

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ  
ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**ALUMİNYUM VE MAGNEZYUM KATKISI İLE MODİFİYE  
EDİLMİŞ CORSON ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**VOLKAN TERZİOĞLU**

**KOCAELİ 2021**

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**  
**ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**ALUMİNYUM VE MAGNEZYUM KATKISI İLE MODİFİYE**  
**EDİLMİŞ CORSON ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNİN**  
**İNCELENMESİ**

**VOLKAN TERZİOĞLU**

**Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK**

**Danışman, Kocaeli Üniversitesi**

.....

**Doç. Dr. Enbiya TÜREDİ**

**Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi**

.....

**Dr. Öğr. Üyesi Zeynep TAŞLIÇUKUR ÖZTÜRK**

**Jüri Üyesi, Milli Savunma Üniversitesi**

.....

**Tezin Savunulduğu Tarih: 25.06.2021**

## ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Lisans ve yüksek lisans eğitimim boyunca gerek teorik gerekse de uygulamalı mühendislik çalışmalarında bakış açımın gelişimine katkı sağlayan, tez çalışması kapsamında çalışmalara yön veren, desteğini esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e içten ve sonsuz teşekkür ederim. Alaşımın döküm ile üretiminde destek sağlayan Sağlam Metal A.Ş ailesine ve deneysel çalışmalarımı destekleyen Assan Alüminyum'a ve Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş ailesine teşekkürlerimi sunarım. Tüm bu çalışmalara olan ilgisi ve desteğinden dolayı Arş. Grv. Dr. Müh. Gülşah Aktaş Çelik'e, Yüksek Metalurji ve Malzeme Müh. Onur Birbaşar'a, Yüksek Metalurji ve Malzeme Müh. İrfan Eker'e ve Metalurji ve Malzeme Müh. Tuba Özeren'e de teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalarına olan desteklerinden dolayı çalışma grubu arkadaşlarım olan Metalurji ve Malzeme Müh. C. Koray Gencay'a, Tolga Özyön'e ve Naciye Gürsoy'a, tüm bunların dışında her zaman bana inanan, güvenen, yüreklendiren, stresimi çeken hayat arkadaşım Ece Uğraş'a teşekkürlerimi sunarım.

Hayatımın her anında yanımda bulunan, sevincime, üzüntüme, heyecanıma ortak olan desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, hayatta tüm zaferlerimi kendilerine adadığım canım annem Kadriye Terzioğlu'na, babam Yılmaz Terzioğlu'na ve kardeşim Furkan Terzioğlu'na sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Mayıs – 2021

Volkan TERZİOĞLU

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR .....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iii
TABLOLAR DİZİNİ .....	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	vii
ÖZET.....	viii
ABSTRACT .....	ix
GİRİŞ .....	1
1. ÇÖKELTİ SERTLEŞEBİLEN CuNiSi ALAŞIMLARI VE FİZİKSEL METALURJİSİ .....	3
1.1. Cu-Ni-Si Alaşımlarının Tanıtımı ve Özellikleri.....	3
1.2. Cu-Ni-Si Alaşımlarının Metalurjisine Genel Bir Bakış .....	8
1.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi .....	15
1.4. Isıl İşlem Süreçleri ve Sertleştirme Mekanizması .....	19
1.4.1. Çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri .....	19
1.4.2. Çökelti – dislokasyon etkileşimi ve mukavemetlendirme .....	22
2. Cu-Ni-Si ALAŞIMLARINDA ISIL İŞLEM – MİKROYAPI – ÖZELLİK İLİŞKİSİ .....	26
3. MALZEME VE YÖNTEM.....	39
3.1. Tedarik Edilen Alaşımların Tanıtımı .....	40
3.2. Termal Analiz Çalışmaları ve Isıl İşlem Süreçleri .....	40
3.3. Metalografik İşlemler ve Mikroyapısal Karakterizasyon.....	41
3.4. Sertlik ve İletkenlik Ölçümleri .....	41
3.5. Kinetik Hesaplama .....	42
4. BULGULAR VE TARTIŞMA .....	44
4.1. Alaşımların Katılma Davranışı .....	44
4.2. Döküm Alaşımlarının Mikroyapısal Karakterizasyonu .....	45
4.3. Sertlik Verilerinin Değerlendirilmesi .....	51
4.4. Elektriksel İletkenlik Verilerinin İncelenmesi .....	53
4.5. Yaşlandırılmış Alaşımların Mikroyapısal Karakterizasyonu ve Özellikler .....	55
4.6. Alaşımların Yaşlandırma Kinetiğinin Değerlendirilmesi.....	57
5. SONUÇLAR .....	61
KAYNAKLAR .....	62
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER .....	68
ÖZGEÇMİŞ .....	69

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Bakır esaslı alaşımlar için mukavemet-elektriksel iletkenlik ilişkisi .....	5
Şekil 1.2. CuNi <sub>3</sub> Si alaşımı için temper konumuna göre elektriksel iletkenlik değişimi .....	6
Şekil 1.3. Cu-Ni ikili denge diyagramı .....	8
Şekil 1.4. Cu-Si ikili faz diyagramı.....	9
Şekil 1.5. Ni-Si ikili faz diyagramı .....	10
Şekil 1.6. Cu-Ni-Si üçlü faz denge diyagramı .....	10
Şekil 1.7. Cu-Ni-Si sisteminde 700 °C için hesaplanan bir izotermal kesit .....	12
Şekil 1.8. Farklı ağırlıkça % Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının katılaşma yapıları; (a) 90, (b) 80, (c) 60 ve (d) 40 (ağ.-%) .....	13
Şekil 1.9. Ağırlıkça % 90 Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımının katılaşma yapısına ait XRD datası .....	13
Şekil 1.10. Farklı ağırlıkça % Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımlarına ait DTA termogramları; (a) 90, (b) 80, (c) 60 ve (d) 40 (ağ.-%) .....	15
Şekil 1.11. Yüksek bakır ve Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımları için katılaşmanın modellenmesi .....	15
Şekil 1.12. Cu-Ni-Si alaşım matriksinde bulunan fazlar için tipik kristal yapı örnekleri; (a) Cu, (b) $\beta_1$ - Ni <sub>3</sub> Si ve (c) $\delta$ -Ni <sub>2</sub> Si .....	16
Şekil 1.13. Alaşım elementlerinin bakırın iletkenliğine etkisi .....	17
Şekil 1.14. Çökelti sertleşebilen alaşımlar için tipik bir ısıl işlem çevrimi.....	20
Şekil 1.15. A-B ikili faz denge diyagramı.....	21
Şekil 1.16. Bir çökelti partikülünün plastik deformasyon sırasında dislokasyonlar tarafından kesilmesinin şematik gösterimi .....	23
Şekil 1.17. Orowan mekanizmasına göre çökelti-dislokasyon etkileşimini gösteren şematik bir görüntü .....	24
Şekil 2.1. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının su verilmiş konumuna ait IM görüntüleri; (a-i) NS1-NS9.....	27
Şekil 2.2. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının 500 °C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı özellik değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik.....	28
Şekil 2.3. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının 500 °C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı özellik değişimi; (a) sertlik, (b) elektriksel iletkenlik ve (c) mukavemet - % uzama .....	28
Şekil 2.4. (a-c) 500 °C sıcaklıkta 2 saat yaşlandırılmış Ni:Si oranı 4.2–4.5 olan Corson alaşımına ait TEM görüntüleri ve (d) mikron altı boyutta bulunan nikel silisitlerin morfolojileri .....	29
Şekil 2.5. 500 °C sıcaklıkta 2 saat yaşlandırılmış Cu-Ni-Si alaşımında nikel ve silisyum segregasyonu nedeni ile nikel silisit oluşumunu gösteren 3D atom haritalama görüntüleri .....	29

Şekil 2.6. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1.....	30
Şekil 2.7. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının su verme konumlarına ait mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1 .....	31
Şekil 2.8. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının yaşlandırma konumlarına ait mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1 .....	31
Şekil 2.9. Toz metalurjik olarak farklı Ni:Si oranlarında üretilmiş Cu-Ni-Si alaşımlarının özellikleri .....	31
Şekil 2.10. Farklı termo-mekanik işlem görmüş bir Cu-Ni-Si alaşımında mekanik özelliklerin değişimi .....	32
Şekil 2.11. Corson alaşımlarının döküm konumlarına ait IM görüntüleri; (a) Cu-8.0Ni-1.8Si, (b) Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg, (c) Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al ve (d) Cu-6.0Ni-1.8Si-0.5Al-0.15Mg.....	33
Şekil 2.12. Corson alaşımlarının döküm (a ve c) ve homejenize konumlarına (b ve d) ait IM görüntüleri; (a ve b) Cu-6.0Ni-1.0Si ve (c ve d) Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al.....	34
Şekil 2.13. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının homojenizasyon sonrası SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama (b-d) .....	35
Şekil 2.14. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının 400 °C sıcaklıkta 1 saat yaşlandırılması sonrası mikroyapısına ait TEM görüntüleri; (a) $\beta$ -NiAl çökeltisi ve (b) difraksiyon paternleri .....	35
Şekil 2.15. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının 450 °C sıcaklıkta 1 dakika yaşlandırılması sonrası mikroyapısına ait 3D atom prob tomografisi .....	36
Şekil 2.16. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının 500 ve 550 °C sıcaklıklarda farklı sürelerde yaşlandırılması sonrası mikroyapılarına ait TEM görüntüleri; (a-c) 500 °C ve (d-f) 550 °C .....	36
Şekil 2.17. Modifiye edilmiş bazı Corson alaşımları için 450°C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı olarak özellik değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik.....	37
Şekil 2.18. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımının döküm (a) ve homojenizasyon işlem sonrası mikroyapılarına ait IM görüntüleri, (c) matriks içerisinde sınırlarda bulunan ikincil faza ait bir SEM görüntüsü, (d-i) ikincil faza ait elementel haritalama ve (j) çizgi analizi.....	38
Şekil 2.19. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımının 450 °C sıcaklıkta 15 dakikalık yaşlandırılması ile matriksinde gözlenen $\beta$ - Ni <sub>3</sub> Si çökeltilerini gösteren TEM görüntüleri.....	39
Şekil 2.20. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımının 480 °C sıcaklıkta 6 saatlik yaşlandırılması ile matriksinde gözlenen $\delta$ -Ni <sub>2</sub> Si çökeltilerini gösteren TEM görüntüleri.....	39
Şekil 4.1. Alaşımlara ait DTA termogramları.....	44
Şekil 4.2. Döküm alaşımlarının parlatılmış konumuna ait IM görüntüleri; (a) CNS, (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg .....	45
Şekil 4.3. Döküm alaşımlarına ait XRD sonuçları.....	46
Şekil 4.4. Döküm alaşımlarının katılma yapısında bulunan ikincil fazların miktarsal değişimi .....	46

Şekil 4.5. Döküm alaşımlarının dağlanmış konumuna ait IM görüntüleri; (a) CNS, (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg .....	47
Şekil 4.6. Döküm alaşımlarına ait SDAS değerleri.....	48
Şekil 4.7. Döküm alaşımlarına ait tane boyutları .....	48
Şekil 4.8. Döküm alaşımlarının dağlanmış konumuna ait SEM görüntüleri; (a) CNS (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg .....	49
Şekil 4.9. CNS alaşımının katılaşma yapısını gösteren SEM görüntüleri; (a) $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde sınırlarda bulunan ve sıvıdan kristallenen kaba silisitler ve (b) katıdan çökelen ince boyutlu silisitler .....	49
Şekil 4.10. CNS alaşımında bulunan silisitlere ait EDS spektrumları; (a) “1” nolu faz ve (b) “2” nolu faz .....	50
Şekil 4.11. CNS-Al alaşımının katılaşma yapısının SEM görüntüleri.....	50
Şekil 4.12. CNS-Mg alaşımının katılaşma yapısını gösteren SEM görüntüleri .....	51
Şekil 4.13. Alaşımların döküm konumlarına ait sertlik değerleri .....	52
Şekil 4.14. Alaşımlar için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu sertlik değişimi .....	52
Şekil 4.15. Alaşımların döküm konumlarına ait iletkenlik değerleri .....	53
Şekil 4.16. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların elektriksel iletkenlik değerindeki değişim.....	54
Şekil 4.17. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS alaşım matrisine ait SEM görüntüleri .....	55
Şekil 4.18. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS-Al alaşımının matrisine ait SEM görüntüleri .....	56
Şekil 4.19. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS-Mg alaşımının matrisine ait SEM görüntüsü.....	56
Şekil 4.20. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların için [(H/H <sub>max</sub> )*( $\sigma$ / $\sigma$ <sub>max</sub> )] değişimi.....	57
Şekil 4.21. Yaşlandırılmış alaşımlar için log[ln(1/1-f)] – log(t) diyagramı.....	59
Şekil 4.22. CNS alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi .....	60
Şekil 4.23. CNS-Al alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi.....	60
Şekil 4.24. CNS-Mg alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi.....	60
Şekil 4.25. Alaşımlar için çökeltme kinetiği eğrileri .....	61

## TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1. C70250 alaşımının temper konumuna bağlı olarak mekanik özellikleri.....	4
Tablo 1.2. C70250 alaşımının bazı fiziksel özellikleri .....	4
Tablo 1.3. Cu-Ni-Si sistemine göre özgü fazlar ve karakteristik özellikleri .....	10
Tablo 2.1. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımı için yaşlandırma sıcaklığına bağlı özellik değişimi .....	36
Tablo 3.1. Tedarik edilen alaşımların kimyasal kompozisyonları (ağ.-%).....	40
Tablo 4.1. Yaşlandırılmış alaşımlar için elektriksel iletkenlik ve çökelti miktarları .....	58
Tablo 4.2. Avrami kinetik denklemleri için belirlenen bazı değerler .....	59
Tablo 4.3. Alaşımların yaşlandırma boyunca elektriksel iletkenlik değişimleri üzerinden belirlenen Avrami kinetik denklemleri.....	59



## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

$V^P$	: Birim zamanda birim hacimde oluşan çökelti miktarı
$V_B^P$	: Birim zamanda birim hacimde çökeltilerin balans miktarı
$f$	: Çökelti partiküllerinin hacim fraksiyonu
$\sigma$	: Elektriksel iletkenlik
$G$	: Kayma modülü
$\epsilon$	: Birim şekil değiştirme alanı
$b$	: Burgers vektörü
$E1$	: Sert fazların elastite modülü
$E2$	: Yumuşak fazların elastite modülü
$\lambda$	: Çökelti arası mesafe
$\sigma_p$	: Çökelti partiküllerinin mukavemeti
$\sigma_m$	: Matriksin mukavemeti
$r$	: Çökelti partiküllerinin yarıçapı
$T_s$	: Katılma sıcaklığı
$T_L$	: Sıvılaşma sıcaklığı

### Kısaltmalar

ASTM	: American Society for Testing Materials (Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)
BSE	: Back Scattered Electron (Geri Saçılmış Elektron)
IACS	: International Annealed Copper Standard (Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardı)
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
IM	: Işık Mikroskobu
DTA	: Differential Thermal Analysis (Diferansiyel Termal Analiz)
TEM	: Transmission Electron Microscope (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
XRD	: X-Ray Diffraction (X-Işın Difraksiyonu)
OES	: Optical Emission Spectrometer (Optik Emisyon Spektrometresi)
SDAS	: Secondary Dentrite Arm Spacing (İkincil Dentrit Kolları Arası Mesafe)

## ALUMİNYUM VE MAGNEZYUM KATKISI İLE MODİFİYE EDİLMİŞ CORSON ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

### ÖZET

Bu çalışmada, yüksek Ni:Si oranına sahip döküm Corson alaşımı alüminyum ve magnezyum katkısı ile modifiye edilmiştir. Alaşımlar üzerine yapılan termal, metalurjik ve mekanik karakterizasyon çalışmaları, alüminyum ve magnezyum katkısı ile birlikte Corson alaşımın katılaşma aralığında ve tüm faz dönüşümlerinde değişimin meydana geldiğini, sıvı fazdan kristallenen ve tane sınırlarında bulunan  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si çökeltilerinin miktarsal olarak arttığını, ikincil dendrit kolları aramesafenin ve tane boyutunun azaldığını ve sertliğin artmasına karşılık elektriksel iletkenliğin azaldığını göstermiştir. Sıcak dövme sonrasında alaşımlar çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma kademelerini içeren ısıl işlemler görmüş ve yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik ve sertlikteki değişim izlenmiştir. 450 °C sıcaklıkta yaşlandırmanın ilk 1 saatinde tüm alaşımlarda  $\alpha$ -Cu matriksinde  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerinin oluşumuna da bağlı olarak önemli bir sertlik artışı gerçekleşmiştir. Magnezyum katkısı en yüksek sertlik kazanımını sağlamıştır. Yaşlandırma boyunca elektriksel iletkenlik değerlerindeki değişim kullanılarak alaşımların çökeltme kinetiği Avrami denklemlerinin eldesi ile hesaplanmıştır. Hesaplamalar alüminyum ve magnezyum katkısı ile Corson alaşımının çökeltme kinetiğinin artabildiğine işaret etmektedir.

**Anahtar Kelimeler:** Avrami Kinetiği, Corson Alaşımı, İletkenlik, Mikroyapı, Sertlik.

## **INVESTIGATION OF THE PROPERTIES OF CORSON ALLOY MODIFIED WITH ALUMINUM AND MAGNESIUM ADDITON**

### **ABSTRACT**

In this study, cast Corson alloy having high Ni:Si ratio was modified with the addition of aluminum and magnesium. Thermal, metallurgical and mechanical characterization studies on the alloys revealed that, with the addition of aluminum and magnesium, changes occurred in the solidification range of the Corson alloy and in all phase transformations,  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si precipitates crystallized from the liquid phase and located at the grain boundaries increased quantitatively, both secondary dendrite arm spacing and grain size decreased and the electrical conductivity decreased as the hardness increased. After hot forging, the alloys were heat treated, including solution annealing, quenching and aging stages, and the change in electrical conductivity and hardness as a function of aging time was monitored. In the first 1 hour of aging at 450 °C, a significant increase in hardness was observed in all alloys due to the formation of  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si precipitates in the  $\alpha$ -Cu matrix. The addition of magnesium provided the highest hardness gain. Using the change in electrical conductivity values during aging, the precipitation kinetics of the alloys were calculated by obtaining the Avrami equations. Calculations indicate that the precipitation kinetics of Corson alloy can be increased with the addition of aluminum and magnesium.

**Keywords:** Avrami Kinetics, Corson Alloy, Conductivity, Microstructure, Hardness.

## GİRİŞ

Modern teknolojideki dinamik süreç, mevcut malzemelerin sürekli iyileştirilmesine, geliştirilmesine ve yeni malzemelerin ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Bu süreç çoğunlukla malzemelerden beklenen fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerin daha da artırılması gerekliliğini ortaya koymaktadır. Günümüz otomotiv, havacılık, uzay ve enerji sektörleri başta olmak üzere mühendisliğe doğrudan ihtiyaç duyan alanlarda kullanılan malzemeler üzerine beklentiyi karşılayacak araştırmaların yaygınlaştırılması bu açıdan önem arz etmektedir. Bahsi geçen mühendislik uygulama alanlarında, çoğunlukla kullanılan bir malzeme de bakır ve alaşımlarıdır. Fiziksel metalurjik esaslar doğrultusunda mukavemeti arttırılabilen bakır ve alaşımlarının birçok metal esaslı alaşıma kıyasla sahip olduğu yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik değerleri bu malzemelerin kullanım sıklığını da belirlemektedir. Bakır alaşımları çoğunlukla otomotiv, otomasyon, elektrik ve elektronik endüstrisinde tercih edilen malzemelerdir. Bahsi geçen endüstrilerde kullanılan bakır alaşımları Cu-Cr [1], Cu-Fe-Cr [2], Cu-Cr-Zr [3], Cu-Fe-P [4], Cu-Be [5], Cu-Co-Ni-Be [6], Cu-Ni-Si [7-9] çökelti sertleştirilebilen ve gereksinim duyulan elektriksel iletkenliğe sahip niteliktedir.

Çökelti sertleştirilebilen bakır alaşımları arasında bulunan Cu-Be alaşımı, sahip olduğu yüksek çekme mukavemeti (~ 1200 MPa) ve % 22 IACS elektriksel iletkenlik değeri nedeni ile dikkat çekici bir özellik kombinasyonu içerir [10-13]. Ancak berilyum metalurjisinin toksik olması ve bu alaşımların yüksek sıcaklıklarda düşük gerilme gevşemesi göstermesi Cu-Be alaşımlarının uygulama alanlarını kısıtlayabilmektedir. Bu açıdan bakıldığında, bu alaşıma alternatif yüksek mukavemetli yüksek iletkenlik değerlerine sahip ve özellikle istenen seviyede gerilme gevşemesi sergileyebilen yeni bakır esaslı alaşımlarına ihtiyaç olduğu açıktır [14-16].

Berilyum içeren bakır alaşımlarına alternatif olarak geçmişten günümüze yapılan çalışmalar, bahsi geçen alternatif alaşımlarda 1000 MPa değerlerine ulaşabildiğini ve bu alaşımların yüksek gerilme gevşemesi sergileyebildiğini göstermiştir. Ancak bu

alařımlar için elde edilen iletkenlik deęerleri (< % 15 IACS) Cu-Be alařımına kıyasla nispeten daha dūřuktur. Tūm bunların dıřında ۆzellikle yūksel Ni:Si oranına sahip okelti sertleřtirilebilen Cu-Ni-Si alařımlarında alařımlama ve ısıl iřlem sūreleri ile yūksel mukavemet (~ 800 MPa) ve yūksel elektriksel iletkenlik deęerlerine (~ % 45 IACS) ulařılabilmektedir [11,12,15,17].

Bu tez çalışması kapsamında, yūksel Ni:Si oranına sahip ve alüminyum ve magnezyum katkısı ile modifiye edilmiş dökūm, dövme ve ısıl işlem görmüş Cu-Ni-Si alaşımlarının metalurjisi ۆzerinde durulmuştur. Termal analiz çalışmaları ile alaşımların katılaşmaları boyunca sıvıdan ve katıdan kristallenmeleri içeren tūm faz dōnūřūmleri belirlenmiştir. Katılaşma matrisi ۆzerine yapılan metalurjik analizler alaşımların mikroyapısal bileşenlerinin belirlenmesine fayda sağlamıştır. Sıcak dövülmüş alaşımların ısıl işlemler sonrası sertlik ve elektriksel iletkenlik değişimleri mikroyapısal unsurların etkisinde izlenebilmektedir. Elde edilen sertlik ve elektriksel iletkenlik değerleri toksik içermeyen bir malzeme olarak Cu-Ni-Si alaşımlarının endüstriyel birçok uygulamada mukavemet-iletkenlik gereksiniminde malzeme seçim kriterlerini sağlayabilecek düzeyde olduğunu gōstermiřtir. Aynı zamanda yaşlandırma sūresine bağlı olarak değişen okelti miktarının da bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik değerleri Avrami faz dōnūřūm kinetiğinin belirlenmesine olanak vermiştir. Bōylece modifiye elementlerin okelti sertleşebilen Cu-Ni-Si alaşımının okelme kinetiği ۆzerine etkisi de irdelenmiştir.

## 1. ÇÖKELTİ SERTLEŞEBİLEN CuNiSi ALAŞIMLARI VE FİZİKSEL METALURJİSİ

Bu bölümde, tez çalışmasında kullanılan Cu-Ni-Si alaşımlarının genel tanıtımı, kullanım alanları ve kompozisyonlarında bulunabilen bazı modifiye alaşım elementlerinin etkileri sunulacak olup, özellikle ısıl işlem süreçlerine bağlı olarak alaşımların mekanik ve fiziksel özelliklerindeki değişim mikroyapısal bileşenlerin etkisi doğrultusunda işlenecektir.

### 1.1. Cu-Ni-Si Alaşımlarının Tanıtımı ve Özellikleri

Cu-Ni-Si alaşımı Corson alaşım ailesinin bir üyesi olup, çökelti sertleştirme mekanizması ile mukavemetinin arttırılabileceği 1927'li yıllarda ortaya konulmuştur. Özellikle konnektör malzemesi olarak yaygın kullanımı 1980'li yıllara dayanmaktadır. Bu alaşım, CuNi<sub>3</sub>Si alaşımı veya C70250 alaşımı olarak da ticari bir malzeme olarak geçmişten günümüze kullanılmaktadır [9,10,12,13,18]. Alaşımın kompozisyonunda ağırlıkça % 2,2-4,2 nikel ve 0,25-1,2 silisyum yer almaktadır. Kompozisyonda aynı zamanda ağırlıkça % 0,05-0,30 magnezyum bulunabilmekte olup, bileşimde hem çinko (maks. ağırlıkça % 0,1) hem de demir (maks. ağırlıkça % 0,2) kontrol edilebilir bir aralıkta yer alabilmektedir [7,10,18,19]. Bu alaşım çoğunlukla soğuk deformasyonu takiben yaşlandırma sürecinde silisit çökeltilerinin matris içerisinde oluşturulması ile mukavemetlendirilmektedir. Alaşım yüksek seviyede sıcak ve soğuk deformasyon kabiliyetine sahip olup, sergilediği yüksek korozyon direncinden dolayı birçok kontrüksiyonda kullanım alanı bulabilmektedir. Alaşımın temper konumuna göre sahip olduğu mekanik özellikleri ile bazı fiziksel özellikleri sırası ile Tablo 1.1 ve Tablo 1.2'de listelenmiştir. Sahip olduğu bu özelliklerinden dolayı C70250 alaşımı çoğunlukla otomotiv elektrik konnektörleri, temas yayları, elektronik konnektörler, anahtarlar (switches) ve röleler başta olmak üzere birçok parçanın imalatında kullanılmaktadır [20].

Tablo 1.1. C70250 alaşımının temper konumuna bağlı olarak mekanik özellikleri [20]

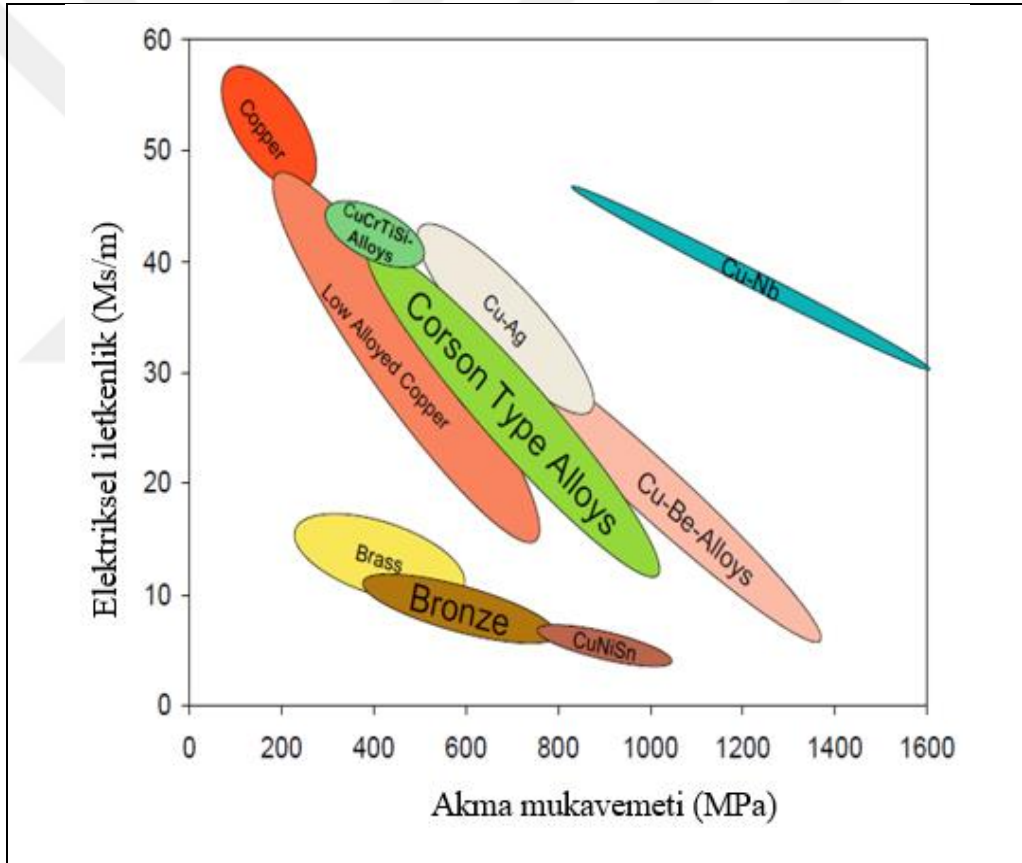
Temper	ekme mukavemeti (MPa)	Akma mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HV)
R620	620-760	500	10	180-240
R650	650-825	585	7	190-250
R690	690-860	655	5	210-250
R760	760-840	720	3	220-260

Tablo 1.2. C70250 alaşımının bazı fiziksel zellikleri [20]

Yoğunluk	8,87 g/cm <sup>3</sup>	Elastisite modül	130 GPa
Spesifik ısı kapasitesi	0,399 J/g.K	Isıl iletkenlik	190 W/m.K
Elektriksel iletkenlik	23 MS/m	Elektriksel iletkenlik	40 % IACS
Elektriksel direncin ısııl katsayısı (0 ... 100 C)	3 x 10 <sup>-3</sup> K <sup>-1</sup>	Isıl genleşme katsayısı (20 ... 300 C)	17,6x10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>

Bakır esaslı alaşımların endüstriyel uygulamalarında mukavemet ve iletkenlik gibi özellikler malzeme seçim kriteri açısından önem arz etmektedir. Bilindiği üzere, hem alaşımlama hem de deformasyon süreçleri bakır gibi yumuşak bir metalin mukavemetlendirilmesi açısından fayda sağlamaktadır. Ancak kimyasal kompozisyonunda bulunan alaşım elementlerinin türüne ve miktarına bağlı olarak her ne kadar katı ergiyik sertleşmesi ile mukavemet kazanımı sağlansa da, empürite nedeni ile iletkenlik azalmaktadır [13,14,21-23]. Soğuk deformasyon ile matriks içerisinde dislokasyon yoğunluğunun arttırılmasına yönelik bir girişim sonucu malzemenin mukavemeti artmaktadır. Ancak deformasyon nedeni ile malzeme içi kusurların arttırılması da mümkündür ve böylece iletkenlikte önemli bir değişimde gözlenebilir [24-27]. Şekil 1.1'den de görüleceği üzere, bakır esaslı alaşımlar için mukavemetin artışına katkı veren her türlü süreç alaşımların sahip olduğu iletkenliği de azaltabilmektedir. Diyagramda da görüleceği üzere, toksik olmasından dolayı nispeten üretimi ve kullanımı azaltılmaya alışan Cu-Be alaşımları ile Cu-Ag ve Cu-Ni-Si alaşımları bir rağbet aralığındadır [9]. Nispeten düşük maliyette olması, dökülebilir ve dövülebilir Cu-Be alaşımlarının ısııl işlemler sonrası ~1200 MPa seviyesinde bir mukavemetine karşılık ~ 20-25 % IACS değerine sahip olması Şekil 1.1'de tanıtılan alaşımlara kıyasla kullanımı yaygındır [7,15,18,21]. Her ne kadar Cu-Ag alaşımları da rağbet oluşturucu malzemeler olsa da ekonomik kütlesel malzeme üretimine uygun

olmamaları kullanımlarını kısıtlayabilmektedir [11,14,15]. Kompozisyonda Ni:Si oranına, modifiye elementin türüne ve miktarına ve aynı zamanda kullanılan ısıl işlem süreçlerine bağlı olarak Cu-Ni-Si alaşımlarının mukavemet-iletkenlik optimizasyonu sağlanabilmekte ve böylece Cu-Be alaşımlarına yakın / eşdeğer özellikler elde edilebilmektedir [7,12,18]. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamaları için 1950'li yıllardan günümüze geliştirilmeye çalışılan Cu-Nb ve Cu-Nb-Cr alaşımları da dikkat çekicidir. Ancak hem niobyumun hem de kromun bakır içerisinde düşük çözünürlükte olması ve konvansiyonel ergitme-katılaşma-deformasyon-ısıl işlem süreçlerine karşılık daha yüksek maliyette termo-mekanik işlem süreçleri ile üretime gereksinim duyması malzemenin yaygın kullanımını kısıtlayabilmektedir [17].

