



**İNDÜKSİYONLA ERGİTME VE ERİYİK EĞİRME  
TEKNİKLERİ İLE Al-5Cu-XSc (X=0.5 ve 1.0)  
ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ VE MEKANİK  
KARAKTERİZASYONU**

**CENGİZ TEMİZ**

**DOKTORA TEZİ  
FİZİK ANABİLİM DALI  
PROF. DR. UĞUR KÖLEMEN  
HAZİRAN - 2019  
Her hakkı saklıdır**

T.C  
TOKAT GAZİOSMANPAŞA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
FİZİK ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

İNDÜKSİYONLA ERGİTME VE ERİYİK EĞİRME TEKNİKLERİ İLE  
Al-5Cu-XSc (X=0.5 ve 1.0) ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ  
VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

CENGİZ TEMİZ

TOKAT  
2019

Her hakkı saklıdır



**Bu tez çalışması;**

**Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından 2014/32 nolu proje ile desteklenmiştir.**

**CENGİZ TEMİZ** tarafından hazırlanan “**İndüksiyonla Ergitme ve Eriyik Egirme Teknikleri ile Al-5Cu-XSc (X=0,5 ve 1,0) Alaşımlarının Üretimi ve Mekanik Karakterizasyonu**” adlı tez çalışmasının savunma sınavı 21 Haziran 2019 tarihinde yapılmış olup aşağıda verilen Jüri tarafından Oy Birliği / ~~Oy Çokluğu~~ ile Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü FİZİK ANABİLİM DALI'nda DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

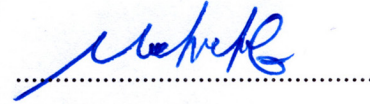
Jüri Üyeleri

İmza

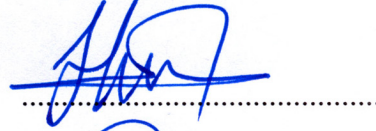
Danışman  
Prof. Dr. Uğur KÖLEMEN  
Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi



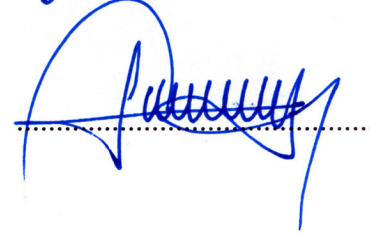
Üye  
Prof. Dr. Mahfuz ELMASTAŞ  
Sağlık Bilimleri Üniversitesi



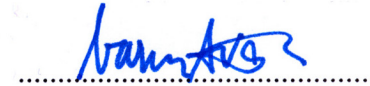
Üye  
Doç. Dr. Hüseyin TOPAKLI  
Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi



Üye  
Doç. Dr. Fikret YILMAZ  
Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi



Üye  
Doç. Dr. Barış AVAR  
Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi



ONAY

Prof. Dr. Cetin ÇEKİCİ  
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü





## TEZ BEYANI

Tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu tezin yazılmasında bilimsel ahlak kurallarına uyulduğunu, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezin içerdiği yenilik ve sonuçların başka bir yerden alınmadığını, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, tezin herhangi bir kısmının bu üniversite veya başka bir üniversitedeki başka bir tez çalışması olarak sunulmadığını beyan ederim.



**Cengiz TEMİZ**

**21 Haziran 2019**

## ÖZET

### DOKTORA TEZİ

# İNDÜKSİYONLA ERGİTME VE ERİYİK EĞİRME TEKNİKLERİ İLE Al-5Cu-XSc (X=0.5 ve 1.0) ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

CENGİZ TEMİZ

TOKAT GAZİOSMANPAŞA ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

TEZ DANIŞMANI: PROF. DR. UĞUR KÖLEMEN

Al-5Cu, 2xxx serisi Al-esaslı alaşım grubundan olup hafif ağırlığın gerektirdiği otomotiv ve havacılık endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Al-5Cu alaşımlarının en belirgin özellikleri, düşük yoğunluk, yüksek erime sıcaklığı, iyi termal iletkenlik, yüksek dayanım ve tokluktur. Bu çalışmada, Al-5Cu alaşımının mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlandı. Bu amaçla, ağırlık % 0.5 ve 1.0 oranında Skandiyum (Sc) katkılı Al-5Cu alaşımı indüksiyonla ergitme ve eriyik eğirme yöntemleri ile üretildi. X-ışınımı kırınımı (XRD) analizlerinden, Al-5Cu alaşımında Al ve Al<sub>2</sub>Cu fazları gözlenirken, Sc katkılı alaşımlarda bu fazların yanında Cu<sub>2</sub>Sc fazı tespit edildi. Şerit alaşımlarda ise, kırınım piklerinin daha keskin olduğu görüldü. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizlerinde, Sc katkısının, külçe alaşımların mikro yapısını büyük oranda incelttiği görüldü. Ayrıca, Sc katkılı alaşımlarda yarı-kararlı iğnemsiz θ'-Al<sub>2</sub>Cu fazlarına rastlandı. Şerit alaşımlarda ise mikro yapının tamamen eş-eksenli ve homojen tanelerden oluştuğu görüldü. Nano çentme ve çekme testi sonuçları, Sc elementinin Al-5Cu alaşımının mekanik özelliklerini büyük oranda geliştirdiğini gösterdi. Alaşımların mekanik özelliklerindeki iyileşme, tane boyutu sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi mekanizmaları ile açıklandı.

2019, 126 SAYFA

**ANAHTAR KELİMELELER:** Al-5Cu Alaşımı, İndüksiyonla Ergitme, Eriyik Eğirme, Mekanik Özellikler, Mikro yapı.

## **ABSTRACT**

### **DOCTORA THESIS**

#### **MECHANICAL CHARACTERIZATION OF Al-5Cu-XSc (x= 0.5 and 1.0) ALLOYS PRODUCTION BY USING INDUCTION MELTING AND MELT SPINNING TECHNIQUES**

**CENGİZ TEMİZ**

**TOKAT GAZIOSMANPASA UNIVERSITY  
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES**

**DEPARTMENT OF PHYSICS**

**SUPERVISOR: PROF. DR. UĞUR KÖLEMEN**

Al-5Cu is a 2xxx series Al-based alloy group and has a wide range of applications in the automotive and aerospace industries where light weight is required. The most prominent properties of Al-5Cu alloys are low density, high melting temperature, good thermal conductivity, high strength and toughness. In this study, it was aimed to improve the mechanical properties of Al-5Cu alloy. For this purpose, Al-5Cu alloy with 0.5 and 1.0 wt% of Scandium was produced by induction melting and melt spinning methods. From the X-ray diffraction analysis, Al and Al<sub>2</sub>Cu phases were observed in Al-5Cu alloy. Besides these phases, Cu<sub>2</sub>Sc phase was detected in Sc doped alloys. In ribbon alloys, diffraction peaks were found to be sharper. In the scanning electron microscope analysis, it was observed that the Sc addition significantly reduced the microstructure of the ingot alloys. In addition, metastable  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu phases with needle-like shape were observed in Sc doped alloys. In the ribbon alloys, the microstructure was found to consist entirely of equiaxed and homogeneous grains. The nano indentation and tensile test results showed that the Sc element greatly improved the mechanical properties of the Al-5Cu alloy. The improvement in the mechanical properties of the alloys was explained by grain size hardening and precipitation hardening mechanisms.

2019, 126 PAGES

**KEYWORDS:** Al-5Cu Alloy, Induction Melting, Melt-Spinning, Mechanical Properties, Microstructure.

## ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın gerçekleştirilmesinde, değerli bilgilerini benimle paylaşan, kendisine ne zaman ihtiyaç duysam sabırla ve büyük bir ilgiyle yardımını esirgemeyen ve her hangi bir sorun ile karşılaştığımda çekinmeden konuşabildiğim, güler yüzünü ve samimiyetini benden esirgemeyen ve ayrıca gelecekteki mesleki hayatımda da bana kattığı değerlerle kendisini hatırlayacağım, kıymetli danışman hocam Prof. Dr. Uğur KÖLEMEN'e saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamda yapmış olduğum araştırmaların büyük bir kısmını gerçekleştirdiğim Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fizik Bölümündeki laboratuvarlarda alt yapı ve cihazların burada bulunmasını sağlayan Bartın Üniversitesi Rektörü Sn. Prof. Dr. Orhan UZUN hocama ayrıca teşekkürü bir borç bilir şükranlarımı sunarım. Tez çalışmamın planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren ve ayrıca tezimi yazmamda çok büyük emeği olan Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fizik Bölümü öğretim üyesi Doç. Dr. Fikret YILMAZ'a çok teşekkür ederim. Malzeme üretimi ve mikro yapı analizleri için numune hazırlamamda yardımlarını esirgemeyen Öğretim Görevlisi Dr. Semra ERGEN'e teşekkürlerimi sunarım. Araştırma ve analiz sürecinde büyük kolaylık sağlayan Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi Rektörü Prof. Dr. Mustafa ÇUFALI' ya ayrıca teşekkür ederim.

Tüm eğitim hayatım boyunca benden maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen her zaman dualarıyla yanımda olan sevgili aileme teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Doktora çalışma süresince tüm zorlukları benimle göğüsleyen ve hayatımın her evresinde bana destek olan değerli eşime sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

**Cengiz TEMİZ**

**21 Haziran 2019**

*Oğlum Yusuf ve kızım Yaren'e*

## İÇİNDEKİLER

TEZ BEYANI.....	i
ÖZET .....	ii
ABSTRACT.....	iii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR.....	iv
İÇİNDEKİLER .....	vi
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. GENEL BİLGİLER.....	5
2.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları .....	5
2.1.1. Alüminyumun nitelikleri.....	6
2.1.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması .....	7
2.1.3. Alüminyum alaşımlarında temperleme .....	11
2.2. 2XXX Serisi Al-Cu Alaşımları .....	17
2.2.1. Dövme Al-Cu alaşımları.....	17
2.2.2. Dökme Al-Cu alaşımları .....	17
2.2.3. Al-Cu alaşımlarında bakırın faz oluşumuna etkisi .....	18
2.2.4. Al-Cu alaşımlarında korozyon .....	18
2.2.5. Al-Cu alaşımlarında aşınma davranışı.....	19
2.3. Katılaşmanın Esasları.....	20
2.3.1. Çekirdeklenme (Nucleation).....	20
2.3.2 Tane büyütme mekanizmaları.....	27
2.4. Eriyik Eğirme Metodu ile Hızlı Katılaştırma .....	33
2.4.1. Eriyik eğirme ekipmanları.....	34
2.5. Nano Çentme Metodu ve Prensipleri .....	39
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	49
3.1. Külçe ve Şerit Alaşımların Üretilmesi.....	49
3.2. Mikro Yapı ve Çentik Testi Analizleri için Numunelerin Hazırlanması .....	53

3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizleri .....	56
3.4. X- Işını Floresans Spektrometre (EDXRF) Analizi .....	57
3.5. X- Işınları Kırınımı (XRD) Analizi.....	60
3.6. Rietveld Analizi .....	63
3.7. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizi .....	66
3.8. Çekme (Tensile) Testi Analizi .....	69
3.9. Nano - Çentik Analizleri.....	74
4. BULGULAR ve TARTIŞMA .....	78
4.1. X-ışını Floresans Spektrometresi (XRF) Analizleri .....	78
4.2. X-ışını Kırınımı Analizleri .....	80
4.3. SEM/EDX Analizleri.....	84
4.4. Rietveld Analizleri.....	100
4.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizleri .....	102
4.6. Nano Çentme ve Çekme Testi Analizleri .....	104
5. SONUÇLAR.....	114
6. KAYNAKLAR .....	117
7. EKLER .....	120
8. ÖZGEÇMİŞ .....	122

## SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simge	Açıklama
a	Kontak yarıçapı
A	Yüzey alanı
A <sub>0</sub>	Başlangıç kesit alanı
A <sub>a</sub>	Numunenin anlık kesit alanı
A <sub>c</sub>	Kontak alanı
Al	Alüminyum
B	Boron
C	Karbon
Ca	Kalsiyum
Cr	Krom
Cu	Bakır
d	Düzlemler arası mesafe
E	Young modülü
E <sub>r</sub>	İndirgenmiş elastik modülü
F	Fabrikadan üretilmiş halde
f	Ortalama bir eksenli çekme kuvveti
Fe	Demir
gf	Gramkuvvet
GPa	Giga pascal
H	Çentik sertliği
H	Deformasyon ile sertleştirme
h	Yer değiştirme
h <sub>c</sub>	Kontak derinliği
h <sub>ce</sub>	Kontak derinliğinin elastik bileşeni
h <sub>f</sub>	Minimum derinlik
h <sub>maks</sub>	Maksimum derinlik



$h_p$	Plastik derinlik
$h_s$	Elastik yer değiştirme
K	Kelvin
KB	Kopma büzülmesi
KU	Kopma uzaması
kV	Kilovolt
l	Malzeme uzunluğu
$l_0$	Başlangıçtaki lm boyu
$l_a$	Deney sırasındaki ölçüm boyu
mbar	Milibar
Mg	Magnezyum
Mn	Mangan
Mn	Manganez
nm	Nanometre
nN	Nanonewton
O	Tavlama
°C	Santigrat derece
P	Yk
S	Kontak katılığı
Sc	Skandiyum
Si	Silisyum
$\sin\Theta$	Kırınım açısı
Sn	Kalay
T	Kararlı temperler üretmek için uygulanan ısıl işlem
Ti	Titanyum
V	Vanadyum
W	Solüsyonla ısıl işlem
$W_s$	özgül aşınma hızı
$Y_{sk}$	Katı sıvı arasındaki yüzey enerjisi

$\gamma_{st}$	Sıvı ve kalıp duvar arasındaki yüzey enerjisi
Zn	Çinko
$\alpha$	İkinci katı faz
$\beta$	Katı çekirdek fazı
$\Delta l$	Uzama farkı
$\mu m$	Mikrometre
$\nu$	Poisson oranı
$\sigma$	Mühendislik gerilmesi
$\mu$	Kesme modülü
$\mu_k$	Sürtünme katsayısı
$\mu N$	Mikro newton

<b>Kısaltmalar</b>	<b>Açıklama</b>
AFM	Atomik Kuvvet Mikroskobu
ÇBE	Çentme Boyut Etkisi
DHÇ	Derinlik Hassasiyetli Çentme
DSC	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre
EBSD	Elektron Geri Saçılım Kırınımı
EDAX	Enerji Dağılımlı X-Işını
GP	Guinier-Preston Zone
MS	Melt Spinnig
RHA	Renkli Haritalama Analizi
SDAS	İkincil Dentrit Kol Mesafesi
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
SLU	Step-Load Unload
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu
XRD	X-Işınları Kırınımı
XRF	X-Işını Floresans Spektrometresi

## ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Soğuk işlemin akma dayanımı üzerindeki etkisi.....	13
Şekil 2.2. Katılaşma esnasında atomların temsili çekirdeklenmesi.....	21
Şekil 2.3. Katılaşma sürecinde oluşan çekirdek yapısı.....	22
Şekil 2.4. Çekirdeğin yüzey ve hacim ile enerji değişimi.....	23
Şekil 2.5. Katı sıvı faz karışımının temsili çekirdeklenmesi.....	26
Şekil 2.6. Sıvı (T) sıcaklığının bir fonksiyonu olarak çekirdeklenme (I) oranı.....	27
Şekil 2.7. Zamanla Düzlemsel büyüme.....	28
Şekil 2.8. a) Aşırı sağutulmuş bir katı sıvı eriğinin dendrit olarak büyüme grafiği b) Dendrit bir yapının elektron mikroskobu ile görüntüsü.....	29
Şekil 2.9. a) İkincil dendrit kol mesafesi (SDAS) b) Alüminyum alaşımındaki dendritler.....	31
Şekil 2.10. Katılaşma süresinin bakır, çinko ve alüminyumun ikincil dendrit kol boşlukları üzerindeki etkisi.....	32
Şekil 2.11. İkincil dendrit kol aralığının bir alüminyum döküm alaşımının özellikleri üzerindeki etkisi.....	32
Şekil 2.12. Melt Spinnig ile eritilerek bükülmüş 20 mikron kalınlığında ve 1 cm genişliğinde Al-5Cu-1Sc katkılı şerit alaşımı.....	34
Şekil 2.13. a) Eriyik eğirme (Melt Spinning) ve b) Düzlemsel akışla döküm (Planar flow casting) tekniklerinin şematik gösterimi.....	34
Şekil 2.14. Vakum veya gaz atmosferinde kullanılan Melt Spinnig (MS) Eriyik Eğirme cihazının genel görünüşü.....	35
Şekil 2.15. Eriğin vakumlanma şeması (a) Isınma ve (b) Püskürtme sırasında.....	37
Şekil 2.16. Eriyik Eğirme ile üretilmiş Fe-6.5Si şerit alaşımının görüntüsü.....	39
Şekil 2.17. Sert bir koninin elastik yarı-boşluk girintisi.....	41
Şekil 2.18. Katı silindirik düz bir ucun dairesel girintisi.....	42
Şekil 2.19. Katı küre şeklinde bir uçun dairesel girintisi.....	43

Şekil 2.20. Üç yüzeyli Berkovich çentici geometrisi.....	44
Şekil 2.21. Elasto plastik bir malzemede nano çentme ile yükleme ve boşalmanın şematik gösterimi.....	46
Şekil 2.22. Şekil 2.21’de verilen nano çentmenin yük yer değiştirme eğrisinin şematik gösterimi.....	46
Şekil 3.1. İndüksiyon eritme cihazı.....	49
Şekil 3.2. İndüksiyon fırınında üretilen külçe alaşımların fotoğrafları.....	50
Şekil 3.3. Tavlama için kullanılan yüksek sıcaklık fırını.....	51
Şekil 3.4. Eriyik eğirme sistemi ve şeritlerin üretildiği bakır disk.....	52
Şekil 3.5. Eriyik eğirme metoduyla, 20 mikron kalınlık ve 1 cm genişlikte üretilen şeritler.....	52
Şekil 3.6. Kesme cihazı.....	53
Şekil 3.7. Mastır alaşımlardan plaka şeklinde kesilmiş numuneler.....	53
Şekil 3.8. Kalıplama işleminde kullanılan kalıp malzemeleri ve örnek bir kalıplı numune.....	54
Şekil 3.9. Otomatik parlatma cihazı.....	55
Şekil 3.10. Elektron numune etkileşimi.....	56
Şekil 3.11. Taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX).....	57
Şekil 3.12. Tungsten Hedefli Bir X-Işını Tüpünden Alınan Sürekli Spektrum.....	58
Şekil 3.13. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometre Cihazı (EDXRF) şematik gösterimi.....	59
Şekil 3.14. Enerji Dağılımlı X-Işını Floresans Cihazı (XRF).....	59
Şekil 3.15. X-Işını tüpünün temsili görüntüsü.....	60
Şekil 3.16. Sürekli X-ışını Oluşumu temsili gösterimi.....	61
Şekil 3.17. Karakteristik X-ışınının temsili gösterimi.....	62
Şekil 3.18. X-Işını Kırınım Cihazına (XRD) ait fotoğraf.....	63
Şekil 3.19. Rietveld yöntemi kullanılarak kantitatif analiz sonuçları (% 10 karışımli örnek).....	66

Şekil 3.20. CaC <sub>2</sub> O <sub>4</sub> H <sub>2</sub> O'nun hava ortamındaki diferansiyel termogramı, sıcaklık yükselme hızı 8°C/dakika.....	67
Şekil 3.21. DSC, güç dengelemeli sistemin şematik gösterimi.....	68
Şekil 3.22. DSC, ısı akışlı sistemin şematik gösterimi.....	68
Şekil 3.23. Faz dönüşüm sıcaklıkları analizinin yapıldığı DSC Cihazı.....	69
Şekil 3.24. Tipik bir çekme test cihazı.....	70
Şekil 3.25. Düşük karbonlu bir çeliğin çekme diyagramı.....	70
Şekil 3.26. Belirgin bir akma göstermeyen malzemenin akma dayanımının belirlenmesini gösteren diyagram.....	71
Şekil 3.27. Gevrek ve sünek malzemelerin kırılması (a) Gevrek (b) Sünek.....	72
Şekil 3.28. Gerilme-birim uzama eğrisi yardımıyla şekil değiştirme enerjilerinin (rezilyans ve tokluk) belirlenmesi.....	73
Şekil 3.29. Tensile test cihazı.....	74
Şekil 3.30. Malzeme üzerine uygulanan yük ve yer değiştirme eğrisi.....	75
Şekil 3.31. Malzemelerin mekanik karakterizasyonunun yapıldığı nano çentik cihaz (UMT/NH-2, Bruker).....	77
Şekil 4.1. Külçe alaşımlara ait XRD desenleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1.0Sc.....	81
Şekil 4.2. Şerit alaşımlara ait XRD desenleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1.0Sc.....	84
Şekil 4.3. Külçe Al-5Cu alaşımının farklı bölgelerinden alınan EDX-haritalama görüntüleri.....	85
Şekil 4.4. Külçe Al-5Cu alaşımının Al-matrisi içinden alınan nokta EDX analizi.....	86
Şekil 4.5. Külçe Al-5Cu alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırının büyütülmüş görüntüsü (2500x), (c) Küresel Al <sub>2</sub> Cu fazının genel görüntüsü (2500x) ve büyütülmüş görüntüsü (10000x).....	87
Şekil 4.6. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımında tane sınırlarının birleştiği kavşak bölgesinden alınan EDX-haritalama görüntüsü (2000x).....	88
Şekil 4.7. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımında tane sınırlarının birleştiği kavşak bölgesi ve tane sınırlarından alınan EDX-haritalama görüntüsü (1000x).....	89

Şekil 4.8. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımında tane sınırlarının birleştiği kavşak bölgesi ve küresel adacıktan alınan EDX-haritalama görüntüsü (5000x).....	89
Şekil 4.9. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırında oluşan $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu ve Cu <sub>2</sub> Sc fazlarının büyütülmüş görüntüsü (10000x), (c) Küresel $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu ve Cu <sub>2</sub> Sc fazının genel görüntüsü (10000x) ve (d) Kavşak bölgesinde oluşan Al <sub>2</sub> Cu büyütülmüş görüntüsü (10000x), (e) Al matrisi içerisinde dağılmış $\theta'$ -Al <sub>2</sub> Cu çökeltileri (10000x).....	91
Şekil 4.10. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında görülen Al <sub>3</sub> Sc çökelti fazları ve tane sınırlarına yerleşen Cu <sub>2</sub> Sc fazları.....	92
Şekil 4.11. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında tane sınırlarına yerleşen Cu <sub>2</sub> Sc fazları ve Al matrisi içerisinde dağılmış $\theta'$ -Al <sub>2</sub> Cu çökelti fazları.....	93
Şekil 4.12. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında tane sınırlarına yerleşen Cu <sub>2</sub> Sc ve $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu fazları.....	93
Şekil 4.13. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında mikro yapı içerisinde homojen olarak dağılan Cu <sub>2</sub> Sc fazları.....	94
Şekil 4.14. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırında oluşan Cu <sub>2</sub> Sc fazlarının büyütülmüş görüntüsü (3000x), (c) Al matrisi içerisinde dağılmış $\theta'$ -Al <sub>2</sub> Cu çökeltileri (10000x), (d) $\theta'$ -Al <sub>2</sub> Cu fazlarının yüksek büyütmedeki görüntüsü (50000x).....	95
Şekil 4.15. Külçe alaşımların mikro yapılarının genel görünüşleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1.0Sc.....	96
Şekil 4.16. Şerit alaşımların mikro yapılarının genel görünüşleri, (a) ve (b) Al-5Cu, (c) ve (d) Al-5Cu-0.5Sc, (e) ve (f) Al-5Cu-1.0Sc.....	98
Şekil 4.17. Şerit alaşımların kesit mikro yapılarının genel görünüşleri, (a) ve (b) Al-5Cu, (c) ve (d) Al-5Cu-0.5Sc, (e) ve (f) Al-5Cu-1.0Sc.....	99
Şekil 4.18. Şerit alaşımların X-ışınları desenlerinin Rietveld yöntemiyle yapılan analiz grafiği.....	101
Şekil 4.19. Şerit alaşımların DSC erime eğrileri.....	102
Şekil 4.20. Şerit alaşımların DSC katılma eğrileri.....	103
Şekil 4.21. Külçe alaşımlar için nano-çentme deneylerinden elde edilen P-h eğrileri ve çentik fotoğrafları (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1.0Sc.....	105
Şekil 4.22. Külçe alaşımların sertlik değerleri.....	107
Şekil 4.23. Külçe alaşımların indirgenmiş elastik modülü değerleri.....	108

Şekil 4.24. Al-5Cu şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri ve çentik fotoğrafı.....	109
Şekil 4.25. Al-5Cu-0.5Sc şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri....	110
Şekil 4.26. Al-5Cu-1.0Sc şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri....	110
Şekil 4.27. Şerit alaşımların sertlik değerleri.....	111
Şekil 4.28. Şerit alaşımların indirgenmiş elastik modülü değerleri.....	112
Şekil 4.29. Şerit alaşımlarının çekme testinden elde edilen gerilim-gerinim eğrileri...	113





## ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Dövme alaşımların özellikleri ve sınıflandırma sistemi.....	8
Çizelge 2.2. Bazı malzemeler için donma sıcaklığı, gizil özgül ısı, yüzey enerjisi ve maksimum aşırı soğuma değerleri.....	25
Çizelge 2.3. NASA'nın Melt Spinnig için kullandığı tipik alaşımlar ve çalışma parametreleri.....	36
Çizelge 3.1. Üretilen alaşımların üretilme tekniği, bileşimi ve ürün şekilleri.....	50
Çizelge 3.2. Külçe ve şerit numunelerin dağlanma süreleri.....	55
Çizelge 4.1. Al-5Cu-XSc (ağ.% x = 0, 0.5 ve 1.0) alaşımları için ergitme öncesi element miktarları.....	78
Çizelge 4.2. Al-5Cu-XSc (ağ.% x = 0, 0.5 ve 1.0) külçe alaşım numunelerine ait XRF analiz sonuçları.....	79
Çizelge 4.3. Al-5Cu-XSc (ağ.% x = 0, 0.5, ve 1.0) şerit alaşım numunelerine ait XRF analiz sonuçları.....	79
Çizelge 4.4. Şerit alaşımların Rietveld analizi sonucu bulunan faz oranları.....	101
Çizelge 4.5. DSC analizlerinden elde edilen erime ve katılaşma verileri.....	103
Çizelge 4.6. Şerit alaşımların çekme testinden elde edilen mekanik özellikleri.....	113

## 1. GİRİŞ

Bilim dünyasının hızlı gelişimi, sanayileşmenin de hızlı gelişmesine neden olmuştur. Bu nedenle farklı arz ve talepler ortaya çıkmış ve sanayileşmede en büyük etken enerji verimliliği olmuştur. Dünyada bulunan sınırlı enerji kaynaklarını arttırmanın bir yolu onu verimli kullanmaktır. Bu açıdan özellikle bilim ve sanayinin gelişmesine ışık tutan en önemli unsurların başında taşımacılık ve ulaşım araçları gelmektedir. Bunlar yeryüzü, astronomik ve uzay araçlarıdır. Hem araçların gelişmesi hem de bu araçların düşük enerji ile hareket etmeleri açısından, diğer bir önemli etken ise kullanılan araçların ağırlığı teşkil etmekle beraber, ağırlığını azaltmak ve kullanılan parçaların dayanımını arttırmak için pek çok çalışmalar yapılmaktadır.

Bizi bu çalışmaya iten en önemli etkenlerden birisi taşıma ve uzay araçlarında enerji verimine katkı sağlamak amacıyla mukavemeti yüksek ve düşük yoğunluklu malzeme üretimine yönelik bir çalışma yapmak olmuştur.

Bilim dünyasında önemli bir yere sahip olan uzay ve havacılık endüstrisinin sorumlulukları, maliyetler ve olası kayıpların çok yüksek olduğu için üretilen, kullanılan ve geliştirilmekte olan malzemelerin çok iyi ve kullanışlı olmasına dikkat edilmelidir. Bu durum mühendisleri ve bilim insanlarının keşfedilen yeni malzemelerin özelliklerini daha iyi duruma getirme ve üstün özellikli yeni malzemeler üretmeye teşvik etmiştir. Üretilen yeni bir malzeme, kullanılması düşünülen alana uygulanmadan önce birçok aşamadan geçmiş olması gerekmektedir. Enerji verimliliği açısından düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemetli malzeme üretimi açısından çok geniş bir yelpazeye sahip olan alaşımlar üzerine çalışmalar yapılmakta olup, günümüz teknolojisinde Al esaslı alaşımlar üzerinde yoğun çalışılmaktadır.

Bu tezde, indüksiyon ile ergitme ve eriyik eğirme teknikleriyle üretilen farklı Skandiyum (Sc) katkılı (ağ.% 0.5 ve 1.0) Al-5Cu alaşımlarının üretimi ve karakterizasyonu yapılmış ve bununla birlikte mekanik özellikleri incelenmiştir. Al-Cu, 2xxx serisi Al-esaslı alaşım grubundan olup hafif ağırlığın gerektirdiği otomotiv ve havacılık endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Al-Cu alaşımlarının en belirgin özellikleri, düşük yoğunluk, yüksek erime sıcaklığı, iyi termal iletkenlik, yüksek dayanım ve tokluktur. Eser miktarda katılan magnezyum (Mg), Al-5Cu alaşımlarının modifiye edilmesinde en çok tercih edilen elementtir. Öte yandan son yıllarda, söz konusu alaşımların fiziksel özelliklerinin

iyileştirilmesinde, (Sc) elementine yoğun ilgi gösterilmektedir. Tez kapsamında üretilen, Al-5Cu-XSc (ağ.%x= 0.5 ve 1.0) alaşımlarının, mekanik özelliklerinin iyi bilinmesi, bu alaşımların teknolojideki kullanım alanlarının daha iyi belirlenebilmesine olanak sağlayacaktır. Literatürde, Al-5Cu-Sc alaşımlarının nano çentme ile mekanik karakterizasyonlarına yönelik henüz bir çalışma bulunmamaktadır. Bu anlamda, tez çalışmasında yapılan çalışmalar ile literatürde mevcut olan bu eksikliğin giderilmesi amaçlanmıştır. Alaşımların üretiminde, geleneksel dökümün yanı sıra, hızlı katılaştırma metodlarından biri olan eriyik-eğirme metodu kullanılmıştır. Literatürde, söz konusu alaşımların, daha çok sertlik, elastik modülü, çekme dayanımı gibi mekanik özellikleri incelenmiştir. Öte yandan, en iyi araştırmalarımıza göre, hızlı katılaştırılmış Al-Sc alaşımların, nano çentme özellikleri üzerine literatürde henüz bir çalışma bulunmamaktadır. Yapılan tez çalışmasının en önemli kısmını oluşturan nano çentme testleri ile literatürde mevcut olan bu eksikliğin giderilmesi amaçlanmıştır. Aşınma testlerinin yanı sıra, yapısal, mikro yapısal, termal ve mekanik analizler yapılarak, söz konusu alaşımların aşınma davranışlarını etkileyen faktörler irdelenmiştir.

Al-esaslı alaşımların teknolojideki önemi, Al-Cu alaşımları ve Sc elementinin bu alaşımlar üzerine etkileri konusunda şimdiye kadar yapılmış çalışmalar, özet olarak aşağıda verilmiştir.

Al-esaslı alaşımlar, çeşitli mühendislik uygulamalarında yoğun olarak tercih edilen alaşım gruplarının başında gelmektedir. Örneğin, düşük yoğunluğu ( $2,7 \text{ g/cm}^3$ ) nedeniyle özellikle taşıt ve uçak sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır (Bakavos ve ark. 2008; Uno ve ark. 2001). Yüzeyinde meydana gelen ince oksit tabaka, iç bölgelerinin oksidasyonunu önleyerek iyi bir korozyon direncine sahip olmasını sağlar. Zehirli olmaması sebebiyle, gıda sektöründe ambalaj ve yiyecek kutusu yapımında yaygın olarak tercih edilmektedir. Elektriksel özelliklerinin çeşitli katkı elementleriyle değiştirilebilmesi ona elektrik sanayisinde de birçok uygulama alanı yaratmıştır. Her şeyden önemlisi düşük fiyatı ve yeryüzünde en bol bulunan elementlerin başında gelmesi, alüminyum ve alaşımları üzerine yapılan çalışmaların önemini artırmaktadır.

