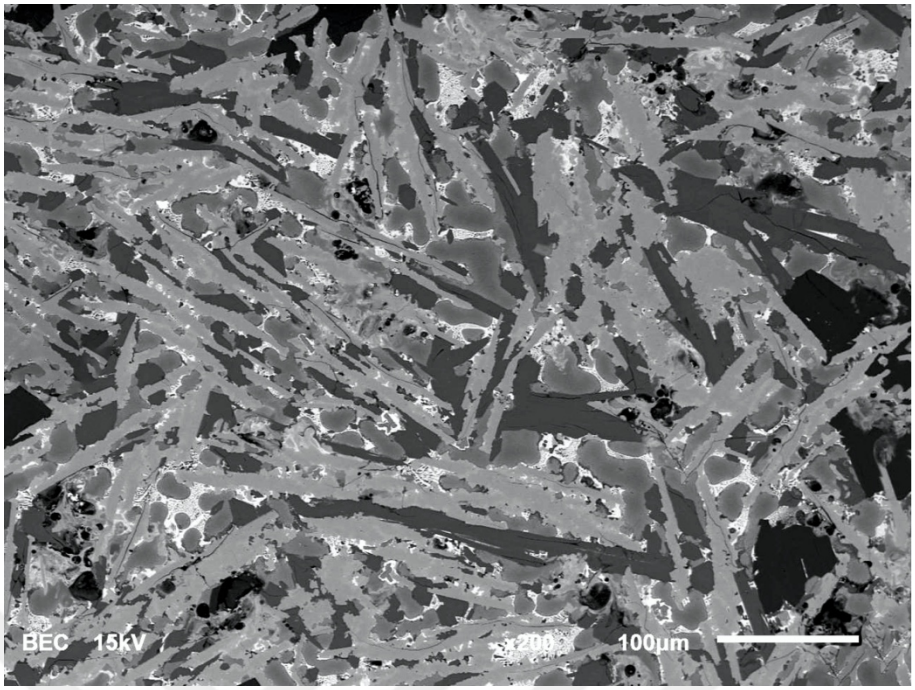
Şekil 20. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü.



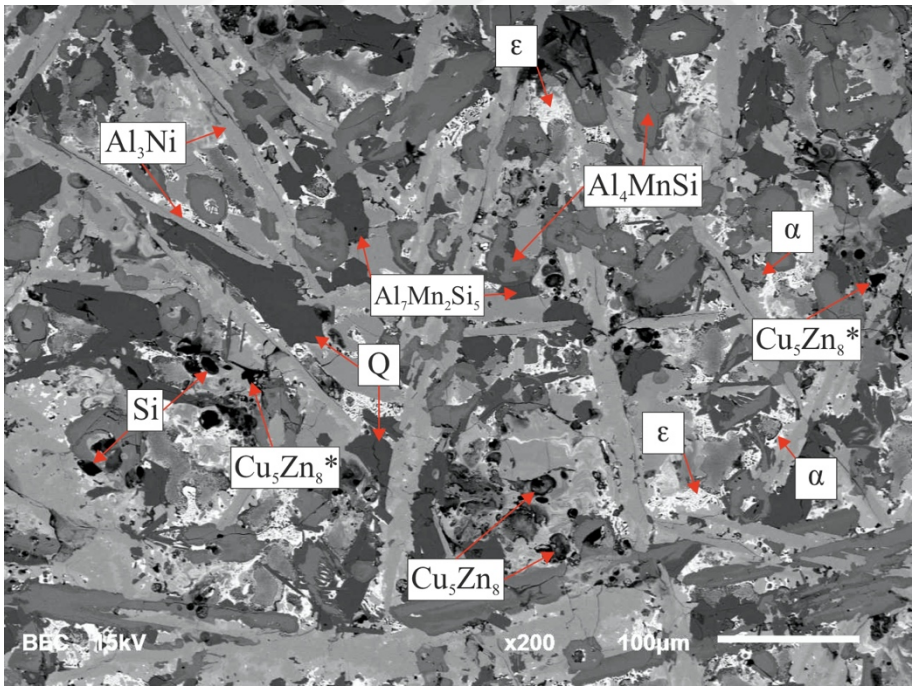
Şekil 21. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü



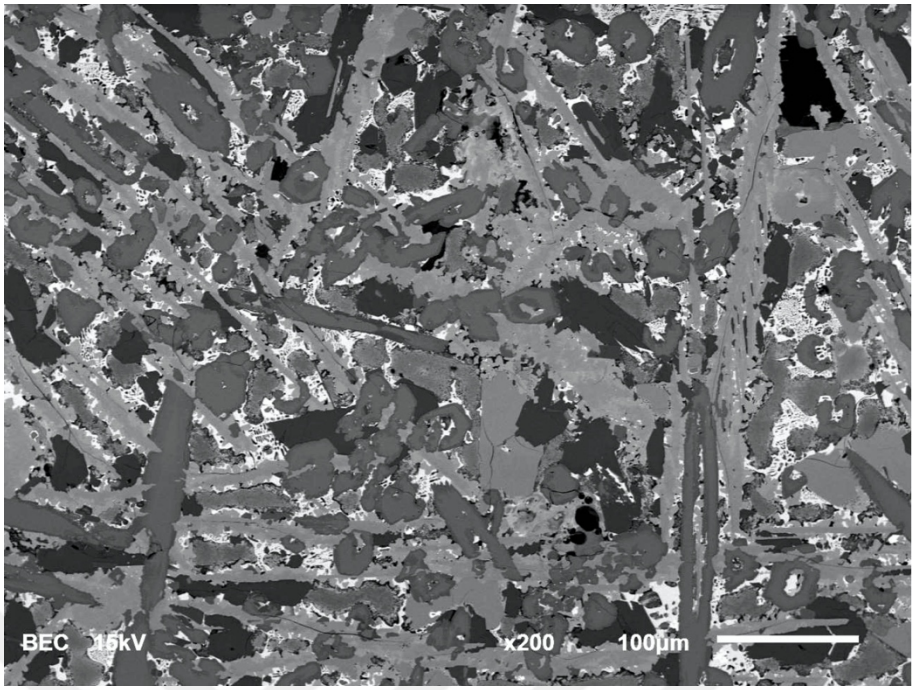
Şekil 22. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü.



Şekil 23. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü.

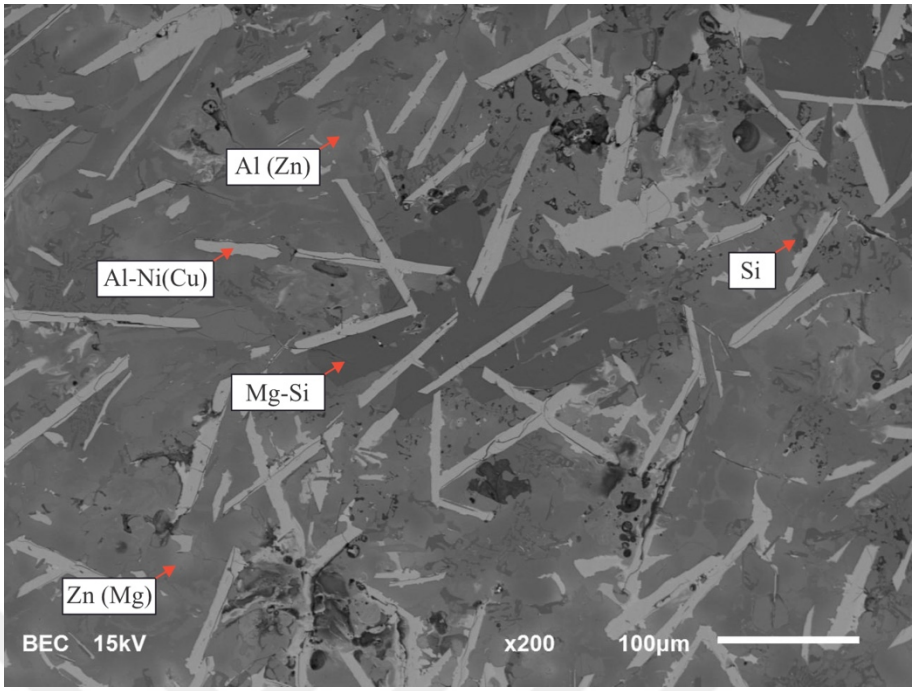


Şekil 24. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü.

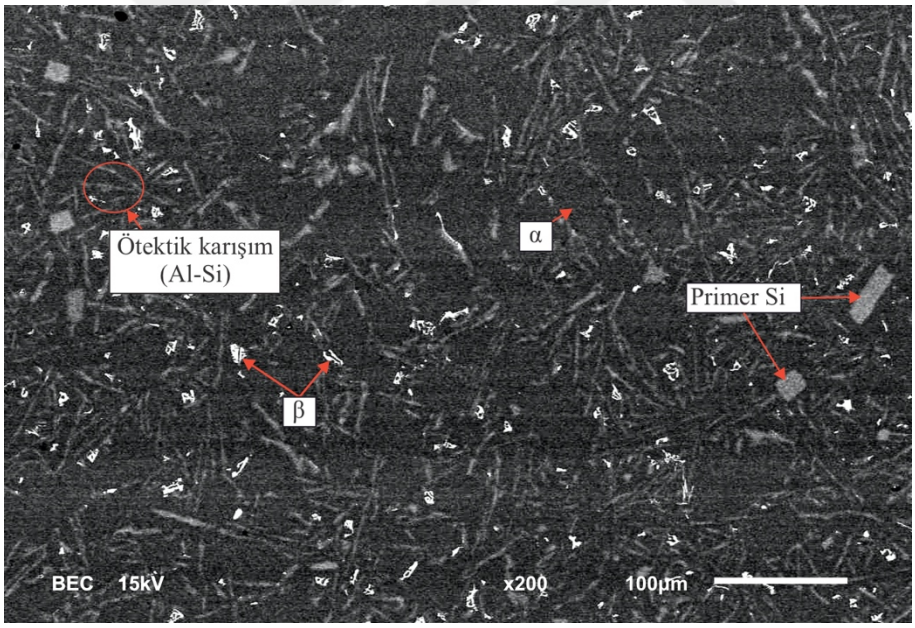


Şekil 25. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü

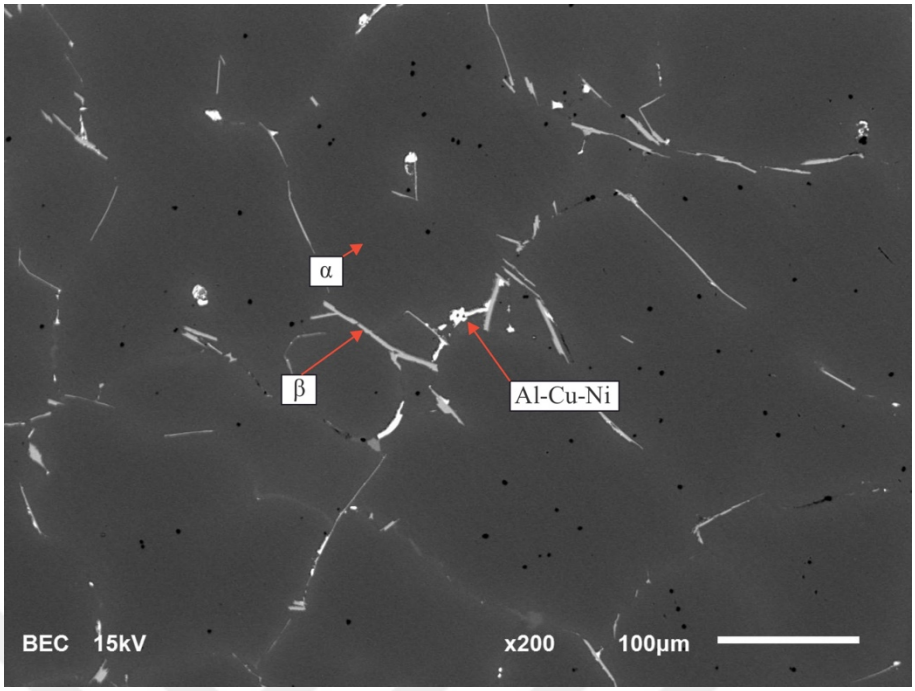
Çalışmamızda karşılaştırma amacıyla kullanılan $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, EN AC 44100, Ç1, Ç2 alaşımların içyapı fotoğrafları Şekil 26-29'da verilmektedir. Bu fotoğraflarda $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının içyapısının Al(Zn), Al-Ni(Cu), Mg-Si, Zn(Mg) ve primer Si fazlarından, EN AC 44100 alaşımının alüminyumca zengin α, ötektik Al-Si, β (Al-Fe-Si) ve primer Si fazlarından, Ç1 alaşımının alüminyumca zengin α, β (Al-Fe-Si) ve Al-Cu-Ni fazlarından ve Ç2 alaşımının alüminyumca zengin α ve Al-Cu fazlarından oluştuğu görülmektedir.



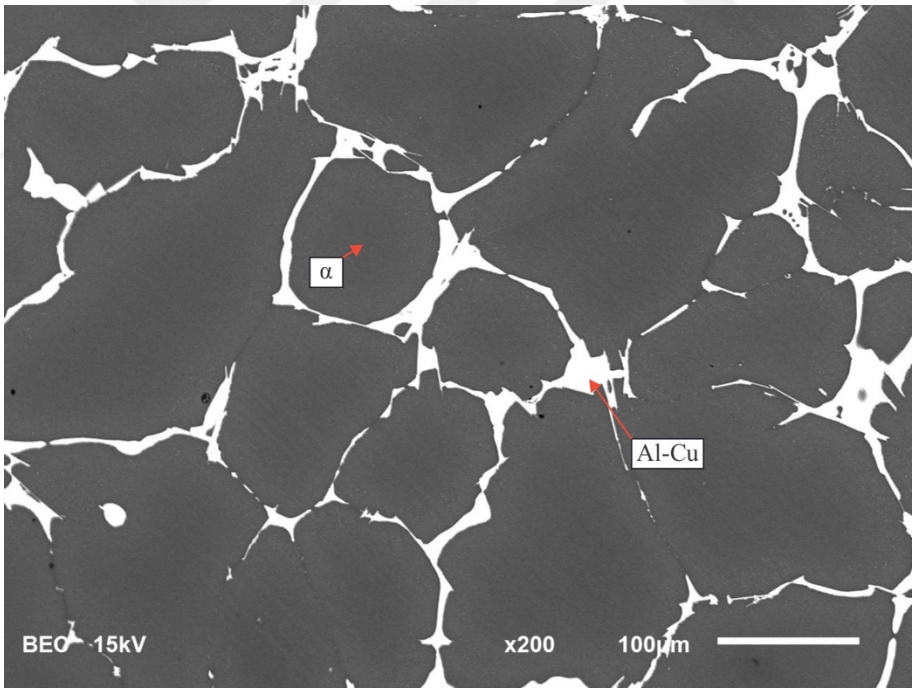
Şekil 26. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının içyapısının SEM görüntüsü



Şekil 27. EN AC 44100 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü



Şekil 28. Ç1 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü



Şekil 29. Ç2 alaşımının içyapısının SEM görüntüsü

Tablo 7. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)						
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**
Al-Zn-Cu (α)	55,1-62,3	31,8-37,0	4,3-5,3	0,4-1,6	0,1-0,3	0-0,2	---
Al-Zn-Cu* (α)	53,9-57,0	35,2-37,7	5,2-9,4	0,8-1,1	0,3-1,2	0,2-0,9	0-0,2
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	3,5-4,5	74,2-76	12,4-13,5	0,8-2,2	0,3-0,6	6,3-6,7	---
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	6,8-15,4	65,3-70,8	10,8-16,3	0,8-2,5	0,1-1,4	0,6-3,2	0-0,2
Al-Cu θ (Al_2Cu)	27,9-37,5	5,4-13,4	43,3-51,2	2,7-11,3	0-0,3	0-0,7	0-0,2
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	38,3-39,6	1,1-4,3	18,1-28,2	30,0-37,6	1,4-2,4	0-0,1	0-0,2
Mg-Si-Cu-Al-Zn Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	13,1-13,7	4,3-5,3	21,8-22,2	0,9-1,4	27-27,5	30,9-32,2	---

Tablo 8. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)							
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Sr**
Al-Zn-Cu (α)	46,6-57,8	35,6-47,5	3,0-7,2	0,7-1,7	0,1-0,3	0-0,1	0-0,2	0-0,5
Al-Zn-Cu* (α)	41,4-50,2	45,3-50,1	6,1-8,2	0,8-1,2	0,4-1,0	0,6-0,8	---	0-0,3
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	3,6-6,5	71,4-75,3	13,1-13,9	1,5-1,8	0,1-0,2	6,2-6,3	---	0-0,1
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	11,6-13,7	70,8-72,5	9,2-10,4	0,9-1,3	0,1-0,2	4,2-4,4	0,1-0,2	0-0,4
Al-Cu θ (Al_2Cu)	34,5-37,1	5,3-7,9	35,1-50,0	7,0-21,0	0,1-1,0	0,1	0,2-0,3	0,1-0,2
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	39,3-41,3	2,0-2,3	14,3-19,5	36,1-39,1	2,3-3,3	0-0,1	---	0-0,4
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	12,8-13,6	3,9-4,6	22,2-22,9	0,6-0,7	27,1-28,1	31,7-32,6	---	---

Tablo 9. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)							
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Sr**
Al-Zn-Cu (α)	53,9-61,3	31,8-40,1	4,4-5,6	0,6-1,1	0,2-0,4	0,1-0,3	0-0,1	0-0,3
Al-Zn-Cu* (α)	46,1-53,8	38,2-42,3	5,5-7,8	0,8-1,1	0,2-0,7	0,1-0,8	0-0,1	0-0,3
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	3,9-4,0	73,0-74,2	13,9-15,0	1,1-2,1	0,0-0,2	6,2-6,7	0-0,2	0-0,2
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	34,3-35,9	51,6-53,7	8,9-9,3	0,5-1,3	0,1-0,2	1,6-2,1	---	0-0,2
Al-Cu θ (Al_2Cu)	30,2-35,3	5,4-8,5	40,6-50,5	2,8-14,7	0-0,2	0-0,1	0,2-0,3	0,1-0,3
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	40,8-41,4	1,0-1,3	17,5-20,6	34,2-36,6	2,7-3,2	0-0,1	---	0-0,5
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	13,0-13,8	4,5-4,8	22,0-22,3	0,9-1,2	26,9-27,5	31,2-31,6	---	0-0,3

Tablo 10. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)							
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Sr**
Al-Zn-Cu (α)	50,1-61,5	31,1-44,1	3,8-5,8	0,8-1,3	0,3-0,4	0,1-0,2	---	0,1-0,2
Al-Zn-Cu* (α)	49,5-54,6	39,3-44,8	3,6-5,0	0,8-1,3	0,2-0-3	0,1-0,2	0-0,2	0,1-0,3
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	5,1-5,4	72,3-73,6	13,6-14,6	1,1-1,7	0,1-0,3	6,0-6,2	---	0-0,1
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	17,4-22,1	63,4-65,1	9,0-10,8	1,1-1,8	0,1-0,1	4,2-4,4	0-0,3	0-0,2
Al-Cu θ (Al_2Cu)	25,8-31,3	5,7-10,8	45,1-54,6	2,4-10,5	0-0,2	0-0,2	0,1-0,2	0,1-0,4
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	38,1-40,9	0,4-1,2	27,3-29,6	29,1-30,1	1,1-1,3	0-0,1	0-0,2	0-0,3
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	13,2-13,5	4,4-5,0	21,7-22,4	0,5-0,8	27,4-27,6	31,3-31,8	---	---

Tablo 11. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)							
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Sr**
Al-Zn-Cu (α)	53,0-56,8	37,0-40,6	4,7-5,9	0,7-1,1	0,1-0,2	0,1-0,4	0-0,4	0-0,2
Al-Zn-Cu* (α)	48,2-54,4	38,5-44,6	4,1-5,8	0,6-1,1	0,1-0,6	0,1-0,4	0-0,1	0,1-0,3
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	2,9-4,3	74,5-78,5	12,9-13,2	0,9-1,7	0,1-0,2	0,2-6,6	0-0,2	0,1-0,2
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	17,4	65,1	10,8	1,8	0,1	4,4	0,3	---
Zn-Cu-Al γ* (Cu_5Zn_8)	12,2-36,7	20,0-39,9	11,4-27,7	2,2-9,3	5,7-33,4	1,2-8,7	0-0,4	0-2,6
Al-Cu θ (Al_2Cu)	27,3-32,6	5,8-11,1	43,7-54,2	2,6-10,8	0-0,2	0-0,3	0-0,2	0,1-0,2
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	38,0-40,5	0,6-2,4	19,0-24,7	30,3-37,0	1,8-2,8	0-1,6	0-0,3	0-0,1
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	14,7-17,6	3,7-4,2	24,2-23,1	0,7-0,9	22,2-25,9	26,8-30,5	0-0,1	0-0,2

Tablo 12. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

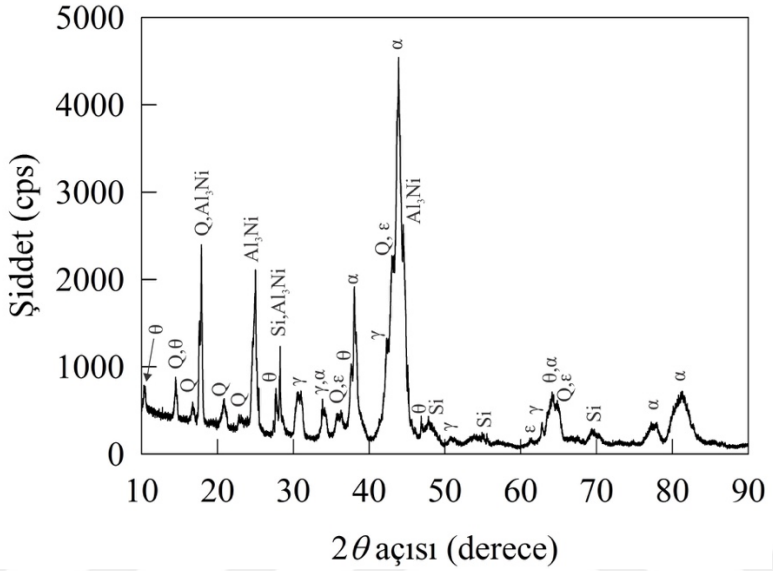
Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)							
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Mn**
Al-Zn-Cu (α)	45,2-50,7	44,8-49,4	4,2-6,3	0,6-1,4	0,1-0,2	0-0,1	0-0,1	0-0,4
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	6,5-8,9	70,2-74,1	14,5-16,4	0,2-1,4	0,2-1,3	0,1-5,8	0-0,1	0,2-1,6
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	4,3-13,4	70,9-75,0	9,2-16,4	0-1,2	0-1,1	0,1-4,2	0-0,2	0-1,4
Zn-Cu-Al γ* (Cu_5Zn_8)	8-21	39,4-53,6	12,2-31,4	0,3-4,5	3,5-14	0-5,8	0-0,2	1-7,4
Al_2Cu	41,5-41,7	4-4,5	52,5-53,1	0,3	0,3-0,5	0-0,1	0-0,1	0-0,4
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	39,7-41,1	3,6-6,2	25,6-30,2	18,8-29,6	0,6-2,6	0-0,1	0-0,1	0-3,6
Al_4MnSi	44,3-45,6	5,3-5,9	2,0-4,9	3,6-5,9	10,7-14,8	0-0,2	0-0,8	27,9-29,4
Al-Mn-Si ($Al_7Mn_2Si_5$)	41,1-42,6	1,1-1,8	0,2-1,4	0-0,9	30,0-31,4	0,1-0,3	0,1-0,8	23,7-24,7
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q, ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	12,9-13,2	3,3-4,0	22,4-23,2	0,1-0,5	27,6-28,1	31,8-32,3	0-0,1	0-0,3

Tablo 13. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait fazların kimyasal bileşimi

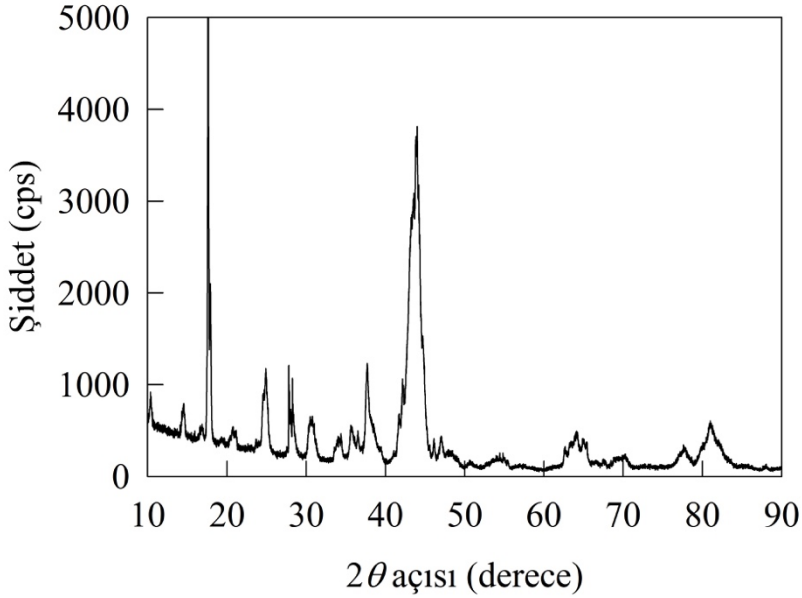
Faz	Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)								
	Al	**Zn**	**Cu**	**Ni**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Mn**	**Sr**
Al-Zn-Cu (α)	48,5-53,0	41,6-46,0	4,5-4,9	0,1-0,0	0,1-0,3	0-0,2	0-0,0	0-0,1	0,2-0,3
Cu-Zn ε ($CuZn_4$)	5,3-28,7	46,5-70,3	9,5-18,7	0,4-9,4	0,2-0,3	2,3-6,0	0-0	0,2-0,8	0,0-0,3
Zn-Cu-Al γ (Cu_5Zn_8)	7,0-12,7	72,6-74,5	13,4-17,2	0-0,3	0,1-0,7	0,2-6,2	0-0,1	0,2-1,2	0,0-0,3
Zn-Cu-Al γ^* (Cu_5Zn_8)	12,7-23,6	29,2-35,4	20,4-30,6	1,2-1,4	0,1-22,2	1,5-8,1	0,1-0,1	0-0,4	0,0-0,2
Al_2Cu	40,7-41,9	2,5-3,8	51,6-53,3	0-0,2	0,2-0,6	0-0,1	0-0,1	0-0,2	0-0,1
Al-Ni-Cu (Al_3Ni)	40,7-41,9	0,6-1,2	23,7-29,7	26,0-32,5	0,8-1,6	0-0,1	0-0,2	0,1-0,4	0,2-0,5
Al_4MnSi	45.4-46.6	6,2-6,6	3,2-4,1	5,0-5,7	9,9-10,4	0,1-0,2	0-1-0,7	27,0-28,7	0,0-0,5
Al-Mn-Si ($Al_7Mn_2Si_5$)	39,0-51,3	3,7-4,4	0,8-2,1	0-1,7	12,1-32,8	0,0-1,0	0,0-1,0	21,2-26,4	0,1-0,3
Mg-Si-Cu-Al-Zn, Q, ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)	12,9-13,8	4,2-5,7	22,3-23,0	0,1-0,6	26,7-27,5	31,2-32,2	0-0,3	0-0,3	0,0-0,4

Tablo 14. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımlarının α faz büyüklükleri

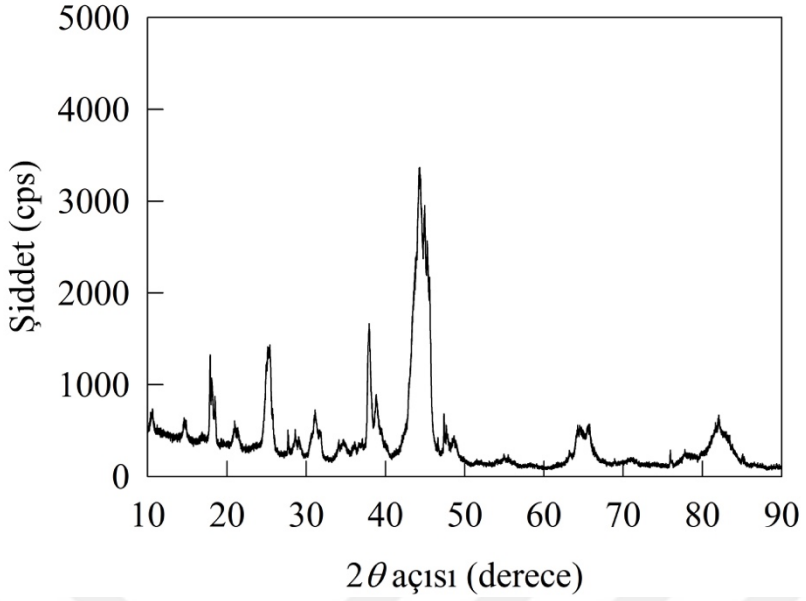
Alaşım	Tane Sayısı (adet/0,30mm²)	Ortalama Tane Boyutu (μm)
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	63	30,14
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	137	21,13



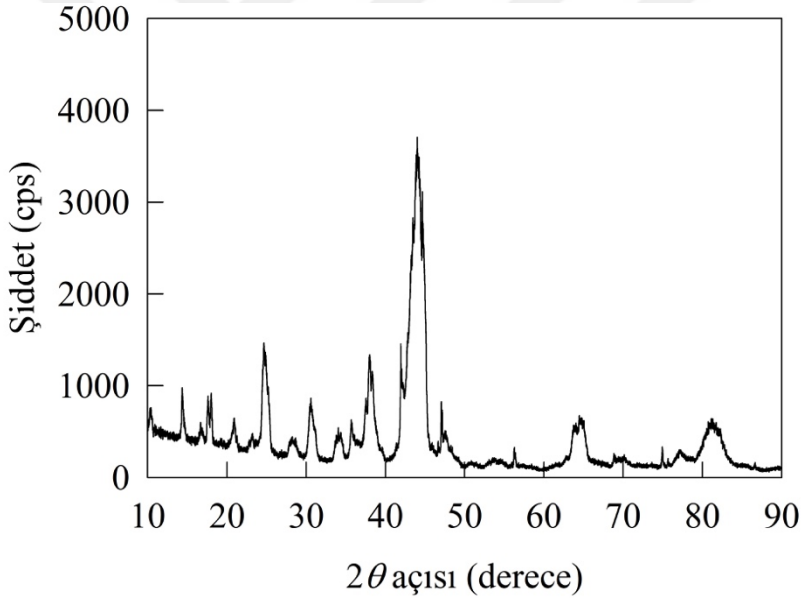
Şekil 30. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait X-rd deseni



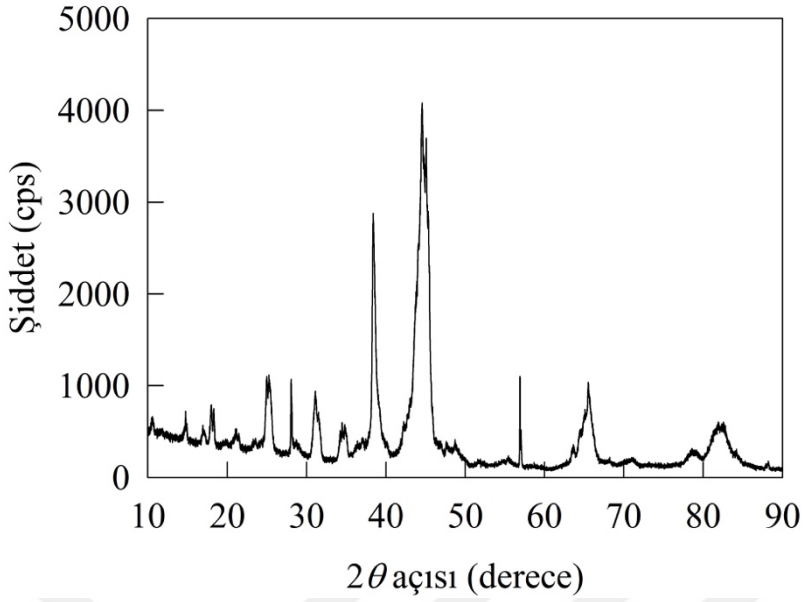
Şekil 31. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait X-rd deseni



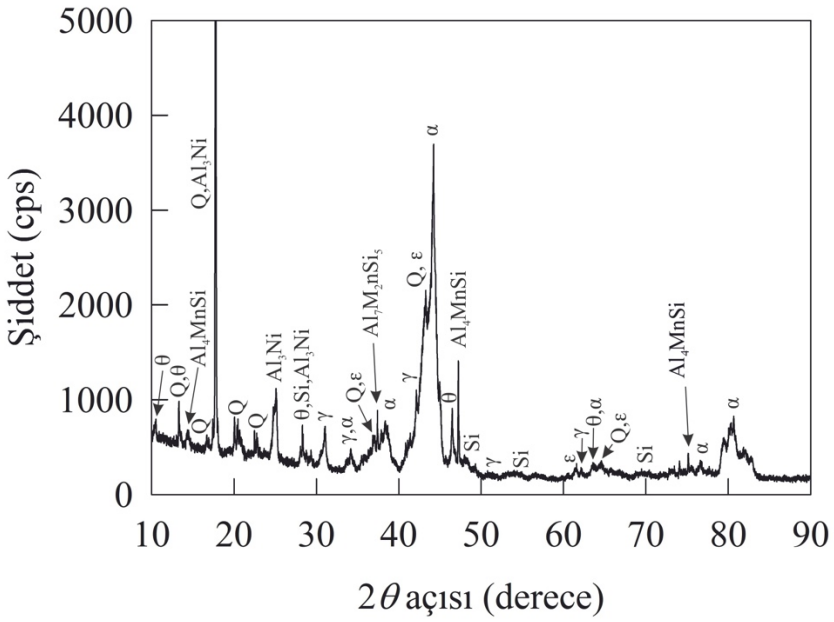
Şekil 32. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait X-rd deseni



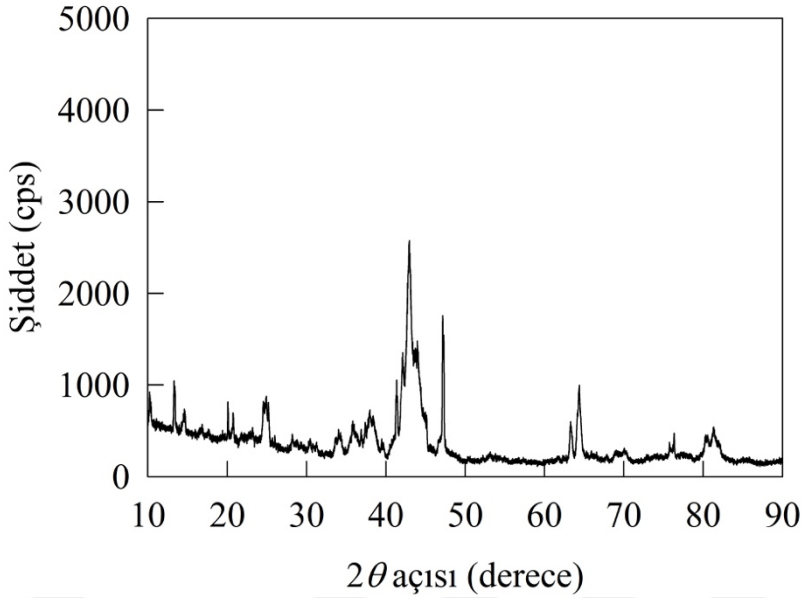
Şekil 33. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait X-rd deseni



Şekil 34. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait X-rd deseni



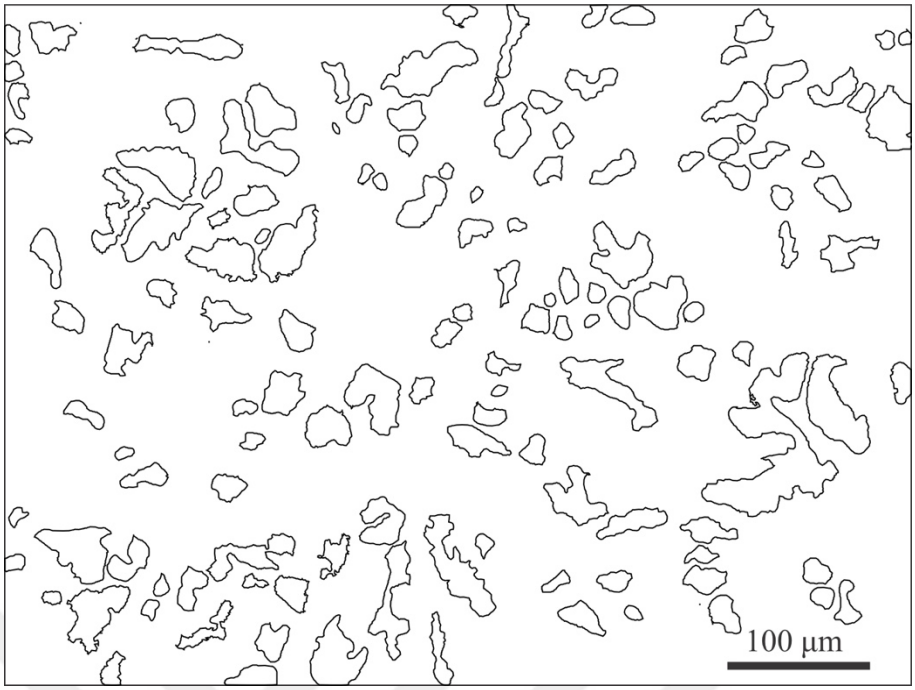
Şekil 35. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait X-rd deseni



Şekil 36. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait X-rd deseni



Şekil 37. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait α fazının vektörel çizimi



Şekil 38. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait α fazının vektörel çizimi

3.3. Fiziksel Ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

İncelenen alaşımların içyapısındaki fazların mikrosertlik değerleri Tablo 15'te verilmiştir. Bu alaşımların yoğunluk, sertlik, basma dayanımı ve basma kısalması değerleri Tablo 16'da, bu değerlerin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımında Sr oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 39'da verilmiştir. Stronsiyum katkısının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının yoğunluk, sertlik, basma dayanımı ile basma kısalması değerlerinde neden olduğu değişim ise Şekil 40'taki grafikte gösterilmiştir. Çalışma kapsamında incelenen tüm alaşımların yoğunluk değerleri Şekil 41, sertlik değerleri Şekil 42' basma dayanımı değerleri Şekil 43' ve basma kısalması değerleri Şekil 44'teki çubuk diyagramlarda karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

İlk kez bu çalışma kapsamında tasarlanarak üretilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ baz alaşımlarının sertlik değerleri sırasıyla 353,3 ve 291,9 VSD, basma dayanımı değerleri ise sırasıyla 743 ve 783 MPa olarak ölçülmüştür. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına kütlece %0,12 oranına kadar yapılan stronsiyum ilaveleri alaşımın sertliğinin sürekli azalmasına neden olurken, basma dayanımı üzerinde düzenli bir etkiye yol açmadığı gözlenmiştir. Şöyle ki, %0,1 Sr oranına kadar alaşımın basma mukavemeti değerinin azaldığı, bu oranda artarak maksimum bir değer sergilediği, %0,12 oranında tekrar azaldığı görülmüştür. Alaşıma

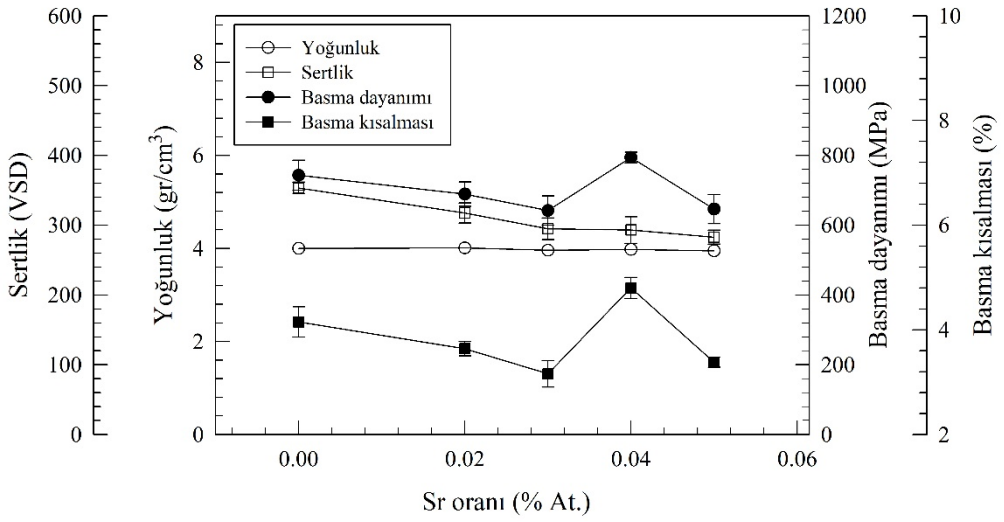
yapılan kütlece %0,1 Sr ilavesi basma kısalması değerinde de az da olsa bir artışa neden olmuştur. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının basma mukavemeti değerini kütlece %0,1Sr ilavesi artırdığı için $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına doğrudan %0,1Sr katkısı yapılmıştır. Bu katkının söz konusu alaşımın sertlik ve basma dayanımı değerini sırasıyla 28 VSD ve 14 MPa arttırdığı, kopma uzaması değerini ise az da olsa düşürdüğü gözlenmiştir. Literatüre daha önce sunulmuş olan ve bu çalışma kapsamında geliştirilen alaşımlar ile aynı elementlerden oluşan $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd., 2019) alaşımının sertlik ve basma dayanımı değerleri sırasıyla 204,8 VSD ve 711 MPa olarak ölçüldü. Otomotiv, havacılık, genel imalat ve gıda imalat sanayinde yoğun olarak kullanılan EN AC 4410 alaşımının söz konusu değerleri 62,1 VSD ve 324 MPa olarak ölçülmüştür. Çay fabrikalarındaki makine parçalarından alınan Ç1 ve Ç2 kodlu alüminyum esaslı malzemelerin sertlik ve basma dayanımı değerleri ise sırasıyla 60,2 ve 98,9 VSD ile 515 ve 339 MPa olarak ölçülmüştür. Tablo 16'da detaylı olarak verilen deney sonuçlarından da anlaşılacağı üzere bu çalışma kapsamında geliştirilen alaşımlar söz konusu ticari alaşımlardan çok daha yüksek sertlik ve basma dayanımı değerleri sergilemektedir.

Tablo 15. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımların içyapısındaki fazların mikrosertlik değerleri

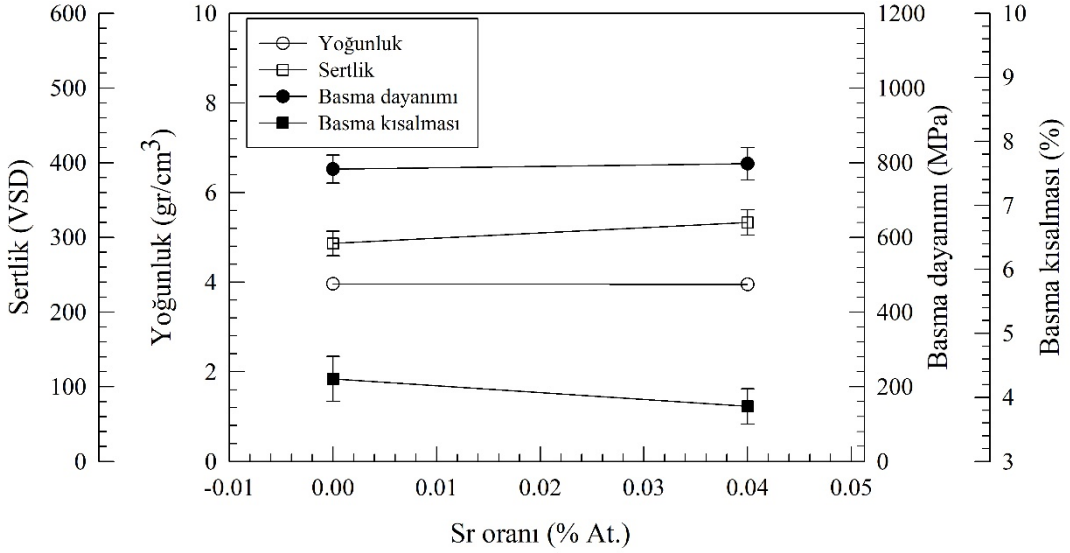
Alaşım	**Faz**					
	α	**Al_3Ni**	**Q**	**Si**	**Al_4MnSi**	**$Al_7Mn_2Si_5$**
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	178,9	862,2	565,2	1106,4	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$	157,6	833,6	496,3	1192,1	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	148,9	842.3	459,3	1155,5	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	161,1	879,9	510,9	1123,5	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	163,3	825,1	452,7	1219,8	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	150,8	822,3	522,4	1142,8	463,8	472,5
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	156.6	839,2	512,2	1115,6	507,4	504,2

Tablo 16. İncelenen alaşımların yoğunluk, sertlik, basma dayanımı ile basma kısalması değerleri

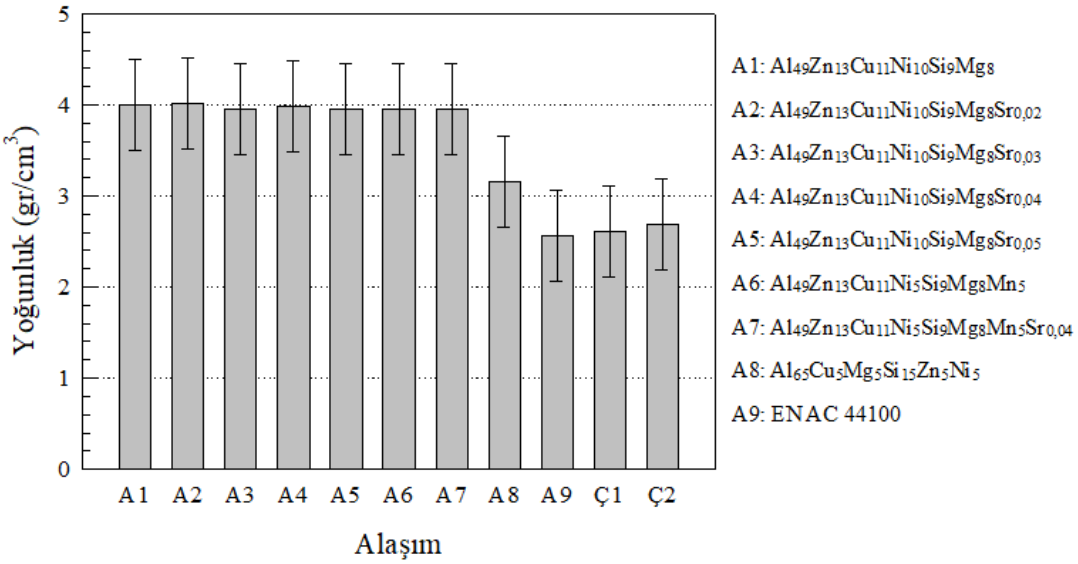
Alaşım	Yoğunluk (gr/cm^3)	Sertlik (VSD)	Basma Dayanımı (MPa)	Basma Kısalması (MPa)
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	4,00	353,3	743	4,15
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,02}$	4,01	317,4	689	3,64
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	3,96	294,9	642	3,16
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	3,98	293,0	794	4,80
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	3,95	282,8	646	3,38
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	3,96	291,9	783	4,29
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	3,95	320,0	797	3,86
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd., 2019)	3,16	204,8	711	4,74
EN AC 44100	2,57	62,1	324	50
Ç1	2,61	60,2	515	50
Ç2	2,69	98,9	339	16



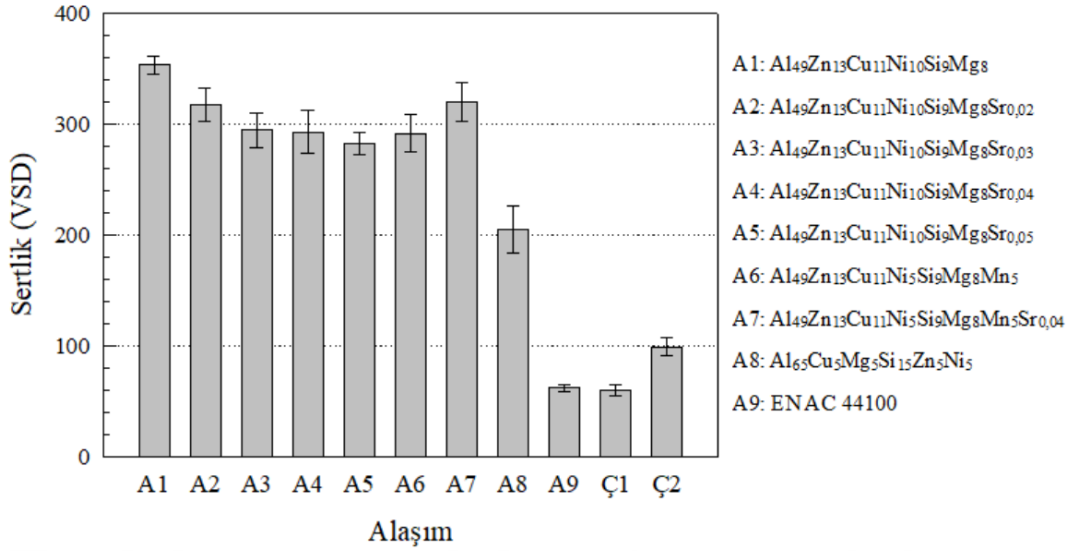
Şekil 39. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımında sertlik, yoğunluk, basma dayanımı ve basma kısalması değerlerinin Sr oranına göre değişimini gösteren eğriler



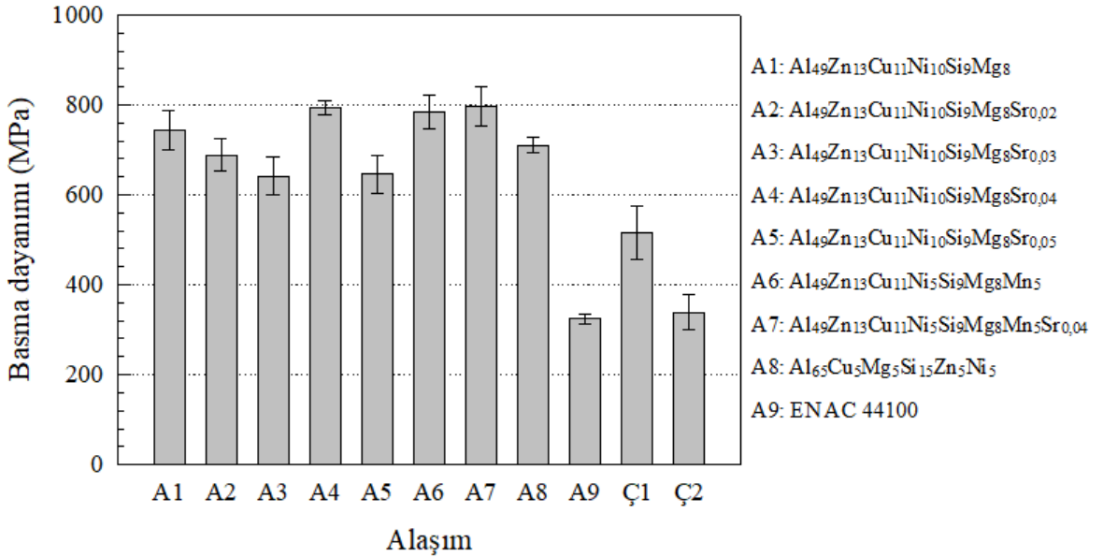
Şekil 40. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında sertlik, yoğunluk, basma dayanımı ve basma kısalması değerlerinin Sr ilavesine göre değişimini gösteren eğriler



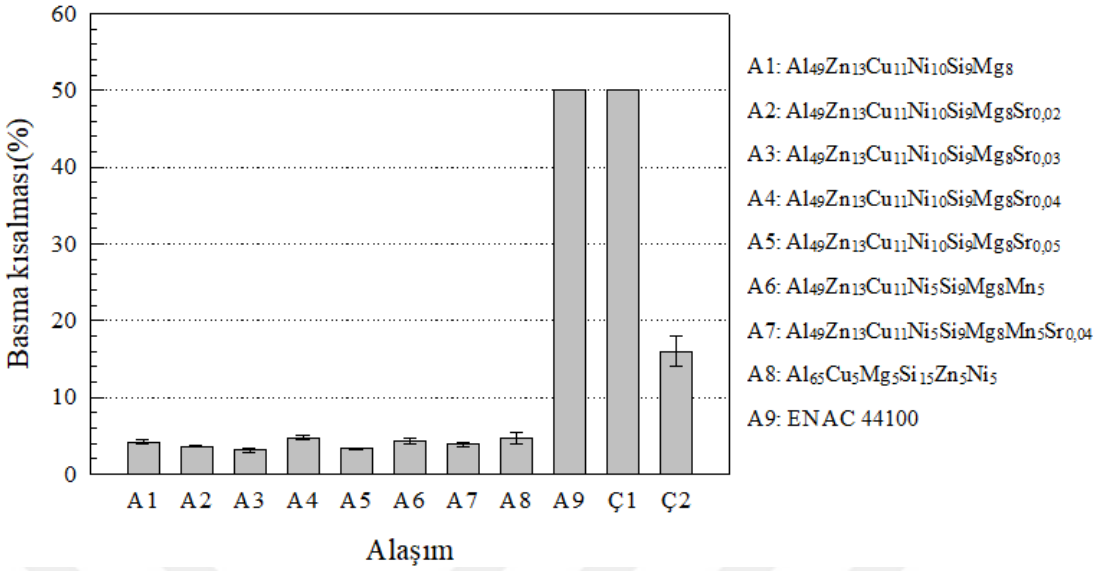
Şekil 41. İncelenen tüm alaşımların yoğunluk değerlerini gösteren çubuk diyagram



Şekil 42. İncelenen tüm alaşımların sertlik değerlerini gösteren çubuk diyagram



Şekil 43. İncelenen tüm alaşımların basma dayanımı değerlerini gösteren çubuk diyagram

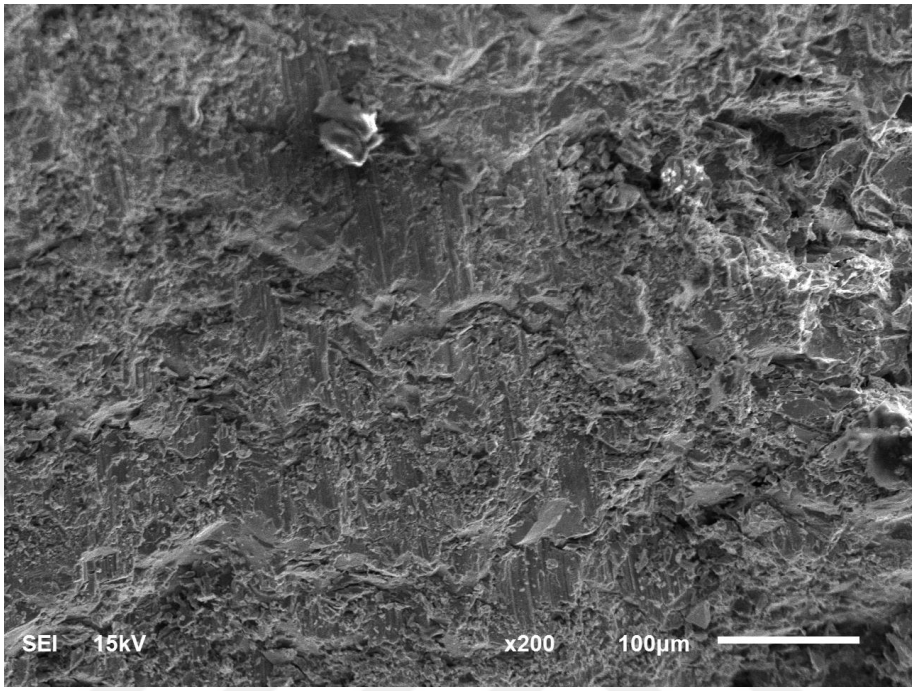


Şekil 44. İncelenen tüm alaşımların basma kısalması değerlerini gösteren çubuk diyagram

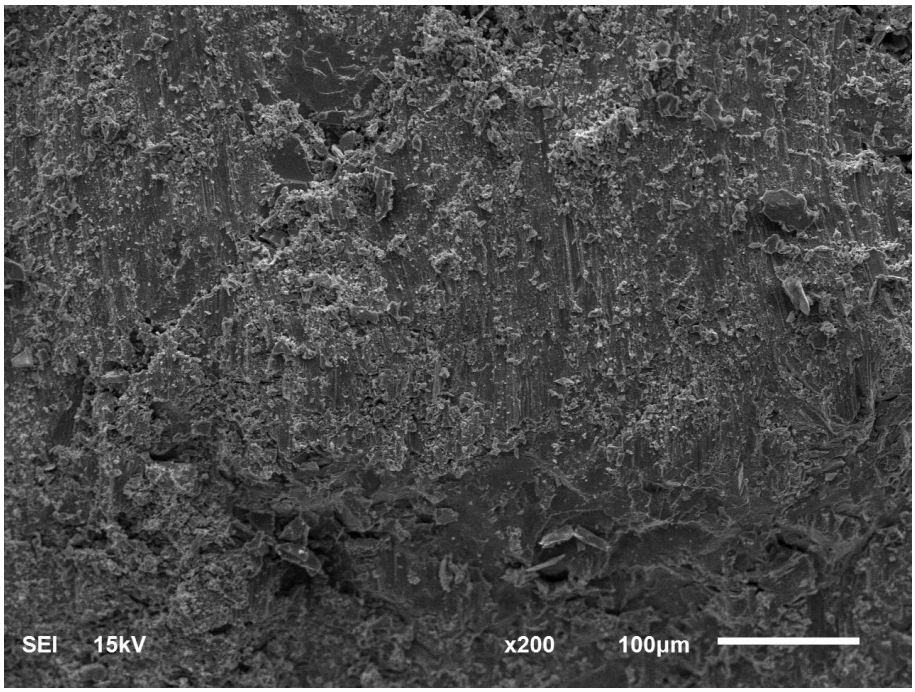
3.4. Kırılma Yüzeylerinden Elde Edilen Bulgular

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg8Sr_{0,02}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$, $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ ve Ç2 alaşımlarının basma deney numunelerinin kırılma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 45-53'te verilmiştir. Bu fotoğraflar kırılma yüzeylerinde genel olarak düzensiz bir şekilde ayrılma sırtları, lifli bir yapıya benzer pürüzler, mikro boşluklar, klivaj (düzlemsel) kırılma izleri, çatlaklar ve yapışmış parçacıkların bulunduğunu göstermektedir. Artan stronsiyum katkıları ile $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ esaslı alaşımların kırılma yüzeylerinde sistematik veya düzenli bir değişim belirlenememiştir. Ancak atomik olarak %0,04 Sr içeren $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının kırılma yüzeyinde daha çok ayrılma sırtları gözlenmiştir, Şekil 48. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımın kırılma yüzeyinde çatlaklar ve gözenekler ön plana çıkmaktadır, Şekil 50. Bu alaşıma Sr ilave edildiğinde çatlakların ve gözeneklerin arttığı ve daha düzensiz bir dağılım sergilediği görülmüştür, Şekil 51. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının kırılma yüzeyinde sıvama izleri, çizikler ve çatlaklar, Ç2 alaşımının yüzeyinde ise genel olarak kalın çatlak, gözenek ve sıvama izleri ön plana çıkmaktadır, Şekil 52-53. EN AC 44100 ve

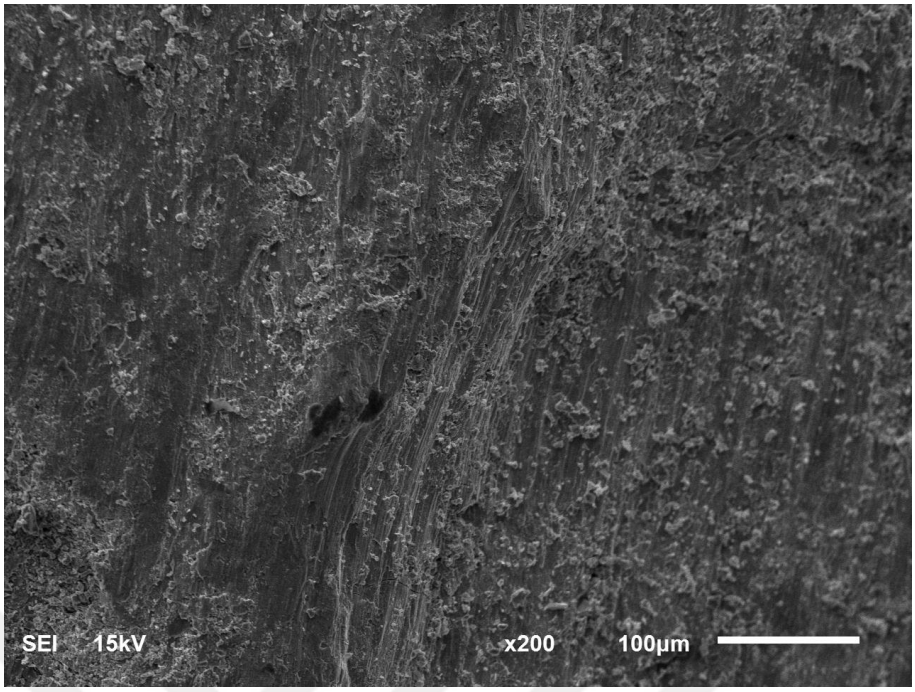
Ç1 alaşımlarının basma deneylerinde numuneler %50 kısalma oranında kırılmadığı için bu alaşımlara ait numunelerden kırılma yüzeyi görüntüleri elde edilememiştir.