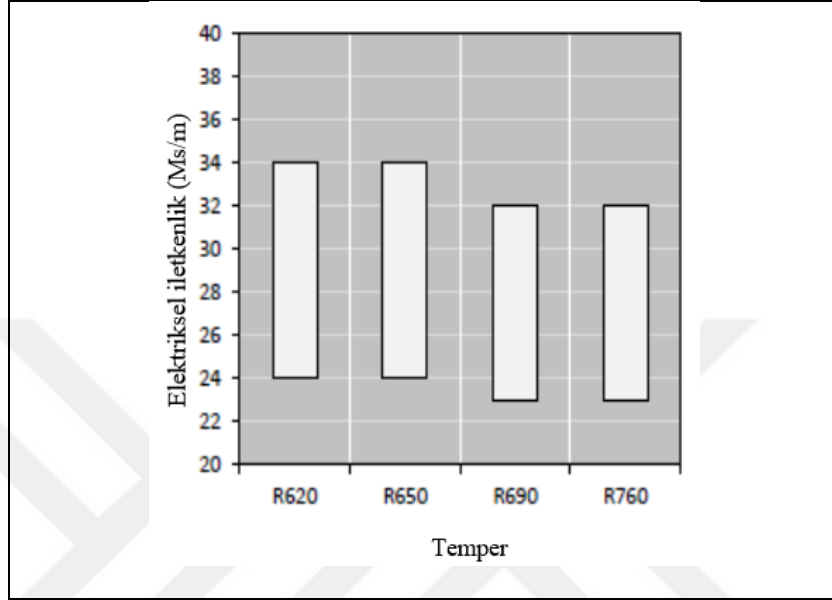


Şekil 1.1. Bakır esaslı alaşımlar için mukavemet-elektriksel iletkenlik ilişkisi [19]

Cu-Ni-Si alaşımlarının yüksek mukavemet kazanımında ve yüksek iletkenlik sergilemesinde  $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde ince dağılımlı nikel silisitlerin yer almasının büyük bir katkısı vardır. İlk nesil Corson alaşımlarından olan  $\text{Cu}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{CuNi}_2\text{SiMg}$  ve  $\text{CuNi}_3\text{Si}$  alaşımlarında ısıl işlem süreçleri sonrası 800 MPa ve üzeri akma mukavemet değerlerine ulaşılabilmiş ve bu alaşımlarda iletkenlik 45 % IACS



seviyesinin üzerine getirilmiştir [12,13,18,21]. Tablo 1.1’de de görüleceği üzere CuNi3Si alaşımının mekanik özellikleri açısından deformasyon ve ısıl işleme (temper konumuna) süreçleri oldukça önemlidir. Şekil 1.2’de temper konumuna bağlı olarak CuNi3Si alaşımının elektriksel iletkenlik değerlerindeki değişim verilmiştir [20].



Şekil 1.2. CuNi3Si alaşımı için temper konumuna göre elektriksel iletkenlik değişimi [20]

Yüksek mukavemetli Cu-Ni-Si alaşımlarının kompozisyonel tasarımında Ni:Si oranı önemlidir. Cu-Ni ikili sistemlerinde her oranda nikelin çözünmesi söz konusu iken, silisyumun bakır içerisinde çözünürlüğü düşüktür. Bir taraftan nikelin artışı katı ergiyik sertleşmesine katkı verirken, sınırlı çözünürlüğü olan silisyumun kompozisyonda miktarsal artırılması da nikel silisitlerin miktarsal değişimine neden olacaktır. Bu durumda çökelti miktarındaki herhangi bir artış mukavemetin artırılmasına neden olacaktır. Ancak geçmişten günümüze Ni:Si oranı kadar modifiye alaşım elementlerinin katkısı ile de çoklu sertleştirme mekanizmaları devreye sokularak bu alaşımların mukavemetleri artırılabilir [28,29].

Modifiye elementlerin katkısında belki de sınırlayıcı ana kriter alaşımın sahip olması gereken elektriksel iletkenlik değeridir. Cu-Ni-Si alaşımlarında iletkenliği azaltmadan mukavemeti arttırmaya yönelik alaşım elementi ilavesi ve uygun ısıl işlem süreçleri ile mukavemet geliştirilebilmektedir. Elektriksel iletkenlikten düşük miktarda kayıp ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesine yönelik Ti, Cr, Fe, Co, Mg, Al ve P gibi

alaşım elementleri Cu-Ni-Si kompozisyonunda eser miktarda kullanılmaktadır [7,13,18]. Kobalt içeren bir Corson alaşımında (CuNi1Co1Si, C70350) akma mukavemeti 850 MPa ve üzeri değerine ulaşabilmektedir. Öte yandan kompozisyonunda ağırlıkça % 5'den daha fazla çökelti oluşturuvcu elementlerin bulunması halinde Corson alaşımlarının akma mukavemetleri 900 MPa ve üzerinde olabilmektedir. Bir taraftan modifiye elementler Cu-Ni-Si alaşım matrisinde tane inceltme etkisi sunabilmekte ve diğer taraftan da aşırı plastik deformasyon süreçleri ve termo-mekanik işlemler ile Cu-Be alaşımlarına alternatif olarak yüksek mukavemetli ve yüksek elektriksel iletkenlik Corson alaşımları üretilebilmektedir [9].

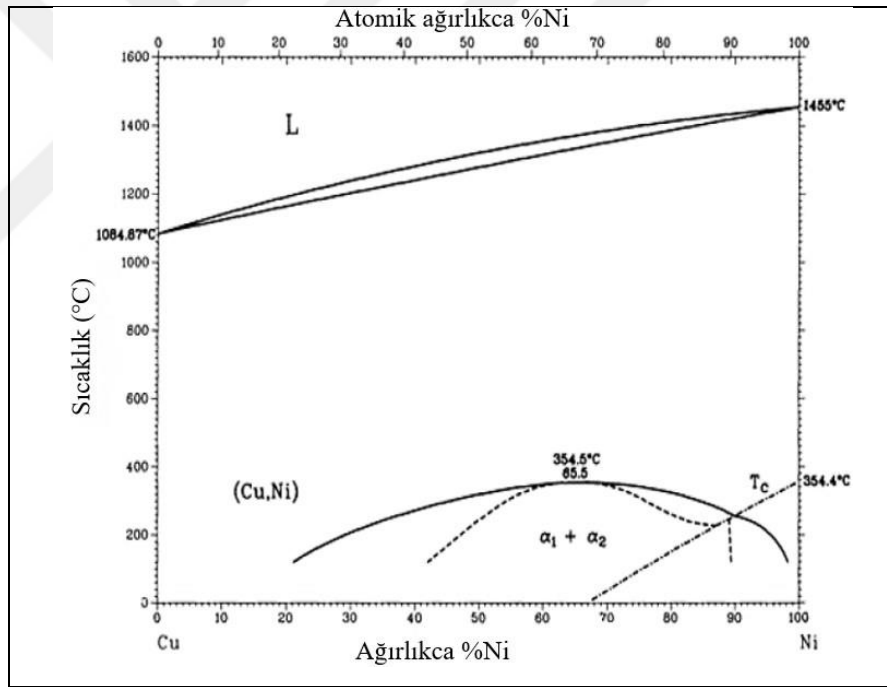
Mukavemetin ve iletkenliğin eş zamanlı geliştirilmesinde çökelti sertleştirme mekanizmasının katkısı yadsınamaz. Çözeltiye alma işlemi ile kompozisyonda bulunan tüm alaşım elementlerinin bakır matrisi içerisinde tamamen çözündürülmesi hedeflenir. Hızlı su verme yapısı ile aşırı doymuş bir katı ergiyik yapısı oluşturulmaktadır ve bu konumda malzemenin sertliği oldukça düşüktür. Aynı zamanda su verme konumunda hızlı soğuma nedeni ile bakır kafesinin çarpılması ve bakır matrisinde bulunan yoğun empürite nedeni ile iletkenlik oldukça düşük seviyededir. Yaşlandırma işlemi bir difüzyon kontrollü işlemdir ve bu işlem ile bir taraftan kafes çarpılmaları giderilmekte ve diğer taraftan da matris içerisinde mikron altı çökeltilerin oluşumu sağlanabilmektedir. Oluşan çökeltilerin türü, boyutu, miktarı ve dağılımı sertliği doğrudan etkileyecektir [7,12]. Lockyer ve Noble tarafından C70250 kompozisyonuna yakın bir Corson alaşımı üzerine yapılan bir çalışma, bahsi geçen tüm süreçlerin yapı-özellik unsurunda değerlendirilmesine olanak vermektedir. Yapılan bu çalışmada, konvansiyonel bir çözeltiye alma işlemini takiben su verme ve sonrasında da 450 °C sıcaklıkta 1-100 saatlik bir yaşlandırma işlemi ile çökelti oluşumları ve dağılımları izlenmiştir. Yaşlandırma ile matrisleri ile uyumlu, disk şeklinde ve ortorombik kristal yapıya sahip silisitlerin oluştuğu ve bu çökeltilerin sertlik artışına katkı sağladığı ortaya konulmuştur. Artan yaşlandırma süresine de bağlı olarak çökeltilerin matris ile olan uyumluluğunun giderek azaldığı ve kabalaşan çökeltilerin sertlik artışına bir katkı sağlamadığı da raporlanmıştır [10].

Görüleceği üzere Cu-Ni-Si alaşımların geliştirilmesine yönelik süreçte alaşımın fiziksel metalurjisinin çok iyi anlaşılması gerekmektedir. Bir sonraki bölümde Corson alaşımlarının kompozisyonunda bulunan alaşım elementlerinin etkileri gerek faz

diyagramları gerekse de mikroyapısal bileşenler eşliğinde tanıtılacak olup, literatürden yapılan alıntılar ile Cu-Ni-Si sistemlerinde yapı-özellik arası ilişki detaylı bir şekilde tanıtılacaktır.

## 1.2. Cu-Ni-Si Alaşımlarının Metalurjisine Genel Bir Bakış

Şekil 1.3'te verilen Cu-Ni ikili denge sistemi göz önüne alındığında, Corson alaşımları açısından kompozisyonda nikelin varlığının ne denli önemli olduğu anlaşılmaktadır. Yaklaşık 1080 °C sıcaklığın altında bakır ve nikel tüm bileşim oranlarında katı halde birbirlerinin atom kafeslerinde karşılıklı olarak çözünür. Oluşan alaşım esasen tipik bir yer alan katı ergiyiğidir. Hem bakırın hem de nikelin yüzey merkezli kristal yapıya sahip olması, atom yarıçaplarının ve elektronegatif değerlerinin benzer olması tam çözünürlüğüne katkı sağlar [30].



Şekil 1.3. Cu-Ni ikili denge diyagramı [30]

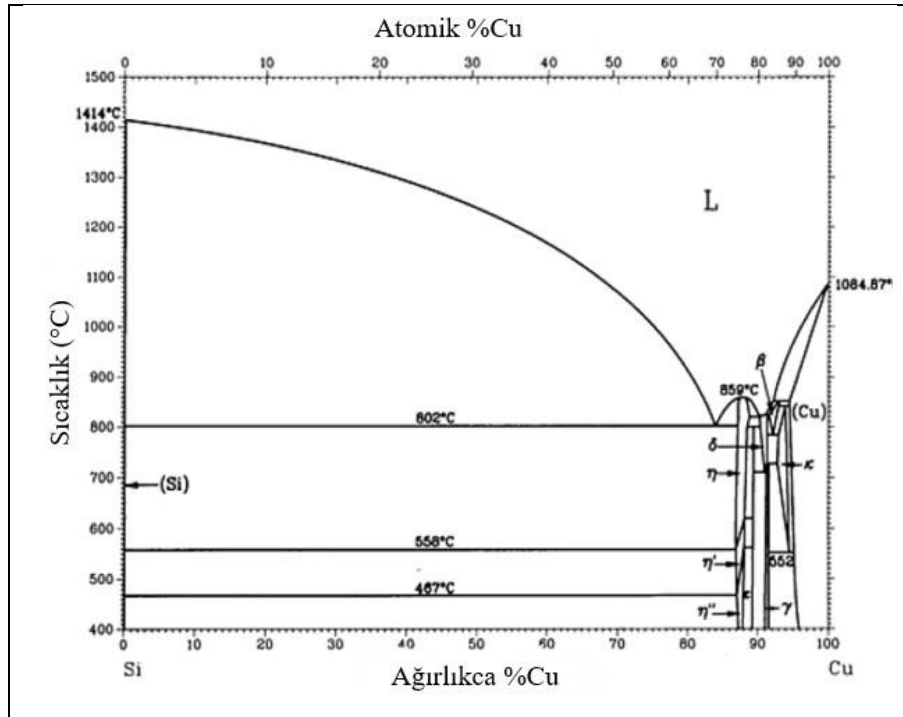
Şekil 1.4'te Cu-Si ikili denge sistemi verilmiştir [30]. Silisyumun bakır içerisinde çözünürlüğü oldukça düşüktür [31]. Çözünürlüğün oldukça düşük olması Corson alaşımlarının fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerini belirleyen silisitlerin oluşumu açısından önem arz etmektedir. Nitekim Şekil 1.5'te verilen Ni-Si ikili denge sisteminde Corson alaşımları açısından takip edilmesi gereken  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  ve  $\delta$  fazlarının var

olduğu da görülmektedir [30]. Diyagramda bulunan  $\beta_1$  ve  $\beta_2$  fazları tipik  $Ni_3Si$  çökeltisine ve  $\delta$  fazı ise  $Ni_2Si$  çökeltisine karşılık gelmektedir [24,31,32].

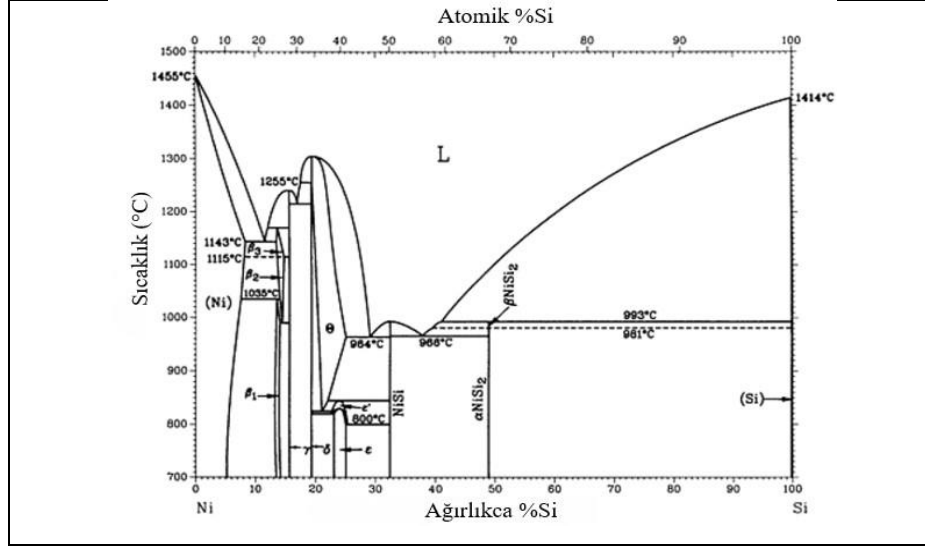
Corson alaşımlarının metalurjisinin daha da iyi anlaşılabilmesi için üçlü faz dengelerinin gözetilmesi gerekmektedir. Cu-Ni-Si alaşımına yönelik üçlü faz denge sistemleri üzerine öncül çalışmalar 1939'lı yıllarda yapılmış olup, günümüzde birçok bileşim ve sıcaklık için gereksinim duyulan ilgili faz alanlarının projeksiyon çalışmaları yapılabilmektedir [28,31].

Şekil 1.6'da Cu-Ni-Si alaşımı için bir üçlü faz denge diyagramı verilmiştir. Görüleceği üzere, her bir ikili sistem öncelikle göz önüne alındığında birbirine göre bileşimsel farklılık gösterebilen birçok faz bulunabilmektedir. Tablo 1.3'te özellikle Cu-Ni, Cu-Si ve Ni-Si sistemlerinde varolan tüm fazlar listelenmiş olup, her bir fazın kristalografik özellikleri detaylı bir şekilde verilmiştir [31].

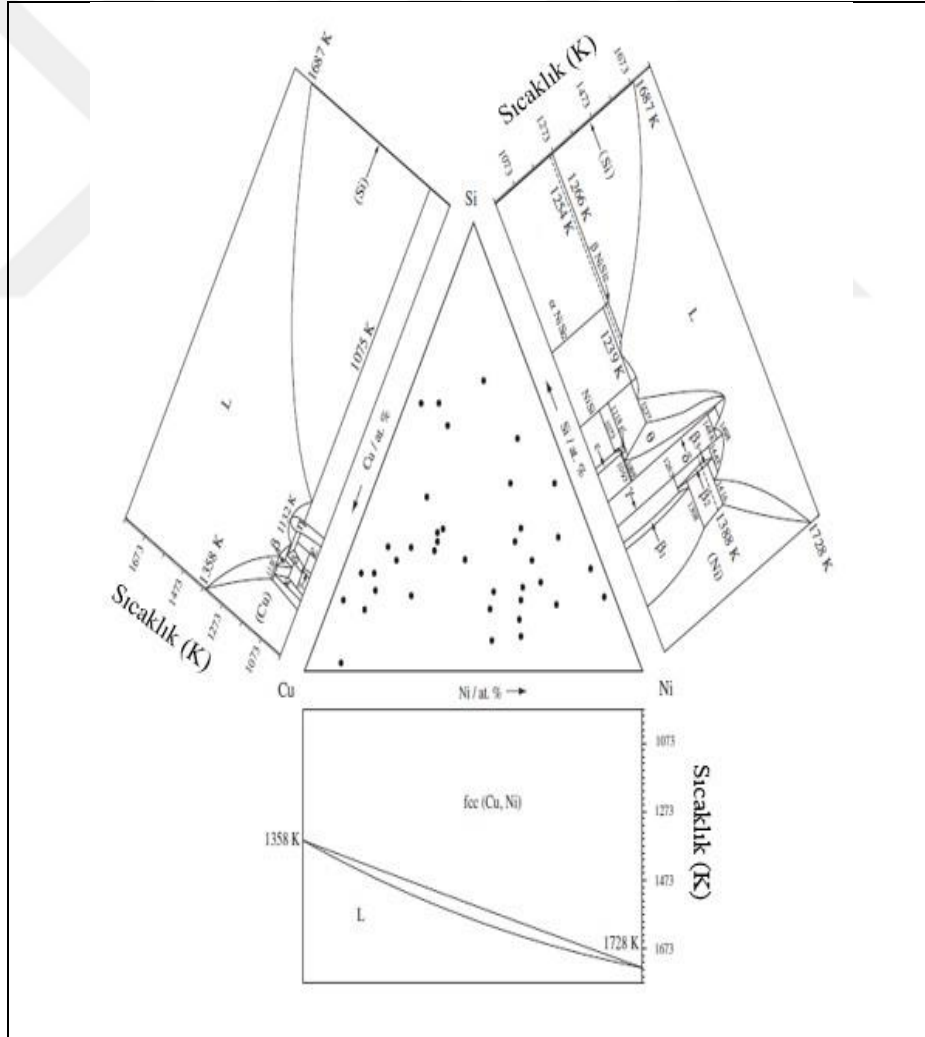
Günümüzde termodinamiksel hesaplamalara dayalı olarak Şekil 1.7'de örneklendiği üzere bileşimsel sınırlar dahilinde ve herhangi bir sıcaklıkta Cu-Ni-Si alaşımlarının faz dengeleri incelenebilmektedir [24].



Şekil 1.4. Cu-Si ikili faz diyagramı [30]



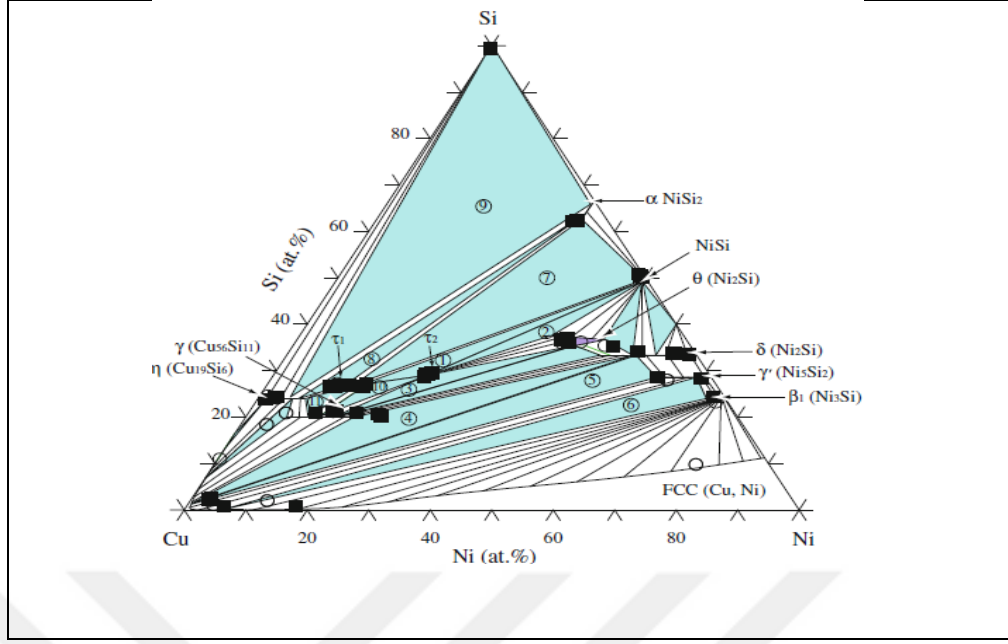
Şekil 1.5. Ni-Si ikili faz diyagramı [30]



Şekil 1.6. Cu-Ni-Si üçlü faz denge diyagramı [31]

Tablo 1.3. Cu-Ni-Si sistemine göre özgül fazlar ve karakteristik özellikleri [31]

Sistem	Faz	Pearson Sembolü	Protetip
Cu-Ni	(Cu)	cF4	Cu
	(Ni)	cF4	Cu
Cu-Si	(Cu)	cf4	Cu
	$\kappa$ (Cu <sub>7</sub> Si)	hP2	Mg
	$\beta$ (Cu <sub>6</sub> Si)	cI2	W
	$\gamma$ (Cu <sub>5</sub> Si)	cI20	-
	$\delta$ (Cu <sub>5</sub> Si)	Tetragonel	$\beta$ Mn
	$\epsilon$ (Cu <sub>15</sub> Si <sub>4</sub> )	cI76	$\epsilon$ (Cu <sub>15</sub> Si <sub>4</sub> )
	$\eta$ (Cu <sub>3</sub> Si)	Rombohedral	-
	$\eta'$ (Cu <sub>3</sub> Si)	Rombohedral	-
	$\eta''$ (Cu <sub>3</sub> Si)	Ortorombik	-
	(Si)	cF8	C (Elmas)
Ni-Si	(Ni)	cF4	Cu
	$\beta_1$ (Ni <sub>3</sub> Si)	cP4	AuCu <sub>3</sub>
	$\beta_2$ (Ni <sub>3</sub> Si)	cP2	CsCl
	$\beta_3$ (Ni <sub>3</sub> Si)	oP16	Fe <sub>3</sub> C
	$\gamma$ (Ni <sub>31</sub> Si <sub>12</sub> )	hP43	(Ni <sub>31</sub> Si <sub>12</sub> )
	$\theta$ (Ni <sub>2</sub> Si)	hP6	Ni <sub>2</sub> In
	$\delta$ (Ni <sub>2</sub> Si)	oP12	CoSi <sub>2</sub>
	$\epsilon$ (Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> )	Oc80	Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>
	$\acute{\epsilon}$ (Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> )	-	-
	NiSi	oP8	MnP
	$\beta$ NiSi <sub>2</sub>	-	-
	$\alpha$ NiSi <sub>2</sub>	cF12	CaF <sub>2</sub>
	Si	cF8	C (Elmas)
Cu-Ni-Si	$\tau_1$	-	-
	$\tau_2$	-	-

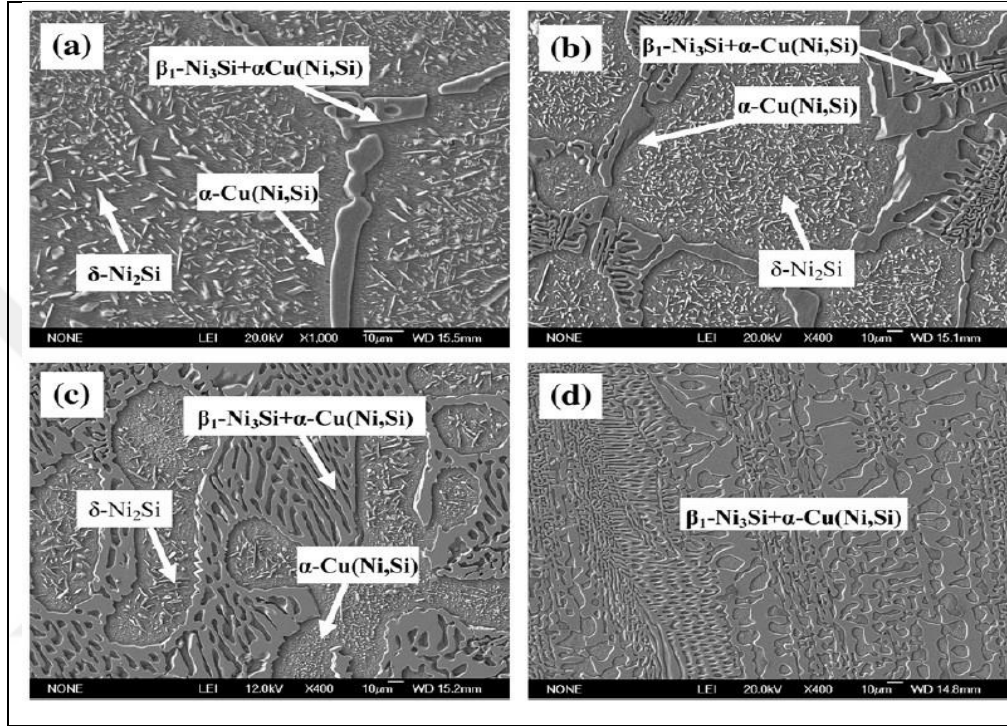


Şekil 1.7. Cu-Ni-Si sisteminde 700 °C için hesaplanan bir izotermal kesit [24]

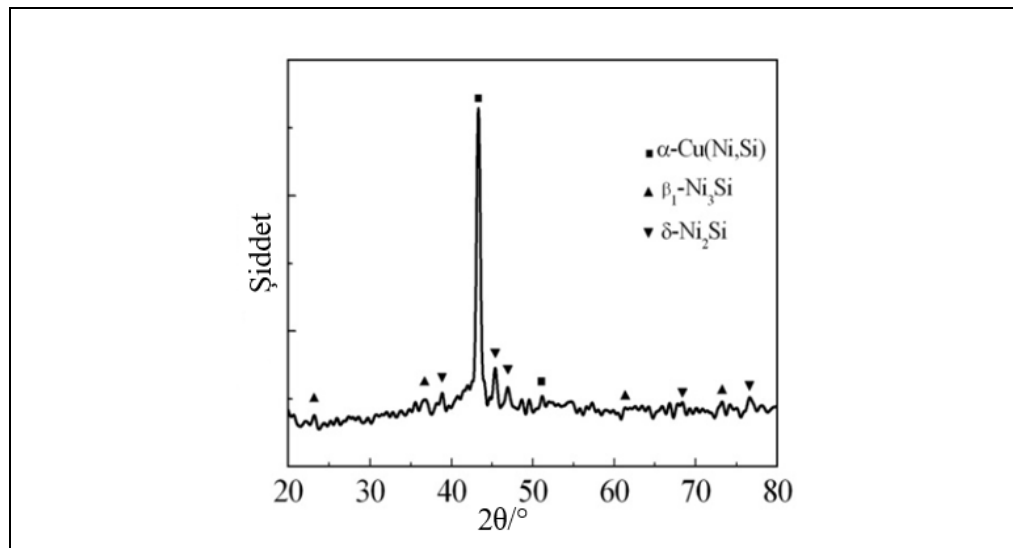
Cu-Ni-Si alaşımlarının üretiminde ergitme-katılaşma süreçleri ve sonrasında plastik şekil verme yöntemleri kullanılarak herhangi bir form verme söz konusudur. Form verilmiş malzemelerin konvansiyonel ısıl işlem uygulamaları sonrasında mukavemet-iletkenlik optimizasyonu sağlanarak bir kontrüksiyon parçası olarak kullanımı da kaçınılmazdır. Bu açıdan bakıldığında, özellikle döküm yapısına özgü mikroyapısal bileşenlerin belirlenmesi sonrasındaki prosesleme sürecinde yapı-özellik kurgusunun yapılabilmesi açısından önem arz etmektedir.