Günümüzde, endüstride kullanılan çok sayıda alüminyum alaşımı çeşidi bulunmaktadır. Bu alaşımlar içerdiği ikincil ya da üçüncül elementlere göre, yedi farklı grupta sınıflandırılmaktadır (Kaufman ve ark. Rooy 2004). Mg, Cu, Zn ve Si en çok kullanılan

alaşımlama elementidir. Bu gruplar içerisinde, 2xxx grubunu temsil eden Al-Cu alaşımları özellikle otomotiv ve havacılık endüstrisinde yoğun olarak tercih edilmektedir. Bunun en önemli sebepleri arasında, Al-Cu alaşımlarının, düşük yoğunluk, yüksek erime sıcaklığı, iyi termal iletkenlik, yüksek dayanım ve tokluk gibi özelliklere sahip olması sayılabilir (Davis 1993). Al-Cu alaşımlarında, ağı. % 4-5 en çok çalışılan bakır (Cu) orandır. Al-Cu alaşımlarının modifiye edilmesinde çoğunlukla magnezyum elementi kullanılmaktadır. Eser miktarda katılan (ağı. % 0.2) Mg elementi, mikro yapıdaki çökeltme işlemini düzenleyerek, alaşımın daha yüksek yaşlandırma sertleştirmesine sahip olmasını sağlar (Feng ve ark. 2013).

Skandiyum (Sc) elementi, alüminyumun mikro yapısını inceltmek için son yıllarda yoğun olarak çalışılmaktadır. Sc katkılı alüminyum alaşımları, çoğu yüksek dayanımlı Al alaşımlarına göre üstün mekanik özellikler sergilemektedir. Sovyet Rusya, askeri amaçlar doğrultusunda, Al-Sc alaşımları üzerine yapılan çalışmaları yoğun olarak sürdürmektedir (Murty ve ark. 2002). Bunun dışında, Al-Sc alaşımları spor, taşıma ve uzay endüstrisinde de tercih edilmektedir (Drits ve ark. 1985; Torma ve ark. 1989). Çoğunlukla saf alüminyumda tane inceltici olarak kullanılan Sc, son zamanlarda Al-Cu alaşımlarında da kullanılmaya başlanmıştır. (Chen ve ark. 2011), Al-2.5ağı.%Cu-0.3ağı.%Sc alaşımında, çözündürme işleminin, alaşımın çökeltme davranışı ve yaşlandırma sertleşmesi üzerine etkilerini incelemişlerdir. Sc ilavesinin, Al<sub>2</sub>Cu plakalarının düzenli dağılmasını engelleyerek, Al-Cu alaşımında önemli oranda dayanım artışına sebep olduğunu göstermişlerdir.

Al alaşımlarında, mikro yapı inceltmede uygulanan yaygın yöntemlerden birisi de hızlı katılaştırma yönteminin uygulanmasıdır. Hızlı katılaştırma tekniklerinin, geleneksel döküm tekniklerine nazaran pek çok avantajı bulunmaktadır. Bunlardan bazıları: (I) Bir veya daha fazla metalin bir diğeri içindeki katı çözünürlüğünü önemli derecede artırması, (II) Tane boyutunu aşırı derecede küçültmesi, (III) Mikro yapı içerisindeki homojenliği artırması, (IV) Yeni yarı-kararlı fazları oluşturması, (V) Metalik camları oluşturmasıdır (Jones 1985).

Literatürde, hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilen Sc ilaveli Al-Cu alaşımları üzerine sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır (El-Mahallawy ve ark. Taha 1987), eriyik-eğirme yöntemiyle üretilen Al-ağı.% 5.23 Cu alaşımında, şerit kalınlığı ve soğuma hızı arasındaki

ilişkiyi incelemişlerdir. Bir diğer çalışmada, hızlı katılaştırılmış Al-ağ.%10Cu alaşımında mikro yapı değişimi ve süper plastiklik davranışları incelenmiştir (Umakoshi ve ark.Fujitani 1999). Al-10Cu alaşımının, ince Al<sub>2</sub>Cu çökelmelerini içeren küçük  $\alpha$  tanelerine sahip olduğunu ve çökelti fazlarının yüksek sıcaklıklardaki deformasyon esnasında tane büyümesini engellediğini bulmuşlardır. Bunun dışında, Al-Cu alaşımları ile ilgili yapılan çalışmalarda, genellikle geleneksel katılaştırma yöntemleri kullanılmıştır.

Al-Cu alaşımlarının, kullanıldığı endüstri sektörleri (otomotiv, havacılık) dikkate alındığında, aşınma, sürtünme gibi tribolojik performansının iyi olması gerekmektedir. Triboloji, sürtünme, aşınma ve yağlama konularını inceleyen bir bilim dalıdır ve tarihi milattan önceki yılları dayanmaktadır. (Pavitra ve ark.Mitra 2012), Al-4.5Cu-5TiB<sub>2</sub> kompozit malzemesinde, yaşlandırma sertleştirmesinin, aşınma ve sürtünme davranışı üzerine etkisini incelemişlerdir. Malzemenin aşınma direncinin, maksimum yaşlandırma ve aşırı yaşlandırma durumlarında sırasıyla en yüksek ve en düşük olduğunu bulmuşlardır. Aynı araştırmacılar, bir başka çalışmasında, Al-4.5Cu ve Al-4.5C-5TiB<sub>2</sub> malzemelerinde, peltensi durumda plastik şekil değiştirme yöntemlerinden biri olan haddelemenin yaşlandırma sertleştirmesi ve çekme davranışı üzerine etkilerini incelemişlerdir (Siddhalingeswar ve ark. 2011).

Özetle, yapılan literatür taramalarında bugüne kadar yapılan çalışmalarda, çoğunlukla Al-5Cu alaşımlarının üretiminde soğuma hızının düşük olduğu geleneksel döküm yöntemleri kullanılmıştır. Öte yandan, Sc katkısının, hızlı katılaştırılmış Al-5Cu alaşımlarının tribolojik ve mekanik özellikleri üzerine etkisini inceleyen bir araştırma bulunmamaktadır. Bu bağlamda, bu tez çalışmasında, literatürde mevcut olan eksikliği gidermek adına, hızlı katılaştırılmış Al-5Cu-XSc (x= 0, 0.5 ve 1.0) alaşımlarının nano çentme ile mekanik davranışları incelenmiştir. Söz konusu çalışma hem bilimsel hem de endüstriyel bir önem taşımaktadır. Bu çalışmada, yapılan mikro yapı ve ısıl analizler ile çekme testi (tensile strength) ve nano çentme gibi mekanik analizlerinden elde edilen bulgular bilimsel olarak tartışılmış ve sonuçlarıyla ortaya koyulmuştur.

## 2. GENEL BİLGİLER

### 2.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Alüminyum, yaklaşık son yüzyıldır, demirden sonra en çok kullanılan metal olma özelliğine sahiptir. Mevcut alüminyum alaşımları, demir, bakır, kalay ve kurşun gibi metallere kıyasla yeni olmalarına rağmen, alüminyum endüstrisi halen yeni alaşım türlerini ve uygulama alanlarını geliştirmeye devam etmektedir. Alüminyumun tarihsel gelişiminin iyi bir şekilde bilinmesi, bu alandaki güncel gelişmelerin daha iyi anlaşılabilmesine olanak sağlayacaktır.

Alüminyum, doğada çoğunlukla oksijen ve silisyum ile bileşik halinde bulunur. Boksit olarak adlandırılan kırmızı kil benzeri bu bileşik, yeryüzüne yakın katmanlarda daha çok bulunur. Saflaştırılması çok zor bir süreç olduğundan, 1807 yılına kadar alüminyum keşfedilememiştir. O yıllarda, İngiliz Sir Humphry Davy, alüminyumunu kısmen saflaştırmayı başararak, bu metale alüminyum ismini vermiştir. 1825 yılında ise Danimarkalı Hans Oersted, potasyum ve alüminyum klorür karışımını ısıtarak, tamamıyla saf alüminyumunu toprak olarak elde etmeyi başarmıştır. 1854 yılında, Fransa'da III. Napolyon, bu yeni keşfedilen metalin, muhtemel askeri uygulamalarına ilgi duymuştur. Bu amaçla, Sainte-Claire Deville'in potasyum yerine sodyum kullanarak geliştirdiği daha az maliyetli alüminyum üretimi çalışmalarını desteklemiştir. Deville, alüminyumca zengin maden yataklarının, Fransa'nın güneyindeki Les Baux şehrinde fazlaca bulunması sebebiyle, alüminyumca zengin olan bu bileşiği "bauxite" (boksit) olarak adlandırmıştır.

Deville'in geliştirdiği saflaştırma yöntemi pahalı olduğundan, ticari olarak kullanılamamıştır. 1886 yılında, Charles Martin Hall ve Paul L.T. Heroult birbirlerinden bağımsız olarak, günümüzde de halen alüminyumun ticari olarak saflaştırılmasında kullanılan elektrolitik yöntemi geliştirmişlerdir. Hall-Heroult yöntemi olarak bilinen bu yöntemde, boksitten kimyasal yollarla rafine edilen ve alümina olarak bilinen alüminyum oksit ( $Al_2O_3$ ) kullanılır. Öncelikle, alümina, karbon astarlı geniş hücrelerde, erimiş tuz olan kriyolit içinde çözdürülür. Daha sonra, katot olarak görev yapan hücre astarı ile hücrenin tam ortasında asılı halde bulunan karbon anot arasından elektrik akımı geçirilerek alüminyum ve oksijenin ayrıştırılması gerçekleştirilir. Son olarak, eriyik

haldeki alüminyum dökülerek külçe formuna getirilir. Hall, 1888 yılında geliştirmiş olduğu bu yöntemin patentini alarak, Pittsburgh civarında, günümüzde "Alcoa" olarak bilinen Amerikan Alüminyum Şirketini kurdu. Daha sonra, Alman Karl Joseph Bayer'in kendi adıyla anılan bir yöntemle, boksitin alüminaya dönüştürülmesini pratik hale getirmesiyle, bu alanda yapılan gelişmelere büyük katkı sağlamıştır (Wessel 2004).

### **2.1.1. Alüminyumun nitelikleri**

Alüminyum yer kabuğunda en bol bulunan metal olmasına karşın, metali cevherden ayırmak oldukça maliyetlidir. Öte yandan alüminyum, aşağıda belirtilen üstün özelliklerinden dolayı geniş bir kullanım alanına sahiptir.

*Yüksek Mukavemet – Ağırlık Oranı:* Magnezyumdan sonra en hafif metal olan alüminyum, aynı zamanda çeliğe oranla üç kat daha hafiftir. Fakat alüminyum alaşımlarının mukavemeti aynı ağırlığa sahip yumuşak karbon çeliğinden çok daha yüksek olup yaklaşık 700 MPa'dır. Yüksek mukavemet ve hafiflik özelliğinden dolayı alüminyum, özellikle gemi, demiryolu, otomobil, uçak, roket, kamyon ve uzay araçları gibi taşıma endüstrisinde yoğun olarak tercih edilmektedir. Bunun yanı sıra, portatif merdivenler, yiyecek ve içecek kutuları gibi ürünlerde alüminyumun tercih edilmesi, günlük hayatımızda kullanımını da giderek yaygınlaştırmaktadır.

*Kolay İşlenebilirlik:* Alüminyum, ekstrüzyon, bükme, rulo şekillendirme, çizim, dövme, döküm, eğirme ve talaşlı imalat gibi metotlarla kolayca şekillendirilebilmektedir (Davis 1993). Aslında, diğer metalleri işlemek için kullanılan tüm yöntemler alüminyum içinde kullanılabilir. Alüminyum, ekstrüzyona en uygun metallerin başında gelmektedir. Bu işlem (katı metalin, dış macunu gibi bir tüpten sıkıştırılarak istenilen bir kalıptan şekillendirilerek itilmesi), özellikle karmaşık kesite sahip parçaların üretilmesinde faydalıdır. Bu özelliğinden dolayı alüminyum, dış bina kaplamaları, pencere profilleri, kapı eşikleri ve metal giydirme cepheleri gibi alanlarda kolaylıkla kullanılabilir.

*Korozyon Direnci:* Alüminyumun, oksijenle tepkimesi oldukça hızlıdır. Ancak bu hızlı oksitlenme, yüzeyde ince bir oksit tabaka meydana getirerek, metalin iç bölgelerinin daha fazla oksitlenmesini önler. Yüzeyde oluşan bu oksit tabaka, ince, sert ve renksiz olup, yüzeyde meydana gelebilecek bir hasarda hızla kendini yeniler (Godard 1967).

Yüksek Elektriksel İletkenlik: Alüminyum, eşit ağırlıktaki bir bakıra göre iki kat daha fazla elektriksel iletkenliğe sahiptir ve bu özelliğinden dolayı yüksek gerilim iletim hatlarındaki kullanım için idealdir.

Yüksek Isı İletkenliği: Alüminyum, otomobil radyatörleri, buzdolabı evaporatör bobinleri, ısı eşanjörleri, pişirme kapları ve motor bileşenleri gibi ısıtma ve soğutma uygulamalarında demire nazaran üç kat daha iyi ısı iletimi sağlamaktadır.

Yüksek Dayanımı: Alüminyum, düşük sıcaklıklarda kırılma eğilimi göstermediği gibi düşük sıcaklıklarda daha yüksek mukavemet ve tokluğa sahiptir. Bu sebeple kriyojenik kaplarda kullanıma uygundur.

Yansıtma: Alüminyum, mükemmel bir yansıtıcı olduğundan, yalıtım ve yansıtma malzemesi olarak kullanılmaktadır.

Zehirli Değildir: Alüminyum, zehirli olmadığından, ambalaj endüstrisinde gıda ve içeceklerin paketlenmesinde ve pişirme kaplarında yaygın olarak kullanılmaktadır.

Geri Dönüşümü: Alüminyum, tamamen geri dönüşümü yapılabilen bir elementtir. ABD, alüminyum üretiminin yaklaşık %30'unu geri dönüşümlü malzemedan yapmaktadır. Geri dönüştürülmüş malzemedan yapılan alüminyum, boksitten alüminyum üretmek için gereken enerjinin sadece %5'ini gerektirmektedir.

Alüminyum, yukarıda saydığımız, birçok metale göre üstün özelliklerinden dolayı günlük hayatımızda kullandığımız araç-gereçlerde ve birçok alanda kendini göstermektedir. Bu alanlar, geçmişten günümüze giderek artmış ve artmaya da devam edeceği görülmektedir.

### **2.1.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması**

Metallerin, saf hallerindeki kullanımları çok azdır. Metale, farklı elementler eklenerek oluşturulan alaşımlar, metale kıyasla oldukça farklı özellikler sergilerler. Alüminyuma eklenen farklı alaşım elementleri, saf haline kıyasla alüminyumun (örneğin iletkenlik veya korozyon direnci) belli özelliklerini bozabilir. Öte yandan, bazı özelliklerini ise (örneğin dayanım) geliştirerek belli uygulamalar için kullanılabilir hale getirir. Günümüzde yaklaşık 15 element, alüminyumun alaşımlandırılmasında kullanılmaktadır. Bu elementler, alaşım ağırlığının %10'undan daha az miktarda olmasına rağmen, malzeme özelliklerinin ciddi oranda değişmesine sebep olur.



Alüminyum alaşımları iki ana gruba ayrılır: dövülerek şekil verilen dövme alaşımlar ve eriyik formdan kalıba dökülerek şekil verilen dökme alaşımlardır. Alüminyum Birliği (Aluminum Association), bu gruplar için günümüzde kabul gören bir sınıflandırma sistemi oluşturmuştur (Association 1997). Bu gruplama sistemleri aşağıda ayrıntılı olarak açıklanmaktadır.

### Dövme Alaşımlar (Wrought Alloys)

Alüminyum alaşımları, Alüminyum Birliği tarafından dört haneli numaralar ile sınıflandırılmıştır. İlk basamak, ana alaşımlama elementini esas alarak alaşım grubunu belirler. Son iki basamak, alaşımın saflık oranını belirtir. İkinci basamak ise, alaşımdaki modifikasyonu veya safsızlık limitlerini göstermektedir.

Çizelge 2.1. Dövme alaşımların özellikleri ve sınıflandırma sistemi

Sınıflandırma	Ana Alaşımlama Elementi	Göreceli Korozyon Direnci	Göreceli Dayanımı	Isıl İşlem
1xxx	Yok	Mükemmel	Orta	Uygun değil
2xxx	Bakır	Orta	Mükemmel	Uygun
3xxx	Mangan	İyi	Orta	Uygun değil
4xxx	Silisyum	-	-	Uygun değil
5xxx	Magnezyum	İyi	İyi	Uygun değil
6xxx	Magnezyum ve Silisyum	İyi	İyi	Uygun
7xxx	Çinko	Orta	Mükemmel	Uygun

Örneğin, 6063 alaşımına, belli miktarlarda demir, manganez ve krom gibi elementler katılarak daha iyi son işleme özelliğine sahip 6463 alaşımı üretilir. Ana alaşımlama elementlerine göre oluşturulan alaşım grupları çizelge 2.1'de listelenmektedir. Bu alaşım gruplarının özellikleri ise aşağıda kısaca özetlenmiştir.

1xxx Serisi: Bu seri ticari olarak saf alüminyumdur ve en az %99'u alüminyumdan oluşur. 1xxx serisi alaşımlarda ana safsızlık elementleri demir ve silikondur. Bu serinin elektrik iletkenliği ve korozyon direnci çok iyi olduğundan, genelde elektrik iletim hatlarında ve kimyasal depolama uygulamalarında kullanılır. Alaşım kodunun son iki hanesi, alaşım içerisindeki alüminyum yüzdesinin %99'dan sonraki ondalık miktarını gösterir. Örneğin 1060 olarak kodlanan alaşımdaki alüminyum miktarı %99.60'tır. Saf alüminyumun mukavemeti nispeten düşüktür.

*2xxx Serisi:* Bu seride ana alaşım elementi bakırdır ve yüksek dayanıma sahiptirler. Öte yandan korozyon direnci nispeten düşüktür. Bu grup, alüminyum alaşımları arasında ilk keşfedilen grup olup, ilk olarak *duralumin* olarak adlandırılmışlardır. 2024, en iyi bilinen alaşım olup çoğunlukla havacılık endüstrisinde tercih edilir. Orijinal alüminyum-bakır alaşımlarının kaynaklanabilme özelliği düşüktür. Ancak son yıllarda geliştirilen alaşımlar ile bu sorunun üstesinden gelinmiştir.

*3xxx Serisi:* Ana alaşım elementi manganez olup, alaşımın dayanımı saf alüminyuma kıyasla %20 oranında daha iyidir. Bu alaşım grubuna ait, 3003, 3004 ve 3015 alaşımlarının korozyon direnci ve işlenebilme kabiliyeti oldukça iyidir. 3xxx serisi alaşımlar, çatı ve dış cephe kaplaması gibi mimari ürünler için çok uygundur.

*4xxx Serisi:* Ana alaşım elementi olarak silisyum ilave edilerek erime noktası düşürölür ve böylece alaşım, kaynak ve lehimleme uygulamaları için uygun hale getirilir. Silisyum, aynı zamanda alaşımın akışkanlığını artırarak, karmaşık şekilli döküm işlemlerinde, eriyiğin, kalıbın her bölgesine ulaşmasını sağlar. 4043 alaşımı, kaynak işlemlerinde dolgu teli olarak kullanılan yaygın bir alaşım türüdür.

*5xxx Serisi:* Magnezyum içeren bu seri, yüksek mukavemet ve korozyon direncine sahiptir. Bu grubun alaşımları, gemi gövdelerinde ve diğer denizcilik uygulamalarında kaynak teli olarak kullanılmaktadır. Bu serideki alaşımların mukavemeti, doğrudan magnezyum miktarı ile orantılıdır ve %6'nın üzerindedir.

*6xxx Serisi:* Bu gruptaki alaşımlar,  $Mg_2Si$  fazını oluşturabilecek oranda magnezyum ve silisyum elementleri iğerir. Korozyon direnci ve mukavemet arasında iyi bir denge vardır. 6061, bu grubun en çok tercih edilen alaşımı olup, akma mukavemeti, yumuşak karbon çeliğinki ile mukayese edilebilir seviyededir. 6xxx serisi alaşımların, uzama kabiliyetleri çok iyidir. Bu nedenle çoğunlukla ekstrüzyon yöntemi ile şekil verilerek, inşaat ve diğer yapısal uygulamalarda yaygın olarak kullanılırlar.

*7xxx Serisi:* Ana alaşımlama elementi çinkodur. 7xxx serisi iki tür alaşımdan oluşur: alüminyum-çinko-magnezyum alaşımı (7005 gibi) ve alüminyum-çinko-magnezyum-bakır alaşımı (7075 ve 7178 gibi). 7178 alaşımı, alüminyum alaşımları içinde en güçlü olanıdır ve maksimum çekme dayanımı 580 MPa'dan yüksektir. Bu nedenle, uçak iskeletlerinde ve yapısal parçalarda tercih edilir. Bakır ilaveli 7xxx serisi alaşımların korozyon direnci nispeten düşük olmasına karşın, 1xxx, 3xxx, 5xxx ve 6xxx serisi alaşımlara kıyasla yüksektir. Bakır ilavesiz 7xxx serisi alaşımlar (7008 ve 7072 gibi),

katodik kaplama yöntemi ile korozyon direnci düşük alüminyum alaşımlarının yüzeyine kaplanır ve bu sayede bu alaşımların korozyona karşı korunmasını sağlarlar.

*8xxx Serisi:* Bu seri, diğer serilerde kullanılanlardan farklı alaşımlama elementleri için ayrılmıştır. Örneğin 8017 gibi iletken alaşımlara, elektriksel iletkenliğini azaltmadan mukavemetini artırmak için belli miktarlarda demir ve nikel elementleri ilave edilir.

*9xxx Serisi:* Günümüzde kullanılmamaktadır.

Deneysel alaşımlar, yukarıdaki sistem esas alınarak tasarlanırlar. Üreticiler ayrıca kendi numaralarını veya marka adlarını atadıkları özel alaşımları da sunabilirler.

### *Döküm Alaşımlar (Cast Alloys)*

Döküm alaşımlar, çok farklı çeşit ve oranlarda alaşımlama elementi içerirler. Bu nedenle, heterojen bir yapıya sahiptir ve homojen yapıya sahip dövme alaşımlara nazaran sünekliği düşüktür. Ayrıca, dövme alaşımlara kıyasla daha fazla silisyum içerirler. Böylelikle, döküm için gerekli olan akışkanlık sağlanmış olur.

Döküm alaşımlar içinde dört basamaklı kodlama yapılır. Ancak, ilk üç basamaktan sonraki dördüncü basamak ondalık olarak gösterilir. İlk basamak, ana alaşımlama elementini ifade eder. Sonraki iki basamak, saf ticari döküm alaşımlarında saflık derecesini, diğer serilerde ise alaşımın çeşidini gösterir. Son hane ise alaşımın hangi formda olduğunu gösterir. Döküm için "0", külçe için kimyasal bileşimine bağlı olarak "1" veya "2" rakamı kullanılır. Orijinal alaşımın modifikasyonu veya safsızlık limiti ise dört basamaktan önce yazılan harfler (A, B, C, v.s.) ile ifade edilir. "X" harfi sadece deneysel alaşımlara ayrılmıştır. Temel alaşımlama elementlerine göre alaşım grupları aşağıda verilmektedir.

*1xx.x Serisi:* Bunlar, ticari saf alüminyum döküm alaşımlarıdır. Motor rotorlarında kullanılırlar.

*2xx.x Serisi:* Birincil alaşımlama elementi olarak bakır kullanılır ve yüksek mukavemete sahiptir. Bu grup alaşımlar, makine parçalarında, uçaklarda ve motor parçalarında kullanılır. 203.0 alaşımının, yüksek sıcaklık mukavemeti yüksektir ve 200 °C'de kullanıma uygundur.

3xx.x Serisi: Bu seride silisyumla birlikte, bakır ve/veya magnezyum elementleri kullanılır. Bu alaşımlar, mükemmel akışkanlık ve mukavemet özelliğine sahiptir ve en çok tercih edilen alüminyum döküm alaşımıdır. 356.0 alaşımı ve bu alaşımın modifikasyonları oldukça popülerdir ve pek çok farklı uygulama alanına sahiptir. Yüksek silisyum içeriğine sahip olan türlerinin, aşınma direnci iyi olduğu için otomotiv endüstrisinde motor blok ve pistonlarında kullanılır.

4xx.x Serisi: Bu seride kullanılan silisyum, dövme alaşımlarda olduğu gibi, alaşıma mükemmel akışkanlık ve yüksek korozyon direnci kazandırır. Bu nedenle karmaşık parçaların dökümleri için uygundur. A444.0 alaşımı, ortalama bir mukavemete sahip olmasına karşın süneklik özelliği yüksektir.

5xx.x Serisi: Magnezyumun kullanıldığı bu serideki döküm alaşımların, deniz ortamındaki korozyon direnci yüksektir (Örneğin, 514.0). Ayrıca işlenebilirlik özelliği iyidir. Öte yandan, 200, 300 ve 400 serilerine nazaran dökülebilirlik özelliği zayıftır.

6xx.x Serisi: Bu seri kullanılmamaktadır.

7xx.x Serisi: Ana alaşım elementi olarak çinko kullanılır. Bu seri alaşımların dökümü zordur. Bu nedenle, talaşlı işlemenin önemli olduğu uygulamalarda kullanılır. Genel korozyon direnci yüksek, mukavemeti ise orta seviyededir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun değildir.

8xx.x Serisi: Bu seri yaklaşık ağırlık % 6 oranında kalay ile alaşımlandırılır. Mil yatakları için mükemmel bir kullanım alanına sahiptir. Ayrıca, büyük hadde yatakları ile dizel motorların yağ karteli ve piston kolu yataklarında kullanımı yaygındır.

9xx.x Serisi: Bu seri, diğer serilerde kullanılmayan elementler ile yapılan alaşımlar için ayrılmıştır.

### **2.1.3. Alüminyum alaşımlarında temperleme**

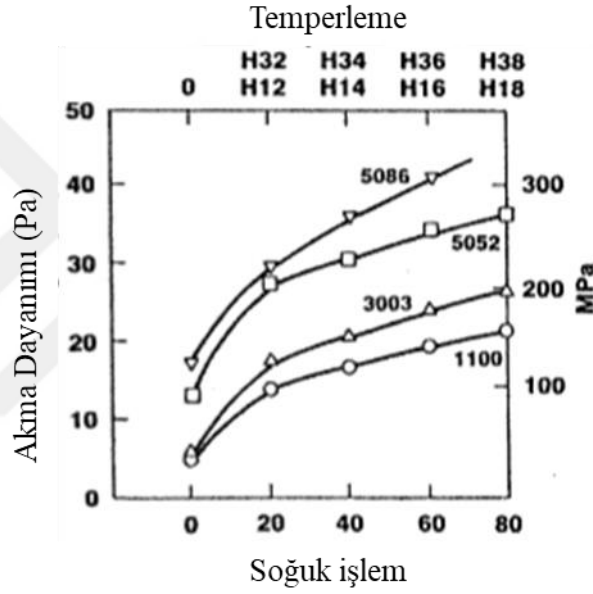
Temperleme veya meneviş işlemi, ısıl işlem ile sertleştirilmiş bir alaşımın, yüksek olmayan sıcaklıklara ısıtılıp, daha sonra soğutulularak malzemenin içindeki gerilmelerin alınması ve böylelikle malzemedeki gevrekliğin ve kırılabilirliğin azaltılması işlemidir. Alüminyum alaşımlarının temperlenmesi, ısıl işlem veya gerinim sertleştirme yöntemleri ile yapılır. Temperleme ile alaşımın mukavemetinin daha da artırılması amaçlanır.

Alüminyum alaşımları, ısıl işlem yapılan ve yapılamayan olarak iki kısma ayrılmaktadır. Isıl işlem yapılan ve yapılamayan her iki tür alaşım ise soğuk işleme (şekillendirme) olarak adlandırılan gerinim sertleştirilmesi ile güçlendirilebilir. Isıl işlem görmeyen alaşımlar sadece soğuk şekillendirme ile güçlendirilmektedir. Bir alaşıma ısıl işlem yapıp yapılamayacağı alaşıma yapılan katkı elementine bağlıdır. Alaşım elementinin katı çözünebilirlik miktarının, sıcaklıkla arttığı alüminyum alaşımlarına ısıl işlem uygulanabilir. 1XXX, 3XXX, 4XXX ve 5XXX serisi dövme alaşımlara ısıl işlem yapılmaz iken, 2XXX, 6XXX ve 7XXX grubu alaşımlara ısıl işlem yapılabilmektedir.

Isıl işlem görmeyen alaşımlar ayrıca ısıl işleme tabi tutulabilir, fakat bu işlem sadece alaşımın mukavemetini stabilize etmek için yapılmaktadır. Yaşlandırma yumuşaması olarak adlandırılan bu işlemle alaşımın mukavemetinin uzunca bir süre azalması engellenir. Bu işlem sadece yüksek oranda magnezyum içeren 5xxx serisi alaşımlar için yapılır. Yumuşatma işlemi genellikle 110 ile 180 °C arasında ısıtılarak gerçekleştirilir.

Temperleme öncesi, alaşımlar tavllanmış durumdadır. Yani zayıf fakat çok sünek haldedir. Temperleme, mukavemeti artırırken, sünekliği azaltır ve bu nedenle işlenebilirlik de azalır. Gerinim sertleştirilmesi, oda sıcaklığında malzemenin mekanik olarak deformasyonu ile yapılır. Gerinim sertleştirilmesi, levha ve plakalar için haddeleme ile kalınlığı azaltılarak yapılmaktadır. Malzeme işlendikçe, deformasyona karşı direnç kazanır ve böylelikle mukavemeti artar. Şekil 2.1'de, ısıl işlem yapılamayan bazı alaşımlar için soğuk işlemenin akma dayanımı üzerine etkisi görülmektedir. Isıl işlem yapılabilen alaşımlara, tavllanmış durumdayken iki türlü ısıl işlem uygulanabilir. İlk olarak, malzeme bir solüsyon ile ısıl işleme tabi tutulurlar. Bu işlem, alaşımın hava veya su ile hızlı soğutulması ile gerçekleştirilir. Böylelikle, alaşımlama elementleri, aşırı doymuş katı çözümlü şekilde alaşım içerisine hapsedilir. İkinci yöntem, yapay yaşlandırma olarak adlandırılır ve malzeme, çökeltme ısıl işlemine tabi tutulur. Bu işlemde, alaşım içerisindeki bileşenler, katı çözümlüden çökeltilerek malzemenin mukavemeti artırılır. Bu işleme örnek olarak 6061-T6 levha üretimi verilebilir. Öncelikle, tavllanmış 6061-O malzemesi mümkün olduğunca hızlı bir biçimde 530 °C'ye ısıtılır, daha sonra hızlı bir biçimde soğutulur (solüsyon ısıl işlemi). Bu işlem, T4 temperlemesi olarak adlandırılır. Daha sonra, malzeme 160 °C'ye ısıtılır ve bu sıcaklıkta 18 saat bekletilir (çökeltme ısıl işlemi). Son olarak malzeme oda sıcaklığına kadar soğutulur. Bu işleme ise T6 temperlemesi denir.

Solüsyonla ısıtıl işlem gören alüminyum, doğal yaşlanmaya da maruz kalır. Yapay yaşlandırma da olduğu gibi doğal yaşlandırma işleminde de alaşım elementleri, katı çözültiden çöktürülür. Ancak bu işlem oda sıcaklığında gerçekleştiği için oldukça yavaş meydana gelir. Çoğu zaman günler hatta aylar sürer. Her iki yaşlandırma işleminde, alaşımın mukavemeti artarken sünekliği azalır. Biçimlendirilecek malzemeler için genellikle T4 temperlemesi yapılır. Şekil verildikten sonra, yapay yaşlandırma yapılır veya doğal olarak yaşlanmaya bırakılır. Şekil verilecek malzemelerde uzun süre beklenmemesi gerekir. Çünkü bu süre zarfında malzeme doğal yaşlanmaya maruz kalarak sertleşir ve işlenmesi zorlaşır. Bu nedenle, doğal yaşlanmayı önlemek için T4 malzemeleri çoğu zaman soğuk ortamda muhafaza edilir.



Şekil 2.1. Soğuk işlemin akma dayanımı üzerindeki etkisi

Temperleme sınıflandırması, döküm ve dövme alaşımlar için aynıdır. Ancak döküm alaşımlar için, gerinim sertleşmesi yaptırılmayıp sadece ısıtıl işlem yaptırılabilir. Temperleme kodlaması, alaşım sınıflandırma kodundan sonra gelir ve "-" ile ayrılır (örneğin, 5052-H32). Temel temperleme kodları harflerden oluşur. Alt kategorideki temperleme kodları ise harfi takip eden bir veya iki haneli rakamlar ile verilir.