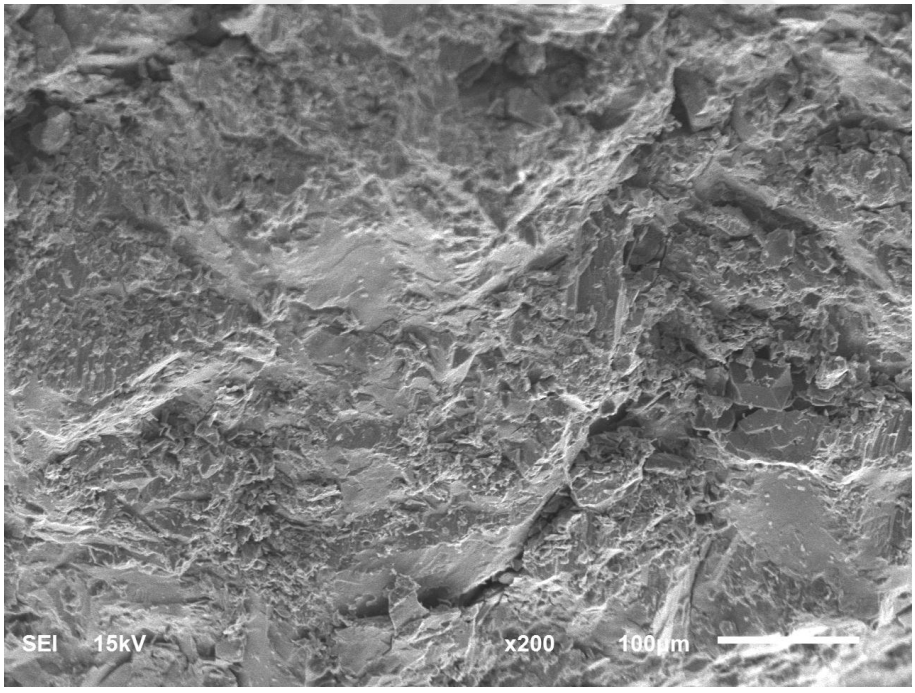
Şekil 45. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



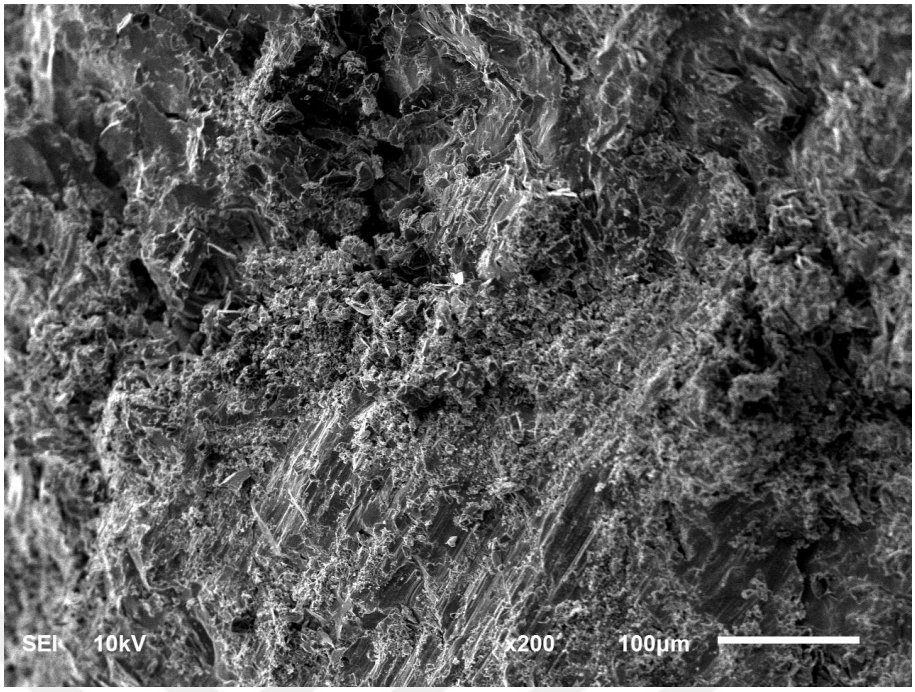
Şekil 46. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



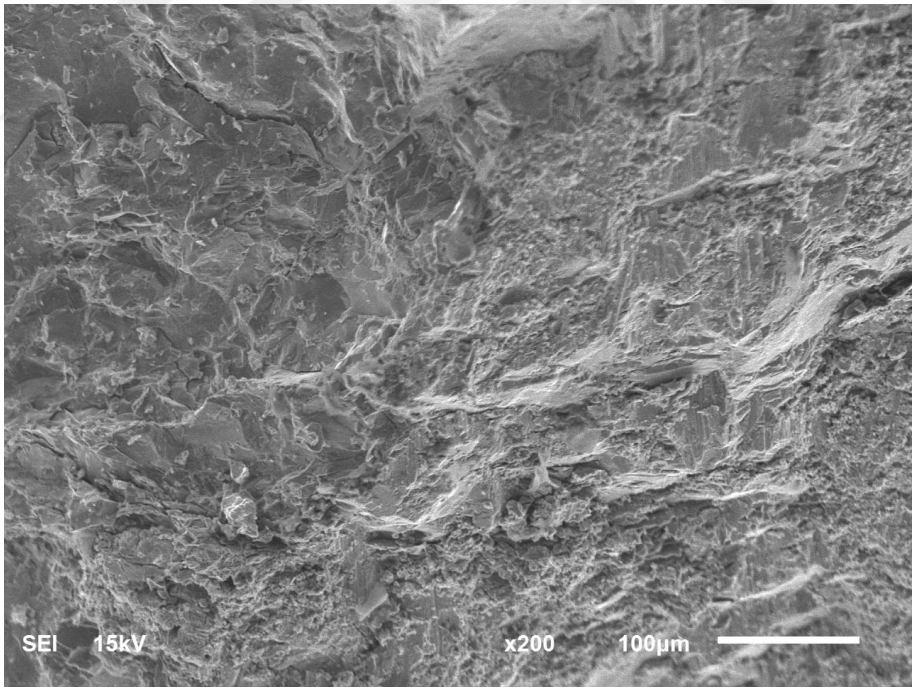
Şekil 47. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



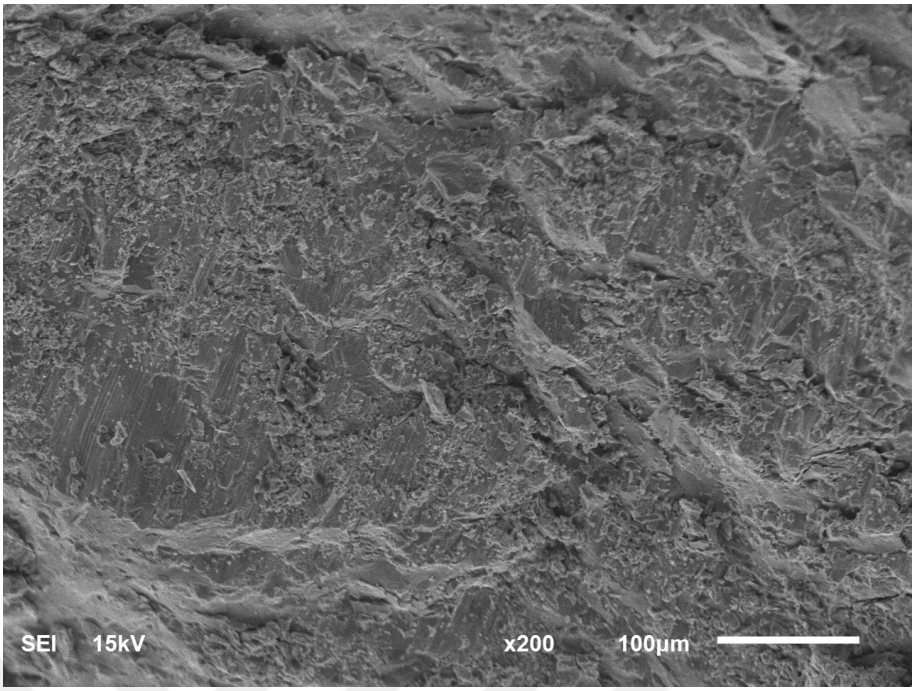
Şekil 48. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



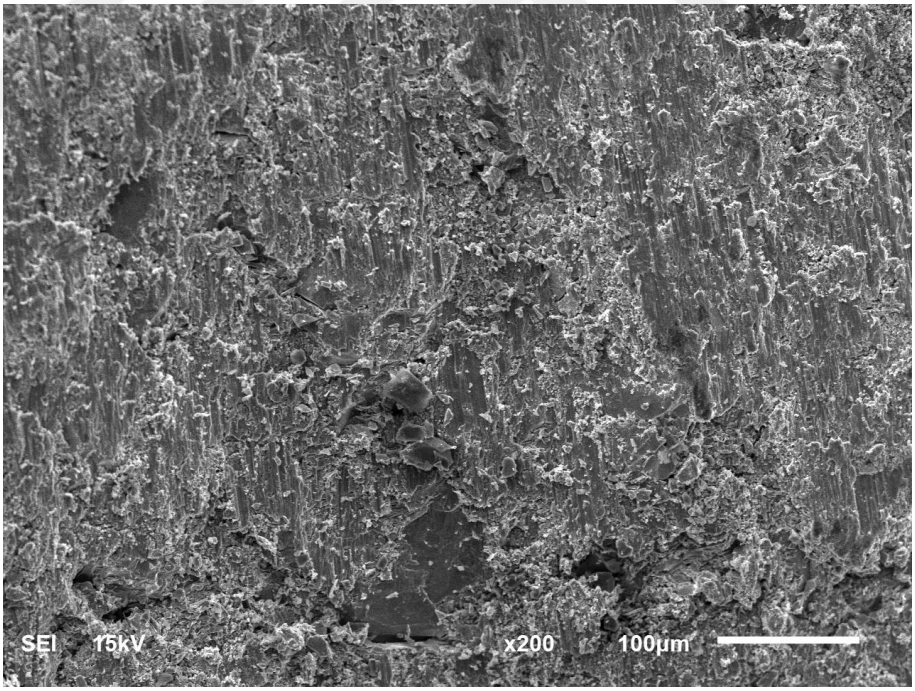
Şekil 49. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



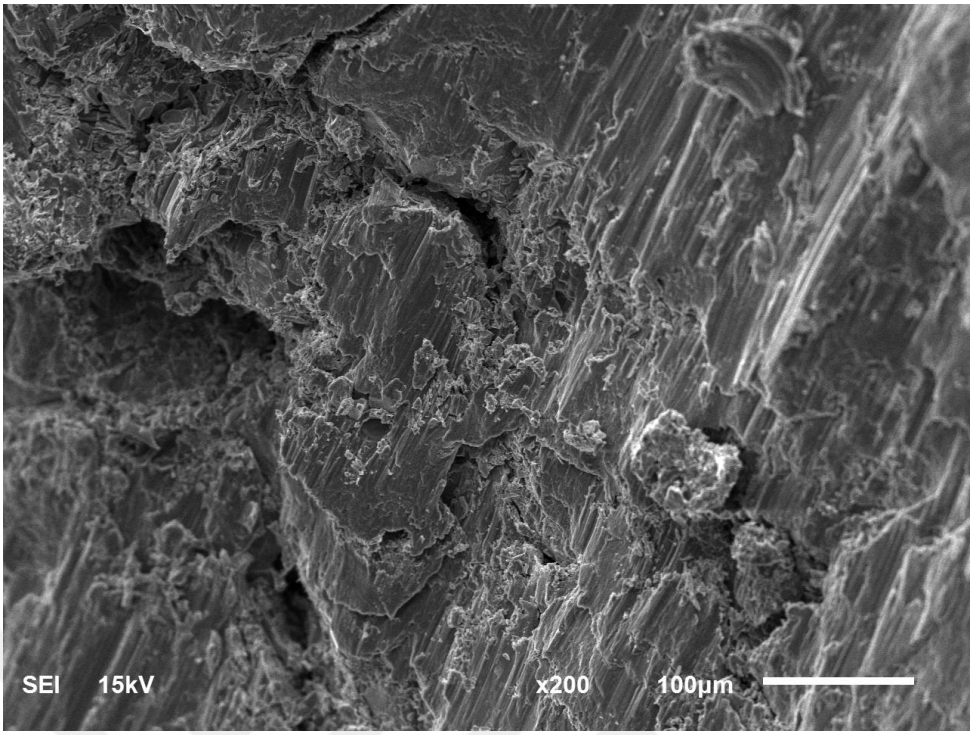
Şekil 50. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



Şekil 51. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



Şekil 52. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



Şekil 53. Ç2 alaşımının basma deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü

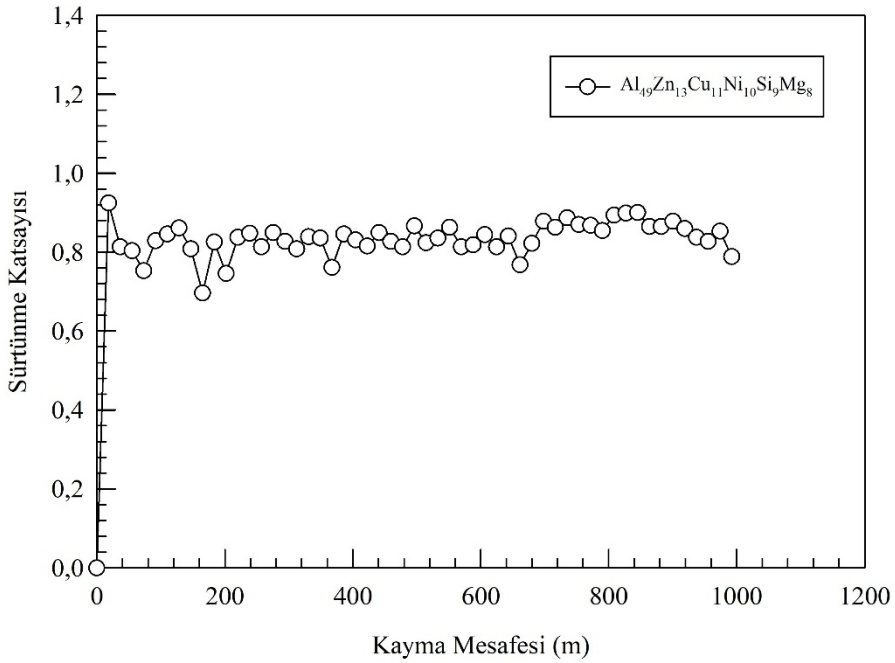
3.5. Sürtünme Ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

İncelenen alaşımların sürtünme katsayısı, aşınma hacmi, aşınma direnci değerleri Tablo 17'de, sürtünme katsayılarının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler Şekil 54- 60'ta, sürtünme katsayısı, aşınma hacmi ve aşınma direnci değerleri ise sırasıyla Şekil 61, 62 ve 63'teki çubuk diyagramlarda verilmiştir. Alaşımların sürtünme katsayısı değerleri deneylerin başlangıç aşamalarında hızlı bir şekilde yükseldikten sonra artan kayma yolu mesafesi ile azalarak belli aralıklarda kararlı hale gelmiştir, Şekil 54-60. Tez kapsamında geliştirilen alaşımların sürtünme katsayısı değerlerinin 0,7468 ile 0,8636 aralığında değiştiği, en yüksek sürtünme katsayısı değerini $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının, en düşük sürtünme katsayısı değerini ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının sergilediği gözlenmiştir. Karşılaştırma alaşımı olan bu tezde yer verilen $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd.,2019) alaşımının sürtünme katsayısı 0,8304, ticari EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 kodlu numunelerin sürtünme katsayıları ise sırasıyla 0,5189, 0,3087 ve 0,5645 olarak ölçülmüştür. Tez kapsamında geliştirilen yüksek entropili alaşımların aşınma hacimleri 0,017479 ile 0,066540 mm^3 aralığında ölçülmüştür. Söz konusu alaşımlar arasında en düşük hacim kaybı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından en yüksek hacim

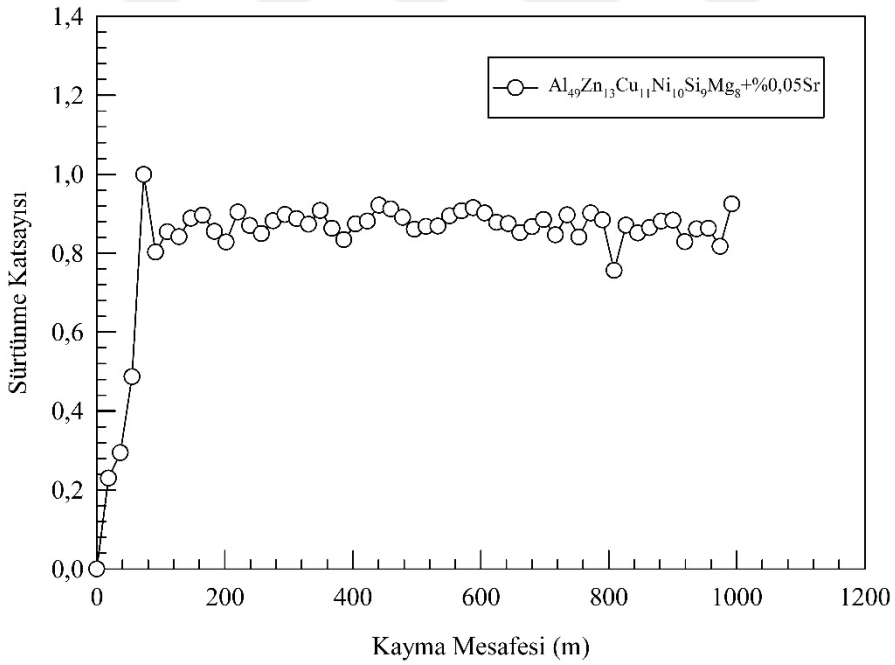
kaybı ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımından elde edilmiştir. Bir başka deyişle en yüksek aşınma direncini (57,2115 mm^{-3}) $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı, en düşük aşınma direncini (15,0285 mm^{-3}) ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımı sergilemiştir. Sanchez tarafından $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının aşınma hacmi 0,8304 mm^3 olarak ölçülmüş, aşınma direnci ise 9,7153 mm^{-3} olarak hesaplanmıştır. EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 kodlu numunelerde aşınma nedeniyle oluşan hacim kayıpları ise sırasıyla 4,488000, 4,233935 ve 2,286245 mm^3 olarak ölçülmüştür. Bu alaşımların aşınma dirençleri ise sırasıyla 0,2228, 0,2361 ve 0,4373 mm^{-3} olarak hesaplanmıştır. Tablo Y'deki veriler göre bu tez kapsamında geliştirilen alaşımların literatürdeki benzer alaşıma ve ticari alaşımlara göre yaklaşık olarak 6 ila 256 kat daha fazla aşınma direncine sahip olduğunu göstermektedir.

Tablo 17. İncelenen alaşımların sürtünme katsayısı, aşınma hacmi, aşınma direnci değerleri

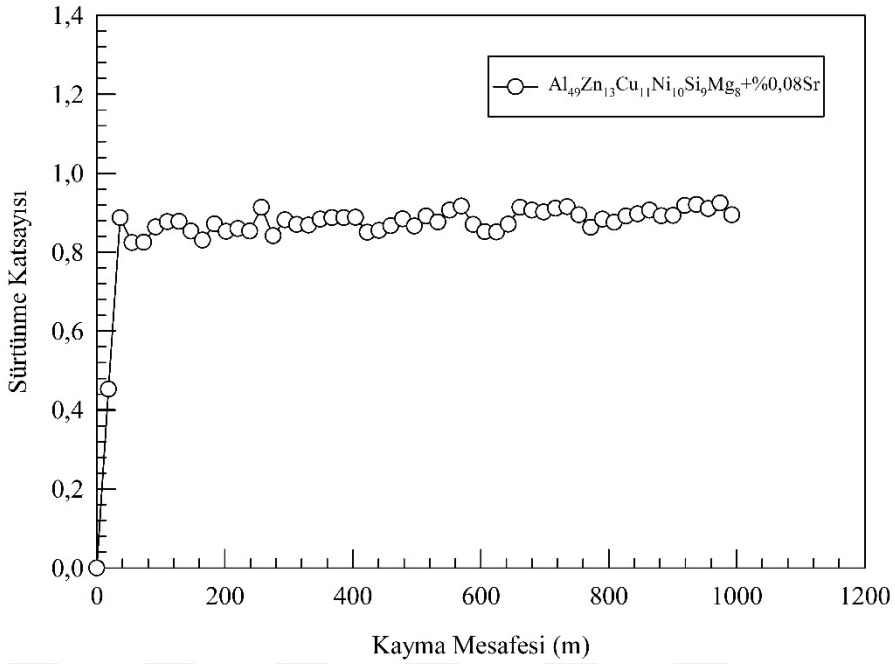
Alaşım	**Sürtünme katsayısı**	**Aşınma hacmi (mm^3)**	**Aşınma direnci (mm^{-3})**
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	0,8218	0,017479	57,2115
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,02}$	0,8340	0,045197	22,1254
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	0,8636	0,052729	18,9646
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	0,7839	0,057751	17,3157
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	0,8032	0,066540	15,0285
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	0,8104	0,046657	21,4330
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	0,7468	0,042973	23,2704
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd., 2019)	0,8304	0,102930	9,7153
EN AC 44100	0,5189	4,488000	0,2228
Ç1	0,3087	4,233935	0,2361
Ç2	0,5645	2,286245	0,4373



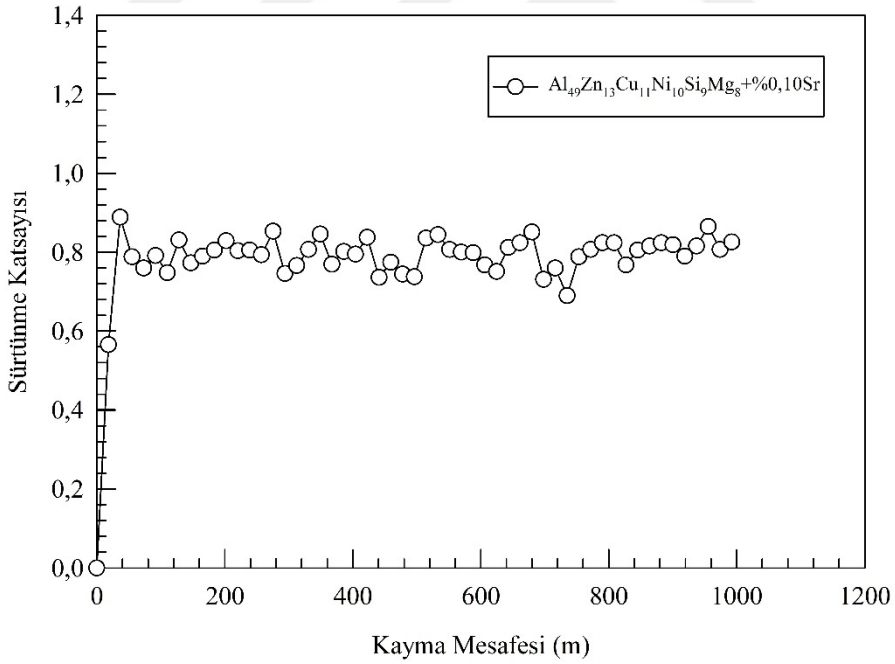
Şekil 54. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



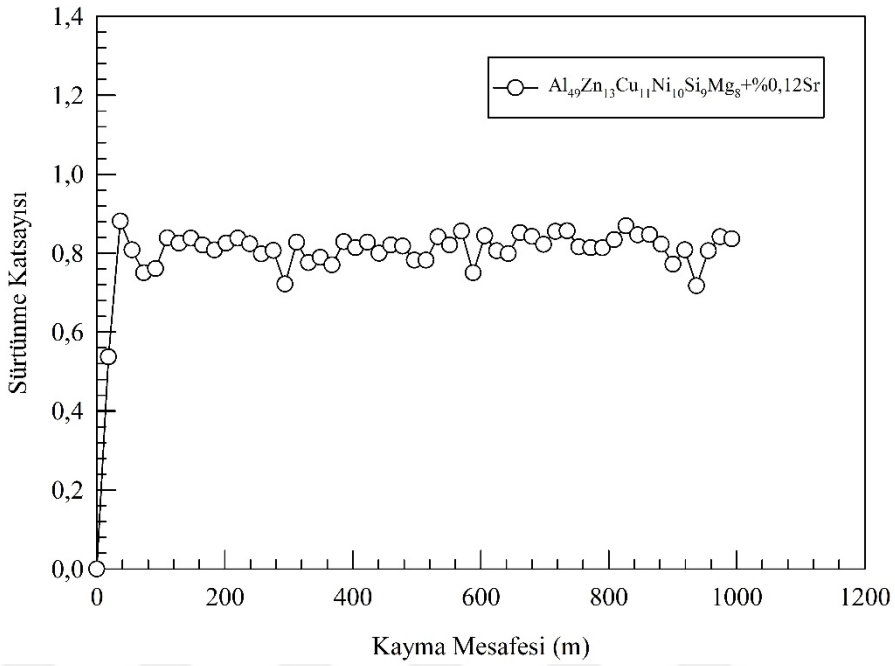
Şekil 55. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



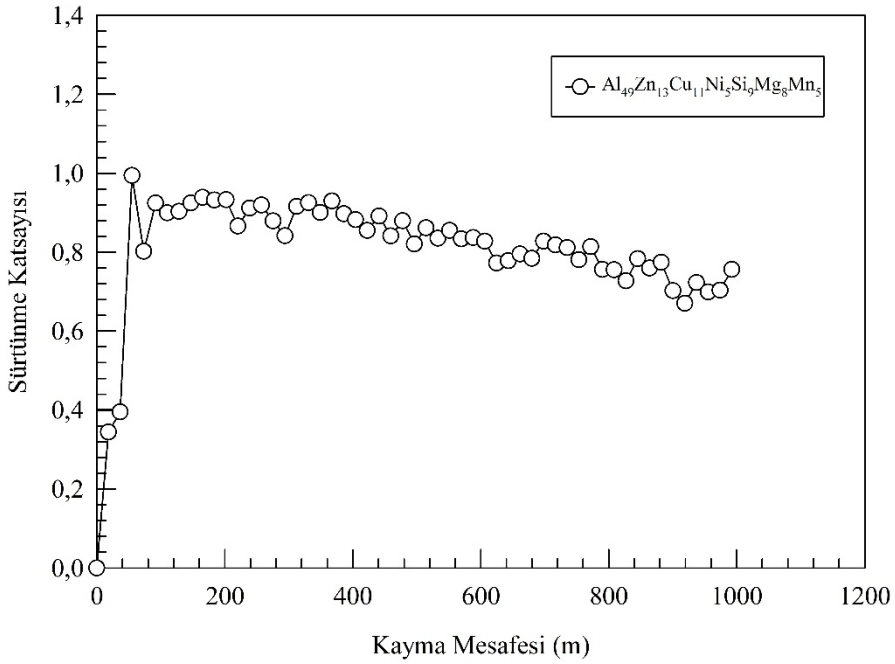
Şekil 56. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



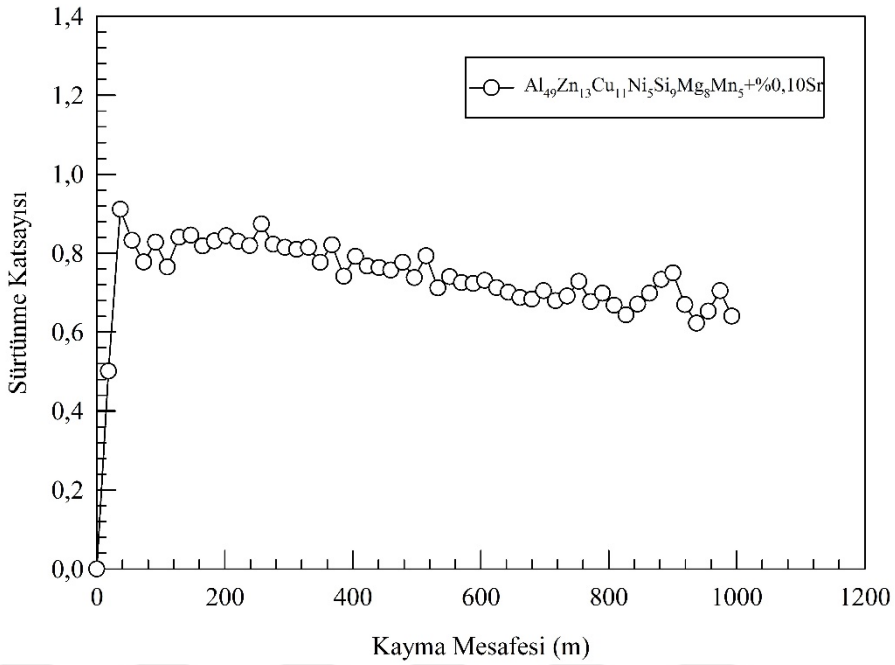
Şekil 57. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



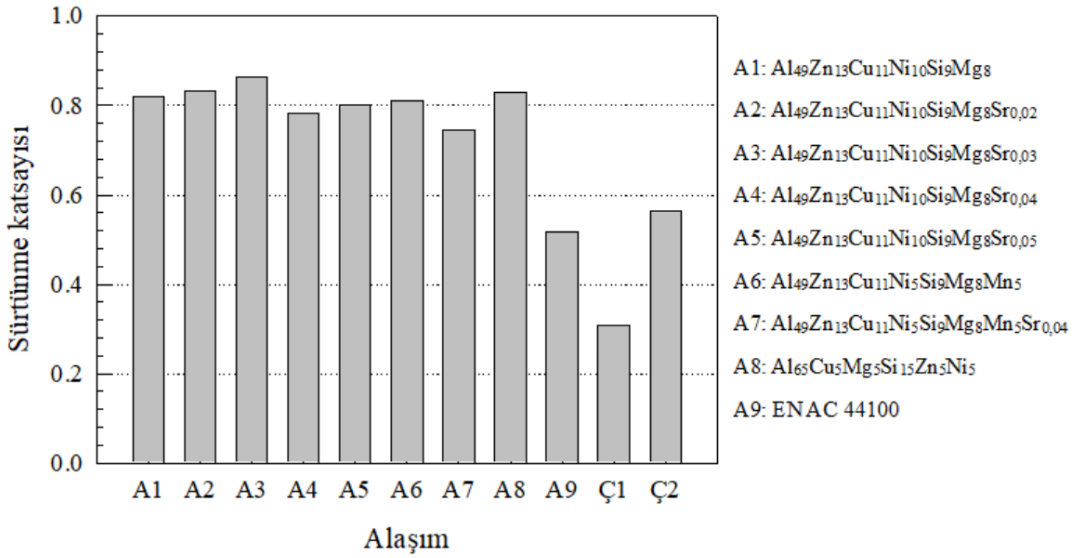
Şekil 58. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



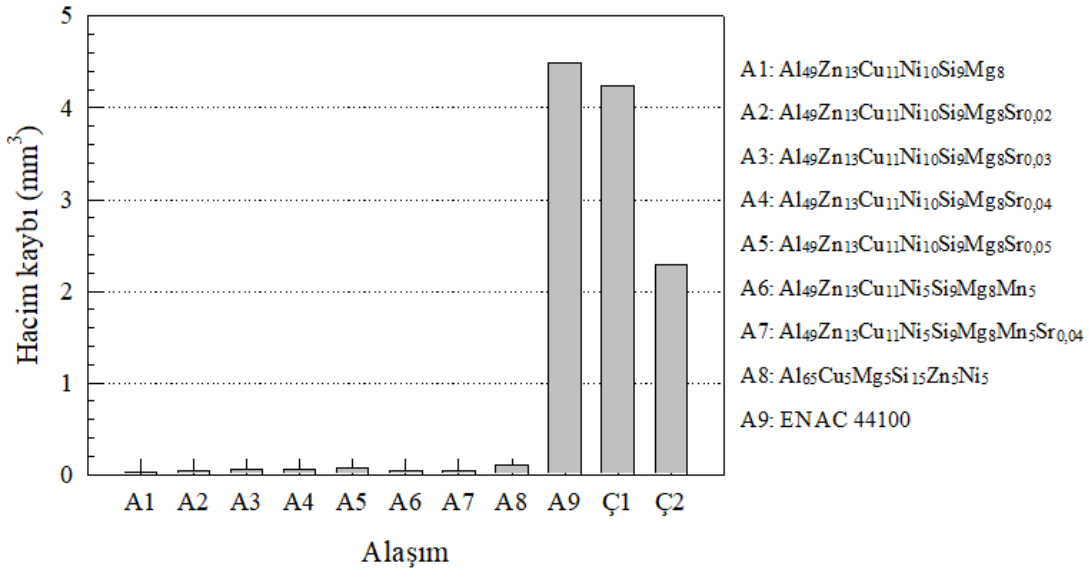
Şekil 59. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



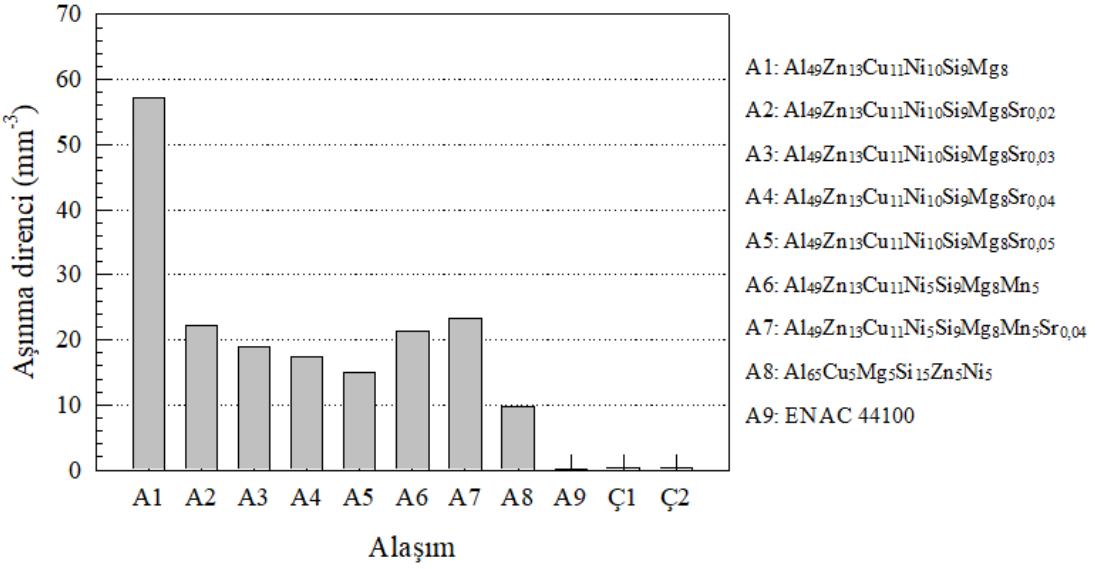
Şekil 60. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,05}$ alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri



Şekil 61. İncelenen tüm alaşımlarının sürtünme katsayısı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar



Şekil 62. İncelenen tüm alaşımlarının hacim kaybı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar

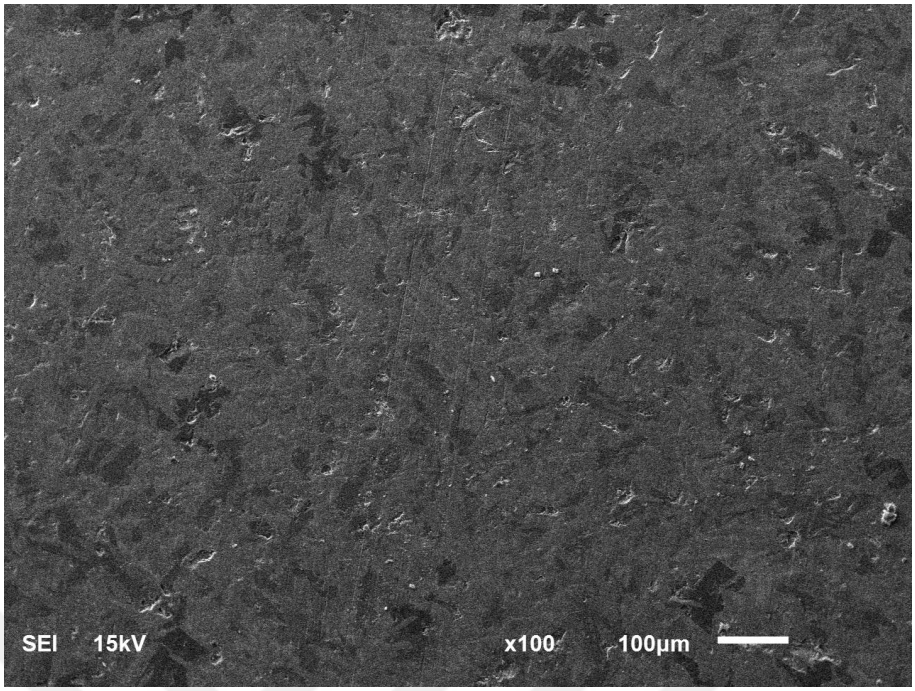


Şekil 63. İncelenen tüm alaşımlarının aşınma direnci değerlerini gösteren çubuk diyagramlar

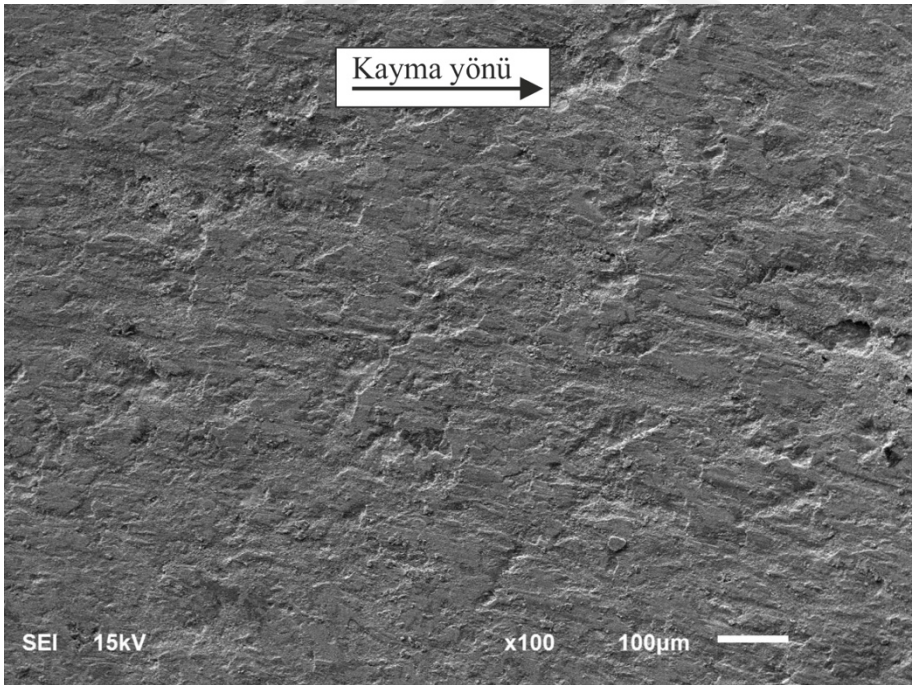
3.6. Aşınma Yüzeyleri Ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

İncelenen alaşımların aşınma yüzeylerine ait fotoğraflar ile bu yüzeylerin aşınma deneyleri öncesinde ve sonrasında yüzeylerindeki element dağılımını gösteren EDS haritalama görüntüleri Şekil 64-74'te verilmiştir. Aşınma deneylerinden sonraki yüzey görünümleri deney öncesi durum ile karşılaştırıldığında deney sonrası

yüzeylerde sıvama tabakaları oluştuğu gözlenmektedir. Ayrıca $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına Sr ilavesi yapıldığında ve artan Sr oranı ile bu tabakaların çoğaldığı görülmüştür. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında da $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına benzer şekilde Sr ilavesi yapılması durumunda sıvama tabakalarının arttığı gözlenmiştir, Şekil 70. Aşınma yüzeylerine ait EDS analizleri $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_x$ alaşımlarının aşınma yüzeylerindeki O ve Fe oranının deneyler sonrasında arttığı, Al, Zn, Cu, Ni, Si ve Mg oranlarının ise azaldığını göstermiştir, Şekil 64-68. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının yüzey EDS analizlerinde de benzer şekilde deneyler sonunda O ve Fe oranının arttığı, alaşım elementleri olan Al, Zn, Cu, Ni, Si, Mg ve Mn'nin oranlarının azaldığı gözlenmiştir. EDS analizleri her iki alaşım grubuna ait numunelerin aşınma yüzeylerinde deneyler sonrasında önemli oranda demir (Fe) birikimi olduğunu göstermektedir, Şekil 64-71.

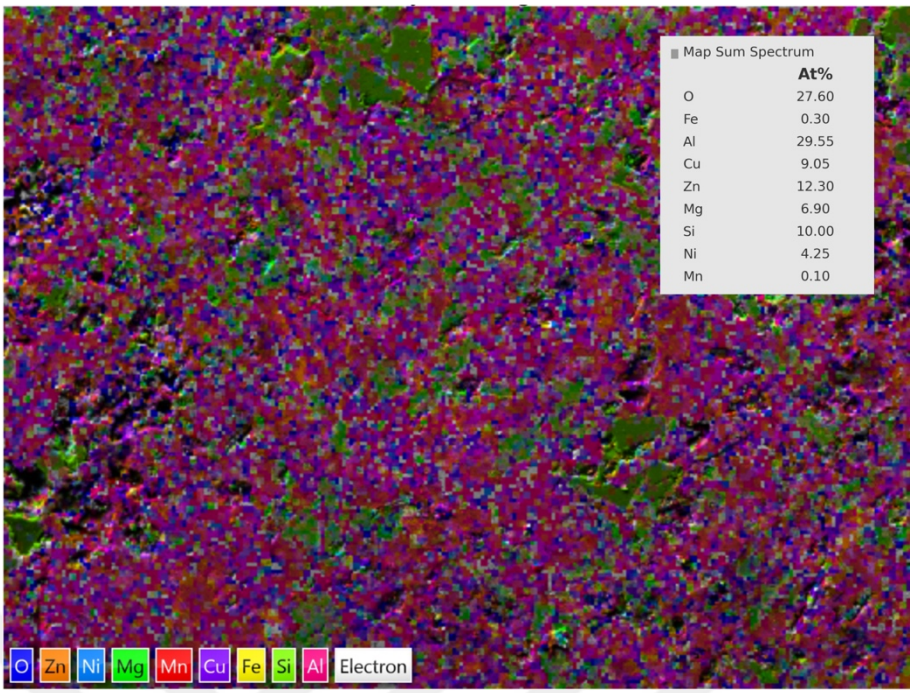


(a)

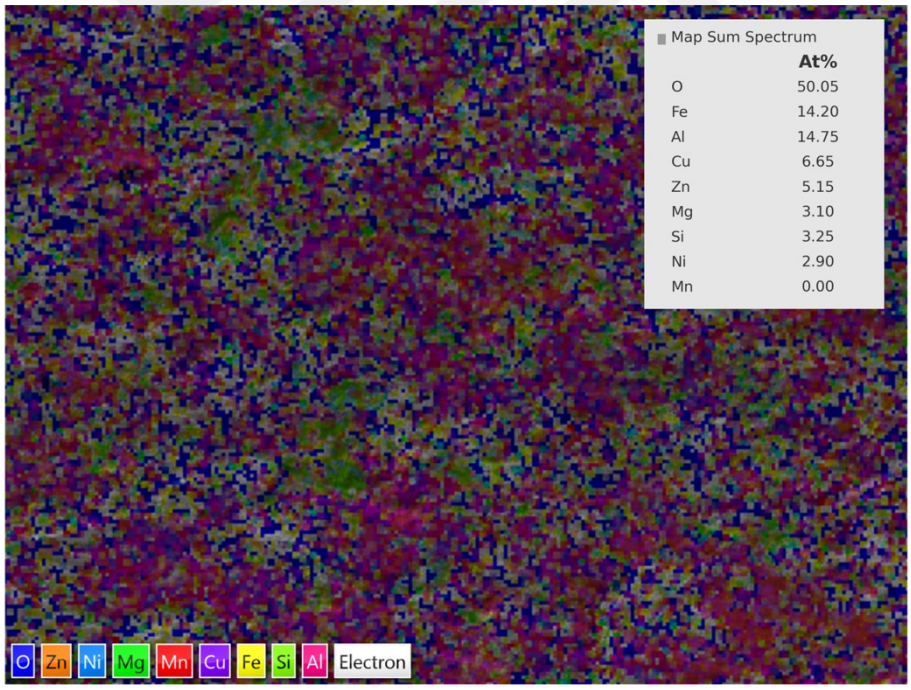


(b)

Şekil 64. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

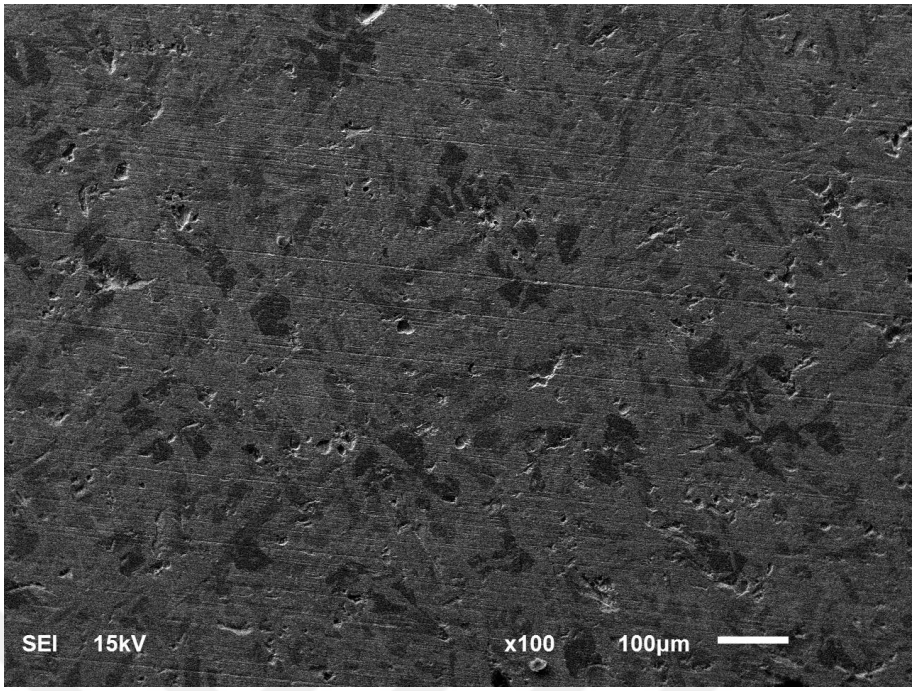


(c)

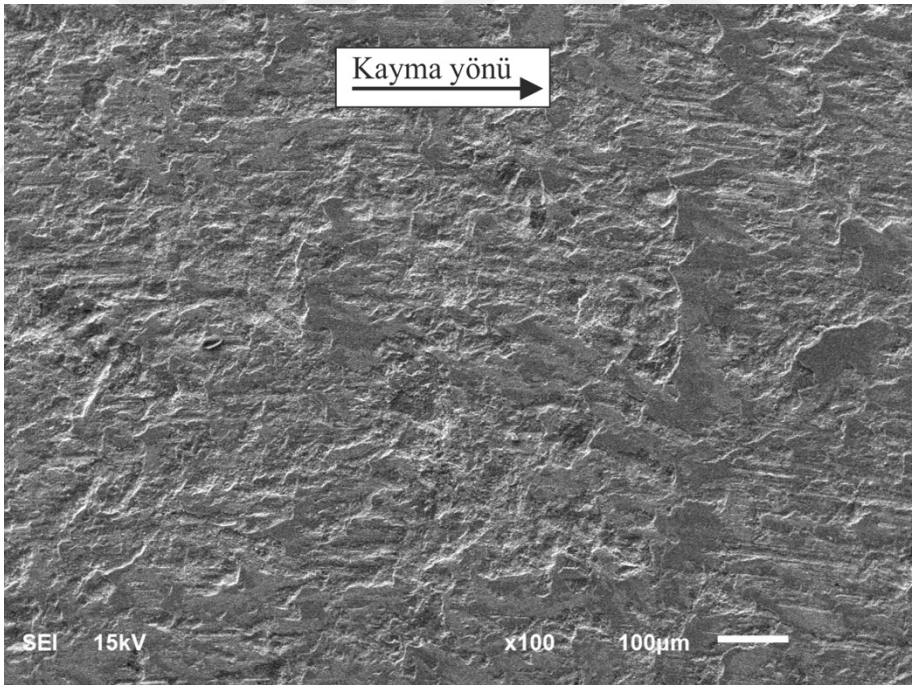


(d)

Şekil 64 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

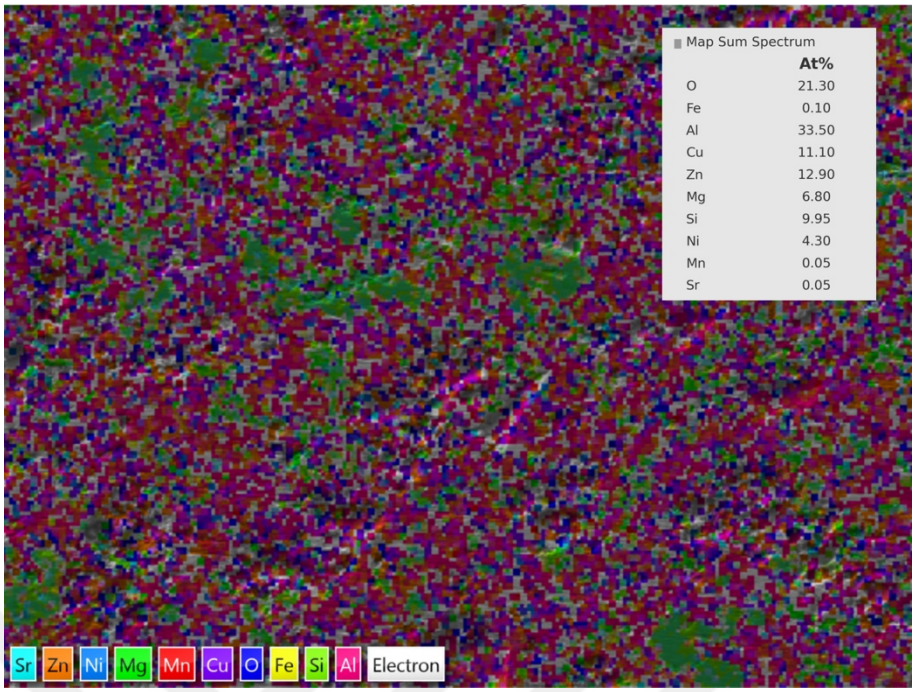


(a)

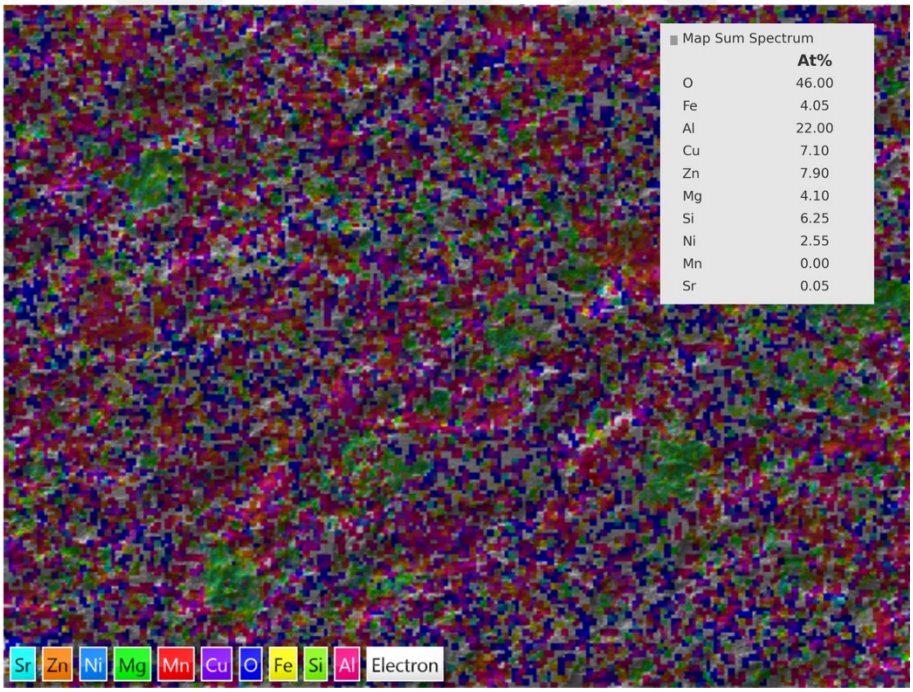


(b)