Şekil 1.8’de farklı bakır içeriğine ve Ni:Si oranlarına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının katılaşma yapılarına ait SEM görüntüleri verilmiştir. Cu-Ni-Si alaşımlarının katılaşma davranışının anlaşılması üzerine yapılan bu çalışmada, ağırlıkça % 90 Cu içeren alaşım için Ni:Si oranı 8.62:1.38 iken % 80 Cu içeren alaşım için bu oran 17.25:2.75’dir. Aynı zamanda bu çalışmada, ağırlıkça % 60 Cu içeren ve Ni:Si oranı 34.50:5.50 olan bir Corson alaşımı yanısıra ağırlıkça % 40 Cu içeren ve Ni:Si oranı 51.74:8:26 olan bir kompozisyon da çalışılmıştır. Verilen SEM görüntülerinden de görüleceği üzere, Cu (ağ.-%) miktarı değiştikçe mikroyapı içerisinde bulunan bileşenlerin morfolojisi de değişebilmektedir. Şekil 1.8a-c’de verilen mikroyapılar birbirine benzer karakteristikte iken, Şekil 1.8d’de verilen yapı farklılık içermektedir. Mikroyapısal bileşenler SEM mikroyapıları üzerinde işaretlenmiş olup, Şekil 1.9’da verilen XRD datası ile de fazlar kanıtlanmıştır. Ağırlıkça % 90 Cu içeren alaşımın katılaşma

yapısında belirli miktarda nikel ve silisyum çözünlüğü de gösteren  $\alpha$ -Cu(Ni,Si) fazına ek olarak  $\beta_1$ -Ni<sub>3</sub>Si ve  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si fazları yer almaktadır (Şekil 1.8a). Bu fazlar, Şekil 1.8b ve c’de verilen katılaşma yapılarında da bulunmaktadır. Ancak ağırlıkça % 40 Cu içeren alaşımın katılaşma yapısında sadece  $\alpha$ -Cu(Ni,Si) ve  $\beta_1$ -Ni<sub>3</sub>Si fazları gözlenmiştir [33].



Şekil 1.8. Farklı ağırlıkça % Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının katılaşma yapıları; (a) 90, (b) 80, (c) 60 ve (d) 40 (ağ.-%) [33]



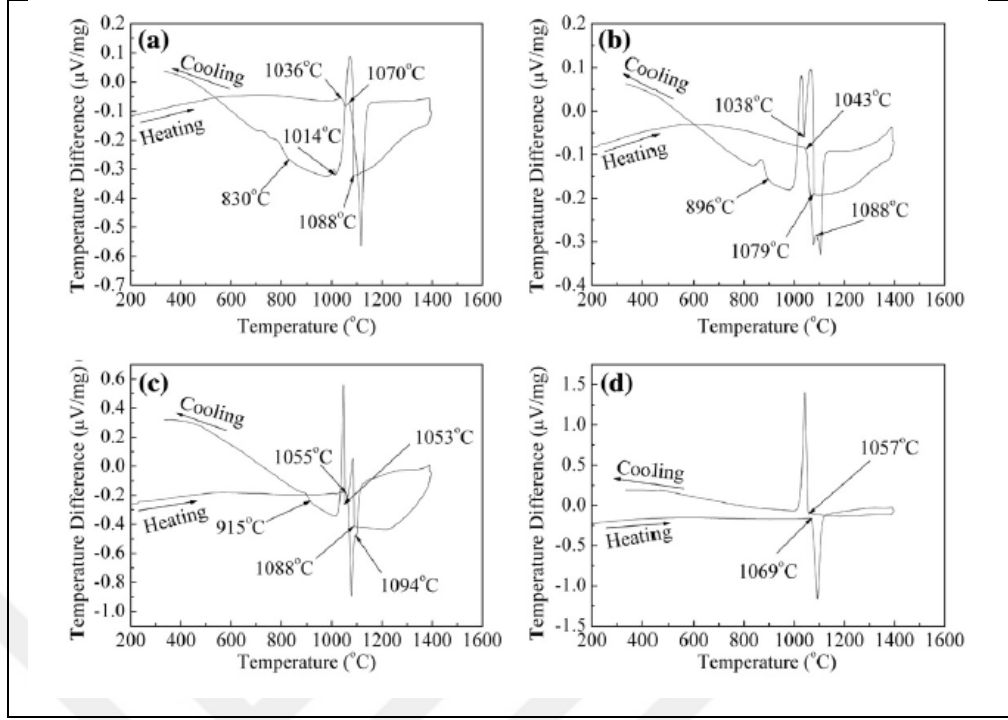
Şekil 1.9. Ağırlıkça % 90 Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımının katılaşma yapısına ait XRD datası [33]



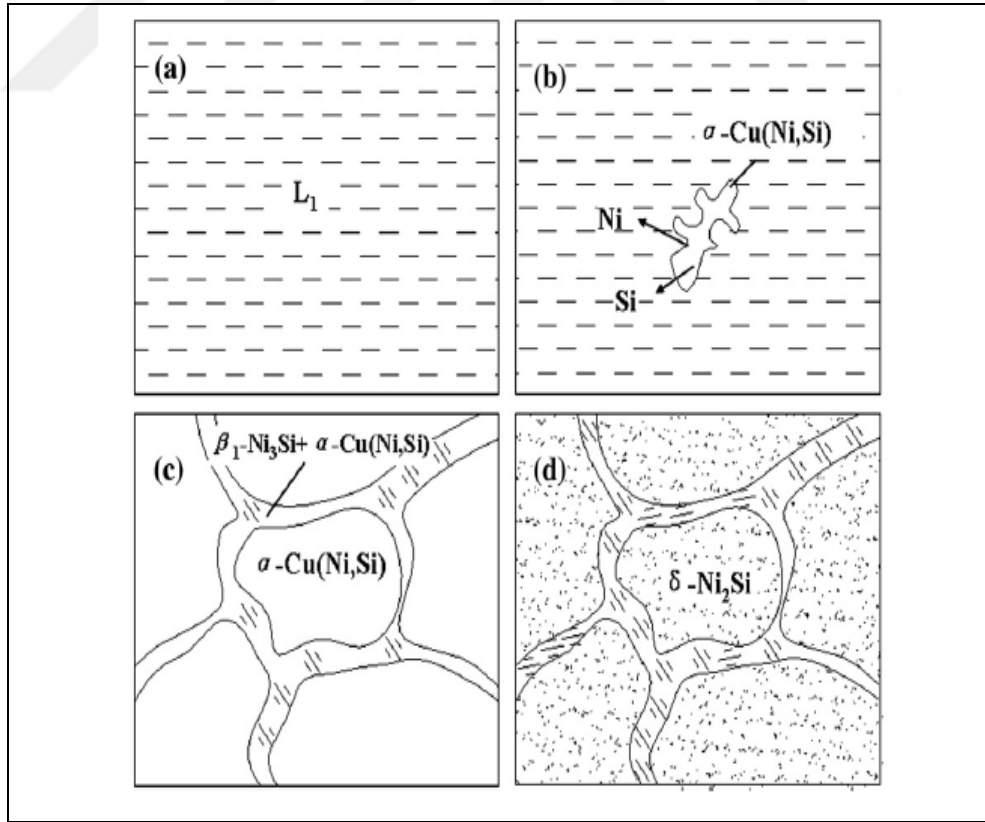
Farklı bakır ve Ni:Si oranlarına sahip alaşımların kristalizasyon süreçleri diferansiyel termal analiz (DTA) çalışmaları ile belirlenmiş olup, Şekil 1.10'da verilen termogramlar sıvı fazdan başlayarak oda sıcaklığına kadar tüm kristalizasyonu her bir alaşım için ortaya koymuştur. Şekil 1.10a-c'de verilen termogramlar dikkate alınacak olunursa, ağırlıkça % 40'tan daha yüksek bakır içeren alaşımlar için her soğutma döngüsü sırasında üç faz geçişi vardır. Özellikle bakır içeriğinin bir fonksiyonu olarak da değerlendirilecek olunursa, ağırlıkça % 60-90 Cu içeren alaşımlar için ilk faz geçişi saf bakırın ergime noktasına yaklaşık değerinde olan 1079 - 1088 °C arası sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Bu sıcaklık aralığında gözlenen faz dönüşümü Cu-ca zengin birincil fazın çekirdeklenmesi olarak değerlendirilir. Azalan sıcaklıkla birlikte sıvı fazdan  $\beta_1$ -Ni<sub>3</sub>Si (1035 °C) veya  $\beta_2$ -Ni<sub>3</sub>Si (1115 °C) fazlarının oluşumu söz konusudur. Ancak azalan sıcaklıkla birlikte  $\beta_2$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının tamamen  $\beta_1$ -Ni<sub>3</sub>Si fazına dönüşümü söz konusudur [33].

Tüm bunların dışında sıcaklığın 830-915°C olması halinde ise katı fazdan  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si fazının oluşumu gerçekleşmektedir. Şekil 1.10d'den görüleceği üzere, kompozisyonunda ağırlıkça % 40 bakır içeren alaşım için ısıtma işleminde sadece endotermik bir pik ve soğutma işleminde ekzotermik bir pik gözlemlenmiştir. Bu ise ağırlıkça % 40 bakır içeren Cu-Ni-Si alaşımının soğutma döngüsünde sadece bir faz geçişinin meydana geldiği anlamına gelir. Faz geçişine karşılık gelen sıcaklık, saf bakırın ergime noktasından (1089 °C) ve  $\beta_2$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının (1115 °C) ergime noktasından daha düşük (1057 °C) bir değerdedir. Bu faz geçişi, hem bakır açısından zengin  $\alpha$ -fazının hem de  $\beta_2$ -Ni<sub>3</sub>Si intermetalik fazın eşzamanlı çökmesi ile açıklanabilir [33].

Yüksek bakır içeriğine sahip alaşımlar için Şekil 1.11'de katılaşmanın modellenmesine ait şematik görüntüler verilmiştir. Görüleceği üzere, sıvı faz içerisinde çekirdeklenme öncelikle Cu-ca zengin faz  $\alpha$ -Cu(Ni,Si) oluşumuna olanak vermekte ve birincil fazı oluşturmaktadır (Şekil 1.11a). Katılaşma sürecinde kalan sıvının kompozisyonu birincil fazdan Ni ve Si atomlarının difüzyonu nedeniyle ötektik kompozisyonuna oldukça yakındır (Şekil 1.11b). Sıcaklığın daha da azalması ile birlikte ötektik bir reaksiyon ile kalan sıvıda ötektik reaksiyon  $\alpha$ (Cu,Ni)+Ni<sub>3</sub>Si yapısı oluşur. Tüm sıvı-katı dönüşümleri tamamlandıktan sonra  $\alpha$ -Cu(Ni,Si) katı ergiyiğinden  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si fazı çökme reaksiyonu ile oluşur [33].



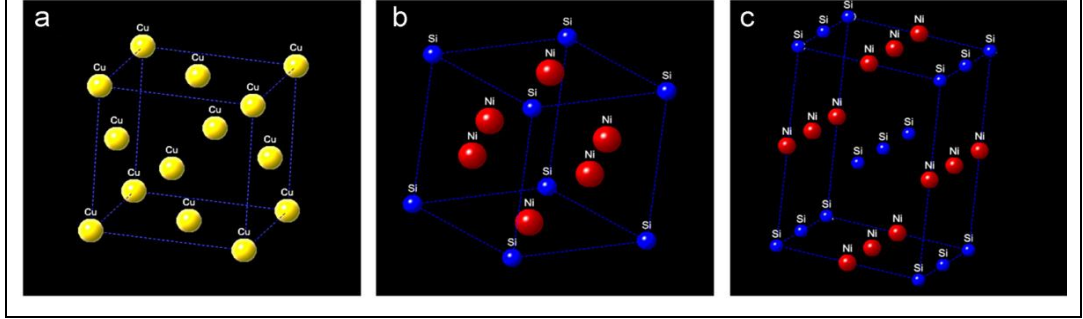
Şekil 1.10. Farklı ağırlıkça % Cu içeriğine sahip Cu-Ni-Si alaşımlarına ait DTA termogramları; (a) 90, (b) 80, (c) 60 ve (d) 40 (ağ.-%) [33]



Şekil 1.11. Yüksek bakır ve Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımları için katılaşmanın modellenmesi [33]

### 1.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Bakır esaslı malzemelerin kimyasal kompozisyonlarında bulunan elementler esasen iki temel gereksinime etki etmektedir. Bu gereksinimlerden birincisi, malzemenin mekanik özelliklerini arttırmaktır. Cu-Ni-Si alaşımı söz konusu iken bakır kafesi içerisinde hem nikel hem de silisyum atomlarının bulunması bir yeralan katı ergiyiğin oluşmasına ve böylece katı ergiyik sertleşmesi mekanizması ile bakırın sertleştirilmesine katkı verecektir. Aynı zamanda azalan çözünürlük ile birlikte bu elementlerin bazı silisitleri ( $\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_2\text{Si}$ ) oluşturması da mukavemet kazanımı açısından önemlidir. Her bir elementin kafes içerisinde oturumu kadar matriks içerisinde bulunan ikincil fazların kristal yapıları ve bu yapılar içerisinde atomik konumlar kafes içi gerinimlerin artmasına da katkı sağlayacaktır. Bilindiği üzere, katı ergiyik sertleşmesinde atomların dislokasyon hareketlerini sınırlamasının yanı sıra atom oturumlarına bağlı olarak kafes gerinimlerinin büyüklüğü de mukavemet kazanımı için belirleyici unsurlardır. Şekil 1.12’de tipik bir Corson alaşımı için birim kafeste Cu, Ni ve Si atomlarının oturumları örneklenmiştir [15].



Şekil 1.12. Cu-Ni-Si alaşım matriksinde bulunan fazlar için tipik kristal yapı örnekleri; (a) Cu, (b)  $\beta_1$ -  $\text{Ni}_3\text{Si}$  ve (c)  $\delta$ - $\text{Ni}_2\text{Si}$  [15]

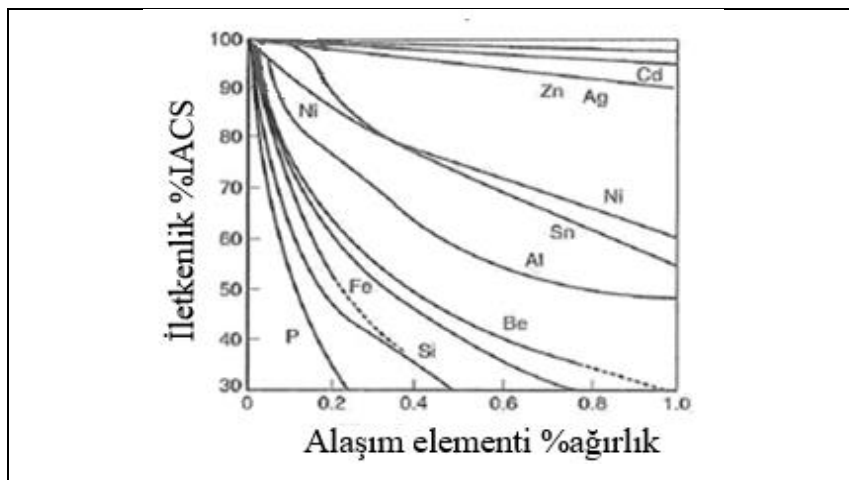
İkinci bir gereksinim olan iletkenlik ise esasen empürite atomlarının miktarına ve türüne bağlı olarak deformasyon ve sıcaklıkla da değişebilmektedir. Yüksek elektriksel ve ısı iletkenliğe sahip olan bakır kendisine göre daha iletken olan gümüşe kıyasla daha ucuz bir malzeme olması açısından endüstriyel uygulama alanı daha geniştir.

Bilindiği üzere, bakırın herhangi bir element ile alaşımlandırılması sonucunda iletkenlik azalacaktır. Bakıra ilave edilmesi halinde malzemenin rekristalizasyon sıcaklığını arttıran gümüş ile belirli bir oranda katılarak özellikle bakırın üretim

sürecinde deoksidant olarak kullanılan fosfor iletkenliğin azalmasına oldukça düşük bir etkide bulunur. Şekil 1.13'te bakır alaşımlarının kompozisyonlarında bulunan birçok elementin malzemenin iletkenliğine olan etkisi verilmiştir. Görüleceği üzere, alaşım elementinin türüne ve miktarına da bağlı olarak genel eğilim bakır iletkenliğinin azalması yönündedir [34]. Metallerin iletkenliği söz konusu iken “elektron ortalama serbest yolu” önemli bir etkindir. Bu unsur ise malzemenin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak değişebilmektedir. Döküm malzemelerinin çoğunda küçük bir elektron ortalama serbest yolunun olması bu malzemelerinin düşük iletkenlikte olmasının nedenleri arasında gelir.

Katı ergiyik halinde bakıra ekstrüzyon ve çekme işlemleri gibi bazı şekillendirme işlemlerinin uygulanması elektron ortalama serbest yolunu önemli ölçüde değiştirmedikenden iletkenlikte de önemli bir değişim gözlenmez. Ancak alaşımın yaşlandırılması halinde katıdan çökeltme reaksiyonların gerçekleşmesi ve empüritelere çökelti oluşturma eğilimleri nedeni ile elektron ortalama serbest yolu artabilmektedir. Bu durumda elektron hareketi kolaylaşır ve yaşlandırma sıcaklığına ve süresine de bağlı olarak elektriksel/ısı iletkenlik artar.

Tüm bunların yanı sıra katı ergiyik halinde bakır alaşımında kafes içinde bulunan empüritelere (alaşım elementleri) kafeste çarpılmaya neden olur. Kafeste çarpılmaların var olması da elektriksel iletkenliği azaltmaktadır. Yaşlandırma işlemine bağlı olarak kafes çarpılmalarının giderilmesi ve böylece iletkenliğin artması kaçınılmazdır [35-37].



Şekil 1.13. Alaşım elementlerinin bakırın iletkenliğine etkisi [34]

Çökelti sertleşebilen bakır alaşımlarında hem mukavemetin hem de iletkenliğin eş zamanlı geliştirilmesi mümkündür. Bu tür bir optimizasyonun yapılabilmesi için alaşımlama ve ısıl işlem süreçleri belirleyici olabilmektedir. Corson alaşımlarının özelliklerinin geliştirilmesine yönelik öncül çalışmalar çoğunlukla farklı Ni:Si oranına sahip alaşımlar üzerine olsa da [29,38,39], geçmişten günümüze birçok alaşım elementinin Corson alaşımlarına bir modifiye element olarak katılması ve özelliklere olan etkisi de incelenmiştir. Literatür çalışmaları Corson alaşımlarının kimyasal kompozisyonuna Co [40], P [41], Cr [49], Zr [43], Ti [8], Sn [44], Al [15] ve Mg [11,26] gibi elementlerin belirli bir miktarda eklenmesi ile çökelti sertleşmesi mekanizmasının da devreye sokulması halinde fiziksel ve mekanik özelliklerinde gelişimin olabileceğini göstermiştir.

Bahsi geçen bu elementlerin mukavemet ve iletkenliğe etkisi değişken olabilmektedir. Corson alaşımlarının kompozisyonuna Mg, Zr ve Al gibi elementlerin eklenmesi halinde her ne kadar mukavemette artış gözlenebilse de, alaşımın elektriksel iletkenliğinde bir azalma da tespit edilmiştir [11,15,43]. Zirkonyumun eklenmesi halinde özellikle sıvıdan kristallenme ile oluşan fasetli silisitlerin varlığı alaşımın yorulma ömrünü önemli ölçüde azaltmaktadır [45].

Alaşım elementi olarak alüminyumun ve magnezyumun Corson alaşımlarına yaklaşık 0.5 (ağ.-%) seviyesinde eklenmesi katılma yapılarında tane inceltme ve silisit oluşum miktarını artırıcı etkisi de raporlanmıştır [15]. İnce taneli bir yapının Hall-Petch yaklaşımına da bağlı olarak daha yüksek mukavemet sergileyeceği açıktır [46,47]. Bu alaşım elementlerinde özellikle alüminyum ve magnezyumun yaşlandırma boyunca çökelti ( $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si) oluşum hızını ve matris içerisinde çökelti aramesafesinin azaltılması ile mukavemeti daha da arttırabilmektedir [27]. Öte yandan  $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde artan çökelti miktarına da bağlı olarak mukavemet artabilecektir [7].

Bakır esaslı alaşımların çökeltme kinetiğine geciktirici bir etkisi olan kobaltın 0.6 (ağ.-%) seviyesinde eklenmesi Corson alaşımlarında 50-60 MPa seviyesinde bir mukavemet gelişimine ve 10 % IACS seviyesinde de bir iletkenlik gelişimine katkı vermektedir [40].

Corson alaşımlarına 0.03 (ağ.-%) fosfor eklenmesi halinde katılma yapısında bir inceltme ve yaşlandırma boyunca Ni<sub>3</sub>P ve  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si gibi çökeltilerinin oluşum hızının

arttığı tespit edilmiştir. Fosforun varlığı ile aynı zamanda yaşlandırmada çökelti kabalaşması da engellenerek mukavemet korunumu sağlanabilmektedir [41,48]. Alaşım elementi olarak kromun her ne kadar bakır matriksi içerisinde çözünürlüğü oldukça düşük olsa da, özellikle çökelti oluşumunu teşviklendirmesinden dolayı 0.8 (ağ.-%) miktarında bulunması söz konusudur. Bu durumda alaşımın elektriksel iletkenliğinde önemli bir azalma olmaksızın mukavemeti arttırabilmektedir [42,49].

Corson alaşımlarına vanadyum, titanyum ve kalay gibi alaşım elementlerinin katkısı da incelenmiş olup, ağırlıkça % 0.1 V katkısı ile 180 HV sertliğine ve 56 % IACS seviyesinde iletkenliğe ulaşılmıştır [35].

Kompozisyonda ağırlıkça % 0.004 Ti olması halinde ise hem çökelti miktarı arttırabilmiş hem de çökelti ara mesafesi azaltılarak mukavemet 220 HV seviyesine ulaşmıştır [36]. Benzer olarak kompozisyonda ağırlıkça % 0.6 Sn eklenmesi malzemenin mukavemetini 340 HV değerine ulaştırmış ve birçok Corson alaşımına kıyasla daha yüksek gerilim gevşeme direnci sağlamıştır [44].

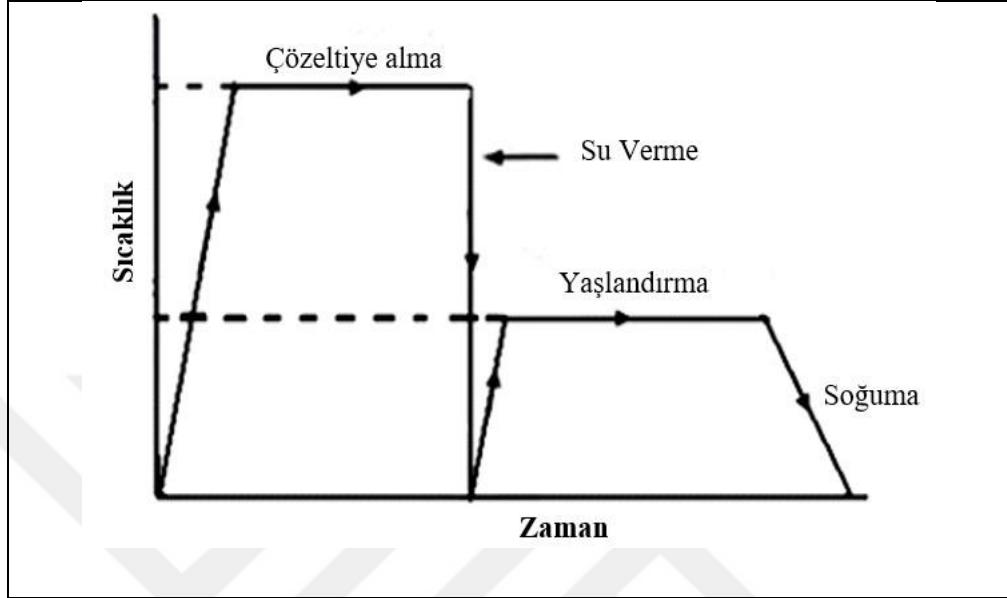
#### **1.4. Isıl İşlem Süreçleri ve Sertleştirme Mekanizması**

Cu-Ni-Si alaşımı çökelti sertleştirilebilen bakır alaşımlarından olduğundan nihai özelliklerine çözeltiliye alma, su verme ve yaşlandırma işlemlerinin etkisi vardır. Isıl işlem serisinde özellikle yaşlandırma boyunca bakır esaslı alaşımın kompozisyonunda bulunan bazı elementler aşırı doymuş katı ergiyikten çökeltme ile intermetalik oluşturabilmektedir. Bu intermetalikler matriks içerisinde bulunan dislokasyonlar ile etkileşerek malzemenin mukavemetinin artmasına katkı verir. Bu bölümde, uygulanan ısıl işlemler ve oluşan çökeltiiler üzerinden matriks mukavemetinin artışına katkı veren mekanizmalar irdelenmiştir.

##### **1.4.1. Çözeltiliye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri**

Bir alaşımın çökelti sertleşmesinde temel gereksinim öncelikle katı ergiyik içerisinde bulunan ikincil fazın çözeltiliye alma işleminde tamamen çözünmesidir. Su vermeyi takiben uygulanacak olan yaşlandırma sürecinde de matriks içerisinde çökeltme ile oluşan çökeltiilerin matriks dislokasyonları ile etkileşimi gerekmektedir. Bu açıdan bakıldığında çözeltiliye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri tipik bir ısıl işlem

çevrimine işaret etmekte olup, belirtilen proses adımları Şekil 1.14'te verilmiştir . Isıl çevrimde ikincil fazın alaşım kompozisyonuna göre seçilen yüksek sıcaklıkta çözünmesi ve azalan sıcaklıkla çözünürlüğün azalması gerekmektedir [46].

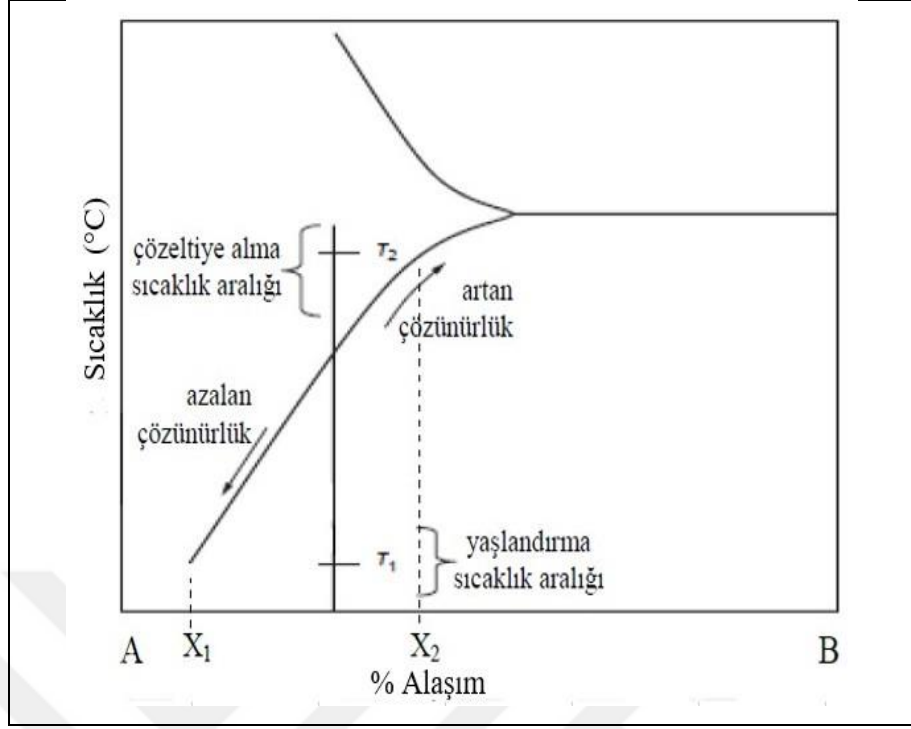


Şekil 1.14. Çökelti sertleşebilen alaşımlar için tipik bir ısıl işlem çevrimi [46]

Uygulanan ısıl işlem çevrimine bağlı olarak meydana gelen metalurjik değişimler esasen Şekil 1.15'te verilen bir A-B ikili denge diyagramı üzerinden de açıklanabilir. İkili denge diyagramında solvüs çizgisine sahip olan sistemlerde yaygın bir şekilde bu ısıl işlem uygulamaları sonrası istenen mukavemet kazanımı hedeflenir.

Şekil 1.15'den de görüleceği üzere, %  $X_2$  oranında B içeren bir alaşım  $T_2$  gibi bir yüksek sıcaklığa (çözeltiye alma sıcaklığına) ısıtılıp, daha sonra  $T_1$  sıcaklığına hızlı olarak soğutulursa alaşım bu sıcaklık seviyesinde teorik olarak %  $X_1$  oranında B içermesi gerekirken %  $X_2$  oranında B içermektedir. Bu durumda, B atomlarınınca zengin bir aşırı doymuş  $\alpha$  katı ergiyiği oluşur.

Su verilmiş alaşım matriksinde  $T_1$  sıcaklığında yapılacak olan bir yaşlandırma işleminde zamana da bağlı olarak difüzyon kontrollü denge  $\beta$  fazından farklı stokiyometrik bileşimde çökelti oluşabilir. Katıdan çökeltme reaksiyonu ile oluşan bu çökeltilerin matriks içerisinde yeniden homojen dağıtımı bu aşamada oldukça önemlidir [46].