Ana temperleme kodları şu şekildedir:

(F) Fabrikadan üretilmiş halde: Isıtıl şartların veya gerinim sertleştirmesinin önemli olmadığı şekil verme işlemlerinde tercih edilir. Dövme alaşımlar için, mekanik özellik sınırlaması yoktur.

(O) Tavlama: En düşük temperleme dayanımı elde etmek için dövme ürünler tavllanır. Döküm alaşımlar da ise tavlama, sünekliği ve boyutlardaki kararlılığı artırmak için uygulanır. "O" harfinden sonra, sıfırdan farklı bir rakam gelir.

(H) Deformasyon ile sertleştirme: (Sadece dövme alaşımlar): Gerinim ile mukavemeti artırılabilen ürünlere uygulanır. Mukavemeti bir miktar azaltmak için belli ısıl işlemler uygulanabilir. "H" harfinden sonra iki veya daha fazla rakam gelir.

(W) Solüsyonla ısıl işlem: Bu temperleme işlemi, oda sıcaklığında kendiliğinden yaşlanabilen malzemeler için uygulanır. Bu kodlamada, bazen malzemenin doğal yaşlandırma süresi "W" harfinden sonra belirtilir. (Örneğin  $W\frac{1}{2}h$ )

(T) Kararlı temperler üretmek için uygulanan ısıl işlem: (F, O veya H'nin dışında): Kararlı temper üretmek için, ürünlerin ısıl işleme tabi tutulmasıdır. Bu işleme ek olarak gerinim sertleştirilmesi de uygulanabilir. "T" harfinden sonra bir veya daha fazla rakam gelir. Deformasyon ile sertleştirilen temperlerde, "H" harfinden sonra gelen rakamların ilk hanesi aşağıda belirtilen anlamlara gelmektedir.

(H1) Sadece deformasyon ile sertleştirme: Ürünün mukavemeti, ısıl işlem yapılmadan sadece gerinim sertleştirme ile artırılır. Bu sembolden sonraki sayı, gerinim sertleşmesinin derecesini gösterir (1100-H14).

(H2) Deformasyon ile sertleştirilen ve kısmen tavlanan: Öncelikle, bir miktar ürün deformasyon sertleştirilmesiyle hazırlanır. Daha sonra, malzemenin sertliğini istenilen seviye getirmek için kısmi ısıl işlem uygulanır. Oda sıcaklığında yaşlandırılan alaşımlar için, H2 ve H3 temperlemesiyle aynı maksimum çekme dayanımına sahip alaşımlar elde edilir. Diğer alaşımlar için H2 ve H1 temperlemeleri aynı maksimum çekme dayanımına sahip iken uzama miktarı H2 temperlemesinde daha fazladır.

(H3) Deformasyon ile sertleştirilen ve dengelenen: Bu işlem, deformasyon ile sertleştirilebilen ve daha sonra düşük sıcaklık ısıl işlemiyle veya üretim esnasında uygulanan ısıyla mekanik özellikleri dengelenen alaşımlar için uygulanır. Dengeleme işlemi genellikle malzemenin süneklik özelliğini geliştirir. H3 kodlamasından sonra gelen rakam, dengeleme sonunda geride kalan gerinim sertleşmesinin derecesini gösterir (Örnek: 5005-H34).

(H4) Deformasyon ile sertleştirilen ve verniklenen (boyanan): Bu işlem, deformasyon ile sertleştirilen ve daha sonra boyama veya vernikleme esnasında ısıl işleme tabi tutulan ürünler için uygulanır.

Genel olarak, H1, H2, H3 veya H4 kodlarını takip eden rakam, gerinim sertleşmesinin derecesini göstermektedir. 8 rakamı, en yüksek maksimum çekme dayanımına sahip temperler için kullanılır. 4 rakamı, maksimum çekme dayanımı, "O" ile "HX8" arasında olan temper için kullanılır. 2 rakamı, maksimum çekme dayanımı, "O" ile "HX4" arasında olan temper için kullanılır. 6 rakamı, maksimum çekme dayanımı, "HX4" ile "HX8" arasında olan temper için kullanılır. Benzer şekilde, 1, 3, 5 ve 7 rakamları, yukarıda tanımlanan temperler arasındaki değere sahip temper için kullanılır. 9 rakamı ise minimum çekme dayanımı HX8 temperinden 15 MPa ve daha üstü maksimum çekme dayanımına sahip temperler için kullanılır.

Üçüncü hane, şayet kullanılırsa, temperlemenin derecesini veya iki haneli temperlerin mekanik özelliklerini gösterir. Bir örnek olarak, H12, H22 veya H32 temperleri ile üzerine kabartma yapılan levhalar verilebilir. Bu levhalarda, kabartma işlemi malzemenin mekanik özelliklerini bir miktar değiştirir. Bu temperler sırasıyla, H124, H224 ve H324 olarak kodlanır.

Isıl işlemde geçirilmiş temperler, T'den sonra 1'den 10'a kadar olan rakamlar ile ifade edilirler.

(T1) Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutma ve tabii yaşlanmaya bırakma: Bu işlem, yüksek sıcaklıkta şekil verilip soğutulduktan sonra soğuk şekillendirme yapılmayan ürünlerde uygulanır. Şayet yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemleri, malzemenin mekanik özelliklerinde belirgin bir değişime sebep olmuyorsa, bu tür malzemeler içinde uygulanabilir (Örnek: 6005-T1 ekstrüzyonu).

(T2) Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutma, soğuk şekillendirme ve tabii yaşlandırmaya bırakma: Bu işlem, yüksek sıcaklıkta şekil verilip soğutulduktan sonra soğuk şekillendirme yapılabilen ya da yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde hissedilir bir değişime sebep olduğu ürünlerde uygulanır.

(T3) Solüsyonla ısıl işlem yapma, soğuk işleme ve doğal yaşlandırmaya bırakma: Bu işlem, solüsyonla ısıl işlem yapıldıktan sonra soğuk işleme ile mukavemeti artırılan



ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde hissedilir bir değişime sebep olduğu ürünlerde uygulanır.

(T4) Solüsyonla ısıtıl işlem yapma ve doğal yaşlandırmaya bırakma: Bu işlem, solüsyonla ısıtıl işlem yapıldıktan sonra soğuk işleme yapılamayan ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde önemli değişimlere sebep olmadığı ürünler için uygulanır (Örnek: 2014-T4 levha).

(T5) Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutma ve yapay yaşlandırma yapma: Bu işlem, yüksek sıcaklıkta şekillendirme işlemi yapıldıktan sonra soğuk şekillendirme yapılmayan ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde önemli değişimlere sebep olmadığı ürünler için uygulanır (Örnek: 6063-T5 ekstrüzyonları).

(T6) Solüsyonla ısıtıl işlem ve yapay yaşlandırma yapma. Bu işlem, solüsyonla ısıtıl işlem yapıldıktan sonra soğuk işleme yapılamayan ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde önemli değişimlere sebep olmadığı ürünler için uygulanır (Örnek: 6063-T6 levha).

(T7) Solüsyonla ısıtıl işlem ve sonrasında aşırı yaşlandırma: Bu işlem, solüsyonla ısıtıl işlem yapıldıktan sonra, yapay olarak yaşlandırılan dövme ürünlere uygulanır. Aynı şekilde döküm alaşımlara da uygulanır (Örnek: 7050-T7 perçin, soğuk başlı tel ve çubuklar).

(T8) Solüsyonla ısıtıl işlem, soğuk işleme ve sonrasında yapay yaşlandırma: Soğuk işlenebilen ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde hissedilir bir değişime sebep olduğu ürünlerde, mukavemeti artırmak için uygulanır (Örnek: 2024-T81 levha).

(T9) Solüsyonla ısıtıl işlem, yapay yaşlandırma ve sonrasında soğuk işleme: Mukavemeti artırmak için yapay yaşlandırmadan sonra soğuk işlenmiş ürünlere uygulanır (Örnek: 6262-T9 takozlar).

(T10) Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutma, soğuk işleme ve sonrasında yapay yaşlandırma: Mukavemeti artırmak için soğuk işleme yapılan ürünler ile yassılaştırma gibi soğuk şekillendirme işlemlerinin, mekanik özelliklerde hissedilir bir değişime sebep olduğu ürünlerde uygulanır.

## **2.2. 2XXX Serisi Al-Cu Alaşımları**

### **2.2.1. Dövmeye Al-Cu alaşımları**

2xxx serisi alaşımlarda, birincil katkı elementi olarak bakır kullanılır. Magnezyum ise ikincil katkı elementidir. Bu alaşımlarda, optimum özellikler elde edebilmek için çözeltili ısıl işleme uygulanması gerekir. Isıl işlem uygulanan alaşımların mekanik özellikleri, düşük karbonlu çeliklere yakın ve kimi zaman daha üstündür. Bazı durumlarda, mekanik özellikleri daha da arttırmak amacıyla çökelme ısıl işlemi (yaşlanma) kullanılmaktadır. Bu işlem alaşımın akma mukavemetini artırırken çekme mukavemeti üzerinde fazla etki etmemektedir. 2xxx serisindeki alaşımlar, diğer alüminyum alaşımları kadar iyi bir korozyon direncine sahip değildir. Bu sebepten dolayı bu grup alaşımlar, yüksek saflıkta bir alüminyum ile tabaka halinde kaplanır. Bu kaplama genellikle toplam kalınlığın %2-5'i arasında yapılarak, çekirdek malzemenin galvanik korumasını sağlar ve böylece korozyona karşı direnç artırılmış olur. 2xxx serisindeki alaşımlar, yüksek mukavemet-ağırlık oranlarına ihtiyaç duyulan yapı ve parçalar için oldukça uygundur. Bu bakımdan 2xxx seri alaşımı özellikle, otomotiv ve havacılık sektöründe yaygın olarak tercih edilmektedir (Association 1984).

### **2.2.2. Dökme Al-Cu alaşımları**

2xxx alüminyum-bakır alaşımları, tüm döküm alaşımları arasında en yüksek mukavemete sahip olan gruptur. Bu nedenle, yüksek mukavemetin gerekli olduğu alanlarda kullanılmaktadır. Bu alaşımlar % 4 ila % 6 Cu'nun yanında % 0.25-0.35 arasında Mg ve sınırlı miktarlarda demir ve silisyum içerirler (A201.0, 202.0, 204.0 ve A206.0). Bazı durumlarda ise % 0.25-0.35 Mn ve Cr içerirler ve 201.0, A201.0 ve 202.0 alaşımlarında ise % 0.7 oranında Ag vardır. Yüksek mekanik özellik ve kalitede alaşımlar elde edebilmek için, döküm yöntemlerinin iyi bir şekilde ayarlanması gereklidir.

2xxx alaşımlarının yüksek sıcaklık mukavemetinin (300 °C), diğer alüminyum alaşımlarından yüksek olması, bu grubun bazı uygulamalardaki kullanımını zorunlu hale getirir. Yüksek mukavemet ve sünekliğin geliştirilmesi ve stres-korozyon çatlağına karşı yüksek direnç sağlamak amacıyla 2xxx grubu alaşımlarında ısıl işlem gerekli bir uygulamadır (Davis 2013).

### 2.2.3. Al-Cu alaşımlarında bakırın faz oluşumuna etkisi

Alüminyum-bakır sistemi, 2xxx grubu dövme ve dökme alaşımlar ile bakır içeren diğer alaşımların temelini oluşturur. Ticari olarak üretilen Al-Cu alaşımlarında, bakırın bir kısmı, katılaşma sırasında tetragonal  $Al_7Cu_2Fe$  veya ortorombik  $\alpha(Al, Cu, Fe)$  fazlarını oluşturmak için alüminyum ve demir ile kimyasal olarak birleşir. Bu bileşenler sonraki termal işlemler sırasında çözülmez, ancak ingotların veya dökümlerin ısı işlemleri sırasında farklı bileşenlere dönüşebilir. Az miktarda magnezyum içeren alüminyum-bakır alaşımlarının ısı işlemi sırasında  $Al_2Cu$  fazı mukavemet artırıcı olarak çökeler. Alüminyum açısından zengin alüminyum-bakır alaşımlarına magnezyum eklenmesi, ötektik ayrışma esnasında  $Al_2CuMg$  fazının oluşmasına neden olur. Yüzey merkezli ortorombik yapıya sahip yarı kararlı  $Al_2CuMg$  çökeltileri, alaşımın mukavemetini, kırılma tokluğunu ve yorulma çatlaklarının büyümesine karşı direncini arttırdığı için özellikle havacılık endüstrisinde yoğun olarak tercih edilmektedir.

### 2.2.4. Al-Cu alaşımlarında korozyon

Bakırın ana alaşım elementi olduğu 2xxx serisi dövme ve dökme alaşımlarının, daha az bakır içeren diğer alüminyum alaşımlara nazaran korozyona karşı direnci düşüktür. Yüksek mukavemetli ve ısı olarak işlenebilen bu grup alaşımlar, ilk olarak 1919 yılında Duralumin adıyla Almanya'da geliştirilmiş ve daha sonra Amerika Bileşik Devletlerinde 2017 koduyla kullanılmıştır. Bu alaşımlar ilk olarak ince levha şeklinde alüminyum kompozit olarak üretilmiş fakat birçok uygulamada koruyucu bir kaplamaya ihtiyaç duymadan kalın levha olarak da kullanılmıştır.

Korozyon üzerindeki elektrokimyasal etkiler, Al-Cu alaşımlarında diğer alaşımlara kıyasla iki sebepten ötürü daha fazladır:

1. Katı çözelti içerisindeki bakır miktarı fazla olduğu için elektrot potansiyelinde büyük değişiklikler olur.
2. Bazı koşullarda, katı çözelti içerisindeki düzensizliklerin fazla olmasıdır.

Öte yandan, bakır oranının artmasına bağlı olarak genel korozyon direncinde görülen bu düşme yukarda bahsedilen nedenlere bağlı değildir. Genel korozyon direncindeki azalmanın esas sebebi, korozyon neticesinde yüzeyde biriken tabaka veya yüzeyde

bulunan çok küçük miktardaki bakırın sebep olduğu galvanik hücrelerdir. Korozyon ilerledikçe, başlangıçta çözelti halinde olan bakır iyonları, metalik bakır katotları oluşturarak alaşımın yüzeyini kaplar. Bakıra bağlı olarak, alaşımın yüzeyindeki bakır iyonlarının indirgenmesi ve O<sub>2</sub> ile H<sup>+</sup>'nın indirgenme tepkimelerinin artması sebebiyle korozyon hızı artar.

Bu alaşımlar genellikle ısıtma veya doğal yaşlanma yaparak kullanılırlar. İyi bir ısıtma işlemi ile korozyon direncini azaltan elektrokimyasal etkiler minimize edilebilir. Isıtma ve katılaştırma hızları ile yapay yaşlandırma zamanı, son ürünün korozyon direncini etkileyebilir. Korozyon direncini artırmak için bazı ticari 2xxx alaşımlarına (örneğin, 2014 ve 2219) %1 civarında Magnezyum ilavesi yapılmaktadır (Davis 2001).

### **2.2.5. Al-Cu alaşımlarında aşınma davranışı**

Aşınmaya karşı dayanıklı olması istenen alüminyum alaşımlarında genellikle silikon katkısı yapılmaktadır. Yapılan silisyum katkılı alüminyum alaşımları, %12,5 Si içerikli basit bir ötektik alaşımdan oluşur. Ötektik altı alaşımlar, oda sıcaklığında yumuşak ve sünek birincil alüminyum fazı ile sert ve kırılğan silikon fazından oluşur. Silikon fazı, alüminyum alaşımının aşınma direncinin iyi yönde gelişmesine katkı sağlar. Aşınmaya karşı en yaygın olarak kullanılan alaşımlar ötektik üstü alaşımlar olup alüminyum alaşımlarında ise bu birincil silikon parçacıklarıyla sağlanmaktadır. Birincil silikon parçacıkları alüminyum alaşımlarına mükemmel aşınma direnci sağlamaktadır. Ticari olarak kullanılan alüminyum-silikon alaşımlarının aşınma direncini daha fazla artırmak ve modifiye etmek için farklı alaşım elementleri de kullanılmaktadır.

Alüminyum alaşımlarının aşınma direncini artırmak için kullanılan bir diğer alaşım elementi ise bakırdır. Bakır katkılı alaşımlara, yaşlandırma veya çökelme sertleşmesi (AlCu<sub>2</sub>) yaptırılarak sertliğinin artırılması sağlanır. Bir diğer yöntem ise, sert ve kırılğan Al-Fe-Si fazlarının modifiye edilmesidir. Magnezyum ve bakır ilavesi alaşımın aşınma direncini artırırken, süneklik ve korozyon direncinde bir miktar ödün verilmesine sebep olur (Association 1984; Davis 2013).

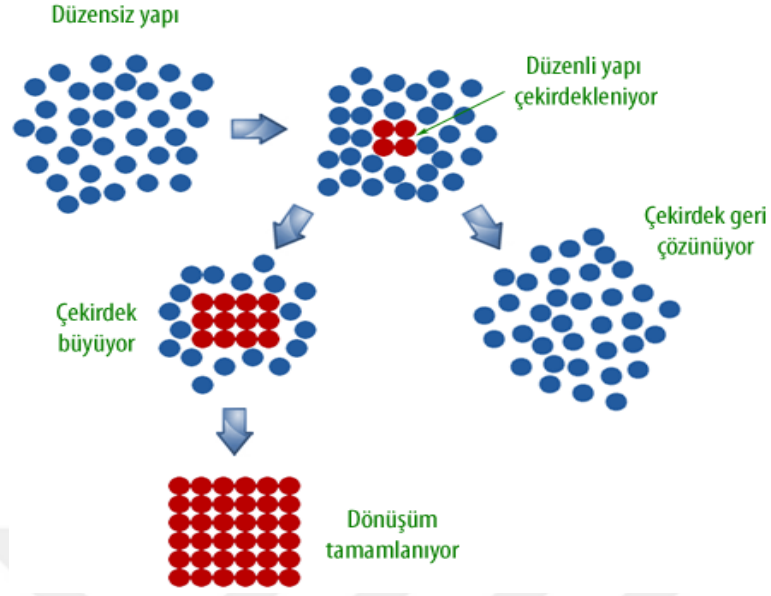
### 2.3. Katılaşmanın Esasları

İnsanoğlu geçmişten günümüze hayatı kolaylaştırmak için doğada bulduğu metalleri işleyerek çeşitli araç ve gereçler üretmiştir. Doğada bulunan bakır, alüminyum, bronz ve elik gibi metallerden çeşitli ürünler elde etmek amacıyla ateşi kullanmış, metalleri eritmiş ve bu malzemeleri katılaştırmak suretiyle şekiller vermiştir. Doğada ham halde bulunan elementlerin eritilmesinden sonraki en önemli işlem katılaştırma sürecidir. Döküm işlemi uygulanan, elik, alüminyum alaşımı, bakır ve çinko gibi malzemeler işlemin son fazında katılaştırma uygulanarak ürün haline getirilmektedir. Endüstride kullanılan metalik plakalar ve ingotların üretimi için de katılaştırma işlemi uygulanmaktadır. Katılaştırma işlemi yapılarak üretilen külçe veya levha şeklindeki ürünler, kaynak ve lehimleme gibi ikincil bir ısıl işlemlerle tekrar kullanılabilir. Buna ilaveten yüksek kalite fiber optikler, cam elyafı, inorganik camların işlenmesi, PVC ve birçok termoplastik malzeme de erime ve katılaşmayı içeren bir işlem kullanılarak üretilmektedir.

Bu nedenlerden dolayı katılaşma, pek çok sayıda metali eriterek elde edilen ürünlerin özelliklerini kontrol etmek için kullanılır. Ayrıca modern mühendisliğin gerektirdiği malzemelerin üretimi için bir araç olarak kullanılan son derece önemli bir teknolojidir.

#### 2.3.1. Çekirdeklenme (Nucleation)

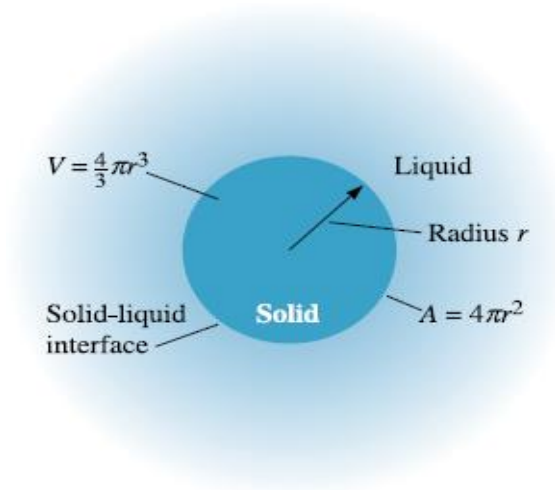
Katılaşma olayında, çekirdeklenme terimi, eriyik malzemede ilk olarak oluşan nano boyutlu kristalleri ifade eder. Örneğin, su donmaya başladığında ilk olarak meydana gelen nano boyutlu buz kristalleri çekirdek olarak adlandırılır. Daha geniş anlamda, çekirdeklenme, bir fazdan diğer bir faza geçmenin ilk aşamasıdır. Yoğunlaşan su buharı içinde ilk olarak oluşan nano boyutlu damlacıklar çekirdek olarak adlandırılır. Daha sonra bahsedileceği üzere, katı bir fazın çekirdeğinin ( $\beta$ ) ikinci bir katı faza ( $\alpha$ ) dönüştüğü pek çok sistemde bulunmaktadır. Burada ilginç olan, dönüşümün katı fazdayken gerçekleşmesidir. Bu bakımdan, çekirdeklenme sadece katılaşma olayının bir konusu olmayıp, en genel anlamda faz geçişleri ile ilişkilidir. şekil 2.2'de görüldüğü gibi çekirdeklenme atomların yayılımı ile gerçekleşmektedir. Burada sıvı hale gelen eriyiğin katıya dönüşümü, aynı katı hal dönüşümünde olduğu gibi, önce katı fazın çekirdeklenmesi, ardından da bu çekirdeğin büyümesi ile sağlanmış olur.



Şekil 2.2. Katılaşma esnasında atomların temsili çekirdeklenmesi (mühendishane 2019)

Katılaşmayı katı hal dönüşümlerinden ayıran temel farklılardan biri, dönüşümden önce malzemenin kristal değil, amorf bir yapıda olmasıdır. Çekirdeklenme faz dönüşümleri için oldukça önemlidir. Eritilmiş metal veya alaşımın erime sıcaklığının altına düştüğü zaman maddenin katılaşması kaçınılmazdır. Bu durum sıvı ile katı arasındaki  $\Delta G$  ile ifade edilen birim hacmi başına serbest enerji farkından kaynaklanır. Bu fark, katılaşma için itici bir kuvvet uygular.

Katı oluştuğunda, katı-sıvı arasında bir ara yüzey oluşur (Şekil 2.3). Yüzey serbest enerjisi ( $\sigma_{sl}$ ) bu ara yüzeyle yakından ilişkilidir ve yüzey büyüdükçe artar. Bu yüzden, Şekil 2.4'te verilen  $\Delta G$ 'deki değişim aşağıdaki eşitlik ile ifade edilir:



Şekil 2.3. Katılaşma sürecinde oluşan çekirdek yapısı

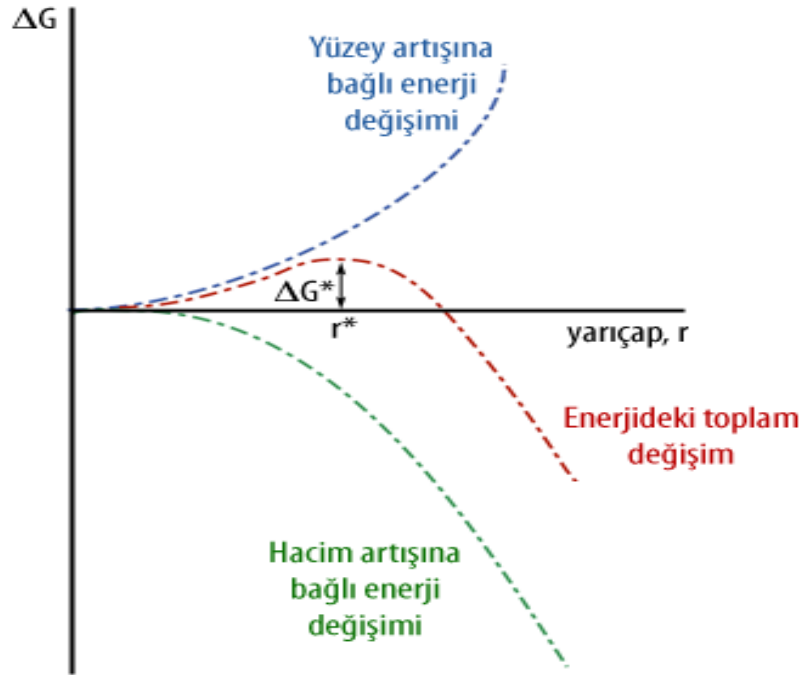
$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V + 4 \pi r^2 \sigma_{sl} \quad (2.1)$$

Burada  $\frac{4}{3} \pi r^3$ , r yarıçaplı taneciğin hacmi,  $4 \pi r^2$  ise r yarıçaplı taneciğin yüzey alanını ifade eder.  $\sigma_{sl}$ , katı-sıvı ara yüzeyinin yüzey serbest enerjisini ve  $\Delta G_V$ , birim hacim başına katılaşma serbest enerji değişimini ifade etmektedir. Burada gerçekleşen faz dönüşümü termodinamik açıdan elverişli olduğundan,  $\Delta G_V$  negatif bir değer alabilmektedir. Ayrıca  $\sigma_{sl}$ , r' ye bağlı olmayıp sabit olarak kabul edilir.  $\Delta G_V$  r'den bağımsızdır. Embriyo, atom kümelerinden oluşan çok küçük bir katı parçacıktır ve kararsızdır. Kararlı bir çekirdeğe dönüşebilir veya çözünerek tekrar sıvı hale geçebilir.

Şekil 2.4'de, üstteki eğri toplam yüzey enerjisinin parabolik artışını göstermektedir ( $4 \pi r^2 \cdot \sigma_{sl}$ ). Alttaki eğri, hacimdeki toplam serbest enerji değişimini göstermektedir. Ortadaki eğri ise  $\Delta G$ 'deki değişimi gösterir. Katı ve sıvı fazın termodinamik olarak dengede olduğu sıcaklıkta (yani donma sıcaklığında), katı ve sıvı fazların serbest enerjileri eşittir ( $\Delta G_V=0$ ). Bu yüzden toplam serbest enerji değişimi ( $\Delta G$ ) pozitifdir. Katının yarı çapının, çekirdeğin kritik çapından ( $r^*$ ) daha küçük olduğu durumda (Şekil 2.4), büyümenin ilerlemesi toplam serbest enerjide artışa sebep olur. Atomların sıvı içerisinde kümelenmesiyle oluşan, minimum boyutlu kristalin kritik yarıçapı büyümeye başlar. Ancak büyüme yerine, katı tekrar erime eğilimindedir ve bu durum serbest enerjide azalmaya sebep olur. Bu yüzden, malzemenin büyük bir kısmı sıvı kalma eğilimindedir ve sadece çok küçük boyutlu katı kristaller sıvı içerisinde kalır. Donma sıcaklığında,

embriyolar termodinamik açıdan kararsızdır. Peki, bu durumda nasıl büyüme gerçekleşiyor?

Embriyoların oluşması istatistiksel bir süreçtir. Pek çok embriyo oluşur ve tekrar çözünür. Şayet tesadüfen oluşan bir embriyonun yarıçapı kritik yarıçaptan büyük olursa, serbest enerji azalır ve büyüme devam eder. Yeni oluşan parçacık artık kararlı ve sürdürülebilirdir. Çekirdek olarak adlandırılan katı parçacık büyümeğe başlar. Termodinamik donma sıcaklığında, kararlı ve sürdürülebilir çekirdeğin oluşma ihtimali oldukça düşüktür. Bu yüzden, katılaşma termodinamik erime veya katılaşma sıcaklığında başlamaz. Eğer sıcaklık, denge donma sıcaklığının altında azalmaya devam ederse, katı faza dönüşmek zorunda olan sıvı faz, termodinamik açıdan gittikçe kararsız hale gelecektir. Sıvı, denge donma sıcaklığının altında olduğundan, aşırı soğutulmuş sıvı olarak düşünülür. Aşırı soğuma miktarı olan  $\Delta T$ , sıvının denge donma sıcaklığı ile gerçek sıcaklığı arasındaki farka eşittir.



Şekil 2.4. Çekirdeğin yüzey ve hacim ile enerji değişimi

Bu olay, diğer faz dönüşümlerinde de görülebilir. Katı bir faz ( $\alpha$ ), diğer bir katı faza ( $\beta$ ) dönüşürken, sistem, termodinamik faz dönüşüm sıcaklığının altına soğutulmak zorundadır. Bu sıcaklıkta  $\alpha$  ve  $\beta$  fazlarının serbest enerjileri eşittir. Sıvı, buhar fazına



dönüşürken, sıvı içerisinde buhar balonu oluşur. Bu yüzden, dönüşümü başlatmak için buharlaşma sıcaklığının üstünde aşırı ısıtmaya ihtiyaç duyulur. Bir başka ifadeyle, sıvılar gerçek donma sıcaklığında donmazlar ve gerçek kaynama sıcaklığında kaynamazlar. Katılaşma için aşırı soğutmaya, kaynama için ise aşırı ısıtmaya ihtiyaç duyarız.

Burada bir değerlendirme yaparsak, oluşan çekirdek eğer çok küçük ise, yüzey alanının hacmine oranı o kadar büyük olacağından dolayı, açığa çıkan enerji, oluşan yüzeyin ihtiyacını karşılayacak kadar yeterli değildir. Bu durumda oluşan çekirdek kümesi bozulur. Bu durumda daha çok sayıda atom bir araya gelerek oluşturdukları çekirdeklenmede, hacimdeki artıştan dolayı oluşan enerjisi artar ve yüzeydeki artış hacimdeki artışa göre az olduğundan, çekirdeğin büyümesi gerçekleşmiş olur. Şekil 2.4’de verilen yüzey ve hacim oranlarındaki enerji değişimlerini incelediğimizde, her bir atomun eklenmesiyle, hem yüzeyde hem de hacimdeki enerji ihtiyacını görebiliriz. Burada, Şekil 2-4’e baktığımızda hacimdeki artışa bağlı enerjinin açığa çıkması (salınması) nedeniyle, enerjinin negatif olduğunu da görebiliriz. Yani çekirdeklenme sırasında toplam enerji değişiminin eksi değerlerde olması, hacim artışına bağlı olarak açığa çıkan enerjinin, yüzeyin ihtiyacı olan enerjiyi sağlamasının yanında bir miktar da arttığını ifade eder. Toplam enerjinin pozitif olması ise, açığa çıkan enerjinin yüzeydeki ihtiyacı karşılayamadığını ifade etmektedir. Şekil 2.4’ü incelediğimizde, toplam enerji değişimi (kırmızıçizgi) önce artarken, en yüksek değere ulaştıktan sonra düşmeye başladığını görmekteyiz.

### Homojen Çekirdeklenme

Sıvı donma sıcaklığının altına soğutulduğunda, çekirdeklenmenin başlaması için iki faktör birleşir. Birincisi, ısı enerjilerini kaybeden atomların kümelenerek daha büyük embriyoları oluşturma ihtimali artar. İkincisi ise sıvı ve katı faz arasındaki hacimce serbest enerji farkının büyük olması sebebiyle kritik çekirdek boyutu azalır. Kararlı çekirdekleri oluşturabilecek kadar fazla aşırı soğutma yapıldığında homojen çekirdeklenme gerçekleşir. Kritik yarıçap aşağıdaki eşitlik ile hesaplanır.

$$r^* = \frac{2\sigma_{sl}T_m}{\Delta H_f \Delta T} \quad 2.2$$

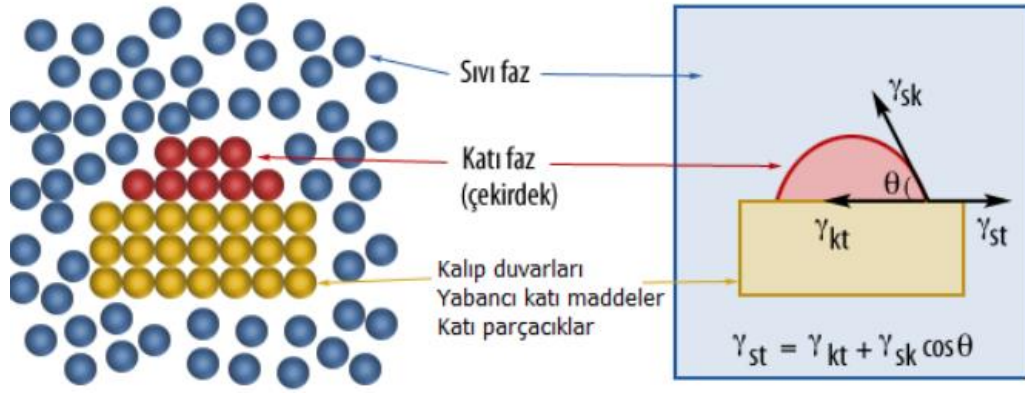
burada,  $\Delta H_f$  erime gizil ısı,  $T_m$  denge katılaşma sıcaklığı ve  $\Delta T=(T_m-T)$  aşırı soğuma miktarıdır ( $T$  sıvı sıcaklığıdır). Erime gizil ısı, sıvı katı dönüşümü esnasında verilen ısıyı temsil etmektedir. Aşırı soğuma arttıkça, çekirdeklenme için gerekli kritik yarıçap azalır. Çizelge 2.2'de, homojen çekirdeklenmenin gözlemlendiği tipik aşırı soğuma miktarı ile  $\Delta H_f$  ve  $\sigma_{sl}$  değerleri verilmektedir.