Şekil 65. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

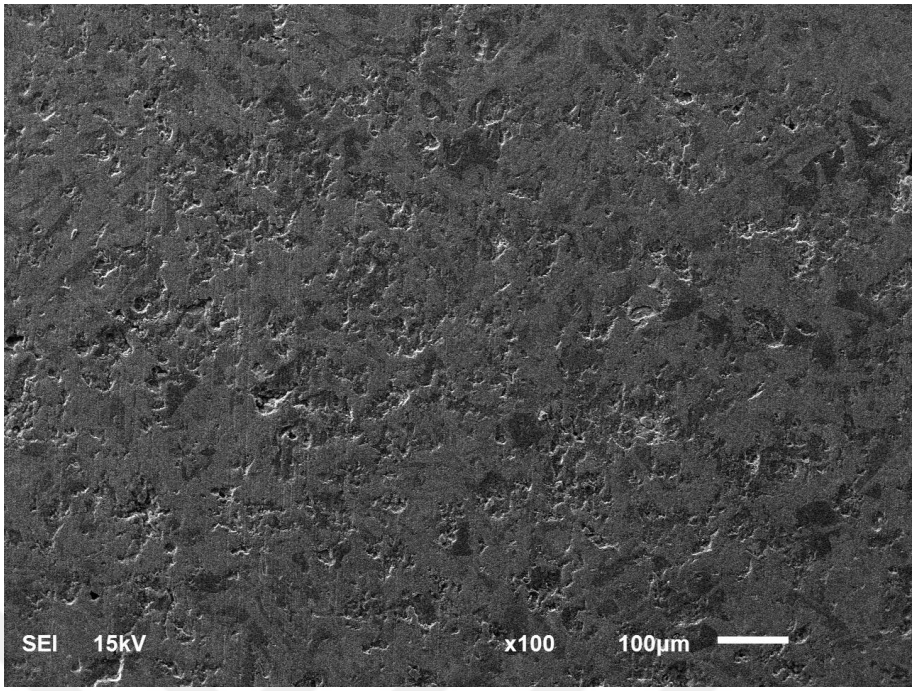


(c)

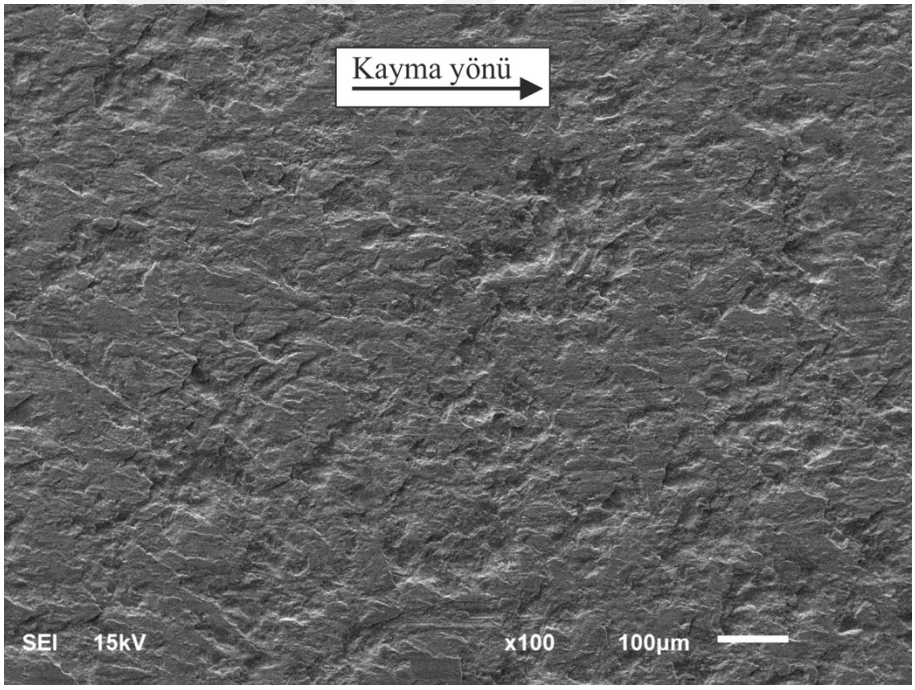


(d)

Şekil 65 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

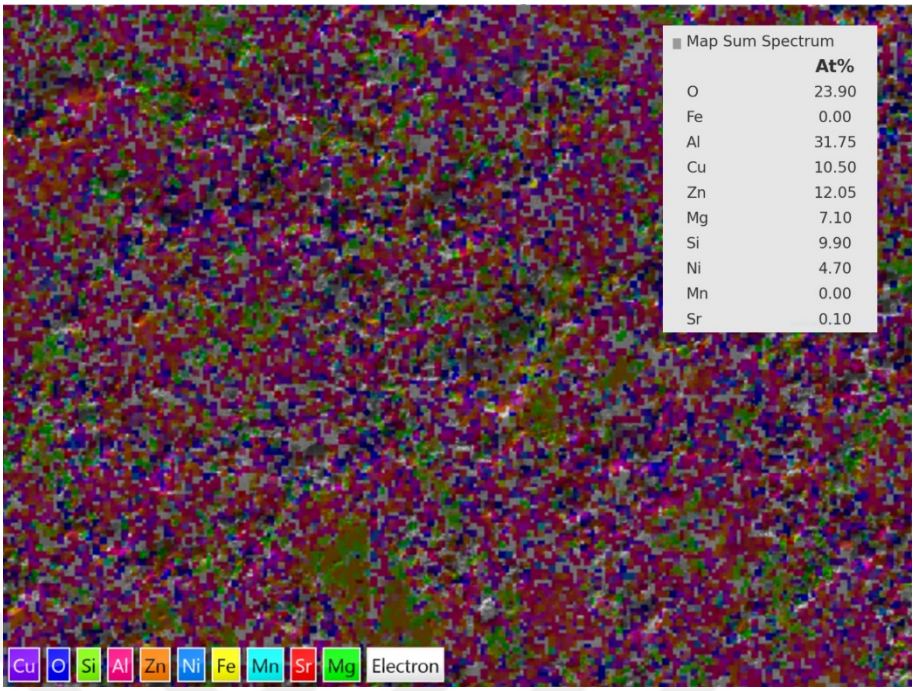


(a)

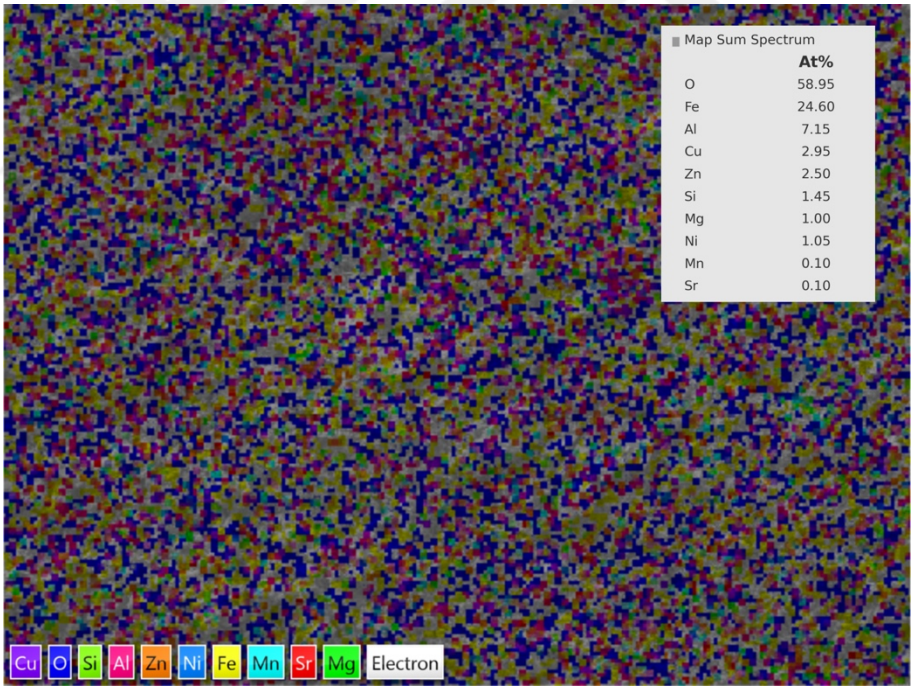


(b)

Şekil 66. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

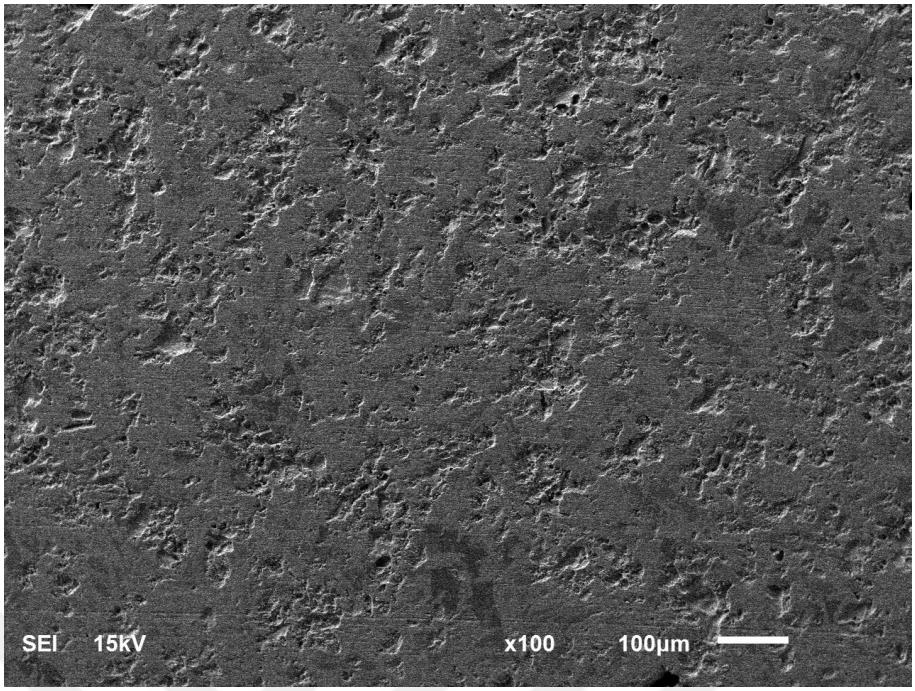


(c)

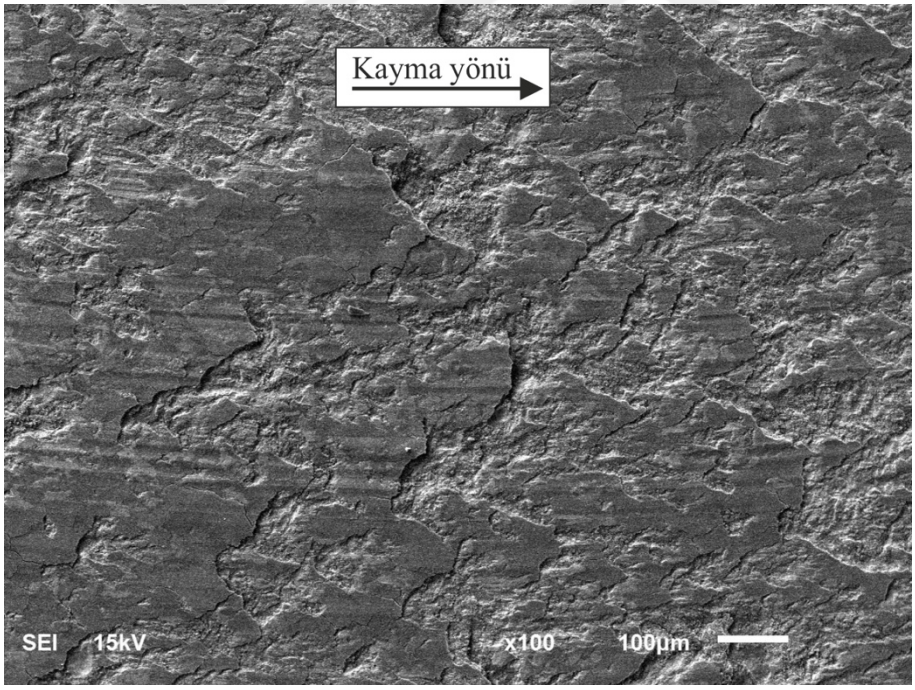


(d)

Şekil 66 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

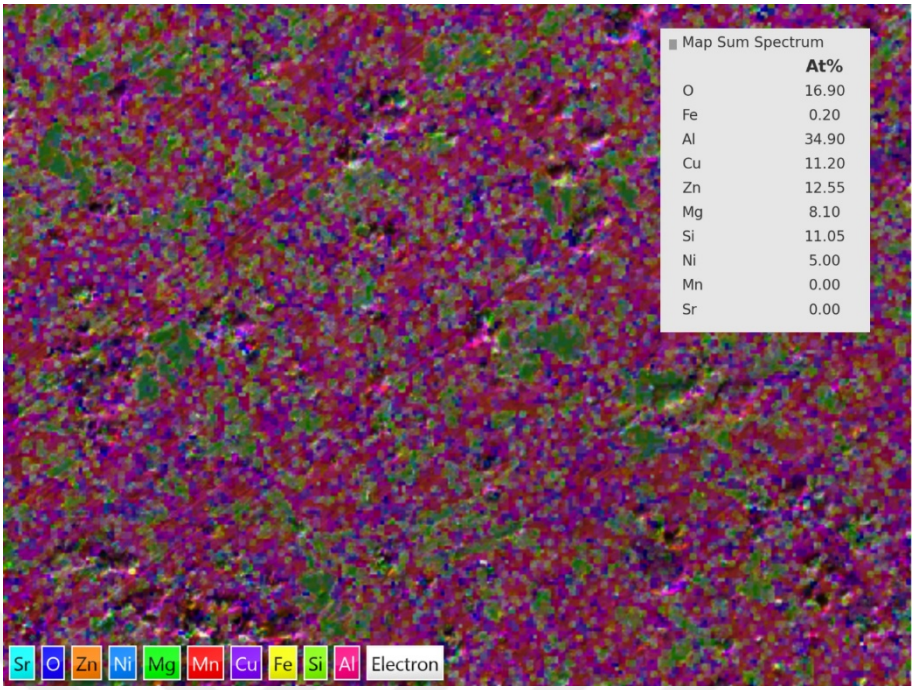


(a)

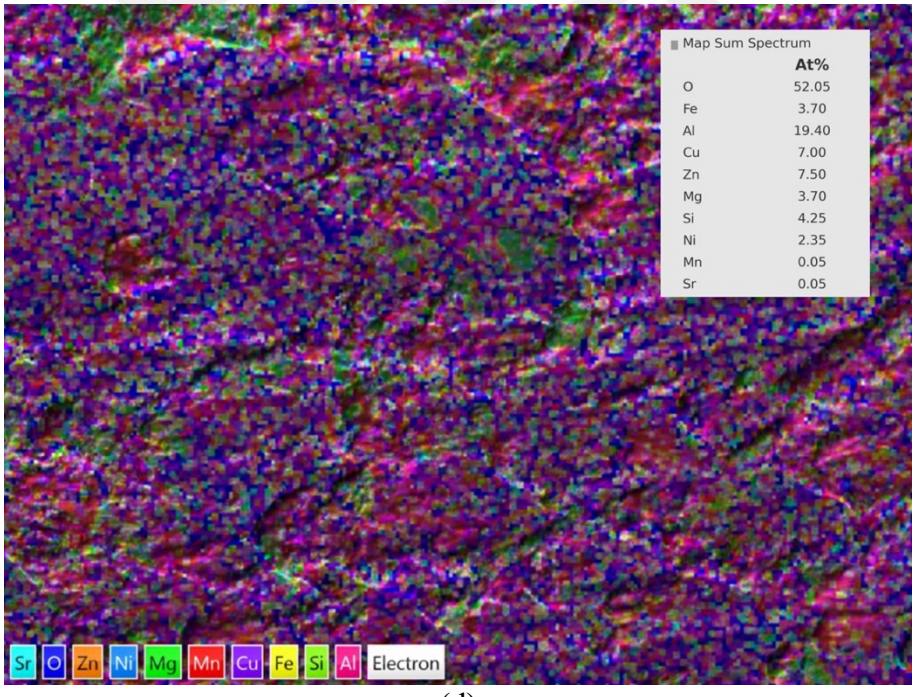


(b)

Şekil 67. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

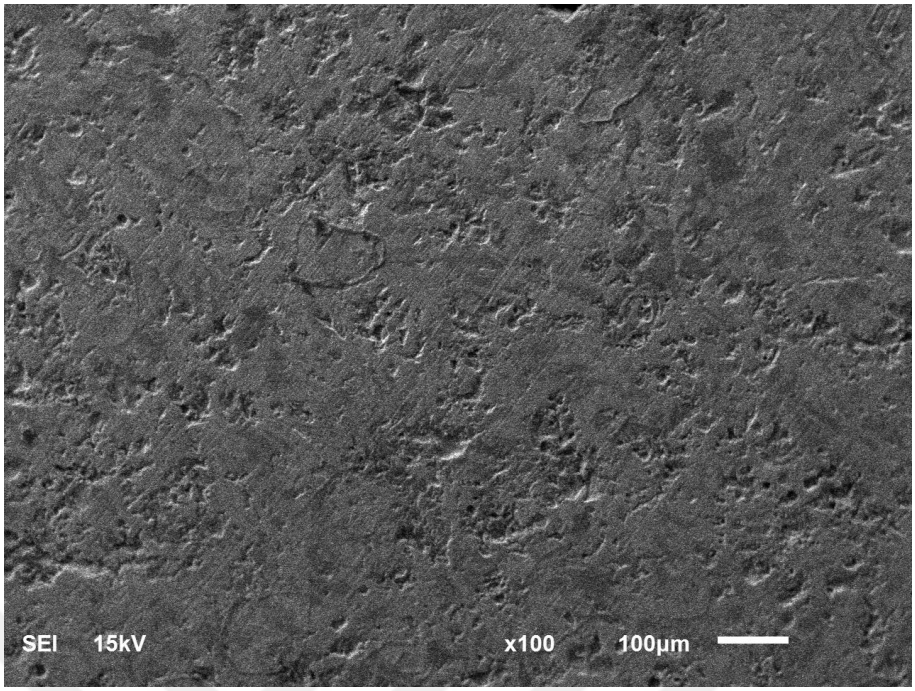


(c)

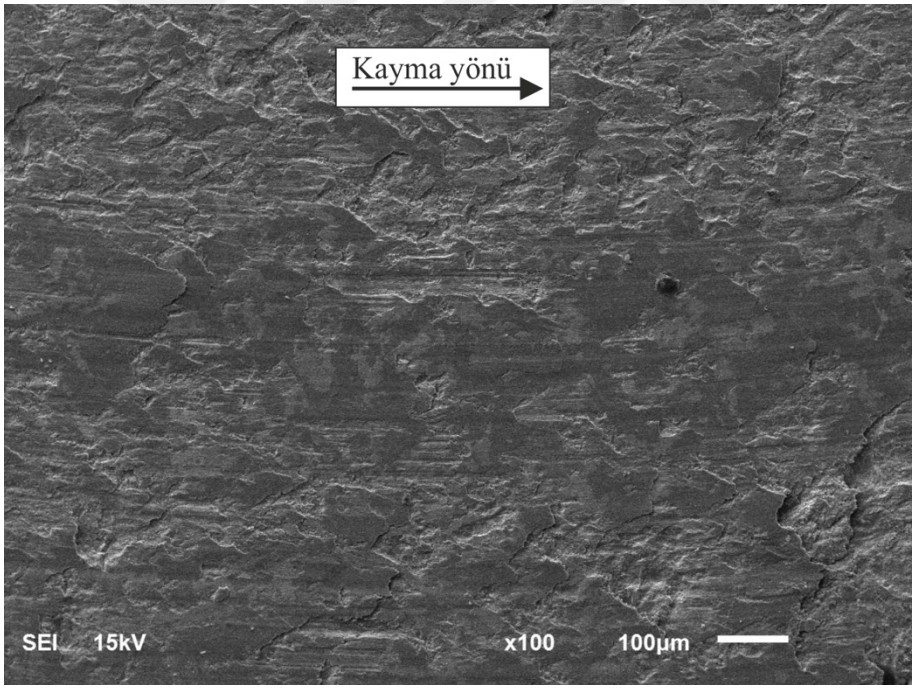


(d)

Şekil 67 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

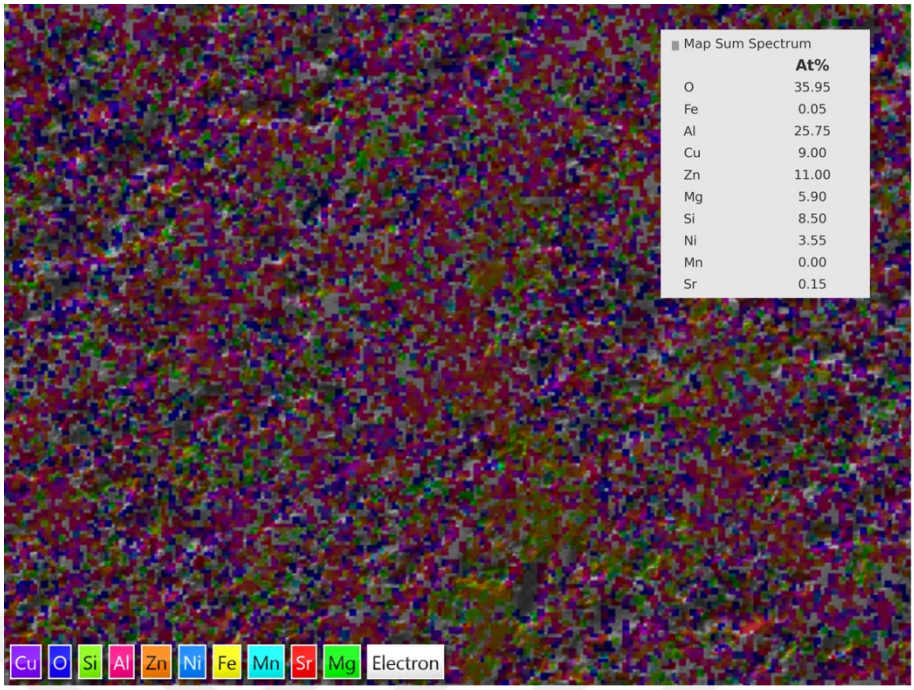


(a)

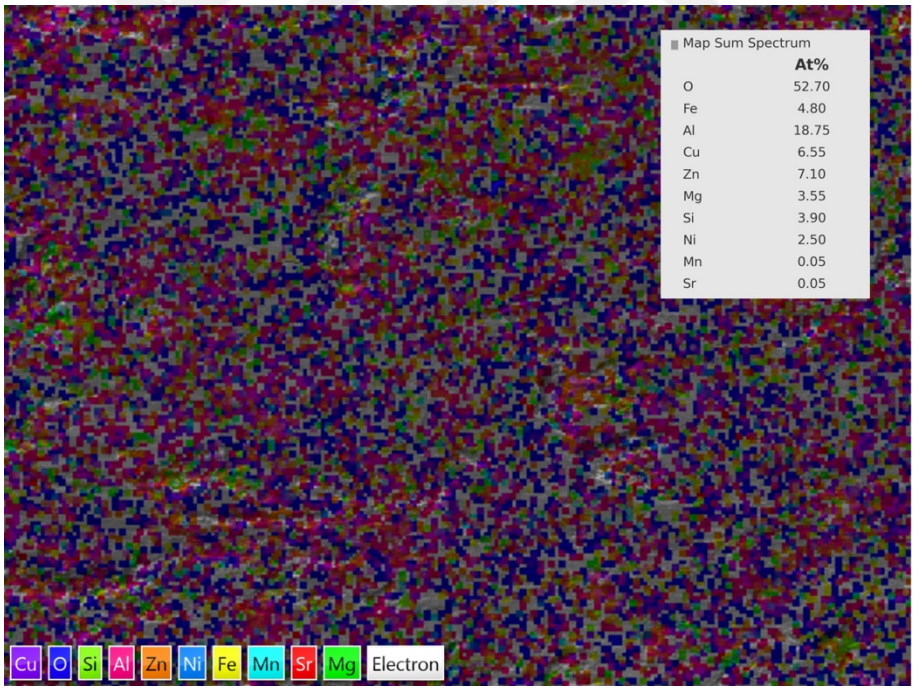


(b)

Şekil 68. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

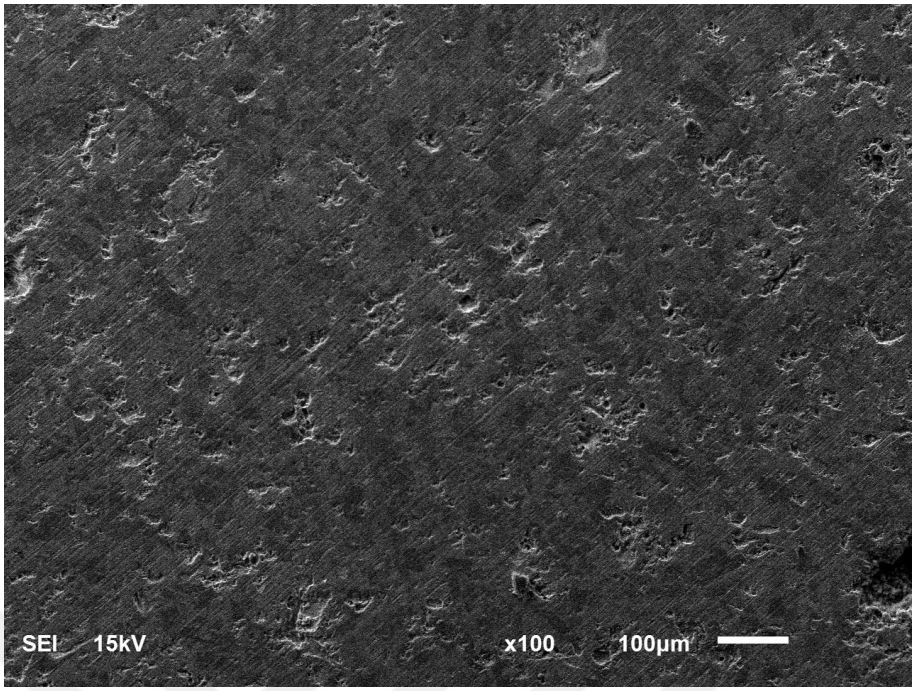


(c)

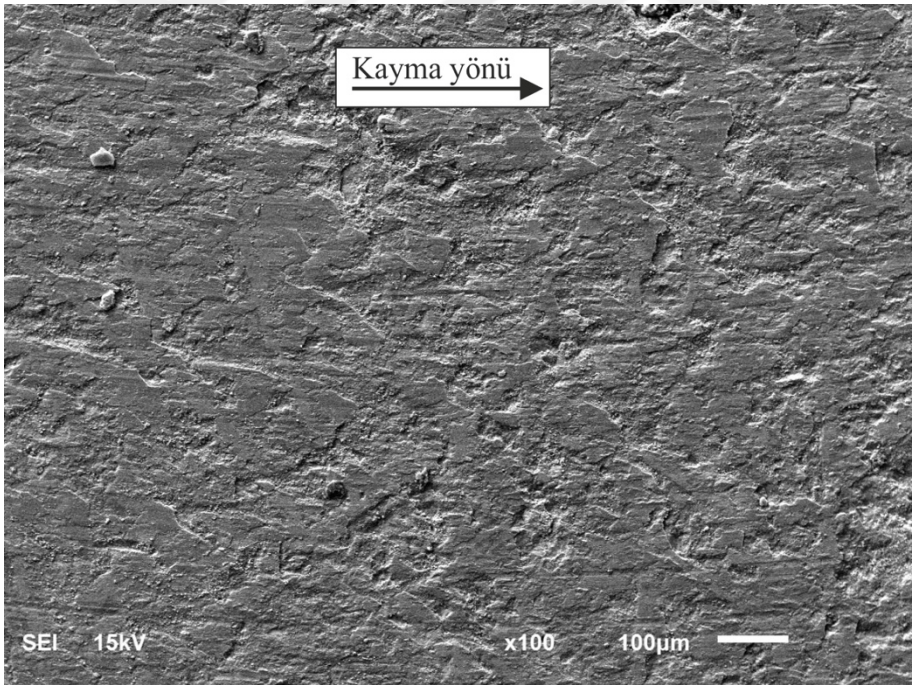


(d)

Şekil 68 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

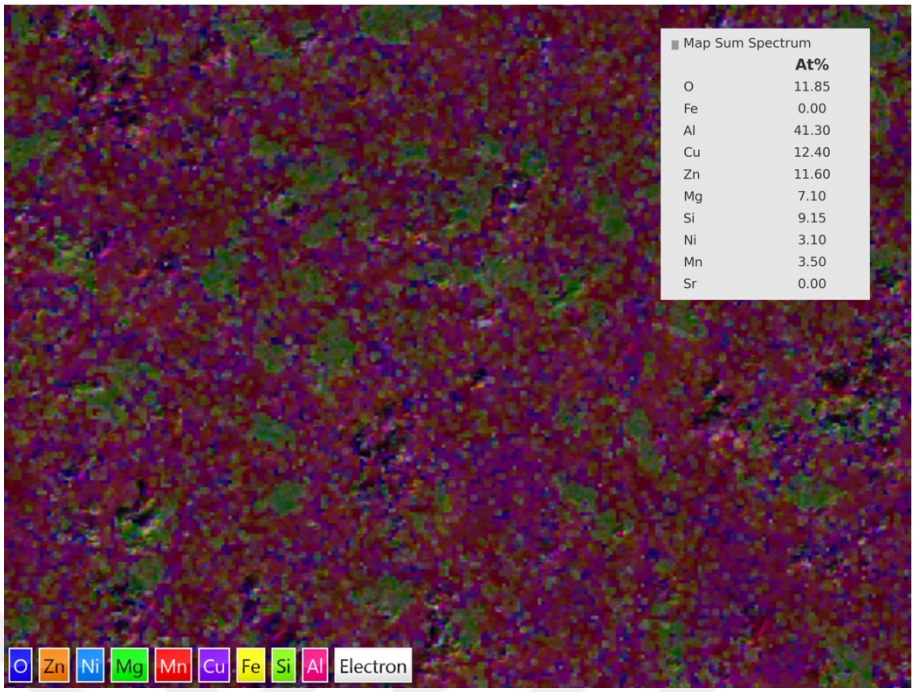


(a)

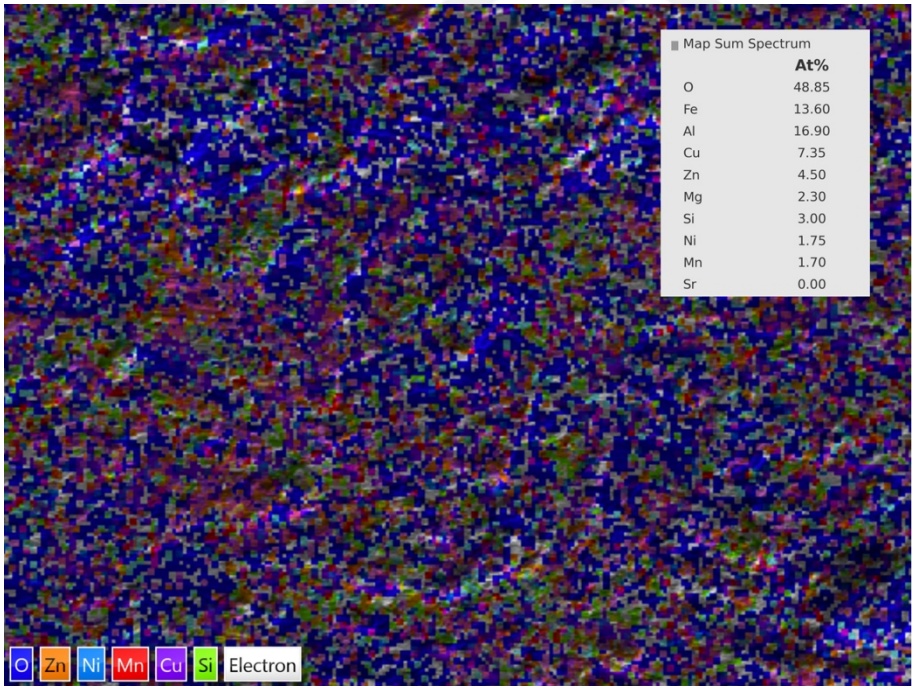


(b)

Şekil 69. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

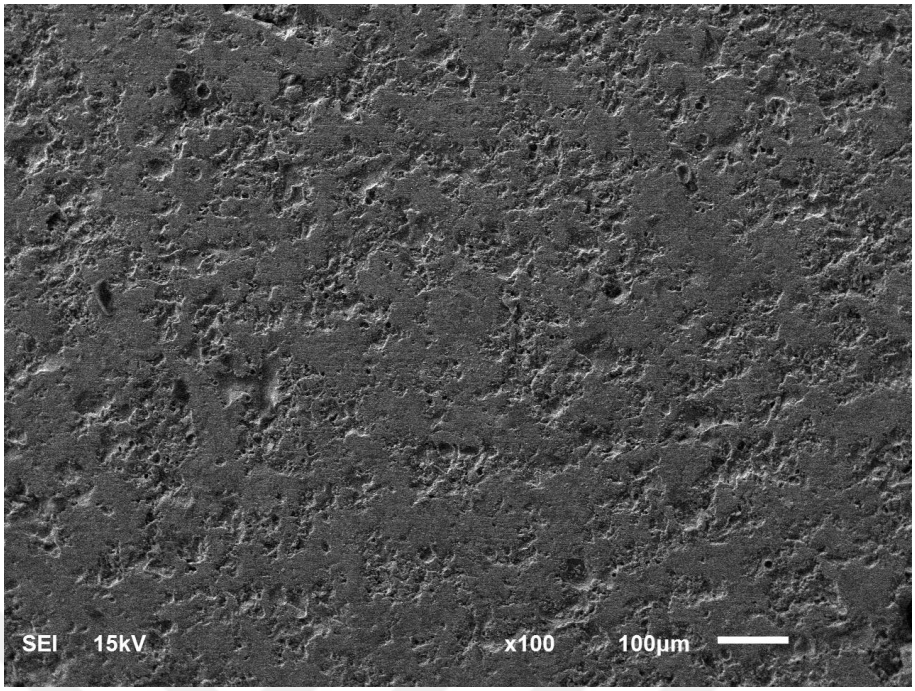


(c)

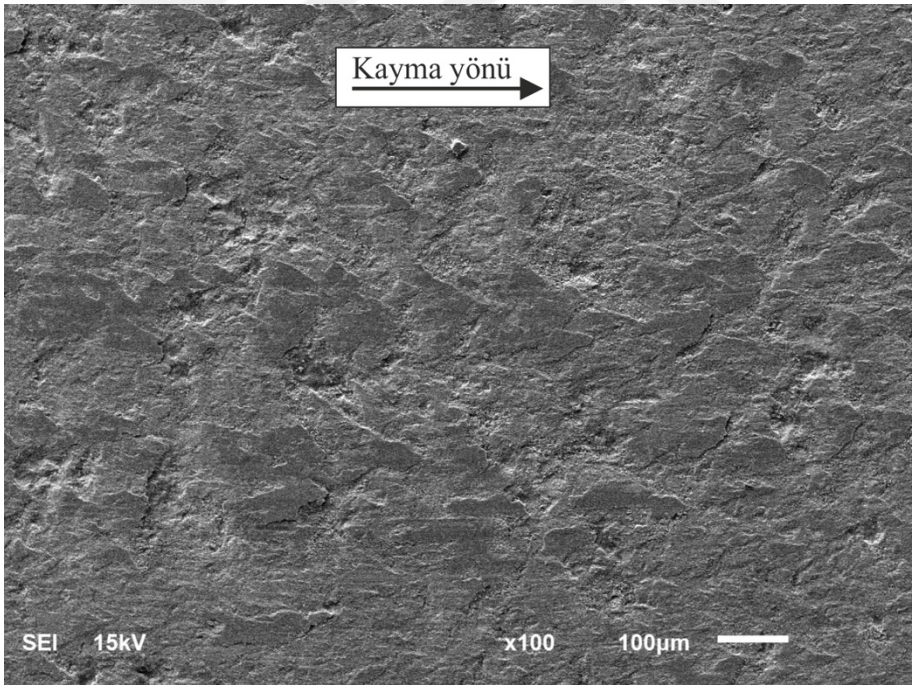


(d)

Şekil 69 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

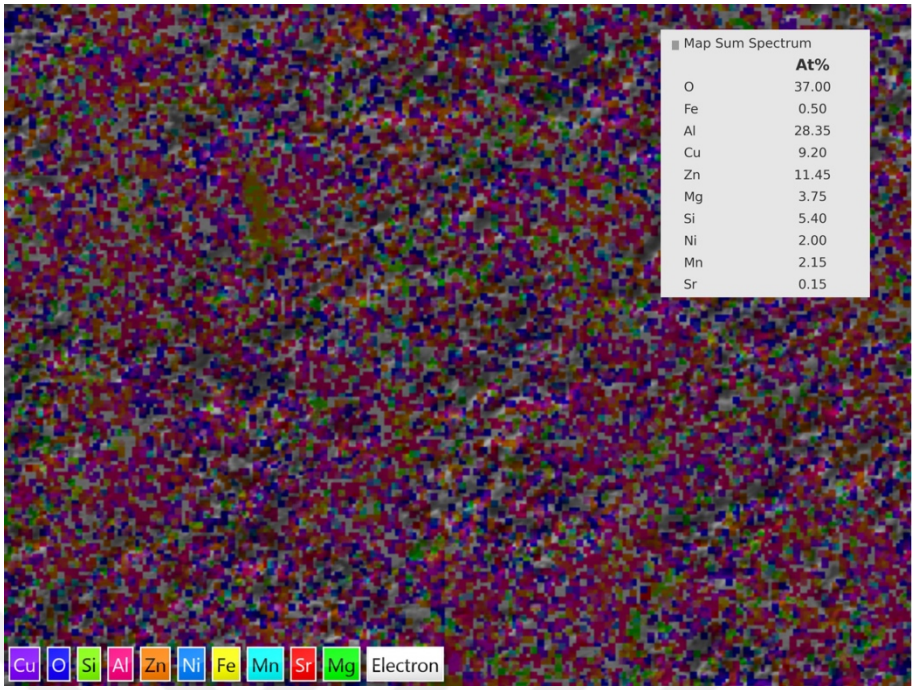


(a)

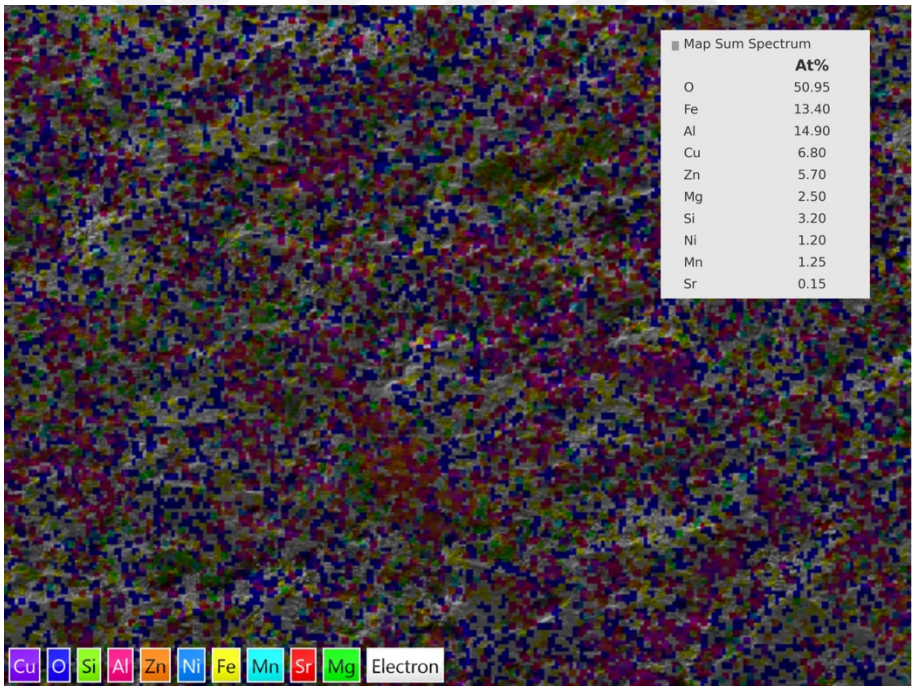


(b)

Şekil 70. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

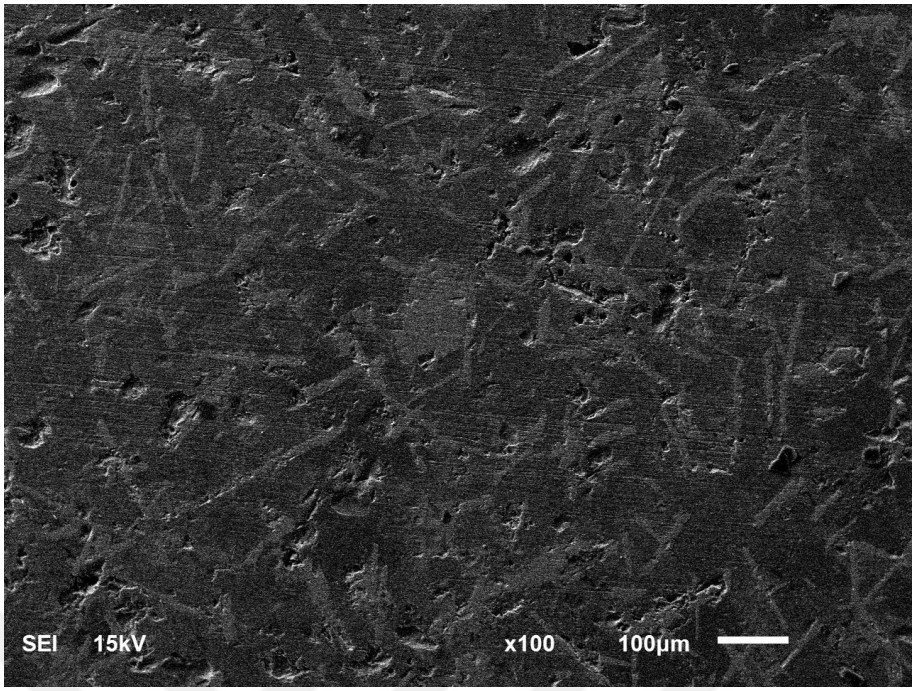


(c)

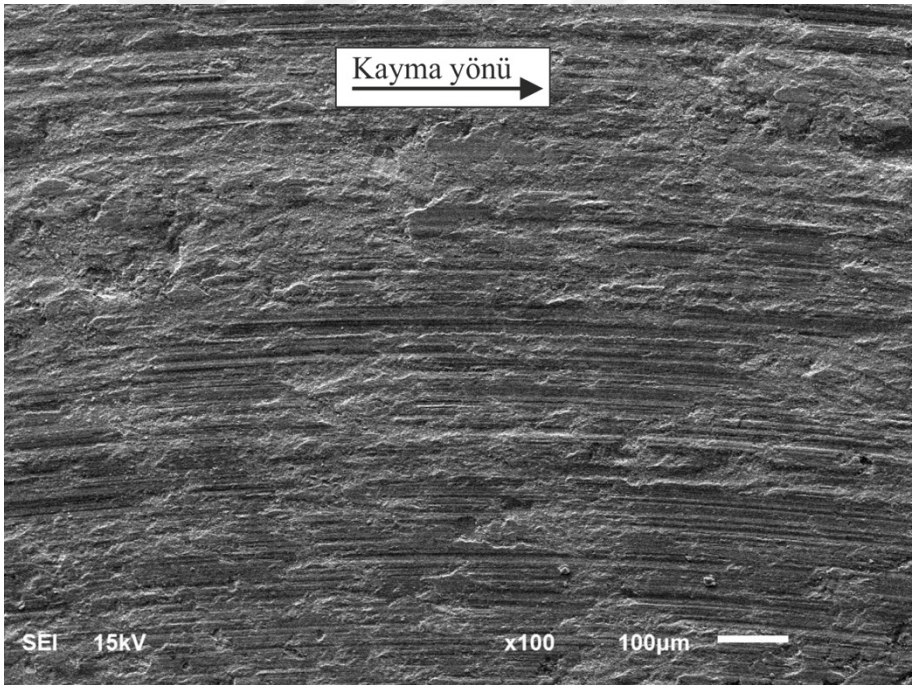


(d)

Şekil 70 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

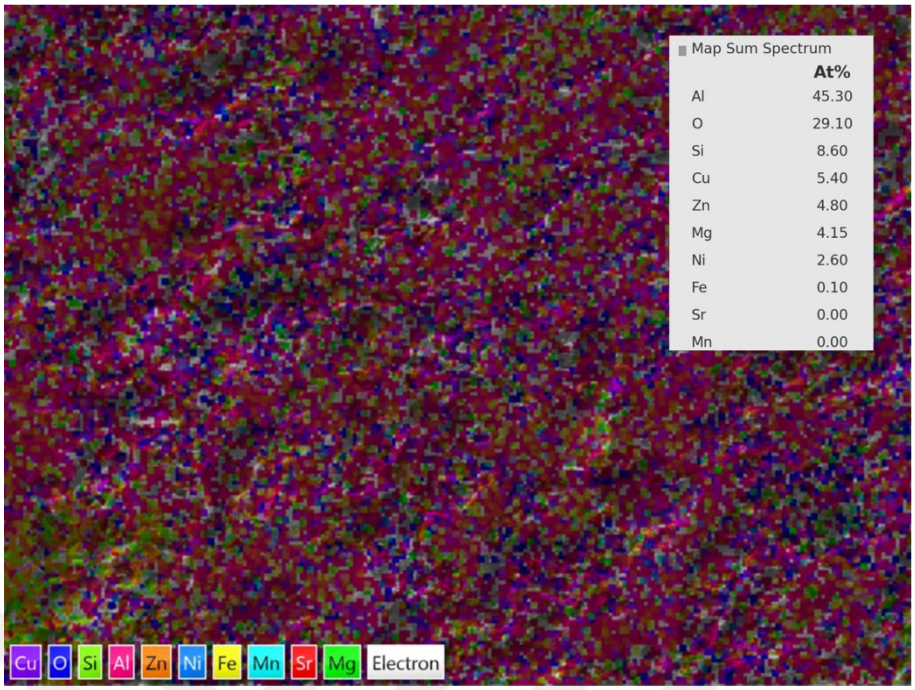


(a)

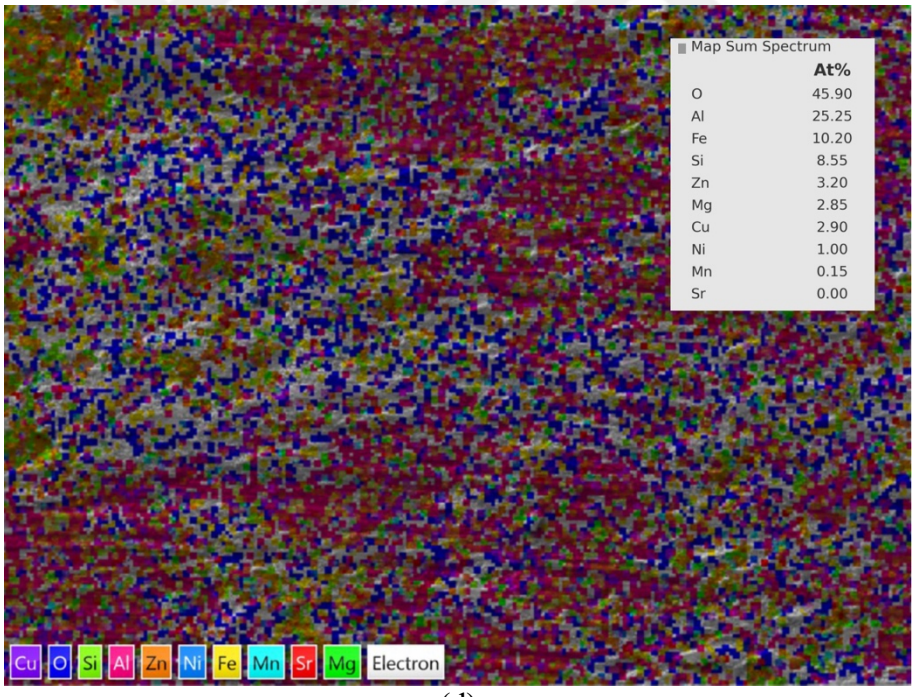


(b)

Şekil 71. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

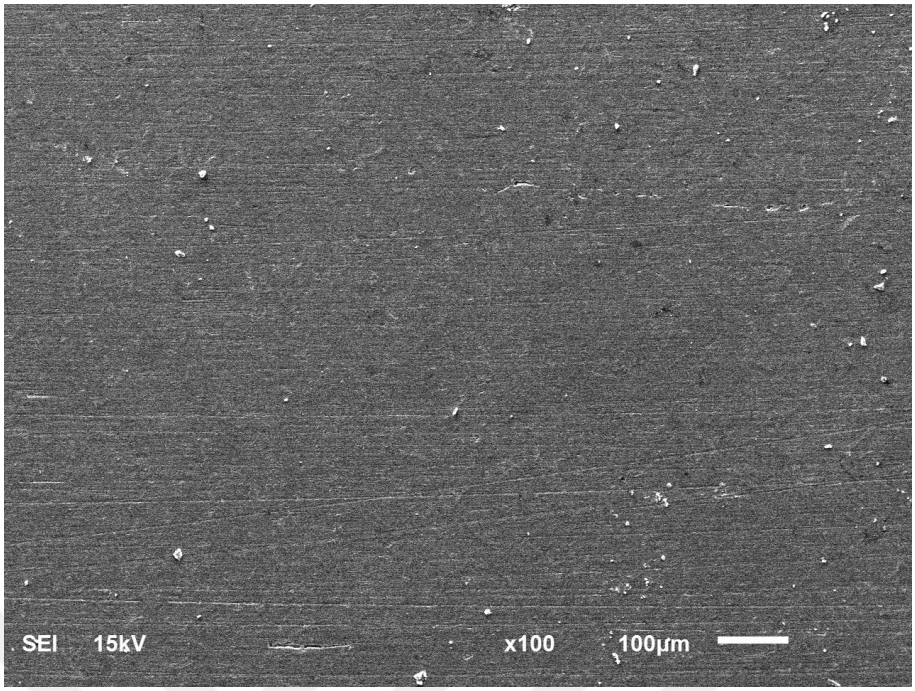


(c)

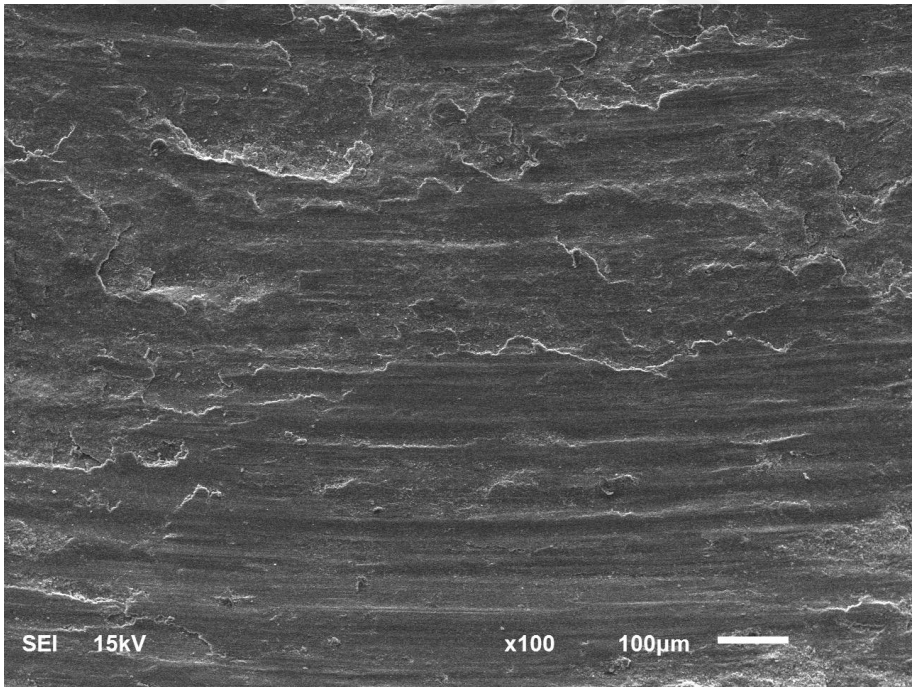


(d)

Şekil 71 (devam). $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

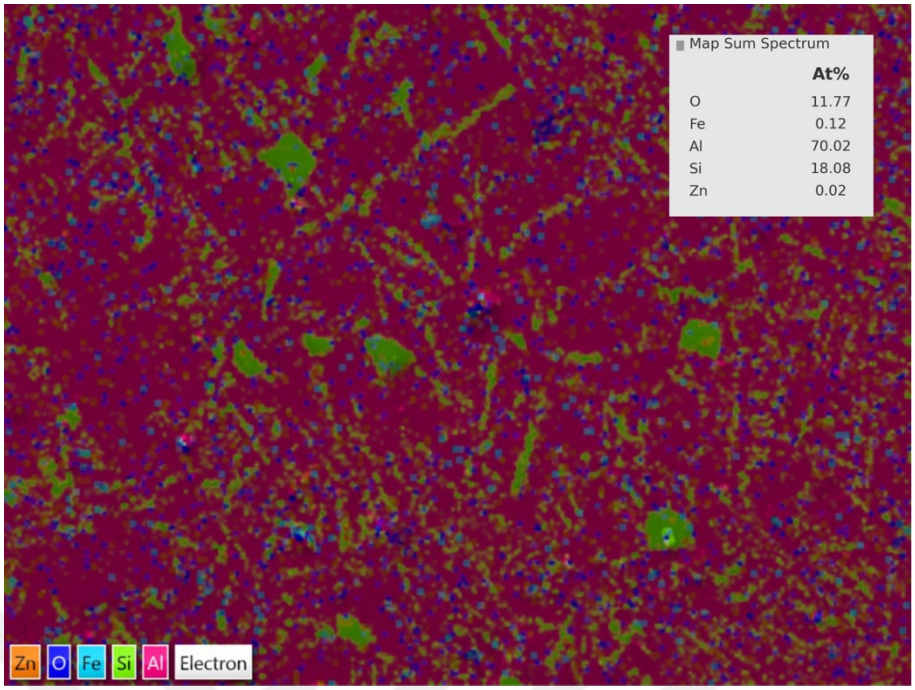


(a)

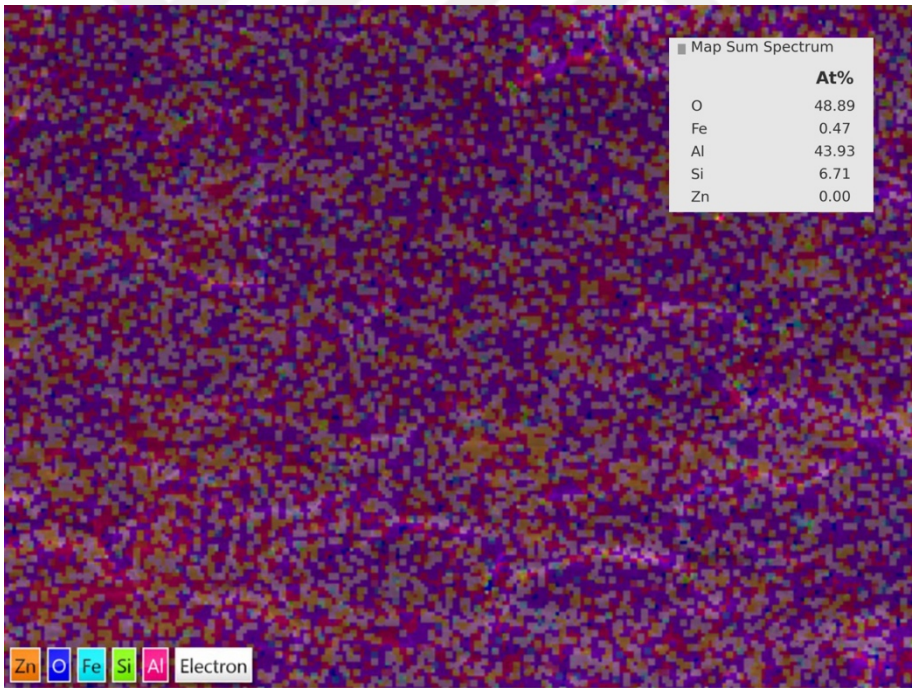


(b)