Şekil 1.15. A-B ikili faz denge diyagramı [46]

Çökeltme işleminin ilk safhalarında oluşan çökelti mikron altı boyutlarda ve matriksleri ile uyumlu olabilmektedir. Bu safhada, hem A hem de B atomlarının birikerek bir kümelenme (cluster) yapısı oluşturması ve bu kümelenme ile  $\alpha$  fazı içerisinde lokal birim şekil değişimleri sağlanarak mukavemet kazanımı sağlanabilir. Bilindiği üzere, yaşlandırma işlemi hem sıcaklığa hem de zamana bağlı olarak gerçekleştirilir. Yaşlandırmanın ilerleyen sürecinde kümelenme yapıları bazı zonları ve bu zonlarda çökelti partiküllerini oluşturur. Bu durumda matriksi ile uyumlu çökelti partiküllerinin miktarsal artışına da bağlı olarak lokal şekil değişim miktarı da artarak mukavemetin daha artmasına neden olur. Matriks içerisinde bulunan dislokasyonlar ile bu çökelti partiküllerinin etkileşimi bahsi geçen mukavemetlendirme sürecine önemli katkıda bulunur. Matriks içerisinde bulunan mikron altı çökelti partiküllerinin ilerleyen yaşlandırma sürecinde kabalaşma eğilimine uğrar. Bu durumda kritik bir boyutun üzerinde bulunan çökelti partiküllerinin matriksleri ile olan kafes uyumluluklarında önemli bir kayıp olur. Yaşlandırma süresinin artması aynı zamanda geçiş fazlarının ve sonrasında bir denge fazının oluşumuna da neden olur. Matriksi ile uyumsuz ve kaba bir boyuta ulaşmış denge fazları esasen mukavemet kazanımına katkı vermez. Su verilmiş konumda alaşım oldukça yumuşak bir faz olup, yaşlandırma boyunca  $\alpha$  fazı içerisinde homojen dağılımlı ve belirli bir boyutta ve miktarda matriksi ile uyumlu çökelti partiküllerinin



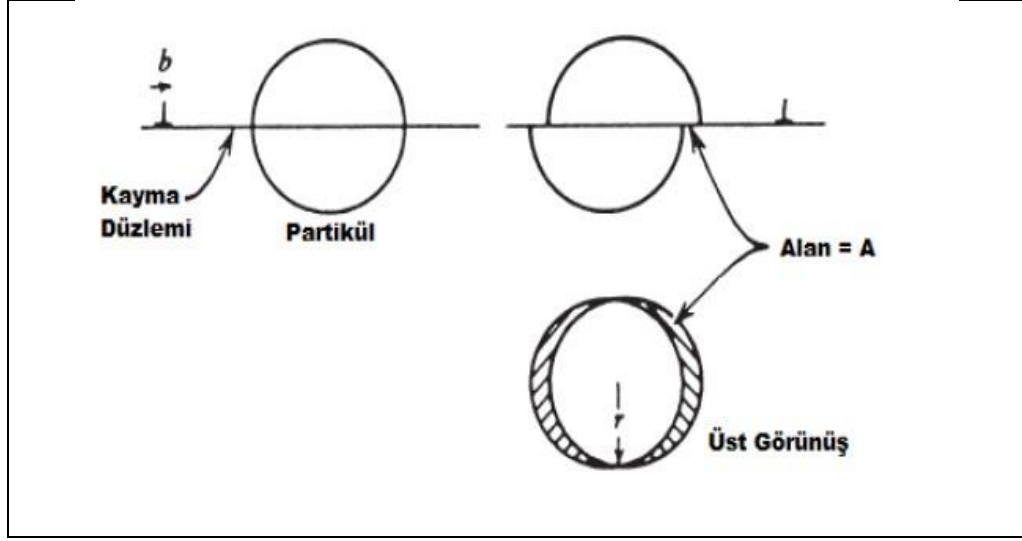
olması mukavemet kazanımı getirir. Tüm bunların dışında çökelti morfolojisi ve çökelti aramesafesi de mukavemet gelişimine etkide bulunan unsurlardır [46].

Matriks içerisinde bulunan uyumlu çökelti alışıının plastik deformasyonu sürecinde kayma düzlemlerinde dislokasyon hareketlerini engellemesi kaçınılmazdır. Bu açıdan bakıldığında, çökelti dislokasyonlar ile etkileşim mekanizmaları da önemlidir [47]. Bir sonraki bölümde, alışıının tüm bu süreçte mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yüksek seviyede katkı veren çökelti-dislokasyon etkileşimi üzerinde durulacaktır.

#### **1.4.2. Çökelti – dislokasyon etkileşimi ve mukavemetlendirme**

Fiziksel metalurjiden de bilindiği üzere, alışıının mukavemetlendirilmesinde matriksleri içerisinde bulunan dislokasyonların çoğaltılması, hareketlerinin engellenmesi ve böylece dislokasyon yoğunluğunun artırılması gerekmektedir. Yaşlandırma işlemi ile sertleştirilen alışıında yüksek mukavemetin elde edilmesinde matriks içerisinde ince ve homojen dağıtımı sağlanmış mikron altı çökelti var olması istenir. Çökelti-dislokasyon etkileşimi açısından özellikle çökelti boyutu belirleyici bir unsurdur. Bu etkileşim esasen kesme, halkalama ve çapraz kayma başta olmak üzere birçok alışıında gözlenen süreçler ile açıklanır. Bu bölümde, bu etkileşimler şematik çizim ve mukavemete etki eden parametreleri de ön plana çıkararak matematiksel eşitlikler eşliğinde işlenecektir.

Matriks içerisinde oluşan küçük çökelti (partiküller) plastik deformasyon sürecinde dislokasyonlar tarafından kesilebilmektedir. Genellikle koherent çökelti böyle bir etkileşimi sıklıkla gözlenmiştir. Şekil 1.16'da bir çökeltinin plastik deformasyon sırasında kayma düzlemindeki dislokasyonlar tarafından kesilmesi şematik olarak gösterilmiştir. Mott ve Nabarro, matriks ile çökelti partikülü arasındaki uyumsuzluktan dolayı meydana gelen bir birim şekil değiştirme alanının mukavemetin kaynağı olduğunu ortaya koymuştur. Bu durumda, teoriye göre mukavemetteki artış eşitlik 1.1'de matematiksel olarak ifade edilmiştir. Bu eşitlikte; “G” kayma modülünü, “ $\epsilon$ ” birim şekil değiştirme alanını ve “f” ise çökelti partiküllerinin hacim fraksiyonunu göstermektedir [46].



Şekil 1.16. Bir çökelti partikülünün plastik deformasyon sırasında dislokasyonlar tarafından kesilmesinin şematik gösterimi [16]

$$\Delta\sigma = 2\varepsilon Gf \quad (1.1)$$

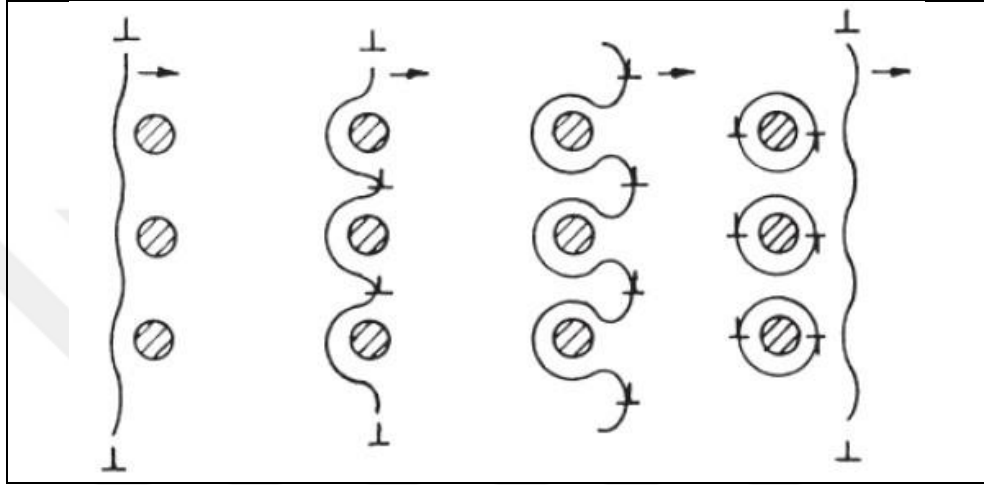
Deforme edilebilir partiküllerin oluşturduğu gerilme artışına matriks ile çökelti partiküllerinin farklı elastisite modüllerine sahip olması da etkindir. Bu fark, dislokasyonların gerilme doğrultusunu etkilemektedir ve dislokasyonların çökelti partiküllerini kesmesi için ilave gerilmenin oluşumuna neden olur. Bu teorik yaklaşım dikkate alındığında eşitlik 1.2 yazılabilir. Bu eşitlikte; “E1” ve “E2” sırası ile sert ve yumuşak fazların elastisite modülünü, “b” Burgers vektörünü ve “λ” ise çökelti arası mesafeyi ifade etmektedir [46].

$$\Delta\sigma = \frac{0,8Gb}{\lambda} \left(1 - \frac{E_1^2}{E_2^2}\right)^{1/2} \quad (1.2)$$

Çökelti ile matriks arasındaki Peierls gerilmelerinin farklılığı mukavemet artışına neden olur. Söz konusu yaklaşımda, mukavemet artışı doğrudan doğruya partiküllerin mukavemeti ( $\sigma_p$ ) ile matriksin mukavemeti ( $\sigma_m$ ) arasındaki farktan kaynaklanır. Eşitlik 1.3'te bu yaklaşımın bir matematiksel ifadesi verilmiş olup, bu eşitlikte “r” çökelti partikülünün yarıçapıdır. Eşitlik çökelti miktarındaki artışa bağlı olarak mukavemette artış olacağını da işaret etmektedir [46].

$$\Delta\sigma = \frac{5,2 \cdot f \cdot r^{\frac{1}{2}}}{G^{\frac{1}{2}}} (\sigma_p - \sigma_m) \quad (1.3)$$

Aşırı yaşlandırılmış alaşımların matriksinde büyük ve uyumsuz çökeltiler var olabilir. Orowan mekanizmasına göre, uyumsuz çökeltileri içeren bir alaşımın akma gerilmesi, dislokasyonların matriks içerisinde dağılım gösteren çökeltilerin ara mesafelerinde kıvrılarak hareket etmesi için gerekli olan kayma gerilmeleri ile ilişkilidir. Bahsi geçen dislokasyon hareketi ve çökelti-dislokasyon etkileşimi Şekil 1.17’de şematik olarak verilmiştir [46].



Şekil 1.17. Orowan mekanizmasına göre çökelti-dislokasyon etkileşimini gösteren şematik bir görüntü [46]

Şekil 1.17’den de görüleceği üzere, dislokasyon çizgileri engeller (çökeltiler) arasından ilerleyebilmek için  $\lambda/2$  yarıçapında bir büküme gereksinim duyar. Bu durumda, dislokasyon çizgisinin  $\lambda$  mesafesindeki iki engel arasından geçebilmesi için gerekli olan gerilme miktarı eşitlik 1.4’te verildiği gibi belirlenebilir. Bu eşitlikte; “ $\tau_0$ ” kayma gerilmesini ve daha önceden belirtildiği üzere “G” kayma modülünü, “b” Burgers vektörünü ve “ $\lambda$ ” çökeltiler arası mesafeyi ifade eder. Bükümü takiben dislokasyonların ilerleme doğrultularında çökelti etrafında halkalar oluşur. Deformasyon sürecinde kayma düzlemi üzerinde kayan her bir dislokasyon çökelti etrafında çoklu halka oluşumuna neden olur. Bu dislokasyon halkaları başka kaymalar meydana getirmek için gerekli olan dislokasyon kaynaklarının tersine bir gerilme yaparak dislokasyon hareketine engel teşkil etmektedir [46].

$$\tau_0 = \frac{G \cdot b}{\lambda} \quad (1.4)$$

Artan yaşlandırma süresine bağlı olarak matriks içerisinde ikincil fazların (çökeltilerin) boyutları artar. Buna bağlı olarak sabit bir hacimde çökeltiler ara

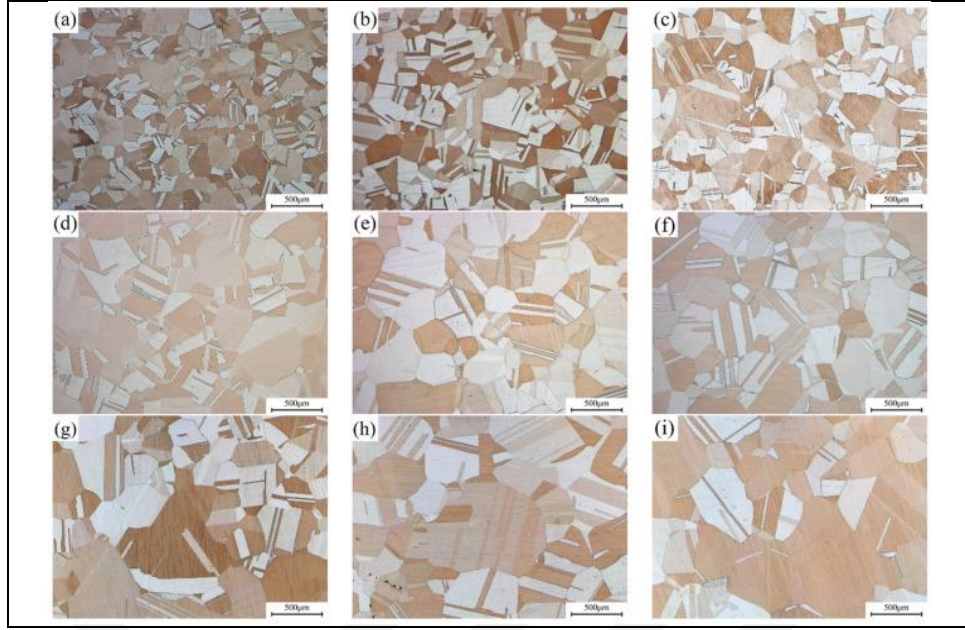
mesafesi de artar. Bu durumda, partiküllerin kesilmesi mekanizmasından ziyade halkalamanın gerçekleştiği Orowan mekanizması ile çökelti-dislokasyon etkileşiminin gerçekleşmesi muhtemeldir. Ancak, dislokasyonların partiküller arasından kıvrılarak ilerlemesi için gerekli olan gerilme, partiküllerin kesilmesi için gerekli olan gerilmeden daha düşük olduğu ve bu durumda da alaşımın mukavemetinde bir kayıp olduğu da bilinmektedir [46].



## 2. Cu-Ni-Si ALAŞIMLARINDA ISIL İŞLEM – MİKROYAPI – ÖZELLİK İLİŞKİSİ

Üstün fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklere sahip metalik malzemelerin üretiminde ısıtım uygulamalarının önemli bir katkısı vardır. Cu-Ni-Si alaşımlarının özellikle sertlik ve elektriksel iletkenlik değerlerinin geliştirilmesinde de konvansiyonel ısıtım işlemler kadar termo-mekanik işlemlerinde katkısı yüksektir. Bu bölümde, Cu-Ni-Si alaşımlarının özellikleri üzerine seçili literatür incelemelerinden alıntılar yapılarak Ni:Si oranının, çeşitli alaşım elementlerinin ilavesinin ve termo-mekanik işlemlerin etkisi incelenecektir. Böylece Corson alaşımları için alaşımlama-proses-yapı-özellik kurgusu özetlenecektir.

Bilindiği üzere Cu-Ni-Si alaşımlarında Ni:Si oranı alaşımların özelliklerini belirleyen önemli bir orandır. Daha önceden belirtildiği üzere, hem nikel hem de silisyum katı ergiyik oluşturuç elementler olarak hem de olarak nikel silisit çökeltilerini oluşumunu sağlayarak mukavemeti arttırmaktadır. Li ve arkadaşları, Cu-Ni-Si alaşımlarının mikroyapı ve özellikleri üzerine hem Ni:Si oranının hem de termo-mekanik işlemlerinin etkisini incelemiştir. Çalışmalarında kimyasal kompozisyonunda ağırlıkça % 3.20-3.40 nikel içeren ve Ni:Si oranını minimum 2.8-3.0 ve maksimum 8.0-8.3 verecek şekilde silisyum içeren ingotları üreterek sıcak deformasyon ile levha malzemeler üretmişlerdir. Levha haline getirilen alaşımlar (NS1-NS9) konvansiyonel olarak 900 °C sıcaklıkta 1 saat çözeltiye alınmış, su verilmiş ve sonrasında da 500 °C sıcaklıkta değişken sürelerde yaşlandırılmıştır. Şekil 2.1'de alaşımların su verilmiş konumlarına ait ışık mikroskop (IM) görüntüleri verilmiştir. IM görüntüleri alaşım matrislerinde eşksenli taneleri ve ikizlenmiş yapıları göstermektedir. Herhangi bir intermetalik faz gözlenmemiş olup, nikel ve silisyumun çözeltiye alma işlemi ile tamamen çözündürüldüğü kabul edilmiştir. Matris yapıları artan Ni:Si oranına bağlı olarak ortalama tane boyutunun artabileceğini göstermiştir [29].

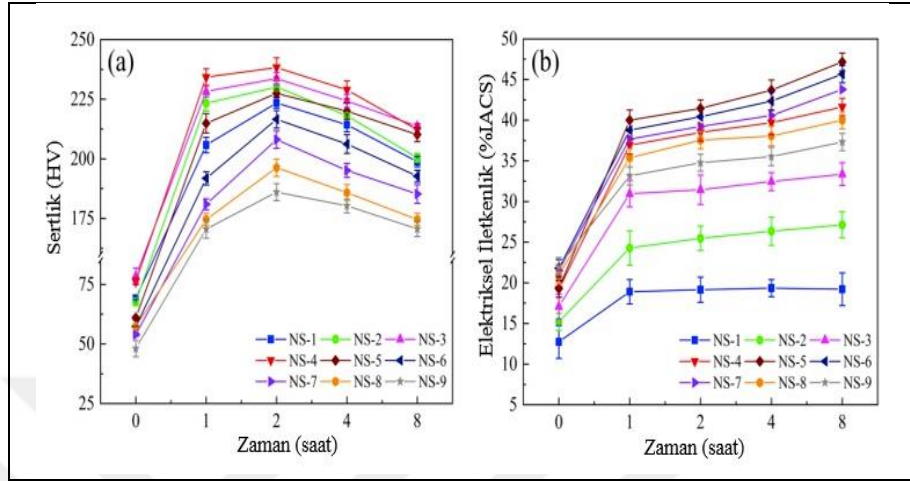


Şekil 2.1. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının su verilmiş konumuna ait IM görüntüleri; (a-i) NS1-NS9 [29]

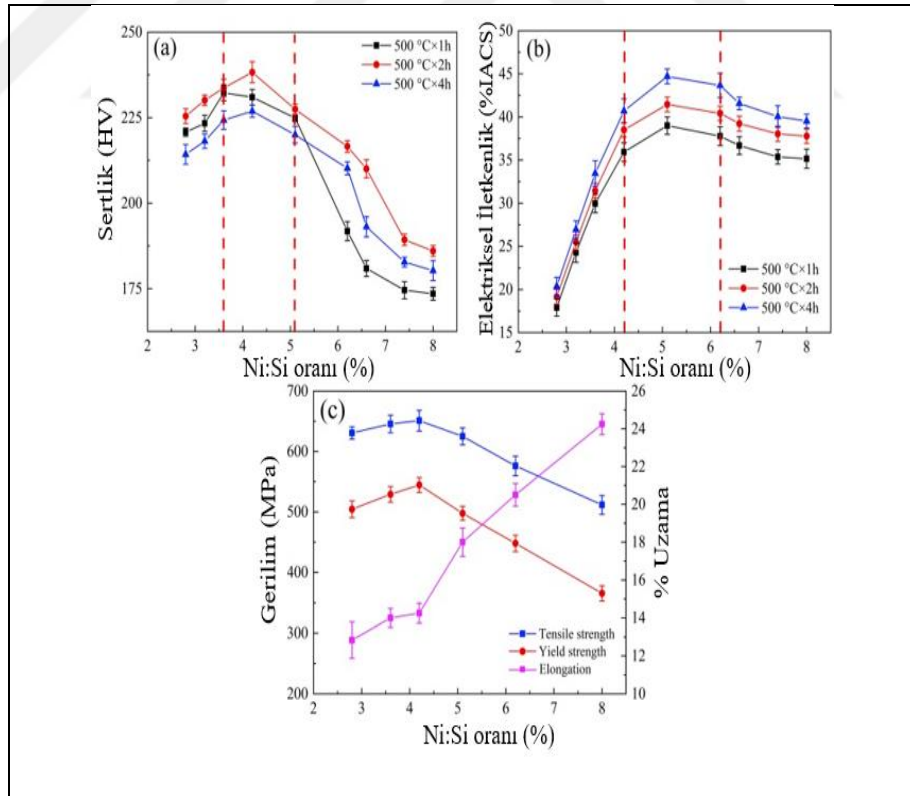
Şekil 2.2'den de görüleceği üzere, alaşımların konvansiyonel ısıl işlem süreçleri dikkate alındığında alaşım hangi Ni:Si oranında olursa olsun yaşlandırma boyunca benzer bir sertlik ve elektriksel iletkenlik değişim trendi göstermiştir. Şekil 2.2a'da verilen 500 °C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı sertlik değişim grafiğinden de görüleceği üzere, tüm Ni:Si oranlarında ilk 2 saatlik yaşlandırma sonrasında en yüksek (pik) sertlik değerine ulaşılmıştır. Çalışılan alaşımlardan NS4 malzemesinde (ağırlıkça % Ni: 3.20-3.40, Si : 0.73-0.80, Ni:Si 4.2-4.5) yaklaşık 238 HV en yüksek sertlik değerine ulaşılmıştır. Su vermeyi takiben yaşlandırma işleminde elektriksel iletkenlikte bir artışın gerçekleşmesi kaçınılmazdır ve Şekil 2.2b'de verilen grafik tipik bir yaşlandırma süresine bağlı elektriksel iletkenlik değişim grafiğini yansıtmaktadır. NS-5 malzemesinde 8 saatlik bir yaşlandırma ile maksimum ~ 48 % IACS iletkenlik seviyesine ulaşılmıştır [29].

Corson alaşımlarında Ni:Si oranının mekanik özellikler üzerine en belirgin etkisi ise Şekil 2.3'te verilen grafikler ile de anlaşılmaktadır. Görüleceği üzere Ni:Si oranının 4-5 aralığında olması en yüksek mekanik özelliklerin elde edilebileceğini göstermiştir. Bu mekanik özelliklerin elde edilmesine Şekil 2.4'te yüksek çözünürlüklü transmisyon elektron mikroskop (TEM) görüntüleri verilen ve değişken morfolojiye (çubuksu veya diskvari) sahip ortorombik kristal yapıları  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerin  $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde ince dağılımı etkindir [29].

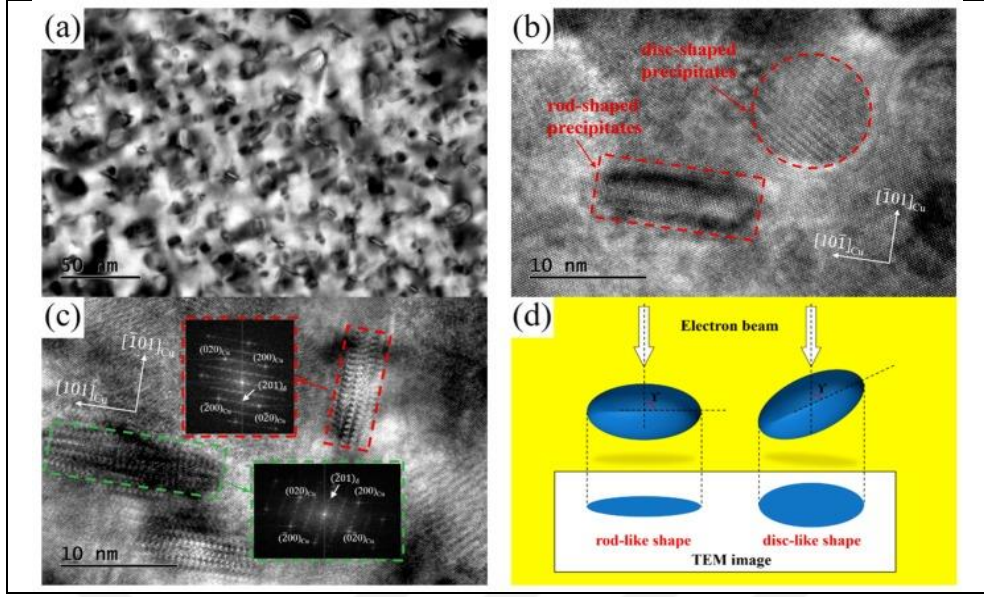
Şekil 2.5’de verilen 3D atom haritalama görüntülerinden de anlaşılacağı üzere, yaşlandırma boyunca hem nikel hem de silisyum atomlarının ortaklaşa segregasyonu bu silistlerin farklı boyutta ve morfolojide oluşumuna olanak vermektedir [29].



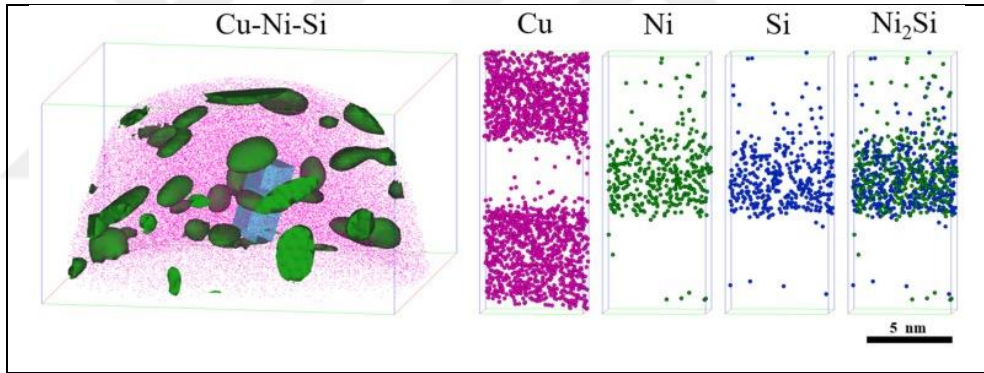
Şekil 2.2. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının 500 °C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı özellik değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik [29]



Şekil 2.3. Farklı Ni:Si oranına sahip Cu-Ni-Si alaşımlarının 500 °C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı özellik değişimi; (a) sertlik, (b) elektriksel iletkenlik ve (c) mukavemet - % uzama [29]



Şekil 2.4. (a-c) 500 °C sıcaklıkta 2 saat yaşlandırılmış Ni:Si oranı 4.2–4.5 olan Corson alaşımına ait TEM görüntüleri ve (d) mikron altı boyutta bulunan nikel silisitlerin morfolojileri [29]

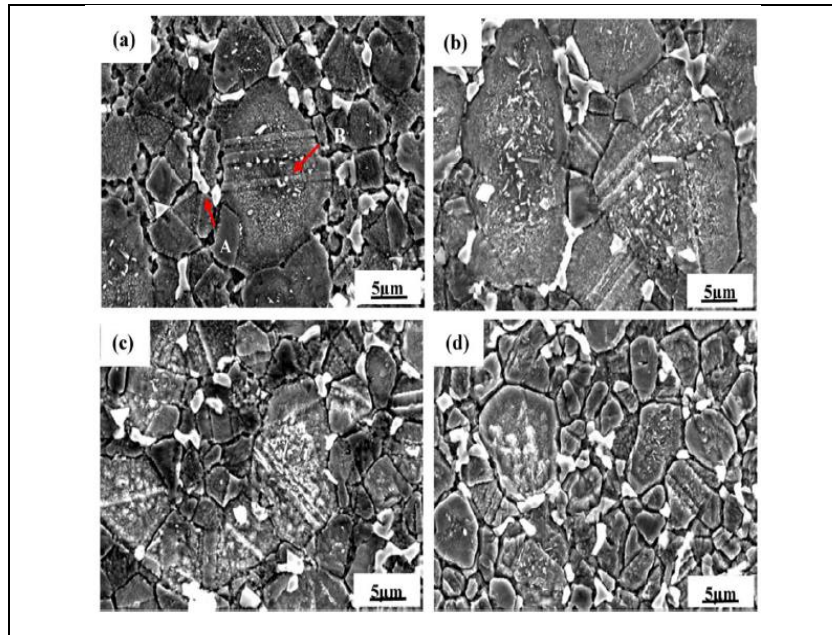


Şekil 2.5. 500 °C sıcaklıkta 2 saat yaşlandırılmış Cu-Ni-Si alaşımında nikel ve silisyum segregasyonu nedeni ile nikel silisit oluşumunu gösteren 3D atom haritalama görüntüleri [29]

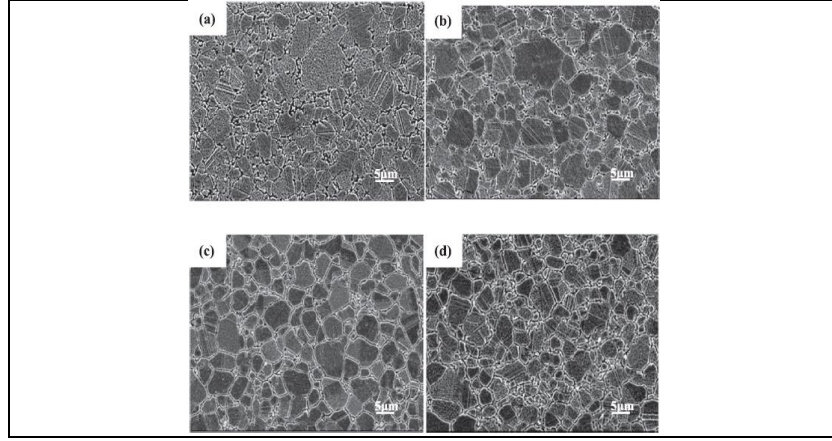
Tao ve arkadaşları farklı Ni:Si oranına sahip tipik Cu-Ni-Si alaşımlarını toz metalurjik yöntemlerle üretilmişlerdir. Çalışmalarında 2:1, 3:1, 4:1 ve 5:1 (ağırlıkça % Ni:Si) oranlarında % 99.9 saflıkta elementel tozları (1-20  $\mu\text{m}$ ) kullanarak, 960 °C sıcaklıkta 1 saat boyunca 30 MPa yük altında sıcak presleme ile alaşımları yoğunlaştırmışlardır. Yoğunlaştırılan malzemelere ait mikroyapı örnekleri Şekil 2.6'da verilmiş olup, özellikle sınırlar boyunca partiküller ve tane içerisinde iğnemsiz görünümlü çökeltiler gözlenmiştir. Çalışma kapsamında yapılan enerji dağılımlı x-ışın analizleri ve x-ışın difraktometrik ölçümler sınırlarda varolan fazın  $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$  fazı olduğunu ve çoğunlukla tane içerisinde bulunan fazın ise  $\delta\text{-Ni}_2\text{Si}$  fazı olduğunu göstermiştir. Sıcak preslenmiş



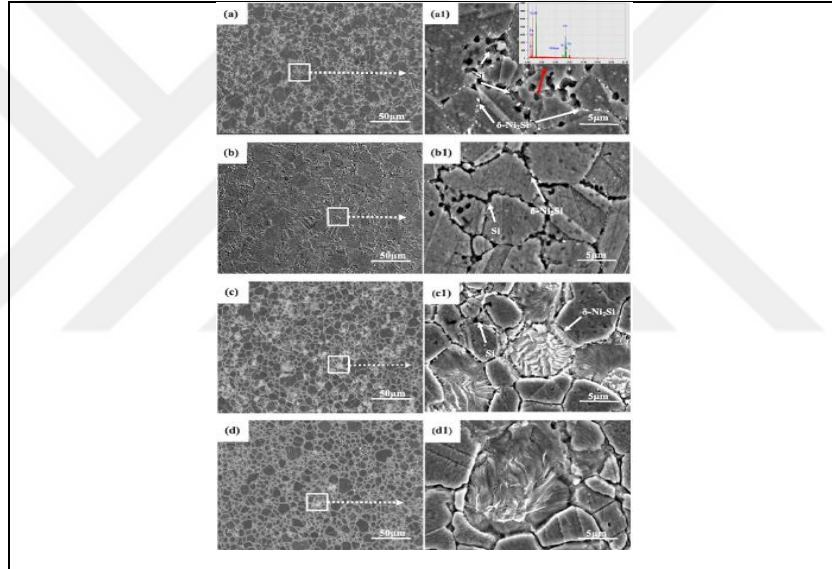
malzemeler 900 °C sıcaklıkta 2 saat çözeltiliye alınarak su verilmiş ve sonrasında da 450 °C sıcaklıkta 4 saat boyunca yaşlandırılmıştır. Şekil 2.7’de alaşımların su verme konumuna ait mikroyapıları verilmiştir ve mikroyapılar hem tane içerisinde hem de sınırlarda yer alan ikincil fazların (nikel silisitlerin) çözeltiliye alma işlemi ile çözünebildiğini göstermiştir. Yaşlandırma işlemi ile Şekil 2.8’de verilen mikroyapılardan da görüleceği üzere, alaşım matrislerinde yeniden nikel silisitlerin çökmesi sağlanabilmektedir. Prosesle ilgili olarak Cu-Ni-Si alaşımlarının sahip olduğu elektriksel iletkenlik ve sertlik değerleri de Şekil 2.9’da verilmiştir. Sinterlenmiş alaşımlarda artan Ni:Si oranına bağlı olarak elektriksel iletkenlik değeri artmakta olup, en yüksek iletkenlik değeri (33.2 % IACS) 4:1 olarak seçilen Ni:Si oranında elde edilmiştir. Ancak en yüksek sertlik (143.12 HV) ise Ni:Si oranının 3:1 olarak seçilmesi halinde alaşıma kazandırılmıştır. Çözeltiliye alınmış ve su verilmiş konumunda alaşımların elektriksel ve sertlik değerleri en düşük seviyeye indirgenmiştir. Yaşlandırma ile birlikte her iki özellikte de iyileşme gözlenmiş olup, en iyi özellik kombinasyonu (34.47 % IACS, 261.7 HV) Ni:Si oranının 4:1 olarak seçildiği alaşımda sağlanmıştır [39]. Görüleceği üzere alternatif bir üretim tekniği olan toz metalurjisi ile de Corson alaşımları üretilebilmekte ve alaşımlamanın ve proses koşullarının sunduğu mikroyapılara da bağlı olarak değişken sertlik ve elektriksel iletkenlik elde edilebilmektedir.