Çizelge 2.2. Bazı malzemeler için donma sıcaklığı, gizil özgül ısı, yüzey enerjisi ve maksimum aşırı soğuma değerleri

Metal	Donma sıcaklığı ( $T_m$ ) (°C)	Özgül ısı ( $\Delta H_f$ ) (J/cm <sup>3</sup> )	Katı-Sıvı ara yüzey enerjisi ( $\sigma_{sl}$ ) (J/cm <sup>2</sup> )	Homojen çekirdeklenme için tipik aşırı soğuma miktarları (°C)
Ga	30	488	$56 \times 10^{-7}$	76
Bi	271	543	$54 \times 10^{-7}$	90
Pb	327	237	$33 \times 10^{-7}$	80
Ag	96	965	$126 \times 10^{-7}$	250
Cu	1085	1628	$177 \times 10^{-7}$	236
Ni	1453	2756	$255 \times 10^{-7}$	480
Fe	1538	1737	$204 \times 10^{-7}$	420
NaCl	801	-	-	169
CsCl	645	-	-	152
H <sub>2</sub> O	0	-	-	40

### Heterojen Çekirdeklenme

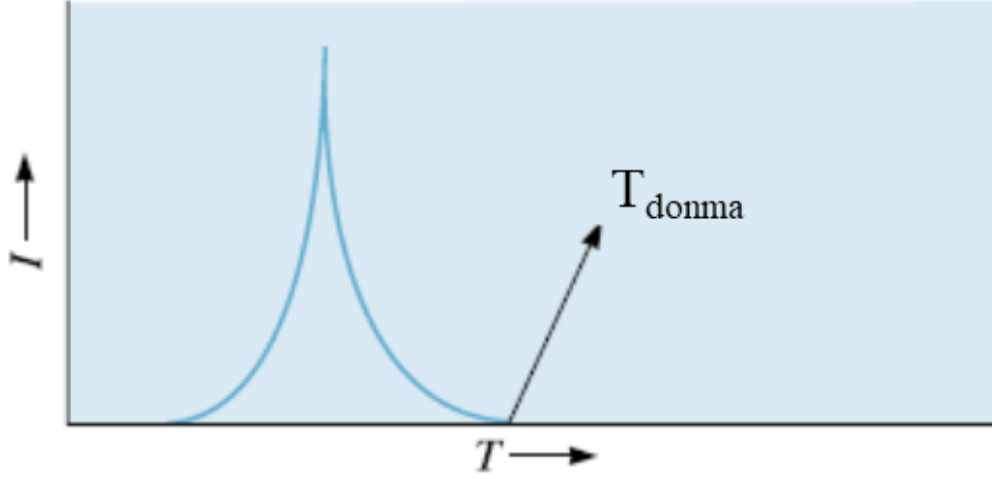
Sıvılaşmış saf bir metal de (özel yapılan laboratuvar deneyleri dışında) hiçbir zaman homojen çekirdeklenme meydana gelmez. Sıvı ile temas sağlayan kabın duvarları, yabancı katı maddeler veya parçacıklar, çekirdeklenme için uygun yüzey sağlamaktadır. Şekil 2-5'i incelediğimizde katı ve sıvı arasındaki yüzeyin enerjisi ( $Y_{sk}$ ), sıvı ve kalıp duvarı arasındaki yüzeyin enerjisi ( $Y_{st}$ ), katı ve tabaka arasındaki yüzeyin enerjisi ise ( $Y_{kt}$ ) ile ifade ederek temsili katılaşmayı anlayabiliriz.



Şekil 2.5. Katı sıvı faz karışımının temsili çekirdeklenmesi

Burada katı faz, sıvı içerisinde bir tabaka üzerinde çekirdeklendiğinde, oluşan yüzeyin enerji ihtiyacı homojen çekirdeklenmeye oranla daha düşük olur. Heterojen çekirdeklenme için gerekli olan enerji ihtiyacının azalmasının iki nedeni vardır. Bunlardan birincisi yüksek enerjiye ihtiyaç duyan sıvı\katı ara yüzeyi miktarı tabakanın varlığı nedeniyle azalması, ikincisi ise tabaka ile katı arasındaki ara yüzey, sıvı ile katı arasındaki ara yüzeye kıyasla daha düşük enerjiye ihtiyaç duymasıdır.

Çekirdeklenme hızı (birim zaman başına oluşturulan çekirdek sayısı), şekil 2.6'da gösterildiği gibi sıcaklığın bir fonksiyonudur. Katılaşma öncesinde herhangi bir çekirdek oluşmadığı için, çekirdeklenme hızı donma noktasının üstünde sıfırdır. Sıcaklık düştükçe, çekirdeklenme için gerekli itici kuvvet artmaya başlar. Sıcaklık düştükçe, atomik difüzyonda azalır. Böylece çekirdeklenme hızı da düşer. Bu bakımdan, tipik çekirdeklenme hızı, dönüşüm sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda maksimumdur. Heterojen çekirdeklenmede ise, çekirdeklenmeyi artırıcı maddelerin konsantrasyonu, çekirdeklenme hızını doğrudan etkiler. Çekirdeklenme ve büyüme hızını dikkate alarak, genel faz dönüşüm hızını tahmin edebiliriz. Çekirdeklenmenin kontrol edilmesi, metallere, alaşımlara, inorganik camlara ve diğer mühendislik malzemeleri için önemli bir parametredir.



Şekil 2.6. Sıvı (T) sıcaklığının bir fonksiyonu olarak çekirdeklenme (I) oranı

### Tane Boyutu Sertleştirilmesi

Eriyik halde bulunan metal katılaştığı zaman, metal içerisindeki safsızlıklar ve kalıp duvarları malzeme içerisinde heterojen çekirdeklenme bölgeleri oluşturur. Kimi zaman, çekirdeklenmeye sebep olan parçacıklar sıvı metale kasten ilave edilirler. Bu parçacıklar, tane incelticiler veya aşılaiyıcılar olarak adlandırılır. Eriyik metale katılan kimyasallar çekirdeklenmeyi hızlandırarak tane boyutunun küçülmesine sebep olurlar. Örneğin, birçok alüminyum alaşımına, ağı.%0,03 titanyum (Ti) ve ağı.% 0,01 boron (B) eklenmesiyle heterojen çekirdeklenmeyi hızlandıran  $Al_3Ti$  ve  $TiB_2$  bileşiklerinin oluşması sağlanır. Tane incelticiler, her bir çekirdekten, büyük miktarda tanenin oluşmasını sağlarlar. Böylece tane sınırlarının artması sağlanır. Tane sınırlarının artması ise metalik malzemelerin mukavemetinin artmasına sebep olur.

### **2.3.2 Tane büyütme mekanizmaları**

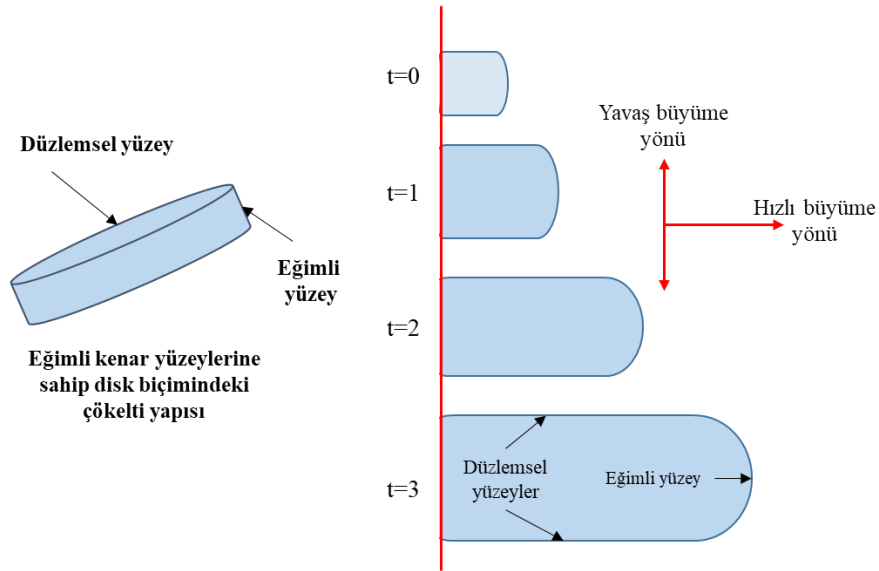
Bir fazın çekirdeği oluştuktan sonra, daha fazla atom bu katı çekirdeğe yapışarak büyüme başlar. Katı çekirdeğin büyümesi, erimiş malzemedeki ısının nasıl uzaklaştırıldığı ile ilgilidir. Örneğin, eriyik bir metalin kalıba dökümünü düşünelim ve metal yüksek oranda saf olduğunu varsayalım. Katılaştırma işleminde, iki tip ısının uzaklaştırılması gereklidir; sıvının özgül ısısı ve erime gizil ısısı. Özgül ısı, bir malzemenin birim kütle için sıcaklığını  $1\text{ }^{\circ}C$  değiştirmek için gerekli ısıdır. Öncelikle, özgül ısının donma noktasına gelinceye kadar uzaklaştırılması gereklidir. Bu ısı, atmosfere ışıma yoluyla veya kalıba

temas yoluyla gerçekleşir. Basit anlamda, herhangi bir sıcaklıktan, çekirdeklenmenin başlayacağı sıcaklığa kadar sıvının soğutulması işlemidir.

Bir katının, eritilmesi için ısıya ihtiyaç vardır. Bu yüzden, sıvıdan katı kristaller oluştuğunda, ısı üretilmiş olur. Bu ısıya ise erime gizil ısı ( $\Delta H_f$ ) denir ve katılaşma tamamlanmadan önce sıvı-katı ara yüzeyinden atılmak zorundadır. İşte erime gizil ısını uzaklaştırma şekli, malzemenin büyüme mekanizmasını ve son ürünün yapısını belirler.

### Düzlemsel Büyüme

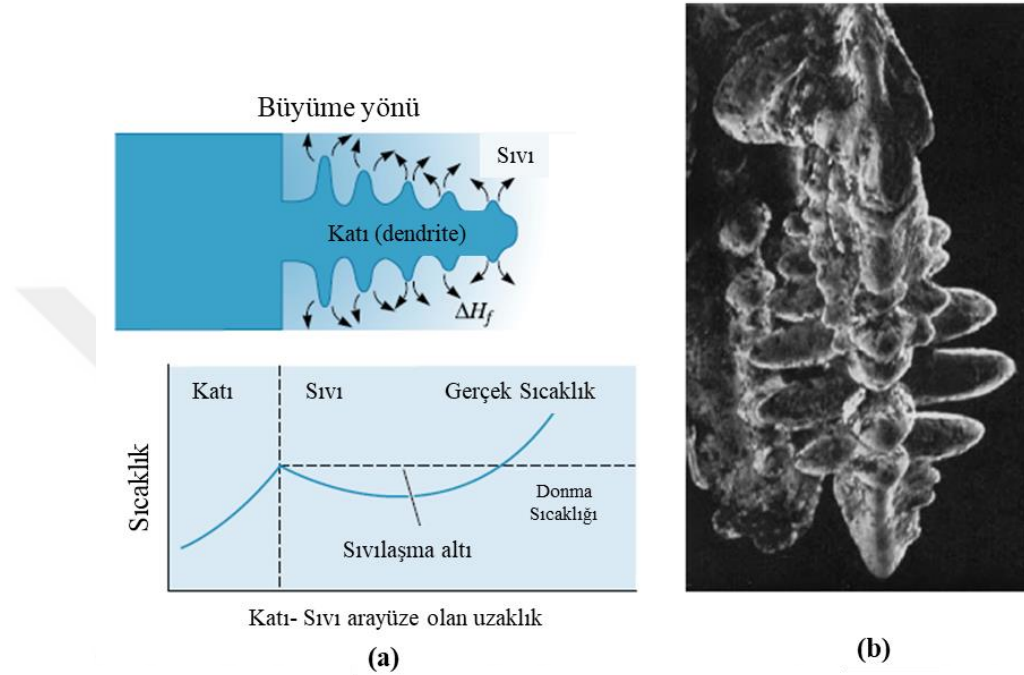
İyi aşılınmış bir eriyik (çekirdeklenmenin oluşacağı sıvı) denge noktasının altına soğutulduğunda, heterojen çekirdeklenme kolayca meydana geleceğinden aşırı soğutmaya ihtiyaç yoktur. Bu yüzden, katılaşma cephesi (katı-sıvı ara yüzeyi) önünde sıvının sıcaklığının donma sıcaklığından daha büyüktür. Katının sıcaklığı ise, donma noktasında veya donma noktasının altındadır. Katılaşma esnasında, erime gizil ısı, sıvı-katı ara yüzeyinden iletimle katı boyunca uzaklaştırılır. Donma sıcaklığının altında, sıvı tarafından sarılan küçük bir çıkıntı, ara yüzey üstünde büyümeye başlar (Şekil 2.7). Daha sonra, ara yüzey yetiştiğinde çıkıntının büyümesi durur. Bu büyüme mekanizması, düzlemsel büyüme olarak adlandırılır ve katı-sıvı ara yüzeyinin sıvı boyunca ilerlediği pürüzsüz ve düz yüzeylerde gerçekleşir.



Şekil 2.7. Zamanla Düzlemsel büyüme

## Dendritik Büyüme

Dendrit büyüme, katılaşma sırasında oluşan kristal yapının ağaca benzer bir şekilde, dallanma yaparak büyümesine verilen bir adlandırmadır. Sıvı iyi aşılınmadığı ve çekirdeklenmenin zayıf olduğu durumda, katılaşma için sıvının aşırı soğutulması gereklidir (Şekil 2.8).



Şekil 2.8. a) Aşırı soğutulmuş bir katı-sıvı eriyiğinin dendrit olarak büyüme grafiği

b) Dendrit bir yapının elektron mikroskobu ile görüntüsü

Bu koşullar altında, arayüzey üzerinde oluşan ve dendrit olarak adlandırılan bir çıkıntı, aşırı soğutulan sıvı tarafa doğru büyüme eğilimi gösterir. Dendrit, Yunanca ağaç anlamına gelen "dendron" kelimesinden türemiştir. Katı dendrit büyürken, erime gizil ısısı aşırı soğutulan sıvıya doğru iletilir. Böylelikle, sıvının sıcaklığı donma noktasına doğru artar. Bu esnada ana kol üzerinde, ikincil ve üçüncül dendrit kolları oluşarak, gizil ısının gelişimini hızlandırır. Dendritik büyüme, aşırı soğutulan sıvının sıcaklığı donma noktasına ulaşıncaya kadar devam eder. Donma noktasına ulaşıldığında ise kalan sıvı düzlemsel olarak büyür. Dendritik ve düzlemsel büyüme arasındaki temel fark, erime gizil ısısının uzaklaştırıldığı ısı banyoları arasındaki farktan kaynaklanır. Isının absorbe edilmesi, düzlemsel büyümede döküm kalıbı tarafından, dendritik büyümede ise aşırı soğutulan sıvı tarafından sağlanır.

Saf metallerin katılaşmasında dendritik büyüme, normalde toplam büyümenin sadece küçük bir kısmını oluşturur ve

$$\text{Dendrit kesri} = f = \frac{c\Delta T}{\Delta Hf} \quad 2.3$$

ile ifade edilir. Burada c, sıvının özgül ısısıdır. Pay kısmı, aşırı soğutulmuş sıvının emdiği ısıyı temsil ederken, paydadaki gizil ısı ise katılaşma sırasında verilen toplam ısıyı ifade eder.  $\Delta T$  aşırı soğuma miktarı arttıkça, daha fazla dendritik büyüme meydana gelir. Eğer sıvı iyi aşılannmış ise, aşırı soğuma hiç gerçekleşmez ve büyüme yüzeysel katılaşma yolu ile düzlemsel olur.

Büyüme hızı soğuma veya ısının uzaklaştırılma hızına bağlıdır. Daha büyük soğuma hızı, hızlı katılaştırma veya kısa katılaşma zamanı meydana getirir. Basit bir dökümün tamamen katılaştırılması için gereken süre ( $t_s$ ), Chvorinov kuralı ile hesaplanır.

$$t_s = B\left(\frac{V}{A}\right)^n \quad 2.4$$

Burada, V dökümün hacmidir ve donma öncesinde uzaklaştırılması gereken ısı miktarını gösterir. A, kalıbın temas ettiği yüzey alanı olup, ısıyı dökümden uzaklaştıran yüzeyi temsil eder, n bir sabittir (yaklaşık 2 alınır) ve B kalıp sabitidir. Kalıp sabiti, hem metal hem de kalıbın özelliklerine ve başlangıç sıcaklığına bağlıdır. Bu kural temel olarak bir dökümün geometrisini ve ısı transfer koşullarını açıklar. Bu kurala göre aynı koşullar altında, küçük hacimli ve geniş yüzey alanlı bir dökümde soğuma hızı daha fazla olur.

Katılaşma, yüzeyden başlar. Bir dökümün katılaşma hızı, katılaşma sonucu oluşan kabuğun kalınlık değişimine göre tanımlanır. Buna göre:

$$d = k_{solidification}\sqrt{t} - c_1 \quad 2.5$$

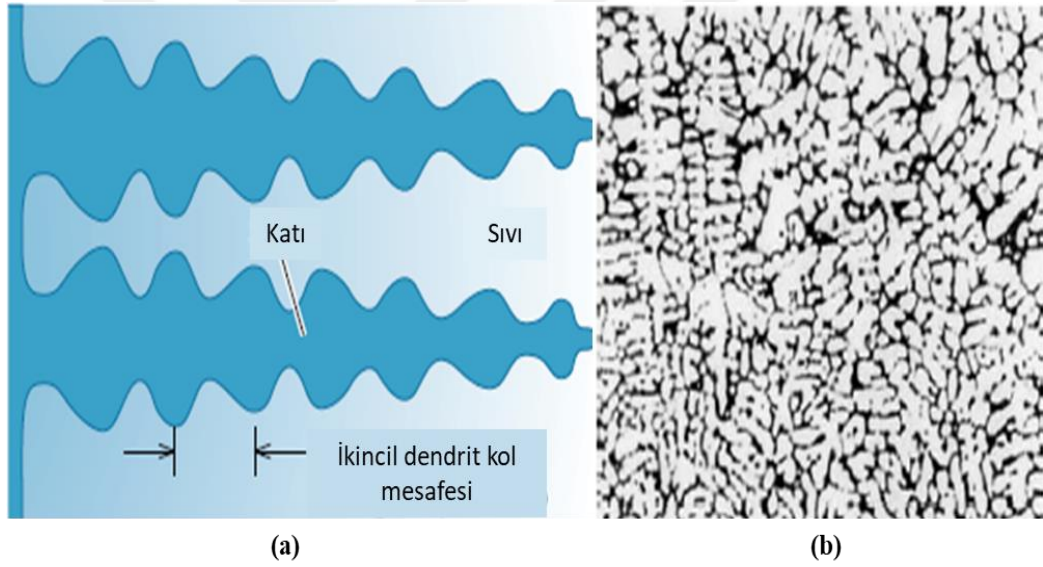
burada t, eriyiğin dökülme hızı,  $k_{solidification}$  malzeme ve kalıba bağlı bir sabit ve  $c_1$ , döküm sıcaklığına bağlı bir sabittir.

Bir eriyiğin katılaşıma süresi, oluşan dendritlerin boyutlarını etkiler. Normal olarak, dendrit büyüklüğü ikincil dendrit kolları arasındaki mesafenin ölçülmesi ile karakterize edilir (Şekil 2.9). İkincil dendrit kol mesafesi (secondary dendrite arm spacing, SDAS), katılaşıma hızı arttıkça azalır. Daha ince ve yoğun dendrit ağları, gizil ısının aşırı soğutulan sıvıya iletilmesi için daha etkin bir rol oynar. SDAS, katılaşıma zamanı ile ilgilidir.

$$SDAS = kt_s^m$$

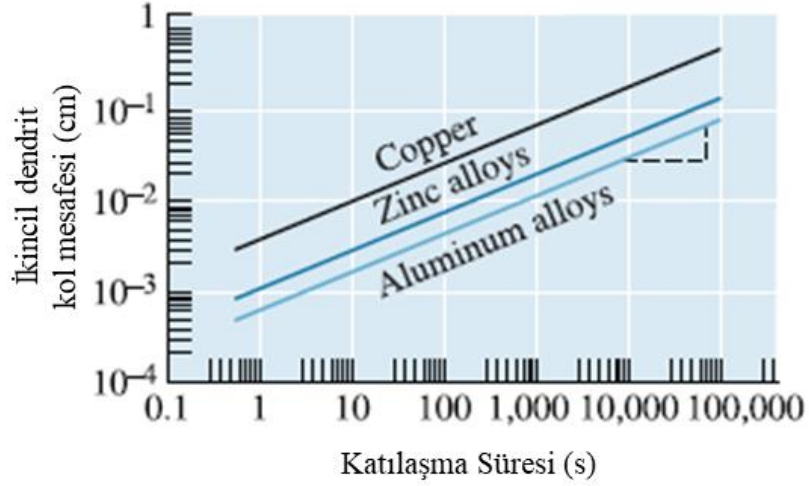
2.6

Burada m ve k, malzeme kompozisyonuna bağlı olan sabitlerdir. Farklı alaşım grupları için bu ilişki Şekil 2.10'da gösterilmektedir. Dendrit kolları arasındaki mesafe azaldıkça, malzemenin mukavemeti ve sünekliği artar (Şekil 2.10).



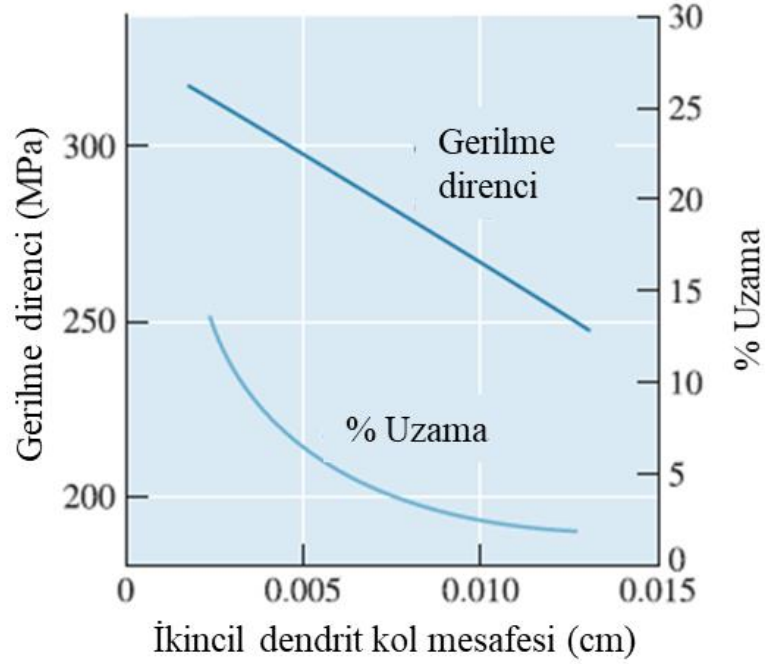
Şekil 2.9. (a) İkincil dendrit kol mesafesi (SDAS). (b) Alüminyum alaşımındaki dendritler





Şekil 2.10. Katılma süresinin bakır, çinko ve alüminyumun ikincil dendrit kol boşlukları üzerindeki etkisi

Hızlı katılaştırma ile oluşturulan küçük ikincil dendrit kol aralıkları, üretilen metal veya alaşımın mukavemetini ve sünekliğini olumlu yönde etkilemektedir (şekil 2.11).



Şekil 2.11. İkincil dendrit kol aralığının bir alüminyum döküm alaşımının özellikleri üzerindeki etkisi

Hızlı katılaştırma işlemi, oldukça küçük ikincil dendrit kol mesafeleri üretmek için kullanılır. En yaygın yöntemde, çok küçük sıvı damlacıkları katı parçacıklara

dönüştürülür. Bu yöntem, püskürtme atomizasyonu olarak bilinir. Oluşan tozlar, 5-100 µm kalınlığında ve yaklaşık  $10^6$  °C/s hızında katılaşmaktadır. Bu soğutma oranı metalik bir cam oluşturmak için yeterli değildir fakat ince bir dendritik yapı üretilebilir. Burada üretilen katı damlacıkların toz metalürjisi işlemleriyle birleştirilmesi malzemenin iyileştirilmesinde önemlidir. Parçacıklar homojen bir yapıda kimyasal olarak türediği için karmaşık alaşımlar üretilebilmektedir (Askeland ve ark. Wright 2013).

#### **2.4. Eriyik Eğirme Metodu ile Hızlı Katılaştırma**

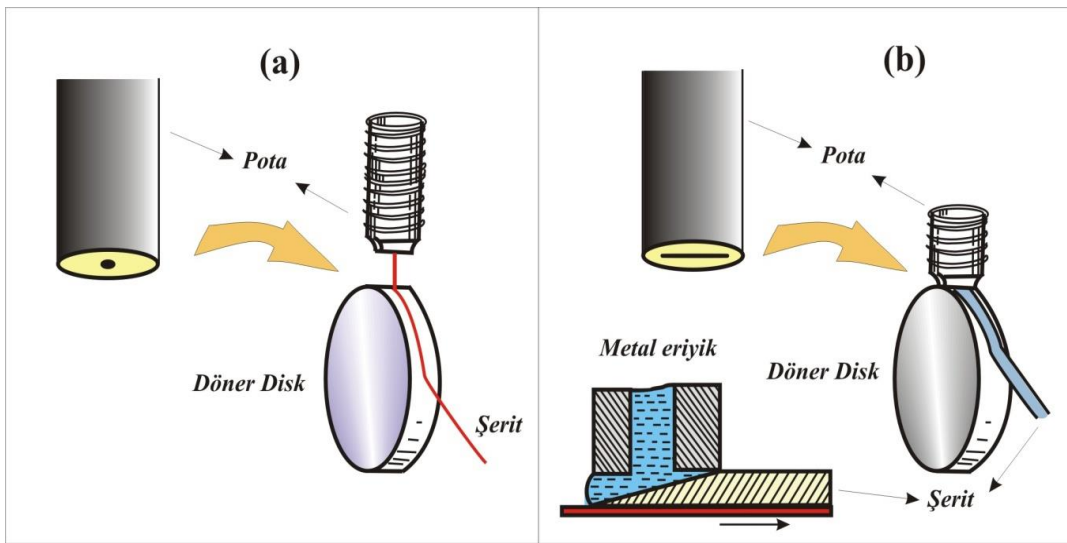
Günümüzde, alaşım üretmek için çok çeşitli teknikler kullanılmaktadır. Tercih edilen üretim tekniği, endüstriyel kullanıma yönelik belirlenmektedir. Alaşım üretim teknikleri arasında en çok tercih edilen tekniklerden olan melt spinnig, (eriyik eğirme) hızlı katılaştırma tekniklerinden birisidir. Hızlı katılaştıran alaşımlar, çok ince taneli olup mükemmel mikro yapı ve üstün mekanik özellikler sergilerler. Eriyik eğirme yöntemi, hem araştırma amaçlı hem de ticari alaşım üretiminde kullanılmaktadır. Eşsiz ürün formları, örneğin çelik şeritler, eriyik eğirme yöntemi ile haddeleme ve ısıl işlem yapılmaksızın kolayca üretilebilir. Şekil 2-12'de, eriyik eğirme yöntemi ile üretilen nikel temelli bir süper alaşım ve alüminyum alaşımı görülmektedir. Dünyada, General Electric ve NASA gibi kurumlar Melt Spinning (MS) yöntemiyle üretilebilen alaşımlar üzerine araştırmalarını sürdürmektedir. Bunun yanında, Metglas Products Division of Allied Chemical, Marko Metals ve Transmet Corporation gibi şirketlerde ticari ürünlerinde MS yöntemiyle alaşım üretimi yapmaktadırlar.



Şekil 2.12. Melt Spinnig (MS) ile eritilerek bükülmüş 20 mikron kalınlığında ve 1 cm genişliğinde Al-5Cu-1Sc katkılı şerit alaşımı

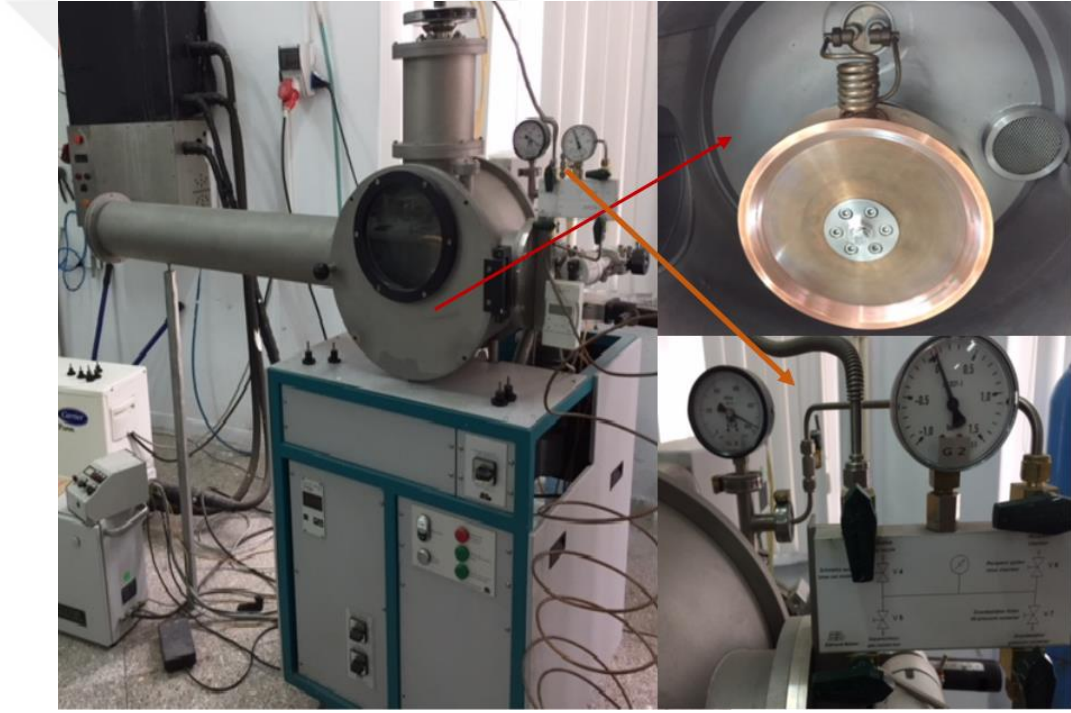
#### 2.4.1. Eriyik eğirme ekipmanları

Geleneksel eriyik eğirme tekniğinde, pota ağzı iğne deliği şeklindedir. Düzlemsel akışla yapılan eriyik eğirme tekniğinde ise, eriyiğin aktığı potanın ağzı yarık şeklinde olup yaklaşık 0,6 mm mesafeden püskürtülmektedir. Bu dökülen alaşım için daha geniş şerit üretebilme avantajı sağlamaktadır. Her iki döküm tekniği şematik olarak şekil 2.13’de gösterilmektedir.