Şekil 72. EN AC 44100 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

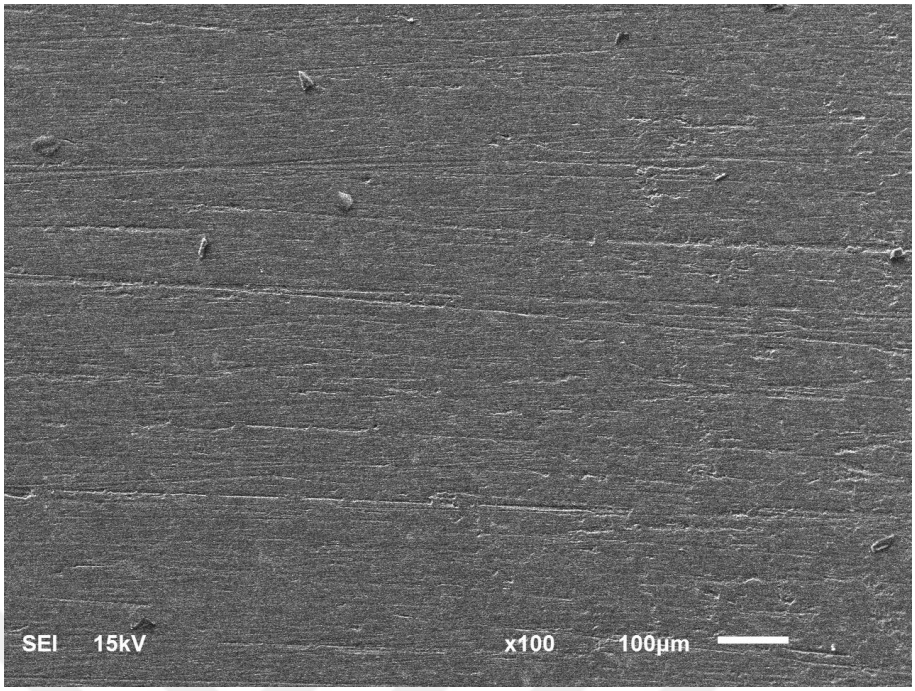


(c)

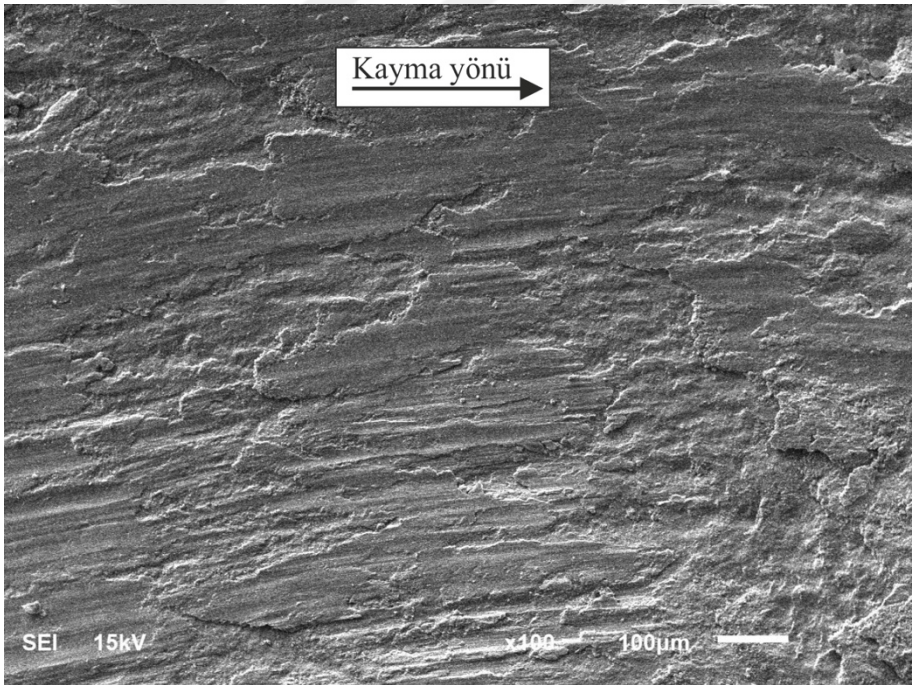


(d)

Şekil 72 (devam). EN AC 44100 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

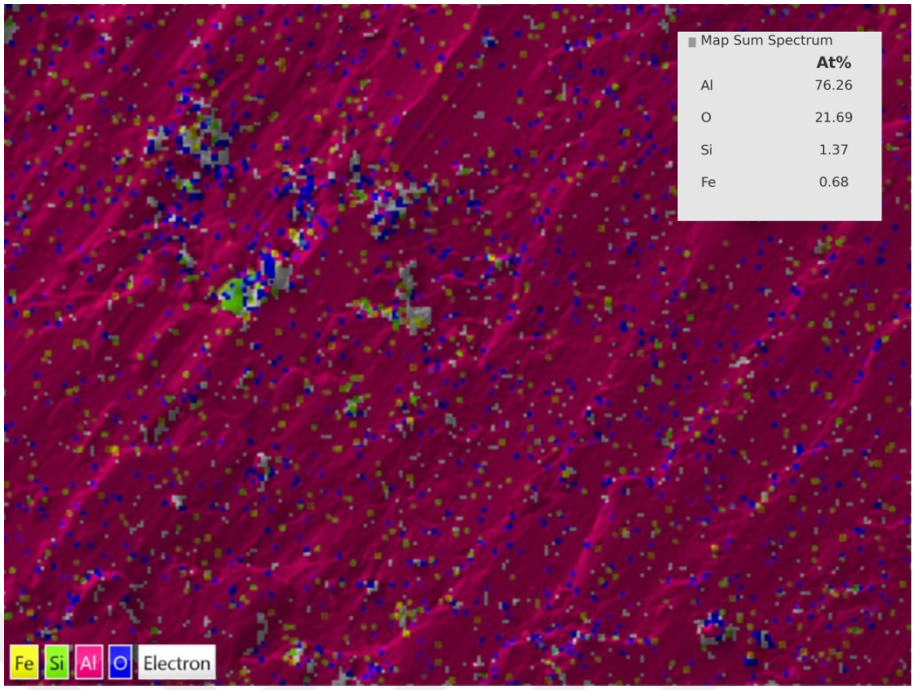


(a)

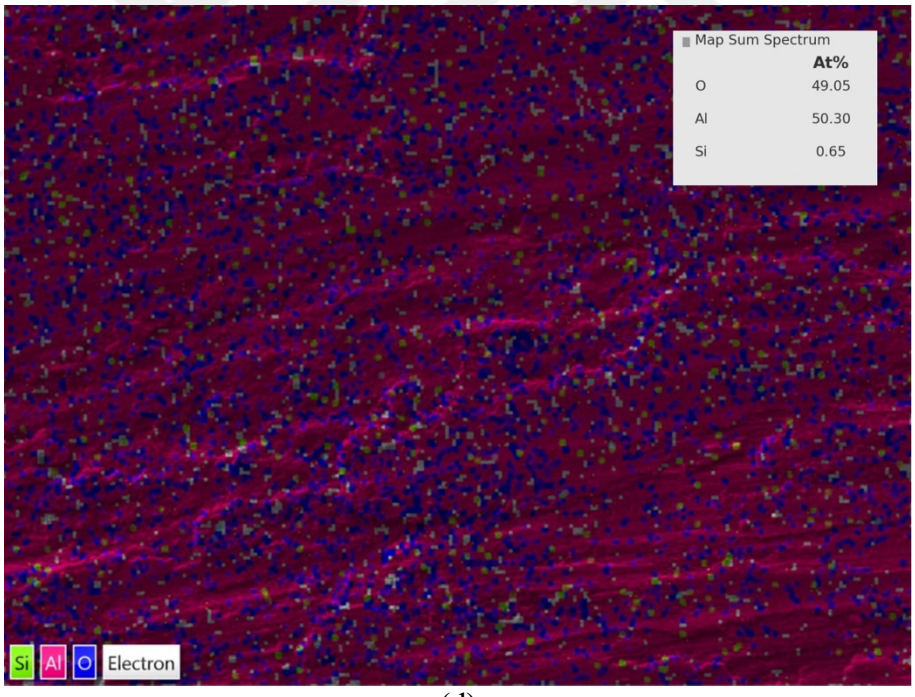


(b)

Şekil 73. Ç1 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

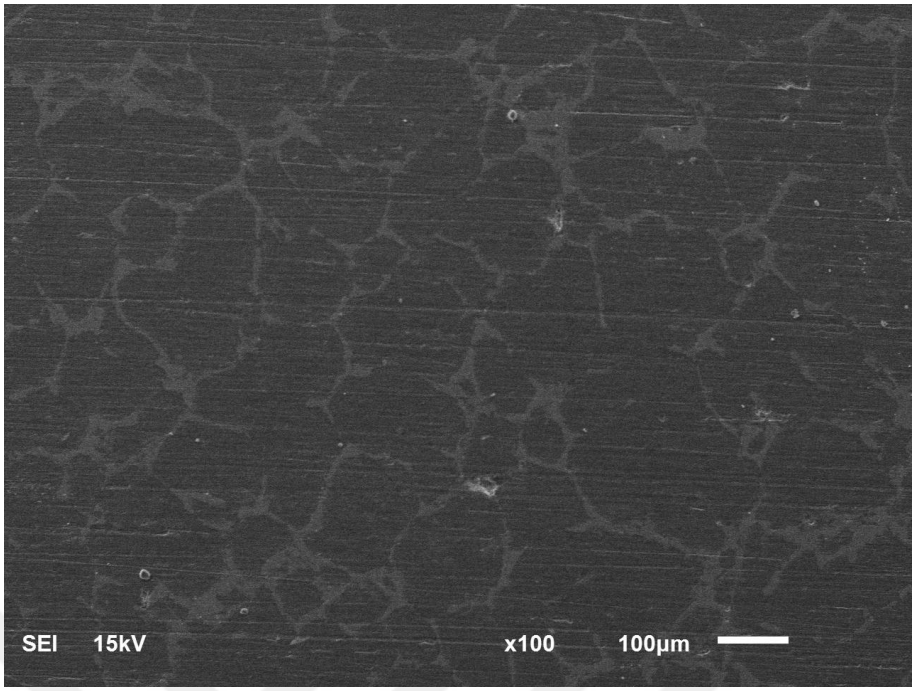


(c)

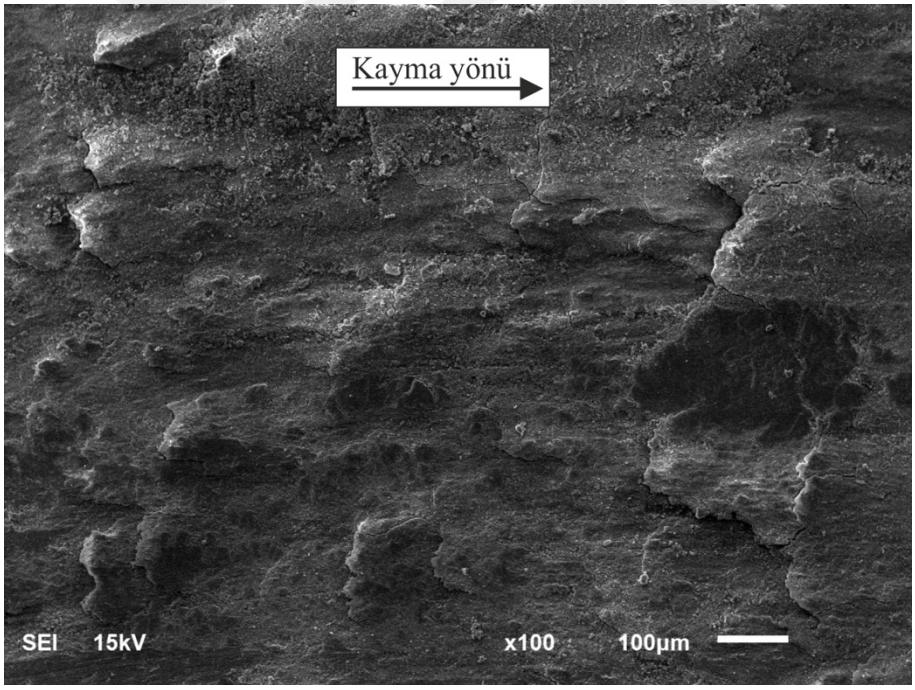


(d)

Şekil 73 (devam). Ç1 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

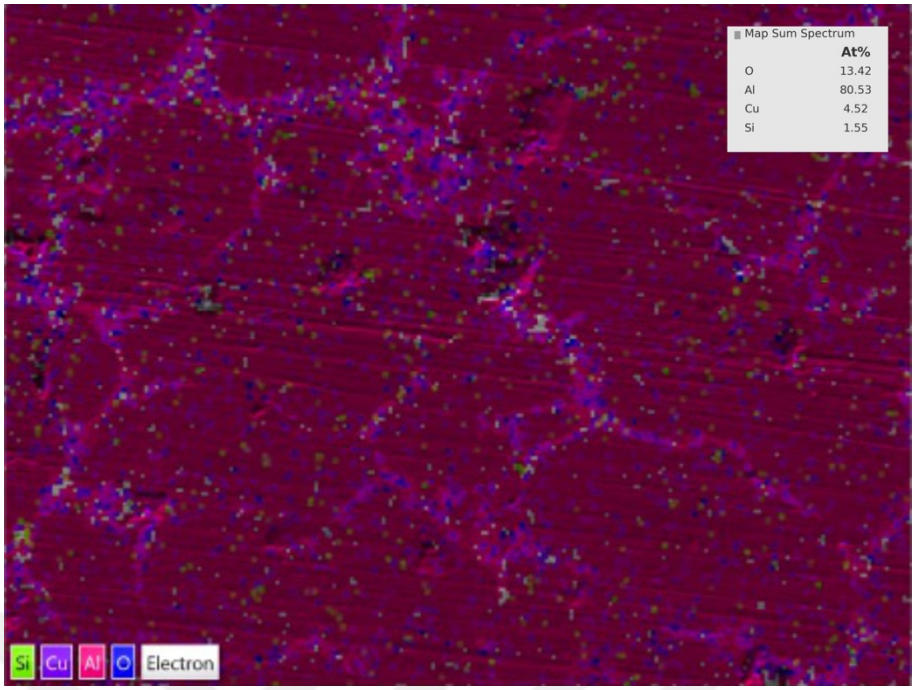


(a)

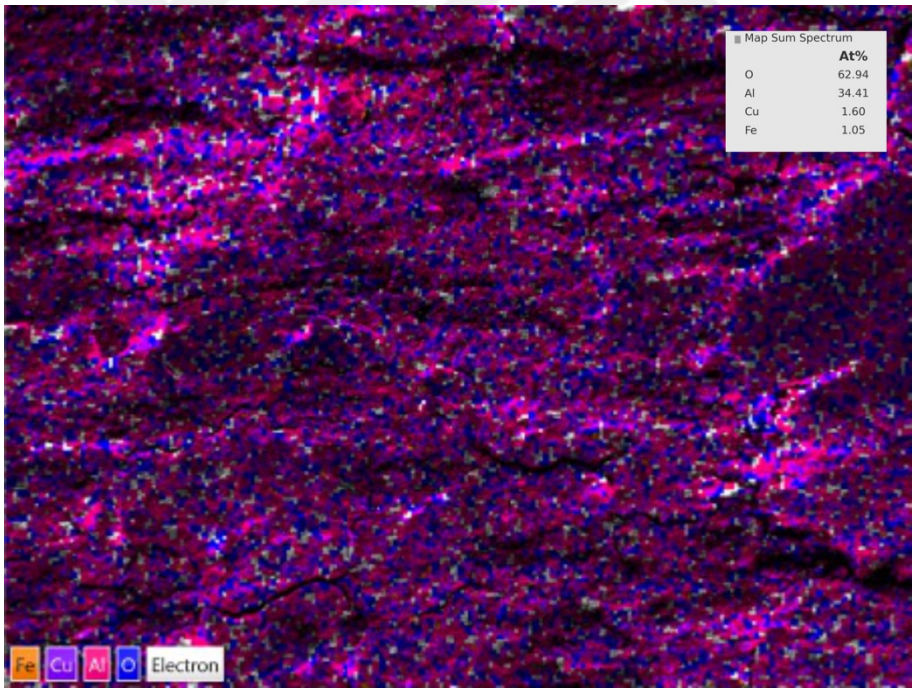


(b)

Şekil 74. Ç2 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri



(c)



(d)

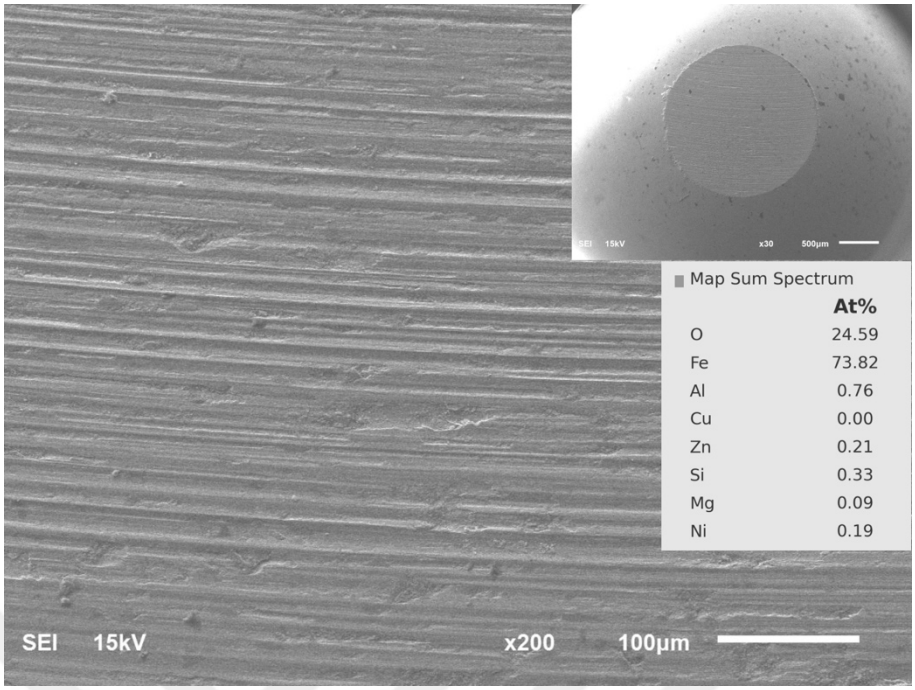
Şekil 74 (devam). Ç2 alaşımının aşınma deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

İncelenen her bir alaşımın aşınma deneyinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzey durumunu gösteren SEM fotoğrafları ve bu yüzeylere ait EDS analizi sonuçları Şekil 75-85'te, aşındırıcı bilyenin deneylerden önceki EDS analiz sonuçları Tablo 18'de verilmiştir. Bu fotoğraflar aşınma deneyleri sonunda aşındırıcı bilyelerin numunelere temas yüzeylerinde düzleşmelerin, çiziklerin ve sıvama tabakalarının oluştuğunu ve bu karakteristiklerin alaşıma bağlı olarak farklı ölçülerde olduğunu göstermektedir. Aşındırıcı bilyelerin yüzeyleri üzerinde yapılan EDS analizleri ise deneylerden sonra bilye yüzeylerinin kimyasal bileşiminin farklılaştığını göstermiştir. Şöyle ki, tüm alaşımların deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeyinde deney öncesine göre oksijen oranının azaldığı, alüminyum, bakır ve nikel oranlarının ise yükseldiği belirlemiştir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının deneyinde kullanılan aşındırıcı bilye yüzeyinde demirin, EN AC 44100 alaşımının deneyinde kullanılan bilye üzerinde ise silisyumun daha belirgin arttığı belirlenmiştir.

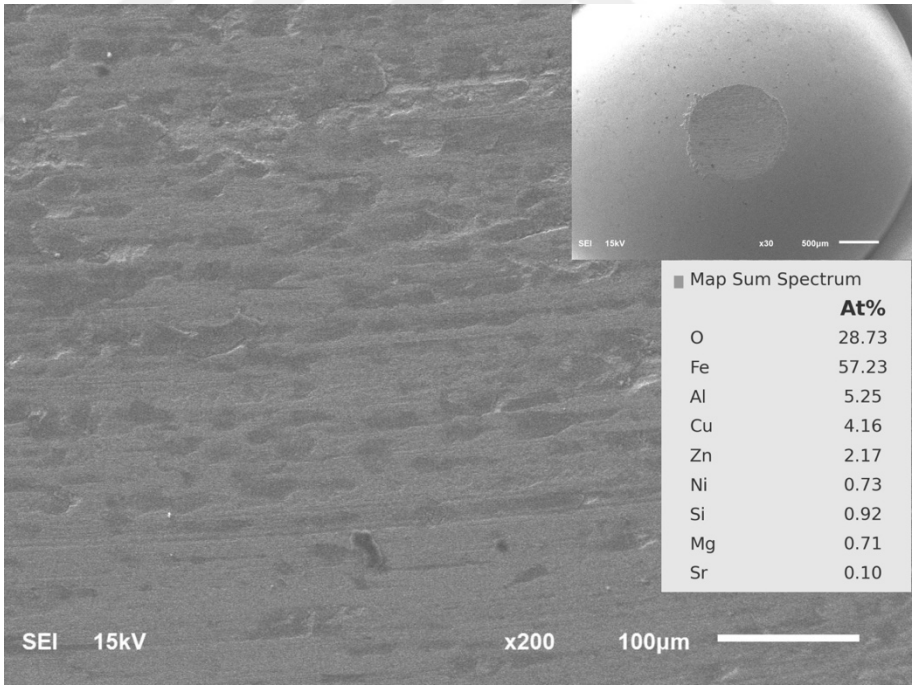
İncelenen alaşımların aşınma deneyine tabi tutulan numunelerinden elde edilen aşınma parçacıklarına ait SEM görüntüleri ve EDS analizi sonuçları Şekil 86-93'te yer almaktadır. SEM görüntüleri aşınma parçacıklarının uzunluklarının en fazla 50µm olmak üzere irili ufaklı farklı ölçülerde değiştiğini göstermektedir, Şekil 86-93. İncelenen hem $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ hem de $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ esaslı alaşımların parçacıklarının boyutunda Sr ilavesi nedeniyle düzenli veya belirgin bir değişim görülmemiştir. Aşınma parçacıkları üzerinde yapılan EDS analizleri bu parçacıkların aşınma yüzeylerine göre daha fazla O ve Fe içerdiği, alaşım elementlerinin oranının ise numune yüzeyine göre daha düşük olduğunu göstermektedir, Tablo 19.

Tablo 18. Aşındırıcı bilyenin deneylerden önceki EDS analiz sonuçları

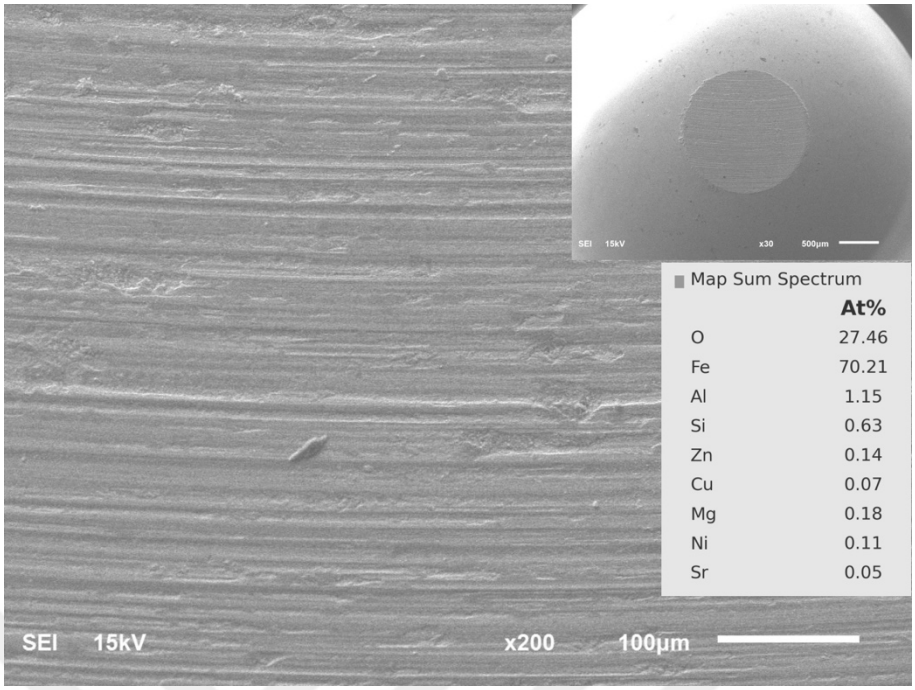
O	Fe	Si	Al	Cu	Zn	Mg	Ni	Mn	Sr
21,2	75,5	0,2		0,0			0,0	0,0	
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
23,2	77,4	0,40		0,2			0,2	0,3	



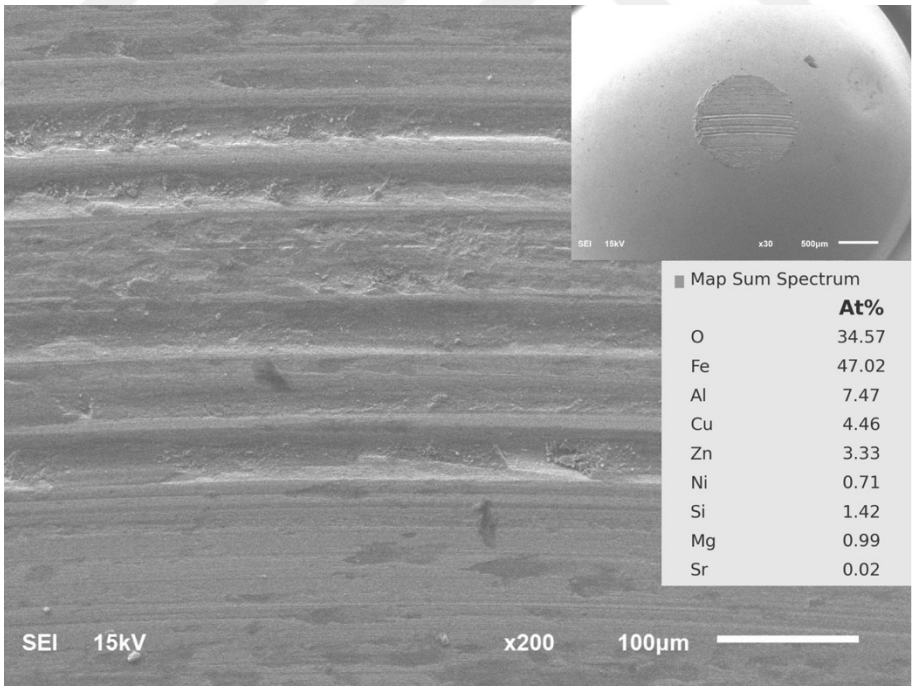
Şekil 75. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



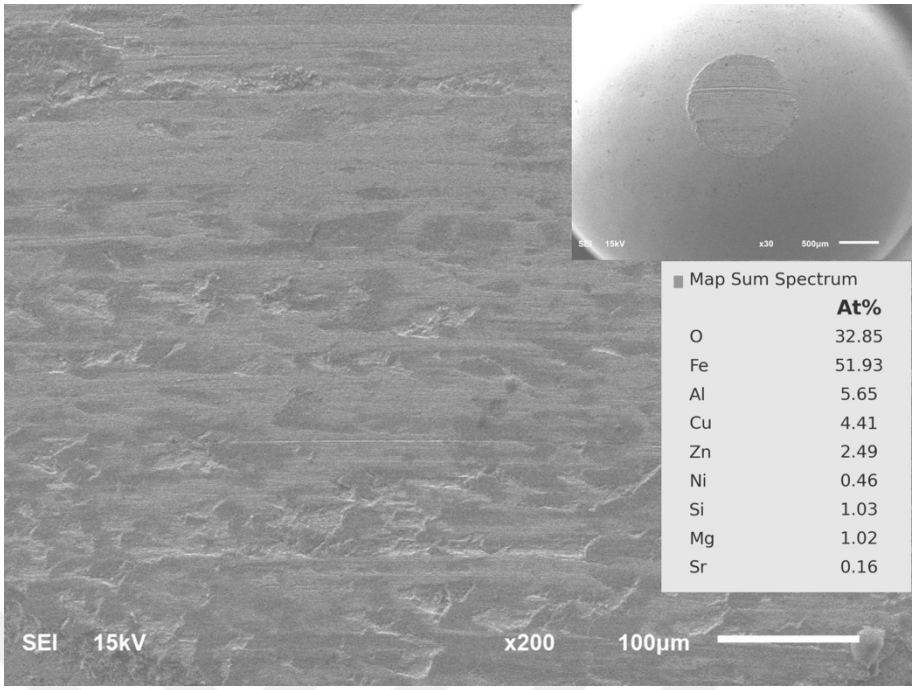
Şekil 76. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



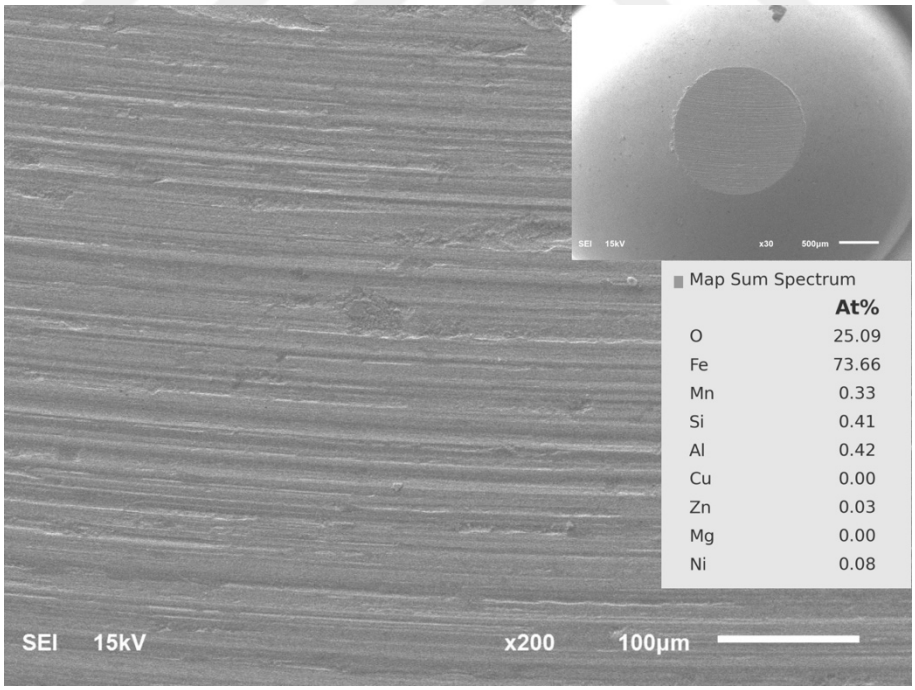
Şekil 77. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



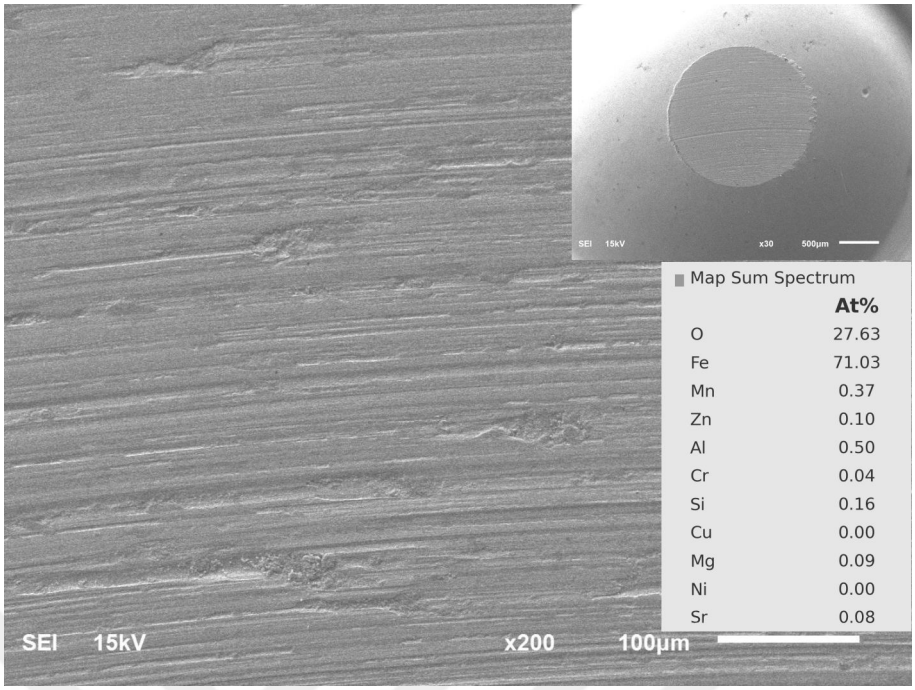
Şekil 78. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



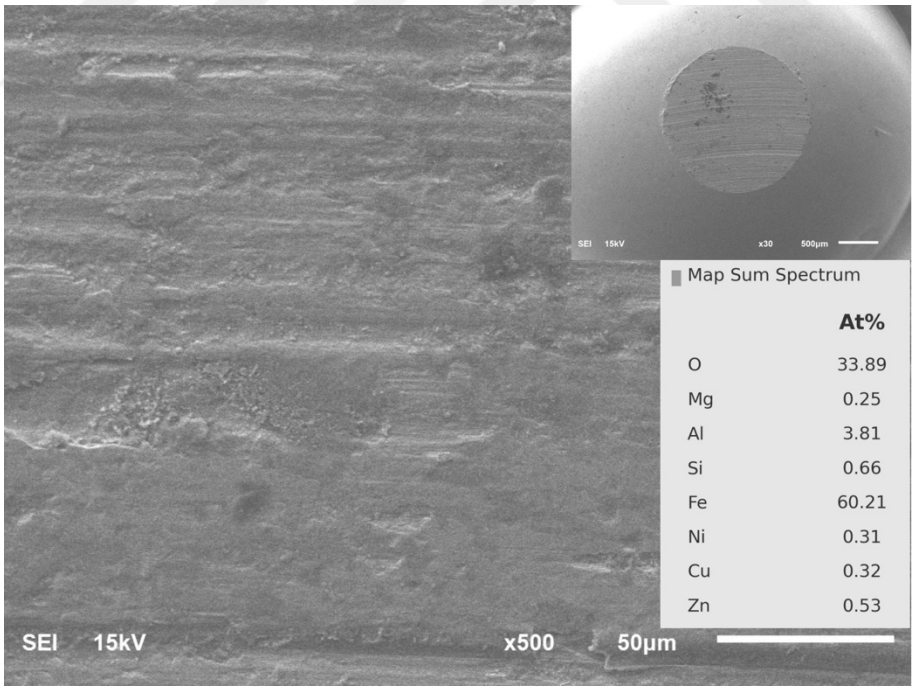
Şekil 79. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



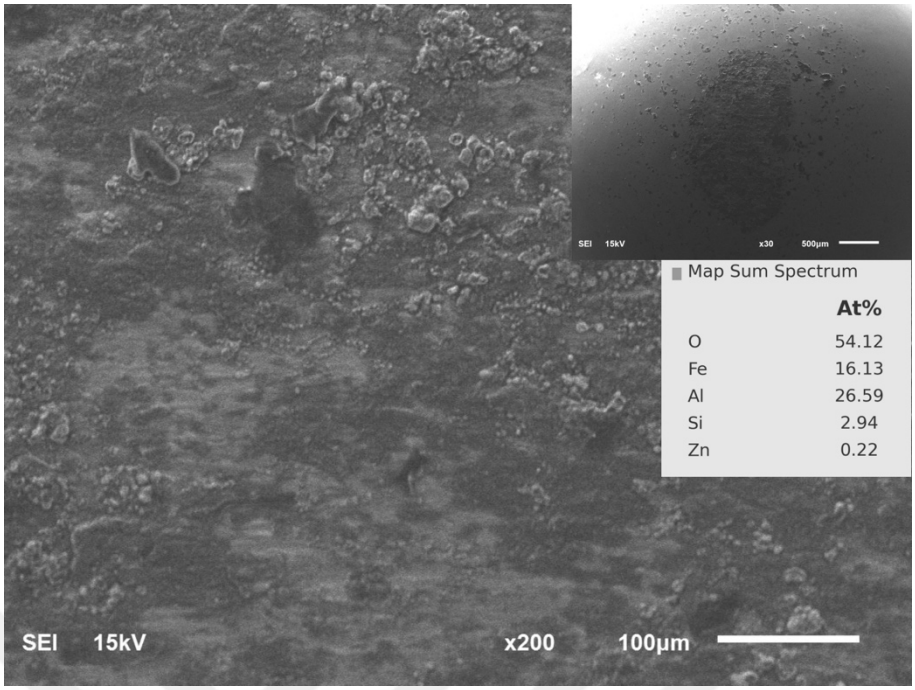
Şekil 80. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



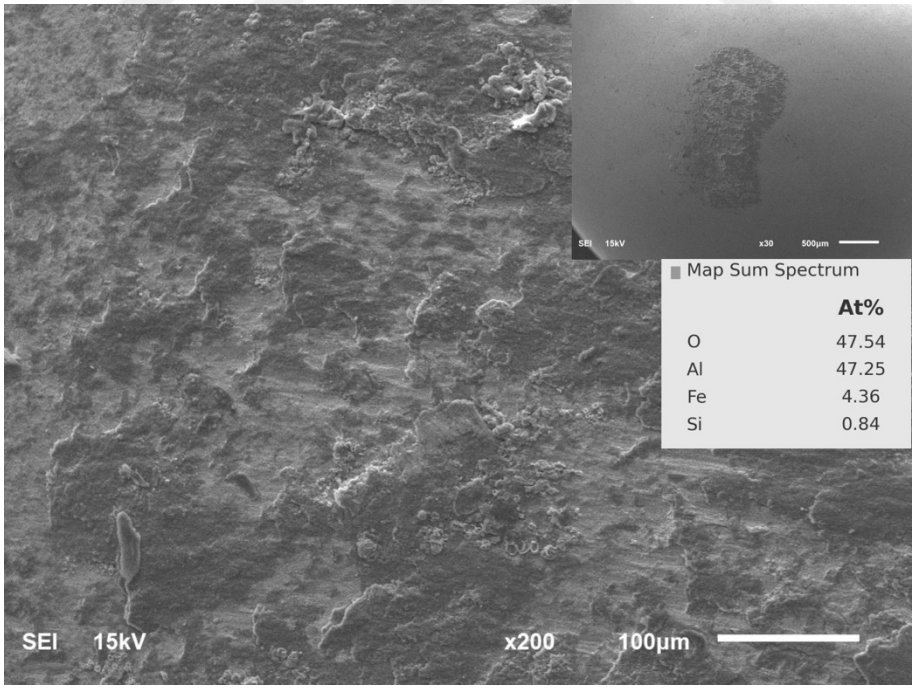
Şekil 81. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



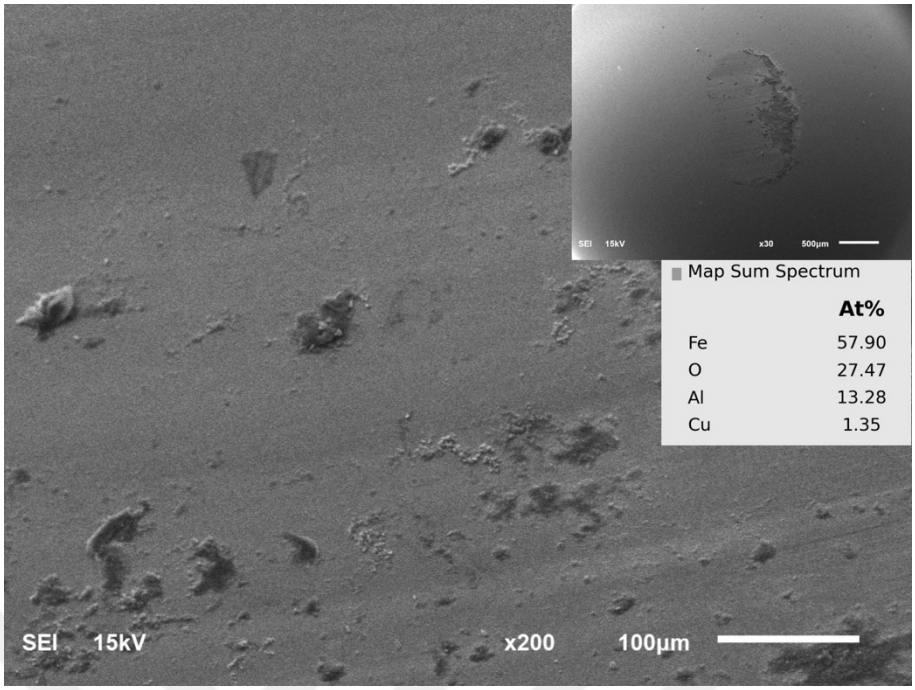
Şekil 82. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



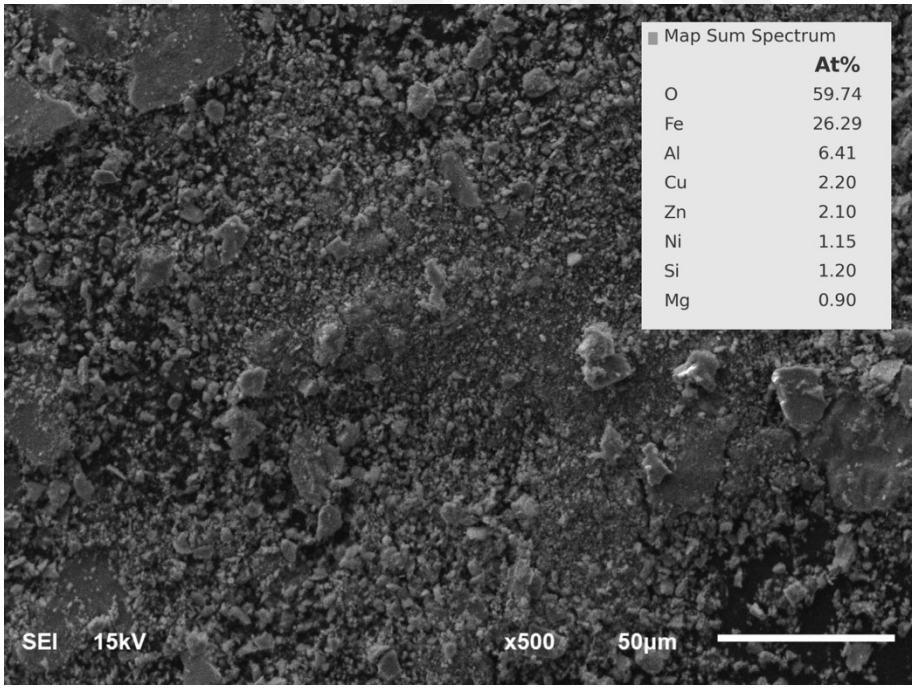
Şekil 83. EN AC 44100 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



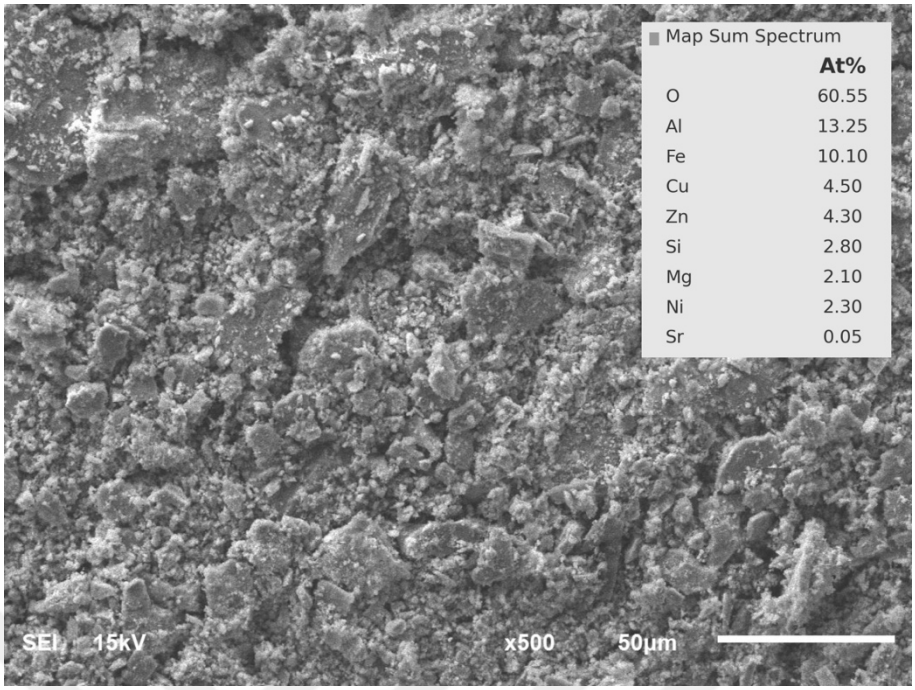
Şekil 84. Ç1 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



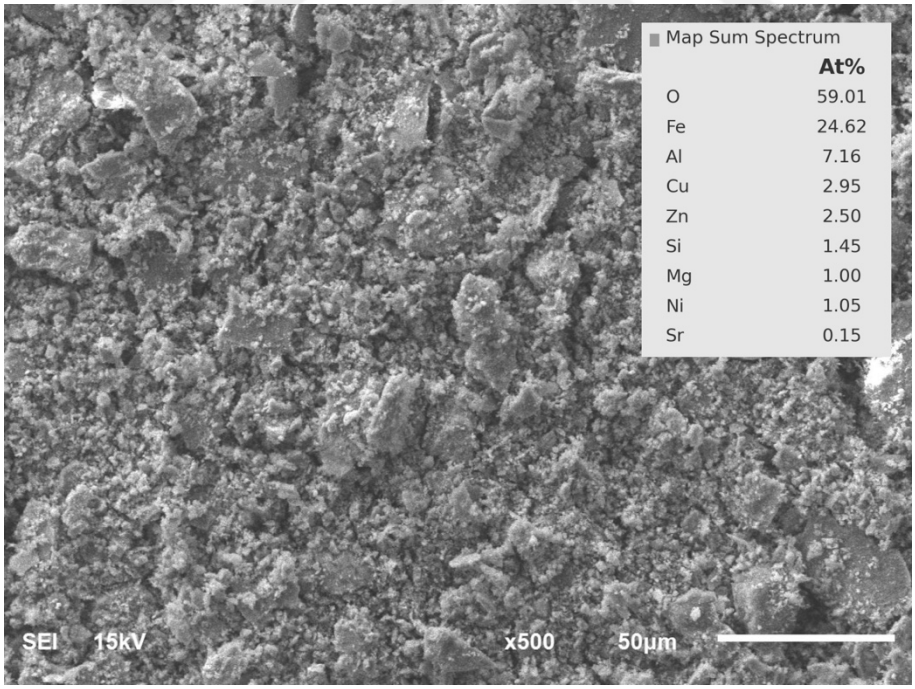
Şekil 85. Ç2 alaşımına ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyenin yüzeyini gösteren SEM fotoğrafı ve EDS analizi



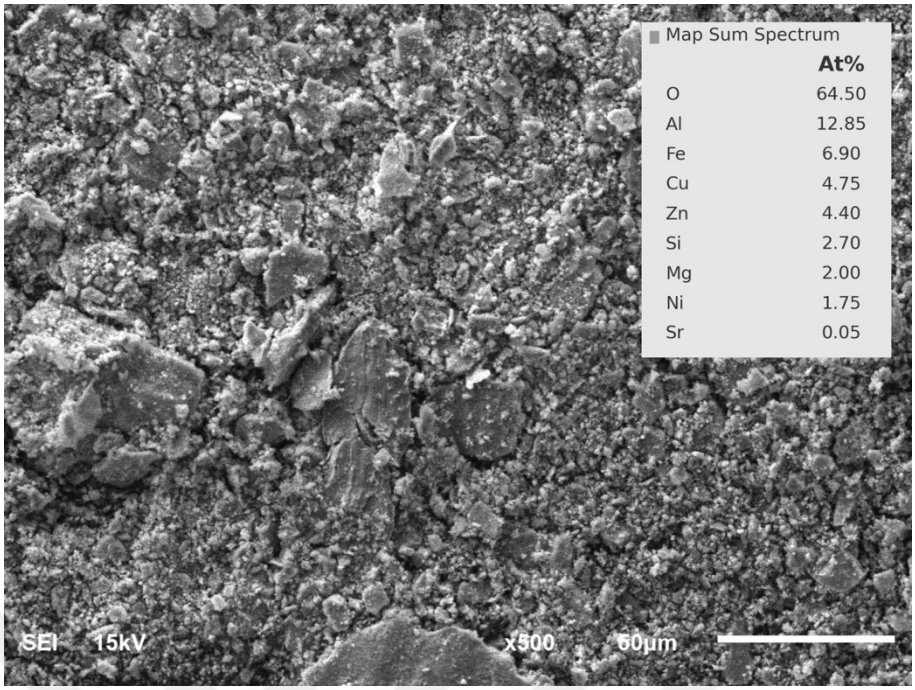
Şekil 86. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



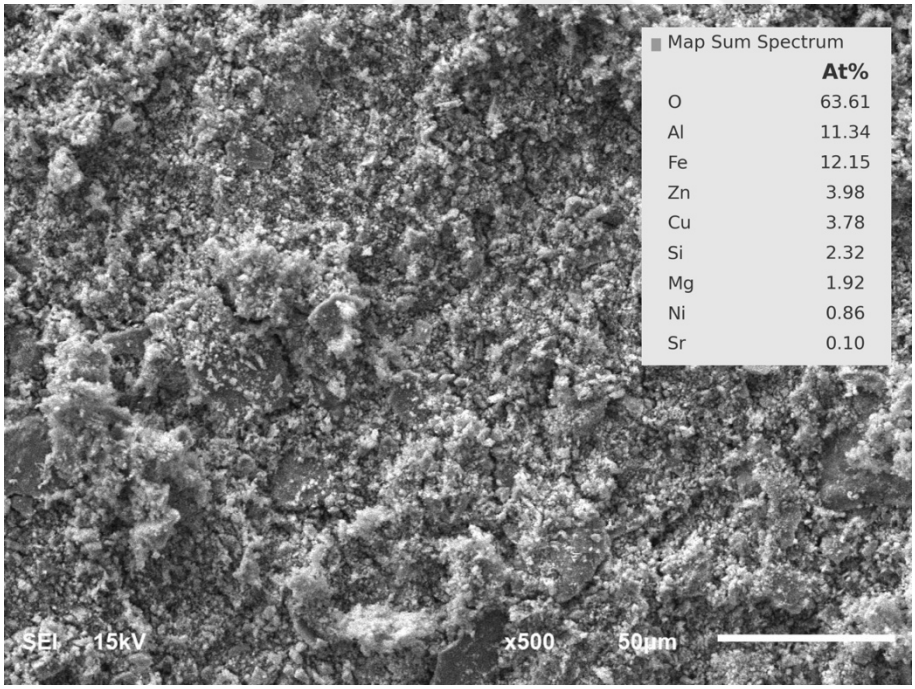
Şekil 87. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



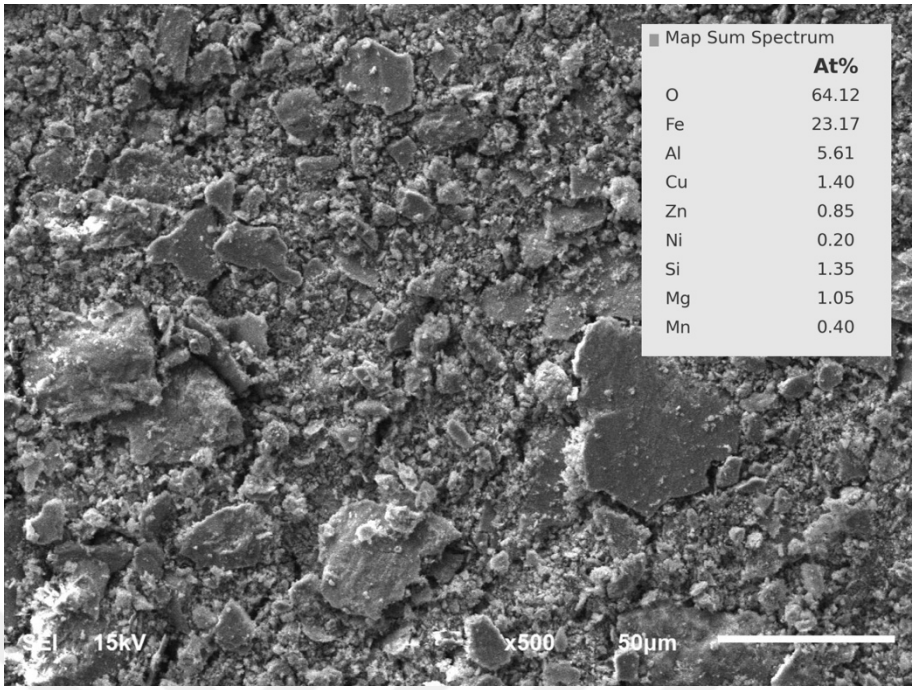
Şekil 88. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



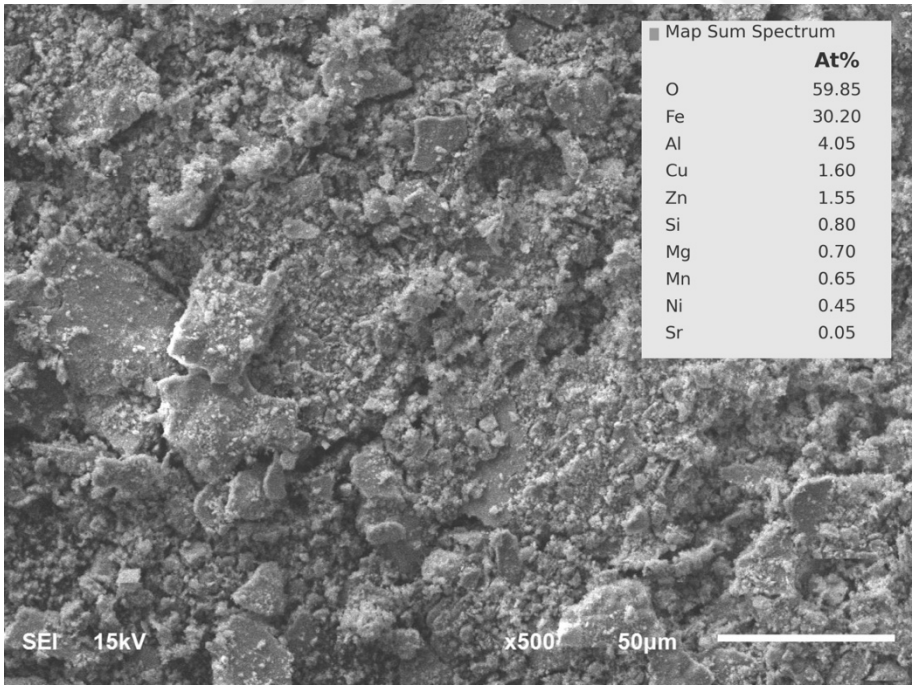
Şekil 89. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



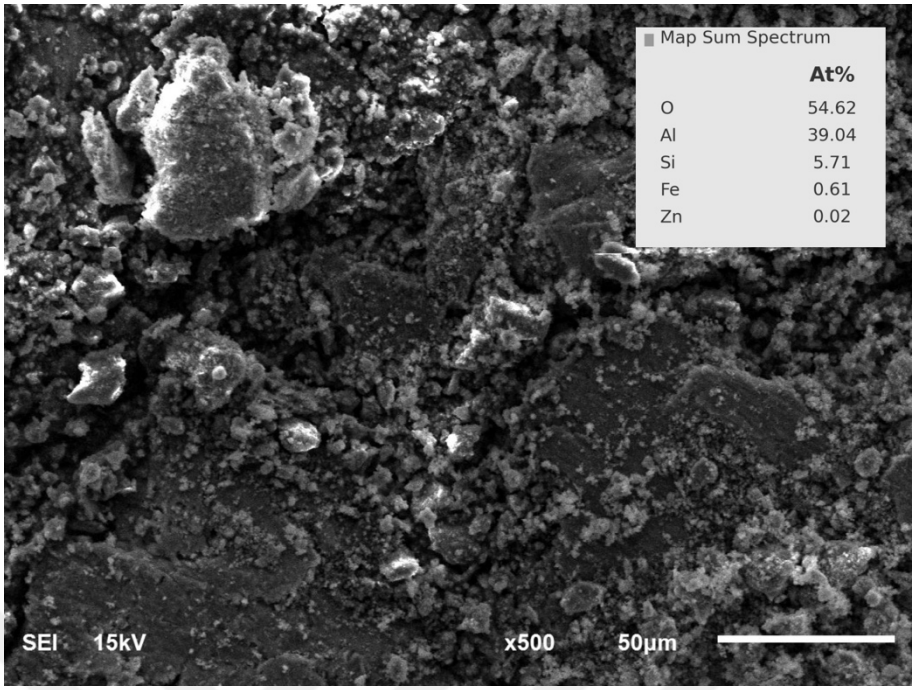
Şekil 90. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



Şekil 91. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



Şekil 92. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



Şekil 93. EN AC 44100 alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü

Tablo 19. İncelenen alaşımların aşınma yüzeyi ve parçacıkları ile aşındırıcı bilye yüzeyinin EDS analiz sonuçları