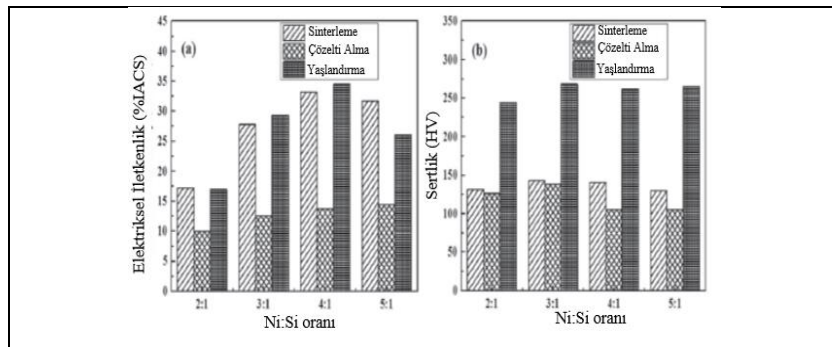
Şekil 2.6. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1 [39]



Şekil 2.7. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının su verme konumlarına ait mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1 [39]

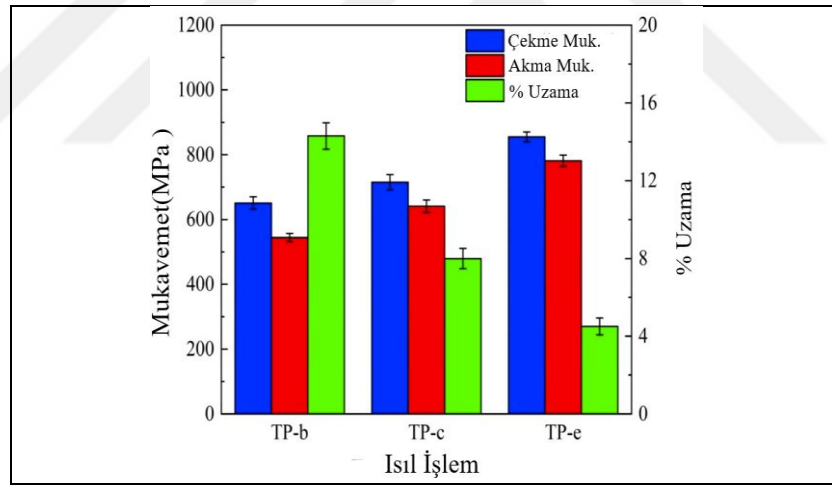


Şekil 2.8. Farklı Ni:Si oranlarına sahip toz metalurjik Cu-Ni-Si alaşımlarının yaşlandırma konumlarına ait mikroyapıları; (a) 2:1, (b) 3:1, (c) 4:1 ve (d) 5:1 [39]



Şekil 2.9. Toz metalurjik olarak farklı Ni:Si oranlarında üretilmiş Cu-Ni-Si alaşımlarının özellikleri [39]

Cu-Ni-Si alaşımlarının özellikleri üzerine termo-mekanik işlem etkisi Li ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada ortaya konulmuştur. Bileşiminde ağırlıkça % 3.20-3.40 Ni ve 0.73–0.80 Si içeren alaşım için 900 °C sıcaklıkta 1 saat çözeltiye alma, su verme ve 500 °C sıcaklıkta 2 saat yaşlandırma işlemi (TP-b) uygulanmıştır. Bu alaşıma termo-mekanik işlem olarak eşdeğer çözeltiye alma ve su verme işlemini takiben %60 soğuk deformasyon ve sonrasında 450 °C sıcaklıkta 1 saat yaşlandırma işlemi (TP-c) uygulanmıştır. Nihai olarak mekanik özellikler üzerine kademeli termo-mekanik işlemin etkisini belirleyebilmek için benzer bir çözeltiye alma ve su verme işlemine takiben önce % 60 soğuk deformasyon sonrasında 450 °C sıcaklıkta 1 saat yaşlandırma ve yeniden % 45 soğuk deformasyonu takiben de 350 °C sıcaklıkta 1 saat yaşlandırma (TP-e) işlemi uygulanmıştır. Alaşımın kondisyona bağlı sahip olduğu mekanik özellikler ise Şekil 2.10’da verilmiştir. Görüleceği üzere, kademeli termo-mekanik işlemler sonrası alaşım her ne kadar en düşük %-uzama değerine (~ 4) sahip olsa da, en yüksek akma (782 MPa) ve çekme mukavemet (855 MPa) değerine ulaşmıştır [29].



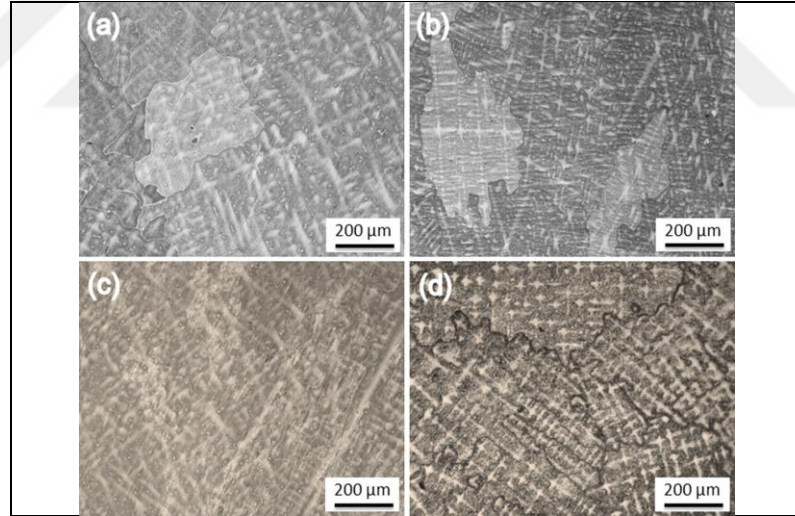
Şekil 2.10. Farklı termo-mekanik işlem görmüş bir Cu-Ni-Si alaşımında mekanik özelliklerin değişimi [29]

Daha önceden de bahseldiği üzere, Corson alaşımlarının kimyasal kompozisyonlarında özellik geliştirici olarak bazı alaşım elementleri belirli bir miktarda bulunabilmektedir. Tez çalışmasına konu olmasından dolayı bu bölümde, sadece alüminyum ve magnezyum katkısı ile Corson alaşımlarının mikroyapı ve özelliklerinde meydana gelen değişimler işlenmiştir.

Xiao ve arkadaşları yüksek Ni:Si oranlarına sahip Corson alaşımlarında alüminyum ve magnezyum katkısının alaşımın katılma yapısına olan etkisini irdeledikleri bir

çalışmada Şekil 2.11’den de görüleceği üzere her iki alaşım elementinin de katılaşma yapısında bir inceltme etkisinin olabileceğini göstermiştir. Yapılan bu çalışma, Corson alaşımının tipik dendritik katılaşma yapısında olduğunu, Ni:Si oranı 6:1 olan alaşım için ikincil dendrit kolları ara mesafesinin  $98 \pm 7.2 \mu\text{m}$  iken kompozisyona ağırlıkça % 0.5 Al ilavesi ile bu mesafenin  $64 \pm 6.1 \mu\text{m}$  değerine indirildiğini ortaya koymuştur. Aynı şekilde Ni:Si oranı 8.0:1.8 olan alaşım için ikincil dendrit kolları ara mesafesi  $152.8 \pm 8.2 \mu\text{m}$  olarak belirlenmiş ve kompozisyona ağırlıkça % 0.15 Mg ilavesi ile bu mesafe  $82.57 \pm 5.7 \mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür [11].

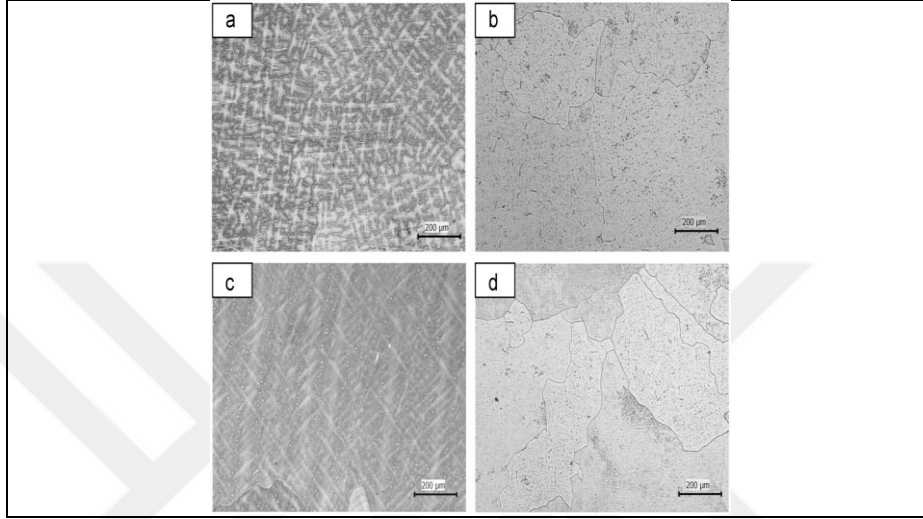
Homojenize edilmiş ve sonrasında sıcak dövülerek  $970 \text{ }^\circ\text{C}$  sıcaklıkta 4 saat çözeltiye alınmış alaşımlarda tane boyutu ölçümleri de yapılarak alaşım elementlerin etkisi ortaya konmuştur. Cu-8.0Ni-1.8Si alaşım için tane boyutu  $64 \pm 12.2 \mu\text{m}$  değerinde olup, magnezyum katkısı ile bu değer  $46 \pm 8.1 \mu\text{m}$  seviyesine indirgenmiştir. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşım için ölçülen tane boyutu değeri  $82 \pm 8.5 \mu\text{m}$  seviyesinde iken alüminyum katkısı ile bu değer  $78 \pm 9.4 \mu\text{m}$  olarak belirlenmiştir [11].



Şekil 2.11. Corson alaşımlarının döküm konumlarına ait IM görüntüleri; (a) Cu-8.0Ni-1.8Si, (b) Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg, (c) Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al ve (d) Cu-6.0Ni-1.8Si-0.5Al-0.15Mg [11]

Özellikle alüminyumun Corson alaşımlarının katılaşma yapısına olan inceltisi etkisi Lei ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada da ortaya konulmuştur. Ni:Si oranı 6:1 olan alaşıma ağırlıkça % 0.5 Al katkısı yapılarak  $60 \mu\text{m}$  seviyesinde olan ikincil dendrit kolları ara mesafesi  $40 \mu\text{m}$  seviyesine indirgenmiştir (Şekil 2.12a ve c). Homojenize edilmiş alaşım mikroyapıları incelen dendritik yapıya benzer olarak

aluminyum katkısı ile tane boyutunda da belirgin bir azalmanın olduğunu göstermiştir (Şekil 2.12b ve d). Homojenize edilmiş alaşımın matrisi üzerine yapılan SEM-EDS incelemeleri hem tane sınırlarında hem de tane içerisinde nikel ve silisyumca zengin çökeltilerin ( $\text{Ni}_3\text{Si}$  ve  $\text{Ni}_2\text{Si}$ ) olduğunu ve aluminyum atomlarının çoğunlukla katı ergiyik içerisinde dağılım gösterdiğini ortaya koymuştur (Şekil 2.13) [15].

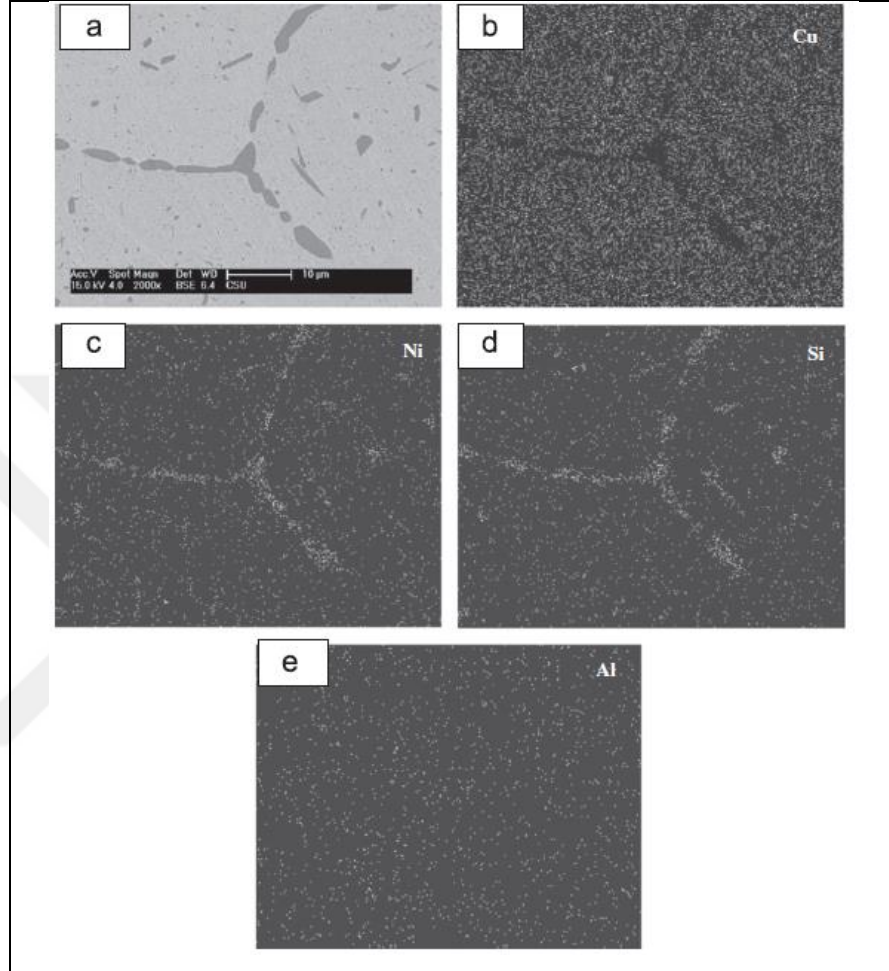


Şekil 2.12. Corson alaşımlarının döküm (a ve c) ve homejenize konumlarına (b ve d) ait IM görüntüleri; (a ve b) Cu-6.0Ni-1.0Si ve (c ve d) Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al [15]

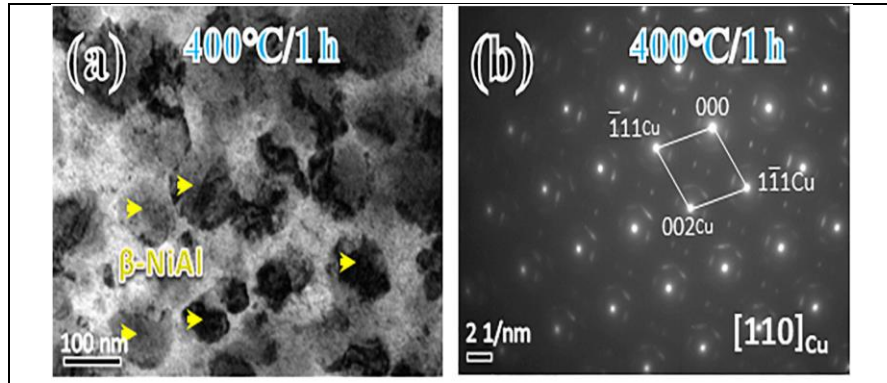
Lei ve arkadaşları Ni:Si oranı 6:1 olan bir Corson alaşımında ağırlıkça 0.5 Al katkısının etkisini inceleyebilmek için döküm ile üretilen alaşımı 940 °C sıcaklıkta 4 saat homojenize ettikten sonra 850 °C sıcaklıkta % 80 oranında sıcak haddelemiştir. Alaşımının yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak özellik değişimini irdeleyebilmek için 400-550 °C sıcaklık aralığında değişken sürelerde yaşlandırma uygulanmıştır [16].

Yapılan bu çalışmada, (i) 400 °C sıcaklıkta yapılan 1 saatlik yaşlandırma ile  $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde matris ile iyi bir uyuma sahip  $\beta$ -NiAl çökeltilerinin oluşabildiği (Şekil 2.14), (ii) 450 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminin öncül zamanlarında nikel ve silisyumca zengin kümelenme (1-2 nm) yapılarının ortaya çıktığı ve ilerleyen yaşlandırma sürecinde aluminyumun etkisi ile çökelti oluşumunun ivmelendiği (Şekil 2.15), (iii) Şekil 2.16'dan da görüleceği üzere yaşlandırma sıcaklığının 500 °C ve üzeri sıcaklıklarda olması halinde ise  $\delta$ - $\text{Ni}_2\text{Si}$  çökeltilerinin oluşabildiği raporlanmıştır [16].

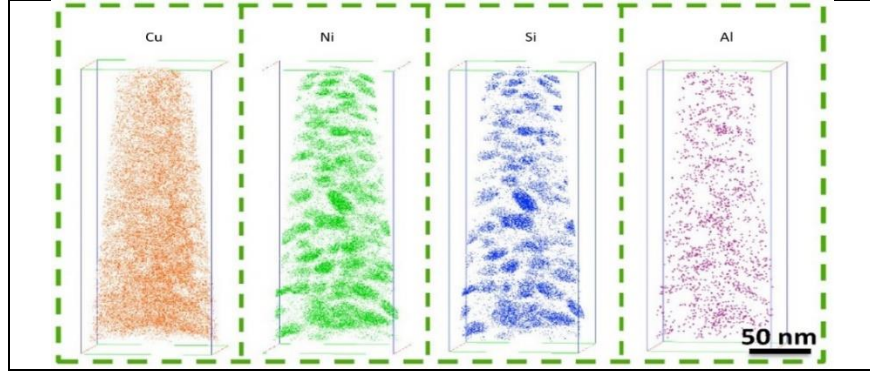
Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımı için yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişken sũrelerde matrisi içerisinde bulunan okeltiler nedeni ile elde edilen özellik değerleri ise Tablo 2.1’de listelenmiştir [16].



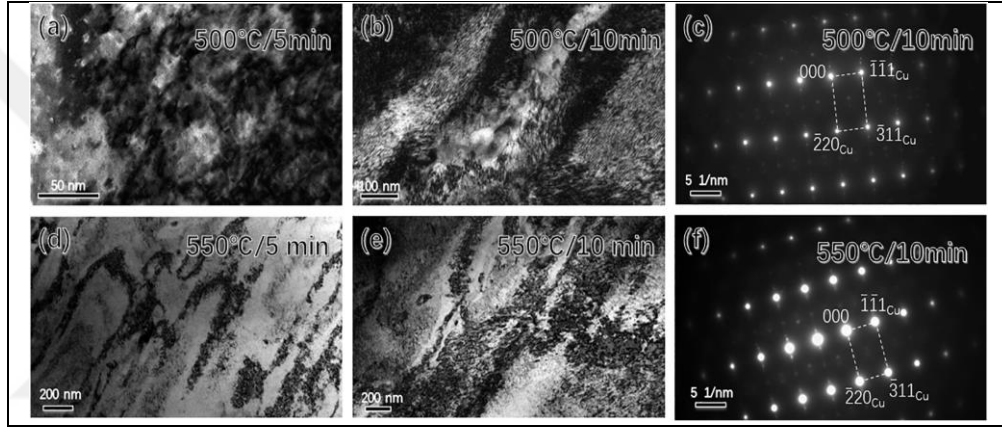
şekil 2.13. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının homojenizasyon sonrası SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama (b-d) [15]



şekil 2.14. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşımının 400 °C sıcaklıkta 1 saat yaşlandırılması sonrası mikroyapısına ait TEM görüntüleri; (a)  $\beta$ -NiAl okeltisi ve (b) difraksiyon paternleri [16]



Şekil 2.15. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşıımının 450 °C sıcaklıkta 1 dakika yaşlandırılması sonrası mikroyapısına ait 3D atom prob tomografisi [16]



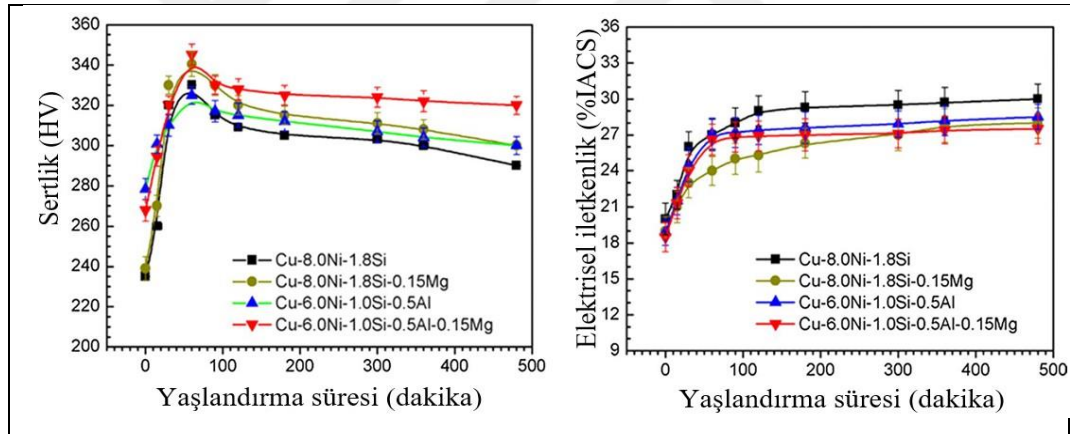
Şekil 2.16. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşıımının 500 ve 550 °C sıcaklıklarda farklı sürelerde yaşlandırılması sonrası mikroyapılarına ait TEM görüntüleri; (a-c) 500 °C ve (d-f) 550 °C [16]

Tablo 2.1. Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al alaşıımı için yaşlandırma sıcaklığına bağlı özellik değişimi [16]

Yaşlandırma sıcaklığı (°C)	Sertlik (HV)	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	% uzama	Elektriksel iletkenlik (%IACS)
400	320.3 ± 12.5	908.5 ± 13.2	1040.5 ± 23.3	3.4 ± 0.2	24.3 ± 0.5
450	336.3 ± 13.4	930.2 ± 12.3	1080.2 ± 20.4	3.3 ± 0.3	25.4 ± 0.3
500	314.3 ± 19.1	916.3 ± 12.2	1050.3 ± 18.7	3.3 ± 0.4	26.3 ± 0.4

Corson alaşımlarında hem alüminyum hem de magnezyum ilavesinin alaşıımın yaşlandırma karakteristiğine olan etkisi Xiao ve arkadaşları tarafından çalışılmış olup, Ni:Si oranları 6:1 ve 8:1 olan kompozisyonlara ağırlıkça 0.5 Al ve 0.15 Mg ilavesi yapılan alaşıımların döküm, deformasyon ve yaşlandırma süreçleri incelenmiştir. Şekil

2.17'den de görüleceği üzere, alüminyum ve magnezyum katkıli alaşımların 450 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işlemi sonrasında modifiye edilmemiş Corson alaşımına kıyasla bir miktar elektriksel iletkenlik kaybına uğrasa da daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu tespit edilmiştir. 1 saatlik yaşlandırma ile elde edilen en yüksek özellik değerleri dikkate alınacak olunursa; Corson alaşımı (Cu-8.0Ni-1.8Si) 330.3 HV sertlik değerine karşılık 27.1 % IACS değerinde bir elektriksel iletkenlik değerine sahiptir. Alüminyum katkısı ile modifiye edilmiş ve 6:1 Ni:Si oranına sahip alaşım (Cu-6.0Ni-1.0Si-0.5Al) için bu değerler sırası ile 324.9 HV ve 27.1 % IACS seviyesindedir. Alaşımın sadece magnezyum katkısı ile modifiye edilmesi (Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg) halinde ise sertlik değeri 340 HV seviyesine ve elektriksel iletkenlik değeri de 24.2 % IACS seviyesine ulaşmıştır. Kompozisyonda hem alüminyumun hem de magnezyumun olması malzeme sertliğinin 345.2 HV değerine ve elektriksel iletkenlik değerinin de 26.6 % IACS değerine ulaşmasına katkı vermiştir [11].



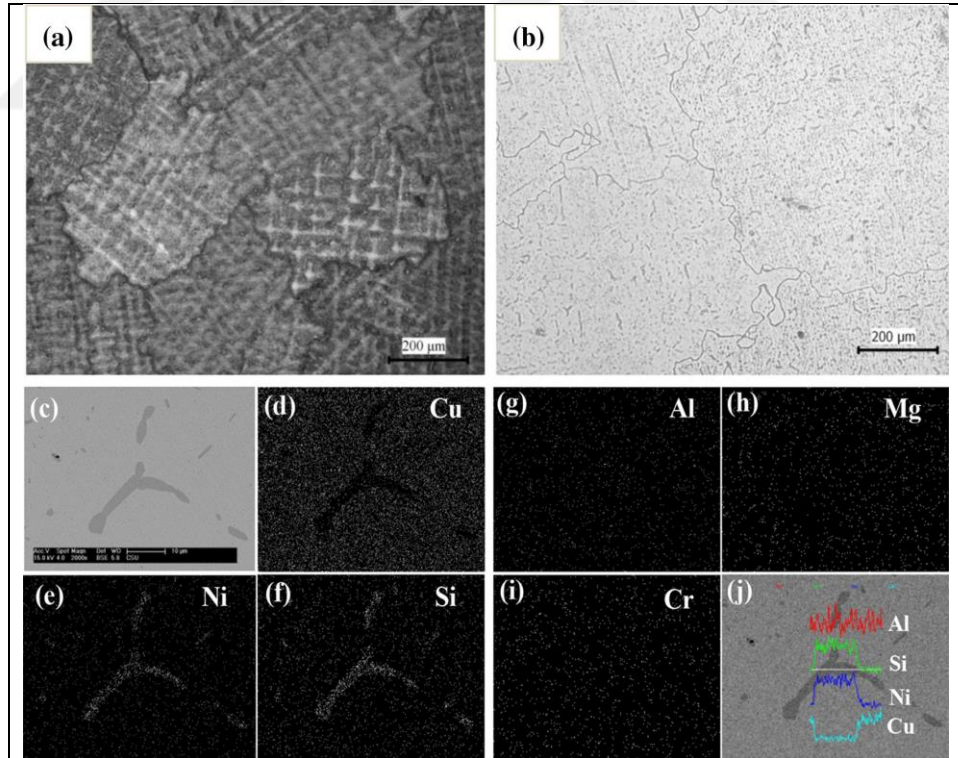
Şekil 2.17. Modifiye edilmiş bazı Corson alaşımları için 450°C sıcaklıkta yaşlandırma süresine bağlı olarak özellik değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik [11]

Corson alaşımlarına çoklu alaşım elementi ilavesi ile mikroyapılarında ve özelliklerindeki değişim Lei ve arkadaşları tarafından araştırılmış olup, bu çalışmada Ni:Si oranı 6:1 olan ağırlıkça 0.5 Al, 0.15 Mg ve 0.15 Cr katkısı içeren bir alaşım kullanılmıştır. Alaşımın döküm ve homojenizasyon işlemi sonrası yapılan mikroyapısal incelemeler; (i) dendritik katılaşma yapısının var olduğunu, (ii) homojenizasyon işlemi ile dendritik yapının giderildiğini, (iii) bakır matrisi içerisinde Al, Mg ve Cr'un homojen olarak dağılabildiğini (çözündüğünü) ve (iv) sınırlar boyunca Ni ve Si içeriğinde silisitlerin var olduğunu göstermiştir (Şekil 2.18) [18].

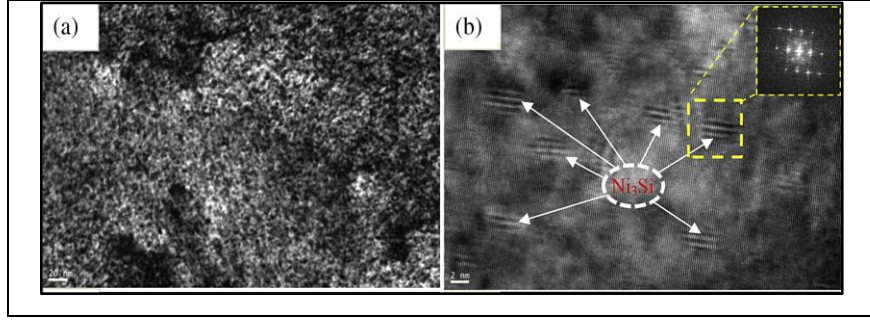


Sıcak haddelemeyi takiben alaşımanın konvansiyonel çözeltiliye alma, su verme, soğuk deformasyon ve yaşlandırma süreçleri sonrası mikroyapı-özellik değişimi de incelenmiş olup, 450 ve 500 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonrasında Şekil 2.19 ve 2.20’de verilen çökeltilerin karakteristik özelliklerine de bağlı olarak sertlik ve elektriksel iletkenliğin değişebileceğini ortaya konulmuştur [18].