Şekil 2.13. a) Eriyik eğirme (Melt-Spinning) ve b) Düzlemsel akışla döküm (Planar flow casting) tekniklerinin şematik gösterimi

Eriyik eğirme yönteminde temel prensip, sıvı hale gelen metal veya alaşımın çok ince bir kesitten dökülüp hızlı bir şekilde soğuk bir yüzey tarafından katılaştırılmasıdır. Bu yöntemi avantajlı kılan bir diğer unsur ise eriyiğin kararlı yapısının bozulmamasıdır. Şekil 2.14’de verilen MS cihazı, atmosfer veya inert bir gaz ortamında döner bir disk üzerine belirli bir mesafede (10-20 mm arasında) belirli bir basınç ile sıvı eriyik püskürtülür. Disk yüzeyine düşen sıvı yayılarak ince bir film (şerit) halinde hızlı bir şekilde katılaşmış olur. Eriyiğin akış hızı, yüzeye çarpma açısı, ağızlık çapı, disk çapı ve disk sıcaklığı, ürünün geometrisine ve boyut kararlılığına etki eder. Bu teknikle ulaşılan soğuma hızı  $10^5$ – $10^8$  K/s aralığındadır (Allen ve ark.Cahn 1976); (Anantharaman ve ark.Suryanarayana 1987; Pond Sr ve ark.Winter Jr 1976).



Şekil 2.14. Vakum veya gaz atmosferinde kullanılan Melt Spinnig (MS) Eriyik Eğirme cihazının genel görünüşü

MS için kullanılan soğutma diskleri çeşitli metallerden üretilmektedir. Genellikle üretilmek istenen şerit için farklı diskler tercih edilir. NASA’nın tercih ettiği soğutma diskleri malzemeleri çizelge 2.3’de listelenmiştir. Eriyik ve disk malzemesi ile şerit kalitesi ve mikro yapı arasındaki ilişki halen araştırılmaktadır. Diskin yüzeyi ve pürüzsüzlüğü üretilen malzemenin kalitesini de etkilemektedir. Örneğin yaklaşık 82 cm’lik pürüzsüz bir disk, nikel temelli süper alaşım şeritlerinin üretilmesi için uygundur. Kullanılan diskin

temiz olması MS yöntemiyle üretilen şeritlere büyük yarar sağlar. Ayrıca vakum pompasının sürekli kontrol edilmesi ortama yağ bulaşmaması açısından son derece önemlidir. Her bir şerit üretiminden önce, diskin aşındırıcı özellikte olmayan bir alkol ile temizlenmesi gerekmektedir.

Çizelge 2.3. NASA'nın MS için kullandığı tipik alaşımlar ve çalışma parametreleri

Alaşım	Pota	Döküm Sıcaklığı °C	Disk malzemesi	Disk hızı m/s	Atmosfer	Püskürtme Basıncı kPa
Nickel-baz Süperalaşım	Sıkı kabuk kalıp (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1371-1482	1020 çelik	20	Vakum	35
Takım Çelik	Sıkı kabuk kalıp (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1537	1020 çelik	20	Vakum	35
Bakır	kalıp (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1148	Bakır	20	Vakum	70
Ni/Al metallerarası	kalıp (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1648	304 paslanmaz çelik	20	Argon	70
Fe/Al metallerarası	kalıp (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1648	1020 çelik	20	Argon	70
Kalay	Cam	257	1020 çelik	20	Hava	85
Lead	Cam	351	1020 çelik	20	Hava	85
Bizmut	Cam	290	1020 çelik	20	Hava	85

### Pota Seçimi

Eriyik eğirme yöntemi uygulamasında bir diğer önemli husus ise alaşıma uygun pota seçimidir. Kullanılan potanın sıcaklık direnci, termal şok direnci, düşük iletkenlik ve gaz geçirgenliği gibi hususlara uygunluğu önemlidir. Üretilmek istenen eriyiğe göre uygun bir metal veya cam pota seçilir. Seçilen potanın eriyiğe uygunluğunun yanı sıra potanın uç kısmı da yuvarlak veya yarık şeklinde değişebilmektedir.

### Isıtma Yöntemi

MS yönteminde eritme işlemi, pota içerisine yerleştirilen alaşıma manyetik indüksiyon dediğimiz radyo frekansı uygulanarak yapılmaktadır. Bu yöntem en çok tercih edilen yöntemler arasında olup, pota etrafında sarılı bobine yüksek akım verilerek uygulanır. Bu yöntem, alaşımı eritmek için daha az maliyetlidir.

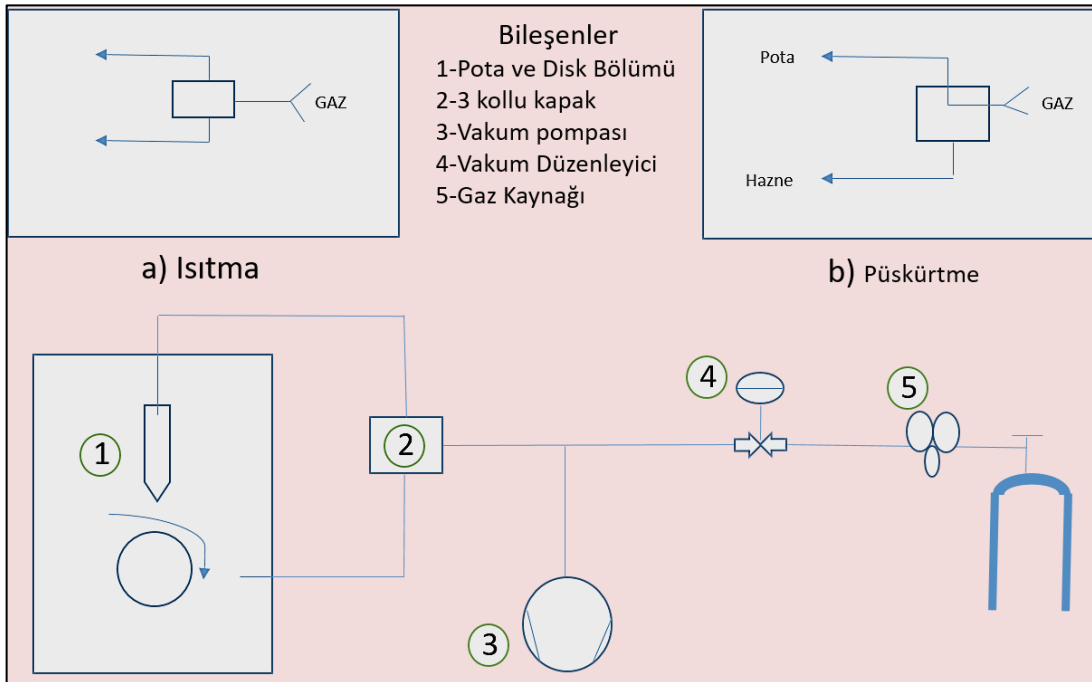
### Sıcaklık ölçümü

Manyetik indüksiyon ile pota içerisindeki alaşımın sıcaklığı yüksek sıcaklıklara dayanıklı termal çift veya kızılötesi sıcaklık ölçer ile yapılır. Eğer sıcaklık ölçümü bir termal çift ile yapılacak ise kullanılan iletken kablolar kritik çaptan küçük olmalıdır. Burada termal

çift kabloları manyetik indüksiyondan etkilenmemelidir. Eğer eriyik için çok yüksek sıcaklıklara çıkılıyor ise termal çift bu sıcaklıktan etkilenebileceği için bu durumda kızıl ötesi termometre ile sıcaklık ölçümü yapılır.

### Basınçla Püskürtme

Eriyiğin potadan püskürtülmesi, gaz basıncıyla gerçekleştirilir. Burada kullanılan gaz genellikle alaşıma uygun veya tepkimeye girmeyen bir gaz olmalıdır. Gaz basıncı, eriyiğin akış hızına bağlı olarak değişmekle birlikte, genellikle 15-150 kPa'lık basınçlar kullanılmaktadır. Vakum ortamında gaz basıncıyla eriyiğin püskürtülme işlemi oldukça zor ve karmaşıktır. NASA'nın kullandığı diyagram Şekil 2.15'de verilmiştir. Püskürtme, içerdeki gaz basıncından dolayı oda basıncından daha yüksek bir basınçta gerçekleşir. Sistemin kalbi olan pota basıncını, 3 kanallı valf (2) kontrol etmektedir. Isınma sırasında vana, pota ve haznedeki basıncın eşit olmasını sağlar ve böylelikle eriyiğin erken dökülmesi önlenir. Püskürtme anında 3 kanallı valf (2) haznesi devreye girer ve vakum yalıtımı sağlanır. Burada eğer bir kaçak durumu olursa düzenleyici (4) devreye alınarak basınç ayarlanır. Vakum pompası (3), gaz besleme hattında, daha düşük basınç oluşumuna izin vermez. Aynı gaz akış hattı, eriyiğin farklı atmosferik ortamlarda yapılabilmesini ve sistemin vakum basınç düzenleyiciler ile izole edilmesini sağlamaktadır.



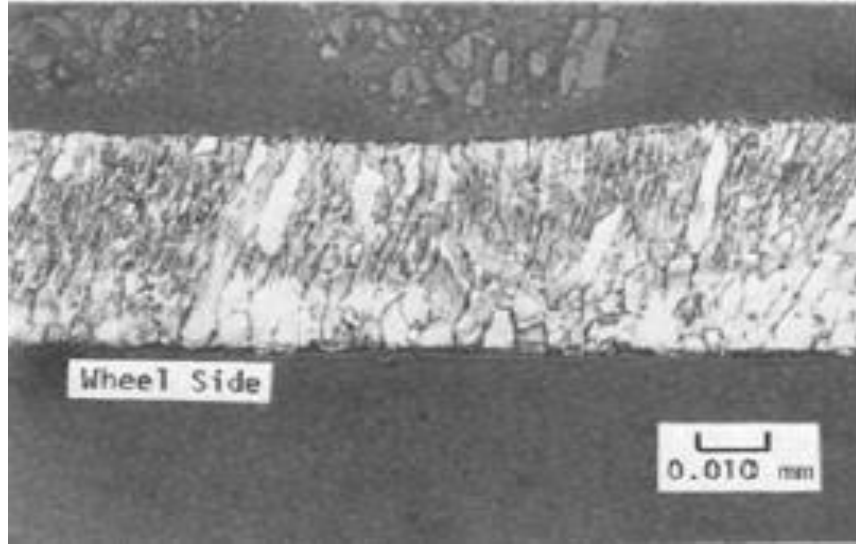
Şekil 2.15. Eriğin vakumlanma şeması (a) ısınma ve (b) püskürtme sırasında

### İşlem Değişkenleri

Eriyik eğirme tekniğinde, süreci etkileyen etmenler, disk metali, disk yüzey hızı, sıcaklık ve disk yüzeyinin durumudur. Eriyik için en önemli değişkenler ise sıcaklık ve püskürme basıncıdır. Genel olarak, disk hızının artırılması, üretilen şeritlerin daha ince olmasını sağlar. Örneğin, 9 m/s'lik bir hızla dönen çelik disk yüzeyine nikel temelli süper alaşım döküldüğünde üretilen şerit kalınlığı 96 µm olmuştur. Aynı şartlarda disk hızı 27 m/s olduğunda ise üretilen şerit kalınlığı 45 µm olarak ölçülmüştür. Yapılan çalışmalarda genellikle ideal disk hızı 20 m/s olarak kullanılmaktadır.

MS tekniğinde püskürtme basıncı, üretilen şeridin kalınlığını belirler örneğin, basıncın 15-150 kPa aralığında olmasının şerit kalınlığını artırdığı görülmüştür. Döküm sıcaklığının artması ise (yüksek sıcaklıkta dökülen eriyiğin akışkanlığının fazla olması) disk yüzeyinde katılaşan miktarı azaltacağından, hızlı soğumayı olumsuz yönde etkilemektedir. MS tekniğinde uygulanan tüm işlemler, meydana gelen şerit alaşımların mikro yapısını da etkilemektedir. Genelde,  $10^5$ - $10^6$  °C/s hızındaki soğutmalar ideal olarak kabul edilmektedir.

MS yönteminde kullanılan bu ideal değerler, üretilen alaşım için uygun değilse, istenen ürünü üretmek için geleneksel yöntemler tercih edilir. Standart şartlar altında MS yöntemiyle üretilen şerit alaşımlar Çizelge 2.1 de belirtilmiş olup ayrıca, Şekil 2.16'da eriyik eğirme yöntemiyle üretilen Fe-6.5Si şerit alaşımı gösterilmiştir. Listede belirtilen tüm alaşımlar, hızlı katılaştırılmış polikristal malzemelerdir. Farklı metalik cam ve alaşımları aynı teknik ve ekipmanlar ile üretmek de mümkündür.



Şekil 2.16. Eriyik Eğirme ile üretilmiş Fe-6.5Si şerit alaşımının görüntüsü

Genel olarak, hızlı katılaştırma teknikleri geleneksel yöntemlere göre oldukça pahalıdır. Bu sebepten dolayı genelde yüksek performanslı ürünleri üretmek için tercih edilir. Alaşım üretimi açısından baktığımızda diğer yöntemlere göre yine en çok tercih edilen yöntemlerin başında eriyik eğirme yöntemi gelmektedir (Jech ve ark. 1984).

## 2.5. Nano Çentme Metodu ve Prensipleri

Nano çentme, nano teknoloji ve malzeme bilimi alanında kullanılan önemli ve popüler bir mekanik karakterizasyon tekniğidir. Bu metot, diğer deneysel karakterizasyon yöntemleri ile karşılaştırıldığında kullanımı ve numune hazırlaması oldukça kolaydır. Ayrıca, nano çentme metodu, malzeme yüzeyinde çok küçük iz bırakmasından dolayı tahribatsız kabul edilir. Bununla birlikte, nano çentme testlerinden elde edilen deneysel verilerin doğru sonuçlar vermesi için, nano çentme testinin prensiplerinin ve kabullerinin iyi bir şekilde anlaşılması gereklidir. Nano çentme deney prosedürleri ve test verilerinin yorumlanmasına yönelik bir kaç inceleme makalesi bulunmaktadır (Bhushan 2004; Bhushan 2017; Cheng ve ark.Cheng 2004; Fischer-Cripps 2006). Bu nedenle, bu kısımda çok iyi bilinmeyen nano çentme testleri ile ilgili gerekli prensipleri açıklamaya çalışacağız.

Çentik testinin temel prensiplerini kavrayabilmek için öncelikle Love (1939)'un rijit asimetrik konik bir ucun izotropik elastikliğe sahip bir yarı-yüzey üzerinde oluşturduğu



iz problemi üzerine çalışmalarına bakmak gereklidir (Şekil 2.17). Uygulanan yükü P ve çentiğin girme derinliğini h ile ifade eden (Love 1939), kontak basıncı p(r) ve P - h arasındaki ilişkiyi ifade eden aşağıdaki denklemleri türetmiştir:

$$p(r) = \frac{P}{\pi a^2} \cosh^{-1} \left( \frac{a}{r} \right) \text{ ve } P = \frac{2E^* \tan \alpha}{\pi} h^2 \quad 2.7$$

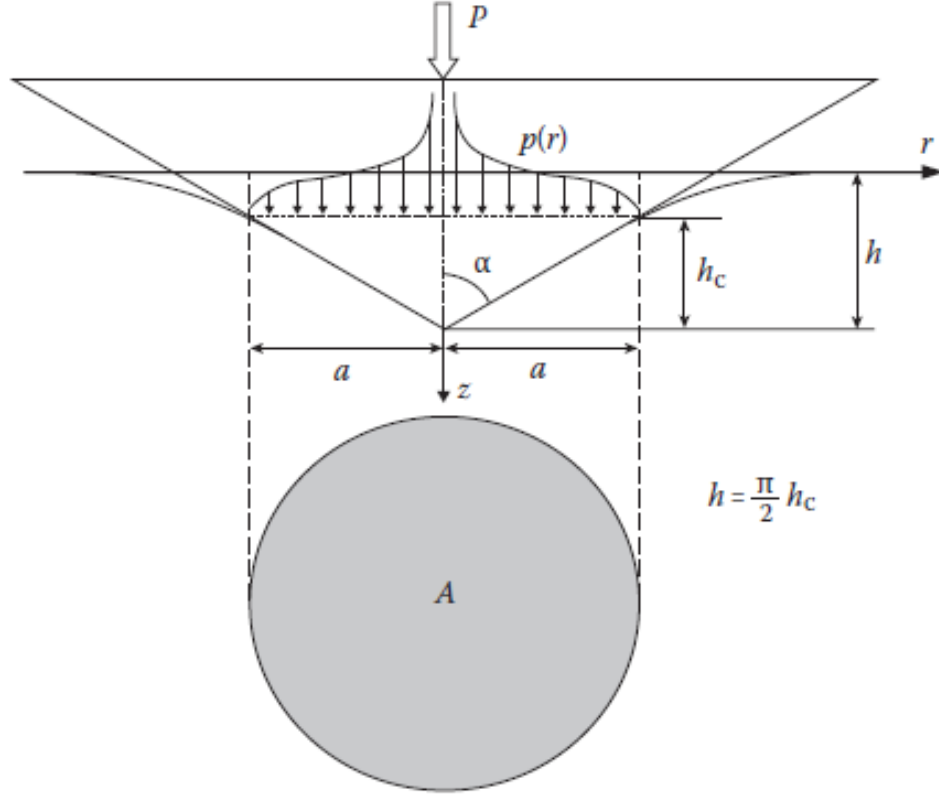
Burada,  $\alpha$  konik çentiginin yarı açısını ifade eder. Yarı uzay malzemenin indirgenmiş elastik modülü  $E^*$ , Poisson oranı  $\nu$  ve elastik modülü E cinsinden aşağıdaki denklem ile ifade edilir:

$$E^* = \frac{E}{1-\nu^2} \quad 2.8$$

Sneddon (Sneddon 1948)'de denklem 2.7 ile aynı formülü türetmek için çeşitli integral dönüşüm yöntemlerini kullanmış ve asimetrik rijit bir ucun, elastik bir yapıya doğrusal yönde uyguladığı kuvveti daha genel bir ifadeye dönüştürmüştür (Sneddon 1965). Denklem 2.7'de ifade edilen yük-yer değiştirmenin (P-h) eğimi şu şekilde ifade edilir.

$$\frac{dP}{dh} = \frac{4E^* \tan \alpha}{\pi} h \quad 2.9$$

Burada, girme derinliği h'nin kontak derinliği  $h_c$  ile ilişkili olduğuna dikkat etmek gerekir.  $h_c$ , ucun malzeme ile kontak yaptığı noktanın derinliğidir (Şekil 2.17).



Şekil 2.17. Sert bir koninin elastik yarı-boşluk girintisi

$$h = \frac{\pi}{2} h_c \quad 2.10$$

halini alır (Sneddon 1948). Ayrıca, öngörülen temas alanı  $A$ ,

$$A = \pi a^2 = \pi h_c^2 \tan^2 \alpha = \frac{4}{\pi} h^2 \tan^2 \alpha \quad 2.11$$

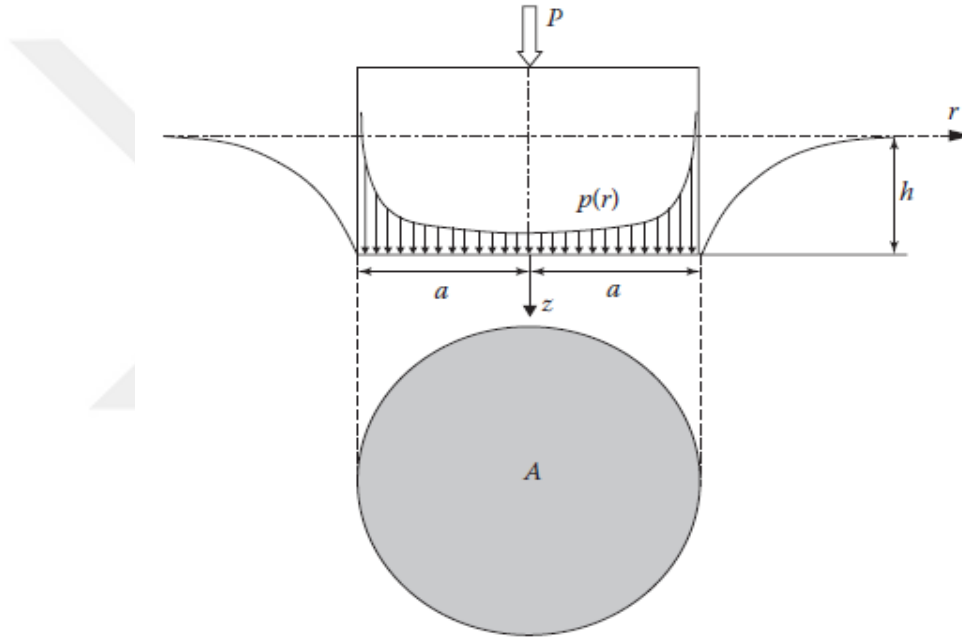
şeklinde tanımlanır. Yukarıdaki denklemde  $a$ , şekil 2.17'yi incelediğimizde çentme yapan ucun temas ettiği ve etmediği kısımları ayıran çemberin yarıçapıdır ve denklem (2.10)'u kullanarak denklem (2.11) eşitliğini yazabiliriz. Daha sonra denklem (2.11)'e (2.7) ve (2.9) getirilip yerine yazılır ise,

$$\frac{P}{A} = \frac{E^* \cot \alpha}{2} \quad 2.12$$

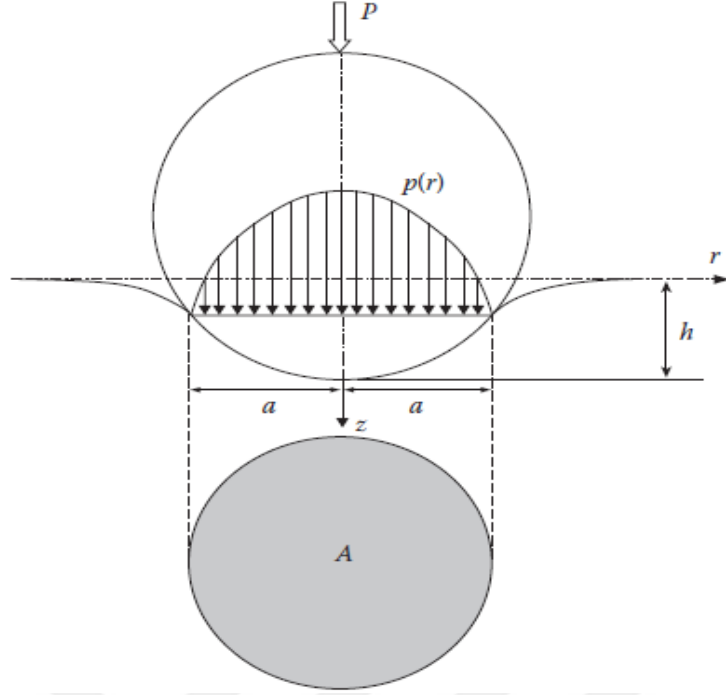
$$\frac{dP}{dh} = 2E^* \sqrt{\frac{A}{\pi}}$$

2.13

denklemleri elde edilir. Son olarak bulunan (2.13) denklemi, konik bir çentigin temas ettiği yüzeyde oluşan eğimin sertliği ile bağlantılıdır. Bu denklem, aynı zamanda tüm silindirik uçlar, küresel uçlar gibi tüm asimetrik girintili uçlar içinde geçerlidir (Bulychev ve ark. 1975; Pharr ve ark. 1992). Bu önemli detayı, şekil 2.18’de gösterilen katı silindirik uç ve şekil 2.19 ile gösterilen küresel uç ile daha iyi anlayabiliriz.



Şekil 2.18. Katı silindirik düz bir ucun dairesel girintisi



Şekil 2.19. Katı küre şeklinde bir uçun dairesel girintisi

Düztabanlı dairesel bir çentik oluşturulduğunda (Maugis 1999), uygulanan yük (P) ile ölçülen girme derinliği (h) arasındaki ilişki,

$$P(r) = \frac{P}{2\pi a^2} \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{-0.5} \text{ ve } P = 2E^*h \quad 2.14$$

bağıntısı ile verilmektedir. Burada kontak alanı ile öngörülen temas alanları aynı olup  $A=\pi a^2$  ye eşit olur. Bu durum denklem 2.13'ü doğru kılar. R yarıçaplı rijid bir çentici durumunda ise Hertz denkleminde başvurulur (Johnson 1985).

$$P(r) = \frac{3P}{2\pi a^2} \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{0.5} \text{ ve } P = \frac{4}{3}E^*\sqrt{Rh^3} \quad 2.15$$

$$a^2 = Rh \quad 2.16$$



$$A = 3\sqrt{3}h_c^2 \tan^2 \theta \quad 2.17$$

ile verilir. Buradan elde edilen A değeri, denklem 2.12’de verilen denkleme eşittir. Bu durumda  $h_c$  değeri için kullanılan  $\theta=65.27^\circ$ ’lik yarı açısı, eğer çentici uç konik şeklinde olursa,

$$\alpha = 70.30^\circ \quad 2.18$$

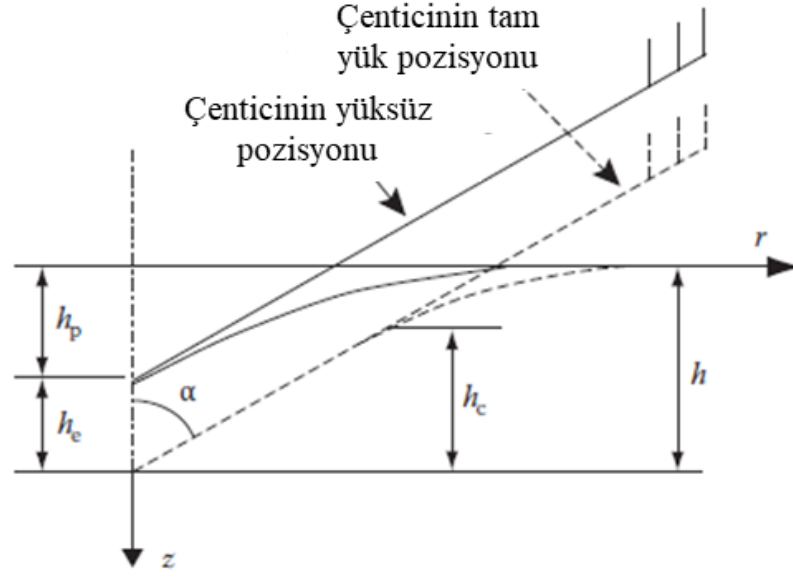
değerini alır. Bu açı değeri denklem 2.11’de yerine yazılır ise, alan ifadesi

$$A = 24.5h_c^2 = 9.93h^2 \quad 2.19$$

olarak bulunur. Nano çentme deneyinde, çentici uç genellikle deformasyona karşı dayanıklı ve sert bir malzeme olan elmastan üretilmektedir. Genel olarak, bir çentici uç deforme olduğu durumda onun kontak metali (Johnson 1985) iyi bilinmelidir. İndirgenmiş elastik modülü  $E^*$  tekrar tanımlayacak olursak,

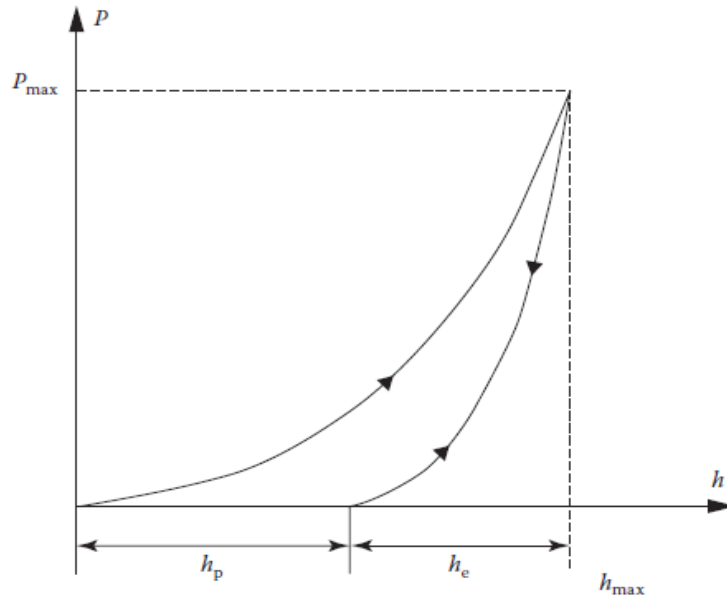
$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad 2.20$$

denklemini elde edilir. Bu denklemde,  $E_i$  ve  $\nu_i$  değerleri çentici ucun Young modülü ve Poisson oranlarını ifade etmektedir. Eğer bir çentici uç elmastan üretilmiş ise,  $E_i = 1141$  GPa ve  $\nu_i = 0.07$  değerleri yaygın olarak kullanılır. Nano çentme analizlerinde Berkovich uç kullandığımızda, yüklemenin ilk başlarında bile plastik deformasyonları görebiliriz. Girme derinliği arttıkça plastik deformasyonda artar. Deneysel olarak yük-yer değiştirme eğrisi (P-h), genel olarak parabolik yük yer değiştirme denklemi (2.7)’den oldukça farklıdır.



Şekil 2.21. Elasto plastik bir malzemede nano çentme ile yükleme ve boşalmanın şematik gösterimi

Şekil 2.21’de konik bir uçla, elastoplastik bir malzemeye yük uygulanması ve yükün geri çekilmesi durumu şematik olarak gösterilmektedir. Ayrıca şekil 2.22’de ise yükleme ve yükün çekilmesi esnasında yük bağlı yer değiştirmeyi eğrisi şematik olarak verilmektedir. Bu iki şekli incelediğimizde, girme derinliği ( $h_{max}$ ) ile maksimum yüklemenin ( $P_{max}$ ) birbiriyle olan ilişkisini anlayabiliriz.



Şekil 2.22. Şekil 2.21’de verilen nano çentmenin yük yer değiştirme eğrisinin şematik gösterimi

Burada, deneysel olarak nano çentme analizlerinde, indirgenmiş elastik modülünün ( $E^*$ ) yükün geri çekilmesi esnasında oluşan yük-yer değiştirme eğrisinden hesaplanır. Bunun sebebi, plastik deformasyonun elastoplastik teoriye göre yükün geri çekilmesi esnasında ihmal edilebilir olmasındandır. Başka bir deyişle, boşaltma eğrisi, elastik bir yükleme eğrisi gibi davranmaktadır. Tüm bunlara ilave olarak, denklem (2.7), (2.10) ve (2.11)'i oluşturan varsayımların, deneysel olarak yapılan nano çentme testlerini ifade eden denklemler ile tam bağdaşmayan bazı faktörleri vardır. Bu faktörlerden en önemli ikisi şöyledir.

Çentici uç, Berkovich uç gibi, sonlu bir yarıçapa sahip olup idealleştirilmiş bir uç değildir. Tam boşaltmada, genellikle artık bir iz oluşur. Bu iz, radyal plastik deformasyondan dolayı çentici ile bir açı oluşturacak şekilde ortaya çıkar (Şekil 2.21).

Yükleme ve boşalma durumları için ifade edilen denklem 2.7 teorik olarak kabul edilse dahi deneysel yapılan testlerle arasında farklılıklar vardır. Bu yüzden, deneysel çalışmalar neticesinde nano çentme analizlerinin yorumlanması için denklem 2.13 aşağıdaki gibi değiştirilmiştir.

$$\left. \frac{dP}{dh} \right|_{h_{max}} = 2\beta E^* \sqrt{\frac{A}{\pi}} \quad 2.21$$

Burada  $\beta$ , boyutsuz bir düzeltme faktörüdür ve teorik hesaplamalarda kullanılmaz.  $\beta$ 'nin nümerik değeri, halen tartışmalıdır. Üç yüzeyle Berkovich uç için, (Oliver ve ark. Pharr 2004),  $1.0226 \leq \beta \leq 1.085$  aralığında olması gerektiğini rapor etmişlerdir ve genelde  $\beta=1.034$  veya  $\beta=1.05$  değerlerinin kullanılması gerektiğini ileri sürmüşlerdir. İndirgenmiş elastik modülü  $E^*$ , Denklem 2.13'e göre, eğrinin boşaltma kısmının başlangıç eğimi  $dP/dh$  ve buna bağlı olarak A alanı hesaplanarak elde edilir. Prensip, A kontak alanı  $h=h_{maks}$  alınarak denklem 2.11 ile hesaplanabilir. Burada asıl mesele,  $dP/dh$  ve A'nın nasıl hassas bir şekilde belirleneceğidir.