Alaşım	Analiz yapılan kısım	Element oranı (% atomik)									
		O	Fe	Si	Al	Cu	Zn	Mg	Ni	Mn	Sr
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	DÖY*	25,8 - 29,4	0,2 - 0,4	9,4 – 10,6	29,1 - 30,0	9,0 – 9,1	12,2 - 12,4	6,2–7,6	4,2–4,3	0,0–0,0	0,0–0,0
	DSY**	48,8 - 51,3	13,5 - 14,9	2,9 – 3,6	13,7 - 15,8	6,2 – 7,1	4,8 – 5,5	2,6–3,6	2,7–3,1	0,0–0,0	0,0–0,0
	AP***	59,4 - 59,9	23,2 - 29,3	1,1 – 1,3	4,7 – 8,1	1,7 – 2,7	1,5 – 2,7	0,9–0,9	0,8–1,5	0,0–0,0	0,0–0,0
	AB****	8,0-9,2	89,5-90,7	0,1-0,3	-	-	-	0-0,1	0-0,5	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,02}$	DÖY	20,8 - 21,8	0,0 – 0,2	7,1 – 12,8	32,3 - 34,7	11,1 – 11,1	12,4 - 13,4	6,2–7,4	4,2–4,4	0,0–0,0	0,0–0,1
	DSY	44,3 - 47,7	3,7 – 4,4	5,7 – 6,8	21,2 - 22,8	6,7 – 7,5	7,8 – 8,0	4,0–4,2	2,2–2,9	0,0–0,0	0,0–0,1
	AP	60,4 - 60,7	9,9 – 10,3	2,6 – 3,0	12,8 - 13,7	4,2 – 4,8	4,2 – 4,4	2,0–2,2	2,2–2,4	0,0–0,0	0,0–0,1
	AB	9,9-11,5	73,9-74,9	0,5-0,6	0,3-0,4	5,2-7,1	3,1-3,3	0-3-0,4	0,8-1,0	-	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni1_0Si_9Mg_8Sr_{0,03}$	DÖY	23,4 - 24,4	0,0 – 0,0	9,4 – 10,4	31,6 - 31,9	10,3 - 10,7	12,0 - 12,1	6,9–7,3	4,3–5,1	0,0–0,0	0,0–0,2
	DSY	38,8 - 43,8	7,4 – 8,9	5,2 – 8,3	20,7 - 21,5	7,7 – 9,1	6,4 – 7,2	3,6–4,9	2,7–3,4	0,0–0,0	0,1–0,1
	AP	58,5 - 59,4	24,0 - 25,2	1,4 – 1,5	6,4 – 7,9	2,8 – 3,1	2,5 – 2,5	1,0–1,0	0,9–1,2	0,0–0,0	0,1–0,2
	AB	8,5-10,3	89,1-87,6	0,3-0,4	0,6-0,8	0,0-0,2	0,1-0,2	0,0-0,2	0,0-0,3	-	0,0-0,2
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	DÖY	14,7 - 19,1	0,1 – 0,3	10,7 - 11,4	33,8 - 36,0	11,2 – 11,2	12,5 - 12,6	8,0–8,2	4,4–5,6	0,0–0,0	0,0–0,0
	DSY	50,1 - 54,0	3,6 – 3,8	3,5 – 5,0	18,3 - 20,5	6,6 – 7,4	6,8 – 8,2	3,2–4,2	2,3–2,4	0,0–0,0	0,0–0,1
	AP	64,3 - 64,7	6,8 – 7,0	2,7 – 2,7	12,6 - 13,1	4,6 – 4,9	4,3 – 4,5	1,9–2,1	1,6–1,9	0,0–0,0	0,0–0,1
	AB	13,8-13,9	64,0-67,5	0,9-1,1	4,8-5,3	6,3-7,9	5,0-5,9	0,5-0,7	1,0-1,1	-	0,0-0,1
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$	DÖY	34,1 - 37,8	0,0 – 0,1	6,3 – 10,7	25,5 - 26,0	8,6 – 9,4	10,5 - 11,5	5,9–5,9	3,4–3,7	0,0–0,0	0,1–0,2
	DSY	52,1 - 53,3	4,7 – 4,9	3,9 – 3,9	18,2 - 19,3	6,5 – 6,6	6,5 – 7,7	3,4–3,7	2,2–2,8	0,0–0,0	0,1–0,2
	AP	34,1 - 37,8	0,0 – 0,1	6,3 – 10,7	25,5 - 26,0	8,6 – 9,4	10,5 - 11,5	5,9–5,9	3,4–3,7	0,0–0,0	0,1–0,2
	AB	12,7-12,8	69,3-71,4	0,6-0,8	3,6-3,8	6,2-7,4	3,6-4,3	0,5-0,7	0,3-1,0	-	0,2-0,5

Tablo 19 (devam). İncelenen alaşımların aşınma yüzeyi ve parçacıkları ile aşındırıcı bilye yüzeyinin EDS analiz sonuçları

Alaşım	Analiz yapılan kısım	Element oranı (% atomik)									
		O	Fe	Si	Al	Cu	Zn	Mg	Ni	Mn	Sr
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	DÖY	11,5 - 12,2	0,0 – 0,0	8,9 – 9,4	40,9 - 41,7	12,3 - 12,5	11,4 – 11,8	7,0–7,2	2,9–3,3	3,2–3,8	0,0–0,0
	DSY	47,9 - 49,8	12,5 - 14,7	2,7 – 3,3	16,3- 17,5	7,2 – 7,5	4,0 – 5,0	2,2–2,4	1,5–2,0	1,5–1,9	0,0–0,0
	AP	64,0 - 64,1	20,0 - 26,3	0,9 – 1,8	4,7 – 6,5	0,8 – 2,0	1,7 – 3,2	0,9–1,2	0,0–0,4	0,5–0,7	0,1–0,1
	AB	8,6-8,8	90,0-90,3	0,2-0,3	0,2-0,3	-	0,0-0,1	-	0,0-0,2	0,1-0,7	-
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	DÖY	36,8 - 37,2	0,4 – 0,6	5,1 – 5,7	28,2 - 28,5	9,0 – 9,4	11,4 – 11,5	3,6–3,9	2,0–2,0	2,0–2,3	0,1–0,2
	DSY	49,9 - 52,0	12,3 - 14,5	2,7 – 3,7	14,4 - 15,4	6,6 – 7,0	4,9 – 6,5	1,9–3,1	1,2–1,2	1,2–1,3	0,1–0,2
	AP	59,1 - 60,6	27,6 - 32,8	0,6 – 1,0	2,4 – 5,7	1,1 – 2,1	1,1 – 2,0	0,5–0,9	0,2–0,7	0,5–0,8	0,0–0,1
	AB	12,3-12,8	85,1-85,8	0,1-0,2	0,2-0,4	0,0-0,8	0,0-0,8	0,1-0,2	-	0,3-0,5	0,0-0,2
$AL_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd,, 2019)	DÖY	27,2 - 31,0	0,0 – 0,2	8,1 – 9,1	44,0 - 46,6	5,4 – 5,4	4,7 – 4,9	3,9–4,4	2,4–2,8	0,0–0,0	0,0–0,0
	DSY	45,3 - 46,5	10,0 - 10,4	6,9 – 10,2	24,0 - 26,5	2,5 – 3,3	2,9 – 3,5	2,6–3,1	0,8–1,2	0,1–0,2	0,0–0,0
	AP	13,0-13,4	81,6-82,1	0,4-0,5	2,0-3,0	0,0-1,0	0,5-1,2	0,1-0,2	0,1-0,8	-	-
	AB	13,0-13,4	81,6-82,1	0,4-0,5	2,0-3,0	0,0-1,0	0,5-1,2	0,1-0,2	0,1-0,8	-	-
ENAC44100	DÖY	7,1-7,4	0,4-0,5	18,7-20,4	71,9-73,6	-	0,0-0,1	-	-	-	-
	DSY	34,6-37,2	0,9-1,2	8,3-9,0	55,5-53,3	-	-	-	-	-	-
	AP	40,2-42,1	1,5-1,7	7,4-7,7	48,8-50,4	-	0,0-0,1	-	-	-	-
	AB	25,2-37,4	30,7-46,8	2,7-3,3	24,8-27,9	-	0,4-0,7	-	-	-	-
Ç1	DÖY	13,1 - 19,2	0,4 – 0,4	0,8 – 0,9	42,5 - 50,0	0,0 – 0,3	0,0 – 0,0	0,0–0,0	0,0–0,0	0,0–0,0	0,0–0,0
	DSY	46,0 - 52,1	0,0 – 0,0	0,6 – 0,7	47,3 - 53,3	0,0 – 0,0	0,0 – 0,0	0,0–0,0	0,0–0,0	0,0–0,0	0,0–0,0
	AP	47,4 - 48,2	0,1 – 0,3	0,7 – 0,8	50,6 - 51,1	0,2 – 0,2	0,0 – 0,0	0,1–0,1	0,0–0,0	0,0–0,0	0,0–0,0
	AB	32,2-39,4	8,4-18,7	0,2-0,5	41,8-48,2	-	-	-	-	-	-

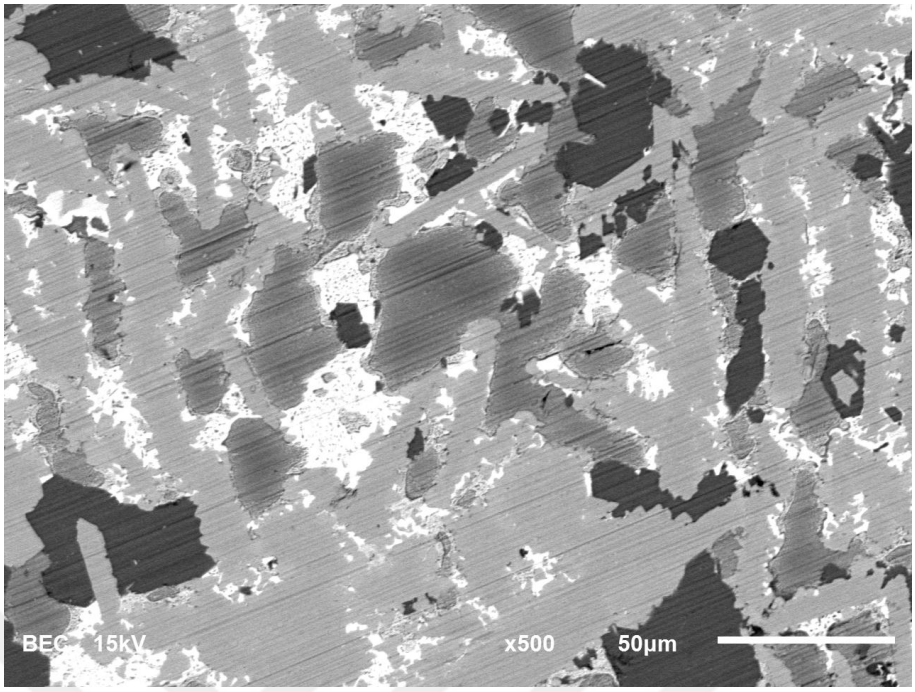
Tablo 19 (devam). İncelenen alaşımların aşınma yüzeyi ve parçacıkları ile aşındırıcı bilye yüzeyinin EDS analiz sonuçları

Alaşım	Analiz yapılan kısım	Element oranı (% atomik)									
		O	Fe	Si	Al	Cu	Zn	Mg	Ni	Mn	Sr
Ç2	DÖY	11,9-14,8	-	-	79,5-82,0	4,46-4,56	-	-	-	-	-
	DSY	59,2-66,5	0,92-1,18	-	30,8-38,1	1,49-1,71	-	-	-	-	-
	AP	49,9-54,4	0,6-0,7	-	42,4-46,9	2,3-2,4	-	-	-	-	-
	AB	5,8-15,3	65,1-90,0	-	4,3-12,9	0,0-4,1	-	-	-	-	-

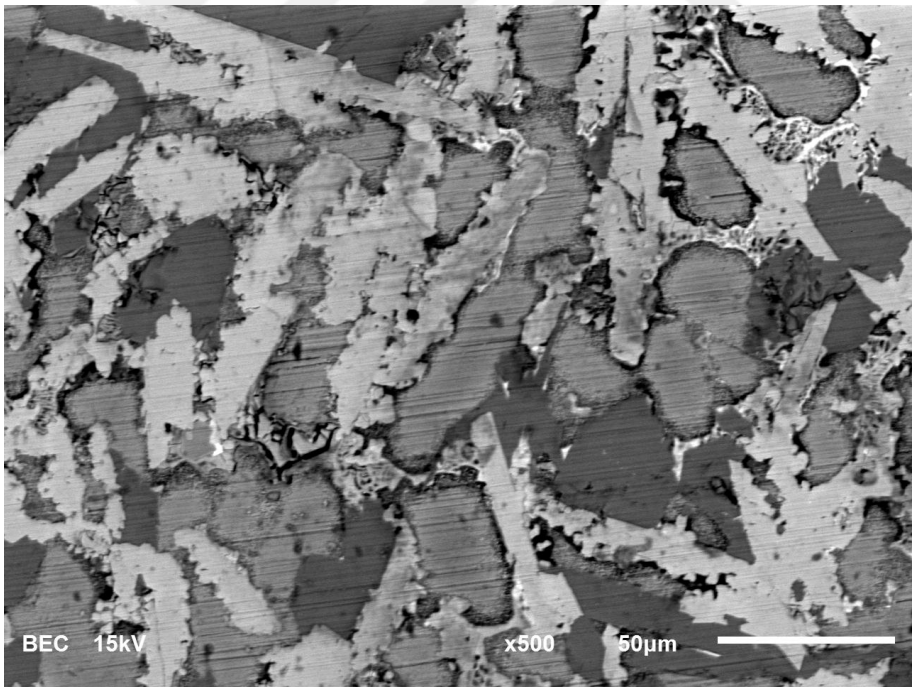
* DÖY: Deney öncesi aşınma yüzeyi
**DSY: Deney sonrası aşınma yüzeyi
***AP: Aşınma parçacığı
****AB: Aşındırıcı bilye

3.7. Korozyon Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

Korozyon deneyleri bu çalışma kapsamında geliştirilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımları ile karşılaştırma alaşımları olan $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 kodlu alaşımlar üzerinde gerçekleştirilmiştir. Korozyon deneyleri öncesi ve sonra numunelerin yüzey fotoğrafları ile bu yüzeylerde element dağılımını gösteren EDS haritalama görüntüleri Şekil 94-101'de, Tafel polarizasyon eğrileri Şekil 102-109'da, korozyon hızı, korozyon akımı, korozyon gerilimi değerleri Tablo 20'de, incelenen tüm alaşımların korozyon hızı değerlerinin karşılaştırılmalı olarak görülebileceği çubuk diyagram ise Şekil 110'da verilmektedir. Korozyon öncesi ve sonrası SEM görüntüleri, alaşımların yüzey morfolojilerinde önemli değişiklikler olduğunu ortaya koymuştur. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının yüzeyinde korozyon sonrasında belirgin yüzey bozulmaları ve çukurlaşmalar görülmektedir, Şekil 94. Aynı alaşıma %0,04 atomik (kütlece %0,1) oranda Sr eklendiğinde, yüzey bütünlüğünün daha iyi korunduğu ve daha homojen bir yapı oluştuğu gözlemlenmiştir, Şekil 95. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında Ni oranının düşürülmesi ve Mn ilavesi ile oluşturulan yapıda, korozyon sonrası ciddi bozulmalar meydana geldiği, bu alaşıma %0,04 atomik oranda Sr ilavesi yapıldığında ise benzer şekilde yüzeydeki korozyon izlerinin azaldığı, korozyona karşı daha dirençli bir yüzey oluştuğu görülmektedir, Şekil 97. Şekil 98-99'daki SEM görüntüleri ve EDS analizleri $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının da yüzeyinde korozyon izlerinin bulunduğu, ancak 44100 alaşımının yüzeyinde nispeten daha fazla bozulma olduğunu göstermektedir. Korozyon deneyine tabi tutulan alaşımlar arasında en yüksek korozyon hızı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında, en düşük korozyon hızı ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımından elde edilmiştir. Sr ilavesinin geliştirilen her iki alaşımda da korozyon hızını ciddi ölçüde azalttığı, korozyon akımını düşürdüğü ve potansiyeli daha pozitif değerlere kaydırdığı gözlenmiştir.

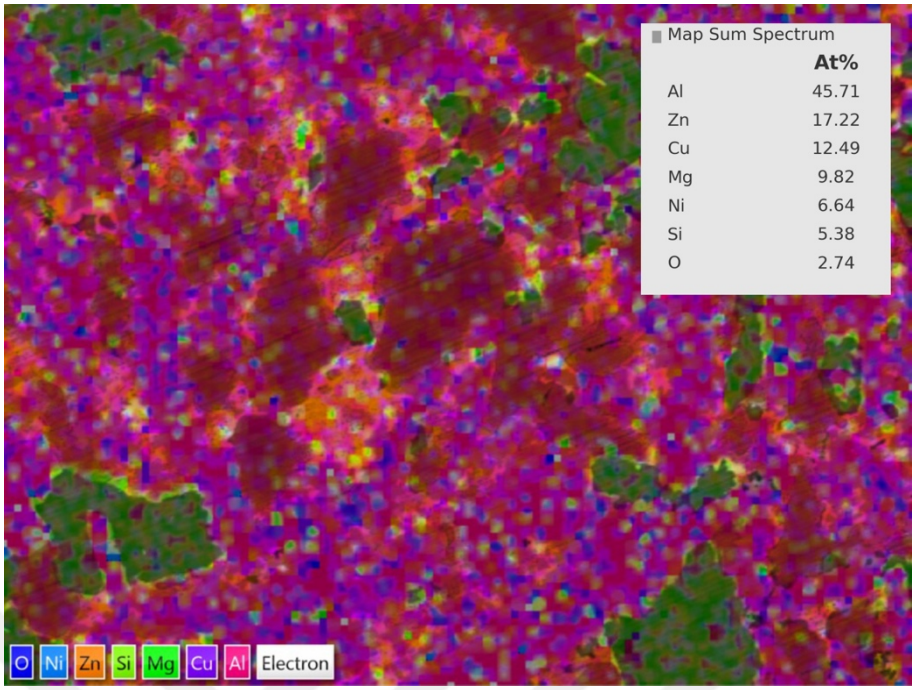


(a)

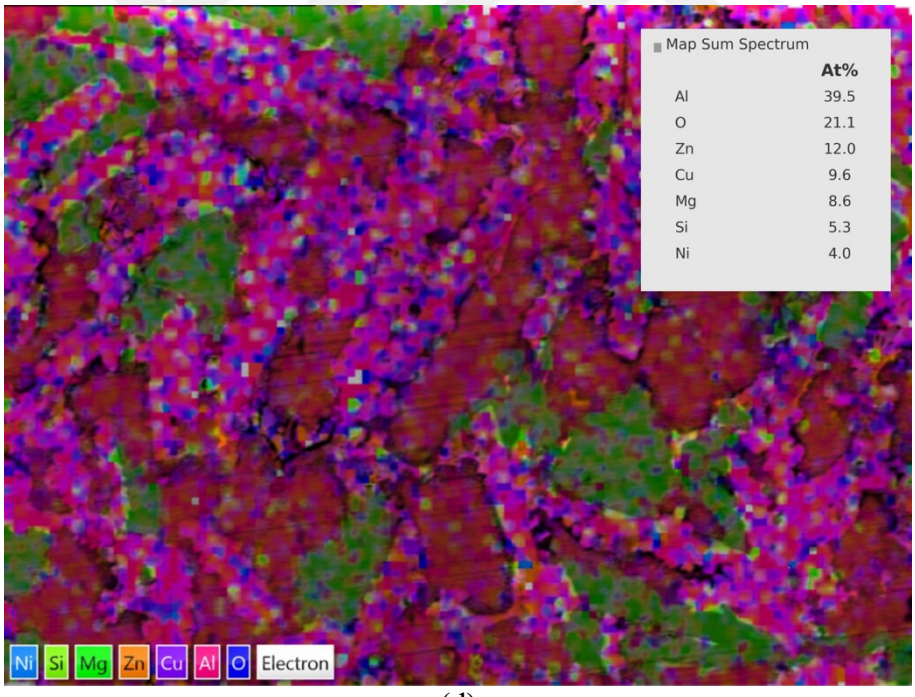


(b)

Şekil 94. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

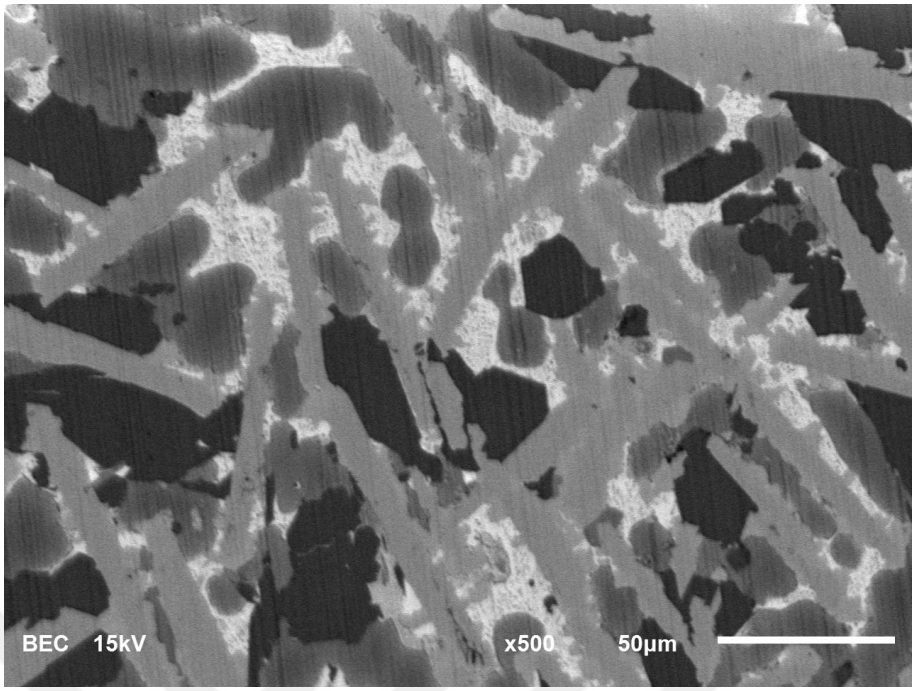


(c)

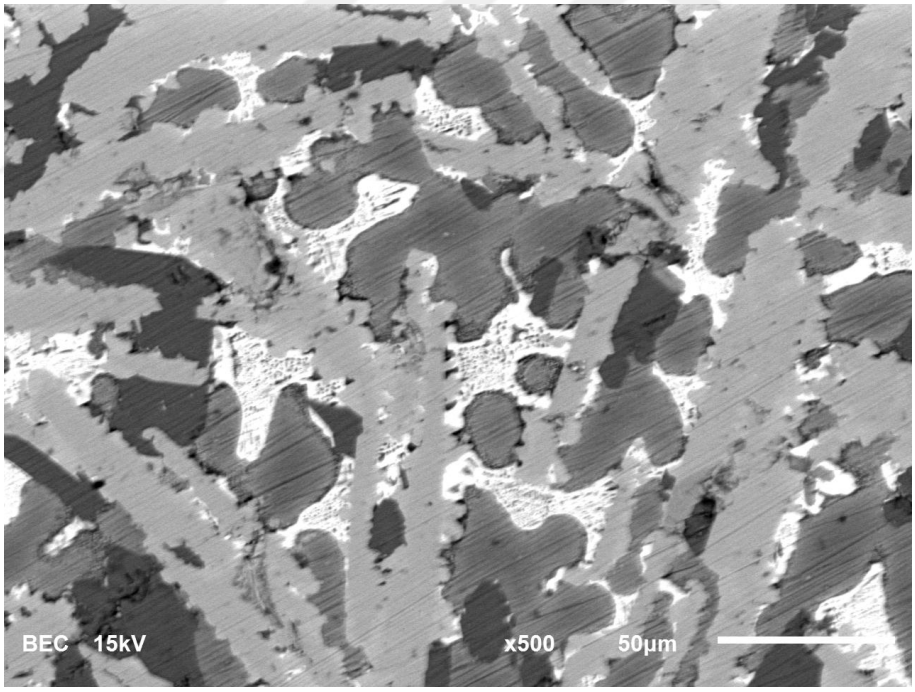


(d)

Şekil 94 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

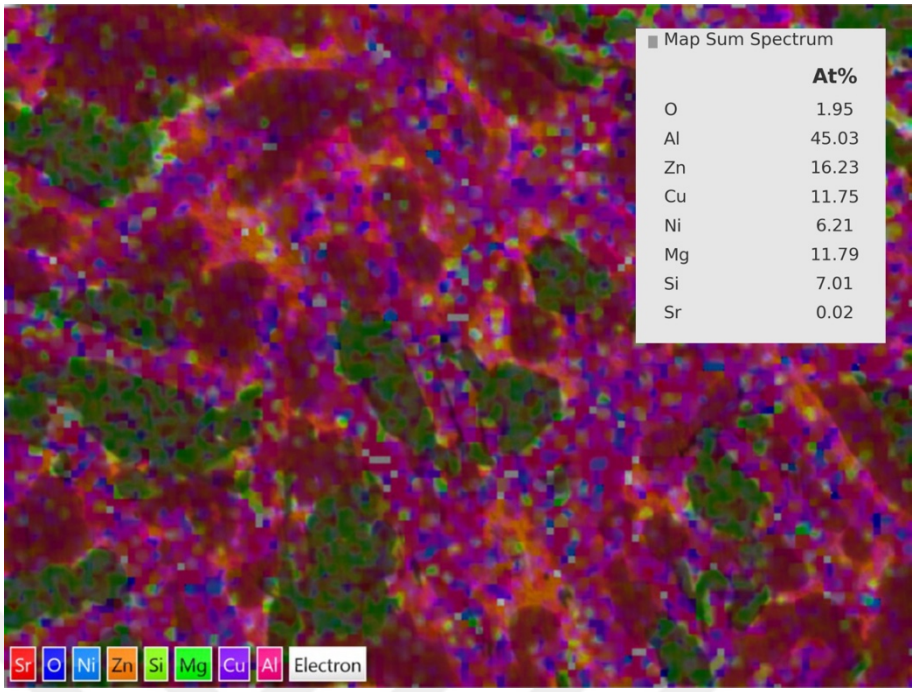


(a)

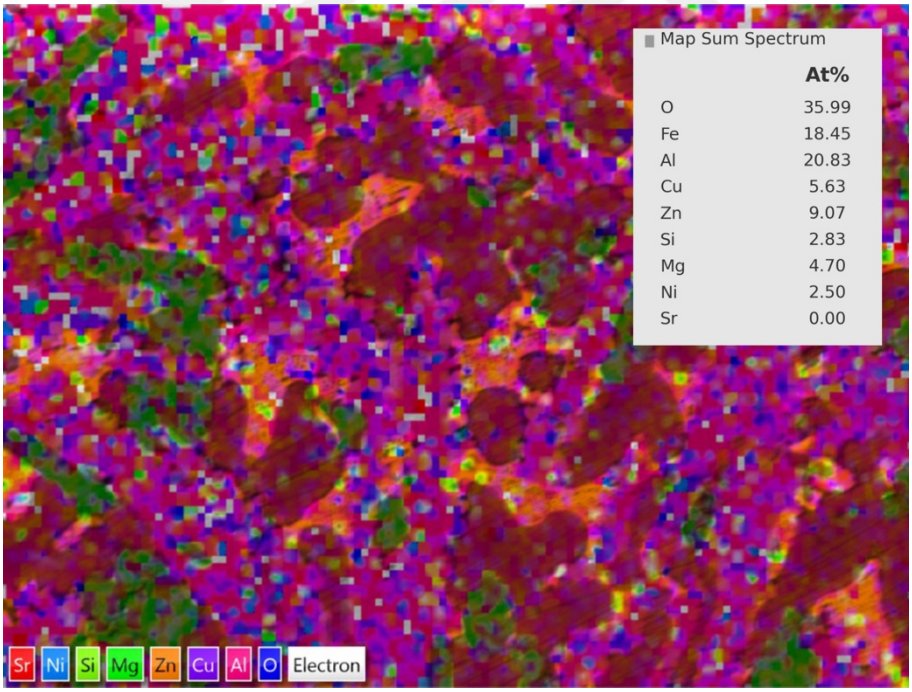


(b)

Şekil 95. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

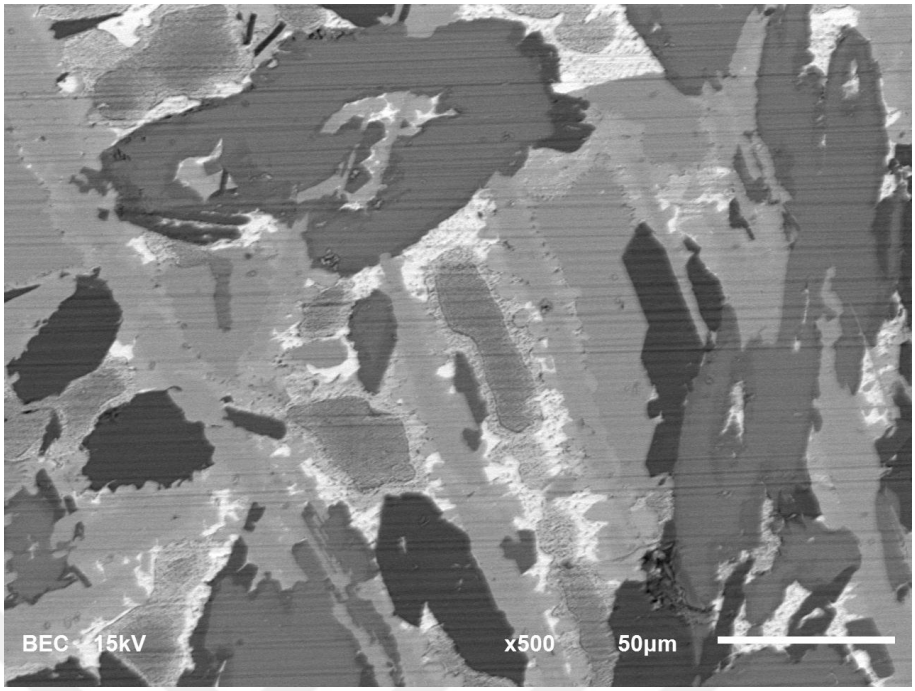


(c)

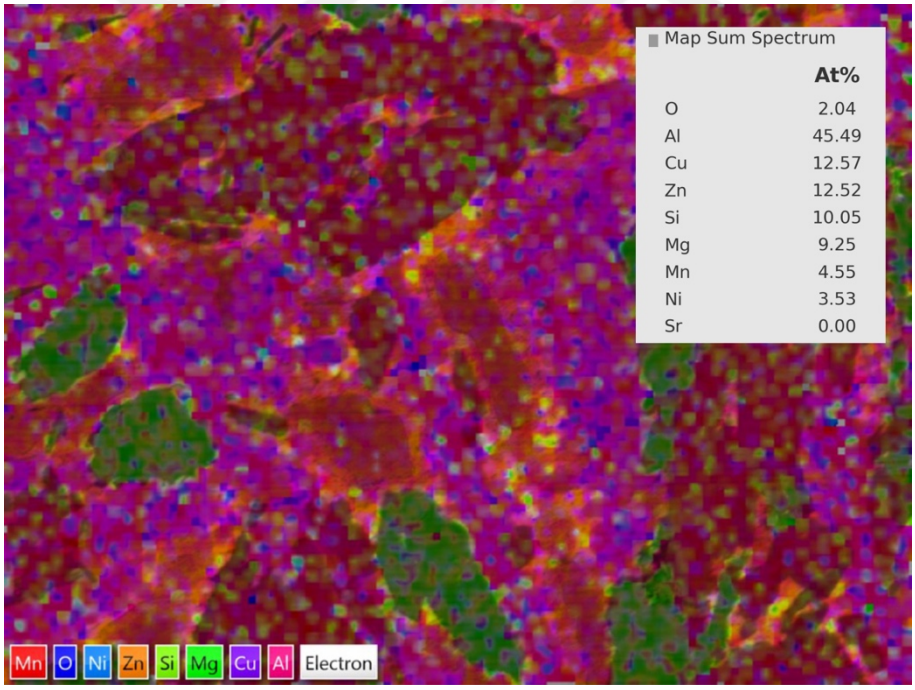


(d)

Şekil 95 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

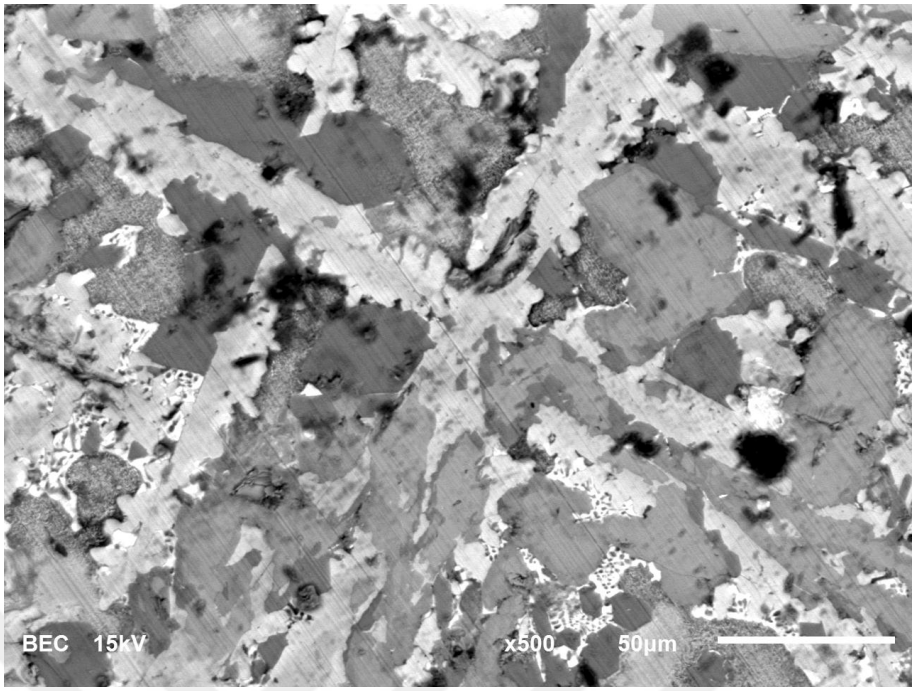


(a)

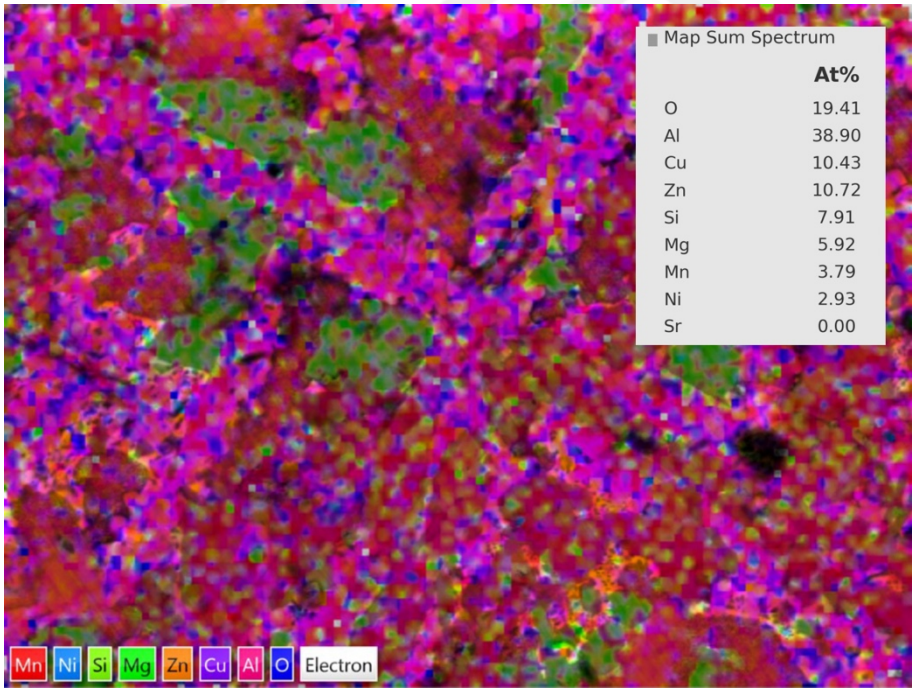


(b)

Şekil 96. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

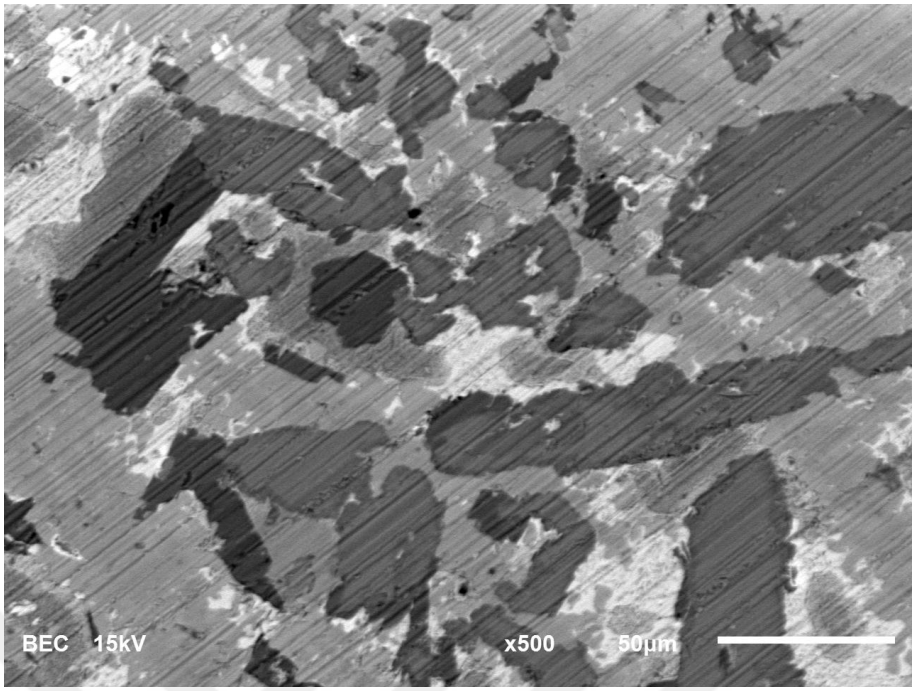


(c)

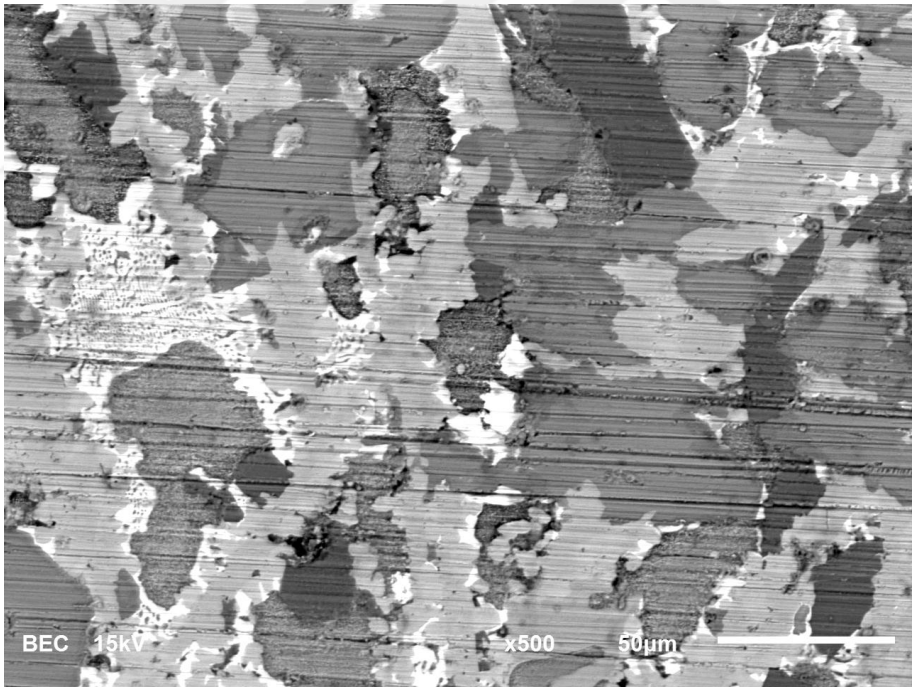


(d)

Şekil 96 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

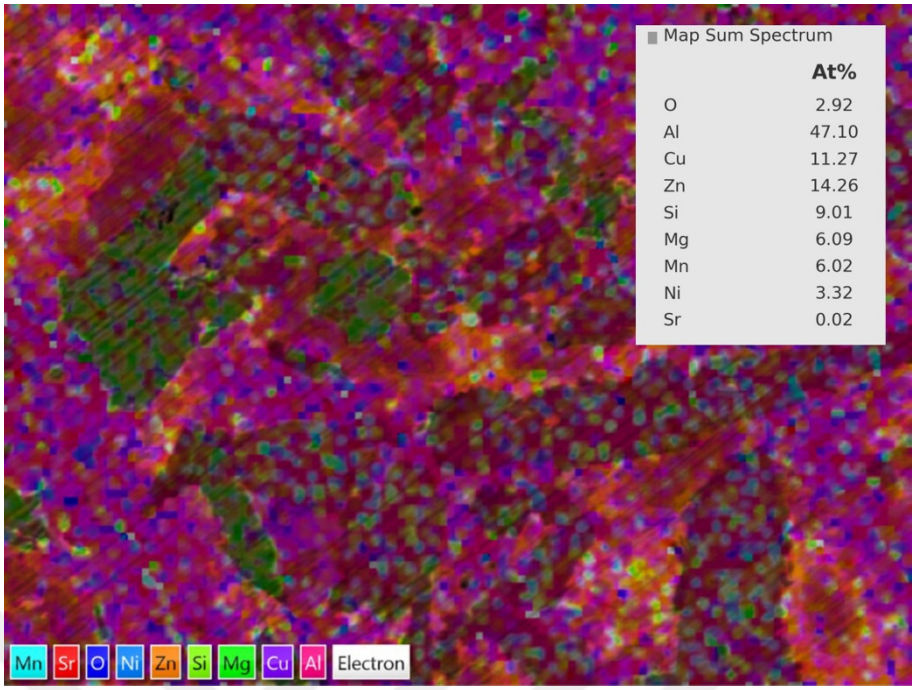


(a)

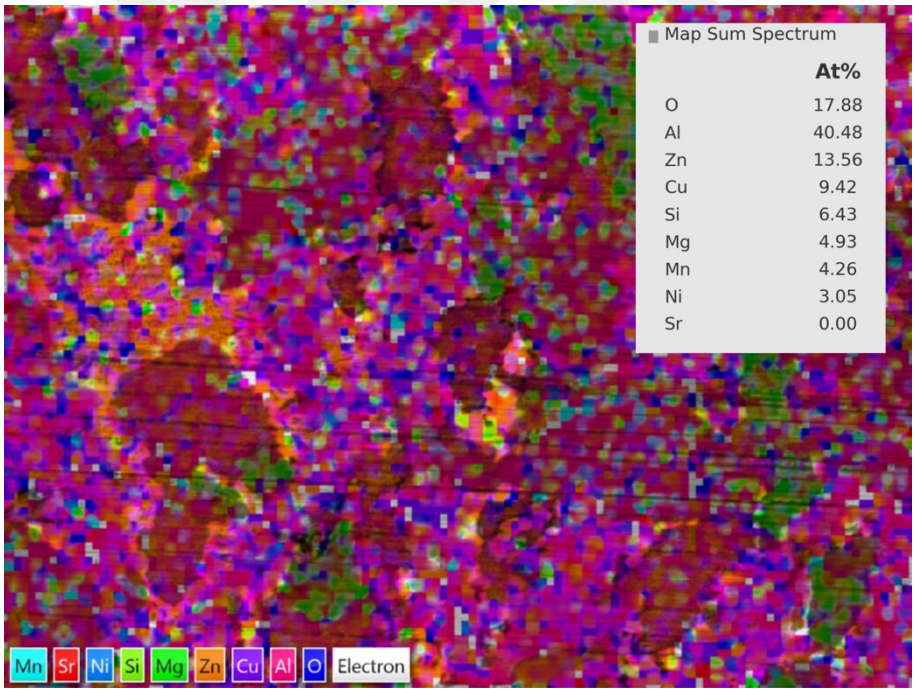


(b)

Şekil 97. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

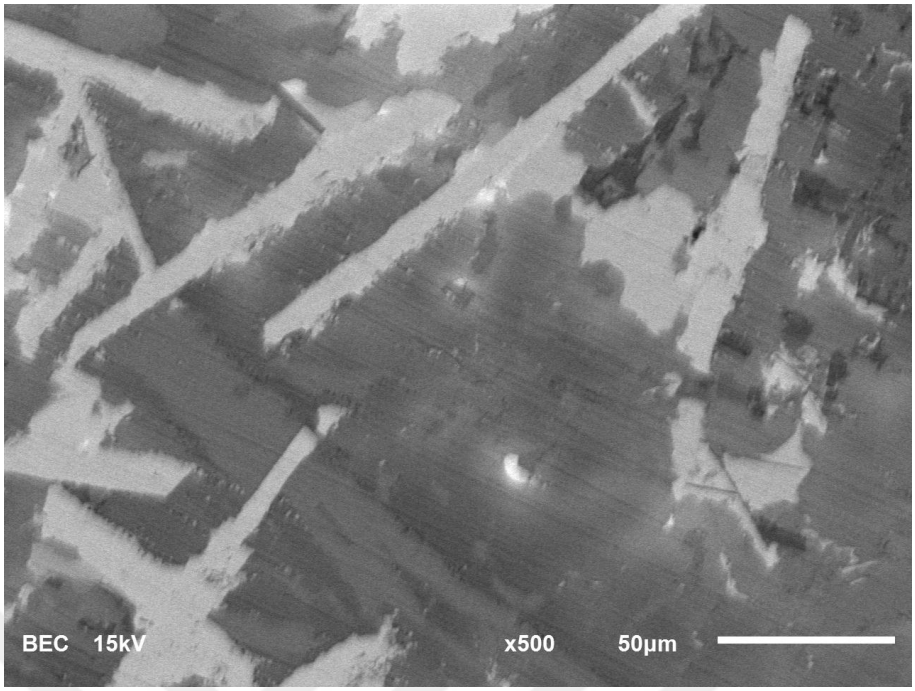


(c)

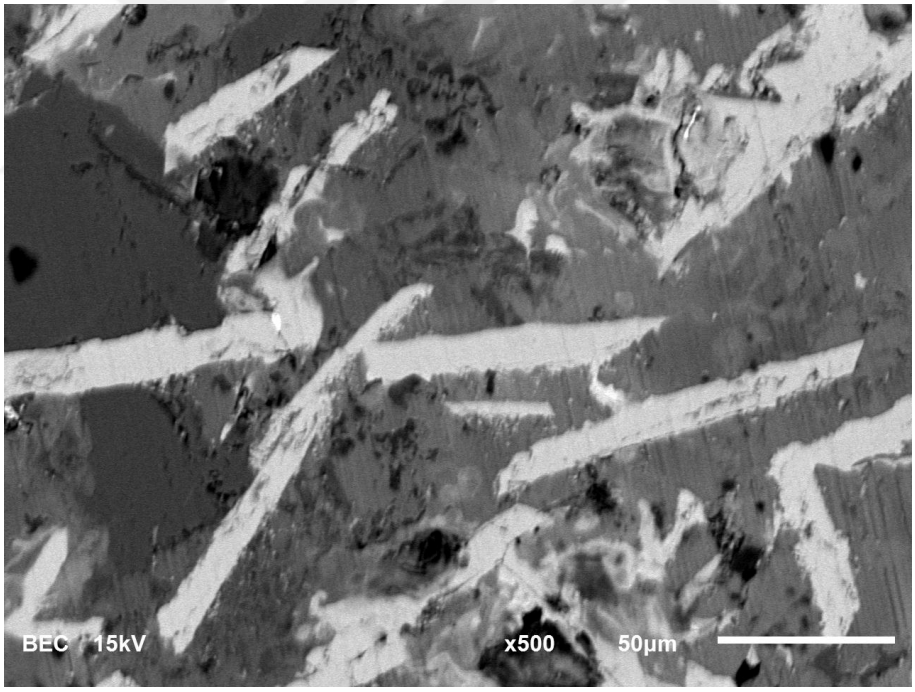


(d)

Şekil 97 (devam). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

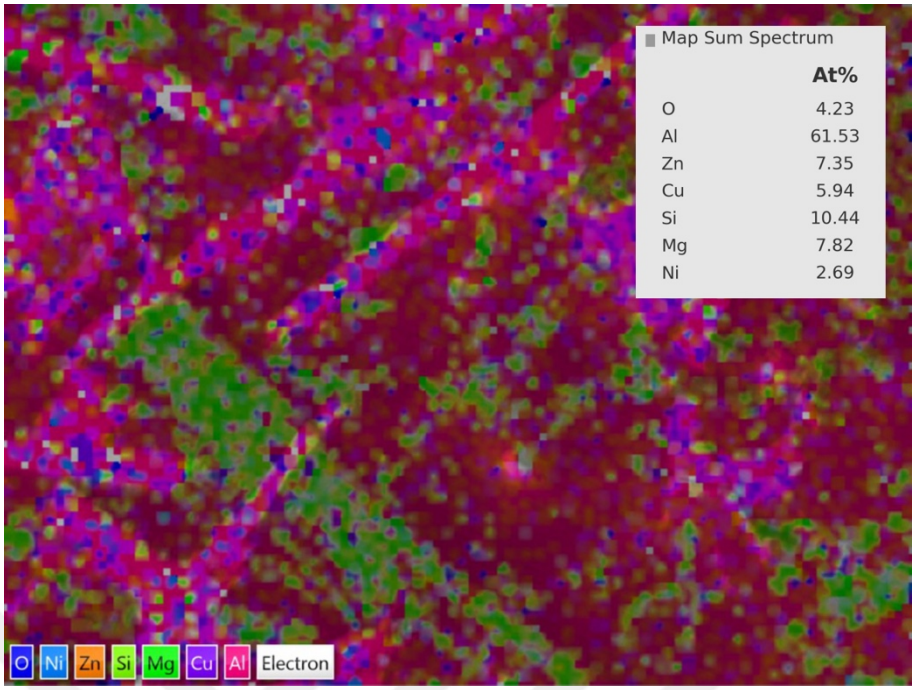


(a)

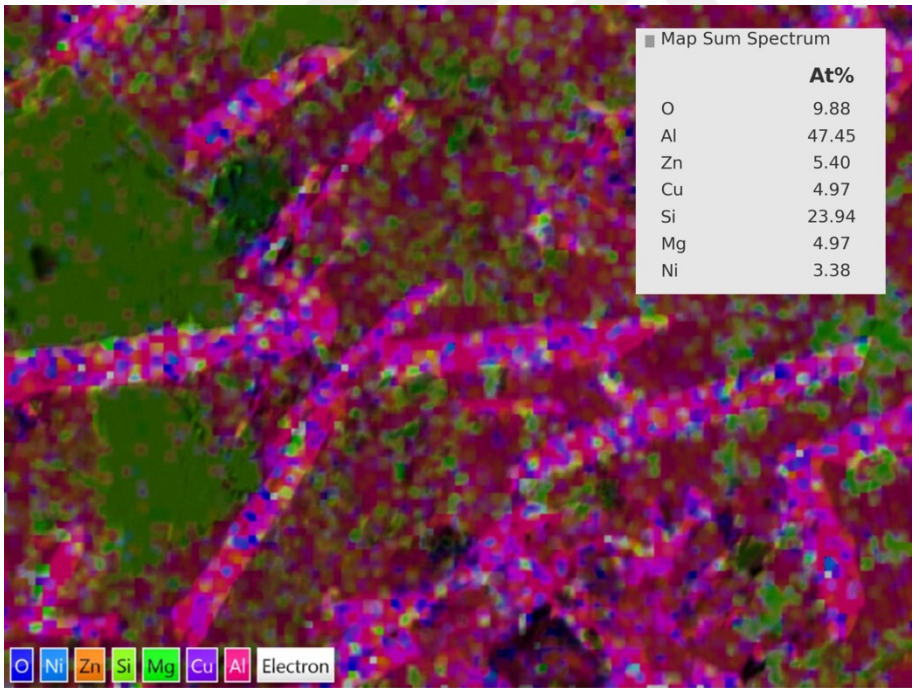


(b)

Şekil 98. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

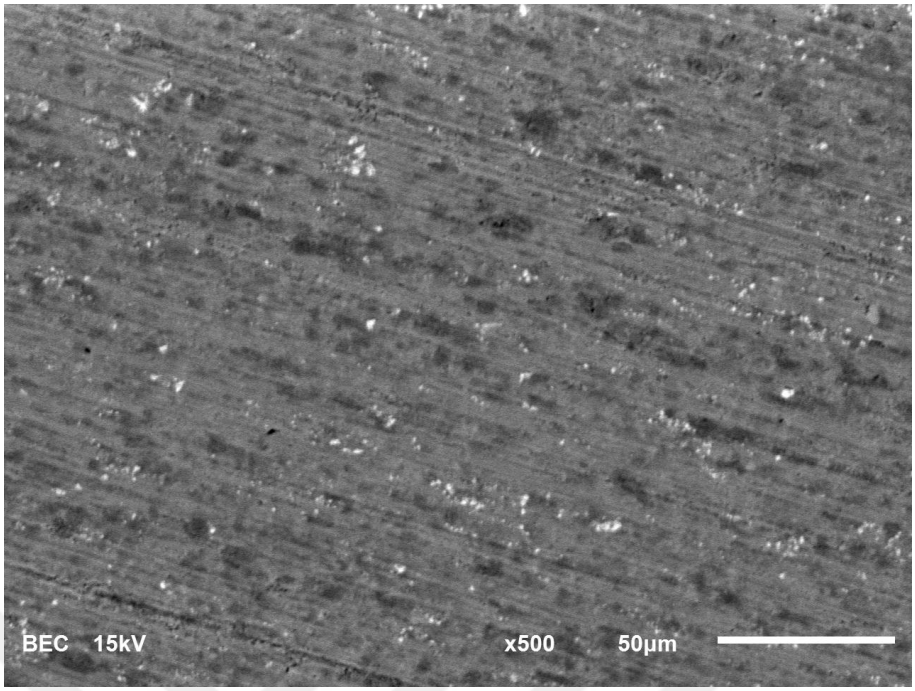


(c)

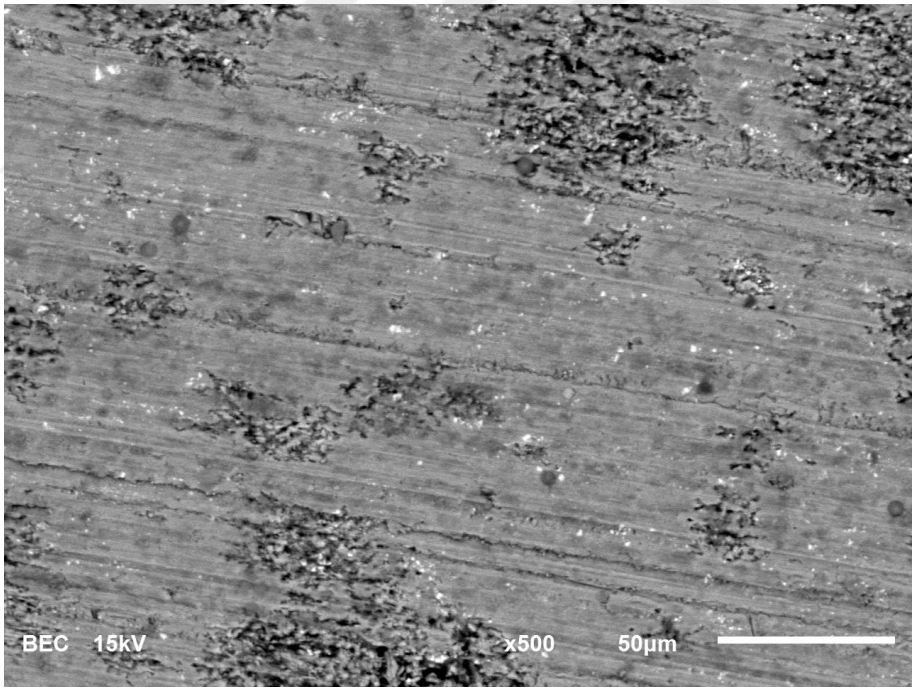


(d)