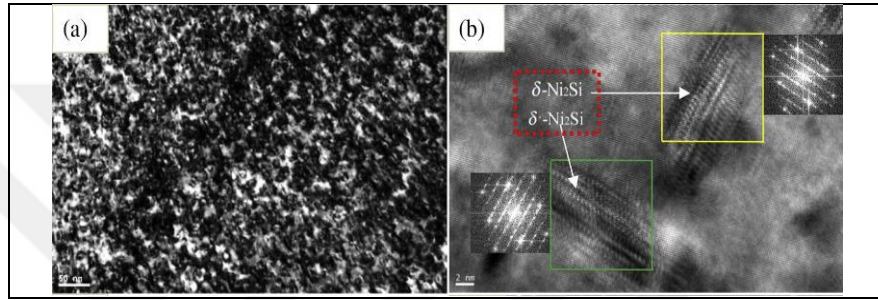
Yapılan bu çalışma; (i) seçilen her iki yaşlandırma sıcaklığında da hızlı bir sertlik artışına karşılık matriks içerisindeki çökeltilerin ( $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si ve  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si) hızlı kabalaşma eğiliminden kaynaklı olarak artan yaşlandırma süresince sertliğin azalabildiğini, (ii) artan sıcaklıkla birlikte bu sertlik azalmasının daha yüksek seviyede olduğunu, (iii) her iki sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işlemi ile elektriksel iletkenliğin zamanla sürekli artabildiğini ve (iv) yapılan tüm prosesler dikkate alındığında Cu-6.0 Ni-1.0 Si-0.5 Al-0.15 Mg-0.1 Cr alaşım için 450 °C sıcaklıkta 1 saatlik yapılan yaşlandırma işlemi ile en yüksek sertlik (341 HV) ve elektriksel iletkenlik (26.5 % IACS) değerine ulaşılabileceği rapor edilmiştir [18].



Şekil 2.18. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımasının döküm (a) ve homojenizasyon işlem sonrası mikroyapılarına ait IM görüntüleri, (c) matriks içerisinde sınırlarda bulunan ikincil faza ait bir SEM görüntüsü, (d-i) ikincil faza ait elementel haritalama ve (j) çizgi analizi [18]



Şekil 2. 19. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımının 450 °C sıcaklıkta 15 dakikalık yaşlandırılması ile matriksinde gözlenen  $\beta$ - $Ni_3Si$  çökeltilerini gösteren TEM görüntüleri [18]



Şekil 2.20. Cu-6Ni-1Si-0.5Al-0.15Mg-0.1Cr alaşımının 480 °C sıcaklıkta 6 saatlik yaşlandırılması ile matriksinde gözlenen  $\delta$ - $Ni_2Si$  çökeltilerini gösteren TEM görüntüleri [18]

### 3. MALZEME VE YÖNTEM

#### 3.1. Tedarik Edilen Alaşımların Tanıtımı

Tez çalışması kapsamında, döküm ve dövme Corson alaşımları Sağlam Metal A.Ş. altyapısı kullanılarak üretilmiştir. Alaşımlar yüksek Ni:Si oranına sahip olmakla birlikte alüminyum ve magnezyum katkısı ile modifiye edilmiştir. Alaşımların döküm ile üretiminde 10 kg kapasiteli bir orta frekans ergitme ocağı kullanılmıştır. Yaklaşık 150 mm çaplı billet malzemeler, ergiyiğin çelik kokil kalıba dökülmesi ve sonrasında oda sıcaklığına soğutulması ile elde edilmiştir. Elde edilen alaşımların kimyasal kompozisyonu Spectromax LMF04 model optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak belirlenmiş olup, Tablo 3.1’de alaşımların kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Döküm alaşımları, yaklaşık 800 °C’de sıcaklıkta dövülmüştür.

Tablo 3. 1. Tedarik edilen alaşımların kimyasal kompozisyonları (ağ.-%).

Alaşım	Ni	Si	Mg	Al	Cu
CuNiSi (CNS)	6,68	1,67	-	0,07	balans
CuNiSi-Al (CNS-Al)	6,22	1,31	-	0,14	balans
CuNiSi-Mg (CNS-Mg)	6,29	1,31	0,14	0,01	balans

#### 3.2. Termal Analiz Çalışmaları ve Isıl İşlem Süreçleri

Döküm alaşımlarından alınan numuneler üzerine termal analiz çalışmaları yapılarak hem alaşımların kristalizasyon sıralaması hem de ısıl işlem süreçleri için uygun çözeltiye alma ve yaşlandırma sıcaklıkları belirlenmiştir. Termal analiz çalışmalarında, Netzsch STA 400PG Luxx model diferansiyel termal analiz (DTA) düzeneği kullanılmıştır. DTA çalışmalarında, numuneler oda sıcaklığından 1200 °C sıcaklığa 5K/dakikalık bir hız ile ısıtılmış ve ulaşılan bu sıcaklıkta 5 dakika boyunca bekletilmiştir. Daha sonra numuneler oda sıcaklığına aynı hız ile soğutulmuştur. Isıtma ve soğutma koşullarında ekzoterm ve endoterm reaksiyonlar takip edilerek sıvı fazdan başlayarak oda sıcaklığı yapısına ulaşıncaya kadar tüm kristalizasyon süreci belirlenmiştir.

Dövme formunda bulunan alaşımlardan 50x50x20 mm boyutlarında numuneler hassas kesme ile (Microtest MultiCut Sense) elde edilmiş olup, numunelerin ısıl işlemi Protherm PLF 110/30 fırını kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem çalışmaları, üç ana basamakta gerçekleştirilmiştir. Birinci basamakta, alaşımlar 950 °C sıcaklıkta 1 saatlik tutma ile çözeltiye alınmıştır. Bu kademedede, matriks içerisindeki disperse halde bulunan birçok çökeltinin çözünmesi ve sadece katı ergiyiğin bulunduğu bir yapının oluşumu hedeflenmiştir. İkinci basamakta, hızlı su verme ile aşırı doymuş bir katı ergiyik yapısı elde edilmiştir. Nihai olarak, 450 °C sıcaklıkta, 1-24 saat aralığında farklı sürelerde yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırma sonrası, tüm numuneler fırından alındıktan sonra havada soğutulmuştur.

### **3.3. Metalografik İşlemler ve Mikroyapısal Karakterizasyon**

Tüm alaşımların metalografik numune hazırlama işlemleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'nda bulunan Microtest Multipol Advanced marka zımparalama ve parlatma cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Numune yüzeyleri sırasıyla 300, 600, 1200, 2400, 2500, 4000 numara SiC zımparalar ile zımparalanmıştır. Daha sonra yüzeyler 3 ve 1 µm elmas parlatma keçeleri kullanılarak parlatılmış ve 25 ml HCl + 70 ml H<sub>2</sub>O + 5 g Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub> içeriğine sahip çözelti ile dağlanmıştır.

Mikroyapı incelemeleri Olympus BX41M-LED ışık mikroskobu (IM) ve JEOL JSM-6060 ve ZEISS EVO 10 taramalı elektron mikroskopları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mevcut fazların elementel analizleri IXRF model enerji dağılım spektrometresi (EDS) ile yapılmıştır. Matriks içerisinde yer alan fazların belirlenmesi için x-ışın difraktometresi (XRD, Rigaku marka SA-HF3 model) kullanılmıştır. Analizler, 10-90° aralığında ve 1,0 °/dk tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

### **3.4. Sertlik ve İletkenlik Ölçümleri**

Alaşımların sertlik ve iletkenlik ölçümleri Onat Metal Sanayi A.Ş'nin laboratuvarlarında bulunan ekipmanlar kullanılarak yapılmıştır. Sertlik ölçümleri, makro Vickers sertlik ölçerinde (Metkon- MH6) 1 kgf yük kullanılarak yapılmıştır. Çoklu ölçümler (en az 10 ölçüm) yapılarak alaşımların ortalama sertlik değeri ve standart sapma değerleri hesaplanabilmiştir.

Alaşımların elektriksel iletkenlik ölçümleri ise Eddy akım tekniğine uygun olarak çalışan bir ölçer (GE Inspection Tech Autosigma 300) kullanılarak oda sıcaklığında yapılmıştır. Parlatılmış yüzeylerde 60 kHz frekansta yapılan çoklu ölçümler sonrasında ortalama iletkenlik değerleri ve standart sapma değerleri belirlenmiştir.

### 3.5. Kinetik Hesaplama

Çökelti sertleştirebilen bakır alaşımlarında, yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik verisindeki değişimin kullanılması ile ortaya konulabilen Avrami denklemleri yaşlandırma kinetiğinin anlaşılmasına da katkı vermektedir. Elektriksel iletkenlik ile çökeltilerin hacim fraksiyonu (miktarı) arasındaki ilişki, sadece alaşım elementlerinin değil, aynı zamanda yaşlandırma sıcaklığının ve süresinin bakır alaşımlarının dinamik faz dönüşüm üzerindeki etkisini de ortaya koymaktadır.

Bilindiği üzere, çözeltiye alma işlemi sonrasında aşırı doymuş katı ergiyik içerisinde yer alan çözülmüş elementler yaşlandırma sürecinde çökeltme reaksiyonun bir sonucu olarak ikincil fazların oluşumuna neden olur. Bu durumda, herhangi bir yaşlandırma sıcaklığında matriks içerisinde bulunan çökeltilerin hacimsel fraksiyonu (f) eşitlik 3.1 ile belirlenebilir [6].

$$f = \frac{V^P}{V_B^P} \quad (3.1)$$

Eşitlikte bulunan  $V^P$ , yaşlandırma sırasında herhangi bir zamanda oluşan çökelti hacmini ve  $V_B^P$  ise aynı yaşlandırma sıcaklığında faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar geçen yeterli uzun bir zamanda matriks içerisindeki denge çökelti fraksiyonunu ifade etmektedir. Yaşlandırma işlemi öncesinde hem " $V^P$ " hem de " $f$ " sıfır olarak kabul edilmelidir ve bu durumda alaşımın iletkenlik değeri " $\sigma_0$ " olarak not edilmelidir. Belirli bir yaşlandırma süresi sonrasında dönüşümün tamamlandığı da göz önüne alınacak olursa,  $V^P$  ve  $V_B^P$  değerlerinin birbirine eşit olacağı ve hacimsel fraksiyonunun " $1$ " değerine ulaşacağı kabul edilmelidir. Tamamlanan sürece karşılık gelen elektriksel iletkenlik " $\sigma_{max}$ " olarak değerlendirilmelidir. Martition yasasına göre iletkenlik ( $\sigma$ ) ve çökelti hacim fraksiyonu (f) arasındaki iyi bilinen ilişki göz önüne alınması halinde de eşitlik 3.2 ve 3.3 çıkarılabilecektir [6].

Bu durumda özellikle eşitlik 3.3 kullanılarak ve herhangi bir yaşlandırma süresine karşılık gelen elektriksel iletkenlik verisi dikkate alınarak matriks içerisinde bulunan çökeltilerin hacim fraksiyonu belirlenebilecektir [6].

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{max} - \sigma_0)f \quad (3.2)$$

$$f = \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_{max} - \sigma_0} \quad (3.3)$$

Sabit bir sıcaklıkta zamana bağlı tüm katı hal faz dönüşümleri için eşitlik 3.4'te verilen ve dönüşüm miktarının (f) hesaplanmasına olanak veren Avrami kinetiği geçerlidir. Eşitlikte bulunan "f" ifadesi yaşlandırma kinetiğinin belirlenmesine katkı veren çökelti hacim fraksiyonu olarak da düşünülebilir. Eşitlikte bulunan sabitlerden "b", faz dönüşüm sıcaklığına, aşırı doymuş katı ergiyik kompozisyonuna ve tane boyutuna bağlı olarak değişim gösterebilmektedir. Bir diğer sabit olan "n" ise faz dönüşümün türüne ve çekirdeklenme bölgesine bağlı olarak değişebilmektedir. Eşitlikte bulunan "b ve n" sabitlerinin belirlenmesi esasen eşitlik 3.4'ün eşitli 3.5 ve 3.6 haline dönüştürülmesi ile mümkündür. Tüm bunların dışında, yaşlandırma proseslerinde "log t" ifadesinin bir fonksiyon olarak  $\log[\ln(1/1-f)]$  ifadesine karşılık bir matematiksel çözüm kinetiğin hesaplanmasına kullanılacak olan "b ve n" sabitlerinin eldesini de mümkün kılabilir. Matematiksel çözüm ile elde edilen diyagram esasen bir zamana bağlı bir lineer ilişkiye işaret edecek olup, elde edilen  $y=ax\pm b$  türü bir fonksiyonun eğim değerinden "b" sabiti ve interseptinde de "n" ifadesi kolayca hesaplanabilecektir [6].

$$f = 1 - \exp(-bt^n) \quad (3.4)$$

$$1 - f = \exp(-bt^n) \quad (3.5)$$

$$\lg\left(\ln\frac{1}{1-f}\right) = \lg b + n \lg t \quad (3.6)$$

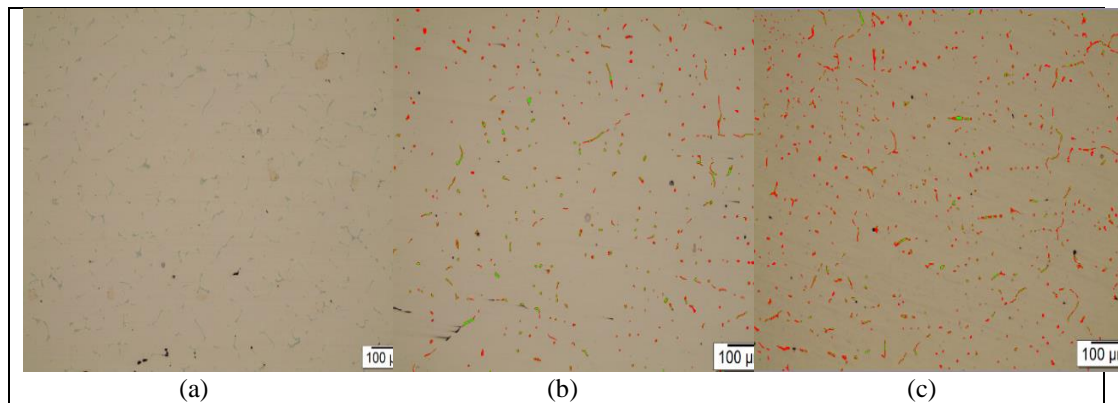


CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları için de benzer faz dönüşümleri tespit edilmişken, sadece alaşım elementi katkısı ile katılaşma aralığı ve  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si ökeltme sıcaklığında değişimler gözlenmiştir. Alüminyum ile alaşımlama halinde sıvılaşma ve katılaşma sıcaklıkları sırası ile 1088,6 °C ve 1044,3 °C olarak belirlenmiş olup, bu alaşım için katılaşma aralığı 57.8 değerinde ve CNS alaşımına göre daha yüksek olarak ölçülmüştür.

Magnezyum katkısı ile de hem sıvılaşma hem de katılaşma sıcaklıklarında bir değişim tespit edilmiş olup, CNS alaşımına magnezyum ilavesi ile T<sub>L</sub> sıcaklığı 1092,1 °C sıcaklığına ve T<sub>S</sub> sıcaklığı ise 1044,3 °C sıcaklığına değişmiştir. Bu alaşım için de katılaşma aralığı CNS alaşımına göre nispeten artmış olup, T<sub>L</sub>-T<sub>S</sub> farkı 44,3 olarak belirlenmiştir.

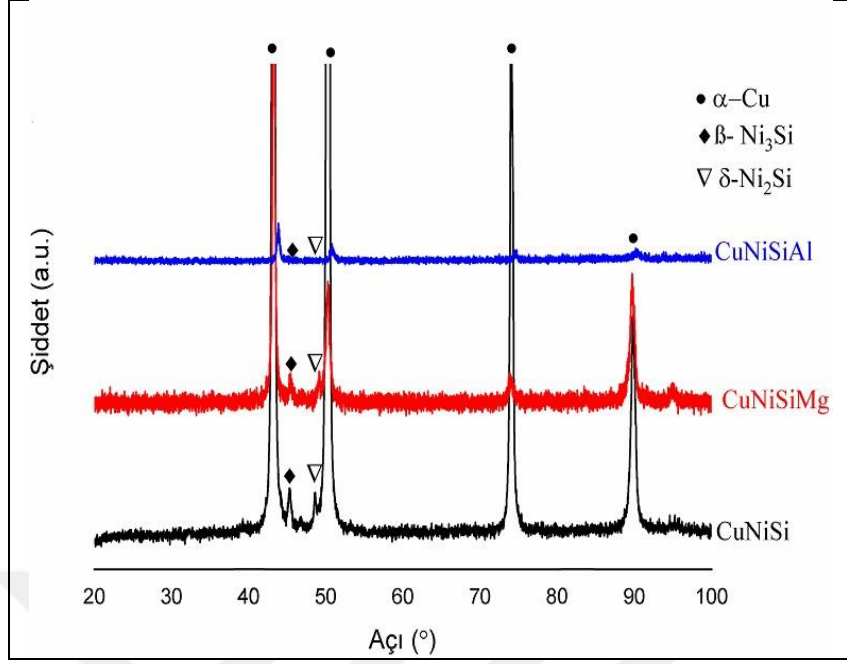
#### 4.2. Döküm Alaşımlarının Mikroyapısal Karakterizasyonu

şekil 4.2’de dökümü gerçekleştirilen alaşımların, parlatılmış konumlarına ait IM görüntüleri verilmiştir. Bu konumda alaşım matrisi içersinde bulunan ikincil fazlar belirgin bir şekilde görülmektedir. DTA çalışmalarından da anlaşılacağı üzere (şekil 4.3), sıvı fazdan kristallenme kabiliyeti bulunan  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının sıvıdan katıya hızlı difüzyon nedeni ile soğutma koşullarında matris içerisinde kaba boyutlu ikincil faz oluşturması muhtemeldir. Dendritik katılaşan alaşımlarda, bu tür fazların kristalizasyonu segregasyon nedeni ile çoğunlukla interdendritik bölgelerde gerçekleşmektedir.



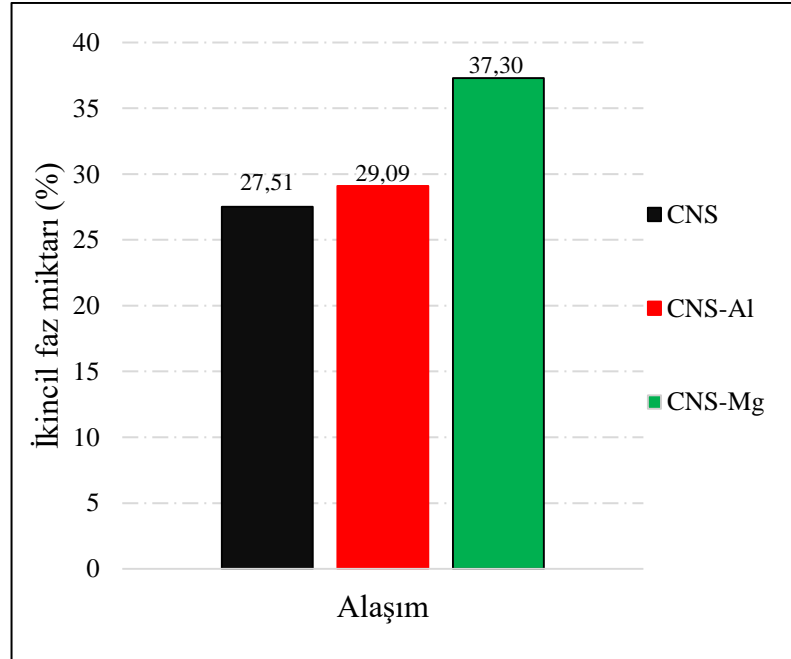
şekil 4.2. Döküm alaşımlarının parlatılmış konumuna ait IM görüntüleri; (a) CNS, (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg





Şekil 4.3. Döküm alaşımlarına ait XRD sonuçları

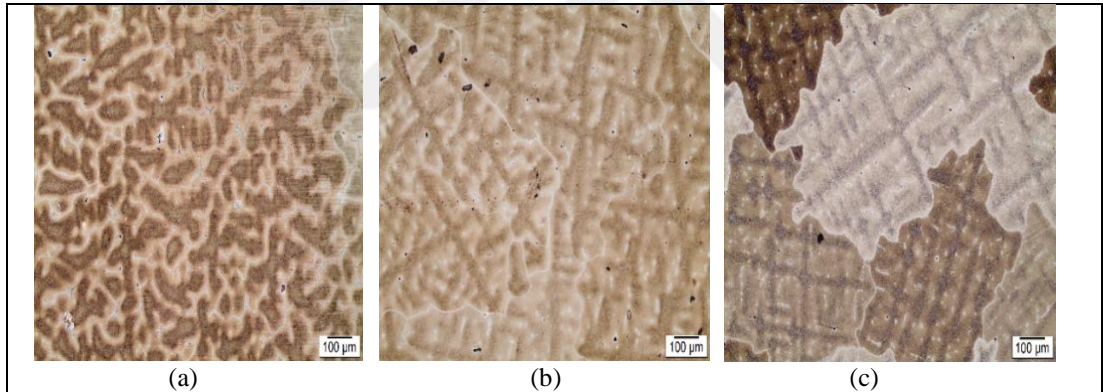
Katılaşma yapısında, matris yapısına göre daha koyu kontrasta gözlemlenen bu ikincil fazların yüzdesel dağılımı görüntü analiz çalışmalarıyla belirlenmiş olup Şekil 4.4'de her bir döküm alaşımı için hesaplanan değerler verilmiştir. CNS alaşımı için matris içerisindeki çoğunlukla sınırlarda bulunan bu ikincil faz ( $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si) dağılımı % 27,51 seviyesindedir.



Şekil 4.4. Döküm alaşımlarının katılaşma yapısında bulunan ikincil fazların miktarsal değişimi

Görüntü analiz çalışmaları alaşımın alüminyum ve magnezyum ile modifiye edilmesi halinde katılaşma hacminde ikincil faz miktarının arttığını göstermektedir. Katı ergiyik oluşturma kabiliyeti bulunan alüminyum kompozisyonunda yer alması halinde nikel ve silisyumca zengin  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının oluşum miktarı daha da artmış olup, katılaşma yapısında bu fazın var olma %29,09 seviyesinde ulaşmıştır. Benzer bir şekilde kimyasal kompozisyonunda bir başka katı ergiyik oluşturuç olan magnezyumun olması ikincil faz miktarını % 37,30 seviyesine arttırmıştır. CNS alaşımına kıyasla bu artış alüminyum ile modifiye edilmiş alaşım (CNS-Al) için yaklaşık % 5,74 iken, magnezyum ile modifiye edilmiş alaşım için (CNS-Mg) % 35,58 dir.

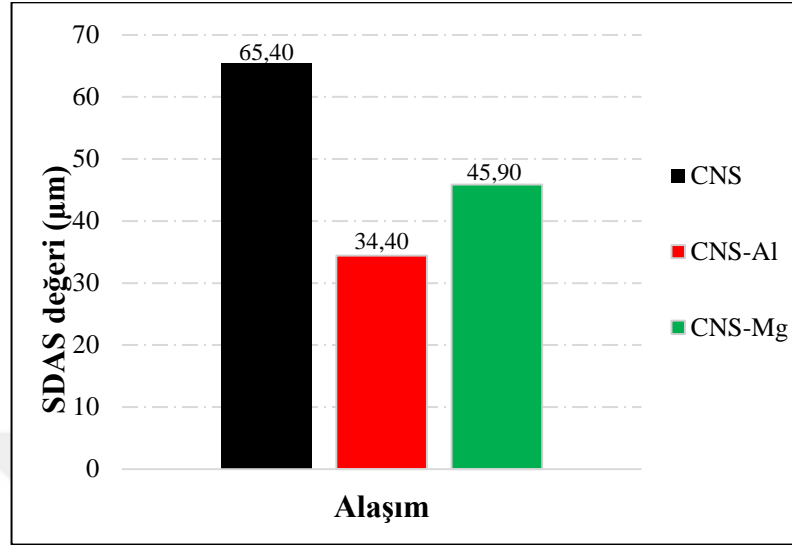
Döküm alaşımlarının dağılmış konumlarına ait IM görüntüleri Şekil 4.5'te verilmiştir. Dendritik katılaşma yapısına sahip alaşımların mikroyapılarında ikincil fazların interdendritik uzaylarda varolduğu tespit edilmiştir. Bloksu ikincil fazlar, matris içerisinde özellikle sınırlar boyunca yer almaktadır. Öte yandan, katılaşma hacminde çoğunlukla oldukça ince ve küresel forma sahip çökeltiler de mevcuttur.



Şekil 4.5. Döküm alaşımlarının dağılmış konumuna ait IM görüntüleri; (a) CNS, (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg

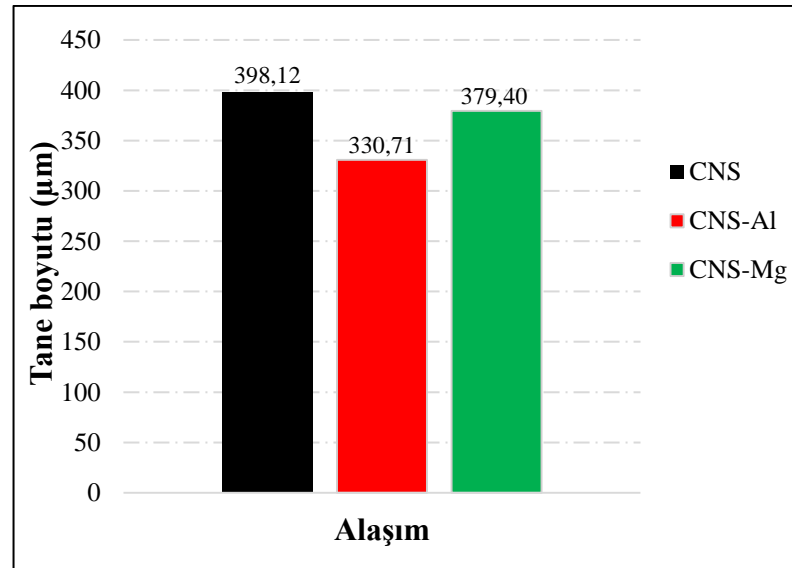
Alüminyum ve magnezyum katkısı ile döküm yapısındaki en belirgin değişim ikincil dendrit kolları ara mesafesindeki (SDAS) azalmadır. Şekil 4.6'da döküm alaşımları için belirlenen SDAS değerleri verilmiştir. CNS alaşımı için belirlenen ortalama SDAS değeri 65,40  $\mu$ m iken, bu değer CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları için sırası ile 34,40 ve 45,90  $\mu$ m değerindedir. Yapılan ölçümler CNS alaşımının SDAS değerine kıyasla alüminyum ile modifiye edilen alaşım için bu değerlerin % 47,4 kadar azaldığını göstermiştir. Bu azalma magnezyum ile modifiye edilmiş alaşım dikkate alınır

% 29,81 kadardır. Döküm alaşımlarında SDAS değerinin azalması alaşımın tane boyutunda da bir azalmanın olacağına işaret etmektedir.



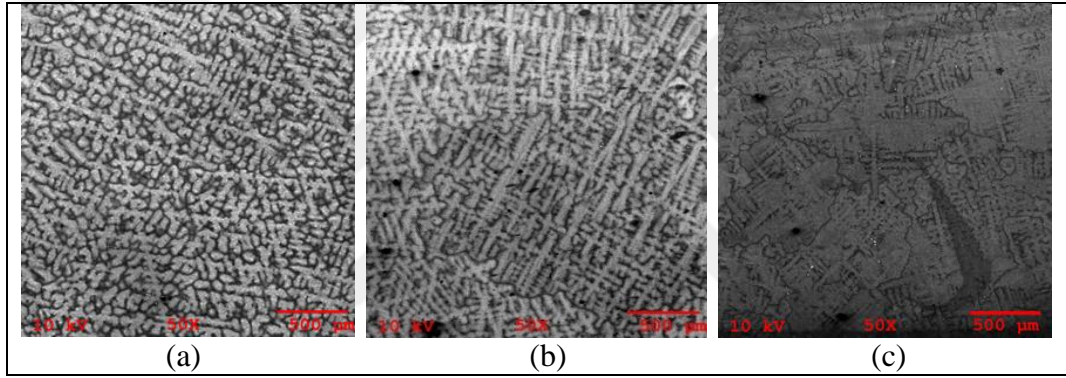
Şekil 4.6. Döküm alaşımlarına ait SDAS değeri

Şekil 4.7’de döküm alaşımlarının tane boyutlarındaki değişim verilmiş olup, alüminyum ve magnezyum katkısı ile CNS alaşımına kıyasla modifiye alaşımların tane boyutları indirgenmiştir. CNS alaşımı için belirlenen ortalama tane boyutu değeri 398,12 µm iken, bu değeri CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları için sırası ile 330,71 ve 379,40 µm değeriindedir. CNS alaşımına kıyasla, CNS-Al alaşımında tane boyutunda % 16,4 kadar bir indirgenme sağlanmıştır. Bu indirgenme CNS-Mg alaşımı için % 4,7 seviyesindedir.