(Pharr ve ark. 1992), bu değerlerin nasıl hesaplanacağına dair bir model öne sürmüşlerdir. Günümüzde yaygın olarak kullanılan bu model aşağıda ifade edilen denklem ile başlar.

$$h_c = h_{max} - \beta \xi \frac{P_{max}}{dP/dh|_{h_{max}}} \quad 2.22$$



Burada,  $\beta$  yukarıda belirtilen düzeltme faktörü,  $\xi=2(\pi-2)/\pi\sim 0.72$  konik uç için kullanılan sabitlerdir.  $\beta =1$  olarak kabul edildiğinde, denklem 2.7, 2.9 ve 2.10 birleştirildiğinde denklem 2.22 kolay bir şekilde elde edilir. Oliver-Pharr modelinde, yük yer değiştirme eğrisi kuvvet yasası fonksiyonu kullanılarak;

$$P = \eta(h - h_p)^m \quad 2.23$$

şeklinde deneysel verilere uyacak hale getirilmiştir. Denklem 2.23'de  $m$  kuvvet yasası indeksi ve  $\eta$  ise sabit bir parametredir ayrıca  $h_p$  de deneysel olarak ölçülen arta kalan girme derinliğini ifade eder. Denklem 2.23 ile artık deneysel olarak girme derinliğini hesaplamak çok kolaydır.

$$\left. \frac{dP}{dh} \right|_{h_{max}} = m\eta(h_{max} - h_p)^{m-1} \quad 2.24$$

Denklem 2.24 ve 2.22, denklem 2.11'de yerine yazılırsa kontak yüzey alanı  $A$ 'yı da deneysel olarak hesaplayabiliriz. Sonuç olarak, indirgenmiş elastik modülü  $E^*$ 'yi denklem 2.22'de ifade edildiği gibi hesaplayabiliriz. Yapılan tüm iyileştirmeler sonucunda büyük oranda kabul gören Oliver-Pharr yönteminin de eleştiriye açık iki yönü görünmektedir.

İlk olarak,  $m$ 'nin değeri 2'den çok farklı olduğunda, deneysel verilere uyan denklem 2.23'de kullanılan kuvvet yasası, Oliver-Pharr prosedürünün temel aldığı yöntemin başlangıç noktası olan denklem 2.7 ile uyumsuz olabilir. İkincisi, maksimum yük  $P_{max}$ ' a karşılık gelen temas alanı  $A$ ,  $h_{maks}$  deneysel olarak ölçüldükten sonra doğrudan denklem 2.11 ile hesaplanabilir.  $A$ 'nın, denklem 2.22 ile hesaplanması çok daha zordur. Çünkü  $dP/dh$  türevini hesaplamak,  $h_{maks}$ 'i ölçmekten çok daha fazla hataya sebep olabilir.

### 3. MATERYAL VE YÖNTEM

Al-ağ%5Cu-ağ%xSc ( $x= 0, 0.5, \text{ ve } 1.0$  ) kompozisyonuna sahip alaşımlar, öncelikle indüksiyonla külçe formunda üretilmiştir. Daha sonra hızlı katılaştırma metotlarından eriyik eğirme (melt spinning) metoduyla şerit alaşımlar halinde üretilmiştir. Hem külçe hem de şerit form da üretilen Al-5Cu-XSc alaşımlarının kristal yapı, mikro yapı, termal özellikleri ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

#### 3.1. Külçe ve Şerit Alaşımların Üretilmesi

Tez kapsamında incelenen malzemelerin bileşimleri, üretim şekilleri ve numune kodlamaları Çizelge 3.1’de verilmiştir. Numuneler indüksiyon-eritme ve eriyik eğirme yöntemleriyle, külçe ve şerit alaşımlar olarak iki farklı teknik ile üretilmiştir. Numuneler öncelikle 50’şer gramlık bileşimler halinde hazırlanmış ve indüksiyon eritme fırınında külçe alaşım olarak üretilmiştir (Şekil 3.1). Üretim sırasında meydana gelebilecek atmosfer kaynaklı safsızlıkları önlemek amacıyla fırın mekanik pompa ile vakumlanmıştır. Homojenlik açısından numuneler 3 kez eritilmiştir. Alaşım üretimlerinin standart bir sıcaklıkta gerçekleşmesi için üretim esnasında eriyik malzemenin sıcaklığı pirometre ile ölçülmüştür. İndüksiyon fırınında üretilen külçe alaşımlar yaklaşık 2 cm çapında ve 5 cm yüksekliğinde silindir formunda üretilmiştir (Şekil 3.2). Üretim sonrasında külçelerin etrafında oluşan cüruf tabakası taşlama cihazı ile aşındırılmıştır.



Şekil 3.1. İndüksiyon eritme cihazı



Şekil 3.2. İndüksiyon fırınında üretilen master alaşımların fotoğrafları

Üretilen master alaşımlar T6 ısıl işlemi ile 600 °C de 3 saat bekletilerek tavllanmış ve 24 °C’de suya atılarak hızlı soğutma yapılmıştır. Tavlama yapılırken oksitlenmeyi en aza indirmek için fırın içerisinde argon gazı akışı sağlanmıştır. Ayrıca Şekil 3.3’de gösterilen yüksek sıcaklık fırınında 170 °C’de 10 saat bekletilerek yapay yaşlandırma yapılmıştır.

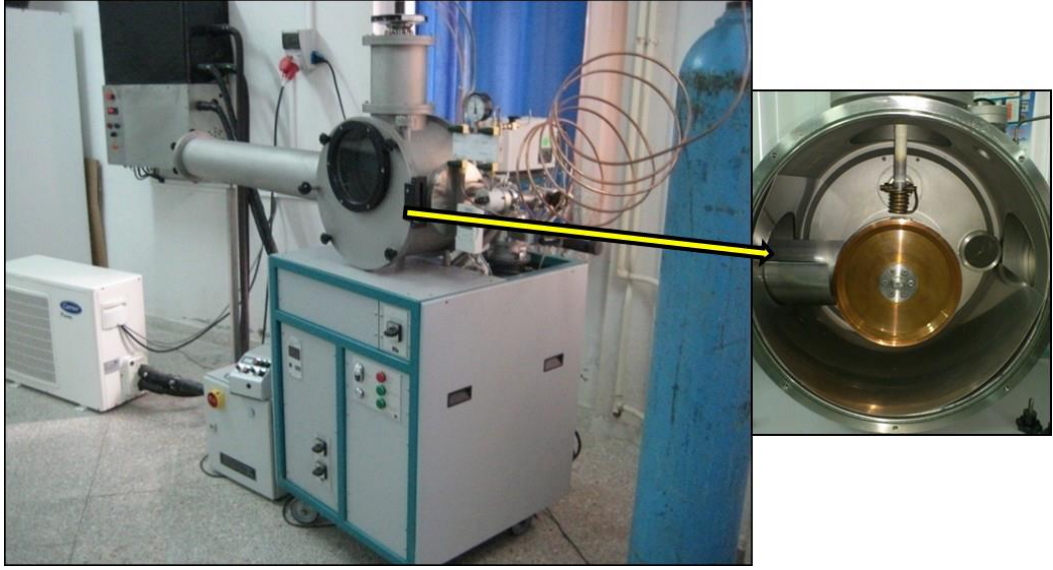
Çizelge 3.1. Üretilen alaşımların üretilme tekniği, bileşimi ve ürün şekilleri

Numune Kodu	Bileşimi	Üretim Tekniği	Ürün Şekli
M1	Al-5Cu	Ark Ergitme	Külçe
M2	Al-5Cu-0.5Sc		
M3	Al-5Cu-1.0Sc		
Ş1	Al-5Cu	Eriyik Eğirme	Şerit
Ş2	Al-5Cu-0.5Sc		
Ş3	Al-5Cu-1.0Sc		



Şekil 3.3. Tavlama için kullanılan yüksek sıcaklık fırını

T6 ısıl işlemi yapılan külçe alaşımlardan 5'şer gramlık parçalar, eriyik eğirme metodu için ayrılmıştır. Şekil 3.4'de görülen eriyik eğirme sistemi temel olarak 3 kısımdan oluşmaktadır. Bunlar, RF jeneratörü, numune haznesi ve potadan oluşmaktadır. Hızlı katılaşma esnasında bakır alaşımı disk ve pota dış etkilerden arındırılmak için cam kapaklı bir hazne içerisinde korunmaktadır. Potanın ısıtma sistemi RF jeneratörüyle kontrollü bir şekilde akım verilerek homojen bir şekilde eritilmesi sağlanmıştır. Eriyik malzeme, disk üzerine dökülmeden önce disk ve potanın bulunduğu hazne  $10^{-7}$  bar basınca kadar vakumlanmıştır. Daha sonra etkileşimsiz bir ortam oluşturmak için hazne argon gazı ile doldurulmuştur. Hazırlanan alaşım eritmeye başlamadan önce pota ağzı ile disk arasındaki mesafe 0,20 mm olarak ayarlanmıştır. Alaşımların tamamı, 20 m/s disk devir hızında ve 160 mbar püskürtme basıncıyla şerit formunda üretilmiştir. Şeritler, yaklaşık olarak 1 cm genişlikte, 20  $\mu$ m kalınlıkta ve 5-10 m uzunlukta üretilmiştir. Üretilen şerit alaşımlar Şekil 3.5'de verilmektedir.



Şekil 3.4. Eriyik eğirme sistemi ve şeritlerin üretildiği bakır disk



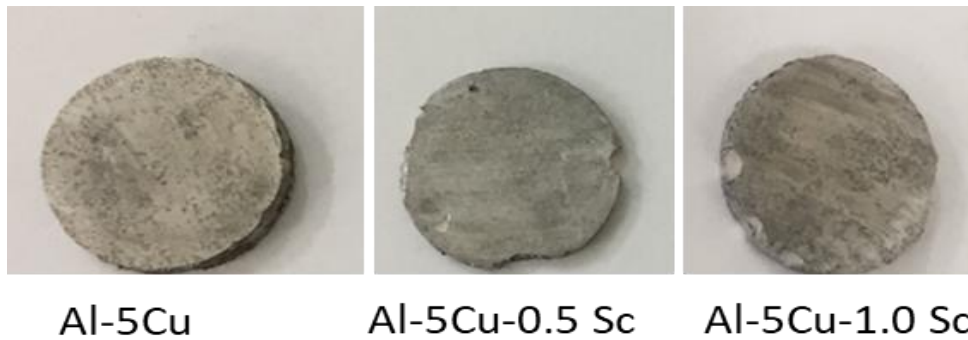
Şekil 3.5. Eriyik eğirme metoduyla, 20 mikron kalınlık ve 1 cm genişlikte üretilen şeritler

### 3.2. Mikro Yapı ve Çentik Testi Analizleri için Numunelerin Hazırlanması

Külçe ve şerit alaşımlar, mikro yapı ve çentik testlerine hazır hale getirmek için, kalıplama, parlatma ve dağlama olmak üzere üç aşamadan geçirilmiştir. Öncelikle külçe alaşımlar hassas kesme cihazı (Şekil 3.6) ile 3 mm kalınlığında ve 2.5 mm çapında kesitler halinde hazırlandı (Şekil 3.7).



Şekil 3.6. Kesme cihazı



Şekil 3.7. Mastır alaşımlardan plaka şeklinde kesilmiş numuneler

Daha sonra alaşımlar, epoksi malzemesiyle 3 cm çapında ve 7 mm yüksekliğinde tabletler halinde kalıplandı. Şekil 3.8’de kalıplama işleminde kullanılan malzemeler verilmiştir. Kalıplama işlemi yapıldıktan sonra parlatma işlemine geçilmiştir. Numuneler, Şekil



3.9'da verilen sistem ile parlatılmıştır. Numuneler sırası ile 800, 1200, 2400, 4000 mesh'lik zımparalar ile zımparalandıktan sonra, sırasıyla 3 ve 1  $\mu\text{m}$  tane boyutlu alümina süspansiyon sıvısı kullanılarak hassas olarak parlatılmıştır. Her parlatma işleminden sonra, yüzeyde kalan parçacıkların çizici etkisini engellemek amacıyla numuneler suyla yıkanmıştır. Parlatma işlemleri tamamlanan numuneler, mikro yapı incelemeleri için 3.5 ml  $\text{NHO}_3$ , 1.5 ml HCl, 1 ml HF karışımı %96 su ile tamamlanarak oluşturulan çözelti ile dağlanmıştır. Külçe ve şerit numuneler parlatma işlemleri bitirildikten sonra dağlanmıştır. Dağlama süreleri, külçe ve şerit alaşımlar için sırasıyla 70 ve 100 s olarak ayarlanmıştır.



Şekil 3.8. Kalıplama işleminde kullanılan kalıp malzemeleri ve kalıplanmış örnek numune



Şekil 3.9. Otomatik parlatma cihazı

Çizelge 3.2. Master ve şerit numunelerin dağlanma süreleri

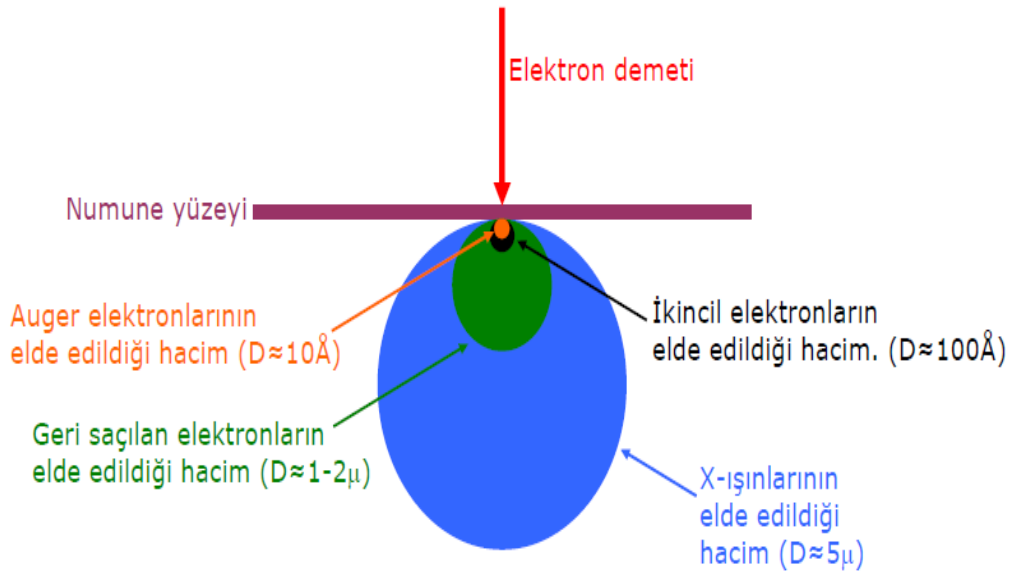
Numune Adı	Master Alaşım	Şerit Alaşım	Kesit Şerit Alaşım
Al-5Cu	70	100 sn	130 sn
Al-5Cu-0.5Sc	70	100 sn	130 sn
Al-5Cu-1.0Sc	70	100 sn	130 sn

Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) analizleri için ayrıca yüzeylerin kaplanması gerekmektedir. Bu kaplamanın amacı yüzey görüntülemesi için gönderilen elektronların iletimini sağlamaktır. Bu sebeple numune yüzeyleri iyi bir iletken olan altın ile kaplanmıştır.



### 3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizleri

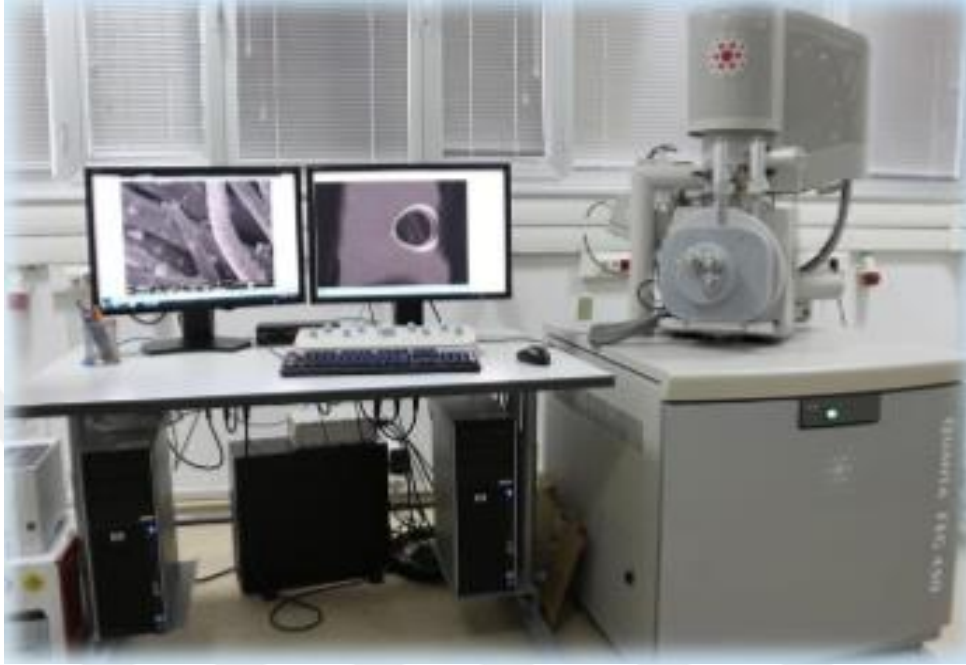
Taramalı Elektron Mikroskobu günümüzde mikro yapı analizlerinde en çok tercih edilen yöntemdir. Bu yöntemde, yüksek voltaj (0-30kV) ile hızlandırılan elektronlar numune üzerine odaklanır. Odaklanan bu elektron demetinin yüzeyi taraması esnasında, elektronlar ile malzeme atomları etkileşir (Şekil 3.10). Bu etkileşim neticesinde oluşan elektronlar ve x-ışınları dedektörler ile toplanır. Detektöre gelen bu sinyaller dijital sinyallere çevrilip bilgisayar ekranına verilir. Ekranda alınan görüntü bize numunemizin mikro yapısı hakkında bilgi vermektedir. Ayrıca taramalı elektron mikroskoplarının mikro kimyasal analiz yapabilme özellikleri de mevcuttur. Enerji dağılımlı X-ışını (EDX) özelliği ile yüzeyin element analizleri de yapılabilmektedir. Taramalı elektron mikroskopunun, gerek ayırım gücü, gerekse odaklama derinliği optik mikroskoplara kıyasla oldukça fazladır. Örneğin 1000X büyütmede optik mikroskop odak derinliği 0.1  $\mu\text{m}$  iken taramalı elektron mikroskopun odak derinliği 30-40  $\mu\text{m}$  aralığındadır.



Şekil 3.10. Elektron numune etkileşimi

Günümüz teknolojisinde oldukça modern ve üstün özellikte taramalı elektron mikroskopları üretilmekte ve kullanılmaktadır. Tez kapsamında üretilen numunelerin mikro yapıları, tane sınırları ve bu tane sınırlarını belirleyen fazların daha iyi belirlenebilmesi için mikro yapı analizleri taramalı elektron mikroskopunda yapılmıştır.

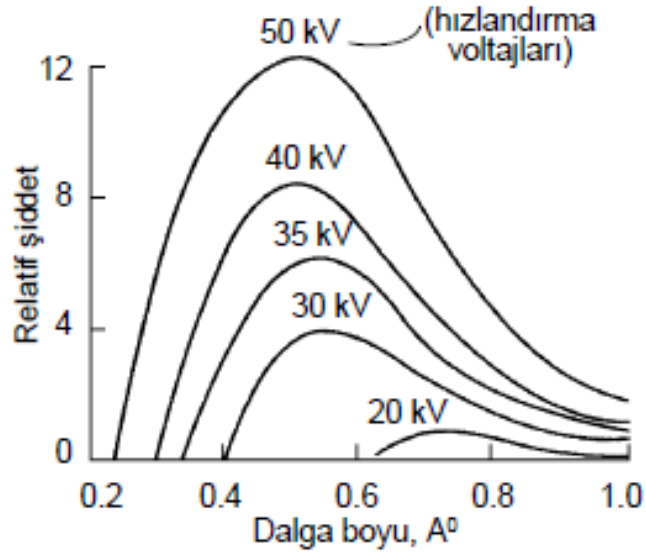
SEM analizleri, ikincil elektron (SE) ve geri saçılan elektorn (BSE) modlarında, 10-30 kV hızlandırma potansiyelinde alınmıştır (Şekil 3.11). Ayrıca, Enerji Dağılım X-ışını Spektroskopisi (EDX) yöntemiyle malzemelerin elemental ve haritalama (mapping) analizleri de yapılmıştır.



Şekil 3.11. Taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX)

### 3.4. X- Işını Floresans Spektrometre (EDXRF) Analizi

X-ışını spektroskopi yöntemleri birkaç tiptir ve pek çok yönden optik spektroskopiye benzer. Bu bakımdan, X-ışını emisyonu (yayım), absorpsiyonu (soğurulma) ve difraksiyonuna (saçılma) dayanan analiz yöntemlerinin kalitatif ve kantitatif analizlerde geniş bir kullanım alanı bulunmaktadır. Analitik amaçlarla kullanılan X-ışınları üç şekilde elde edilmektedir. Bunlardan birincisi, yüksek enerjili bir elektron demeti ile bir metal hedef bombardıman edilir. İkincisi, flüoresan X-ışınları (ikincil ışınlar) elde etmek için bir maddeye X-ışınları (birincil) gönderilir. Üçüncüsü ise X-ışını emisyonu olan bir radyoaktif kaynak kullanılır. X-ışını kaynakları, ultraviyole ve görünür ışın veren kaynaklarda olduğu gibi, hem kesikli hem de sürekli spektrum verirler (Şekil 3.12). Sürekli ışına beyaz ışın (Bremsstrahlung) adı verilir. X- ışınları absorpsiyonu ile elektronik olarak uyarılmış iyonlar oluşur ve bunlar daha yüksek enerji seviyelerinden elektronların geçişiyle tekrar kendi temel hallerine dönerler.



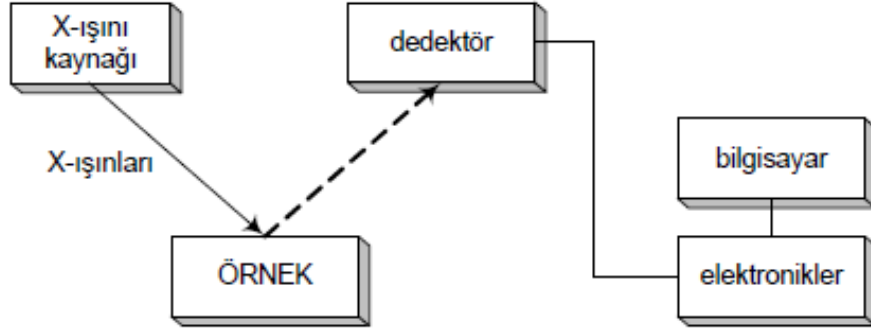
Şekil 3.12. Tungsten Hedefli Bir X-Işını Tüpünden Alınan Sürekli Spektrum

X-Işınları Floresans (XRF) Spektroskopisi tekniği, genel olarak foton madde etkileşmesi sonucu meydana gelen karakteristik X-ışınları ve saçılma fotonlarının nicel ve nitel değerlendirilmesine bağlı olarak uygulanan bir tekniktir. Katı, sıvı ve toz numunelere uygulanabilmektedir. XRF tekniği ile hızlı, duyarlı ve güvenilir bir şekilde malzemeye zarar vermeden düşük maliyetle kısa sürede ölçüm yapılmaktadır. Bu nedenle bilimsel ve teknolojik araştırmalarda yaygın olarak kullanılmaktadır.

3 boyutlu polarize optik geometrisi ve 600 W Gd anod X-Ray tüpü ve 100 kV jeneratörü ile periyodik tabloda optimum performans elde etmek için dizayn edilmiştir. Sistem periyodik tabloda Lantan grubunun son elementine kadar K-Line kullanarak analiz yapma kabiliyetine sahiptir. Bu sayede ağır elementlerde WDX sistemlerine göre 3 kat daha hassas olarak çalışmaktadır. XRF sistemleri ile farklı formlardaki numunelerde sodyum-uranyum aralığındaki elementlerin analizleri numune matrisine bağlı olarak, ppm-% konsantrasyon mertebesinde, tahribatsız, hızlı ve güvenilir bir şekilde yapılmaktadır.

Tez kapsamında üretilen numunelerin elemental analizi, X-Işını Floresans spektrometre cihazı ile yapılmıştır (Şekil 3.14). X-ışını kaynağı Germanyumdan yapılmış olup, sıvı nitrojen ile soğutulmaktadır. 100 kV'luk hızlandırma gerilimi ve 0.6-24 mA'lik akım aralığında nadir toprak elementleri dâhil olmak üzere ağır elementlerde, K-line uyarılma yelpazesine kadar iyi sonuçlar verebilmektedir. Cihazın çalışma prensibi şematik olarak

Şekil 3.13'de gösterilmiştir. Ayrıca, cihazın yazılım sisteminde kaya, maden ve minerallerin analizlerinde (en az 21 adet) genel olarak kullanılan ( $\text{Na}_2\text{O}$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{P}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SO}_3$ ,  $\text{K}_2\text{O}$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_5$ ,  $\text{Mn}_3\text{O}_4$ ,  $\text{NiO}$ ,  $\text{CuO}$ ,  $\text{ZnO}$ ,  $\text{SrO}$ ,  $\text{Zr}_2\text{O}$ ,  $\text{BaO}$ ,  $\text{HfO}_2$  ve  $\text{PbO}$ ) oksitli bileşenleri içeren özel OMNN sete ve kalibrasyona sahiptir.



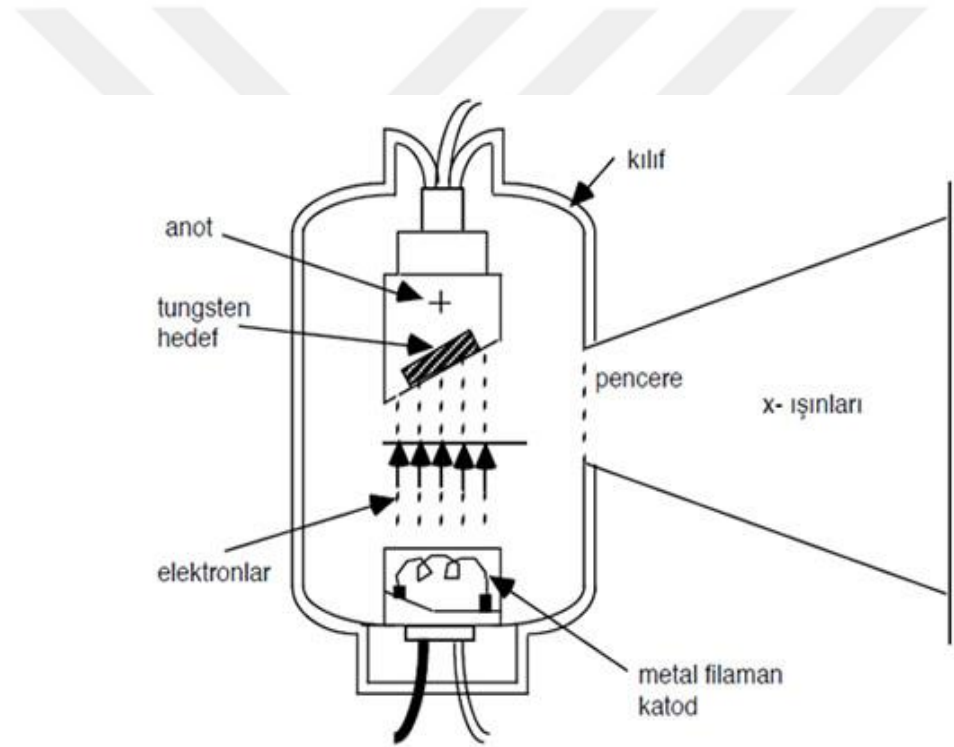
Şekil 3.13. Enerji Dağılımlı X-ışını Spektrometre Cihazı (EDXRF) Şematik Gösterimi



Şekil 3.14. Enerji Dağılımlı X-ışını Floresans Cihazı (XRF)

### 3.5. X- Işınları Kırınımı (XRD) Analizi

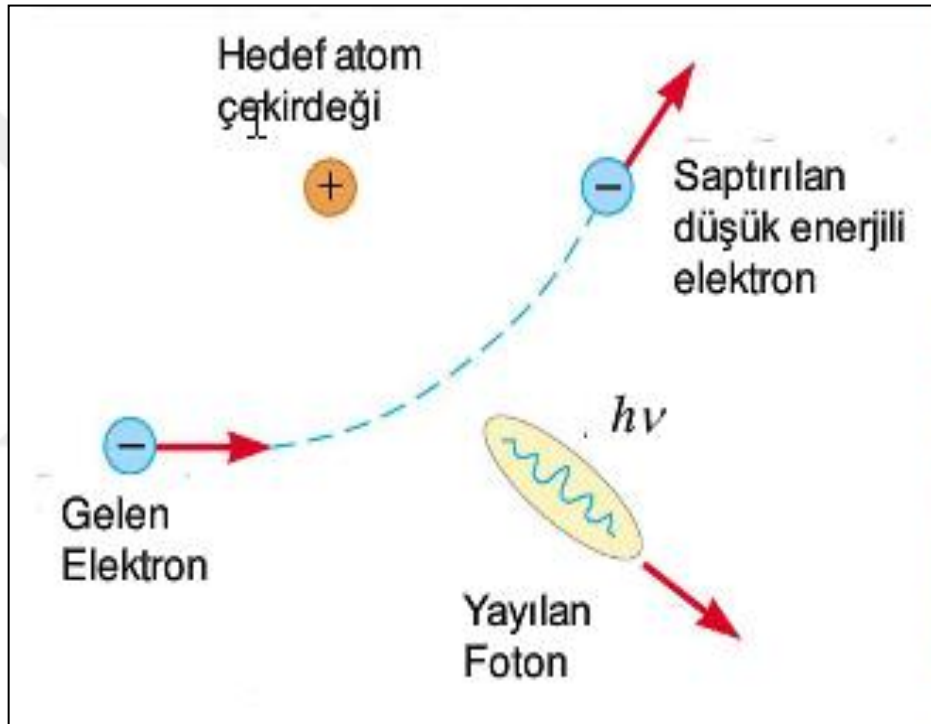
X-ışını, havası boşaltılmış bir tüp içinde ısıtılan katottan çıkan elektronların yüksek voltaj ile hızlandırılarak yüksek atom numaralı anot metaline çarptırılması sonucu oluşur (Şekil 3.15). X-ışını tüpünün temel görevi hızlandırılan elektronların kinetik enerjisinin bir kısmını elektromanyetik enerji olan sürekli X-ışınına dönüştürmektir (Şekil 3.16). Filaman, üzerinden düşük bir akım geçirilerek ısıtılır. Isınan filamanda tungsten atomlarına ait dış yörünge elektronları serbest hale geçerek metal yüzeyinden hafifçe ayrılır. Bu olaya termo-iyonik emisyon adı verilir. Emisyon için filamanın yüksek derecelere ısıtılması gereklidir. Şutlama anında akım artırılarak termo-iyonik emisyon artırılır ve elektronlar hızlandırılır, odaklayıcı başlık sayesinde anoda yönlendirilir.



Şekil 3.15. X-ışını tüpünün temsili görüntüsü

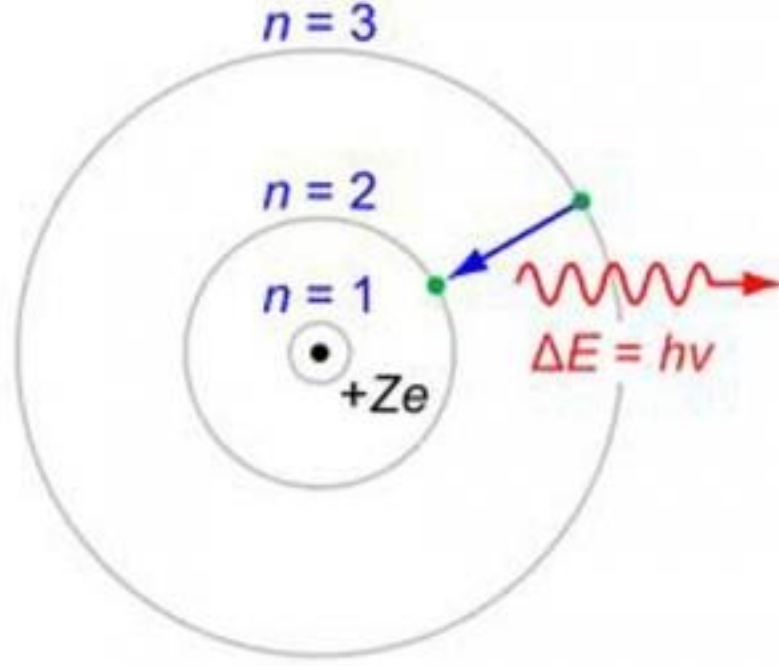
Hedef madde elektronlarının yörüngeden ayrılmadan uyarılması termal enerjiye; çekirdek ve yörünge elektronları ile etkileşimi ise X-ışını oluşumuna yol açmaktadır. Elektron bombardımanında kinetik enerjinin büyük bir kısmı ısı enerjisine dönüşmektedir. Elektronlar, hedefin dış yörünge elektronlarıyla aynı yörüngede daha yüksek enerji düzeyine uyarılmakta ancak onları yörüngeden koparamamaktadır. Anottan, X-ışınları elektron geliş yoluna 90 derece açıyla salınır. Bu nedenle X-ışınlarının

istenen bir yönde çıkmasını sağlamak için katot belli bir eğime sahip olmalıdır. Ayrıca, x-ışını tüplerinde en çok tercih edilen 3 çeşit hedef metali vardır. Bunlar, hafif elementleri uyarmada kullanılan hedef maddeleri, atom numarası 29'dan küçük olan elementlerdir (Alüminyum, Titanyum, Vanadyum, Krom, Demir, Nikel, Bakır). Orta ağırlıktaki elementleri uyarmada kullanılan hedef maddeleri, atom numarası 29 ile 49 arasında olan elementlerdir (Zirkonyum, Moliptenyum, Paladyum, Gümüş, Kadmiyum). Ağır elementleri uyarmada kullanılan hedef maddeler ise Atom numarası 73 ile 79 arasında olan elementlerdir (Tantal, Volfram, Tungsten, Platin, Altın, Gadolinyum).