Şekil 98 (devam). $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

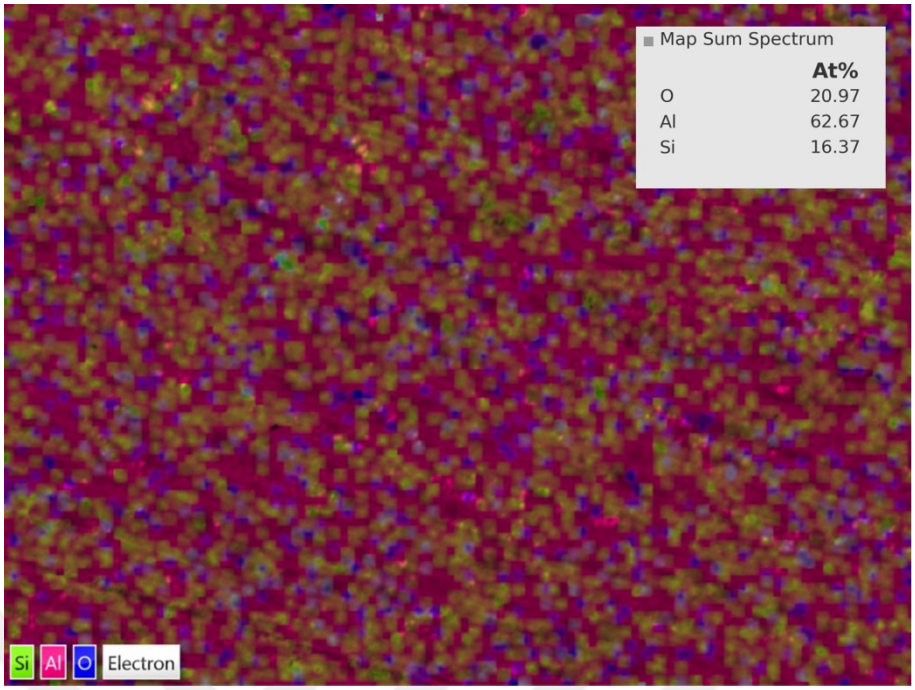


(a)

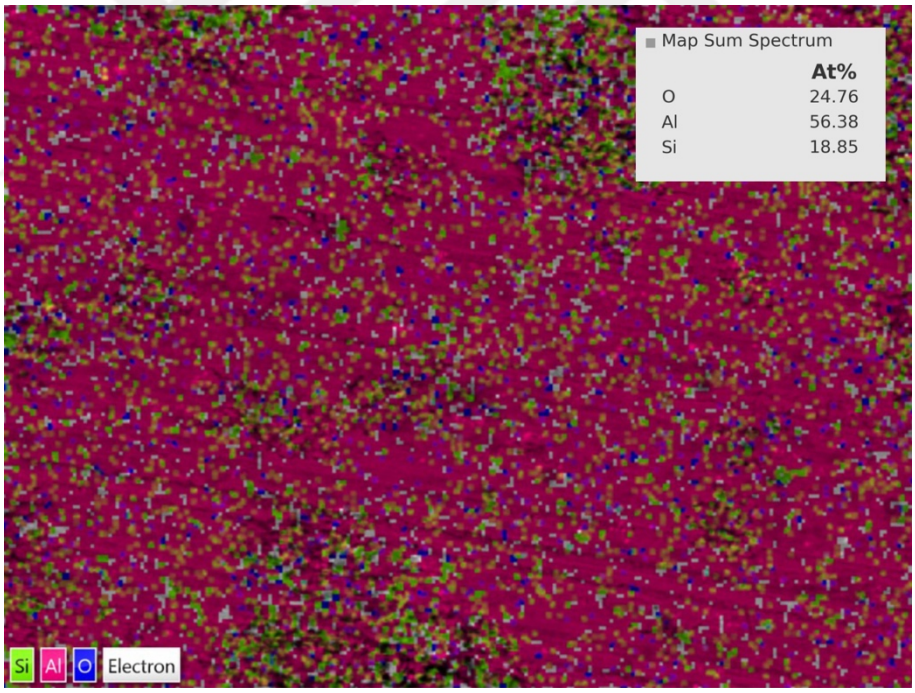


(b)

Şekil 99. EN AC 44100 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

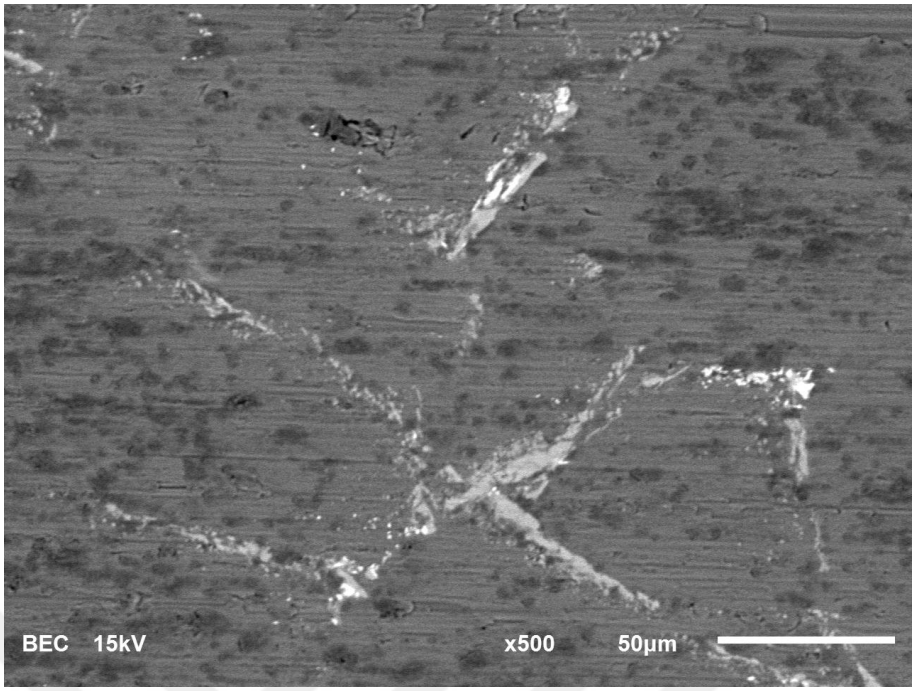


(c)

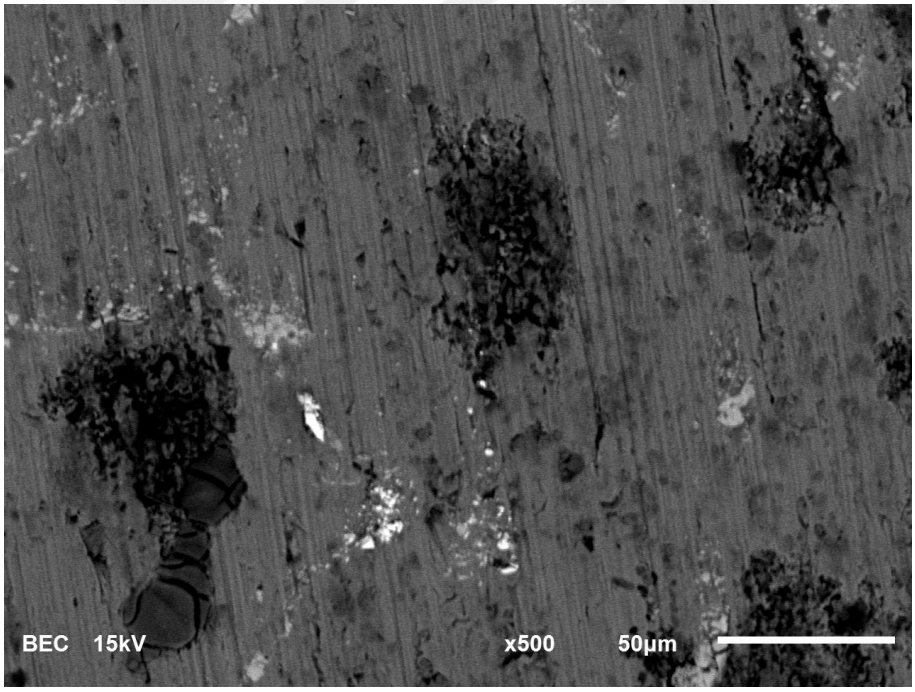


(d)

Şekil 99 (devam). EN AC 44100 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

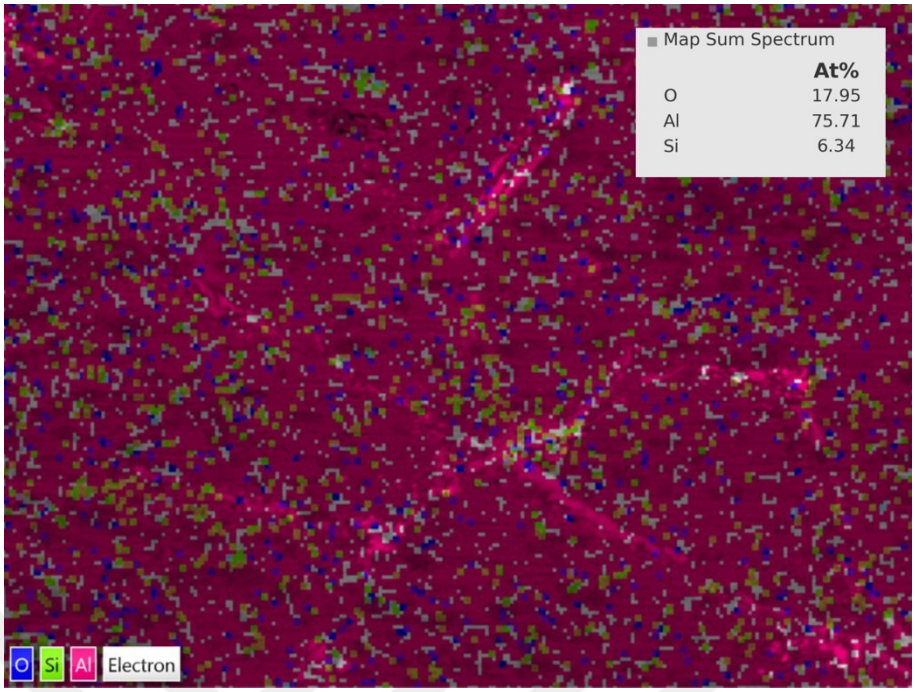


(a)

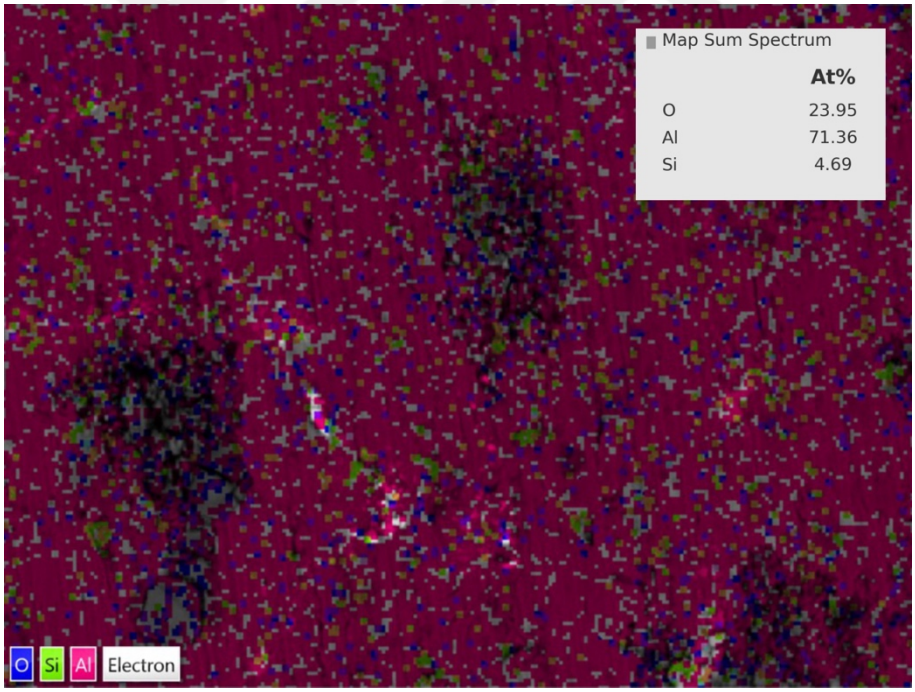


(b)

Şekil 100. Ç1 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

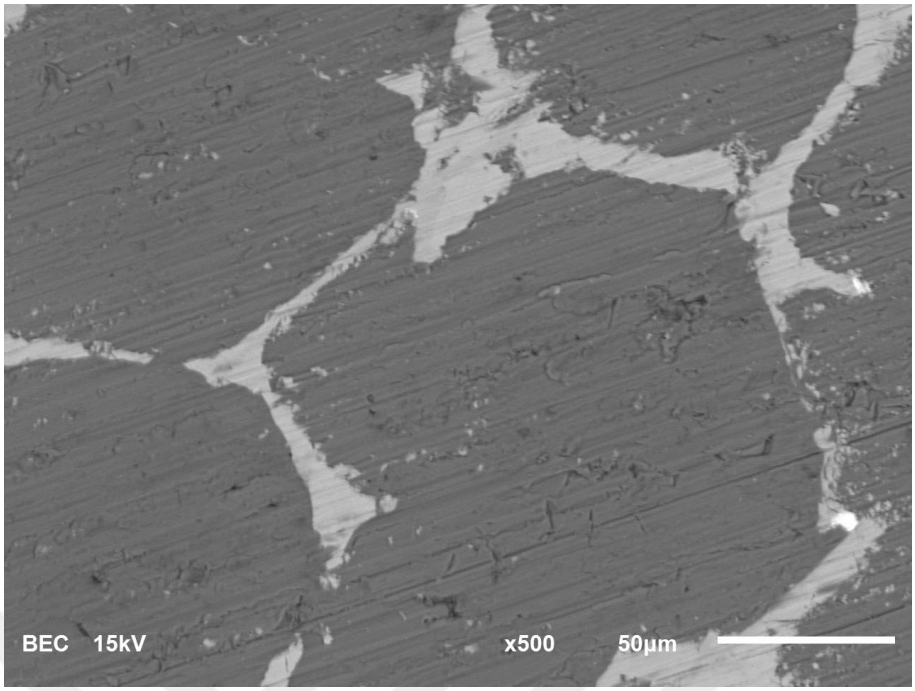


(c)

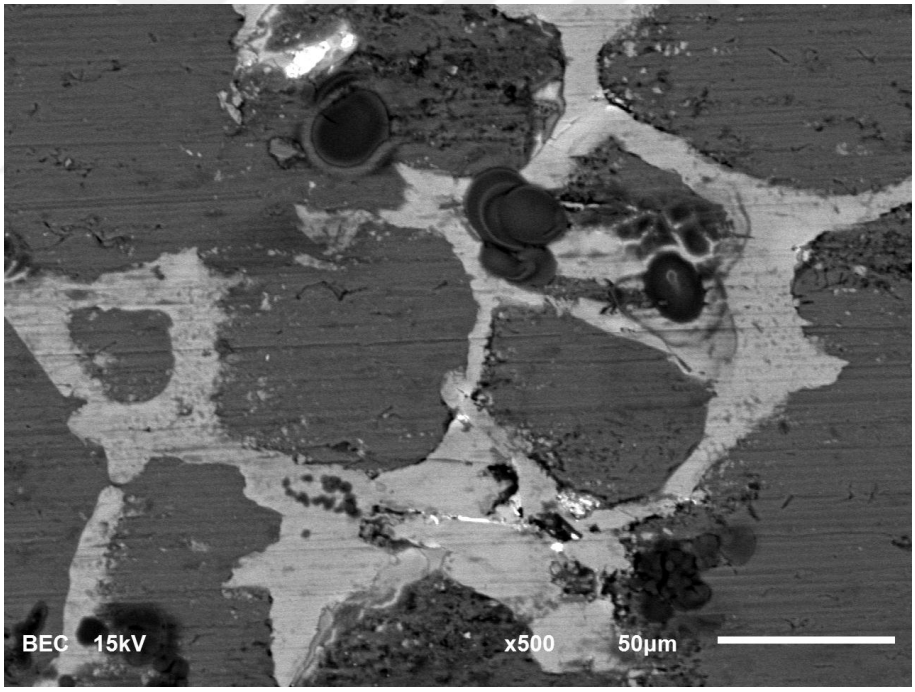


(d)

Şekil 100 (devam). Ç1 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

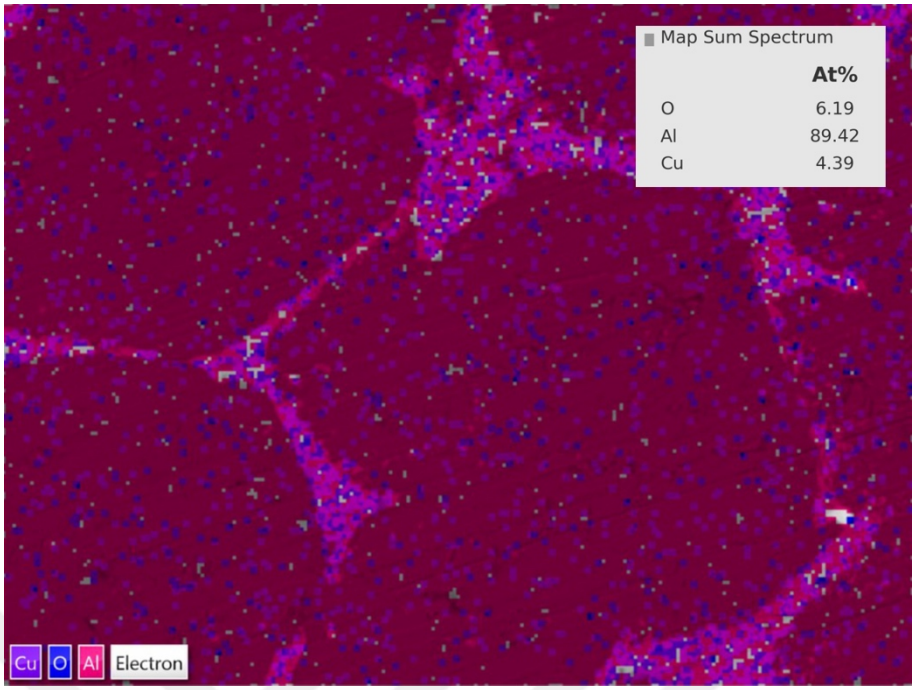


(a)

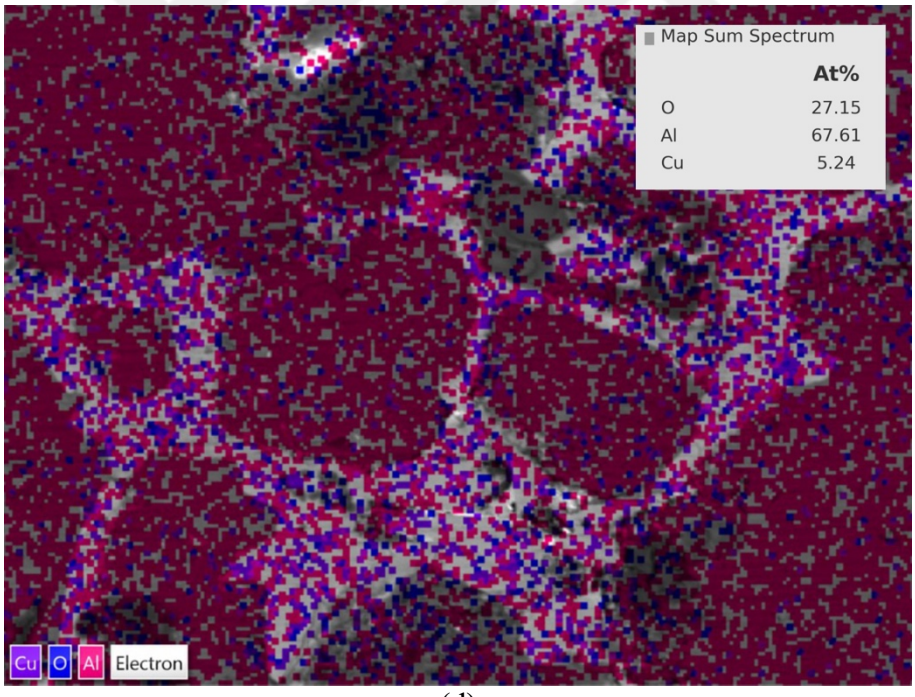


(b)

Şekil 101. Ç2 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri

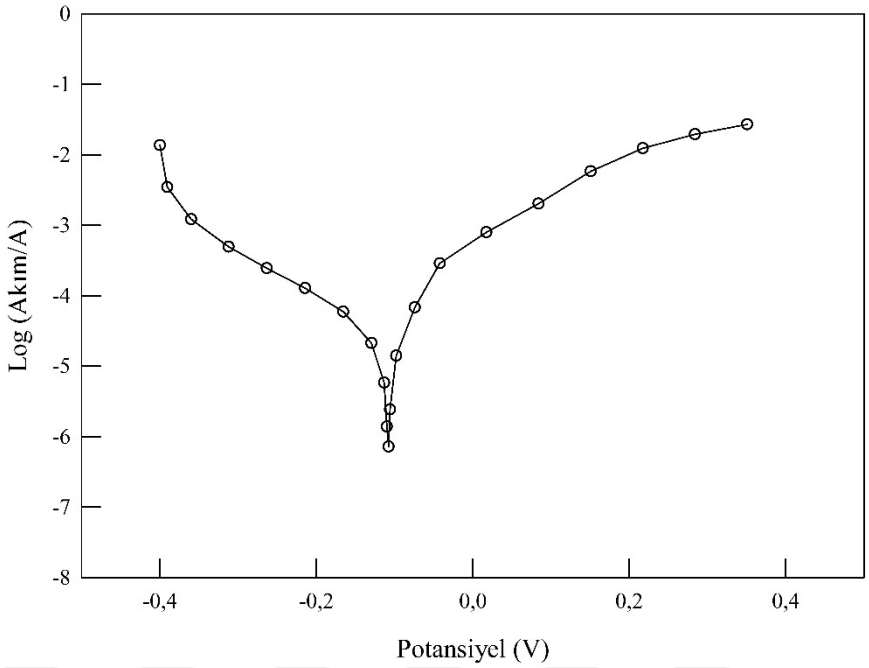


(c)

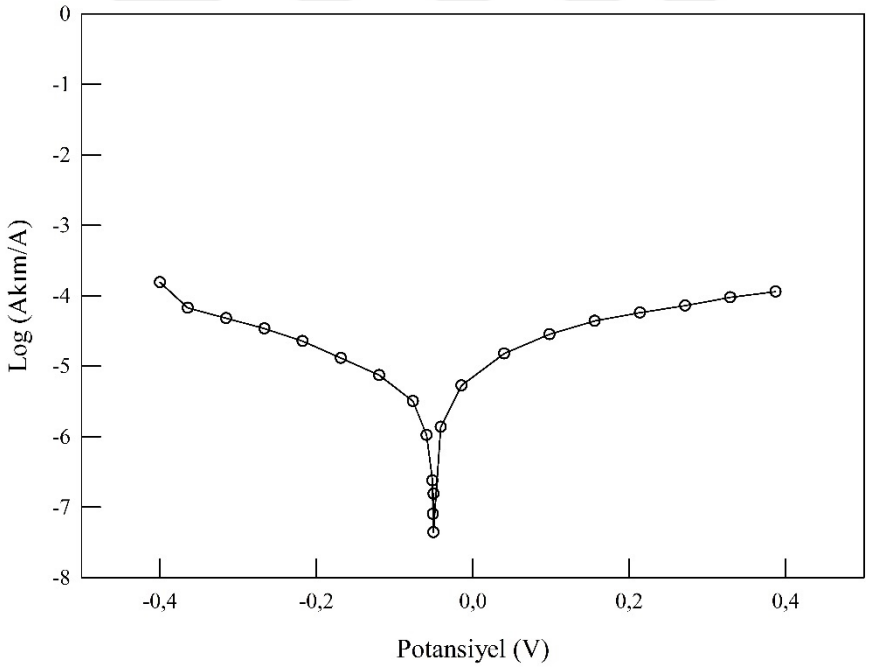


(d)

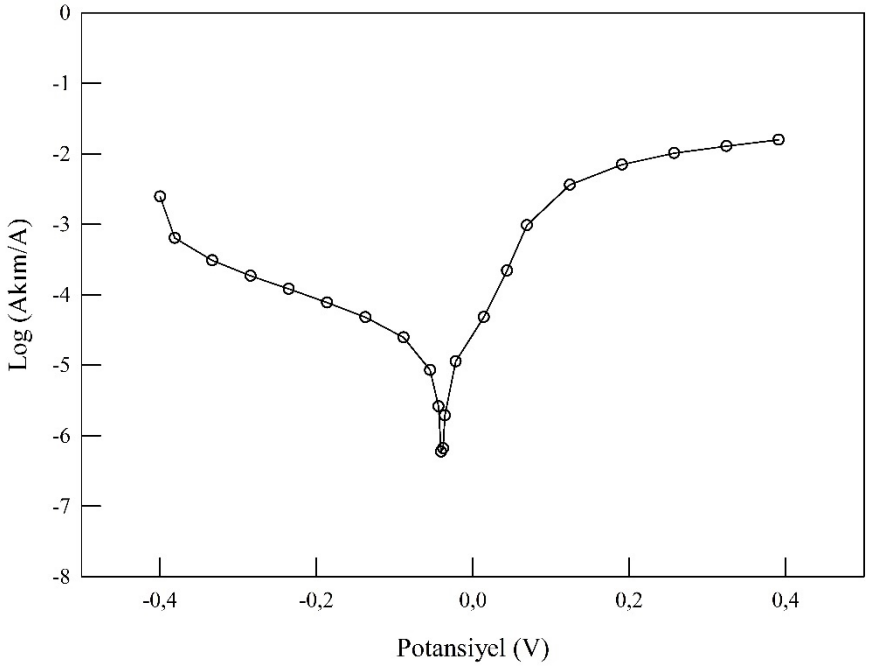
Şekil 101 (devam). Ç2 alaşımının korozyon deney numunesi yüzeyinin deney öncesi (a) ve deney sonrası (b) SEM fotoğrafı ile bu yüzeylerin deney öncesi (c) ve sonrası (d) EDS haritalama görüntüleri



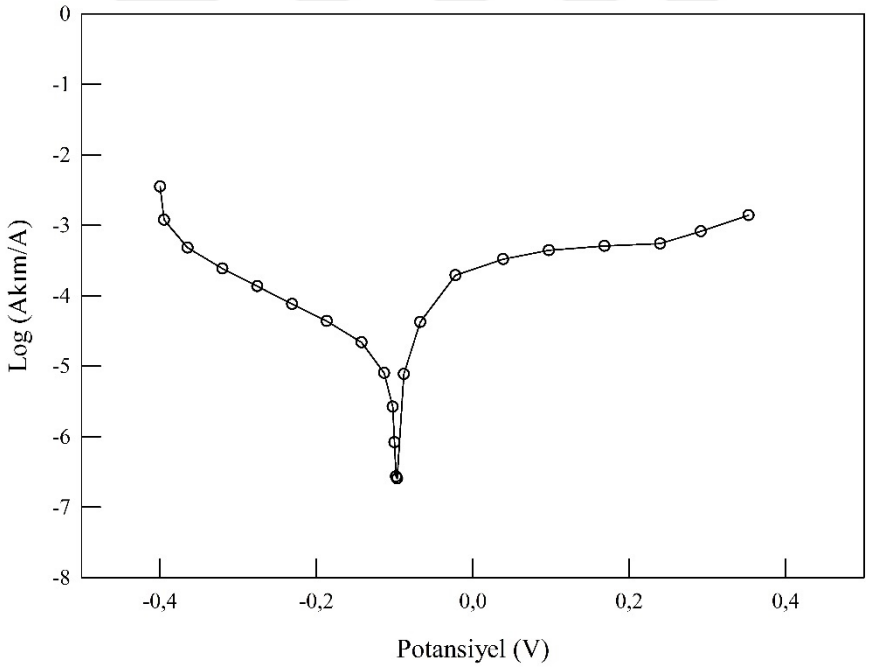
Şekil 102. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait tafel eğrisi



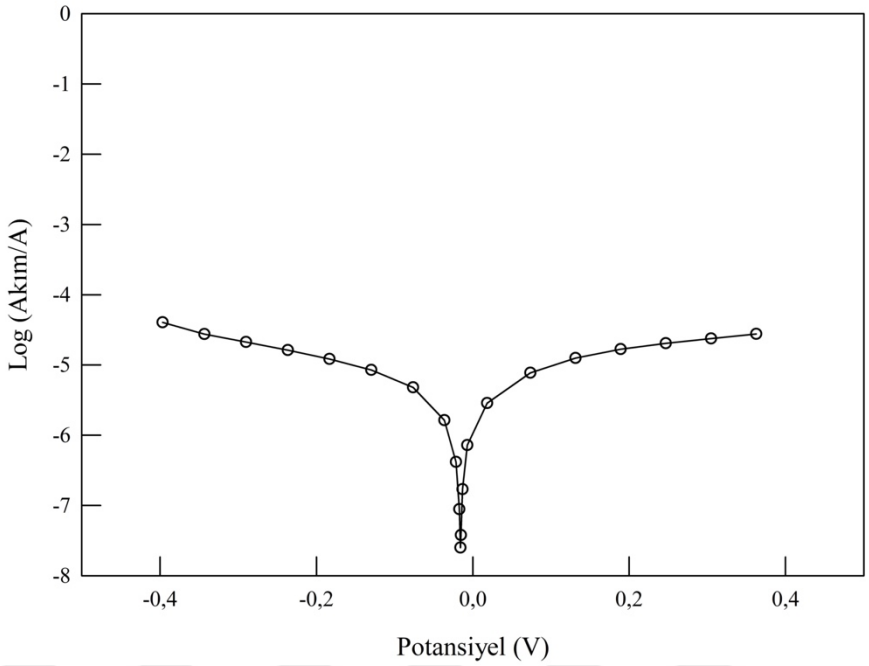
Şekil 103. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına ait tafel eğrisi



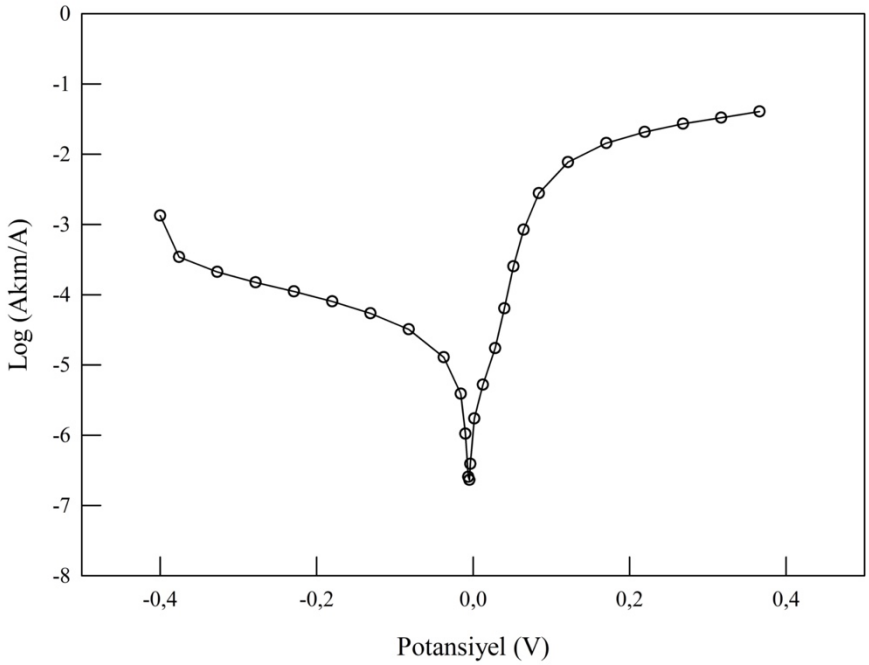
Şekil 104. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına ait tafel eğrisi



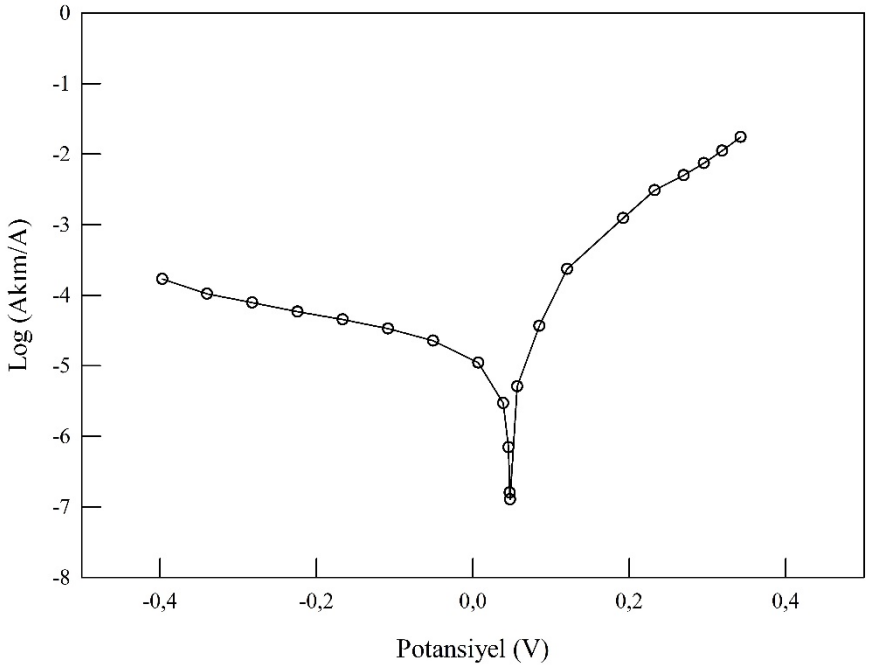
Şekil 105. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımına ait tafel eğrisi



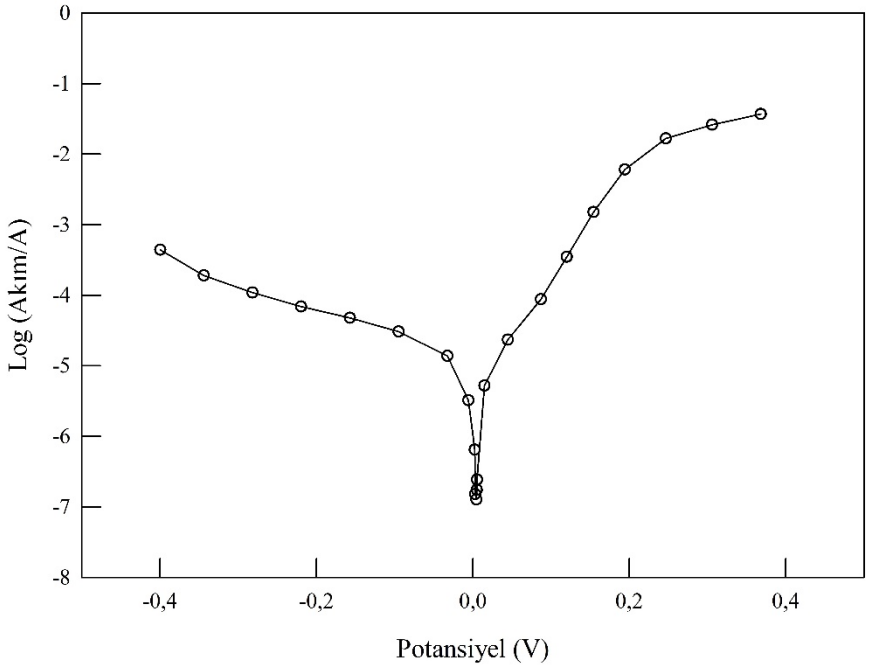
Şekil 106. $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımına ait tafel eğrisi



Şekil 107. EN AC 44100 alaşımına ait tafel eğrisi



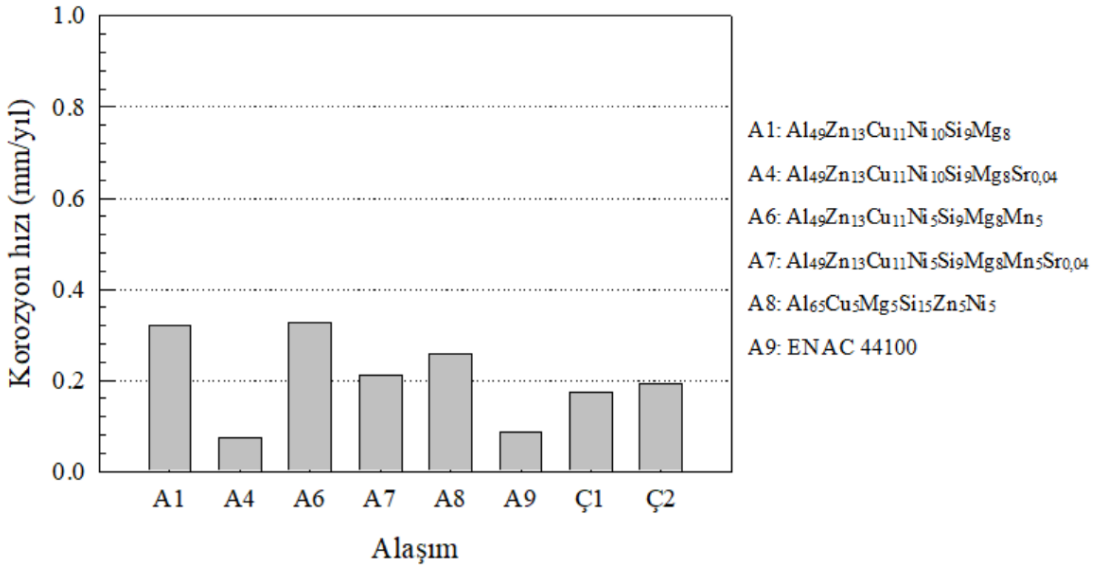
Şekil 108. Ç1 alaşımına ait tafel eğrisi



Şekil 109. Ç2 alaşımına ait tafel eğrisi

Tablo 20. İncelenen alaşımların korozyon hızı, korozyon akımı ve korozyon potansiyeli değerleri

Alaşım	Korozyon hızı (mm/y)	Korozyon akımı (A/cm^2)	Korozyon gerilimi (V)
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$	0,320723894	$2,686 \times 10^{-5}$	-0,1128
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$	0,074988841	$6,279 \times 10^{-6}$	-0,0607
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$	0,325350824	$2,697 \times 10^{-5}$	-0,0457
$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$	0,210426506	$1,744 \times 10^{-5}$	-0,0986
EN AC 44100	0,258412884	$2,333 \times 10^{-5}$	-0,0072
$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$	0,086930361	$7,632 \times 10^{-6}$	-0,0237
Ç1	0,174921684	$1,5607 \times 10^{-5}$	0,0421
Ç2	0,191890758	$1,6365 \times 10^{-5}$	0,00680



Şekil 110. A1, A4, A6, A7, A8, A9, Ç1 ve Ç2 alaşımlarının korozyon hızı değerlerini gösteren çubuk diyagramlar

4. TARTIŞMA

4.1. İç Yapı İncelemelerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi

Üretilen alaşımların içyapılarındaki fazları gösteren fotoğraflar Şekil 19-25'te verilmiştir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının içyapısı alüminyumca zengin α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni) ve Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) ve birincil silisyum (Si) fazlarından oluşmaktadır, Şekil 19. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına Sr ilavesi yapıldığında Al-Zn-Cu fazının küçülerek morfolojisinin yuvarlak hal aldığı, Q fazının boyutlarını küçüldüğü ve içyapıda daha homojen dağıldığı, Al_3Ni intermetalik bileşiğinin Sr katkısı ile daha ince ve homojen dağılım gösterdiği, ε fazının içyapıdaki oranının arttığı görülmüştür. Ancak atomik %0,05 Sr oranında Al_3Ni fazının kalınlaştığı ve irileştiği, Q fazının tekrar büyüyerek ince uzun bir formda ve çeşitli geometrilerde içyapıda yer aldığı, ε fazının oranında bir miktar azalma meydana geldiği görülmektedir, Şekil 23. Stronsiyum ilavesiyle meydana gelen bu değişimler döküm sonrası soğuma koşullarına dayandırılarak açıklanmaktadır (Sui vd., 2014; Espinoza-Cuadra vd., 2009; Timpel vd., 2012). Şöyle ki, Sr atomları alüminyum atomuna göre oldukça büyük bir atomik çapa sahiptir. Bu nedenle Sr elementi katılaşan α-Al veya intermetalik fazların kristal kafesi içine girmekte zorlanır. Katılaşma devam ederken, büyüyen katı fazlar Sr atomlarını iterek, katı-sıvı arayüzeyindeki sıvı filmde birikmesine neden olurlar (Timpel vd., 2012; Nogita vd., 2006). Arayüzeyde biriken bu Sr atomu tabakası, kristallerin büyümesi için fiziksel bir engel oluşturur. Bu durum iki sonuç doğurmaktadır. Birincisi mevcut kristallerin büyümesi Sr atomları tarafından engellendiği için yeni kristallerin içyapıda çekirdeklenmesi mümkün olarak daha küçük taneli fazların oluşumu meydana gelir (Liu vd., 2015; Barrirero vd., 2016; Timpel vd., 2012). İkincisi kristallerin belirli yönlerde uzaması engellenerek yuvarlak veya eş eksenli bir büyüme gerçekleşir (Liu vd., 2015; Barrirero vd., 2016; Timpel vd., 2012). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının ana matrisini oluşturan α- alüminyum fazı Sr elementinin bu kısıtlayıcı etkisi ile daha yuvarlak ve küçük boyutlu bir yapıya dönüşmektedir. Aynı büyüme kısıtlama mekanizması Q ve Al_3Ni fazlarının da daha küçük ve homojen şekilde dağılmasını sağladığı düşünülmektedir. %0,04 Sr katkısının ε fazının miktarında meydana getirdiği artış alaşımın katılaşma aralığının ve reaksiyon sıcaklığının değişmesine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, alaşım içerisindeki Q

ve Al_3Ni fazlarının büyümesinin kısıtlanması bu fazların tüketeceği Cu ve Zn miktarını azaltarak ε fazının oluşumu için daha fazla kaynak yaratmış olabilir. Bu durum ε fazının hacimsel oranının artmasına neden olmuş olabilir. Sr katkısının %0,05 olması durumunda meydana gelen aşırı modifikasyon etkisi şu şekilde açıklanabilir. Yüksek Sr konsantrasyonunda Sr atomlarının katı-sıvı arayüzeylerde düzenli tabaka oluşturmak yerine kendi aralarında birleşerek kararsız Al-Si-Sr kümeleri oluşturur. Bu kümeler büyüme kısıtlayıcı olarak etkili olmadıkları gibi mevcut kristallerin arayüzeylerini zehirleyerek homojen büyümeyi bozabilirler (Barrirero vd., 2016; Timpel vd., 2012; Callegari vd., 2023). Dolayısıyla daha az sayıda kristalin büyümesi kaba ve kalınlaşmış veya ince uzun morfolojiye sahip Al_3Ni ve Q fazlarından oluşan bir içyapının tekrar oluşmasına neden olmuş olabilir. Al_3Ni ve Q fazlarının irileşmesi ε fazını oluşturması gereken Cu ve Zn atomlarını daha fazla tüketilmesine ve sonuç olarak, ε fazının miktarında bir azalmaya sebep olmuş olabilir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısı alüminyumca zengin α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni) ve Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), Al_4MnSi, $Al_7Mn_2Si_5$ ve birincil silisyum (Si) fazlarından oluşmaktadır, (Şekil 24). Bu alaşıma atomik %0,04 (ağırlıkça %0,1) oranında stronsiyum (Sr) ilavesi yapıldığında, içyapısında yeni bir faz oluşmamıştır. Ancak Al_3Ni fazının yüksek en-boy oranına sahip çubuksu morfolojiden daha düşük en-boy oranına sahip parçacıklı bir yapıya dönüştüğü, Q fazının ve birincil silisyumun parçacıklarının küçüldüğü ve bu fazların içyapıda daha homojen dağıldığı gözlenmiştir, Şekil 25. Bu durum Sr katkısının alaşımın katılaşma kinetiğini ve arayüzey enerjisini değiştirerek modifikasyona neden olmasından kaynaklanmış olabilir (Sui vd., 2014; Tan et al., 2019; Timpel vd., 2012). Stronsiyumun bu etkisi, büyük atomik yarıçapı ve alüminyumca zengin faz ile içyapıda oluşan intermetaliklerin içerisinde ihmal edilebilir düzeydeki çözünürlüğüne dayandırılarak açıklanabilir (Timpel vd., 2012; Nogita vd., 2006; Gursoy ve Timelli, 2020). Şöyle ki, Sr ergimiş metalin katılaşması sırasında kristaller tarafından itilerek katı-sıvı arayüzeyindeki sıvı filmde biriktiği ileri sürülmektedir (Barrirero vd., 2014; (Barrirero vd., 2016). Arayüzeyde oluşan Sr tabakası, atomların kristal yüzeyine tutunmasını ve büyümesini fiziksel olarak kısıtlayabilir bu da arayüzey önündeki sıvıda aşırı soğumayı tetikleyerek yeni kristallerin çekirdeklenmesi için gerekli termodinamik enerjiyi sağlamış olabilir (Li vd., 2014; Eiken vd., 2015). Böylece çok

daha fazla sayıda ve küçük boyutta tane oluşumuna neden olup bu tanelerin anizotropik yönlerde uzamasını engelleyerek daha eş eksenli fazların oluşmasına neden olmuş olabilir (Timpel vd., 2012; Eiken vd, 2015). Stronsiyum ilavesinin ayrıca $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımındaki ϵ ve γ fazlarının içyapıda daha homojen dağılmasına ve boyutlarının küçülmesine de yol açtığı belirlenmiştir. Bu birincil fazlara ait tanelerin küçülmesinin ve sayılarının bir başka deyişle çekirdekleşme oranının artmasının bir sonucu olabilir. Şöyle ki, daha ince, çok taneli ve homojen bir şekilde katılaşan ana matris içerisinde ergime noktası nispeten düşük olan ve en son katılaşan bu fazlara büyüme için gerekli alan veya hacim kalmamış olabilir. Bu da ϵ ve γ fazlarının büyümesini kısıtlamış olabilir.

4.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_x$ alaşımının içyapısını oluşturan fazların mikro sertlik değerleri Tablo 15'te verilmiştir. Alaşımın içyapısındaki alüminyumca zengin α fazının mikro sertliği Sr ilavesi ile azalmış ancak kütlece %0,10 ve %0,12 Sr katkı oranlarında bir önceki katkı oranındaki mikro sertliğe göre artış sergilemiştir. Bu durum söz konusu fazın içinde çözünen alaşım elementine, çözünürlük oranına ve stronsiyumun katılaşma kinetiğine etkisine göre açıklanabilir (Totten ve MacKenzie, 2003; Polmear, 2006). Şöyle ki, Sr katkısı olmayan referans alaşımda ($Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$), α fazında çözünen Zn oranı %31,8–37,0 ve Cu oranı %4,3–5,3 aralığında belirlenmiş, bu fazın mikrosertliği 178,9 VSD olarak ölçülmüştür. Stronsiyum ilave oranı %0,05 olduğunda α fazının Zn içeriği %35,6–47,5 aralığına yükselirken, Cu oranı %3,0–7,2 arasında geniş bir dağılım göstermiştir. Bu alaşımda α fazının mikrosertlik değeri 157,7 VSD olarak ölçülmüş ve referans alaşıma göre belirgin bir düşüş görülmüştür. Zn'nin Al kafesinde yüksek çözünürlüğü olmasına rağmen, çözünürlük sınırına yaklaşan oranlarda (maks %66,4) çözünmesinin dislokasyonların daha kolay hareket etmesine neden olduğu bilinmektedir (Totten ve MacKenzie, 2003). Bu durum, Zn katkısının belirli bir seviyeyi aşması durumunda sertlikte azalma eğilimine neden olabileceğini göstermektedir. Çinkonun bu baskın etkisi nedeniyle Cu oranındaki artışa rağmen bu alaşımın α fazının mikrosertlik değeri düşmüş olabilir. Sr %0,08 oranında Zn oranı %31,8–40,1, Cu oranı %4,4–5,6 ve Ni oranı %0,6-1,1 olarak ölçülmüş, α fazı mikrosertliği 148,9 VSD ile en düşük seviyeye

ulaşmıştır. Bu durumun α fazının içinde çözünen Zn, Cu, Ni ve Fe'in miktarının azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bilindiği üzere özellikle Cu, Ni ve Fe olmak üzere bu elementler söz konusu fazın mikro sertliği üzerinde önemli etkiye sahiptir (Totten ve MacKenzie, 2003; Polmear, 2006). Bu üç elementteki azalmanın çinkodaki azalmaya göre mikrosertlik üzerinde daha fazla düşüşe neden olabileceği literatürde ortaya koyulmuştur (Totten ve MacKenzie, 2003; Polmear, 2006). Kütlece %0,10 ve 0,12 Sr oranlarında α fazının mikrosertlik değerinin az da olsa arttığı görülmüştür. Bu artışların fazının içerisinde çözünen Cu, Ni, Mg ve Fe oranının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Alüminyum alaşımlarında yer alan Al_3Ni intermetalik fazı, yüksek ergime sıcaklığı ve mekanik dayanımı sayesinde yapısal mukavemete önemli katkı sağlamaktadır (Zuo vd., 2019; Czerwinski vd., 2022;). Bu çalışmada, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına farklı oranlarda Sr ilavesiyle elde edilen beş farklı kompozisyonda Al_3Ni fazının mikrosertlik değerleri sırasıyla 862,2 VSD, 833,6 VSD, 842,3 VSD, 879,9 VSD ve 825,1 VSD olarak ölçülmüştür. Bu değişimin temel nedenlerinden biri, Al_3Ni fazı içindeki Cu/Ni oranının farklılaşmasıdır. Cu atomlarının Al-Ni bazlı intermetalik yapılar içinde çözünerek Al_3Ni fazını güçlendirdiği ve kafes içerisine girerek dislokasyon hareketini daha fazla engellediği bilinmektedir (Kim vd., 2020; T. Chen ve Wu, 2016; Samuel vd., 2024). Cu atomları, Ni atomlarına kıyasla daha büyük atom çapına sahiptir ve bu fark, katı çözelti gerilmelerini artırarak dislokasyon bariyeri oluşturmaktadır (Porter vd., 2009; Leyson vd., 2012). Dolayısıyla Cu/Ni oranının artması, özellikle belirli bir eşik değerin üzerinde, mikrosertliğin artmasına doğrudan katkı sağlamaktadır. Sr kütlece %0,10 içeren alaşımda, Al_3Ni fazındaki Cu oranı %27,3–29,6 seviyesine çıkarken Ni oranı %29,1–30,1 aralığına gerilemiştir. Bu, yaklaşık Cu/Ni oranının $\approx$ 0,95–1,0 düzeyine yaklaştığını göstermektedir ve faz içerisindeki atomik yapı daha dengeli ve yoğun çözünmüş bir hal almaktadır. Bu yapı, dislokasyon hareketine karşı daha dirençli hale gelir ve bu nedenle Al_3Ni fazının mikrosertliği maksimum seviyeye ulaşmaktadır (879,9 VSD) (Kim vd.,2012; Samuel vd., 2024). Buna karşılık, Sr %0,05 ve %0,12 oranlarında mikrosertlik değerlerinin düşük olması, Cu/Ni oranındaki düşüş ve Sr'nin faz morfolojisi üzerindeki olumsuz etkilerine bağlanabilir. Sr %0,05 içeren yapıda Cu oranı %14,3–19,5 seviyesine gerilerken Ni oranı %36,1–39,1 arasında kalmıştır. Bu

durum, Cu/Ni oranını yaklaşık 0,36–0,54 seviyesine düşürür, ki bu oran, çözeltide yeterli iç gerilim yaratacak düzeyin altındadır. Cu atomlarının katkı payı azaldığı için, Al_3Ni fazı daha zayıf hale gelir ve dislokasyonların daha kolay hareket etmesi sonucu mikrosertlik düşer. Benzer şekilde, Sr %0,12 oranına ulaşıldığında, Cu oranı %19,0–24,7 arasında kalırken Ni oranı tekrar %30,3–37,0 aralığına yükselmiştir. Bu da Cu/Ni oranının yaklaşık 0,51–0,81 aralığında kaldığını gösterir. Ayrıca Sr'nin artan oranı, faz içinde atomik segregasyonlara neden olarak içyapıda boşluk oluşumu veya gevşeme etkisi yaratabilir (Mondolfo, 1976; Kim et al., 2005). Bu durum, dislokasyon hareketini kolaylaştıran bir etki oluşturur ve sonuç olarak mikrosertlik tekrar düşer. Öte yandan, Cu/Ni oranının tek başına belirleyici olmadığı, ancak Sr katkısıyla birlikte faz yapısında oluşturduğu sinerjik etkilerle mikrosertliği artırdığı veya düşürdüğü de açıktır. Sr, belirli oranlarda (özellikle %0,08–%0,10) ikincil fazların morfolojisini rafine ederken (örneğin daha küçük ve dağınık fazlar), aşırı oranlarda (>%0,10) taneler arası faz segregasyonuna ve boşluk oluşumuna neden olabilir (Mondolfo, 1976; Sui vd., 2014; Dinnis vd., 2004; Samuel vd., 2024). Bu durum içyapıda lokal yumuşak bölgelerin oluşmasına yol açabilir ve mikrosertliğin düşmesine sebep olabilir. Sonuç olarak, Al_3Ni intermetalik fazının mikrosertliği; faz içindeki Cu/Ni oranının artmasıyla belirgin şekilde yükselirken, bu oranın azalması ve Sr katkısının optimum düzeyin dışına çıkmasıyla birlikte sertlikte düşüş gözlenmiştir. Bu durum, yalnızca bileşimsel değişikliklerin değil, aynı zamanda çözünen elementlerin kristal yapı üzerindeki etkilerinin de mekanik özelliklerde belirleyici olduğunu açıkça göstermektedir.

Bu çalışma kapsamında geliştirilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı karşılaştırma alaşımlarına göre oldukça yüksek sertlik ve basma dayanımı değerleri sergilemiştir, Tablo 16. Bu alaşıma kütlece %0,10 (%0,04 atomik) oranda Sr katıldığında sertliğinin düştüğü, basma mukavemeti ve basma kısalması değerlerinin ise arttığı gözlenmiştir, Şekil 39. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına yapılan Sr ilavelerinin sertliğini düşürmesinin içyapısındaki mikro sertliği düşük olan α ve ε fazlarının hacimsel oranının Sr ilaveleri sonucunda artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir, Tablo 16. Kütlece %0,1 oranında Sr ilavesinin alaşımın basma dayanımının artırması ise alaşımın içyapısındaki fazların genel olarak incelip daha homojen dağılım sergilemesi ve sünekliğinin artmasından buna bağlı olarak alaşımın daha geç kırılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca Al_3Ni fazının mikro

sertliğinin artmasının da alaşımın yük taşıma kabiliyetini bir başka deyişle basma dayanımını artırdığı düşünülmektedir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımı karşılaştırma alaşımlarının tümünden daha yüksek $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından ise daha düşük sertlik sergilemiştir. Bu alaşımın karşılaştırma alaşımlarından daha yüksek sertlik sergilemesi içyapısında oluşan fazların özelliklerinden kaynaklanmış olabilir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından daha düşük sertliğe sahip olmasının ise bu alaşıma göre Ni oranının azalması nedeniyle Si'dan sonra en sert faz olan Al_3Ni bileşiğinin miktarının içyapıda azalması olduğu düşünülmektedir, Tablo 15. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımın basma kısalmasının bir başka deyişle sünekliğinin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından yüksek olması bu düşünceyi desteklemektedir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşıma göre daha yüksek basma dayanımı sergilemesinin de bu alaşıma göre daha sünek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşıma, ağırlıkça %0,1 (atomsal %0,04) oranında stronsiyum (Sr) ilavesinin sertlik değerini 291,9 HV'den 320 HV'ye, basma dayanımını ise 783 MPa'dan 797 MPa'ya yükselttiği, basma kısalmasını ise %4,29'dan %3,86'ya düşürdüğü belirlenmiştir, Şekil 40. Bu sonuçlar alaşımın daha gevrek bir davranış sergilediğini göstermektedir. Sertlik ve basma dayanımında meydana gelen artış Sr modifikasyonu ile içyapıdaki fazların morfolojilerinde meydana gelen küçülme, fazların daha homojen dağılımı ve katı çözelti sertleşmesi mekanizmalarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, alaşım içyapısındaki Al_3Ni fazının Sr katkısı ile belirgin şekilde incelerek matris içerisinde daha homojen dağıldığı gözlenmiştir, Şekil 25. Tane incelmesinin dislokasyonların hareketini engelleyen faz sınırlarını artmasına yol açtığı için malzemelerin mukavemetlerinin artmasına neden olduğu bilinmektedir (Sui vd., 2014; Tan vd., 2019; Eiken vd., 2015; Easton ve StJohn, 2001) Basma mukavemeti ve sertlikte meydana gelen artışın bir diğer sebebinin ise α ve Al_3Ni fazlarının mikrosertliklerinin artması olduğu düşünülmektedir. Ayrıca Sr ilavesi sonucunda içyapıdaki fazların daha ince taneli ve homojen bir dağılım sergilemesi de uygulanan yükün çok sayıda küçük ve sert parçacık ile sünek matris arasında daha dengeli bir şekilde dağıtılmasını sağlayarak mukavemet artışına katkı sağlamış olabilir. Sünekliğin azalması malzemenin sertlik ve mukavemet değerlerinde ortaya çıkan artışın bir sonucu olabilir. Şöyle ki, Sr katkısıyla daha ince ve homojen dağılan

sert intermetalik fazlar, dislokasyon hareketi için etkin birer engel teşkil ederken, aynı zamanda plastik deformasyon sırasında çatlak başlangıcı için daha fazla rol oynamaktadır (Q. G. Wang, 2003; Samuel vd., 2013). Sert intermetalik fazlar ile sünek matris arasındaki arayüzeylerin toplam alanındaki bu artışın deformasyon uyumsuzluğundan kaynaklanan gerilim yoğunlaşmaları için daha fazla potansiyel bölge yaratarak çatlak ilerlemesini kolaylaştırdığı bilinmektedir (Mbuya vd., 2017; Q. G. Wang, 2003). Söz konusu bölgelerin sayısının artması ve aralarındaki mesafenin azalması, bir mikro-çatlağın oluşumundan sonra hızla bir diğerine ilerleyerek birleşmesini kolaylaştırarak malzemenin daha düşük bir toplam deformasyon seviyesinde kırılmasına sebep olabilir.