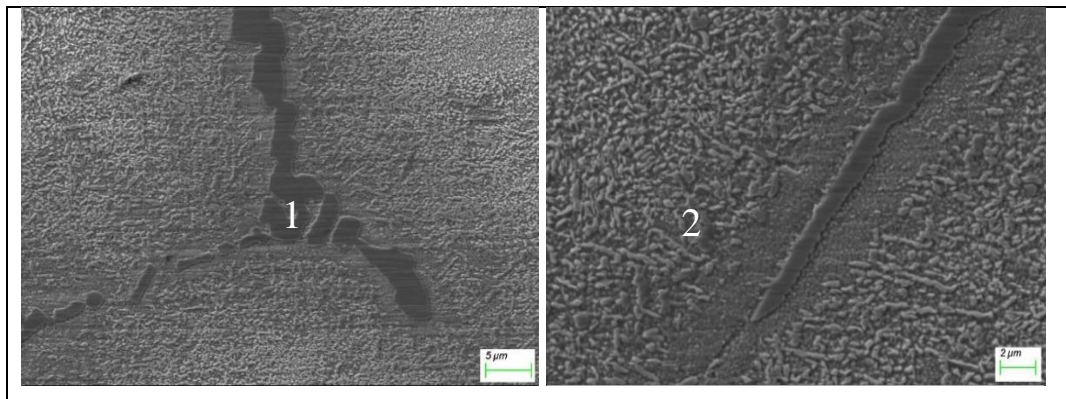


Şekil 4.7. Döküm alaşımlarına ait tane boyutları

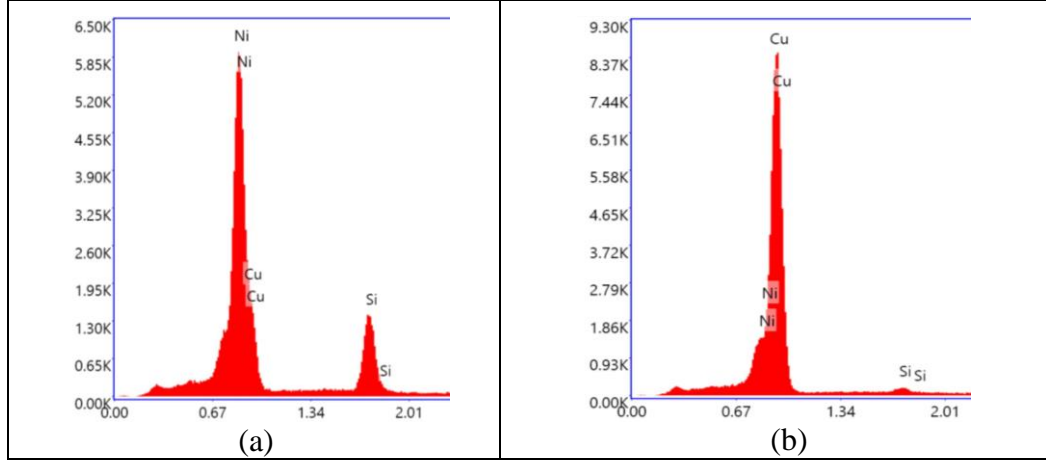
Döküm alaşımlarının dağlanmış konumlarına ait genel SEM görüntüleri Şekil 4.8’de verilmiştir. IM incelemelerine benzer olarak dentritik katılaşma yapısı gözlenmiştir. Döküm CNS alaşımının matriks bileşenlerini gösteren SEM görüntüleri Şekil 4.9’da verilmiştir. Katılaşma yapısı  $\alpha$ -Cu matriksi içerisinde çoğunlukla sınırlar boyunca yer alan  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazına ek olarak aynı zamanda tane içerisinde katı hal reaksiyonu (çökeltme) ile oluşan  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerini içermektedir. Bakırca zengin katılaşma yapısı içerisinde bulunan hem kaba hem de ince formlardaki silisitler için SEM-EDS çalışmaları yapılmış olup, Şekil 4.9’da verilen SEM görüntüsünde “1” olarak işaretlenen  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazı için Ni:Si oranının ağırlıkça 68:16 seviyesinde olduğunu göstermiştir (Şekil 4.10a). “2” olarak işaretlenen ve daha ince dağılımlı  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltileri için bu oran 10:1 seviyesindedir (Şekil 4.9b)



Şekil 4.8. Döküm alaşımlarının dağlanmış konumuna ait SEM görüntüleri; (a) CNS (b) CNS-Al ve (c) CNS-Mg



Şekil 4. 9. CNS alaşımının katılaşma yapısını gösteren SEM görüntüleri; (a)  $\alpha$ -Cu matriksi içerisinde sınırlarda bulunan ve sıvıdan kristallenen kaba silisitler ve (b) katıdan çökelen ince boyutlu silisitler



Şekil 4.10. CNS alaşımında bulunan silisitlere ait EDS spektrumları; (a) “1” nolu faz ve (b) “2” nolu faz

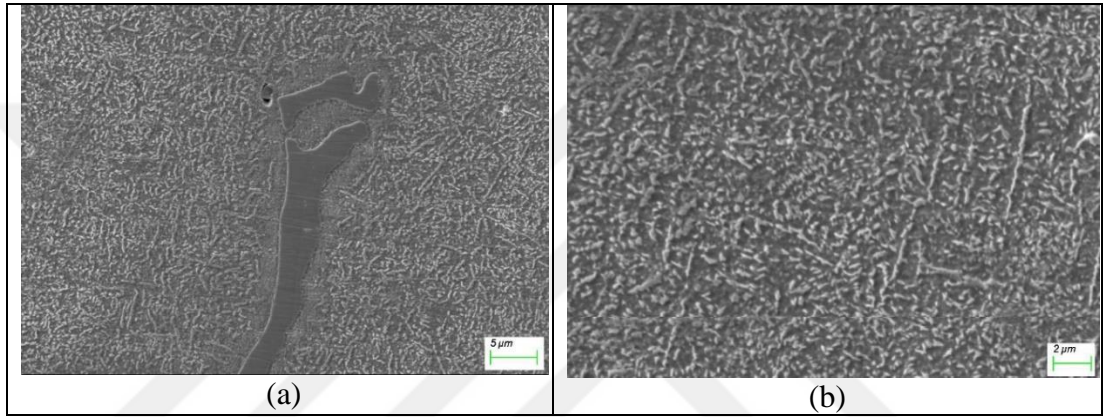
Şekil 4.11’de CNS-Al alaşımının katılaşma yapısını gösteren SEM görüntüleri verilmiştir. Alaşım CNS alaşımına benzer nikelce zengin silisit çökeltileri içermektedir ve  $\alpha$ -Cu matrisi içerisinde CNS alaşımına kıyasla nispeten daha ince boyutlu ve daha yüksek miktarda dağılım gösteren  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltileri tespit edilmiştir. Bu alaşım mikroyapısında bulunan kaba silisitler için Ni:Si oranı ağırlıkça 65:15 seviyesinde belirlenmiştir. Yapısında bulunan daha ince silisitler için bu oran yaklaşık 11:1 seviyesindedir.



Şekil 4.11. CNS-Al alaşımının katılaşma yapısının SEM görüntüleri

CNS-Mg alaşımının katılaşma yapısında da benzer mikroyapısal bileşenler gözlenmiş olup, bu bileşenleri gösteren SEM görüntüleri Şekil 4.12’de verilmiştir. CNS alaşımına kıyasla modifiye edilen bu alaşımda da özellikle ince silisitlerin matrisi içerisinde miktarsal bir artışı gözlenmiştir. Magnezyum katkısı ile modifiye edilmiş bu alaşım katılaşma yapısında bulunan kaba silisitler için Ni:Si oranı 70:16 seviyesinde iken,

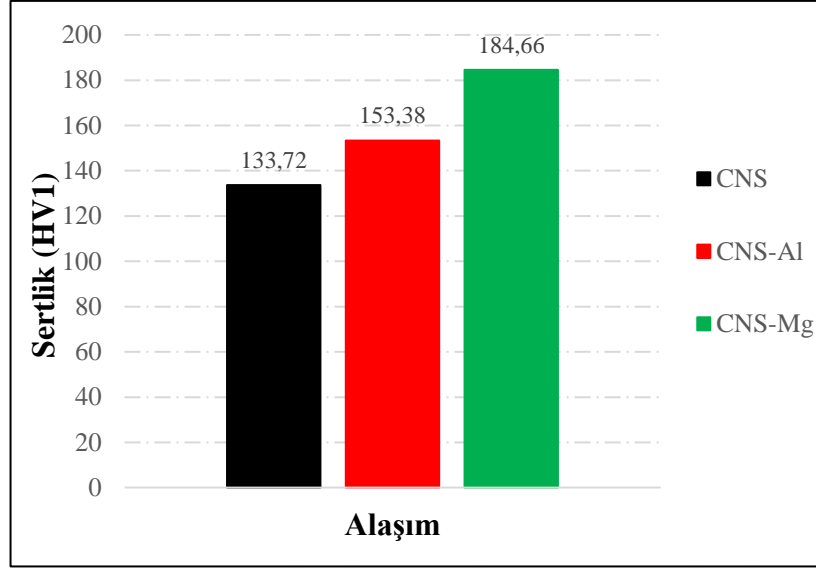
ince silisitler de bu oran yaklaşık 8,0:0,5 seviyesindedir. Silisitlerin kimyasal bileşimlerini yansıtan Ni:Si oranları birincil kristallenmede bakır içerisinde alüminyumun ve magnezyumun çözünebilmesi sonucu sıvıda ve katıda her oranda karışma gösterebilen nikelin katılma cephesinin sürüklenmesine, sınırda daha fazla miktarda nikelce zengin silisitlerin oluşturduğuna işaret etmektedir. SEM-EDS çalışmaları ikincil kristalizasyon (katıdan çökeltme) sürecinde azalan nikel ve silisyum konsantrasyonuna da bağlı olarak daha düşük Ni:Si oranlarında ancak daha yüksek miktarda  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerinin oluşacağını göstermektedir.



Şekil 4.12. CNS-Mg alaşımlarının katılma yapısını gösteren SEM görüntüleri

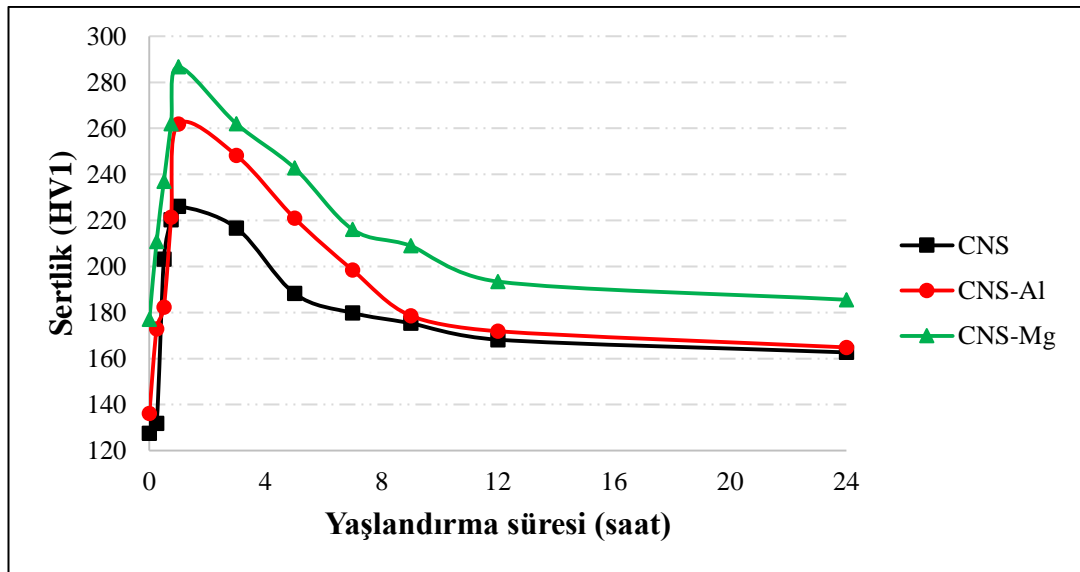
### 4.3. Sertlik Verilerinin Değerlendirilmesi

Şekil 4.13'te döküm alaşımlarının sertlik değerleri verilmiş olup, alaşımlama ile birlikte döküm Corson alaşımlarında sertlik artışı tespit edilmiştir. Kontrol malzemesi olarak seçilen CNS alaşımı için elde edilen sertlik değeri ~ 134 HV1 değerindedir. Alüminyum katkısı ile modifiye edilen döküm alaşımında (CNS-Al) sertlik değeri ~ 154 HV1 değerine ulaşmıştır. Magnezyum ilavesi ile döküm alaşımında en yüksek sertlik değerine ulaşılmış olup, CNS-Mg alaşımında bu değer ~ 185 HV1 olarak belirlenmiştir. Alaşımlama ile birlikte katı ergiyik sertleşmesinin sağlanması, döküm yapısında ikincil dendrit kolları aramesafesininin ve nihai tane boyutunun indirgenmesine ek olarak katılma yapısında arttırılmış ikincil faz varlığı nedeni ile CNS alaşımına kıyasla CNS-Al ve CNS-Mg alaşımlarında sertlik artışı kaçınılmazdır.



Şekil 4.13. Alaşımın döküm konumlarına ait sertlik değerleri

Şekil 4.14’de ise yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların sertliğinde meydana gelen değişim verilmiştir. Su verme sonrası aşırı doymuş bakır matrisine sahip CNS alaşımının sertlik değeri ~ 128 HV1 olarak ölçülmüş olup, bu değer döküm konumuna göre (~ 134 HV1) azalmıştır. CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları için su verme sonrası sertlik değerleri de sırası ile ~ 137 HV1 ve ~ 177 HV olarak belirlenmiştir. Alaşımların bu konumda sahip oldukları sertlik değerleri de döküm konumlarına göre azalmıştır. Ancak yaşlandırma ile birlikte zamana bağlı olarak tüm alaşımlarda önce sertlik artışı ve sonrasında da sertlik azalması belirlenmiştir. Mikronaltı çökeltilerin varlığı yaşlandırmanın öncül zamanlarında sertliğin artışına katkı sağlayabilmektedir.

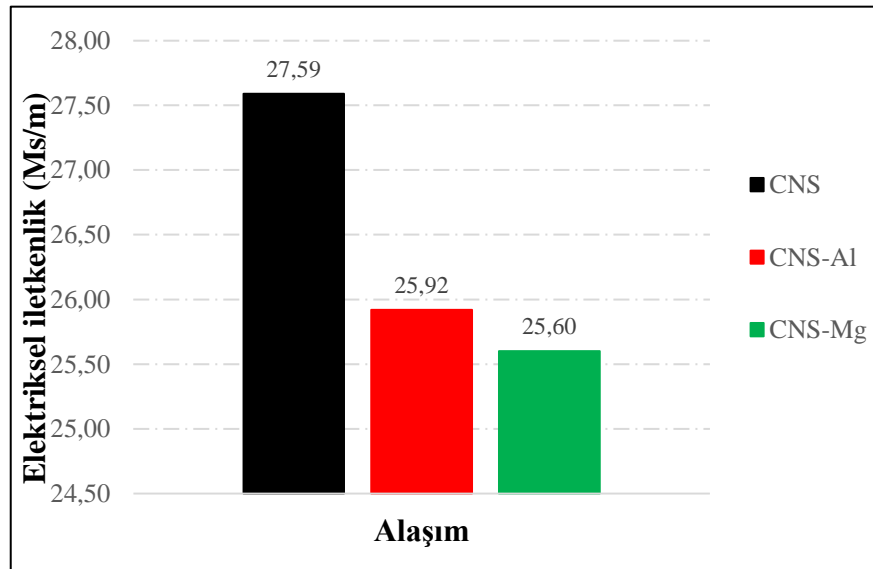


Şekil 4.14. Alaşımlar için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu sertlik değişimi

Şekil 4.14'den de görüleceği üzere, yaşlandırmanın ilk 1 saatlik sürecinde tüm alaşımlarda hızlı bir sertlik artışı gözlenmiştir. Bu zaman sonrasında ise sertlik değerlerinde azalma tespit edilmiştir. Yaşlandırmanın ilk 1 saatlik diliminde alaşımların sertlik artış eğilimi birbirine benzerdir. CNS alaşımı için en yüksek sertlik değerine (~ 226 HV1) 1 saatlik yaşlandırma sonrası ulaşılmıştır. Böylece bu alaşım için döküm konumuna kıyasla yaklaşık 1,7 katı sertlik artışı sağlanmıştır. CNS-Al alaşımında ise en yüksek sertlik değeri 1 saatlik yaşlandırma sonrasında ~ 262 HV1 değerine ulaşmıştır. Bu alaşımın döküm konumuna göre sertlik artışı ise ~ 1,7 kat seviyesindedir. CNS-Mg alaşımında da en yüksek sertlik değerine 1 saatlik yaşlandırma ile ulaşılmış olup, elde edilen en yüksek sertlik değeri ~ 287 HV1'dir. Döküm konumuna kıyasla CNS-Mg alaşımında yaşlandırma ile sertlik değeri ~ 1,6 kat artış sağlanmıştır.

#### 4.4. Elektriksel İletkenlik Verilerinin İncelenmesi

Şekil 4.15'te döküm alaşımlarına ait elektriksel iletkenlik değerleri verilmiştir. CNS döküm alaşımının elektriksel değeri  $27,59 \pm 0,02$  MS/m olarak ölçülmüştür. Alaşımlama ile birlikte empürite nedenli olarak döküm alaşımlarının (CNS-Al ve CNS-Mg) elektriksel iletkenlik değerlerinde belirgin bir azalma tespit edilmiştir. CNS-Al alaşımının iletkenlik değeri  $25,92 \pm 0,01$  MS/m iken bu değer magnezyum ile modifiye edilmiş alaşım için  $25,60 \pm 0,02$  MS/m olarak ölçülmüştür.

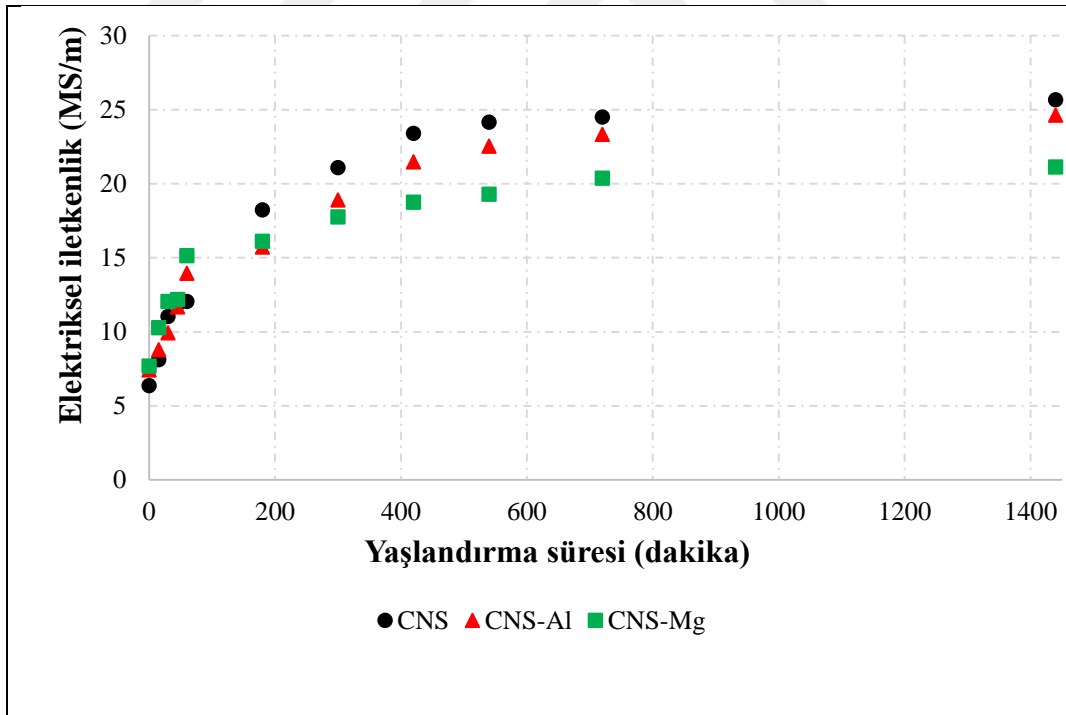


Şekil 4.15. Alaşımların döküm konumlarına ait iletkenlik değerleri



Şekil 4.16'da yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların elektriksel iletkenlik değerlerindeki değişim verilmiştir. Alaşımların su verilmiş konumlarında ( $t = 0$ ) bir taraftan distorsiyona uğramış kafes yapısından ve diğer taraftan da aşırı miktarda empürite içeren aşırı doymuş faz nedeniyle iletkenlikleri oldukça düşük seviyededir. Su verme konumunda alaşımların iletkenlik değerleri 6-8 MS/m seviyesindedir.

Artan yaşlandırma süresince kafes distorsiyonlarının giderek azalması ve empüritelere kafesi terk edip çoğunlukla çökelme reaksiyonlarına katılması sonucunda iletkenlik artması kaçınılmaz olacaktır. Nitekim tüm alaşımlar için su vermeyi takiben uygulanan yaşlandırma işlemi ile elektriksel iletkenlik farklı hızlarda artmıştır. Artış hızı yaşlandırma sıcaklığında bakır içerisinde diğer alaşım elementlerin mobilite karakteristiği ile doğrudan ilintilidir. 200 dakikalık yaşlandırma işlemine kadar elektriksel iletkenlik değerlerinde süreye bağlı olarak lineer bir artış gözlenirse de, daha da ilerleyen yaşlandırma sürecinde bu artış hızı oldukça düşük seviyededir.



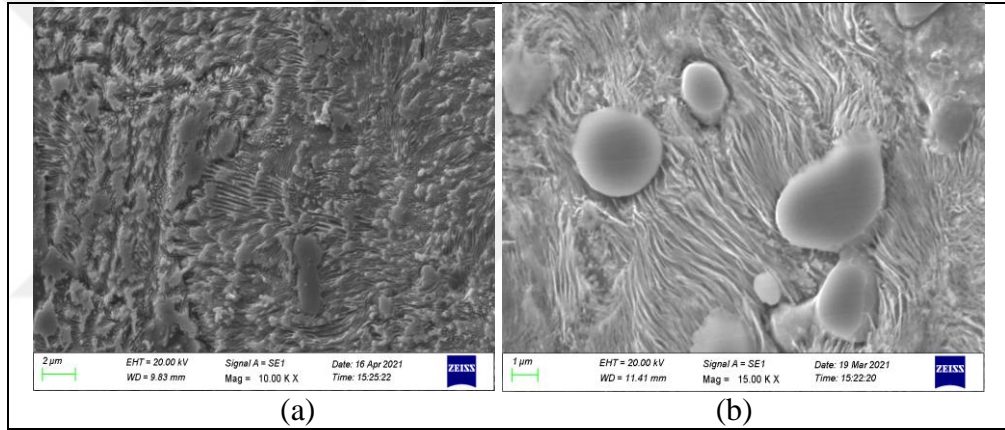
Şekil 4.16. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların elektriksel iletkenlik değerindeki değişim

Yaşlandırma süresinin daha da arttırılması sonucu bu iletkenlik değerlerinde bir değişim gözlenebilir, ancak mukavemet kriterinden dolayı daha uzun süreli

yaşlandırma işlemleri çoğunlukla tercih edilmez. Nihai yaşlandırma işlemi ile birlikte CNS alaşımında ~ 25,65 MS/m seviyesinde bir iletkenlik değerine ulaşılmıştır. Modifiye edilmiş alaşımlarda yaşlandırmada ulaşılan en yüksek elektriksel iletkenlik değerleri CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları için sırası ile 24,64 ve 21,13 MS/m değerindedir.

#### 4.5. Yaşlandırılmış Alaşımların Mikroyapısal Karakterizasyonu ve Özellikler

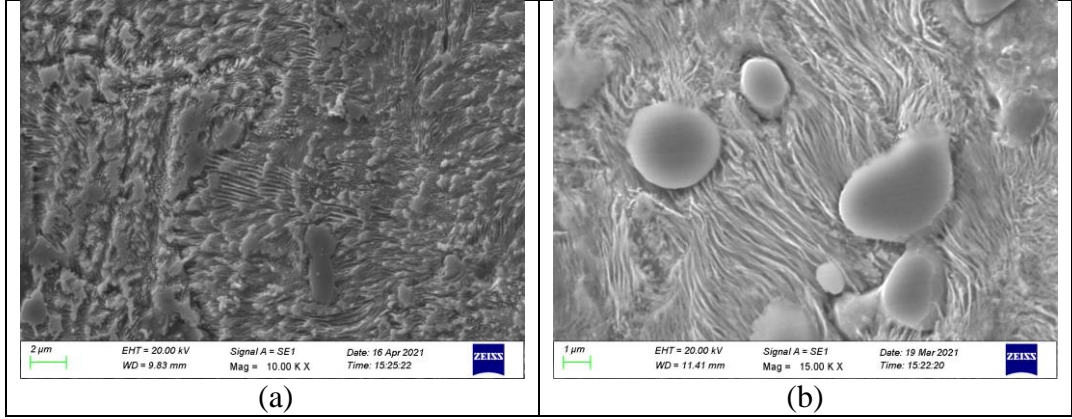
Şekil 4.17a’da 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS alaşımına ait bir SEM görüntüsü verilmiştir. Yaşlandırılmış matriks içerisinde  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltileri süresiz çökeltme ile oluşmuştur. Verilen SEM görüntüsünde sıvı fazdan kristallenen ısıt işlemler sonrası küreselleşmiş  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazı da gözlenmektedir (Şekil 4.17b).



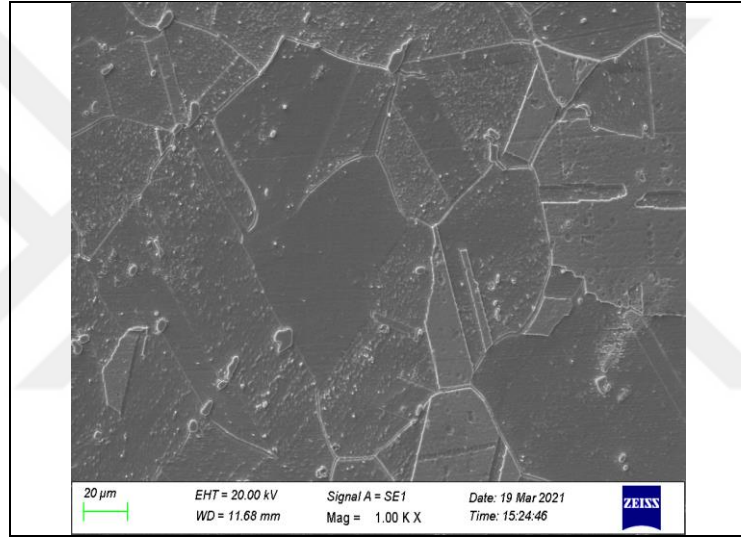
Şekil 4.17. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS alaşım matriksine ait SEM görüntüleri

450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS-Al ve CNS-Mg alaşımlarının matrikslerine ait SEM görüntüleri Şekil 4.18 ve Şekil 4.19’da verilmiştir. Yaşlandırılmış CNS-Al alaşımının matriksinde  $\alpha$ -Cu taneleri ve özellikle tane içerisinde ince dağılımlı çökeltiler gözlenmiştir (Şekil 4.18a).

CNS alaşımından farklı olarak bu alaşımın yaşlandırılmış yapısında süresiz çökeltme ile oluşmuş  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltileri gözlenmemiştir (Şekil 4.18b). Benzer metalurjik olgular yaşlandırılmış CNS-Mg alaşımında da gözlenmiş olup, yapıda çökeltme ile oluşmuş ve ince dağılımlı  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltileri mevcuttur (Şekil 4.19).



Şekil 4.18. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS-Al alaşımının matrisine ait SEM görüntüleri

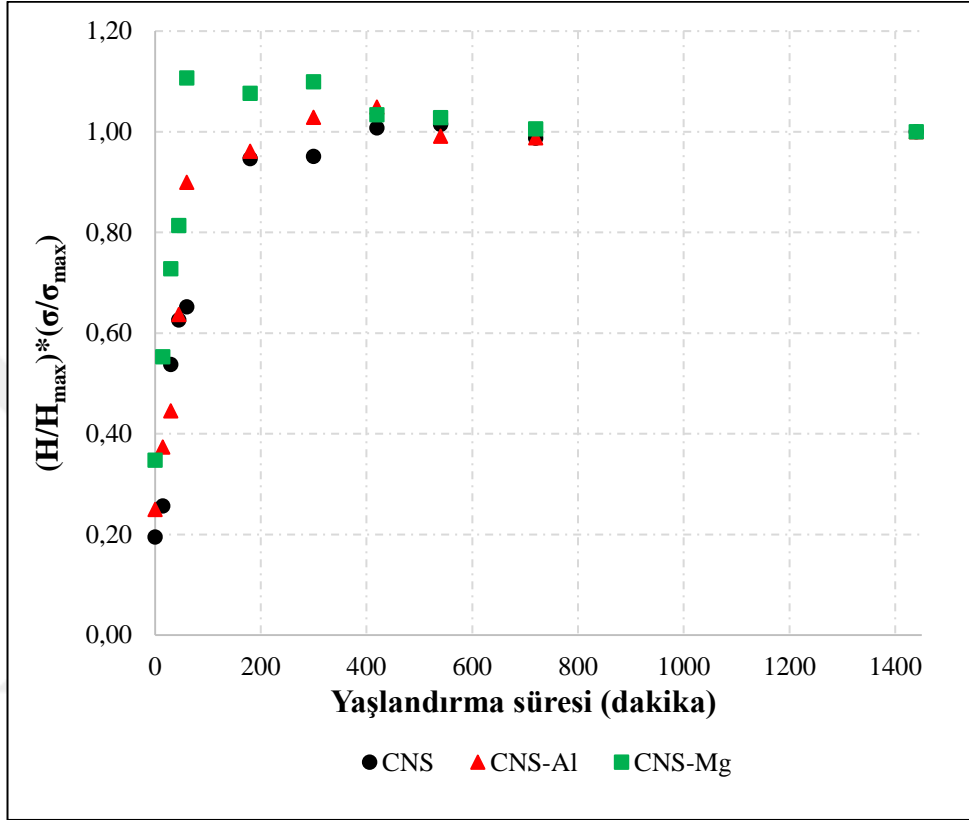


Şekil 4.19. 450 °C sıcaklıkta 60 dakika yaşlandırılmış CNS-Mg alaşımının matrisine ait SEM görüntüsü

Matriks içerisinde bu çökeltilerin oluşumu ile birlikte mukavemetin artması kaçınılmazdır. Bilindiği üzere, çökelme reaksiyonlarının birer fonksiyonu olarak bir taraftan malzeme sertliği diğer taraftan da elektriksel iletkenliği artabilmektedir. Corson alaşımları açısından en yüksek sertlik ve iyileştirilmiş elektriksel iletkenlik için uygun yaşlandırma koşullarının belirlenmesi oldukça önemlidir. Şekil 4.20’de tüm alaşımlar için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik (H) – iletkenlik ( $\sigma$ ) optimizasyonunu gösteren  $[(H/H_{max}) * (\sigma/\sigma_{max})]$  değişimi verilmiştir.

CNS-Al ve CNS-Mg alaşımları uygulanan yaşlandırma işleminde CNS alaşımına göre tüm yaşlandırma zamanlarında yüksek mukavemet ve elektriksel iletkenlik çarpımına sahiptir. Alüminyum ve magnezyum ile yapılan modifikasyon işlemleri Corson

alaşımlarında kristallenmede katı fazdan çökelen nikel silisit miktarını arttırabilmekte ve özellikle yaşlandırma işleminde de benzer bir etki sunarak matris içerisinde ince dağılımlı  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerinin oluşumunu sağlayarak iyileştirilmiş mukavemet-elektriksel iletkenlik değerlerini alaşıma sağlamaktadır.