Şekil 3.16. Sürekli X-ışını Oluşumu temsili gösterimi

Hedef maddeye ulaşan yüksek hızlı elektron, hedef maddeden bir elektron koparır. Elektronun koptuğu yörüngedeki boşluğu daha üst yörüngeden gelen bir elektron doldurur ve bu iki yörüngedeki enerji farkı kadar bir foton yayılır (Şekil 3.17). Buna karakteristik ışımaya denir. Her bir elementin kendine özgü karakteristik ışımaya dalga boyu vardır.



Şekil 3.17. Karakteristik X-ışınının temsili gösterimi

Toz ve düzgün yüzeyli katı malzemelerin faz analizinde kullanılan X-ışını kırınımı ile malzemelerdeki fazlar ve bu fazlara ait miktarlar, kristal boyutu, atom pozisyonları, örgü parametreleri ve kristal yönelmesi gibi bilgiler tayin edilmektedir.

Tez kapsamında üretilen külçe ve şerit alaşımların XRD analizleri PANalytical Emperians marka XRD cihazıyla, 45 kV ve 40 mA akım ve monokromatik  $\text{CuK}\alpha$  radyasyonu ( $\lambda=0.154$  nm) kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 3.17). Bütün ölçümler, oda sıcaklığında,  $2\theta=10 - 90^\circ$  aralığında ve  $0.013$  °/s tarama hızında alınmıştır.



Şekil 3.18. X-Işını Kırınım Cihazına (XRD) ait fotoğraf

### 3.6. Rietveld Analizi

Teknolojideki son gelişmeler neticesinde katı hal kimyasında kristal difraksiyon yöntemi ile kristal yapı analizi yapılmasına ihtiyaç duyulmuştur. Toz kırınım yönteminde elde edilen verilerin üst üste binmesinden dolayı, yapı kesin olarak belirlenmemektedir. Eğer kristal yapı aydınlatılamaz ise aranan fazlar da bulunamaz ve böylece kristallerde kristalografik tanım yapılamamış olur. Bilgisayar ve yazılım bilimindeki gelişmelere paralel olarak, son on yıllarda difraksiyon tekniğinde de önemli ilerlemeler kaydedilmiştir. Bu gelişmeler ilk olarak Dr. Rietveld tarafından düşünülmüştür (Rietveld 1967). 1964 ve 1966 yılları arasında Dr. Rietveld, üst üste binen verilerin etkin bir biçimde ayrımını yaparak, yapının kusursuz bir biçimde belirlenmesini sağlayan 'Rietveld Yöntemi'ni geliştirmiştir (Rietveld 1969). Böylece Rietveld metodunun



doğuşundan sonra yüzlerce madde tanımlanmış ve binlercesi sadece toz örneklerin difraksiyon verilerinden çözülmüştür. Ayrıca bu tekniği kullanan araştırma ve endüstriyel laboratuvarlar gün geçtikçe artmış ve karşılıklı bilgi alışverişlerinde bulunmuşlardır. Bulunan bu yeni yöntem ile toz halindeki malzemelerin yapısı oldukça kusursuz olarak elde edilebilmektedir. Bu yöntem 1985 yılında Taylor, 1992 yılında Le Bail ve 2003 yılında Rodriguez tarafından da yeni algoritmalar eklenmiştir (Le Bail ve ark. 1988). Günümüzde bu yöntem giderek kullanımını artmaktadır. Günümüzde pek çok program sayesinde Rietveld metodunu kullanarak hızlı bir şekilde yapı ve özellik çözümlemesi yapılabilmektedir (Pawley ve ark. 1977).

Bu yöntemde, amprik yaklaşımlar, sıralı polinomik fonksiyon, fourier serisi gibi yaklaşımlar kullanılmaktadır. Kısacası, Rietveld yönteminde arıtım, en küçük kareler yöntemi ile yapılmaktadır. En küçük kareler yöntemi, gözlenen ve hesaplanan şiddetler arasındaki farkın karelerinin, ağırlıklı toplamını en aza indirmektedir. Rietveld metodu ile atomik pozisyonlar, bozukluklar ve amorf yapı, örgü parametreleri, profil parametreleri ve arka plan (background) parametreleri kolaylıkla hesaplanabilmektedir. Rietveld yazılımının kullandığı, en küçük kareler yöntemi temel olarak,

$S_y = \sum_i w_i (y_i - y_{ci})^2$  denklemi ile ifade edilir. Burada,

$$w_i = \frac{1}{y_i} \text{ olmak üzere,}$$

$S_y$ : güvenilirlik fonksiyonu,

$w_i$ : ağırlık fonksiyonu,

$y_i$ : i. adımda gözlenen şiddet

$y_{ci}$ : ise i. adımda hesaplanan şiddeti ifade eder.

Rietveld arıtım yönteminde güvenilirliği sağlamak için, gözlenen ve hesaplanan şiddet verileri arasındaki farkın en küçük olması gerekir. En iyi uyumun elde edilmesi, modelin yeterliliğinin yani gerçek yapı modeli için gerekli parametrelerinin ve kırımım koşullarının yeterliliğinin sağlanıp sağlanmadığına bağlıdır. Arıtım tamamlandığında

uyumun sağlanıp sağlanmadığını anlayabilmek için; RF, RB, RP, R<sub>wp</sub> gibi değerlerine bakılmalıdır. Bu değerler,

$$R_F = \frac{\sum |(I_{hkl}(\text{gözlenen})^{1/2}) - (I_{hkl}(\text{hesaplanan})^{1/2})|}{\sum I_{hkl}(\text{hesaplanan})^{1/2}} \quad \text{RF: R-Yapı Faktörü}$$

$$R_B = \frac{\sum |(I_{hkl}(\text{gözlenen})) - (I_{hkl}(\text{hesaplanan}))|}{\sum I_{hkl}(\text{hesaplanan})} \quad \text{RB: R- Bragg Faktörü}$$

$$R_P = \frac{\sum |y_i(\text{gözlenen}) - y_i(\text{hesaplanan})|}{\sum y_i(\text{gözlenen})} \quad \text{RP: R-Desen}$$

$$R_{wp} = \left( \frac{\sum w_i (y_i(\text{gözlenen}) - y_i(\text{hesaplanan}))^2}{\sum w_i (y_i(\text{gözlenen}))^2} \right)^{1/2} \quad \text{Rwp: R-Ağırlıklı Desen}$$

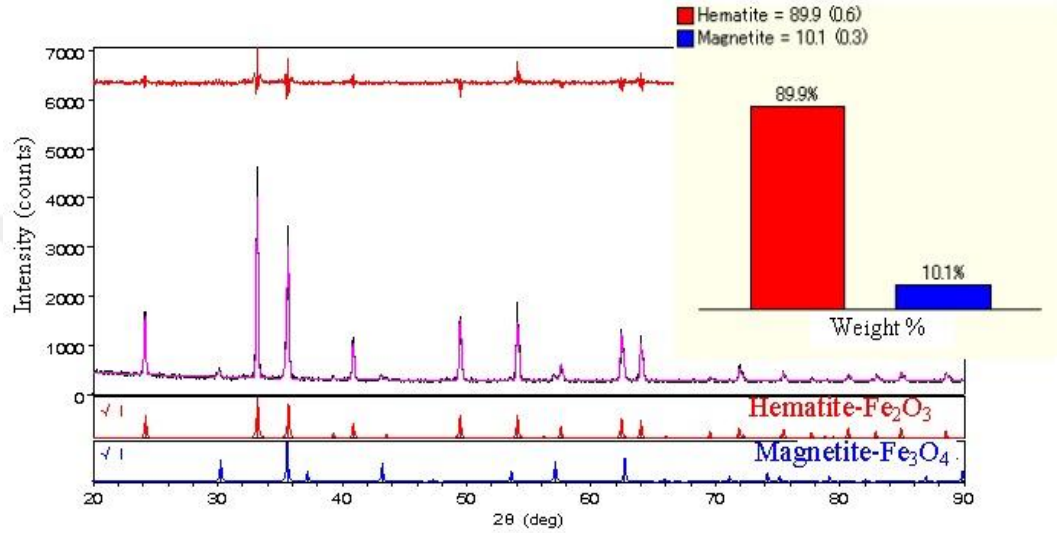
olarak tanımlanmıştır. Bu tanımlarda kullanılan  $I_{hkl}$  (gözlenen), modelin yardımı ile bulunmaktadır, dolayısı ile  $R_B$  ve  $R_F$  değerleri modelden etkilenmektedir.  $I_{hkl}$  Bragg şiddeti, ayrı yansımaların üst üste gelmesi ile oluşan yansımadan gözlenen toplam şiddetin, program aracılığı ile ayrılmasından elde edilmektedir. En küçük kareler yönteminde deneysel olarak elde edilen sayım değerlerinin hesaplanan şiddet denkleminde kullanılması ile, ( $R_{wp}$ ) eşitliğini en küçük yapan  $L_K$ ,  $P_K$ ,  $U$ ,  $V$ ,  $W$  değerleri elde edilir ve X-ışını toz kırınım desenindeki yansımaların şiddetleri ve konumları bulunmuş olur, dolayısıyla örnek hakkında kesin bir bilgi elde edilmiş olur. Burada, en küçük kareler yönteminde güvenilirliğin derecesini en duyarlı bir şekilde gösteren R değeridir. Bununla birlikte yine arıtımın iyi yapıldığını gösteren başka bir sayısal değer ise S'dir ve,

$$S = \left[ \frac{S_y}{(N-P)} \right]^2 = \frac{R_{WP}}{R_e} \quad R_e = R_{beklenen} = \left[ \frac{N-P}{\sum w_i \sigma_{oi}^2} \right]^{1/2}$$

ile ifade edilir. Bu eşitliklerde N, gözlenen şiddetlerin sayısı, P ise arıtılan parametrenin sayısıdır.  $S \leq 1.5$  ise oldukça iyi bir arıtım yapıldığını ve  $2 \leq S$  ise modelin yetersiz

olduğunu gösterir. Ancak Rietveld programında  $R_{exp}$ , (Rietveld 1967)  $R_{wp}$  ve  $R_p$  değerlerinin 10'dan küçük olması kabul edilir sonuçları ifade etmektedir.

Özetle Rietveld metodu için, özel yöntemlerle hazırlanmış XRD kırınım desenleri kütüphanesine ve ayrıca doğru ve yapısal başlangıç modeline ihtiyaç duyulmaktadır. Şekil 3.19'da Rietveld metoduyla yapılmış analiz sonucunu görmekteyiz.



Şekil 3.19. Rietveld yöntemi kullanılarak kantitatif analiz sonuçları (% 10 karışımli örnek)

Sonuç olarak, Rietveld metodu saf malzemelerde kesin sonuçlar verebilir ancak amorf yapıli numunelerde iyi sonuçlar vermeyebilir. Ancak yapılan analizde numunenin hangi oranda amorf olduğunu anlamamızı sağlar. Ayrıca Rietveld programı sayesinde kesin bilinen kristal etiketlerle kendi hazırladığımız numunemizin saflığını kesin derecesine yakın sonuçları bulmuş oluruz (Şekil 3.19).

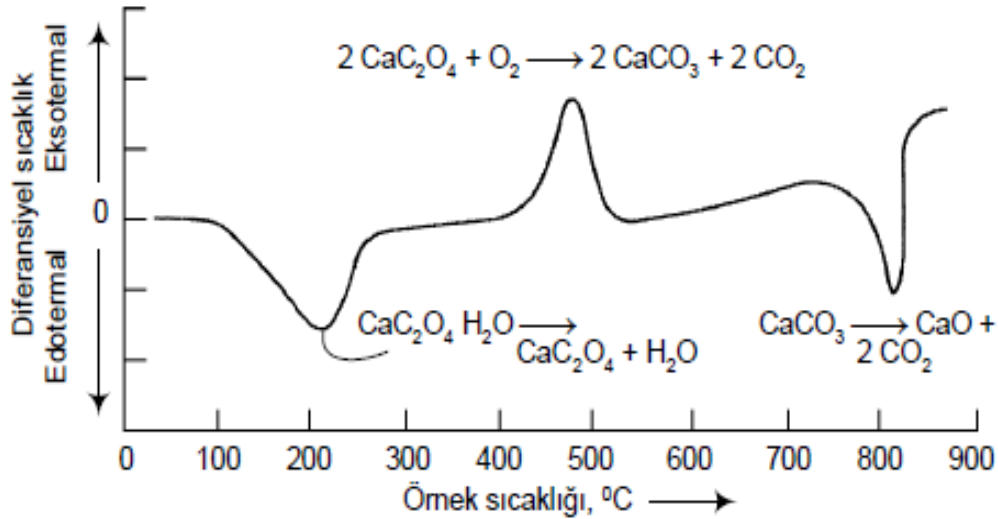
Tez kapsamında üretilen külçe ve şerit alaşımların PANalytical\X'Pert HighScore Plus programı ile Rietveld analizleri yapılmıştır.

### 3.7. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizi

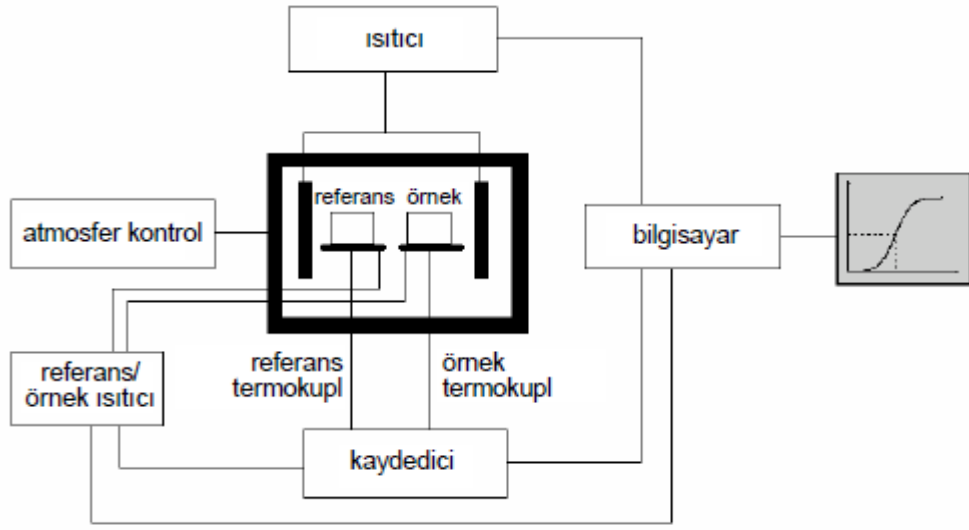
Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) çok yönlü ve açıklayıcı gücü sayesinde en çok kullanılan Termal Analiz metotlarından biridir. DSC cihazları ısı akış (heat flux) prensibine göre çalışırlar. Yüksek kalorimetrik hassasiyete ve kısa zaman sabitine sahip

sensörler ve yoğuşma olmayan kalorimetrik numune hücresi ile yüksek algılama hassasiyeti, kararlı ve tekrar edilebilir analizler için uygundur. Malzeme geliştirme ve kalite kontrol ile akademik araştırmalarda başarılı uygulamalar için ideal bir analiz cihazıdır.

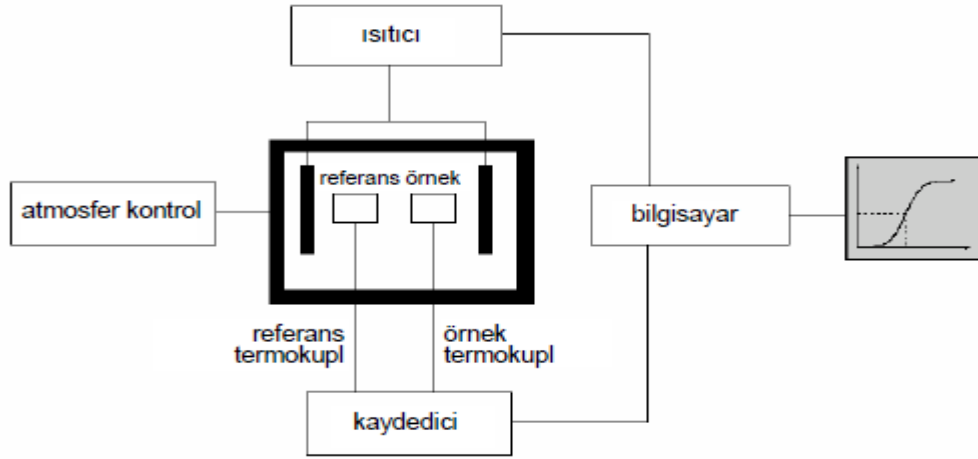
Diferansiyel taramalı kalorimetrede örnek ve referansın sıcaklıkları düzenli bir hızla artırılır, ancak her ikisinin sıcaklığının aynı olması için örnek veya referansa dışarıdan gereken miktarda ısı ilavesi yapılır. İlave edilen ısı, örnekte oluşan endotermik veya ekzotermik reaksiyonlar sonucu kaybedilen veya kazanılan ısıyı karşılar. Diferansiyel taramalı kalorimetrede ısıtıcılar örnek ve referans kaplara çok yakın yerleştirilir. Termal çift bir sıcaklık farkı algıladığında, örnek ve referansın sıcaklığı diğeri ile aynı seviyeye gelecek miktarda ısı verilir, ısıtma hızı örnek sıcaklığın fonksiyonu olarak kaydedilir. DSC termogramları, Şekil 3.20'deki gibidir. Bir örnekten veya bir referansa olan ısı akışındaki fark, sıcaklık veya zamanın fonksiyonu olarak izlenir ve örneğe kontrollü sıcaklık programı uygulanır (Şekil 3.21). Potadan ısı akışındaki farkın ölçülmesi, temas halindeki ince levhalardaki sıcaklıkların ölçülmesiyle sağlanır ve örnek ile referans arasındaki ısı kapasiteleriyle orantılı bir sinyal meydana gelir (Şekil 3.22).



Şekil 3.20.  $CaC_2O_4 \cdot H_2O$ 'nın hava ortamındaki diferansiyel termogramı, sıcaklık yükselme hızı  $8^\circ C/dakika$



Şekil 3.21. DSC, güç dengelemeli sistemin şematik gösterimi



Şekil 3.22. DSC, Isı akışlı sistemin şematik gösterimi

DSC cihazı ile malzemelerin entalpi, ergime enerjileri, özgül ısıları, camsı nokta, kristalleşme, termal kararlılık, yaşlanma, saflık, faz dönüşümleri ve ötektik nokta gibi fiziksel özellikleri belirlenebilmektedir.

Tez kapsamında üretilen alaşımların faz dönüşüm sıcaklıkları ve ekzotermik, endotermik dönüşüm entalpilerinin tespit edilmesi amacıyla yapılan DSC analizlerinde SETARAM DSC131 diferansiyel taramalı kalorimetre cihazı kullanılmıştır (Şekil 3.23). Bu cihaz (-150°C) - (600°C) sıcaklık aralığında analiz yapabilmektedir. Sunulan çalışmada DSC

analizlerinde kullanılan numune miktarları yaklaşık 5-10 mg olacak şekilde ayarlandı ve ısıtma ve soğutma hızı 20°C/dk olarak belirlendi.



Şekil 3.23. Faz dönüşüm sıcaklıkları analizinin yapıldığı DSC Cihazı

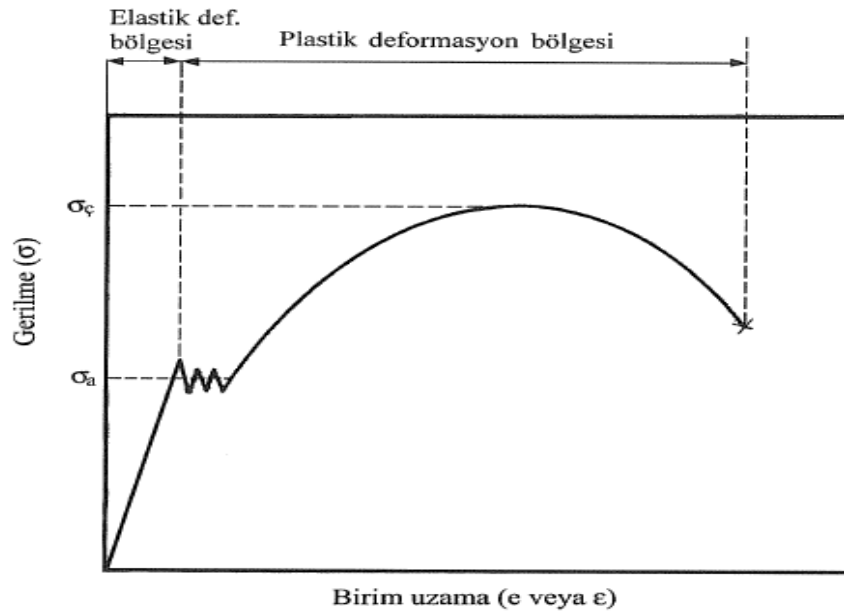
### 3.8. Çekme (Tensile) Testi Analizi

Malzemelerin mekanik davranışlarını incelemek ve yapılarıyla özellikleri arasında ilişkileri belirlemek için farklı mekanik deneyler yapılmaktadır. Ancak yapılan mekanik deneyler içerisinde en yaygın olanı çekme testidir. Bunun nedeni ise çekme deneyinden hem malzemelerin mekanik davranışları ile ilgili sonuçlar elde edilmesi hem de elde edilen sonuçlarını mühendislik hesaplarında doğrudan kullanılmasıdır. Bu durum, çekme deneyinin tahribatlı malzeme muayenesi yöntemleri içerisinde önemli bir yere sahiptir. Hazırlanan numune çekme makinesinin çenelerine takılarak deney yapılır. Şekil 3.24’de tipik bir çekme testi makinesinin fotoğrafı verilmiştir. Deney sırasında çekme numunesine sürekli olarak artan çekme kuvveti uygulanır ve kırılma anına kadar hem uygulanan kuvvet hem de numunede meydana gelen uzama kaydedilir.



Şekil 3.24. Tipik bir çekme test cihazı

Bu deney sonucunda kuvvet (F)-uzama ( $\Delta l$ ) eğrisi elde edilir. Ancak bu eğri ile birlikte kullanılan numunenin boyutlarını da vermek gerekir. Bu nedenle, bu eğri yerine evrensel olan gerinim-gerilme (zor-zorlanma) eğrisi kullanılmaktadır. Şekil 3.25’de düşük karbonlu bir çeliğin gerinim-gerilme eğrisi verilmiştir.



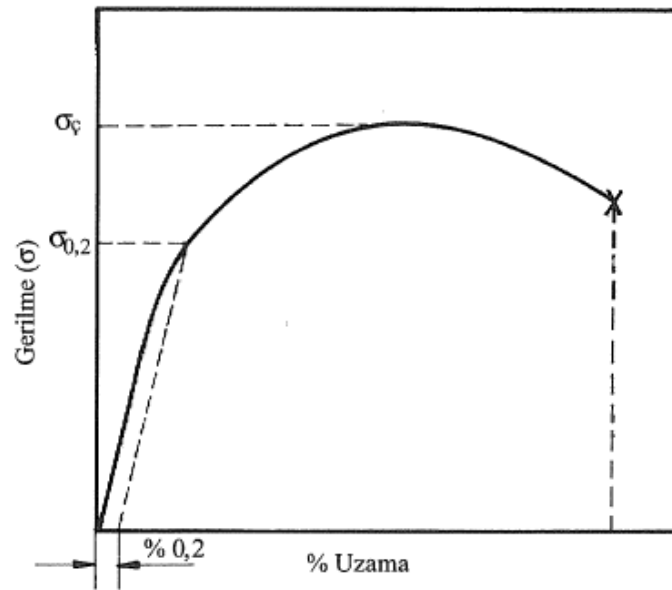
Şekil 3.25. Düşük karbonlu bir çeliğin çekme diyagramı

Çekme deneyi sonucunda malzemenin orantı sınırı, elastiklik sınırı, akma sınırı ve çekme dayanımı gibi mukavemet değerleri ile kopma uzaması, kapma büzülmesi ve tokluk gibi süneklik değerleri belirlenir. Malzemenin cinsine, kimyasal bileşimine ve metalografik yapısına bağlı olan bu özellikleri kısaca açıklayalım.

Orantı sınırı ( $\sigma_o$ ): Gerinim-gerilme eğrisinde Hooke yasasının, yani  $\sigma=E.\epsilon$  bağıntısının geçerli olduğu doğrusal kısmı sınırlayan gerilme değeridir. Burada orantı katsayısına (E) elastiklik modülü denir ve çekme diyagramında elastik kısmı oluşturan doğrunun eğimini verir. Bir malzemenin elastiklik modülü ne kadar büyükse, o malzemenin elastik şekil değiştirmeye karşı o kadar direnci olur.

Elastiklik sınırı ( $\sigma_e$ ): Malzemeye uygulanan kuvvet kaldırıldığı zaman plastik uzamanın görülmediği veya yalnız elastik şekil değiştirmenin meydana geldiği en yüksek gerilme değeridir.

Akma dayanımı ( $\sigma_a$ ): Uygulanan çekme kuvvetinin yaklaşık olarak sabit kalmasını karşın, plastik şekil değişiminin önemli derecede arttığı ve çekme eğrisinin düzgün olmayan kısmına karşı gelen gerilme değeridir (Şekil 3.25). Bu değer akma kuvvetinin ( $F_a$ ) numunenin ilk kesit alanına bölünmesiyle ( $\sigma_a=F_a/A_o$ ) bulunur. Şekil 3.26'da belirgin akma göstermeyen bir malzemenin çekme diyagramı ile bu malzemenin akma dayanımının nasıl belirlendiğini görebiliriz.



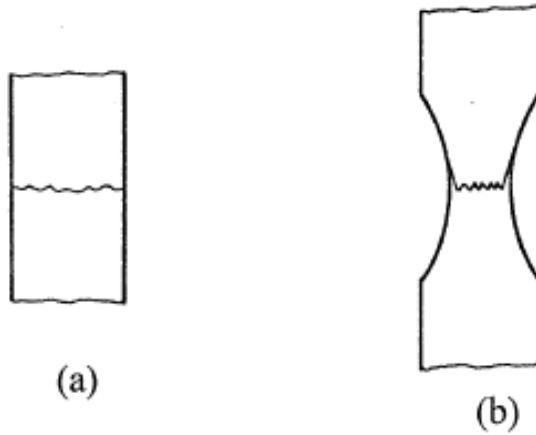
Şekil 3.26. Belirgin bir akma göstermeyen malzemenin akma dayanımının belirlenmesini gösteren diyagram



Maksimum çekme dayanımı ( $\sigma_c$ ): Bir malzemenin kopuncaya veya kırılıncaya kadar dayanabileceği en yüksek çekme gerilmesi olarak tanımlanmaktadır. Bu gerilme, çekme diyagramındaki en yüksek gerilme değeri olup,  $\sigma_c = F_{maks}/A_0$  formülü ile elde edilir. Burada  $F_{maks}$  malzemeye uygulanan en yüksek kuvveti,  $A_0$  ise malzemenin ilk kesit alanını gösterir.

Kopma uzaması (KU): Çekme numunesinin boyunda meydana gelen en yüksek yüzde plastik uzama oranı olarak tanımlanır. Çekme deneyi tabii tutulan numunenin kopan kısımlarının bir araya getirilmesi ile son boy ölçülür ve boyda meydana gelen uzama  $\Delta l = l_k - l_0$  bağıntısı ile bulunur. Burada  $l_0$  numunenin ilk ölçülen uzunluğunu,  $l_k$  ise numunenin kırılma anındaki boyunu göstermektedir. Kopma uzaması ise;  $KU (\%) = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100$  bağıntısıyla hesaplanır ve bu değer malzemenin sünekliğini gösterir.

Kopma büzülmesi (KB): Çekme numunesinin kesit alanında meydana gelen en büyük yüzde daralma veya büzülme oranı olup,  $KB (\%) = \frac{A_0 - A_k}{A_0} \times 100$  bağıntısıyla hesaplanır. Burada  $A_0$  deney numunesinin ilk kesit alanı,  $A_k$  ise kırılma anındaki kesit alanını gösterir. Kopma büzülmesi, kopma uzaması gibi sünekliğin bir göstergesidir. Sünek malzemelerde belirgin bir büzülme meydana gelirken, gevrek malzemelerde büzülme gözlenmez. Gevrek ve sünek malzemelerin kırılma davranışları şematik olarak Şekil 3.26'da gösterilmiştir.

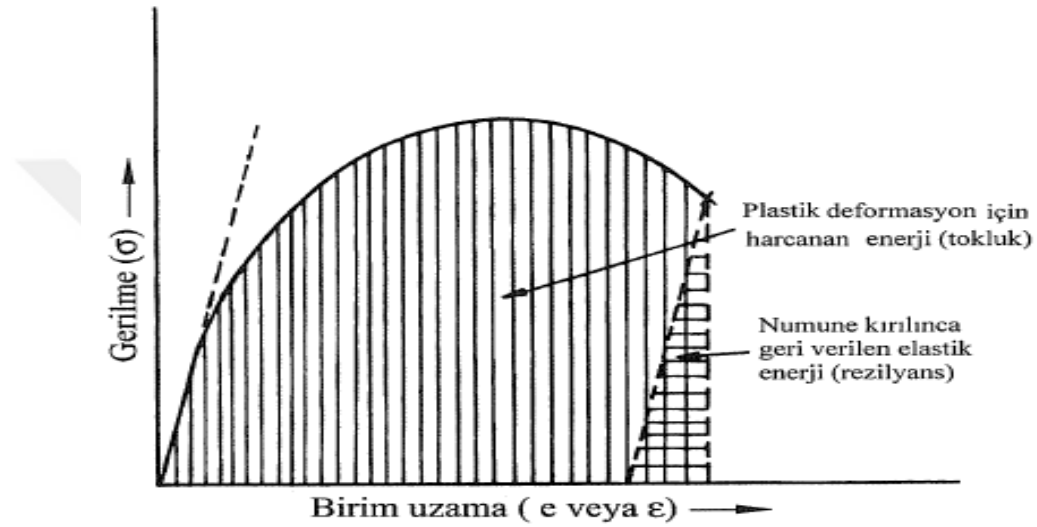


Şekil 3.27. Gevrek ve sünek malzemelerin kırılması (a) Gevrek (b) Sünek

Rezilyans: Malzemenin yalnız elastik şekil değiştirmesi için harcanan enerji veya elastik şekil değiştirme sırasında malzemenin depoladığı enerji demektir. Bu enerji,  $\sigma$ - $\epsilon$  eğrisinin

elastik kısmının altında kalan alan  $\left(\frac{\sigma_{el}\epsilon_{el}}{2}\right)$  ile belirlenir ve numune kırılıncaya geri verilmektedir (Şekil 3.27).

**Tokluk:** Malzemenin birim hacmi başına düşen plastik şekil değiştirme enerjisi olarak tanımlanır ve malzemenin kırılıncaya kadar enerji depolama veya soğurma yeteneğini gösterir. Tokluk, genellikle  $\sigma$ - $\epsilon$  eğrisinin altında kalan alanın integrali ile bulunur. Tokluğun gerilme-birim uzama eğrisi yardımıyla belirlenişi Şekil 3.27’de görülmektedir.