Basma deney numunelerinin kırılma yüzeylerinde genel olarak düzensiz bir şekilde ayrılma sırtları, lifli bir yapıya benzer pürüzler, mikro boşluklar, klivaj (düzlemsel) kırılma izleri, çatlaklar ve yapışmış parçacıkları gözlenmiştir, Şekil 45-53. Stronsiyum katkılarının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ esaslı alaşımların kırılma yüzeylerinde neden olduğu düzenli bir değişim belirlenememiştir. Ancak $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının kırılma yüzeyinde diğer alaşımlara göre çok/büyük ayrılma sırtları gözlenmiştir, Şekil 48. Ayrılma sırtları ve lifli bir yapıya benzer pürüzler sünek kırılma belirtileri olup, alaşımın içyapısındaki α ve ε gibi alüminyum veya bakırca zengin sünek faz bölgelerinde gerçekleşen kırılmalar sonucu oluştukları düşünülmektedir. Mikro boşluklar, klivaj (düzlemsel) kırılma izleri ve çatlaklar ise gevrek kırılma belirtileri olup içyapıdaki sert ve gevrek intermetalik bileşikler ile silisyum parçacıklarının kırılması sonucu oluştuğu düşünülmektedir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının kırılma yüzeyinde klivaj kırılma izleri ön plana çıkmaktadır, Şekil 50. Bu alaşıma Sr ilave edildiğinde gözeneklerin arttığı ve daha düzensiz bir dağılım sergilediği görülmüştür, Şekil 51. Stronsiyum içeren $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının kırılma yüzeyindeki bu bulgular bu alaşımın daha gevrek bir kırılma davranışını sergilediğini göstermekte ve basma kısalması değerinin daha düşük ölçülmesi bu gözlemleri doğrulamaktadır, Tablo 16. Kırılma yüzeylerinde görülen aşınma parçacıklarının yüksek basıncın etkisiyle birbirine sürtünen kırılma yüzeyleri arasındaki malzeme transferinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Yüzeyden kopan parçacıklar yüksek basınç etkisi yüzeylere sıvanmış veya yapışmış olabilir. Sr oranı ile malzemenin basma mukavemeti ve

sertliğinde yaşanan düşüş bu parçacıklarının sayısının artmasına neden olmuş olabilir. Ancak, kütlece %0,1 Sr oranında yapışan parçacıkların azalması bu alaşımın basma dayanımının yüksek olmasından kaynaklanmış olabilir.

Karşılaştırma amaçlı olarak incelenen $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının kırılma yüzeyinde sıvama izleri, çizikler ve çatlaklar, Ç2 alaşımının yüzeyinde ise genel olarak kalın çatlak, gözenek ve sıvama izleri gözlenmiştir. Şekil 52-53. Bu alaşımlarda hem sünek kırılma hem de gevrek kırılmaya ait yüzey karakteristiklerinin oluşması içyapılarında hem sünek hem de gevrek fazları birlikte içermesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

4.3. Sürtünme Ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi

İncelenen alaşımların sürtünme katsayısı, aşınma hacmi, aşınma direnci değerleri Tablo 17'de, sürtünme katsayılarının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler Şekil 54-60'ta, incelenen tüm alaşımların sürtünme katsayısı, aşınma hacmi ve aşınma direnci değerleri ise sırasıyla Şekil 61, 62 ve 63'teki çubuk diyagramlarda verilmiştir.

İncelenen alaşımların sürtünme katsayılarının kayma yolu mesafesinin ilk aşamalarında hızlı bir artış sergilediği, kayma yolu mesafesi arttıkça azalarak belli aralıklarda kararlı hale geldiği gözlenmiştir, Şekil 54-60. Bu durum tribolojide iyi bilinen ve literatürde benzerleri sıkça görülen karşılıklı eş çalışan yüzey davranışıdır (Hekimoğlu vd., 2025; Beder ve Alemdag, 2021). Söz konusu davranış, sürtünen yüzeyler arasındaki temas koşullarının zamanla farklılaşmasıyla ilişkili olup; yüzeyin pürüzlülüğünde zamanla ortaya çıkan değişim, tribo-oksit oluşumu, üçüncü cisim (third-body) etkileri ve malzeme transferi gibi mekanizmaların etkilerinden kaynaklanmaktadır (Alemdağ ve Beder, 2014; Clarke ve Sarkar, 1979; Dey vd., 2009).

Kaymanın başlangıç aşamasında, temas yüzeyleri arasındaki gerçek temas alanı oldukça sınırlı olup temas genellikle yüzey pürüzleri arasında mikro ölçekte gerçekleşmektedir (Clarke ve Sarkar, 1979; Dey vd., 2009). Bu temas durumunda pürüzler arasında yüksek yerel gerilmeler oluşmakta ve bu da plastik deformasyon, mikro kaynak ve yapışma (adhesive) gibi aşınma mekanizmaları tetiklemektedir. Bu etkiler, sürtünme katsayısının hızlı bir şekilde artmasına neden olmaktadır. Literatürde

bu dönem "alışma dönemi" (running-in) olarak adlandırılmakta ve yüzeylerin mekanik ve geometrik açıdan birbirine uyum sağladığı bir geçiş evresi olarak tanımlanmaktadır (Alemdağ ve Beder, 2014; Clarke ve Sarkar, 1979; Dey vd., 2009). Kayma mesafesi arttıkça, yüzeydeki pürüzler aşınarak daha dengeli ve geniş bir temas yüzeyi oluşmaktadır. Bu süreçte ayrıca özellikle kuru sürtünme durumunda ortaya çıkan ısıl etkiler ve ortam havasındaki oksijenin etkisiyle yüzeyde oksit tabakaları oluştuğu bilinmektedir (Hekimoğlu vd., 2025). Özellikle Al, Zn ve Cu içeren alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan Al_2O_3, ZnO veya CuO gibi oksitlerin yüksek sertlikleri ve düşük kayma dirençleri sayesinde eş çalışan yüzeyler arasında sürtünmeyi azaltıcı etki gösterdiği bilinmektedir (Tahir vd., 2022; Grandin ve Wiklund, 2017; Benea ve Dumitrascu, 2019). Bununla birlikte, "üçüncü cisim tabakası" olarak adlandırılan aşınma kalıntıları, oksit parçacıkları ve transfer olmuş malzemelerden oluşan bir ara tabakanın oluşumunun da çalışma anında sürtünme katsayısının zamanla kararlı hale gelmesinde önemli rol oynadığı bilinmektedir (Godet, 1984). Bu kavrama göre temas yüzeylerinin tribolojik davranışını, doğrudan bu ara üçüncü cisim tabakası kontrol etmektedir. Bu tabaka yeterli kalınlığa ve sürekliliğe ulaştığında, sistem kararlı sürtünme rejimine girmekte ve sürtünme katsayısı dar bir aralıkta sabitlenmektedir. Bu kararlılığın derecesi ve oluşum süresinin, alaşımın mikroyapısına, yüzey sertliğine, intermetalik fazlara ve çevresel koşullara (sıcaklık, nem, ortam atmosferi vb.) bağlı olarak değişebildiği ortaya koyulmuştur (H. Kim vd., 2005; Riahi ve Alpas, 2001; (H. J. Kim vd., 2007). Bu çalışma kapsamında elde edilen, sürtünme katsayısının deneylerin başlangıç aşamasındaki arttığı ve daha sonra azalarak kararlı bir hale geldiğini gösteren bulguların, klasik triboloji modelleriyle ve literatürde ortaya koyulmuş deneysel çalışmalarla uyumlu olduğu görülmektedir (Alemdağ ve Beder, 2014; Clarke ve Sarkar, 1979; Dey vd., 2009; Hekimoğlu vd., 2025b).

Bu çalışma kapsamında geliştirilen ve ilk kez üretilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının sürtünme katsayısı değerleri 0,7468 ile 0,8636 arasında değişkenlik göstermiştir, Tablo 17. Söz konusu alaşımlar arasında en yüksek sürtünme katsayısı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımında (0,8636), en düşük sürtünme katsayısı

(0,7468) ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımda ölçülmüştür, Tablo 17. Bu farklılıklar stronsiyum oranına bağlı olarak alaşımların mekanik özelliklerinde ortaya çıkan değişime, aşınma yüzeylerinin durumuna, bu yüzeylerin SEM ve EDS analizlerine, aşındırıcı bilye yüzeylerine ve aşınma parçacıklarından elde edilen verilerle birlikte açıklanabilir. Sürtünme katsayısı Sr katkısı %0,02'den %0,03'e kadar artarken (0,8340'tan 0,8636'ya), %0,04 ve %0,05 oranlarında ise azalmaya başlamış ve sırasıyla 0,7839 ve 0,8032 değerlerine gerilemiştir, Tablo 17, Şekil 61. Bu durum, Sr katkısının belli bir eşik oranına kadar yapı içinde olumsuz yüzey etkileşimleri oluşturarak sürtünmeyi artırdığını, ancak daha yüksek oranlarda üçüncü cisim etkisiyle dengeleyici bir tabaka oluşturarak sürtünmeyi azalttığını göstermektedir (Godet, 1984). Tablo 16'da verilen sertlik ve basma dayanımı verileri bu yorumu desteklemektedir. Şöyle ki, Sr katkısı atomik olarak %0,02 olduğunda sertlik 317,4 VSD ve basma dayanımı 689 MPa değerine, %0,03 olması durumunda ise daha da azalarak sırasıyla 294,9 VSD ve 642 MPa değerlerine düşmektedir. Ancak alaşımdaki Sr oranı %0,04 (atomik) olduğunda sertlik 293,0 VSD ile benzer kalmış, fakat basma dayanımı tekrar 794 MPa gibi yüksek bir seviyeye çıkmıştır, Tablo 16. Diğer taraftan, SEM görüntülerinde sıvama tabakalarının deney sonrası yüzeylerde belirgin hale geldiğini ve artan Sr oranı bu tabakaların yaygınlığının arttığı görülmektedir, Şekil 64-68. Özellikle %0,04 (atomik) Sr içeren $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımında sıvama tabakasının düzenli ve yaygın olduğu gözlenmiştir. Bu yapının sürtünmeyi azaltan bir üçüncü cisim tabakası gibi davrandığı düşünülmektedir (Godet, 1984). EDS analizleri (Tablo 19) bu gözlemleri kimyasal olarak doğrulamaktadır. Nitekim, deney sonrası yüzeylerde O ve Fe oranlarında belirgin artış gözlenmiş, Sr katkısı arttıkça bu oksitli yapının daha belirgin hale geldiği, buna bağlı olarak da sürtünme katsayısının düştüğü düşünülmektedir (Bhushan, 2013; Anas vd., 2022).

Ayrıca, Şekil 75–81'de verilen aşındırıcı bilye yüzey görüntüleri de Sr katkısının bilye yüzeyinde farklı etkiler oluşturduğunu göstermektedir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına %0,02 oranında Sr ilavesi yapılarak elde edilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,02}$ alaşımının sürtünme katsayısı (0,8340) incelenen alaşımlar arasında en yüksek ikinci değerdir. Bu yüksek değerin en belirgin nedeni, test sonrası çelik bilye yüzeyinde gözlemlenen mikroskobik bozulmalar ve yüzey etkileşimlerinin kontrolsüz karakteristiğinin olduğu düşünülmektedir. Şekil 76 'da

verilen SEM fotoğrafı çelik bilye yüzeyinin; düzensiz çizikler, malzeme transfer bölgeleri ve hafif plastik akma bölgeleri içerdiğini göstermektedir. Bu izler bilye yüzeyinin test boyunca zaman zaman mikro yapışma-aşınma mekanizmasına maruz kaldığının, yüzeyde yüksek yerel gerilme ve sıcaklık oluştuğunun ve temasın tribolojik açıdan dengesiz geliştiğinin bir göstergesi olabilir (Godet, 1984). Bu nedenle, sürtünme sırasında bilye ile numune arasında tam anlamıyla bir kayma teması oluşmadığı, bunun yerine kısmi temaslar, yapışma ve sıyrılmalar içeren mikro kaynaklanma rejimi (Godet, 1984; Bhushan, 2013) meydana geldiği söylenebilir. Bu da sürtünme katsayısının düşmesini engellemiş olabilir (Bhushan, 2013). Şekil 65'te yer alan aşınma yüzeyinde; süreksiz ve düzensiz sıvama tabakaları, açıkta kalan matris bölgeleri ve kısmen oksitlenmiş alanlar tespit edilmektedir. Bu görüntü, numune yüzeyinin test boyunca tam anlamıyla stabil bir tribo-film oluşturamadığını, yüzeyin yer yer sıyrıldığını ve mikroyapısal bütünlüğünü koruyamadığını göstermektedir. Şekil 65'teki EDS analizleri bu yorumu destekler niteliktedir. Aşınma yüzeyinde yüksek oranda oksijen (O) ve demir (Fe) elementi tespit edilmiştir. Fe varlığı, çelik bilyeden numune yüzeyine malzeme transferini; oksijen zenginliği ise tribo-oksitlerin düzensiz bir şekilde biriktiğini göstermektedir. Bu bulgular, test sırasında karşılıklı malzeme geçişi olduğunu, yüzeyde istikrarsız oksit tabakalarının birikerek sürtünmeyi artırdığını ortaya koymaktadır. Tablo 16'daki veriler göz önüne alındığında alaşımın $Sr_{0,04}$ ve $Sr_{0,05}$ alaşımlarına göre oldukça sert fakat basma dayanımı değerinin bu alaşımlara göre daha düşük olduğu görülmektedir. Bu nedenle yüksek yüklere karşı plastik deformasyon yerine sıyrılma, çatlama ve kırılma eğiliminde olduğu düşünülebilir. Bu nedenle yüzeyde düzensiz parçalanmalar oluşmuş, bilyeye yapışan aşınma ürünleri artmış ve yüzeyde tribolojik dengesizlik ortaya çıkmış olabilir (Hutchings ve Shipway, 2017; Yan vd., 2021; H. Kim vd., 2005; Tarasov vd., 2017). Bu düzensizlik sonucunda bilye yüzeyinde meydana gelen sıyrıklar, plastik izler ve transfer bölgeleri sürtünme katsayısının yüksek çıkmasının fiziksel bir kanıtı olarak değerlendirilebilir. Sertlik yüksek olsa da düşük basma dayanımı nedeniyle yüzeyin yük altındaki deformasyonunun nispeten kontrolsüz gelişmesi parçacık oluşumunu artırmış, bu parçacıklar bilye yüzeyine taşınarak deformasyonlara, mikro kaynak izlerine ve yapışmaya neden olmuş olabilir. Dolayısıyla, bilye yüzeyinde gözlenen

tribolojik bozulmalar, yüzeylerin kararsız çalışmasına ve sürtünme katsayısının yüksek olmasına yol açmış olabilir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımında en yüksek sürtünme katsayısı değeri ölçülmüştür, Tablo 17. Bu durum $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının mekanik özelliklerine, aşınma yüzeyi görüntülerine ve aşındırıcı bilyenin yüzey görüntülerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, alaşımının bilye yüzeyinin çok fazla aşınmaya maruz kaldığı (Şekil 77), yüzeyde plastik şekil değişimleri ve metal transferi olduğu görülmektedir. Bu alaşımın Sr katkısı yapılmış alaşımlar içinde en düşük dayanım değerine sahip olması yüzeyinin plastik deformasyona daha yatkın olmasına neden olmaktadır (Hutchings ve Shipway, 2017; Tarasov vd., 2017). Böylece hem aşınma yüzeyinde hem de karşı bilye üzerinde daha fazla deformasyon ve malzeme transferi gerçekleşmektedir. Bu alaşıma ait Şekil 66'da görülen SEM fotoğrafı aşınma yüzeyinde oldukça dağınık ve yoğun sıvama tabakalarının bulunduğunu göstermektedir. Bu tabakalar düzensiz olup yer yer delaminasyon, yırtılma ve katman ayrılması izleri gözlenmektedir. Bu yapı, sürekli yenilenen düzensiz üçüncü cisim tabakalarının oluştuğunu ve yüzeyin stabil bir tribo-film geliştiremediğini göstermektedir. Bunun da sürtünme katsayısında artışa neden olduğu düşünülmektedir (Bhushan, 2013). Aşındırıcı bilye yüzeyindeki derin çizikler ve metal yığılmaları numune yüzeyinden karşı yüzeye bir miktar malzeme taşındığını kanıtlamaktadır. Bu durum, söz konusu alaşımda yapışma-aşınma mekanizmasının baskın olduğunu göstermektedir (Godet, 1984). Yoğun temas ve mikro kaynaklanmanın fazla olması bu alaşımın yüksek sürtünme katsayısı sergilemesinin nedenlerinden biri olabilir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,03}$ alaşımının düşük mekanik özellikleri nedeniyle dış yük altında kolayca yüzey deformasyonuna uğraması, yüzeyinde düzensiz bir tribo-kimyasal tabaka (Godet, 1984; Bhushan, 2013) oluşması ve hem aşınma yüzeyi hem de aşındırıcı bilyenin karşı yüzey üzerinde yoğun yapışma-aşınma etkisi göstermesinin çalışmadaki en yüksek sürtünme katsayısını sergilemesine neden olduğu düşünülmektedir. EDS analizleri de bu düşünceyi desteklemekte, oksijen ve demir artışıyla birlikte yapışma ve oksitlenmenin baskın olduğunu görülmektedir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımı, yapılan tribolojik testlerde Sr katkılı alaşımlar arasında en düşük ikinci sürtünme katsayısı değerini göstermiştir. Bu alaşımda düşük sürtünme katsayısı elde edilmesinin özellikle Sr katkısının neden

olduğu yüzey modifikasyonlarına, mikroyapısal ve mekanik etkilere bağlı olduğu düşünülmektedir. Yağsız ortamda yapılan deneylerde, sürtünmeyi azaltıcı etkiler yalnızca yüzeyde tribolojik etkileşimlerle oluşan katı hal ürünlerine bağlı olduğu bilinmektedir (Bhushan, 2013; Tan vd., 2019; Lee vd., 2012). Şekil 67'de yer alan aşınma yüzeyi SEM görüntüsündeki yüzey boyunca sıvama izleri, ince metal transfer yapıları ve lokalize deformasyon bölgeleri sürtünme sırasında yüzeyde parçalı ve düşük yapışma enerjili bir tribofilm tabakası oluştuğunu göstermektedir. Stronsiyum ilavesinin yüzeyin enerji seviyesini düşürerek bu film tabakasının oluşumunu kolaylaştırdığı düşünülmektedir (Lee vd., 2012; Bhushan, 2013). Böylece yüzeyde oluşan bu film, hareket yönündeki kayma gerilmesini azaltarak sürtünme katsayısının düşmesine katkı sağlamış olabilir (Hutchings ve Shipway, 2017). Ayrıca Şekil 78'de görülen aşındırıcı bilye yüzeyinde gözlemlenen düzleşmiş yüzeyler, yapışmış parçacıklar ve transfer olmuş oksit bölgeleri, karşı yüzeyden koparak bilye üzerine yerleşmiş ve burada hareket eden üçüncü cisim (third-body) parçacıklarının varlığını göstermektedir. Bu third-body katmanı, bilye ile alaşım yüzeyi arasındaki doğrudan teması azaltmakta ve kayma sırasında yükü kısmen taşıyarak daha düşük sürtünme kuvvetleriyle kaymaya imkan sağlamış olabilir (Riahi ve Alpas, 2001; Diomidis ve Mischler, 2011; Stachowiak ve Batchelor, 2013). Bu etkinin özellikle yağsız ortamlarda katı yağlayıcı gibi davranarak sistemin tribolojik performansını artırmada önemli bir mekanizma olarak işlev gördüğü bilinmektedir (Diomidis ve Mischler, 2011; Stachowiak ve Batchelor, 2013; Ciprari vd., 2023). Mekanik özellikler açısından incelendiğinde $Sr_{0,04}$ katkılı bu alaşımın sertliği 293 HV olup, stronsiyum içermeyen alaşıma göre düşüktür. Buna karşın basma dayanımı oldukça yüksektir (794 MPa). Bu yüzeyin yük altında çatlamadan plastik deformasyon gösterme yeteneğinin yüksek olduğunun ve bu şekildeki bir deformasyon sayesinde yüzeyin kaymayı kolaylaştırıcı bir özellik kazanabildiğinin göstergesi olarak görülebilir. Yağsız deneylerde, bu tür plastik şekil değişimi sonucu yüzeyde oluşan sıvama ve düzleşmelerin yüzeyin sürtünme karakterini iyileştirdiği bilinmektedir (Bhushan, 2013; Stachowiak ve Batchelor, 2013). Sertliğin düşük olması yüzeyin şekil değiştirmeye yatkınlığını artırırken, yüksek basma dayanımı bu şekil değişiminin kontrollü gerçekleşmesini sağlamış olabilir. Böylece daha az mikro yapışma ve daha fazla yük taşıma kapasitesi ile sürtünme katsayısı düşmüş olabilir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımının sürtünme ve aşınma testleri sonrasında çelik bilye yüzeyinde belirgin mikro çizikler, ince sıyrıklar ve yer yer deformasyon bölgeleri, bazı alanlarda sıvama etkisiyle taşınmış malzeme yığılmaları gözlenmiştir, Şekil 68 ve 79. Bu bulgular, bilyenin test boyunca farklı şiddetlerde yüklenmelere maruz kaldığını, zaman zaman yapışma-aşınma mekanizmasının aktif olduğunu ve bu nedenle yüzeyin lokal olarak bozulduğunu göstermektedir (Godet, 1984). Bilye yüzeyindeki bu bölgesel deformasyonlar, temas yüzeyinde mikroskobik pürüzlülüğü artırmakta ve kayma yerine takılma etkisinin daha fazla olmasına neden olmaktadır. Ayrıca sıyrılan alaşım parçacıkları, bilye üzerinde yeni üçüncü cisim katmanları oluşturabilmektedir. Bu katmanlar sürekli değiştiğinden sürtünme kuvvetinde kararsızlıklar meydana gelmektedir. Bu etkilerin sürtünme katsayısının artmasına neden olduğu bilinmektedir (Bhushan, 2013). Bir başka deyişle bilye yüzeyinde çizik, mikro kaynak izi ve malzeme kalıntıları arttıkça sistem hareket için daha fazla enerji harcamakta ve sürtünme katsayısı da artmaktadır. Ayrıca alaşımın aşınma yüzey fotoğrafında gözlenen (Şekil 79) süreksiz ve yer yer parçalanmış sıvama tabakaları şeklindeki yüzey düzensizliklerinin bilye ile olan teması dalgalı hale getirerek yük dağılımının bölgesel olarak yoğunlaşmasına neden olduğu düşünülmektedir. Bunun da bilye yüzeyinde mikro deformasyon, çizik ve sürtünme bölgeleri oluşturduğu ve sürtünme katsayısının artmasına katkı sağladığı düşünülmektedir. Bu verilere ek olarak alaşımının dayanım değerlerinin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımına göre düşük olması yüzeyin yük altında daha kolay plastik deformasyona uğramasına, bu deformasyon sonucu oluşan mikroskobik parçacıkların bilye yüzeyine taşındığı, bu parçaların yüzeye yapıştığı veya sürtünmeyle gömüldüğü ve bu mekanizmanın da yüzeyin mikro geometrisini bozarak sürtünmeyi artırdığı düşünülmektedir. (Stachowiak ve Batchelor, 2014).

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının sürtünme-aşınma deneyleri sonrasında aşındırıcı bilyenin yüzeyinin SEM görüntüsü (Şekil 80) oldukça düzgün ve kontrollü bir temasın gerçekleştiğini göstermektedir. Yüzeyde belirgin çizik, sıyrık ya da yapışma izlerine rastlanmamaktadır. Hafif sıvama izleri ve düşük yoğunlukta transfer tabakaları görünmekle birlikte, yüzeyin genel olarak deformasyona uğramadığı görülmektedir. Bu durum bilye ile numune arasındaki tribolojik etkileşimin yapışma-aşınma yerine kayma kontrollü şekilde gerçekleştiğini ve metal-metal temasının

minimize edildiğini göstermektedir. Bu davranışın sürtünme katsayısının düşük olmasına dayanak oluşturduğu düşünülmektedir. Numune yüzeyinin görüntüsü de bu düşünceyi desteklemektedir. Şöyle ki, Şekil 69'daki görüntü aşınma yüzeyinde sürekli ve dengeli bir sıvama tabakası oluştuğunu göstermektedir. Bu tabakanın yüzeyi aşırı bölgesel yüklerden koruyarak karşı bilye ile olan teması düzenlediği düşünülmektedir. Ayrıca, Tablo 16'daki mekanik özellikler incelendiğinde bu alaşımın 291,9 VSD sertliğe ve 783 MPa basma dayanımına sahip olduğu görülmektedir. Bu değerler, yüzeyin plastik deformasyona karşı dirençli olduğunu ve deformasyon olmadan daha kararlı çalışabildiğini göstermektedir. Bu durum bilye yüzeyinde nispeten düşük bir sürtünme katsayısı elde edilmesine katkı sağlamış olabilir.

Aşındırıcı bilyelerin yüzeylerine ait fotoğraflar $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilye yüzeyinin (Şekil 81) daha az çizik, sıyrık, delaminasyon veya plastik deformasyon izleri içerdiğini göstermektedir. Bu yüzey durumu, test boyunca bilye ile numune arasında düşük sürtünmeli, dengeli ve kontrollü bir kayma teması gerçekleştiğinin göstergesi olarak kabul edilebilir. Şekil 70'deki aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı da bu sonucu destekler niteliktedir. Numune yüzeyinde kalın ve sürekli sıvama tabakası vardır. Bu tabaka (tribo-film) üçüncü cisim etkisiyle yüzeyi korumuş olabilir. Ayrıca bu alaşımın sertlik ve dayanım değerlerinin yüksek olması yüzeyin yük altında deformasyonunu engellemiş olabilir. Sr katkısının bu alaşımda uygun bir ideal tribolojik denge sağladığı, yapışma etkisini tamamen ortadan kaldırarak sürtünmeyi minimize ettiği ve yüzeylerin karşılıklı olarak korunmasını sağladığı belirlenmiştir. Bu da düşük sürtünme katsayısı elde edilmesine yol açmış olabilir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_x$ alaşımlarının hacim kaybı ve aşınma direnci değerleri Tablo 17'de, bu değerlerin Sr oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 62-63'te, söz konusu alaşımların aşınma yüzeyi fotoğrafları ise Şekil 64-68'de verilmektedir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına ait numunede aşınma hacmi 0,017479 mm^3 iken, bu değer $Sr_{0,02}$ alaşımında 0,045197 mm^3'e, $Sr_{0,03}$'te 0,052729 mm^3'e, $Sr_{0,04}$'te 0,057751 mm^3'e ve $Sr_{0,05}$'te 0,066540 mm^3'e yükselmiştir. Bu verilerden anlaşılacağı üzere Sr katkısı arttıkça sürtünme katsayısında belirli bir iyileşme görülse de aşınma sürekli olarak artış göstermiştir (Tablo 17). Bu durum Sr katkısının yüzeyde oluşturduğu tribo-film yapısının her katkı seviyesinde farklı

özellikler göstermesinden kaynaklanmış olabilir. Sr katkısı arttıkça sıvama tabakasının kalınlaştığı, fakat süreklilik ve bütünlük açısından bozulmalar meydana geldiği görülmektedir, Şekil 65-68. Şekil 64'te $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşım numunesinin yüzeyinin homojen bir sıvama tabakası ve aşınma izlerinden oluştuğu görülmektedir. EDS analizleri de bu yüzeyde oksijen (O) ve demir (Fe) elementlerinin düşük seviyede olduğunu, yani oksitlenme ve bilyeden transferin sınırlı gerçekleştiğini ortaya koymaktadır. Bu da düşük hacim kaybını doğrudan açıklamaktadır. $Sr_{0,02}$ katkılı numunenin yüzeyi incelendiğinde, yüzeyde sıvama tabakasının bozulmaya başladığı, yer yer sıyrıklar ve çatlakların oluştuğu görülmektedir. Bilye yüzeyinde ise daha belirgin çizikler ve malzeme transfer izleri oluştuğu gözlenmektedir. EDS analizleri, oksijen ve Fe seviyelerinde artışı, dolayısıyla oksidasyon ve yapışma mekanizmalarının etkinliğini göstermektedir. Bu, sürtünme katsayısının düşmesine rağmen hacimsel aşınmanın arttığını açıklamaktadır (Bhushan, 2013). $Sr_{0,03}$ katkılı alaşımda (Şekil 66) sıvama tabakasının daha parçalı ve düzensiz olduğu görülmektedir. EDS analizlerinde de O ve Fe artışı $Sr_{0,02}$ katkılı alaşıma göre daha belirgindir. Bu durum, tribo-filmin artık yüzeyi koruyamaz hale geldiğini, hatta aşınmaya katkıda bulunmasının bir göstergesi olabilir. Bilye yüzeyinde geniş transfer bölgeleri ve plastik deformasyon izleri mevcuttur. Bu da yüzeydeki enerji yoğunluğunun arttığını ve hacim kaybının büyüdüğünü göstermektedir (Stachowiak ve Batchelor, 2014). $Sr_{0,04}$ alaşımının yüzeyinde (Şekil 67), kalın fakat süreksiz bir sıvama tabakası gözlenmiştir. Yüksek basma dayanımına rağmen (794 MPa) (Tablo 16), yüzeyde parçalanmalar görülmektedir. Bilye yüzeyinde ise (Şekil 78), belirgin izler görülmekte olup sürtünme katsayısı azalmıştır. Deney numunesinin yüzey bütünlüğünün sağlanamaması nedeniyle aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybının arttığı düşünülmektedir. EDS analizlerinden Sr katkısıyla birlikte yüzeyde oksit oluşumunun arttığı anlaşılmaktadır. Bu, düşük sürtünme katsayısına rağmen hacim kaybının artmasının nedeni olabilir. $Sr_{0,05}$ katkılı alaşımda, sıvamanın daha kalın ancak düzensiz olduğu ve ayrıca Şekil 79'da verilen fotoğrafta bilye yüzeyindeki çiziklerin mevcut olduğu görülmektedir. EDS analizleri ise yüzeyde alaşım elementlerinin azaldığını ve O ile Fe'nin yoğunlaştığını göstermektedir. Bu gözlemler, yüzeyin bilye ile doğrudan temasa geçerek koruyucu karakterini kaybetmesinin ve aşınma sırasında yüksek hacimsel

kayıpların ortaya çıkmasının bir nedeni ve/veya göstergesi olabilir (Hutchings ve Shipway, 2017).

Sr katkısının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının sürtünme katsayısı üzerinde belli ölçüde bir fayda sağladığı görülse de katkı oranı arttıkça yüzeyde oluşan tribo-film yapısının kararlılığını yitirdiği, $Sr_{0,02}$–$Sr_{0,03}$ seviyelerinde dengesiz oksit birikimi ve yapışma eğilimlerinin arttığı, $Sr_{0,04}$ ve $Sr_{0,05}$ oranlarında filmin kalınlaştığı ancak sürekliliğini kaybettiği ve yüzey deformasyonlarının yoğunlaştığı anlaşılmaktadır. Artan Sr oranı ile birlikte hacim kaybının artması artan Sr katkısı ile yüzeydeki O ve Fe'nin artmasıyla doğrulanmaktadır.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımında aşınma hacmi 0,046657 mm³ iken, bu alaşıma %0,04 oranında Sr katkısı yapıldığında bu değer 0,042973 mm³'e düşmektedir. Bu sonuç, Sr katkısının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımındaki aşınma miktarını azalttığını göstermektedir. Bu alaşıma ait aşınma yüzeyi fotoğrafı (Şekil 69) yüzeyin sürekli ve dengeli bir sıvama tabakasına sahip olduğunu göstermektedir. Yüzeyde mikro çatlak ya da sıyrık izleri minimum düzeyde olduğu görülmektedir. EDS analizleri de yüzeyde oksitlenmenin sınırlı olduğunu, Al, Zn ve Cu oranlarının yüksek olduğunu göstermektedir. Bu durum, bilye ile olan temasın kaymayı kolaylaştırıcı karakterde olduğunun ve hacimsel aşınmanın düşük kaldığının bir göstergesi olabilir. Bu yapı, Şekil 80'deki bilye yüzeyi görüntüsü ile uyumludur. Şöyle ki, bilye yüzeyinde hafif sıvama izleri dışında kayda değer ölçüde plastik deformasyon izleri oluşmadığı, yüzey çiziklerinin çok az, malzeme transferinin ise bölgesel ve sınırlı düzeyde olduğu görülmektedir. Bu etkenlerin sürtünmeyi azaltarak aşınma kaybını azalttığı düşünülmektedir. Diğer taraftan alaşımın basma dayanımının da yüksek olması yüzeyin deformasyona karşı direncini ve sıvama tabakasının kararlılığını, dolayısıyla alaşımın aşınma direncini artırmış olabilir (Hutchings ve Shipway, 2017). Sr içeren $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının Şekil 70'deki SEM görüntüsü aşınma yüzeyinde oldukça düzenli ve kalın bir sıvama filmi oluştuğunu, çatlak, kabuklanma veya belirgin delaminasyon izlerinin oluşmadığını veya çok az oluştuğunu göstermektedir. EDS analizlerinde Al, Cu ve Zn oranlarının fazla çıkması, Fe içeriğinin ise düşük seviyede kalması aşınma parçacıkların dolayısıyla hacim kaybının az olmasının bir nedeni olabilir. Bu durumun bir sonucu olarak Şekil 81'deki bilye yüzeyinin az miktarda deformasyona sahip olduğu

görülmektedir. Yüzeyin çok daha az çizik, pürüz ve sıvama izleri içermesi numune temasın büyük ölçüde kontrollü kayma rejiminde gerçekleştiğini göstermektedir. Bu sürtünme katsayısının düşük olması ile doğrulanmaktadır, Tablo 17. Bu da alaşımın hacim kaybının düşük olmasının bir nedeni olabilir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımının yüksek sertlik ve basma dayanımına sahip olmasının da yüzeyin plastik deformasyona uğramadan yük taşıyabilmesine ve aşınmaya karşı üstün bir direnç sergilemesine katkı sağladığı düşünülmektedir (Bhushan, 2013).

Sr katkısının $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımı üzerinde olumlu etkileri olduğu, yüzeyde koruyucu tribo-film sürekliliğini sağladığını, bilye yüzeyini deformasyondan koruduğunu ve buna bağlı olarak hacim kaybının azalmasına katkı sağladığını göstermektedir. Ancak geliştirilen tüm alaşımlar ile ilgili sürtünme katsayısı, hacim kaybı ve aşınma yüzeyi verileri birlikte göz önüne alındığında, Sr katkısının alaşımın kimyasal bileşimine bağlı olarak farklı tribolojik etkiler gösterebileceğini ortaya koymaktadır. Bu durum, Sr katkısının tribolojik performans üzerindeki etkisinin her alaşım sistemi için yeniden optimize edilmesi gerekliliğini ortaya koymaktadır (Godet, 1984; Stachowiak ve Batchelor, 2014).

Şekil 86–93 arasındaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri incelendiğinde, Sr katkı oranı arttıkça parçacık boyutlarında farklılıklar ortaya çıksa da belirgin bir boyut artışı veya azalmaya dair bir trend gözlenmemiştir. Ancak EDS analizleri, bu parçacıkların aşınma yüzeylerine benzer şekilde yoğun olarak Fe ve O barındırdığını göstermiştir. Bu durum, aşınma sürecinde oksitli ve Fe kaplı tabakaların sıyrılarak dışarı atıldığını desteklemektedir (Stachowiak ve Batchelor, 2014).

Karşılaştırma alaşımı olarak bu tezde yer verilen $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ (Sanchez vd., 2019) alaşımının sürtünme katsayısı 0,8304, ticari EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 kodlu numunelerin sürtünme katsayıları ise sırasıyla 0,5189, 0,3087 ve 0,5645 olarak ölçülmüştür. Tez kapsamında geliştirilen yüksek entropili alaşımların aşınma hacimleri 0,017479 ile 0,066540 mm^3 aralığında ölçülmüştür. Söz konusu alaşımlar arasında en düşük hacim kaybı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından en yüksek hacim kaybı ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımından elde edilmiştir. Bir başka deyişle en yüksek aşınma direncini (57,2115 mm^{-3}) $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı, en düşük aşınma direncini (15,0285 mm^{-3}) ise $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,05}$ alaşımı sergilemiştir. Sanchez tarafından $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımının aşınma hacmi

0,102930 mm^3 olarak ölçülmüş, aşınma direnci ise 9,7153 mm^{-3} olarak hesaplanmıştır. EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 kodlu numunelerde aşınma nedeniyle oluşan hacim kayıpları ise sırasıyla 4,488000, 4,233935 ve 2,286245 mm^3 olarak ölçülmüştür. Bu alaşımların aşınma dirençleri ise sırasıyla 0,2228, 0,2361 ve 0,4373 mm^{-3} olarak hesaplanmıştır. Tablo 17'deki veriler göre bu tez kapsamında geliştirilen alaşımların literatürdeki benzer alaşıma ve ticari alaşımlara göre yaklaşık olarak 6 ila 256 kat daha fazla aşınma direncine sahip olduğunu göstermektedir.

4.4. Korozyon Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelemesi

Korozyon deneylerinden elde edilen sonuçlar alaşımların kimyasal bileşimlerinin ve Sr ilavesinin, korozyon dayanımı üzerinde önemli etkilere neden olduğunu göstermiştir. SEM ve EDS analizlerine ek olarak Tafel eğrilerinden elde edilen veriler bu bulguları desteklemiştir.

$Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının korozyon akımı $2{,}686\times10^{-5}$ A/cm², korozyon potansiyeli -0,1128 V, ve korozyon hızı ise 0,3207 mm/yıl olarak ölçüldü. Bu veriler alaşımın NaCl ortamında aktif bir şekilde korozyona maruz kaldığını göstermektedir. SEM görüntüleri de çukurlaşma (pitting) ve genel yüzey bozulmaları ile galvanik hücre oluşumunun yaygın olduğunu ortaya koymaktadır, Şekil 94. Bu durum, yüksek alaşım elementli yapılarda yaygın görülen mikroyapı heterojenliği ile ilişkilendirilebilir (Kayani vd., 2024; Ikeuba vd., 2024; M. Li vd., 2020; Birbilis ve Buchheit, 2005). Söz konusu alaşıma %0,04 atomik oranında Sr ilavesi yapıldığında ise korozyon akımı $6{,}279\times10^{-6}$ A/cm², korozyon potansiyeli -0,0607 V ve korozyon hızı 0,0750 mm/yıl olarak ölçülmüştür. Sr katkısı ile birlikte hem korozyon potansiyelinde pozitif yönde bir eğilim hem de korozyon hızında yaklaşık olarak %77 oranında bir azalma gözlenmiştir. Sr'nin bu etkisi, mikroyapıdaki fazların morfolojisi ve dağılımı üzerindeki düzenleyici rolü ile açıklanabilir. Literatürde (Arrabal vd., 2013; Duygun vd., 2019; Öztürk vd., 2018) Sr elementinin alaşımların içyapısında galvanik hücrelerin sürekliliğini bozarak yerel korozyonu engellediği yönünde bulgular mevcuttur. Diğer taraftan Sr'nin oksijenle olan yüksek afinitesi nedeniyle, yüzeyde $SrO/Sr(OH)_2$ gibi kararlı oksit tabakalarının oluştuğu düşünülmektedir (Raja vd., 2023). Bu tür oksitler, Al_2O_3 pasif filmiyle birlikte daha kompakt ve süreksiz olmayan bir pasivasyon tabakası oluşturabilir (Raja vd., 2023; Jie vd., 2024). Bu

yapının, iyon geçişini engelleyerek korozyon hücrelerini baskıladığı değerlendirilmektedir (Duygun vd., 2019; Öztürk vd., 2018).

Mn ilavesi ile yapılarak elde edilen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımı korozyon özellikleri incelenen alaşımlar arasında en yüksek korozyon hızını sergilemiştir (0,3254 mm/yıl). Bu alaşım stronsiyum içermeyen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı ile benzer bir korozyon akımı ($2{,}697\times10^{-5}$ A/cm²) göstermesine rağmen, korozyon potansiyelinin daha düşük bir negatif değerde (-0,0457 V) olduğu gözlenmiştir. Bu durum, aktif korozyonun yaygın olduğunu ve pasif film oluşumunun zayıf kaldığını göstermektedir. Mn elementinin Al esaslı alaşımlarda oluşturduğu intermetalik fazların mikroyapıda anot-katot bölgeleri oluşturarak yerel galvanik korozyonu artırdığı bilinmektedir (Kosaba vd., 2024; Xu vd., 2022; Q. Sun vd., 2022). $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına Sr ilavesi yapıldığında korozyon hızı 0,2104 mm/yıl değerine düşmüş, akım yoğunluğu yaklaşık %35 oranında azalmıştır. Söz konusu alaşım -0,0986 V gibi daha negatif bir korozyon potansiyeli sergilemiştir, Tablo 20. Bu durum Sr'nin pasif film oluşturmada etkili olsa da mikroyapıda Mn ile etkileşim sonucu daha reaktif bölgeler oluşturmasından kaynaklanmış olabilir. Ayrıca stronsiyumun etkisiyle oluşan pasif tabakanın yeterince sürekli olmaması ve/veya Mn intermetaliklerinde stronsiyumun çözünmesi bu potansiyel kaymasına katkı sağlamış olabilir. SEM/EDS görüntüleri stronsiyum katkısı ile yüzeydeki bozulmaların ve çukurlaşmaların kısmen azaldığını göstermektedir. Bu bulgular, Sr'nin Mn içeren sistemlerde kısmi iyileştirme sağladığını ancak etkisinin mangan içermeyen alaşımlardaki kadar belirgin olmadığını göstermektedir.

$Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımı tüm ticari/referans alaşımlar içinde en düşük korozyon hızını (0,087 mm/yıl) sergilemiştir. Bu alaşımın korozyon akımı da nispeten düşük değerde ($7{,}632\times10^{-6}$ A/cm²) ölçülmüştür. Söz konusu alaşımın içeriğinde bulunan yüksek orandaki silisyumun Mg ve Cu ile birlikte kararlı intermetalik fazların oluşumuna yol açtığı ve bu fazların korozyona karşı dirençli bir yapı sunduğu, ayrıca alaşımdaki nikelin de pasif film kalınlığını ve sürekliliğini artırarak korozyon direncine katkı sağladığı düşünülmektedir (Xavier vd., 2022; Arthanari vd., 2018; Jin ve Oh, 2023).

EN AC 44100 alaşımında 0,258 mm/yıl korozyon hızı ve -0,0072 V potansiyeli ile düşük bir korozyon direnci ölçülmüştür. Bu döküm alaşımının düşük performans

sergilemesi özellikle döküm hataları (porozite, dendritik faz ayrımı) ve çözünmemiş intermetalik parçacıklar nedeniyle alaşımın galvanik korozyona açık olmasından kaynaklanmış olabilir. EN AC 44100 gibi döküm esaslı alaşımlar genellikle yönlenmiş ve süreksiz dendritik fazlara sahiptir. Bu tür fazların sınırlarında galvanik hücrelerin oluşmasının kolaylaştığı ve korozyon eğiliminin arttığı bilinmektedir (Arrabal et al., 2013; Jun vd., 2024; Moller ve Masuku, 2009).

Ç1 ve Ç2 kodlu alaşımlarının 0,175 mm/yıl ve 0,192 mm/yıl korozyon hızları ile incelenen alaşımlar arasında orta düzeyde bir korozyon direnci sergiledikleri görülmektedir. Her iki alaşımda da korozyon potansiyelleri pozitif değerlerdedir (+0,0421 V ve +0,0068 V). Bu durum, aktif-pasif geçişin başarıyla gerçekleştiğini ve kararlı pasif film oluştuğunu göstermektedir. Ancak düşük akım değerlerine rağmen, mikroyapıdaki bileşenlerin dağılımının bu alaşımlarda $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımı kadar verimli bir koruma sağlamadığı görülmektedir.

Tüm alaşımlar arasında en yüksek korozyon direnci Sr katkılı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımında gözlenmiştir. Bu alaşımın düşük korozyon hızı ve düşük korozyon akımı ile ön plana çıktığı görülmektedir. Sr katkısının hem yapısal (özellikle α fazı) modifikasyon hem de yüzey pasivasyonunu artırması açısından olumlu etkiler oluşturduğu görülmektedir. Stronsiyumun korozyon davranışı üzerindeki pozitif etkisi, pasif film kararlılığı ($SrO/Sr(OH)_2$ vb. bileşikler sayesinde), ince ve dağılımı homojen intermetalik fazlar oluşmasını sağlayarak anot-katot bölgeleri arasındaki potansiyel farklarını azaltıp lokal korozyonu sınırlaması ve daha homojen bir mikroyapı oluşturarak korozyon yollarının sürekliği engellenmesinden kaynaklanmış olabilir. Ancak Sr'nin Mn içeren alaşımlarda etkinliğinin daha sınırlı kaldığı görülmektedir. Bu durum, Mn'nin oluşturduğu intermetalik fazların stronsiyumun etkisini azaltmasından ve içyapının heterojenliğini artırmasından kaynaklanmış olabilir. $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımının elektrokimyasal potansiyel farkı düşük elementlerin uyumlu bir kombinasyonu ile oluştuğu, bileşimde Zn, Cu, Ni ve Si'nin varlığının Al matrisinde intermetalik fazlar oluşturarak dayanım değerini artırdığı, stronsiyumun korozyona karşı koruyucu etki yaptığı, manganın ise intermetalik fazlarda daha aktif anod bölgeler oluşturduğundan alaşımın galvanik korozyona eğilimini artırdığı anlaşılmaktadır (Birbilis ve Buchheit, 2005; R. Wang vd., 2022; Xavier vd., 2022).

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

1- Yüksek entropili alüminyum esaslı hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımları oda koşullarında, indüksiyon ocağında ergitme ve kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilebilmektedir.

2- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının içyapısı α (Al-Zn-Cu), ε ($CuZn_4$), γ (Cu_5Zn_8), θ (Al_2Cu), Al-Ni-Cu (Al_3Ni), Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) ve birincil silisyum (Si) fazlarından oluşmaktadır. Sr ilaveleri bu alaşımın içyapısında yeni bir fazın oluşmasına yol açmamaktadır.

3- Kütlece %0,1 (atomik %0,04) Sr ilavesi $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının iç yapısındaki α fazına ait dendritlerin boyutlarının küçülmesine neden olmaktadır.

4- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımına kütlece %0,1 oranına kadar yapılan Sr katkıları Q fazının boyutlarını küçültmekte ve içyapıda daha homojen dağılmasını sağlamakta, Al_3Ni intermetalik bileşiğinin daha ince ve nispeten homojen bir dağılım göstermesine yol açmakta ve ε fazının içyapıdaki oranının artmasına neden olmaktadır.

5- Kütlece %0,1 oranından daha yüksek stronsiyum oranları Q fazının tekrar büyümesine, Al_3Ni intermetalik fazının irileşmesine ve ε fazının içyapıdaki oranının azalmasına neden olmaktadır.

6- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımının içyapısında gözlenen α, ε($CuZn_4$), Cu_5Zn_8, Al_2Cu, Al_3Ni ve Q fazlarına ilave olarak Al_4MnSi ve $Al_7Mn_2Si_5$ fazlarından oluşmaktadır.

7- Sr ilavesi $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının içyapısındaki Al_3Ni, Q ve Cu_5Zn_8 fazları ile birincil silisyum parçacıklarının fazının inceldiği, ayrıca Al_3Ni ve ε fazının daha homojen dağılım göstermesine neden olmaktadır.

8- Yüksek entropili hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı mevcut hafif alaşımlara göre oldukça yüksek sertlik değerine sahiptir.

9- Yüksek entropili hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı mevcut hafif alaşımlara göre oldukça yüksek basma dayanımı değerine sahip olup, bu alaşıma kütlece %0,10 Sr ilavesi yapıldığında söz konusu dayanım değeri daha da artmaktadır.

10- Yüksek entropili hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımı $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımından düşük ancak mevcut alüminyum esaslı entropili alaşımlardan yüksek sertlik sergilemektedir.

11- Yüksek entropili hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına yapılan kütlece %0,1Sr ilavesi bu alaşımın basma mukavemeti değerini artırmakta, kopma uzaması değerini ise az da olsa düşürmektedir.

12- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı aynı elementlerin farklı oranlarda bir araya getirilmesiyle oluşturulan ve literatüre daha önce sunulmuş $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımından yaklaşık olarak 150 VSD daha fazla sertliğe ve 32 MPa daha yüksek basma dayanımına sahiptir.

13- Ağırlıkça %0,10Sr ilavesi yapılmış $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ alaşımı literatürdeki $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımından 78 VSD daha fazla sertlik ve 83 MPa daha fazla basma dayanımı sergilemektedir.

14- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımına %0,10Sr ilavesi yapılması durumunda $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ alaşımından yaklaşık olarak 115 VSD daha fazla sertlik ve 86 MPa daha fazla basma dayanımı sergilemektedir.

15- Bu çalışma kapsamında incelenen $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan EN AC 44100 ve çay fabrikalarında kullanılan Ç1 ve Ç2 kodlu malzemelerden çok daha yüksek basma dayanımı değerlerine sahiptir.

16- İncelenen üretim koşullarında $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,5}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımları literatüre daha önce sunulmuş $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$ ve ENAC44100 alaşımlarından ve çay fabrikalarında yaygın olarak kullanılan Ç1 ve Ç2 kodlu alaşımlarından çok daha düşük hacim kaybına bir başka deyişle çok daha yüksek aşınma direncine sahiptir.

17- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,5}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$, $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, EN AC 44100, Ç1 ve Ç2 alaşımları ağırlıklı olarak adheziv aşınma mekanizması ile aşınmaya uğramaktadır.

18- Sr ilavesi $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımlarının aşınma parçacıkları üzerinde belirgin bir değişikliğe neden olmamaktadır.

19- Kütlece %0,1 (atomik %0,04) orandaki Sr ilavesi hem $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8$ hem de $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ alaşımının korozyon direncini önemli miktarda artırmaktadır.

20- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0,04}$ alaşımı literatürdeki $Al_{65}Cu_5Mg_5Si_{15}Zn_5Ni_5$, ticari EN AC 44100 ve çay fabrikalarından alınan Ç1 ve Ç2 alaşım örneklerinden daha yüksek korozyon dayanımına sahiptir.

5.2. Öneriler

1- Yüksek entropili alüminyum esaslı hafif $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımları vakum altında döküm, gaz giderici kullanma ve/veya kum kalıba döküm gibi farklı koşullarında üretilerek döküm koşullarındaki farklılığın bu alaşımların yapı ve özelliklerine etkileri incelenebilir.

2- Farklı ısıl işlemlerin $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerine etkileri incelenebilir.

3- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının içyapısı TEM mikroskobu ile incelenerek yapısal özellikleri daha detaylı olarak ortaya konulabilir.

4- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının çekme mukavemeti ve darbe dayanımlarının belirlenmesine yönelik araştırma çalışmaları yapılabilir.

5- $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_{10}Si_9Mg_8Sr_{0-0,05}$, $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5$ ve $Al_{49}Zn_{13}Cu_{11}Ni_5Si_9Mg_8Mn_5Sr_{0,04}$ alaşımlarının yüksek sıcaklıktaki dayanım değerlerinin belirlenmesine yönelik bilimsel çalışmalar yapılabilir.

KAYNAKÇA

Ahn, T. Y., Jung, J. G., Baek, E. J., Hwang, S. S., ve Euh, K. (2017). Temperature dependence of precipitation behavior of Al–6Mg–9Si–10Cu–10Zn–3Ni natural composite and its impact on mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 695, 45-54. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.015

Akyüz, B. (2016). Effect of silicon content on machinability of Al-Si alloys. *Advances in Science and Technology - Research Journal*, 10(31), 51–57. https://doi.org/10.12913/22998624/64153

Al-Asadi, M. M., ve Al-Tameemi, H. A. (2022). A review of tribological properties and deposition methods for selected hard protective coatings. *Tribology International*, 176, 107919. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107919

Alcock, C. B., ve Itkin, V. P. (1989). The Al-Sr (Aluminum-Strontium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 10(6), 624-630. https://doi.org/10.1007/BF02877629

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

Anas, N., Zakaria, S., Anasyida, A., Mohamad, H., ve Dhindaw, B. (2022). Influence of semisolid and strontium addition on dry sliding wear behavior of hypoeutectic Al-SI alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 307–317. https://doi.org/10.24425/amm.2023.141507

Arrabal, R., Mingo, B., Pardo, A., Mohedano, M., Matykina, E., ve Rodríguez, I. (2013). Pitting corrosion of rheocast A356 aluminium alloy in 3.5wt.% NaCl solution. *Corrosion Science*, 73, 342–355. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.023

Arthanari, S., Jang, J. C., ve 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

Baek, E., Ahn, T., Jung, J., Lee, J., Cho, Y., ve Euh, K. (2016). Effects of ultrasonic melt treatment and solution treatment on the microstructure and mechanical properties of low-density multicomponent Al70Mg10Si10Cu5Zn5 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 696, 450–459. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.305

Barrirero, J., Engstler, M., Ghafoor, N., De Jonge, N., Odén, M., ve Mücklich, F. (2014). Comparison of segregations formed in unmodified and Sr-modified Al–Si alloys studied by atom probe tomography and transmission electron microscopy. *Journal of Alloys and Compounds*, 611, 410–421. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.05.121

Barrirero, J., Li, J., Engstler, M., Ghafoor, N., Schumacher, P., Odén, M., ve Mücklich, F. (2016). Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al–Si alloys. *Scripta Materialia*, 117, 16–19. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.02.018

Beder, M., ve Alemdag, Y. (2021). Influence of Mg addition and T6 heat treatment on microstructure, mechanical and tribological properties of Al–12Si–3Cu based alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 31(8), 2208–2219. https://doi.org/10.1016/s1003-6326(21)65649-2

Beke, D. L., ve Erdélyi, G. (2016). On the diffusion in high-entropy alloys. *Materials Letters*, 164, 111-113. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.09.028

Benea, L., ve Dumitrascu, V. (2019). Enhancement in sustained friction and wear resistance of nanoporous aluminum oxide films obtained by controlled electrochemical oxidation process. *RSC Advances*, 9(43), 25056–25063. https://doi.org/10.1039/c9ra05702a

Beyramali Kivy, M., Kriewall, C. S., ve Asle Zaeem, M. (2018). Formation of chromium-iron carbide by carbon diffusion in AlXCoCrFeNiCu high-entropy alloys. *Materials Research Letters*, 6(6), 321-326. https://doi.org/10.1080/21663831.2018.1449767

Bhushan, B. (2013). *Introduction to tribology*. https://doi.org/10.1002/9781118403259

Birbilis, N., ve Buchheit, R. G. (2005). Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys. *Journal of the Electrochemical Society*, 152(4), B140. https://doi.org/10.1149/1.1869984

Bogdanov, R., Vorkel, V., Ignatenko, V., Gavrushina, M., Voennov, A., Teplyakova, S., Bachurina, D., Sevrukov, O., ve Marshakov, A. (2022). Corrosion and electrochemical behavior of CoCrFeNiMo high-entropy alloy in acidic oxidizing and neutral chloride solutions. *Materials Chemistry and Physics*, 295, 127123. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.127123

Callegari, B., Lima, T. N., ve Coelho, R. S. (2023). The influence of alloying elements on the microstructure and properties of Al-Si-Based casting alloys: a review. *Metals*, 13(7), 1174. https://doi.org/10.3390/met13071174

Callen, H. B. (1991). *Thermodynamics and an introduction to thermostatistics*. John Wiley & Sons.

Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P., ve Vincent, A. J. B. (2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 375-377, 213-218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257

Cardwell, D. S. L. (1971). From Watt to Clausius; the rise of thermodynamics in the early industrial age.