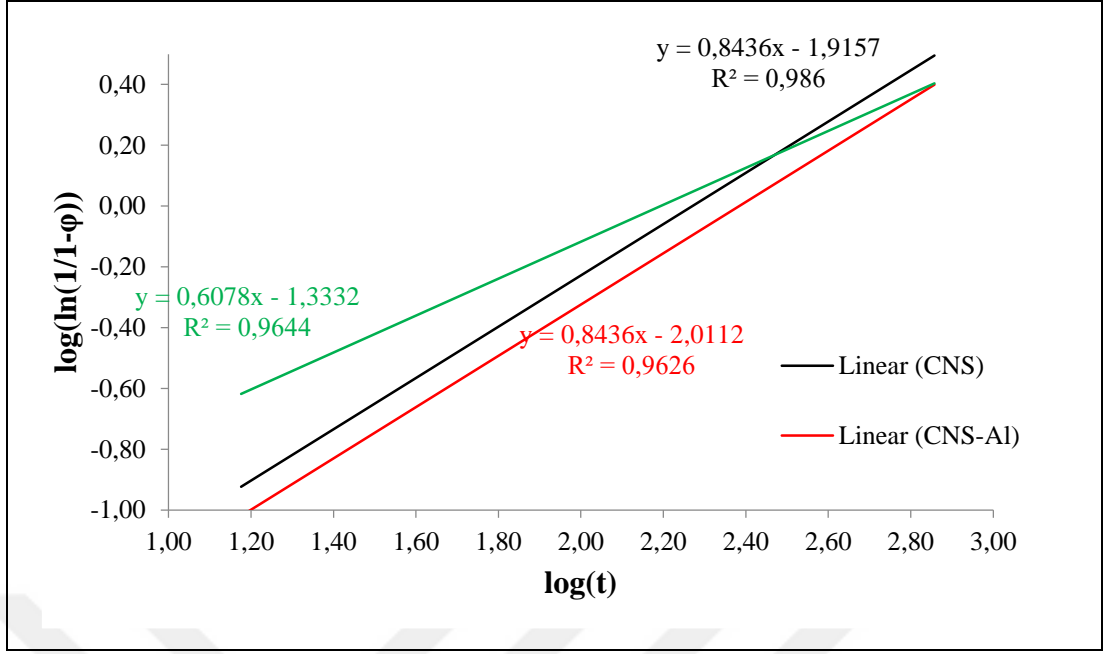
Şekil 4.20. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların için  $[(H/H_{max})*(\sigma/\sigma_{max})]$  değişimi

#### 4.6. Alaşımların Yaşlandırma Kinetiğinin Değerlendirilmesi

Kinetik hesaplamalar açısından öncelikle eşitlik 3.3 kullanılarak alaşımlar için tüm yaşlandırma sürelerinde ölçülen elektriksel iletkenlik ( $\sigma$ , MS/m) değerleri dikkate alınarak çökelti miktarları ( $f$ , %) hesaplanmış ve elde edilen değerler Tablo 4.1’de listelenmiştir. Tüm alaşımlar için Tablo 4.1’de verilen değerler kullanılarak Şekil 4.21’de verilen  $\log[\ln(1/1-f)] - \log(t)$  diyagramı elde edilmiştir. Diyagramda verilen lineer denklemlerin eğiminden ve interseptinden sırası ile Avrami kinetik denklemlerinde kullanılacak olan “n” ve “b” değerleri belirlenmiştir (Tablo 4.2). Tablo 4.3’te ise yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak tüm alaşımlarda ölçülen elektriksel iletkenlik değişimleri üzerinden elde edilen Avrami kinetik denklemleri listelenmiştir.

Tablo 4.1. Yaşlandırılmış alaşımlar için elektriksel iletkenlik ve çökelti miktarları

Yaşlandırma süresi (dakika)	CNS		CNS-Al		CNS-Mg	
	$\sigma$	f	$\sigma$	f	$\sigma$	f
0	6,37	0,00	7,43	0,00	7,69	0,00
15	8,12	9,08	8,77	7,80	10,28	19,27
30	11,04	24,23	9,93	14,50	12,04	32,38
45	11,85	28,45	11,68	24,68	12,17	33,36
60	12,04	29,41	13,94	37,86	15,13	55,39
180	18,23	61,52	15,72	40,39	16,11	62,65
300	21,08	76,29	18,90	66,67	17,75	74,85
420	23,38	88,23	21,47	81,60	18,76	82,35
540	24,15	92,19	22,53	87,80	19,29	86,28
720	24,50	94,02	23,34	92,47	20,38	94,40
1140	25,65	100,00	24,63	100,00	21,13	100,00



Şekil 4.21. Yaşlandırılmış alaşımlar için  $\log[\ln(1/1-\phi)] - \log(t)$  diyagramı

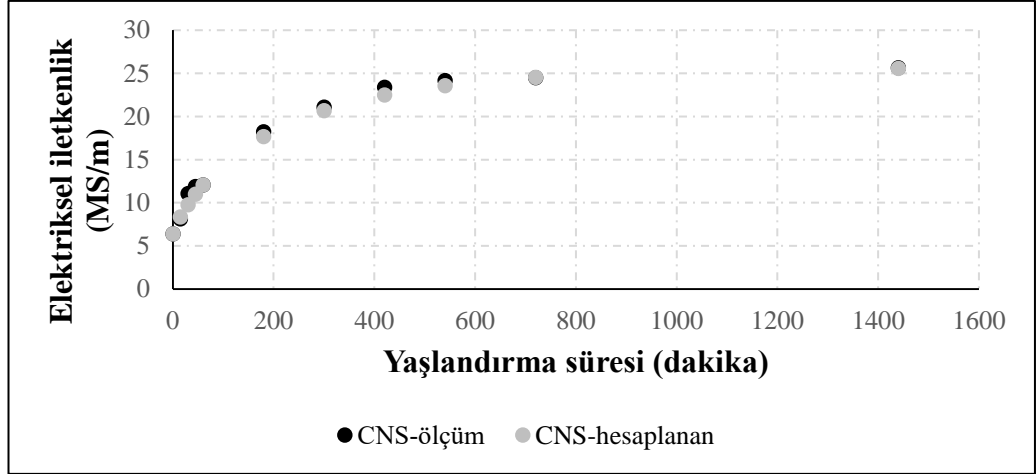
Tablo 4.2. Avrami kinetik denklemleri için belirlenen bazı değerler

Alaşım	$\sigma_{\max} - \sigma_0$	n	b
CNS	19,30	0,8436	0,011
CNS-Al	17,20	0,8436	0,010
CNS-Mg	13,44	0,6078	0,053

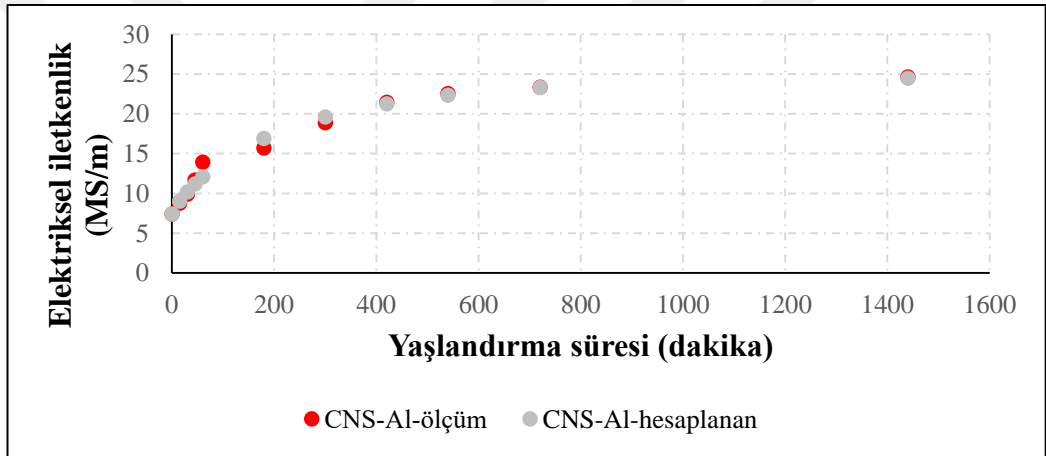
Tablo 4.3. Alaşımların yaşlandırma boyunca elektriksel iletkenlik değişimleri üzerinden belirlenen Avrami kinetik denklemleri

Alaşım	Denklemler
CNS	$\sigma = 6,37 + 19,30 f$ $f = 1 - \exp(-0,011 t^{0,8436})$
CNS-Al	$\sigma = 7,43 + 17,20 f$ $f = 1 - \exp(-0,010 t^{0,8436})$
CNS-Mg	$\sigma = 7,69 + 13,44 f$ $f = 1 - \exp(-0,053 t^{0,6078})$

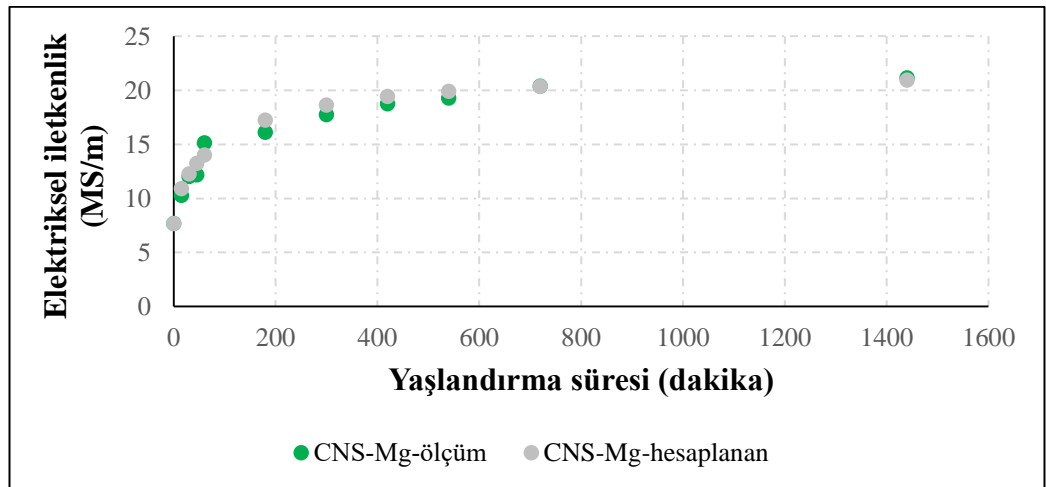
Şekil 4.22 – Şekil 4.24’te denklemler kullanılarak alaşımlarda yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik değişimleri hesaplanmış ve diyagramlardan da görüleceği üzere deneysel ölçümler ile elde edilen değişime benzer bir trend gözlenmiştir.



Şekil 4.22. CNS alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi

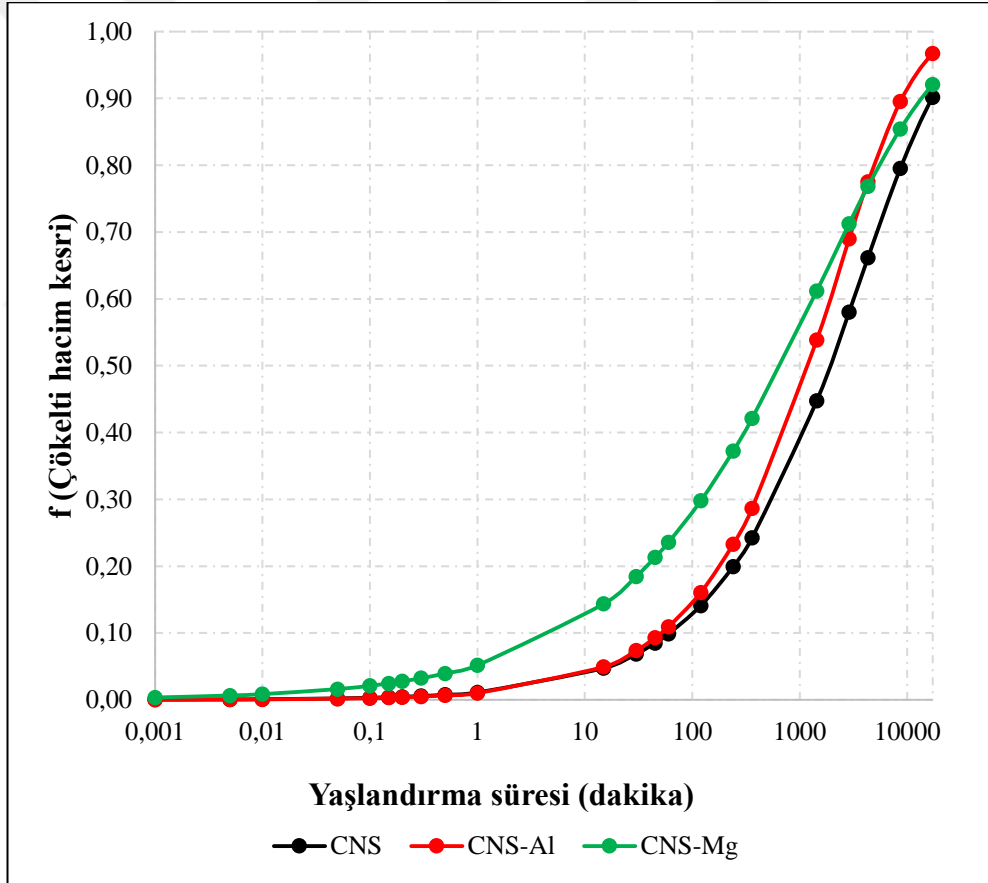


Şekil 4.23. CNS-Al alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi



Şekil 4.24. CNS-Mg alaşımı için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak hesaplanmış ve ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimi

Kinetik denklemler kullanılarak tüm alaşımlar için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak çökelti miktarındaki değişimde diyagramize edilmiş olup, çökeltme kinetiğini yansıtan tipik “S” eğrileri Şekil 4.25’te verilmiştir. Diyagramda da görüleceği üzere, modifiye elementler çökelmeyi hızlandırmaktadır. Yaşlandırmanın öncül zamanlarında (ilk 10 dakika) bu hızlandırma etkisi belirgin bir şekilde gözlenmekte olup, özellikle magnezyumun çökelmeyi ivmelendirici etkisi alüminyuma kıyasla daha yüksektir. Bu süreç zarfında CNS alaşımı ile CNS-Al alaşımı benzer çökeltme kinetiği gösterse de, artan yaşlandırma süresinde alüminyumun çökelmeyi ivmelendirme etkisi açığa çıkmaktadır. İlk 1 saatlik yaşlandırma işlemini takiben magnezyumun hızlandırıcı etkisi daha yükselmekte olup, tüm yaşlandırma işlemi boyunca da bu etkiyi sürdürebilmektedir.



Şekil 4.25. Alaşımlar için çökeltme kinetiği eğrileri



## 5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, yüksek Ni:Si oranına sahip döküm Corson alaşımının alüminyum ve magnezyum katkısı ile bileşimsel modifikasyonu sağlanmış ve sıcak dövülmüş alaşımlarda konvansiyonel ısıtma işlem uygulamaları sonrası sertlik ve elektriksel iletkenlik değişimleri incelenmiştir.

Döküm alaşımları üzerine yapılan termal analiz çalışmaları alaşım elementi katkısı ile Corson alaşımının hem katılaşma aralığında hem de çökelme davranışında bir değişim olabileceğini göstermiştir. Alaşım elementi katkısı ile Corson alaşımının katılaşma aralığı yükseltilmiş iken, önemli bir faz olan  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökelme sıcaklığı azalmıştır. Tüm alaşımlarda sıvıdan kristallenme ile bir taraftan  $\alpha$ -Cu fazının diğer tarafta  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının oluşabileceği tespit edilmiştir. Mikroyapısal incelemeler döküm konumundaki alaşım matrisinde dendritik bir katılaşma yapısının oluştuğunu,  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının interdendritik bölgelerde var olabileceğini ve ince dağılımlı  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Si çökeltilerinin ise tane içerisinde yer aldığını göstermiştir. Alaşımlama ile birlikte bir taraftan ikincil dendrit kolları ara mesafesinde ve diğer tarafta nihai tane boyutunda önemli bir indirgenme sağlanabilmiştir. Hem alüminyum hem de magnezyumun katı ergiyik oluşturmaya da bağlı olarak bakır matrisi içerisinde özellikle sınırlarda  $\beta$ -Ni<sub>3</sub>Si fazının miktarsal artışı da tespit edilmiştir.

Alaşım elementlerinin malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi sertlik ölçümleri ile takip edilmiştir. Alüminyum ve magnezyum katkısı ile katı ergiyik sertleşmesi sağlanmış ve aynı zamanda azalan ikincil dendrit kolları ara mesafesinin, azalan tane boyutunun ve artan ikincil faz miktarının da birer fonksiyonu olarak sertlik önemli ölçüde artmıştır. Kontrol malzemesi olan döküm Corson alaşımında yaklaşık 133 HV sertlik değeri elde edilmiştir. Alüminyum katkısı ile bu değer yaklaşık 153 HV değerine artmıştır. Corson alaşımının magnezyum ile modifiye edilmesi halinde ise döküm alaşım sertliği en yüksek sertlik (~ 185 HV) değerine ulaşmıştır.

Sıcak dövülmüş alaşımlara sırası ile çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri uygulanmış ve yaşlandırma süresine bağlı olarak hem sertlik hem de elektriksel

iletkenlik değerlerindeki değişim izlenmiştir. 450 °C sıcaklıkta ilk 1 saatlik yaşlandırma ile alaşımlarda en yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Bu sertlik değerleri alaşımların döküm konumlarına kıyasla yaklaşık 1,6 kat daha yüksek değerdedir. Yaşlandırma süresi arttıkça alaşımların elektriksel iletkenlik değerlerinde belirgin bir artış gözlenmiştir. Alüminyum ve magnezyumun birer empürite olarak yer aldığı kompozisyonlara kıyasla kontrol malzemesi olan Corson alaşımı hem döküm hem de yaşlandırılmış konumlarında daha yüksek elektriksel iletkenlik değerlerine sahiptir.

Tez çalışması kapsamında yaşlandırılmış alaşımların elektriksel iletkenlik değişim verileri kullanılarak alaşımların çökeltme kinetiği üzerinde de çalışılmıştır. Tüm alaşımlar için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik artışına iki önemli faktör etki etmektedir. Bunlardan birincisi su verilmiş yapının yaşlandırma işlemi ile kafes çarpılmalarının azaltılmasına bağlı olarak elektriksel iletkenlikte hızlı bir artış sağlanabilmektedir. İkinci önemli etken faktör ise yaşlandırma boyunca difüzyon nedeni ile aşırı doymuş bakır matriksi içerisinde empüritelerin hareket etmesi ve çökeltme reaksiyonlarının bir sonucu olarak nikel silistlerin yeniden oluşumu gelmektedir. Bu durumda elektriksel iletkenliğin artan çökelti miktarının da bir fonksiyonu olarak artması kaçınılmazdır. Bu tür bir yaklaşım ile alaşımların yaşlandırma sürecinde Avrami kinetikleri çalışabilmiş ve hem alüminyum hem de magnezyum katkısı ile çökeltme kinetiğinin arttırabildiği ortaya konmuştur.

## KAYNAKLAR

- [1] Kumara T. V. V., Ekanthappa J., Kashyap K. T., Naik A. M., Studies on Precipitation Hardening in Copper Chromium Alloy with 1 wt% Chromium, *AIP Conference Proceedings*, 2020, **2274**(1), 030039.
- [2] Fernee H., Nairn J., Atrens A., Precipitation Hardening of Cu-Fe-Cr Alloys - Part I - Mechanical and Electrical properties, *Journal of Materials Science*, 2001, **36**(11), 2711-2719.
- [3] Batra, I. S., Dey G. K., Kulkarni U. D., Banerjee S., Precipitation in a Cu–Cr–Zr alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2003, **356**(1-2), 32-36.
- [4] Xiao X., Xu H., Chen J., Liang Q., Wang J., Zhang J., Aging Properties and Precipitates Analysis of Cu–2.3Fe–0.03P Alloy by Thermomechanical Treatments, *Materials Research Express*, 2017, **4**, 116511.
- [5] Henmi Z., Nagai T., Mechanism of Precipitation Hardening in Cu–Be Alloys, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1969, **10**(3), 166-173.
- [6] Atapek Ş. H., Effect of Cobalt on the Aging Kinetics and the Properties of a CuCoNiBe Alloy, *Materials Testing*, 2015, **57**(1), 17-21.
- [7] Zhao D.M., Dong Q.M., Liu P., Kang B.X., Huang J.L., Jin Z.H., Structure and Strength of the Hardened Cu-Ni-Si Alloy, *Materials Chemistry and Physics*, 2003, **79**, 81-86.
- [8] Watanabe C., Takeshita S., Monzen R., Effect of Small Addition of Ti on Strength and Microstructure of a Cu-Ni-Si Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions*, 2015, **46**, 2469-2475.
- [9] Kuhn H.A., Altenberg I., Kaufler, Hölzl H., Fünfer M., Properties of High Performance Alloys for Electromechanical Connectors, *Copper Alloys – Early Applications and Current Performance – Enhancing Process*, DOI: 10.5772/35148.
- [10] Lockyer S.A., Noble F.W., Precipitate Structure in a Cu-Ni-Si Alloy, *Journal of Material Science*, DOI: 10.1007/BF00356596.
- [11] Xiao T., Sheng X.F., Lei Q., Zhu J. L., Li S.Y., Liu Z.R., Li Z., Effect of Magnesium on Microstructure Refinements and Properties Enhancements in High Strength CuNiSi Alloys, *Acta Metallurgica Sinica (English Letter)*, 2020, **33**, 375-384.

- [12] Lei Q., Li Z., Gao Y., Peng X., Derby B., Microstructure and Mechanical Properties of A High Strength Cu-Ni-Si Alloy Treated By Combined Aging Process, *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, **695**, 2413-2423.
- [13] Gholami M., Vesely J., Altenberg I., Kuhn H.A., Janecek M., Wollman M., Wagner L., Effect of Microstructure on Mechanical Properties of CuNiSi Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, **696**, 201-212.
- [14] Kurupniska B., Rdzawski Z., Krupinski M., Pakiela W., Precipitation Strengthening of Cu-Ni-Si Alloy, *Materials*, 2020, **13**(5), 1182-1194.
- [15] Lei Q., Li Z., Dai C., Wang J., Chen X., Xie J.M., Yang W.W., Chen D.L., Effect of Aluminum on Microstructure and Property of Cu-Ni-Si Alloys, *Materials Science and Engineering:A*, 2013, **597**, 65-74.
- [16] Lei Q., Li S., Zhu J., Xiao Z., Zhang F., Li Z., Microstructure Evolution, Phase Transition, and Physic Properties of a High Strength Cu-Ni-Si-Al Alloy, *Material Characterization*, 2019, **149**, 315-323.
- [17] D. I. Ellis, GRCop-84: A high-temperature copper alloy for high-heat-flux applications, NASA/TM-2005-213566.
- [18] Lei Q., Li Z., Xiao T., Pang Y., Xiang Z.Q., Qui W.T., Xiao Z., A New Ultrahigh Strength Cu-Ni-Si Alloy, *Intermetallics*, 2013, **42**, 77-84.
- [19] Corson M. G., Système D'alliages De Cuivre Avec  $\alpha$  et a Limites Variables et Leur Emploi Pour Le Durcissement Du Cuivre, *Rev Metall. Paris*, DOI: 10.1051/metal/193027040194.
- [20] [https://www.kme.com/fileadmin/DOWNLOADCENTER/COPPER%20DIVISION/4%20Industrial%20Rolled/3\\_Datasheets/Datasheets\\_NEW\\_2021/kme\\_CuNi3Si\\_C70250\\_en.pdf](https://www.kme.com/fileadmin/DOWNLOADCENTER/COPPER%20DIVISION/4%20Industrial%20Rolled/3_Datasheets/Datasheets_NEW_2021/kme_CuNi3Si_C70250_en.pdf) [Erişim tarihi : 01.03.2021]
- [21] Zhao D., Dong Q.M., Liu P., Kang B.X., Huang J. L., Jin Z. H., Aging Behaviour of Cu-Ni-Si alloy, *Materials Science and Engineering:A*, 2003, **361**, 93-99.
- [22] Ventura A.P., Microstructural Evolution and Mechanical Property Development of Selective Laser Melted Copper Alloys, Doctora Thesis, Lehigh University, Material Science and Engineering, Pennsylvania, 2017.
- [23] Teplitskiy M.D., Nikolayev A.K., Revina N. I., Rozenberg V. M., The Structure and Properties of Aging Copper-Nickel Based, *Fiz Met. Metalloved, Acta Materialia*, 1975, **40**, 1240-1243.
- [24] Wang C., Zhu J., Lu Y., Guo Y., Liu X., Thermodynamic Description of the Cu-Ni-Si System, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2014, **35**(1), 93-104.

- [25] Wu Y., Li Y., Lu J., Tan S., Jiang F., Sun J., Effect of Pre-Deformation on Precipitation Behaviors and Properties in Cu-Ni-Si-Cr Alloy, *Material Science & Engineering A* , 2019, **742**, 501-507.
- [26] Lei Q., Li Z., Wang M. P., Zhang L., Xiao Z., Jia Y. L., Hot Deformation Behavior of Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg Alloy, *Material Science and Engineering:A* , 2011, **528**, 1641-1647.
- [27] Altenberger I., Kuhn H. A., Glohami M., Mhaede M., Wagner L., Ultrafine-Grained Precipitation Hardened Copper Alloys by Swaging or Accumulative Roll Bonding, *Metals*, 2016, **5**(2), 763-776.
- [28] Samoilova O. V., Trofimov E. A., Phase equilibria in the copper-rich corner of the Cu-Ni-Si-Cr system, *Materials Science Forum*, 2016, **870**, 107-112.
- [29] Li J., Huang G., Mi X., Peng L., Xie H., Kang Y., Effect of Ni/Si Mass Ratio and Thermomechanical Treatment on the Microstructure and Properties of Cu-Ni-Si Alloys , *Materials*, 2019, **12**(13), 2076.
- [30] ASM Handbook Volume 3, Alloy Phase Diagrams, ASM International.
- [31] Liu X., Xiang S., Yang S., Shi R., Wang C., Experimental Investigation of Phase Equilibria in the Cu-Ni-Si Ternary System, *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, **578**(25), 439-447.
- [32] Miettinen J., Thermodynamic Description of the Cu-Ni-Si System in the Copper-Rich Corner Above 700 °C, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2005, **29**, 212-221.
- [33] Xie H., Jia L., Lu Z., Microstructure and Solidification Behavior of Cu-Ni-Si Alloys, *Materials Characterization*, 2009, **60**, 114-118.
- [34] A.P. Ventura, Microstructural Investigation of Precipitation Hardened CuNi2S + Zr Alloys for Rotor Applications, Doctora Thesis, University of Central Florida, Department of Mechanical, Materials and Aerospace Engineering in the College of Engineering and Computer Science, Florida, 2010.
- [35] Han S.Z., Gu J. H., Hee J. L., Que Z. P., Shin J. H., Lim S. H., Kim S. S., Effect of V Addition on Hardness and Electrical Conductivity in Cu-Ni-Si Alloys, *Metals and Material International* , 2013, **19**, 637-641.
- [36] Suzuki S., Hirabayashi K., Shibata H., Mimura K., Isshiki M., Waseda Y., Electrical and Thermal Conductivities in Quenched and Aged High Purity Cu-Ti Alloys, *Scripta Materialia*, 2003, **48**, 431-435.
- [37] Zhao Z., Xiao Z., Li Z., Qui W., Jiang H., Lei Q., Liu Z., Jiang Y., Zhang S., Microstructure and Properties of a Cu-Ni-Si-Co-Cr Alloy with High Strength and High Conductivity, *Material Science & Engineering A* , 2019, **759**, 396-403.

- [38] Lei Q., Xiao Z., Hu W., Derby B., Li Z., Phase Transformation Behaviors and Properties of a High Strength Cu-Ni-Si Alloy, *Materials Science and Engineering:A*, 2017, **697**, 37-47.
- [39] Tao S., Lu Z., Jia L., Xie H., Zhang J., Effect of Ni/Si Mass Ratio on Microstructure and Properties of Cu-Ni-Si Alloy, *Materials Research Express*, 2020, **7**, 066520.
- [40] Ozawa A., Watanabe C., Monzen R., Influence of Co on Strength of Cu-Ni-Co-Si, *Material Science Forum*, 2014, **783-786**, 2468-2473.
- [41] Zhang Y., Tian B., Volinsky A. A., Sun H., Chai Z., Liu P., Chen X., Liu Y., Microstructure and Precipitate's Characterization of Cu-Ni-Si-P Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance* , 2016, **25**, 1336-1341.
- [42] Lei Q., Li Z., Wang M. P., Zhang L., Xiao Z., Jia Y. L., The Evolution of Microstructure in Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg, *Material Science and Engineering:A* , 2010, **527**, 6728-6733.
- [43] Jungfeng W., Jinshui C., Chengjun G., Jianbo Z., Xiangpeng X., Bin J., Effect of Heat Treatment on Low Cycle Fatigue Properties of Cu-Cr-Zr Alloy, *Materials Characterization*, 2019, **158**, 109940.
- [44] Li Z., Pan Z. Y., Zhao Y. Y., Xiao Z., Wang M. P., Microstructure and Properties of High-Conductivity Super High Strength Cu-8.0Ni-1.8Si-0.6Sn-0.15Mg Alloy, *Journal of Materials Research* , 2009, **24**, 2123-2129.
- [45] Atapek Ş. H., Pantelakis S. G., Chamos A. N., Polat Ş., Aktaş G., Fractographical analysis of fatigue failed Cu-2.55Ni-0.55Si alloy, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2016, **83**, 60-66.
- [46] Dieter G. E., *Mechanical Metallurgy*, 1st ed., McGraw-Hill, London, 1988.
- [47] Calister W. D., Rethwisch G.D., Development of Microstructure in Isomorphous Alloys, Editors: Fowley D., Sayre D., Knecht J., Holm K., Metzger J., Ruel C., Nolan H., Lesure M., Price M., Wiemann R., Calister D.W., *Material Science and Engineering An Introduction*, 9nd ed., Versailles, 309-311,2013.
- [48] Watanabe C., Nishijima F., Monzen R., Tazaki K., Mechanical Properties of Cu-4.0wt%Ni-0.95wt%Si Alloys with and without P and Cr Addition, *Material Science Forum*, 2007, **561-567**, 2321-2324.
- [49] Chen J. Y., Tang B. B., Yu F. X., Shen B., Evaluation of Nanoscaled Precipitates in a Cu-Ni-Si-Cr Alloy During Aging, *Journal of Alloys and Compounds* , 2014, **614**, 189-195.

## KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

- [1] **Terzioğlu V.**, Gürsoy N., Atapek Ş.H., Döküm Corson Alaşımının Mikroyapısal ve Mekanik Özelliklerinin Karakterizasyonu, *5. Uluslararası Marmara Fen ve Sosyal Bilimler Kongresi*, Bildiriler Kitabı, 453-458, Kocaeli, 04-05 Aralık 2020.



## ÖZGEÇMİŞ

İlk, orta ve lise eğitimini Kocaeli’nde tamamlamıştır. 2012 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nden 2017 yılında mezun olmuştur. Aynı yıl Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı’nda Yüksek Lisans Eğitimine başlamıştır. 2018 Haziran-2020 Ağustos tarihleri arasında Gefest TR Otomotiv’de Kalite Mühendisi olarak görev almış olup, 2020 Kasım ayından günümüze Assan Hanil Otomotiv Sanayi’de Proses Kalite Uzmanı olarak görevini sürdürmektedir.