Čelko, L., Klakurková, L., ve Švejcar, J. (2010). Diffusion in Al-Ni and Al-NiCr interfaces at moderate temperatures. *Defect and Diffusion Forum*, 297-301, 771-777. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ddf.297-301.771

Chen, C., Lv, B., Ma, H., Sun, D., ve Zhang, F. (2018). Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*, 121, 389–399. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.044

Chen, J., Zhou, X., Wang, W., Liu, B., Lv, Y., Yang, W., Xu, D., ve Liu, Y. (2018). A review on fundamental of high entropy alloys with promising high–temperature properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 760, 15-30. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.067

Chen, M., Lan, L., Shi, X., Yang, H., Zhang, M., ve Qiao, J. (2018). The tribological properties of Al0.6CoCrFeNi high-entropy alloy with the σ phase precipitation at elevated temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, 777, 180–189. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.393

Chen, M., Shen, H., Wen, C., Wang, N., Tian, Y., Zhong, W., ve Huang, H. (2024). Phase, microstructure and corrosion behaviour of Al0.3FeCoNiCrx High-Entropy alloys via Cr addition. *Materials*, 17(21), 5259. https://doi.org/10.3390/ma17215259

Chen, R., Qin, G., Zheng, H., Wang, L., Su, Y., Chiu, Y. L., Ding, H., Guo, J., ve Fu, H. (2018). Composition design of high entropy alloys using the valence electron concentration to balance strength and ductility. *Acta Materialia*, 144, 129-137. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.058

Chen, T., ve Wu, J. (2016). Mechanical Behavior and Fracture Properties of NiAl Intermetallic Alloy with Different Copper Contents. *Applied Sciences*, 6(3), 70. https://doi.org/10.3390/app6030070

Chen, W., Hilhorst, A., Bokas, G., Gorsse, S., Jacques, P. J., ve Hautier, G. (2023). A map of single-phase high-entropy alloys. *Nature Communications*, 14(1), 1-10. https://doi.org/10.1038/S41467-023-38423-7

Chikumba, S., ve Rao, V. V. (2015). High Entropy Alloys: Development and Applications. 1-5. https://doi.org/10.15242/iie.e1115005

Choi, J. W., Kim, J. T., Hong, S. H., Park, H. J., Jumaev, E., ve Kim, K. B. (2022). Analysis of phase transformation and deformation behaviors on Laves phase of as-cast (CoCuFeNi)100-xZrx high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 928, 166999. https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2022.166999

Chou, Y., Yeh, J., ve Shih, H. (2010). The effect of molybdenum on the corrosion behaviour of the high-entropy alloys Co1.5CrFeNi1.5Ti0.5Mox in aqueous environments. *Corrosion Science*, 52(8), 2571–2581. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.04.004

Chuang, M., Tsai, M., Wang, W., Lin, S., ve Yeh, J. (2011). Microstructure and wear behavior of AlxCo1.5CrFeNi1.5Tiy high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 59(16), 6308–6317. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.041

Ciprari, S., Ripard, V., Saulot, A., ve Massi, F. (2023). Investigation of third body role in dry contacts: Experimental procedure to dissociate the effects of substrate and interface layer on the contact pair frictional response. *Tribology International*, 190, 109047. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.109047

Clarke, J., ve Sarkar, A. (1979). Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys. *Wear*, 54(1), 7–16. https://doi.org/10.1016/0043-1648(79)90044-9

Cui, L., Zhang, Z., ve Chen, X. G. (2023). Development of lightweight Al-based entropy alloys for elevated temperature applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 938, 168619. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168619

Czerwinski, F. (2020). Thermal stability of aluminum alloys. *Materials*, 13(15), 3441. https://doi.org/10.3390/ma13153441

Czerwinski, F., Aniolek, M., ve Li, J. (2022). Strengthening retention and structural stability of the Al-Al3Ni eutectic at high temperatures. *Scripta Materialia*, 214, 114679. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114679

Çalış, M., ve Hekimoğlu, A. P. (2022). Effect of strontium additions on the microstructural and mechanical properties of Al−17Si–4Cu–0.6Mg–3Zn (B390 + 2 wt%Zn) alloy. *International Journal of Metalcasting*. https://doi.org/10.1007/s40962-022-00755-3

Dasari, S., Jagetia, A., Chang, Y. J., Soni, V., Gwalani, B., Gorsse, S., Yeh, A. C., ve Banerjee, R. (2020). Engineering multi-scale B2 precipitation in a heterogeneous FCC based microstructure to enhance the mechanical properties of a Al0.5Co1.5CrFeNi1.5 high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 830, 154707. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154707

Demirtas, M., Purcek, G., Yanar, H., Zhang, Z. J., ve Zhang, Z. F. (2015). Effect of Chemical Composition and Grain Size on RT Superplasticity of Zn-Al alloys processed by ECAP. *Letters on Materials*, 5(3), 328-334. https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-3-328-334

Dewangan, S. K., Mangish, A., Kumar, S., Sharma, A., Ahn, B., ve Kumar, V. (2022). A review on High-Temperature Applicability: A milestone for high entropy alloys. *Engineering Science and Technology and International Journal*, 35, 101211. https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101211

Dey, S., Perry, T., ve 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

Diao, H., Ma, D., Feng, R., Liu, T., Pu, C., Zhang, C., Guo, W., Poplawsky, J. D., Gao, Y., ve Liaw, P. K. (2019). Novel NiAl-strengthened high entropy alloys with balanced tensile strength and ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 742, 636-647. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.055

Dinnis, C. M., Dahle, A. K., Taylor, J. A., ve Otte, M. O. (2004). The influence of strontium on porosity formation in Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(11), 3531–3541. https://doi.org/10.1007/s11661-004-0190-9

Diomidis, N., ve Mischler, S. (2011). Third body effects on friction and wear during fretting of steel contacts. *Tribology International*, 44(11), 1452–1460. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2011.02.013

Dollmann, A., Kauffmann, A., Heilmaier, M., Haug, C., ve Greiner, C. (2020). Microstructural changes in CoCrFeMnNi under mild tribological load. *Journal of Materials Science*, 55(26), 12353–12372. https://doi.org/10.1007/s10853-020-04806-0

Durand, A., Peng, L., Laplanche, G., Morris, J. R., George, E. P., ve Eggeler, G. (2020). Interdiffusion in Cr–Fe–Co–Ni medium-entropy alloys. *Intermetallics*, 122, 106789. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106789

Duygun, İ. K., Ağaoğlu, G. H., Dispinar, D., ve Orhan, G. (2019). Time-dependent corrosion properties of Sr-modified AlSi9 alloy analyzed by electrochemical techniques. *Journal of Alloys and Compounds*, 803, 786–794. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.330

Easton, M., ve StJohn, D. (2001). A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles. *Acta Materialia*, 49(10), 1867–1878. https://doi.org/10.1016/s1359-6454(00)00368-2

Eiken, J., Apel, M., Liang, S., ve Schmid-Fetzer, R. (2015). Impact of P and Sr on solidification sequence and morphology of hypoeutectic Al–Si alloys: Combined thermodynamic computation and phase-field simulation. *Acta Materialia*, 98, 152–163. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.056

Espinoza-Cuadra, J., Gallegos-Acevedo, P., Mancha-Molinar, H., ve Picado, A. (2009). Effect of Sr and solidification conditions on characteristics of intermetallic in Al–Si 319 industrial alloys. *Materials & Design*, 31(1), 343–356. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.06.017

Farfan-Cabrera, L. I. (2019). Tribology of electric vehicles: A review of critical components, current state and future improvement trends. *Tribology International*, 138, 473–486. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.06.029

Ferrari, V., Wolf, W., Zepon, G., Coury, F. G., Kaufman, M. J., Bolfarini, C., Kiminami, C. S., ve Botta, W. J. (2019). Effect of boron addition on the solidification

sequence and microstructure of AlCoCrFeNi alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 775, 1235-1243. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.268

Gao, M. C., Liaw, P. K., Yeh, J. W., ve Zhang, Y. (2016). High-entropy alloys: Fundamentals and applications. Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-319-27013-5

Gao, T., Li, Z., Hu, K., Han, M., ve Liu, X. (2018). Synthesizing (ZrAl3 + AlN)/Mg–Al composites by a 'matrix exchange' method. *Results in Physics*, 9, 166-170. https://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.02.037

Gao, X., Lu, Y., Zhang, B., Liang, N., Wu, G., Sha, G., Liu, J., ve Zhao, Y. (2017). Microstructural origins of high strength and high ductility in an AlCoCrFeNi2.1 eutectic high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 141, 59-66. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.07.041

Georgantzia, E., Gkantou, M., ve Kamaris, G. S. (2021). Aluminium alloys as structural material: A review of research. *Engineering Structures*, 227, 111372. https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2020.111372

George, E. P., Raabe, D., ve Ritchie, R. O. (2019). High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 4(8), 515-534. https://doi.org/10.1038/S41578-019-0121-4

Gerard, A. Y., Han, J., McDonnell, S. J., Ogle, K., Kautz, E. J., Schreiber, D. K., Lu, P., Saal, J. E., Frankel, G. S., ve Scully, J. R. (2020). Aqueous passivation of multi-principal element alloy Ni38Fe20Cr22Mn10Co10: Unexpected high Cr enrichment within the passive film. *Acta Materialia*, 198, 121–133. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.07.024

Gludovatz, B., Hohenwarter, A., Catoor, D., Chang, E. H., George, E. P., ve Ritchie, R. O. (2014). A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*, 345(6201), 1153-1158. https://doi.org/10.1126/science.1254581

Godet, M. (1984). The third-body approach: A mechanical view of wear. *Wear*, 100(1–3), 437–452. https://doi.org/10.1016/0043-1648(84)90025-5

Goldstein, S. (2001). Boltzmann's Approach to Statistical Mechanics. In Chance in physics: Foundations and perspectives. 39-54. Springer, Berlin, Heidelberg. https://doi.org/10.1007/3-540-44966-3_3

Grandin, M., ve Wiklund, U. (2017). Wear phenomena and tribofilm formation of copper/copper-graphite sliding electrical contact materials. *Wear*, 398–399, 227–235. https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.012

Guo, Q., Xu, X., Pei, X., Duan, Z., Liaw, P. K., Hou, H., ve Zhao, Y. (2023). Predict the phase formation of high-entropy alloys by compositions. *Journal of Materials Research and Technology*, 22, 3331-3339. https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2022.12.143

Guo, S., ve Liu, C. T. (2011). Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase. *Progress in Natural Science: Materials International*, 21(6), 433-446. https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60080-X

Guo, S., Ng, C., Lu, J., ve Liu, C. T. (2011). Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys. *Journal of Applied Physics*, 109(10). https://doi.org/10.1063/1.3587228/984570

Gursoy, O., ve Timelli, G. (2020). Lanthanides: a focused review of eutectic modification in hypoeutectic Al–Si alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(4), 8652–8666. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.105

Gwalani, B., Soni, V., Choudhuri, D., Lee, M., Hwang, J. Y., Nam, S. J., Ryu, H., Hong, S. H., ve Banerjee, R. (2016). Stability of ordered L12 and B2 precipitates in face centered cubic based high entropy alloys - Al0.3CoFeCrNi and Al0.3CuFeCrNi2. *Scripta Materialia*, 123, 130-134. https://doi.org/10.1016/j.scriptammat.2016.06.019

Gwalani, B., Soni, V., Lee, M., Mantri, S. A., Ren, Y., ve Banerjee, R. (2017). Optimizing the coupled effects of Hall-Petch and precipitation strengthening in a Al0.3CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials & Design*, 121, 254-260. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.072

Gwalani, B., Torgerson, T., Dasari, S., Jagetia, A., Nartu, M., Gangireddy, S., Pole, M., Wang, T., Scharf, T., ve Banerjee, R. (2020). Influence of fine-scale B2 precipitation on dynamic compression and wear properties in hypo-eutectic Al0.5CoCrFeNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 853, 157126. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157126

Han, B., Wei, J., Tong, Y., Chen, D., Zhao, Y., Wang, J., He, F., Yang, T., Zhao, C., Shimizu, Y., Inoue, K., Nagai, Y., Hu, A., Liu, C. T., ve Kai, J. J. (2018). Composition evolution of gamma prime nanoparticles in the Ti-doped CoFeCrNi high entropy alloy. *Scripta Materialia*, 148, 42-46. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.01.025

Hanlon, R. T. (2020). Clausius and the road to entropy. Block by Block: The Historical and Theoretical *Foundations of Thermodynamics*, 438-477. https://doi.org/10.1093/OSO/9780198851547.003.0034

He, J. Y., Liu, W. H., Wang, H., Wu, Y., Liu, X. J., Nieh, T. G., ve Lu, Z. P. (2014). Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system. *Acta Materialia*, 62(1), 105-113. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.037

Hekimoğlu, A. P., ve Çalış, M. (2020). Effects of titanium addition on structural, mechanical, tribological, and corrosion properties of Al−25Zn−3Cu and Al−25Zn−3Cu−3Si alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 30(2), 303-317. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65214-1

Hekimoğlu, A. P., ve Çalış, M. (2021). Effect of arc re-melting on microstructure, mechanical and tribological properties of commercial 390A alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 31(8), 2264-2276. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65653-4

Hekimoğlu, A. P., Hacıosmanoğlu, M., ve Baki, M. (2020). Effect of zinc contents on the structural, mechanical and tribological properties of en AC-48100 (Al-17Si-4Cu-Mg) alloy. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 35(4), 1799-1814. https://doi.org/10.17341/gazimmfd.602161

Hekimoğlu, A. P., Sönmezışık, A., Zimitoğlu, S., Hacıosmanoğlu, M., ve Savaşkan, T. (2024). Effect of Zn addition on the structural, mechanical and tribological properties of Al12Si (EN AC 44100) alloy. *International Journal of Metalcasting*. https://doi.org/10.1007/s40962-024-01432-3

Hekimoğlu, A. P., Zimitoğlu, S., ve Hacıosmanoğlu, M. (2025). Effect of 0.12wt%Sr addition on structural, mechanical and tribological properties of Al-12Si+10wt%Zn alloy. *International Journal of Metalcasting*. https://doi.org/10.1007/s40962-025-01564-0

Hiroaki Okamoto. (2016). ASM handbook volume 3: Alloy phase diagrams. ASM Handbook. ASM International.

Hsu, C. Y., Yeh, J. W., Chen, S. K., ve Shun, T. T. (2004). Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl0.5Fe alloy with boron addition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(5), 1465-1469. https://doi.org/10.1007/S11661-004-0254-x

Hsu, Y. C., Li, C. L., ve Hsueh, C. H. (2019). Effects of Al Addition on Microstructures and Mechanical Properties of CoCrFeMnNiAlx High Entropy Alloy Films. *Entropy* , 22(1), 2. https://doi.org/10.3390/E22010002

Huang, A., Fensin, S. J., ve Meyers, M. A. (2023). Strain-rate effects and dynamic behavior of high entropy alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 22, 307-347. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.057

Huang, T. D., Jiang, L., Zhang, C. L., Jiang, H., Lu, Y. P., ve Li, T. J. (2018). Effect of carbon addition on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy. *Science China Technological Sciences*, 61(1), 117-123. https://doi.org/10.1007/S11431-017-9134-6

Hutchings, I., ve Shipway, P. (2017). Tribology: friction and wear of engineering materials, 2nd edition. In Butterworth-Heinemann Ltd. eBooks. http://publications.eng.cam.ac.uk/331724/

Ikeuba, A. I., Njoku, C. N., Ekerenam, O. O., Njoku, D. I., Udoh, I. I., Daniel, E. F., Uzoma, P. C., Etim, I. N., ve Okonkwo, B. O. (2024). A review of the electrochemical and galvanic corrosion behavior of important intermetallic

compounds in the context of aluminum alloys. *RSC Advances*, 14(43), 31921–31953. https://doi.org/10.1039/d4ra06070a

Ji, C., Ma, A., ve Jiang, J. (2021). Mechanical properties and corrosion behavior of novel Al-Mg-Zn-Cu-Si lightweight high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 900, 163508. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163508

Jia, Y., Wang, Z., Wu, Q., Wei, Y., Bai, X., Liu, L., Wang, J., Liu, X., Wang, L., He, F., Li, J., ve Wang, J. (2024). Boron microalloying for high-temperature eutectic high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 262, 119427. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.119427

Jie, L. L., Baig, M. F., ve Noor, E. E. M. (2024). Effects of strontium modification on corrosion resistance of Al-SI alloys in various corrosive environments. *Materials*, 17(19), 4923. https://doi.org/10.3390/ma17194923

Jin, K., ve Oh, M. (2023). Effects of the Mg content on microstructural and corrosion characteristics of hot-dip Al–Si–Mg Alloy-Coated steel sheets. *Materials*, 16(17), 5827. https://doi.org/10.3390/ma16175827

Jun, J., Shyam, A., Bahl, S., Su, Y., ve Haynes, J. A. (2024). Corrosion evaluation of Al-Cu-Mn-Zr cast alloys in 3.5% NaCl solution. *Npj Materials Degradation*, 8(1). https://doi.org/10.1038/s41529-024-00519-w

Karabiyik, S., Alemdag, Y., Atmaca, M., Purcek, G., ve Hekimoglu, A. P. (2024). Mechanical Properties of Al-9Si-0.6Mg-0.1Sr Alloy Processed By Successive Hot and Cold Multi-directional Forging. *JOM*, 76(2). https://doi.org/10.1007/s11837-023-06245-z

Kasar, A. K., Scalaro, K., ve Menezes, P. L. (2021). Tribological Properties of High-Entropy Alloys under Dry Conditions for a Wide Temperature Range—A Review. *Materials*, 14(19), 5814. https://doi.org/10.3390/ma14195814

Kayani, S. H., Ha, H. Y., Kim, B. J., Cho, Y. H., Son, H. W., ve Lee, J. M. (2024). Impact of intermetallic phases on the localised pitting corrosion and high-temperature tensile strength of Al–SiMgCuNi alloys. *Corrosion Science*, 233, 112064.

Kim, H. J., Karthikeyan, S., ve Rigney, D. (2007). The structure and composition of aluminum wear debris generated by unlubricated sliding in different environments. *Wear*, 263(1–6), 849–857. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.016

Kim, H., Emge, A., Karthikeyan, S., ve Rigney, D. (2005). Effects of tribooxidation on sliding behavior of aluminum. *Wear*, 259(1–6), 501–505. https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.01.043

Kim, J. T., Soprunyuk, V., Chawake, N., Zheng, Y. H., Spieckermann, F., Hong, S. H., Kim, K. B., ve Eckert, J. (2020). Outstanding strengthening behavior and dynamic mechanical properties of in-situ Al–Al3Ni composites by Cu addition.

Composites Part B Engineering, 189, 107891. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107891

Kim, W. C., Na, M. Y., Kwon, H. J., Na, Y. S., Won, J. W., Chang, H. J., ve Lim, K. R. (2021). Designing L21-strengthened Al-Cr-Fe-Ni-Ti complex concentrated alloys for high temperature applications. *Acta Materialia*, 211, 116890. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116890

Kim, Y. K., Ram Lim, K., ve Lee, K. A. (2023). Superior resistance to high–temperature creep in an additively manufactured precipitation–hardened CrMnFeCoNi high–entropy alloy nanocomposite. *Materials & Design*, 227, 111761. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111761

Kleykamp, H. (1985). The chemical state of the fission products in oxide fuels. *Journal of Nuclear Materials*, 131(2-3), 221-246. https://doi.org/10.1016/0022-3115(85)90460-X

Kondapalli, V. A. S., Suresh, K., Ramakrishna, M., Narasaiah, N., ve Srinivasarao, B. (2023). Effect of Cu content on the microstructure and mechanical properties of FeNiMnCuxAl0.1Ti0.1 (x = 0.5,1.0 and 1.5) high entropy alloy system. *Journal of Alloys and Compounds*, 940, 168819. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.168819

Kosaba, T., Nishimoto, M., ve Muto, I. (2024). Elucidation of the trigger for trenching around Al (Fe, Mn) on AA5083 aluminum alloy in diluted synthetic seawater. *Corrosion Science*, 239, 112362. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.112362

Kottke, J., Utt, D., Laurent-Brocq, M., Fareed, A., Gaertner, D., Perrière, L., Rogal, Ł., Stukowski, A., Albe, K., Divinski, S. V., ve Wilde, G. (2020). Experimental and theoretical study of tracer diffusion in a series of (CoCrFeMn)100−xNix alloys. *Acta Materialia*, 194, 236-248. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.037

Laplanche, G., Berglund, S., Reinhart, C., Kostka, A., Fox, F., ve George, E. P. (2018). Phase stability and kinetics of σ-phase precipitation in CrMnFeCoNi high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 161, 338-351. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.040

Lee, C., Maresca, F., Feng, R., Chou, Y., Ungar, T., Widom, M., An, K., Poplawsky, J. D., Chou, Y. C., Liaw, P. K., ve Curtin, W. A. (2021). Strength can be controlled by edge dislocations in refractory high-entropy alloys. *Nature Communications*, 12(1), 1-8. https://doi.org/10.1038/s41467-021-25807-w

Lee, S., Cheng, Y., Chen, W., Lee, C., ve Tan, A. (2012). Effects of strontium and heat treatment on the wear-corrosion property of Al–7Si–0.3Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 135(2–3), 503–509. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2012.05.015

Leyson, G., Hector, L., ve Curtin, W. (2012). Solute strengthening from first principles and application to aluminum alloys. *Acta Materialia*, 60(9), 3873–3884. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.037

Li, H., Wang, J., Yang, H., Zhao, M., Wang, W. Y., Yuan, R., ve Li, J. (2022). Nanoscale B2 precipitation and strengthening behavior in Al0.5CoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Characterization*, 191, 112156. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112156

Li, J., Zarif, M., Albu, M., McKay, B., Hofer, F., ve Schumacher, P. (2014). Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al–5Si alloys. *Acta Materialia*, 72, 80–98. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.030

Li, M., Seyeux, A., Wiame, F., Marcus, P., ve Światowska, J. (2020). Insights on the Al-Cu-Fe-Mn intermetallic particles induced pitting corrosion of Al-Cu-Li alloy. *Corrosion Science*, 176, 109040. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109040

Li, R., Gao, J., ve Fa, K. (2010). Study to microstructure and mechanical properties of Mg containing high entropy alloys. *Materials Science Forum*, 650, 265-271. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.650.265

Li, Y., Yang, Y., Wu, Y., Wang, L., ve 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

Li, Z., Pradeep, K. G., Deng, Y., Raabe, D., ve Tasan, C. C. (2016). Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength–ductility trade-off. *Nature*, 534(7606), 227-230. https://doi.org/10.1038/nature17981

Li, Z., Zhao, S., Ritchie, R. O., ve Meyers, M. A. (2018). Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys. *Progress in Materials Science*, 102, 296–345. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.12.003

Liang, D., Wei, C., Li, Z., Zhuang, Q., Yang, L., Wu, C., ve Ren, F. (2024). Sliding wear behavior of a Laves phase-strengthened CrFeNiNb0.158 alloy at room and elevated temperatures. *Wear*, 554–555, 205469. https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205469

Liu, L., Zhang, Y., Han, J., Wang, X., Jiang, W., Liu, C. T., Zhang, Z., ve Liaw, P. K. (2021). Nanoprecipitate-Strengthened High-Entropy Alloys. *Advanced Science,* 8(23), 2100870. https://doi.org/10.1002/ADVS.202100870

Liu, W. H., Wu, Y., He, J. Y., Nieh, T. G., ve Lu, Z. P. (2013). Grain growth and the Hall–Petch relationship in a high-entropy FeCrNiCoMn alloy. *Scripta Materialia*, 68(7), 526-529. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.12.002

Liu, X. W., Bai, Z. C., Ding, X. F., Yao, J. Q., Wang, L., Su, Y. Q., Fan, Z. T., ve Guo, J. J. (2021). A novel light-weight refractory high-entropy alloy with high specific strength and intrinsic deformability. *Materials Letters*, 287, 129255. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.129255

Liu, X., Liu, H., Wu, Y., Li, M., Xing, C., ve He, Y. (2024). Tailoring phase transformation and precipitation features in a Al21Co19.5Fe9.5Ni50 eutectic high-entropy alloy to achieve different strength-ductility combinations. Journal of Materials *Science & Technology*, 195, 111-125. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2024.01.044

Liu, X., Zhang, Y., Beausir, B., Liu, F., Esling, C., Yu, F., Zhao, X., ve 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

Lu, H., Cheng, Y., Li, R., Yu, M., Wang, Y., Zeng, C., Li, X., ve Lv, W. (2025). Corrosion mechanism of NiCrMoNb model alloy and NiCoFeCrMoNb high entropy alloy in molten solar salt at 600 °C. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 290, 113725. https://doi.org/10.1016/j.solmat.2025.113725

Lu, Y., Dong, Y., Guo, S., Jiang, L., Kang, H., Wang, T., Wen, B., Wang, Z., Jie, J., Cao, Z., Ruan, H., ve Li, T. (2014). A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys. *Scientific Reports*, 4(1), 1-5. https://doi.org/10.1038/srep06200

Luo, Q., ve Zhu, J. (2022). Wear property and wear mechanisms of High-Manganese austenitic hadfield steel in dry reciprocal sliding. *Lubricants*, 10(3), 37. https://doi.org/10.3390/lubricants10030037

LuŽnik, J., KoŽelj, P., Vrtnik, S., Jelen, A., Jagličić, Z., Meden, A., Feuerbacher, M., ve Dolinšek, J. (2015). Complex magnetism of Ho-Dy-Y-Gd-Tb hexagonal high-entropy alloy. *Physical Review B*, 92(22), 224201. https://doi.org/10.1103/physrevb.92.22420

Ma, Y., Jiang, B., Li, C., Wang, Q., Dong, C., Liaw, P. K., Xu, F., ve Sun, L. (2017). The BCC/B2 Morphologies in AlxNiCoFeCr High-Entropy Alloys. *Metals*, 7(2), 57. https://doi.org/10.3390/met7020057

Man, J., Jing, L., ve Jie, S. G. (2006). The effects of Cu addition on the microstructure and thermal stability of an Al–Mg–Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 437(1–2), 146–150. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.07.113

Manzoni, A., Daoud, H., Völkl, R., Glatzel, U., ve Wanderka, N. (2013). Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Ultramicroscopy*, 132, 212-215. https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2012.12.015

Maresca, F., ve Curtin, W. A. (2020). Theory of screw dislocation strengthening in random BCC alloys from dilute to “High-Entropy” alloys. *Acta Materialia*, 182, 144-162. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.10.007

Mbuya, T. O., Gu, Y., Thomson, R. C., ve Reed, P. a. S. (2017). Effect of intermetallic particles and grain boundaries on short fatigue crack growth behaviour in a cast Al–4Cu–3Ni–0.7Si piston alloy. *Fatigue ve Fracture of Engineering Materials ve Structures*, 40(9), 1428–1442. https://doi.org/10.1111/ffe.12586

Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A. J., De Smet, P., Haszler, A., ve Vieregge, A. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1). https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-x

Miracle, D. B., ve Senkov, O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448-511. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081

Miracle, D. B., Miller, J. D., Senkov, O. N., Woodward, C., Uchic, M. D., ve Tiley, J. (2014). Exploration and Development of High Entropy Alloys for Structural Applications. *Entropy*, 16(1), 494-525. https://doi.org/10.3390/E16010494

Mizutani, U. (2012). Hume-Rothery rules for structurally complex alloy phases. *MRS Bulletin*, 37(2), 169-169. https://doi.org/10.1557/mrs.2012.45

Moller, H., ve Masuku, E. P. (2009). The influence of liquid surface segregation on the pitting corrosion behavior of Semi-Solid Metal High Pressure Die Cast Alloy F357. *The Open Corrosion Journal*, 2(1), 216–220. https://doi.org/10.2174/1876503300902010216

Mondolfo, L. (1976). Aluminum–Magnesium, Aluminum–Manganese alloys. In Elsevier eBooks, 806–841. https://doi.org/10.1016/b978-0-408-70932-3.50404-6

Murty, B. S., Yeh, J.-W., ve Ranganathan, S. (2014). High-Entropy Alloys. Elsevier.

Nagase, T., Todai, M., ve Nakano, T. (2020). Development of Ti–Zr–Hf–Y–La high-entropy alloys with dual hexagonal-close-packed structure. *Scripta Materialia*, 186, 242-246. https://doi.org/10.1016j.scriptamat.2020.05.033

Nie, S., Zheng, Z., Qiao, Y., Duan, Y., Cui, J., Mekkey, S. D., Amin, M. A., Melhi, S., Yang, H., Zhou, H., ve Zheng, S. (2024). Corrosion behavior of as-cast Al0.75CoCr1.25FeNi high entropy alloy in 0.5 mol/L sulfuric acid. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, 7(5). https://doi.org/10.1007/s42114-024-00951-1

Nogita, K., Yasuda, H., Yoshida, K., Uesugi, K., Takeuchi, A., Suzuki, Y., ve Dahle, A. (2006). Determination of strontium segregation in modified hypoeutectic Al–Si alloy by micro X-ray fluorescence analysis. *Scripta Materialia*, 55(9), 787–790. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.07.029

Odetola, P. I., Babalola, B. J., Afolabi, A. E., Anamu, U. S., Olorundaisi, E., Umba, M. C., Phahlane, T., Ayodele, O. O., ve Olubambi, P. A. (2024). Exploring high entropy alloys: A review on thermodynamic design and computational modeling strategies for advanced materials applications. *Heliyon*, 10(22), e39660. https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e39660

Okamoto, N. L., Yuge, K., Tanaka, K., Inui, H., ve George, E. P. (2016). Atomic displacement in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy - A scaling factor to predict solid solution strengthening. *AIP Advances*, 6(12), 125008. https://doi.org/10.1063/1.4971371/990189

Owen, L. R., ve Jones, N. G. (2018). Lattice distortions in high-entropy alloys. *Journal of Materials Research*, 33(19), 2954-2969. https://doi.org/10.1557/jmr.2018.322

Öztürk, İ., Ağaoğlu, G. H., Erzi, E., Dispinar, D., ve Orhan, G. (2018). Effects of strontium addition on the microstructure and corrosion behavior of A356 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 763, 384–391. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.341

Pan, Y., Li, B., Xu, Y., Wu, D., Hou, X., Gao, Y., Bai, P., ve Liang, C. (2025). Effect of Sigma and L21 phases co-precipitation on the mechanical properties of CoCr0.6NiV0.6Al0.35Tix high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 923, 147689. https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147689

Pan, Z., Luo, H., Zhao, Q., Cheng, H., Wei, Y., Wang, X., Zhang, B., ve Li, X. (2022). Tailoring microstructure and corrosion behavior of CoNiVAlx medium entropy alloys via Al addition. *Corrosion Science*, 207, 110570. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110570

Pandey, P., Makineni, S. K., Samanta, A., Sharma, A., Das, S. M., Nithin, B., Srivastava, C., Singh, A. K., Raabe, D., Gault, B., ve Chattopadhyay, K. (2019). Elemental site occupancy in the L12 A3B ordered intermetallic phase in Co-based superalloys and its influence on the microstructure. *Acta Materialia*, 163, 140-153. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.049

Peng, Z., Li, B., Luo, Z., Chen, X., Tang, Y., Yang, G., ve Gong, P. (2023). A Lightweight AlCrTiV0.5Cux High-Entropy Alloy with Excellent Corrosion Resistance. *Materials*, 16(7), 2922. https://doi.org/10.3390/ma16072922

Pickering, E. J., ve Jones, N. G. (2016). High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects. *International Materials Reviews*, 61(3), 183-202. https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1180020

Polmear, I. J. (2006). Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. In Elsevier eBooks. http://ci.nii.ac.jp/ncid/BA88109482

Polmear, I. J., ve Couper, M. J. (1988). Design and development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures. *Metallurgical Transactions A*, 19(4), 1027-1035. https://doi.org/10.1007/BF02628387

Ponweiser, N., Lengauer, C. L., ve Richter, K. W. (2011). Re-investigation of phase equilibria in the system Al–Cu and structural analysis of the high-temperature phase η1-Al1−δCu. *Intermetallics*, 19(11), 1737-1746. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.07.007

Porter, D. A., Easterling, K. E., ve Easterling, K. E. (2009). Phase Transformations in Metals and Alloys (Revised Reprint). In CRC Press eBooks. https://doi.org/10.1201/9781439883570

Qin, J., Nagaumi, H., Yu, C., Liu, F., Li, Y., ve Wang, L. (2021). Coarsening behavior of Mg2Si precipitates during post homogenization cooling process in Al-Mg-Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 902, 162851. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162851

Qiu, Y., Thomas, S., Gibson, M. A., Fraser, H. L., ve Birbilis, N. (2017). Corrosion of high entropy alloys. *Npj Materials Degradation*, 1(1), 15. https://doi.org/10.1038/s41529-017-0009-y

Quiambao, K. F., McDonnell, S. J., Schreiber, D. K., Gerard, A. Y., Freedy, K. M., Lu, P., Saal, J. E., Frankel, G. S., ve Scully, J. R. (2018). Passivation of a corrosion resistant high entropy alloy in non-oxidizing sulfate solutions. *Acta Materialia*, 164, 362–376. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.026

Raja, V. S., Eatoo, M. A., Agrawal, R. K., Palli, S., ve Krishnan, M. A. (2023). Role of strontium on sensitization and unusual passivation behavior of a 5xxx series aluminum alloy containing a trace amount of chromium. *Journal of the Electrochemical Society*, 170(3), 031507. https://doi.org/10.1149/1945-7111/acc489

Raman, L., Karthick, G., Guruvidyathri, K., Fabijanic, D., Narayana Murty, S. V. S., Murty, B. S., ve Kottada, R. S. (2020). Influence of processing route on the alloying behavior, microstructural evolution and thermal stability of CrMoNbTiW refractory high-entropy alloy. *Journal of Materials Research*, 35(12), 1556-1571. https://doi.org/10.1557/JMR.2020.128

Rao, J. C., Diao, H. Y., Ocelík, V., Vainchtein, D., Zhang, C., Kuo, C., Tang, Z., Guo, W., Poplawsky, J. D., Zhou, Y., Liaw, P. K., ve De Hosson, J. T. M. (2017). Secondary phases in AlxCoCrFeNi high-entropy alloys: An in-situ TEM heating study and thermodynamic appraisal. *Acta Materialia*, 131, 206-220. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.066

Riahi, A., ve Alpas, A. (2001). The role of tribo-layers on the sliding wear behavior of graphitic aluminum matrix composites. *Wear*, 251(1–12), 1396–1407. https://doi.org/10.1016/s0043-1648(01)00796-7

Ringer, S., ve Hono, K. (2000). Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys. *Materials Characterization*, 44(1–2), 101–131. https://doi.org/10.1016/s1044-5803(99)00051-0

Rogal, L., Ikeda, Y., Lai, M., Körmann, F., Kalinowska, A., ve Grabowski, B. (2020). Design of a dual-phase hcp-bcc high entropy alloy strengthened by ω nanoprecipitates in the Sc-Ti-Zr-Hf-Re system. *Materials & Design*, 192, 108716. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108716

Samuel, A., Doty, H., Valtierra, S., ve Samuel, F. (2013). Relationship between tensile and impact properties in Al–Si–Cu–Mg cast alloys and their fracture mechanisms. *Materials & Design*, 53, 938–946. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.021

Samuel, E., Samuel, A. M., Songmene, V., Doty, H. W., ve Samuel, F. H. (2024). Analysis of Ni-Cu interaction in Aluminum-Based Alloys: hardness, tensile and precipitation behavior. *Materials*, 17(18), 4676. https://doi.org/10.3390/ma17184676

Sanchez, J. M., Vicario, I., Albizuri, J., Guraya, T., ve Acuña, E. M. (2019). Design, Microstructure and Mechanical Properties of Cast Medium Entropy Aluminium Alloys. *Scientific Reports*, 9(1), 1-12. https://doi.org/10.1038/s41598-019-43329-w

Sanchez, J. M., Vicario, I., Albizuri, J., Guraya, T., ve Garcia, J. C. (2018). Phase prediction, microstructure and high hardness of novel light-weight high entropy alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(1), 795–803. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.010

Sanchez, J., Vicario, I., Albizuri, J., Guraya, T., Koval, N., ve Garcia, J. (2018). Compound formation and microstructure of As-Cast high entropy aluminums. *Metals*, 8(3), 167. https://doi.org/10.3390/met8030167

Sathiyamoorthi, P., ve Kim, H. S. (2022). High-entropy alloys with heterogeneous microstructure: Processing and mechanical properties. *Progress in Materials Science*, 123, 100709. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100709

Savaşkan, T., ve Aydıner, A. (2004). Effects of silicon content on the mechanical and tribological properties of monotectoid-based zinc–aluminium–silicon alloys. *Wear*, 257(3–4), 377–388. https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.01.007

Savaşkan, T., Azakli, Z., ve Hekìmoğlu, A. P. (2021). Effect of heat treatment on mechanical and wear properties of Zn–40Al–2Cu–2Si alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 31(9), 2651–2663. https://doi.org/10.1016/s1003-6326(21)65682-0

Schmid-Fetzer, R. (2014). Phase Diagrams: The Beginning of Wisdom. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 35(6), 735-760. https://doi.org/10.1007/S11669-014-0343-5

Seidman, D. N., Marquis, E. A., ve Dunand, D. C. (2002). Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys. *Acta Materialia*, 50(16), 4021–4035. https://doi.org/10.1016/s1359-6454(02)00201-x

Senkov, O. N., Miracle, D. B., Chaput, K. J., ve Couzinie, J. P. (2018). Development and exploration of refractory high entropy alloys—A review. *Journal of Materials Research*, 33(19), 3092-3128. https://doi.org/10.1557/jmr.2018.153

Senkov, O. N., Wilks, G. B., Miracle, D. B., Chuang, C. P., ve Liaw, P. K. (2010). Refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*, 18(9), 1758-1765. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.05.014

Senkov, O. N., Wilks, G. B., Scott, J. M., ve Miracle, D. B. (2011). Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and V20Nb20Mo20Ta20W20 refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 19(5), 698-706. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004

Shaha, S. K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J., ve Chen, D. L. (2015). Monotonic and cyclic deformation behavior of the Al-Si-Cu-Mg cast alloy with micro-additions of Ti, V and Zr. *International Journal of Fatigue*, 70, 383-394. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.08.001

Shao, L., Zhang, T., Li, L., Zhao, Y., Huang, J., Liaw, P. K., ve Zhang, Y. (2018). A Low-Cost Lightweight Entropic Alloy with High Strength. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(12), 6648-6656. https://doi.org/10.1007/s11665-018-3720-0

Sharma, P., Dwivedi, V. K., ve Dwivedi, S. P. (2021). Development of high entropy alloys: A review. *Materials Today Proceedings*, 43, 502-509. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.023

Shi, R., Ma, N., ve Wang, Y. (2012). Predicting equilibrium shape of precipitates as function of coherency state. *Acta Materialia*, 60(10), 4172–4184. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.04.019

Shi, Y., Yang, B., Xie, X., Brechtl, J., Dahmen, K. A., ve Liaw, P. K. (2017). Corrosion of Al xCoCrFeNi high-entropy alloys: Al-content and potential scan-rate dependent pitting behavior. *Corrosion Science*, 119, 33-45. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.02.019

Shi, Z., Fang, Q., Liaw, P. K., ve Li, J. (2023). Corrosion-Resistant Biomedical High-Entropy Alloys: A Review. *Advanced Engineering Materials*, 25(22), 2300968. https://doi.org/10.1002/adem.202300968

Stachowiak, G., ve Batchelor, A. W. (2013). *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann.

Starke, E. A. (2001). Aluminum: Alloying. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, 101-106. https://doi.org/10.1016/b0-08-043152-6/00020-6

Starke, E. A., ve Staley, J. T. (1996). Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, 32(2-3), 131-172. https://doi.org/10.1016/0376-0421(95)00004-6

Stein, F., ve Leineweber, A. (2020). Laves phases: a review of their functional and structural applications and an improved fundamental understanding of stability and properties. *Journal of Materials Science*, 56(9), 5321-5427. https://doi.org/10.1007/s10853-020-05509-2

Stryzhyboroda, O., Witusiewicz, V. T., Gein, S., Röhrens, D., ve Hecht, U. (2020). Phase Equilibria in the Al–Co–Cr–Fe–Ni High Entropy Alloy System: Thermodynamic Description and Experimental Study. *Frontiers in Materials*, 7, 270. https://doi.org/10.3389/fmats.2020.00270

Styer, D. F. (2000). Insight into entropy. *American Journal of Physics*, 68(12), 1090-1096. https://doi.org/10.1119/1.1287353

Sui, Y., Wang, Q., Wang, G., ve Liu, T. (2014). Effects of Sr content on the microstructure and mechanical properties of cast Al–12Si–4Cu–2Ni–0.8Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 622, 572–579. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.148

Summers, P. T., Chen, Y., Rippe, C. M., Allen, B., Mouritz, A. P., Case, S. W., ve Lattimer, B. Y. (2015). Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires. *Fire Science Reviews*, 4(1), 3. https://doi.org/10.1186/s40038-015-0007-5

Sun, Q., He, J., Chen, J., Chen, C., Guo, X., Cao, F., ve Wang, S. (2022). Hardness and corrosion behavior of an Al-2Mn alloy with both microstructural and chemical gradients. *Npj Materials Degradation*, 6(1), 64. https://doi.org/10.1038/s41529-022-00274-w

Sun, Y., Zhou, Z., Li, C., Yu, L., ve Liu, Y. (2022). Precipitates evolution and strengthening of Al–Mg2Si alloys containing high-Cu contents during ageing process. *Journal of Materials Science*, 57(37), 17828–17838. https://doi.org/10.1007/s10853-022-07750-3

Tahir, N. a. M., Liza, S., Fukuda, K., Mohamad, S., Hashimi, M. Z. F., Yunus, M. S. M., Yaakob, Y., ve Othman, I. S. (2022). Surface and Tribological Properties of Oxide Films on Aluminium Alloy through Fly-Ash Reinforcement. *Coatings*, 12(2), 256. https://doi.org/10.3390/coatings12020256

Takeuchi, A., ve Inoue, A. (2005). Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element. *Materials Transactions*, 46(12), 2817-2829. https://doi.org/10.2320/matertrans.46.2817

Tan, P., Yang, Y., Sui, Y., Wang, Q., ve Jiang, Y. (2019). The influence of Al–10Sr or/ and Al–5Ti–1B on microstructure and mechanical properties of Al–12Si–4Cu–

2Ni–0.8 Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 809, 151856. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151856

Tang, Q., Jiang, B., Wang, K., Wang, W., Jia, B., Ding, T., Huang, Z., Lin, Y., ve He, J. (2024). High-entropy thermoelectric materials. *Joule*, 8(6), 1641-1666. https://doi.org/10.1016/j.joule.2024.04.012

Tang, Z., Huang, L., He, W., ve Liaw, P. (2014). Alloying and processing effects on the aqueous corrosion behavior of High-Entropy alloys. *Entropy*, 16(2), 895–911. https://doi.org/10.3390/e16020895

Tangsuksan, T., Pandee, P., Diewwanit, O., Limmaneevichitr, C., Tyurnina, A. V., Eskin, D. G., ve Chankitmunkong, S. (2025). Enhancing the properties of a hypereutectic Al-Fe alloy through recycled aluminum scrap and ultrasonic melt processing. *Materials Characterization*, 228, 115364. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2025.115364

Tarasov, S. Y., Filippov, A., Kolubaev, E., ve Kalashnikova, T. (2017). Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 115, 191–198. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.05.039

Timpel, M., Wanderka, N., Schlesiger, R., Yamamoto, T., Lazarev, N., Isheim, D., Schmitz, G., Matsumura, S., ve Banhart, J. (2012). The role of strontium in modifying aluminium–silicon alloys. *Acta Materialia*, 60(9), 3920–3928. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.031

Tisza, M., ve Czinege, I. (2018). Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 1(4), 229-238. https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2018.09.001

Toda-Caraballo, I., ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, P. E. J. (2015). Modelling solid solution hardening in high entropy alloys. *Acta Materialia*, 85, 14-23. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.014

Toda-Caraballo, I., Wróbel, J. S., Dudarev, S. L., Nguyen-Manh, D., ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, P. E. J. (2015). Interatomic spacing distribution in multicomponent alloys. *Acta Materialia*, 97, 156-169. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.07.010

Tong, C. J., Chen, M. R., Chen, S. K., Yeh, J. W., Shun, T. T., Lin, S. J., ve Chang, S. Y. (2005). Mechanical performance of the AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(5), 1263-1271. https://doi.org/10.1007/s11661-005-0218-9

Tong, Y., Jin, K., Bei, H., Ko, J. Y. P., Pagan, D. C., Zhang, Y., ve Zhang, F. X. (2018). Local lattice distortion in NiCoCr, FeCoNiCr and FeCoNiCrMn concentrated alloys investigated by synchrotron X-ray diffraction. *Materials & Design*, 155, 1-7. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.056

Totten, G.E., ve MacKenzie, D.S. (2003). *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. CRC Press. https://doi.org/10.1201/9780203912591

Tracy, C. L., Park, S., Rittman, D. R., Zinkle, S. J., Bei, H., Lang, M., Ewing, R. C., ve Mao, W. L. (2017). High pressure synthesis of a hexagonal close-packed phase of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi. *Nature Communications*, 8(1), 15634. https://doi.org/10.1038/ncomms15634

Tsai, K. Y., Tsai, M. H., ve Yeh, J. W. (2013). Sluggish diffusion in Co–Cr–Fe–Mn–Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 61(13), 4887-4897. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.058

Tsai, M. H., ve Yeh, J. W. (2014). High-entropy alloys: A critical review. *Materials Research Letters*, 2(3), 107-123. https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690

Tsau, C., Tsai, M., ve Wang, W. (2022). Microstructures of FeCoNiMo and CrFeCoNiMo alloys, and the corrosion properties in 1 m nitric acid and 1 m sodium chloride solutions. *Materials*, 15(3), 888. https://doi.org/10.3390/ma15030888

Vaidya, M., Anupam, A., Bharadwaj, J. V., Srivastava, C., ve Murty, B. S. (2019). Grain growth kinetics in CoCrFeNi and CoCrFeMnNi high entropy alloys processed by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 791, 1114-1121. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.341

Vaidya, M., Pradeep, K. G., Murty, B. S., Wilde, G., ve Divinski, S. V. (2018). Bulk tracer diffusion in CoCrFeNi and CoCrFeMnNi high entropy alloys. *Acta Materialia*, 146, 211-224. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.12.052

Varvenne, C., Leyson, G. P. M., Ghazisaeidi, M., ve Curtin, W. A. (2017). Solute strengthening in random alloys. *Acta Materialia*, 124, 660-683. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.046

Varvenne, C., Luque, A., ve Curtin, W. A. (2016). Theory of strengthening in fcc high entropy alloys. *Acta Materialia*, 118, 164-176. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.040

Verma, V., Belcher, C. H., Apelian, D., ve Lavernia, E. J. (2024). Diffusion in High Entropy Alloy Systems – A Review. *Progress in Materials Science*, 142, 101245. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2024.101245

Vijeesh, V., ve Prabhu, K. N. (2014). Review of microstructure evolution in hypereutectic Al-Si alloys and its effect on wear properties. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 67(1), 1-18. https://doi.org/10.1007/s12666-013-0327-x

Voort, G. F. V., ve Asensio-Lozano, J. (2009). The Al-Si Phase Diagram. *Microscopy and Microanalysis*, 15(S2), 60-61. https://doi.org/10.1017/S1431927609092642

Wang, Q. G. (2003). Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(12), 2887–2899. https://doi.org/10.1007/s11661-003-0189-7

Wang, R., Tang, Y., Li, S., Ai, Y., Li, Y., Xiao, B., Zhu, L., Liu, X., ve Bai, S. (2020). Effect of lattice distortion on the diffusion behavior of high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 825, 154099. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154099

Wang, R., Wang, D., Nagaumi, H., Wu, Z., Li, X., ve Zhang, H. (2022). Understanding the corrosion behavior by passive film evolution in Zn-containing Al-Si-Cu cast alloy. *Corrosion Science*, 205, 110468. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110468

Wang, W. R., Wang, W. L., Wang, S. C., Tsai, Y. C., Lai, C. H., ve Yeh, J. W. (2012). Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of AlxCoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*, 26, 44-51. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.03.005

Wang, X., Zhao, T., Huang, J., Yu, X., Luo, Y., Chen, Y., ve Shao, L. (2025). Effect of Zr Addition on the AlCoCrFeNiZrx High-Entropy Alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 38, 191-200. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.07.219

Wang, Z., Fang, Q., Li, J., Liu, B., ve Liu, Y. (2018). Effect of lattice distortion on solid solution strengthening of BCC high-entropy alloys. *Journal of Materials Science and Technology*, 34(2), 349-354. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.07.013

Williams, J. C., ve Starke, E. A. (2003). Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*, 51(19), 5775-5799. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.023

Wu, J., Lin, S., Yeh, J., Chen, S., Huang, Y., ve Chen, H. (2006). Adhesive wear behavior of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys as a function of aluminum content. *Wear*, 261(5–6), 513–519. https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.12.008

Wu, Z., Bei, H., Pharr, G. M., ve George, E. P. (2014). Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures. *Acta Materialia*, 81, 428-441. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.08.026

Xavier, M. G. C., Freitas, B. J. M., Koga, G. Y., ve Spinelli, J. E. (2022). Effects of Ni and Co on the corrosion resistance of Al-Si-Cu-Zn-Fe alloys in NaCl solution. *Metals*, 12(4), 645. https://doi.org/10.3390/met12040645

Xian, X., Zhong, Z., Zhang, B., Song, K., Chen, C., Wang, S., Cheng, J., ve Wu, Y. (2017). A high-entropy V35Ti35Fe15Cr10Zr5 alloy with excellent high-temperature strength. *Materials & Design*, 121, 229-236. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.029

Xing, Z., Pang, J., Zhang, H., Ji, Y., Zhu, Z., Wang, A., Zhang, L., Li, H., Fu, H., ve Zhang, H. (2023). Optimizing the microstructure and mechanical performance of Fe-Ni-Cr-Al high entropy alloys via Ti addition. *Journal of Alloys and Compounds*, 943, 169149. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169149

Xu, H., Zhang, M., Zhang, G., Li, G., ve Li, G. (2024). Microstructure and mechanical property of Al,Ti co-adding L21-strengthened NiCrFe-based HEAs. *Materials Characterization*, 207, 113516. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113516

Xu, X., Hao, M., Chen, J., He, W., Li, G., Li, K., Jiao, C., Zhong, X., Moore, K., Burnett, T., ve Zhou, X. (2022). Role of constituent intermetallic phases and precipitates in initiation and propagation of intergranular corrosion of an Al-Li-Cu-Mg alloy. *Corrosion Science*, 201, 110294. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110294

Yakang, K., Wang, C., Chen, X., Qu, Y., Yu, J., Ju, H., ve Yilei, X. (2023). Review of Research Progress on Mo–Si–B Alloys. *Materials*, 16(15), 5495. https://doi.org/10.3390/ma16155495

Yan, X., Fan, C., Wang, W., Liu, X., ve Chen, B. (2021). Experimental and simulation study of the dynamic characteristics of friction force under third-body intrusion behaviour. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 168, 108726. https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2021.108726

Yang, B., Ma, L., ve Zhao, P. (2023). Effect of boron on the microstructure and mechanical properties of as-cast and annealed CrFeNi medium-entropy alloys. Materials *Science and Engineering: A*, 863, 144524. https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144524

Yang, T., Zhao, Y., Liu, W., Kai, J., ve Liu, C. (2018). L12-strengthened high-entropy alloys for advanced structural applications. *Journal of Materials Research*, 33(19), 2983-2997. https://doi.org/10.1557/jmr.2018.186

Yang, X., ve Zhang, Y. (2012). Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 132(2-3), 233-238. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.021

Yang, X., Chen, S. Y., Cotton, J. D., ve Zhang, Y. (2014). Phase Stability of Low-Density, Multiprincipal Component Alloys Containing Aluminum, Magnesium, and Lithium. *JOM*, 66(10), 2009-2020. https://doi.org/10.1007/s11837-014-1059-z

Yang, Y., Yu, K., Li, Y., Zhao, D., ve Liu, X. (2011). Evolution of nickel-rich phases in Al–Si–Cu–Ni–Mg piston alloys with different Cu additions. *Materials & Design*, 33, 220–225. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.058

Yaykaşlı, H., Eskalen, H., Kavun, Y., Göğebakan, M., Kaya, A. H., ve Yorulmaz, N. (2023). CoCrFeNiSi high entropy alloy: Synthesis, structural and radiation shielding properties. *Progress in Nuclear Energy*, 165, 104930. https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2023.104930

Yeh, J. W. (2006). Recent progress in high-entropy alloys. *European Journal of Control*, 31(6), 633-648. https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648

Yeh, J. W. (2013). Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*, 65(12), 1759-1771. https://doi.org/10.1007/S11837-013-0761-6

Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T. S., Shun, T. T., Tsau, C. H., ve Chang, S. Y. (2004). Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 6(5), 299-303. https://doi.org/10.1002/adem.200300567

Yeh, J. W., Chen, Y. L., Lin, S. J., ve Chen, S. K. (2007). High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation. *Materials Science Forum*, 560, 1-9. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.560.1

Yıldırım, M., ve Özyürek, D. (2013). The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. *Materials & Design*, 51, 767–774. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.04.089

Yurchenko, N., Stepanov, N., ve Salishchev, G. (2017). Laves-phase formation criterion for high-entropy alloys. *Materials Science and Technology*, 33(1), 17-22. https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1153277

Zhang, B., Liaw, P. K., Brechtl, J., Ren, J., Guo, X., ve Zhang, Y. (2020). Effects of Cu and Zn on microstructures and mechanical behavior of the medium-entropy aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 820, 153092. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153092

Zhang, C., Zhang, F., Diao, H., Gao, M. C., Tang, Z., Poplawsky, J. D., ve Liaw, P. K. (2016). Understanding phase stability of Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys. *Materials & Design*, 109, 425-433. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.073

Zhang, F., He, J., Wu, Y., Mao, H., Wang, H., Liu, X., Jiang, S., Nieh, T. G., ve Lu, Z. (2022). Effects of Ni and Al on precipitation behavior and mechanical properties of precipitation-hardened CoCrFeNi high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 839, 142879. https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142879

Zhang, W., ve Xu, J. (2022). Advanced lightweight materials for Automobiles: A review. *Materials & Design*, 221, 110994. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110994

Zhang, W., Liaw, P. K., ve Zhang, Y. (2018). Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials,* 61(1), 2-22. https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8

Zhang, Y., Lu, Z. P., Ma, S. G., Liaw, P. K., Tang, Z., Cheng, Y. Q., ve Gao, M. C. (2014). Guidelines in predicting phase formation of high-entropy alloys. *MRS Communications*, 4(2), 57-62. https://doi.org/10.1557/mrc.2014.11

Zhang, Y., Zhou, Y. J., Hui, X. D., Wang, M. L., ve Chen, G. L. (2008). Minor alloying behavior in bulk metallic glasses and high-entropy alloys. *Science in China, Series G: Physics, Mechanics and Astronomy*, 51(4), 427-437. https://doi.org/10.1007/s11433-008-0050-5

Zhang, Y., Zhou, Y. J., Lin, J. P., Chen, G. L., ve Liaw, P. K. (2008). Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. *Advanced Engineering Materials*, 10(6), 534-538. https://doi.org/10.1002/adem.200700240

Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., ve Lu, Z. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61, 1-93. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001

Zhang, Z., Xie, Y. H., Huo, X. Y., Chan, S. L. I., Liang, J. M., Luo, Y. F., Mu, D. K. Q., Ju, J., Sun, J., ve Wang, J. (2021). Microstructure and mechanical properties of ultrafine grained CoCrFeNi and CoCrFeNiAl0.3 high entropy alloys reinforced with Cr2O3/Al2O3 nanoparticles. *Materials Science and Engineering: A*, 816, 141313. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141313

Zhao, Y. J., Qiao, J. W., Ma, S. G., Gao, M. C., Yang, H. J., Chen, M. W., ve Zhang, Y. (2016). A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy. *Materials & Design*, 96, 10-15. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.149

Zheng, X., Huang, Q., Mao, H., Li, K., Xiao, N., Li, X., Du, Y., Liu, Y., ve Kong, Y. (2023). A Yield Stress and Work Hardening Model of Al-Mg-Si Alloy Considering the Strengthening Effect of β" and β' Precipitates. *Materials*, 16(22), 7183. https://doi.org/10.3390/ma16227183

Zhou, Y. J., Zhang, Y., Wang, Y. L., ve Chen, G. L. (2007). Solid solution alloys of AlCoCrFeNi Tix with excellent room-temperature mechanical properties. *Applied Physics Letters*, 90, 181904. https://doi.org/10.1063/1.2734517/332807

Zhu, S., Cheng, J., Qiao, Z., ve Yang, J. (2018). High temperature solid-lubricating materials: A review. *Tribology International*, 133, 206–223. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.037

Zhu, X., Yang, H., Dong, X., ve Ji, S. (2019). The effects of varying Mg and Si levels on the microstructural inhomogeneity and eutectic Mg2Si morphology in die-cast Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 54(7), 5773-5787. https://doi.org/10.1007/s10853-018-03198-6

Zhu, Z. X., Liu, X. B., Liu, Y. F., Zhang, S. Y., Meng, Y., Zhou, H. Bin, ve Zhang, S. H. (2023). Effects of Cu/Si on the microstructure and tribological properties of FeCoCrNi high entropy alloy coating by laser cladding. *Wear*, 512-513, 204533. https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204533

Zuo, L., Ye, B., Feng, J., Zhang, H., Kong, X., ve Jiang, H. (2019). Effect of ε-Al3Ni phase on mechanical properties of Al–Si–Cu–Mg–Ni alloys at elevated temperature. *Materials Science and Engineering A*, 772, 138794. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138794