Şekil 3.28. Gerilme-birim uzama eğrisi yardımıyla şekil değiştirme enerjilerinin (rezilyans ve tokluk) belirlenmesi

Tez kapsamında üretilen Al-5Cu-Sc şerit alaşım numunelerin gerilme-gerinim ölçümleri 1 kN’luk kuvvete kadar çekme ve/veya basma uygulamaları için uygun olan Instron marka 3343 model tek sütun test cihazı ile yapılmıştır. Bu cihaz plastik, metal ve alaşım materyallerin yanı sıra otomotiv, tekstil ve daha birçok endüstri uygulamalarında tipik olarak kalite kontrol ve üretim testleri için kullanılır. Çalışma sürati 0.05 mm/dak ile 1000 mm/dak aralığındadır. Tam süratte uygulanan maksimum kuvvet 1kN ve tam yükte kazanacağı maksimum sürat 1000 mm/dak Cihazın ürettiği maksimum tork 8 Nm’ dir. Genellikle oda sıcaklığında ölçüm alınan cihaz ile -70 °C – 125 °C arasında ölçüm yapılabilmektedir. Bu cihaz ile birlikte Instron Bluehill ® Lite yazılımı kullanılmakta ve temel germe, basma, bükme, soyma, yırtılma ve sürtünme dayanımları hızlı ve etkili bir şekilde tamamen otomatik olarak yapılabilmektedir.



Şekil 3.29.Tensile test cihazı

### 3.9. Nano - Çentik Analizleri

Alaşımın mekanik karakterizasyonu için en önemli analiz metotlarından biri olan sertlik testleridir. Genel uygulama alanına sahip olan Brinell, Rockwell, Wickers sertlik testleri çok küçük hacimlerin ölçümünde yetersiz kalmaktadır. 1970'lerin ortalarında geliştirilen Nano sertlik çentme testleri küçük boyutlardaki malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır (Poon ve ark. 2008). Mekanik özellikleri bilinen sert malzemedan yapılan (elmas gibi) bir uç ile özellikleri bilinmeyen malzeme yüzeyine kuvvet uygulanır. Yükleme, uç malzeme yüzeyine nüfuz edinceye kadar devam eder. Bu noktada yükleme sabit tutulabileceği gibi bir süre sonra tekrar kaldırılabilir. İz işlemi sonunda taşan alan basitçe hesaplanabileceği gibi, sertlik (H), maksimum yüklenmenin ( $P_{mak}$ ), etki ettiği alana ( $A_r$ ), bölünerek elde edilebilir.



Derinlik hassasiyeti gerektiren iz yapıları çok küçük hassasiyetle şekil değiştirme ve yükleme sistemlerine sahiptir. Yük dönüştürücüler mikro-newton boyutundaki kuvvetleri ölçebilir ve şekil değiştirme sensörleri çoğunlukla alt nanometre düzeyinde çözünürlüğe sahip olmalıdır. Deney ortamının çevresel olarak yalıtılması da büyük önem taşımaktadır. Çevresel titreşimler, ortam sıcaklığındaki dalgalanmalar ve basınç değişimi deney sonuçlarını büyük oranda değiştirebilmektedir. Nano çentme çalışmalarının nano derinlik boyutunda yürütülebilmesi için ve nano-newton kuvvet çözünürlüğü de standart bir Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM) cihazıyla yapılabilmektedir. Ayrıca AFM nano mekanik çalışmaların yanında özel bir cihaz gerektirmeden topografik analizler içinde kullanılmaktadır. Yükleme-yer değiştirme eğrileri aynı şekilde çeşitli malzemeler için hesaplanabilir ve böylece mekanik özellikler doğrudan bu eğriler üzerinden hesaplanabilir (Kurland ve ark. 2012).

Tez çalışmamızda üç farklı bileşime sahip olarak üretilen alaşımların mekanik karakterizasyonu NH-2 Nanoindenter (BRUKER) cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.30). Ölçümlerde Berkoviç uç kullanılmıştır. 1-50 mN arasında 10 mN'luk artışlarla değişen yükler için step-load unload (SLU) eğrileri elde edilmiş ve elde edilen bu eğriler (Pharr ve ark. 1992), metoduyla analiz edilerek numunelere ait sertlik ve elastik modülü değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 3.31. Malzemelerin mekanik karakterizasyonunun yapıldığı nano-çentik cihazı (UMT/NH-2, Bruker)

#### 4. BULGULAR ve TARTIŞMA

Sunulan tez çalışmasında, Al-5Cu-XSc (ağ.%x = 0, 0.5 ve 1.0) bileşimine sahip alaşımlar, indüksiyon eritme ve eriyik eğirme olmak üzere iki farklı yöntemle üretilmiştir. İndüksiyon ergitme ile üretilen külçe alaşımların bir kısmı T6 ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Külçelerin diğer bir kısmı ise eriyik eğirme yöntemiyle hızlı katılaştırma yöntemiyle şerit haline getirilmiştir. İki farklı yöntemle üretilen malzemelerin öncelikle miktar analizleri (XRF) yapıldıktan sonra, kristal yapı (XRD), mikro yapı (SEM-EDX), ısıl işlem (DSC) ve mekanik analizleri (Çekme Testi, Nano Çentme) yapılmıştır. Külçe ve şerit alaşımlardan alınan sonuçlar, mikro yapı, kristal yapı, ısıl ve mekanik özellikler açısından değerlendirilerek, Al-5Cu temelli alaşımlar üzerine Sc ilavesi ve üretim yöntemlerinin etkisi incelenmiştir.

##### 4.1. X-ışını Floresans Spektrometresi (XRF) Analizleri

İndüksiyon-ergitme yöntemiyle külçe (master alaşım) halinde üretilen Al-5Cu-XSc (ağ.%x= 0, 0.5 ve 1.0) katkılı alaşımlar incelenmiştir. Üretilen alaşımların üretim koşulları bölüm 3.1’de detaylı bir şekilde anlatılmıştır. Alaşım üretmek için ergitme işleminden önce tartılan elementlerin miktarları Çizelge 4.1’de verilmiştir. Alaşım haline gelen master ve şerit halde üretilen alaşımların yapılan katkı oranlarının doğruluğunun tespit edilmesi için XRF analizleri yapılmış ve master alaşımlar için elde edilen sonuçlar Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Al-5Cu-XSc (ağ.% x= 0, 0.5 ve 1.0) alaşımları için ergitme öncesi element miktarları

Al-5Cu		Al-5Cu-0,5Sc		Al-5Cu-1,0Sc	
<i>Element</i>	<i>Miktar (g)</i>	<i>Element</i>	<i>Miktar (g)</i>	<i>Element</i>	<i>Miktar (g)</i>
Al	47.5	Al	47.25	Al	47
Cu	2.5	Cu	2.5	Cu	2.5
Sc	-	Sc	0.25	Sc	0.50

Çizelge 4.2. Al-5Cu-XSc (ağ.%x= 0, 0.5 ve 1.0) külçe alaşım numunelerine ait XRF analiz sonuçları

Al-5Cu		Al-5Cu-0,5Sc		Al-5Cu-1,0Sc		Miktar
<i>Element</i>	<i>Oran</i>	<i>Element</i>	<i>Oran</i>	<i>Element</i>	<i>Oran</i>	%
<b>Al</b>	96.018	<b>Al</b>	94,950	<b>Al</b>	94.442	ağ.
<b>Cu</b>	3.821	<b>Cu</b>	4.204	<b>Cu</b>	4.494	ağ.
<b>Sc</b>	-	<b>Sc</b>	0.455	<b>Sc</b>	1.012	ağ.
<b>Diğer</b>	0.16	<b>Diğer</b>	0.036	<b>Diğer</b>	0.052	ağ.

Üretilen Al-5Cu-XSc (ağ.%x= 0, 0.5 ve 1.0) külçe alaşımların bileşimlerini belirlemek adına yapılan XRF (X-Ray Floresans) analiz sonuçlarını Çizelge 4.2'de görmekteyiz. Benzer şekilde şerit alaşımlarının oranları da XRF yöntemi ile ölçülmüş ve sonuçları, Çizelge 4.3'de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Al-5Cu-XSc (ağ.%x= 0, 0.5, ve 1.0) şerit alaşım numunelerine ait XRF analiz sonuçları

Al-5Cu		Al-5Cu-0,5Sc		Al-5Cu-1,0Sc		Miktar
<i>Element</i>	<i>Oran</i>	<i>Element</i>	<i>Oran</i>	<i>Element</i>	<i>Oran</i>	%
<b>Al</b>	96.025	<b>Al</b>	95,182	<b>Al</b>	94.467	ağ.
<b>Cu</b>	3.84	<b>Cu</b>	4.316	<b>Cu</b>	4.496	ağ.
<b>Sc</b>	-	<b>Sc</b>	0.485	<b>Sc</b>	1.014	ağ.
<b>Diğer</b>	0.13	<b>Diğer</b>	0.017	<b>Diğer</b>	0.023	ağ.

Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3'ü incelediğimizde sonuçların, ilk yapılan katkı oranları ile alaşım yapıldıktan sonraki oranların uyumlu olduğu görülmektedir. Ayrıca, elde ettiğimiz iki farklı alaşım (külçe ve şerit) sonuçlarından hareketle elementlerin, alaşımların içerisinde oransal olarak istenen seviyede olduğu görülmektedir. XRF analizlerinde yaklaşık Cu miktarı, külçe ve şerit alaşımlar için yapılan analizlerde % (3.8 – 4.5), aralığında tespit edilmiştir. Benzer olarak, XRF analizlerinde, külçe ve şerit alaşımlarda Sc miktarı yapılan analizlerde % (0.45 – 1.01) aralığında tespit edilmiştir. Bu sonuçlardan



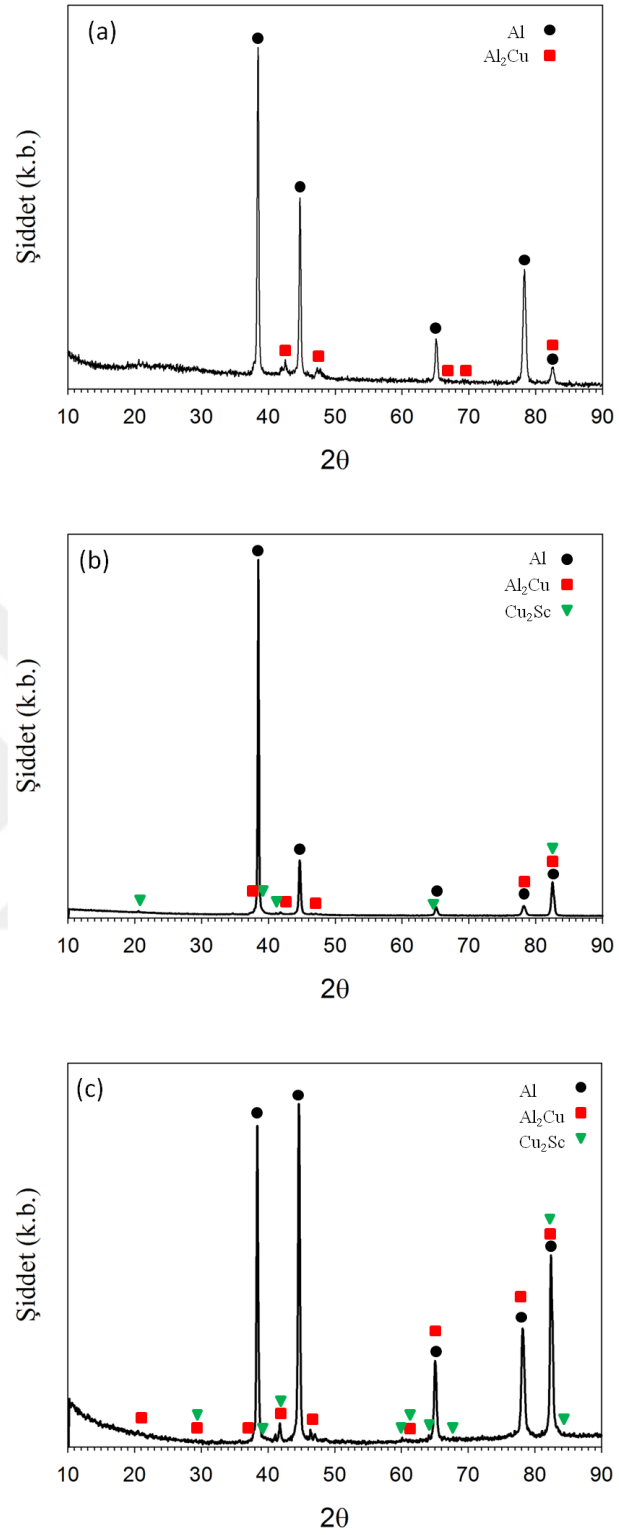
alaşımların hazırlanmasında katılan elementlerin, oransal miktarlarının birbiriyle uyumlu olduğu görülmüştür. Ayrıca Çizelge (4.2 ve 4.3) incelendiğinde görüldüğü üzere, alaşımlara katılan elementlerin haricinde yaklaşık ağırlık % 0.017 ile 0.052 aralığında değişen oranlarında Fe elementi ağırlıklı diğer eser elementlerde tespit edilmiştir. Bunun sebebi, alaşımlama da kullandığımız Al, Cu ve Sc elementlerinin bir miktar Fe ağırlıklı safsızlık oranına sahip olmasından kaynaklanmaktadır.

## 4.2. X-Işını Kırınımı Analizleri

Şekil 4.1'de külçe alaşımlara ait X-ışını kırınım desenleri görülmektedir. Sc katkısız Al-5Cu alaşımında iki faz tespit edilmiştir (Şekil 4.1a). Bu fazlar, ana faz olan  $\alpha$ -Al fazı ve ötektik  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazlarıdır. Sc katkılı alaşımlarda ise,  $\alpha$ -Al ve  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazlarının dışında Cu<sub>2</sub>Sc fazı saptanmıştır. Söz konusu fazlar, Highscore-plus yazılımı ile tespit edilmiş olup ICSD (inorganic crystal structure database) referans kodları  $\alpha$ -Al için 606006, Al<sub>2</sub>Cu için 151384 ve Cu<sub>2</sub>Sc için 629012 olarak literatürde mevcuttur. Sc ilavesiyle birlikte oluşabilecek muhtemel fazlardan birisi de Al<sub>3</sub>Sc metallar arası bileşiğidir. (Chen ve ark. 2013) T6 ısıl işleme uyguladığı Al-2,5Cu-0,3Sc alaşımında, Al<sub>3</sub>Sc çökelti fazlarını tespit etmişlerdir. Bir diğer çalışmada (Norman ve ark. 1998), Sc'nin Al-Cu alaşımlarında tane inceltici özelliğini araştırmışlardır.

Bu çalışmada, ötektik altı Al-4.5Cu-0.3Sc ve ötektik üstü Al-4.5Cu-0.3Sc alaşımları geleneksel döküm yöntemiyle üretilmiştir. X-ışını kırınımı sonuçlarına göre, ötektik altı alaşımda sadece  $\alpha$ -Al ve  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazları, ötektik üstü alaşımda ise bu iki faza ek olarak Al<sub>3</sub>Sc fazı saptanmıştır. Diğer bir çalışmada ise (Bogno ve ark. 2018) Al-4.5Cu-0.4Sc alaşımında belirgin olarak  $\alpha$ -Al ve  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazlarının dışında W olarak adlandırılan Al<sub>8-x</sub>Cu<sub>4+x</sub>Sc fazını tespit etmişlerdir. W fazının oluşmasını, Al<sub>3</sub>Sc ile sıvı faz arasında gerçekleşen peritektik reaksiyonla açıklamışlardır. Böylece muhtemel Al<sub>3</sub>Sc fazının, peritektik reaksiyonla tamamen W fazına dönüştüğünü rapor etmişlerdir.

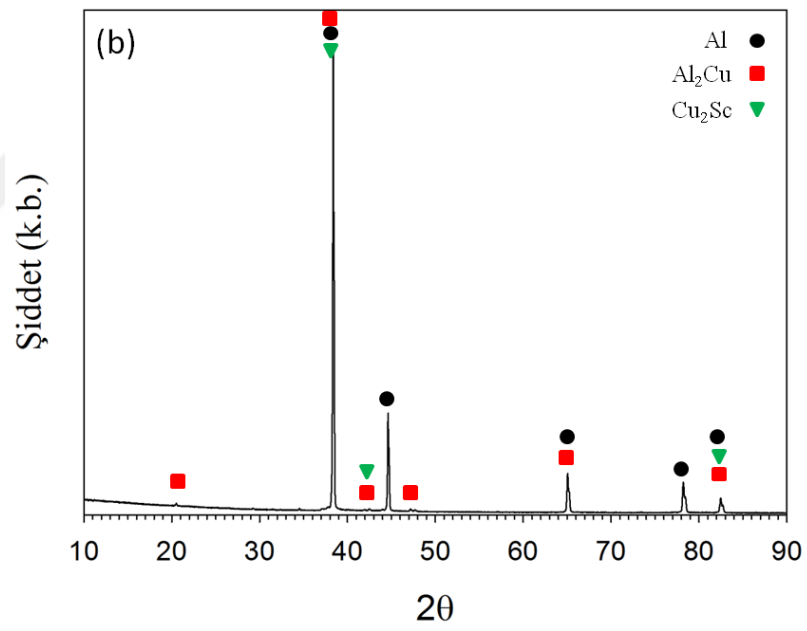
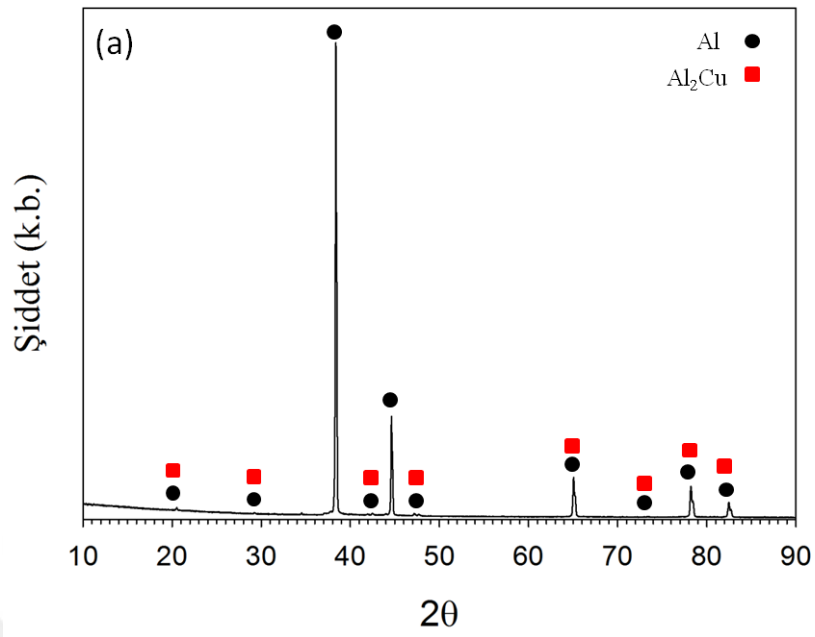
Tez çalışmasında, literatürdeki pek çok çalışmanın aksine Al<sub>3</sub>Sc fazı X-ray kırınımı yöntemiyle tespit edilememiştir. Bu durumun sebebi, muhtemel Al<sub>3</sub>Sc fazının X-ray kırınımı yöntemiyle tespit edilebilecek miktarın altında olması veya farklı bir faza dönüşmüş olması gösterilebilir. Çalışmamızda, Sc katkılı alaşımlarda gözlenen Cu<sub>2</sub>Sc fazı ikinci yaklaşımı desteklemektedir. Öte yandan, daha kesin sonuçlar elde edebilmek için sonraki bölümde SEM-EDX analizleri ile irdelenmiştir.

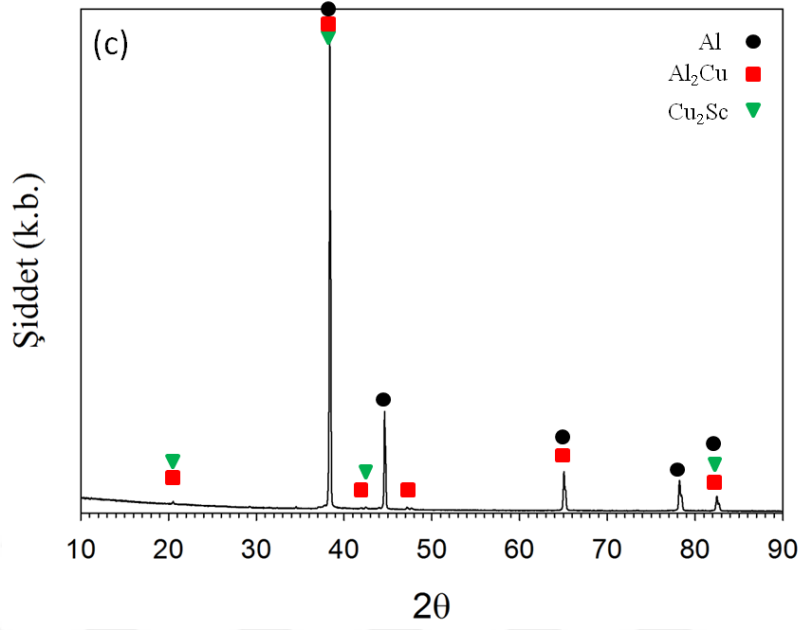


Şekil 4.1. Külçe alaşımlara ait XRD desenleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1Sc

Şekil 4.2'de şerit alaşımlara ait XRD desenleri verilmektedir. Külçe alaşımlarla benzer fazlar, şerit alaşımlarda da gözlenmektedir. Öte yandan,  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ve Cu<sub>2</sub>Sc fazlara ait pik şiddetlerinde belirgin bir azalma görülmektedir. Bu durum, hızlı katılaştırmanın etkisiyle bir miktar Cu'ın, Al ana fazı içinde çözünmesiyle açıklanabilir. Ayrıca, şerit alaşımlarda ana faza ait piklerin, külçe alaşımlara kıyasla daha keskin ve dar olduğu görülmektedir. Bu durum, (Wei ve ark. 2007) tarafından, eriyik-eğirme ile üretilen alaşımlarda daha yüksek kristalleşme derecesinin ve daha düşük örgü gerilimlerinin olmasıyla açıklanmıştır. Bunlara ek olarak (Li ve ark. 2006), eriyik-eğirme tekniğiyle üretilen alaşımlarda kristal kusurlarının azalmasının da XRD piklerinde daralma ve keskinleşmeye sebep olduğunu rapor etmiştir.



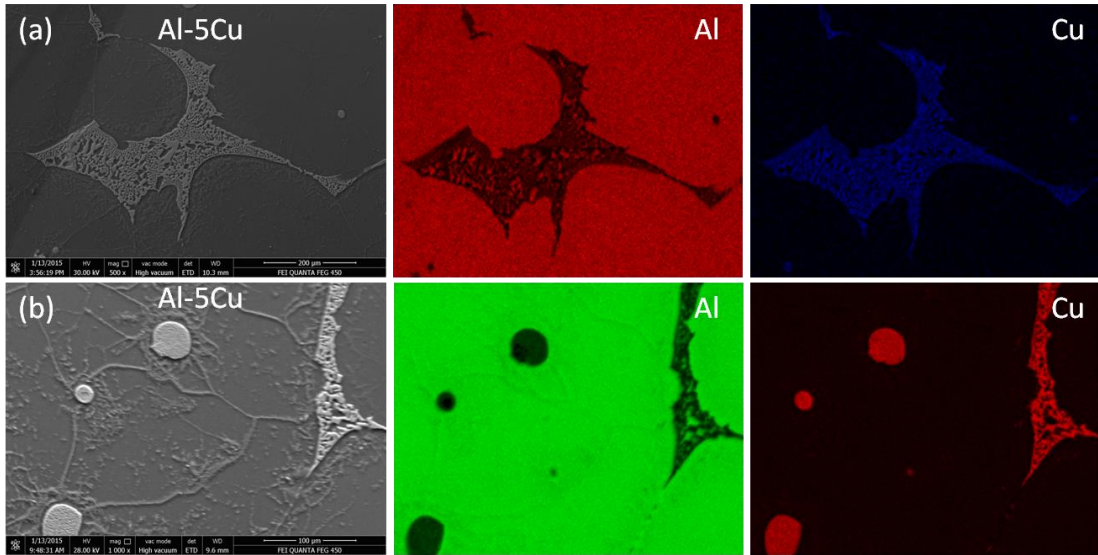




Şekil 4.2. Şerit alaşımlara ait XRD desenleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1Sc

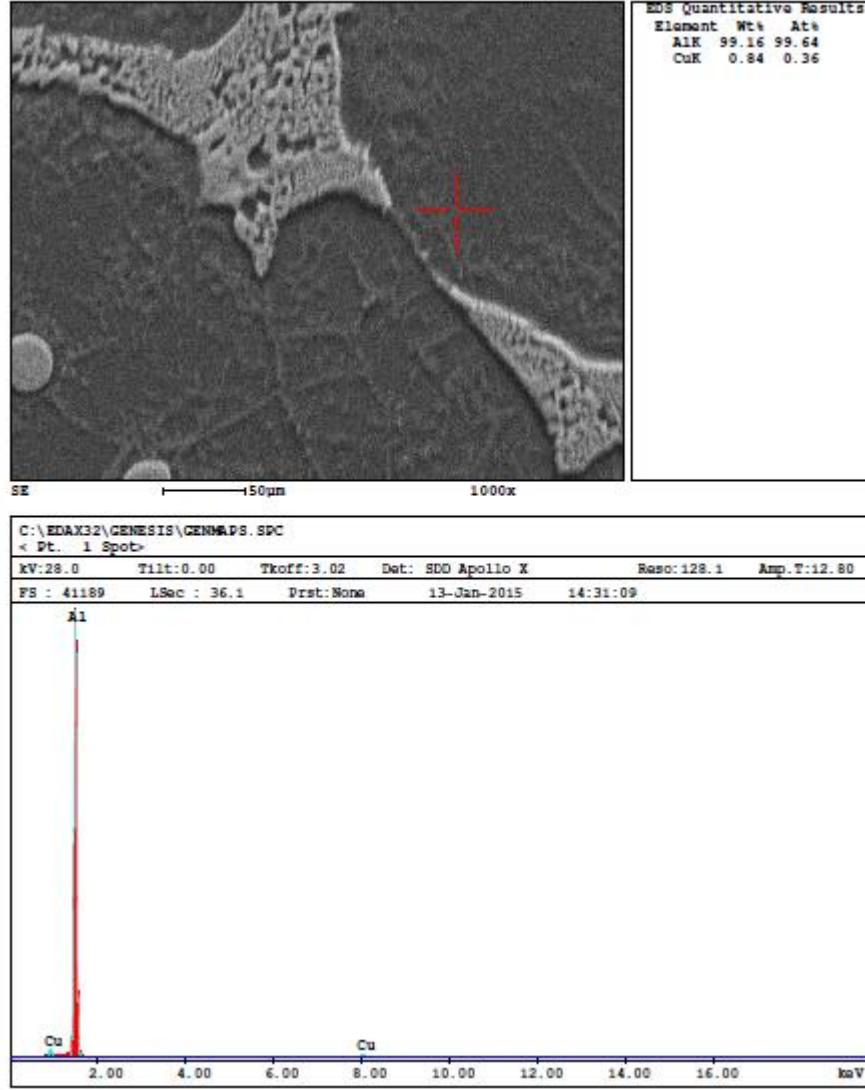
### 4.3. SEM/EDX Analizleri

Şekil 4.3'de Al-5Cu külçe alaşımına ait SEM-EDX renkli haritalama görüntüleri verilmektedir. Mikro yapının büyük bir kısmını oluşturan faz  $\alpha$ -Al fazıdır. Bunun dışında bakırca zengin ve iki farklı morfolojiye sahip fazlar tespit edilmiştir. Bunlar, tane sınırlarına yerleşen ve kavşak bölgesinde yoğunlaşan ağ şekilli faz (Şekil 4.3.a) ile  $\alpha$ -Al fazı içerisinde oluşmuş küresel fazlardır (Şekil 4.3.b). Haritalama görüntülerinden anlaşıldığı üzere her iki faz da hem Cu hem de Al elementi içermektedir. Bu bakımdan her iki fazın, XRD analizlerinde de tespit edildiği üzere  $Al_2Cu$  fazına ait olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.3. Külçe Al-5Cu alaşıımının farklı bölgelerinden alınan EDX-haritalama görüntüleri

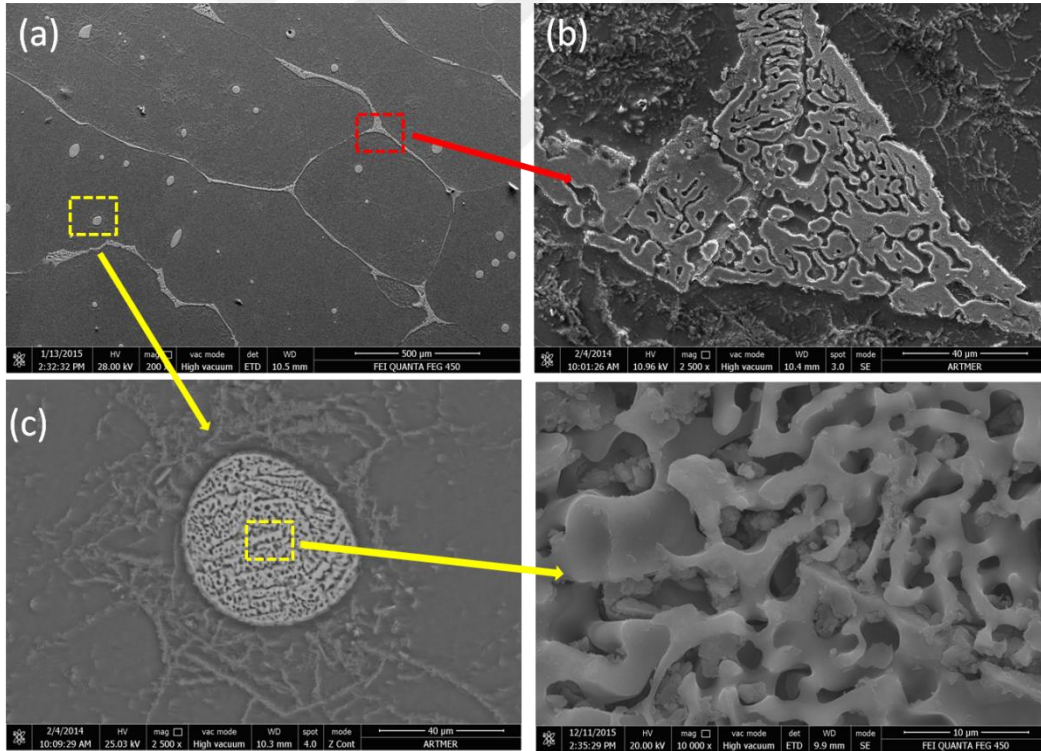
Şekil 4.4'te külçe Al-5Cu alaşıımında, Al-matrisi içinden alınan nokta analizi görüntüsü ve kütlece element miktarları verilmektedir. Sonuçlardan görüldüğü üzere, matrisin büyük kısmını Al elementi oluşturmaktadır (ağ.%99.16). Matris içerisinde ağ.% 0.84 oranında Cu elementi tespit edilmiştir. Yavaş soğuma hızlarında, Cu'nun Al içindeki çözünürlüğü yaklaşık ağ.% 0.1 oranındadır. Yapmış olduğumuz çalışmada bu oran yaklaşık 8 kat artmıştır. Bunun sebebi, T6 ısıl işlemiyle 600 °C'den oda sıcaklığına yapılan hızlı soğutma esnasında, Cu'nun Al içerisindeki çözünme sınırının artmasıyla açıklanabilir.



Şekil 4.4. Külçe Al-5Cu alaşımasının Al-matrisi içinden alınan nokta EDX analizi

Şekil 4.5'te Al-5Cu külçe alaşımasının farklı büyütmelerde elde edilen SEM görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.5a'da mikro yapının genel bir görüntüsü verilmektedir. Mikro yapının,  $\alpha$ -Al ve ağ-şekilli ötektik  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı ile  $\alpha$ -Al içerisine yerleşmiş küresel ada şeklinli  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazlarından oluştuğu görülmektedir. Özellikle tane sınırlarının kavşak noktalarındaki  $\theta$  fazlarının kabalaşma eğiliminde olduğu görülmektedir. Bu bölgeler heterojen çekirdeklenme için uygun bölgelerdir. Ağ-şekilli (network) yapının bazı bölgelerde süreksiz hale geldiği görülmektedir. Bu durum, soğuma hızı ve Cu miktarıyla alakalıdır. Düşük soğuma hızlarında mikro yapı tamamen kesintisiz ağ-şekilli yapıya dönüşmektedir. Ayrıca, ağ.%5'in üzerinde Cu içeren Al alaşımlarında, Cu'nun tamamen çözünmesi gerçekleşemeyeceğinden, ötektik ağ yapı da sürekli hale gelecektir.  $\alpha$ -Al fazı içerisinde dağılan küresel cep tipi (pocket)  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazlarının T6 ısıl işlemi esnasında

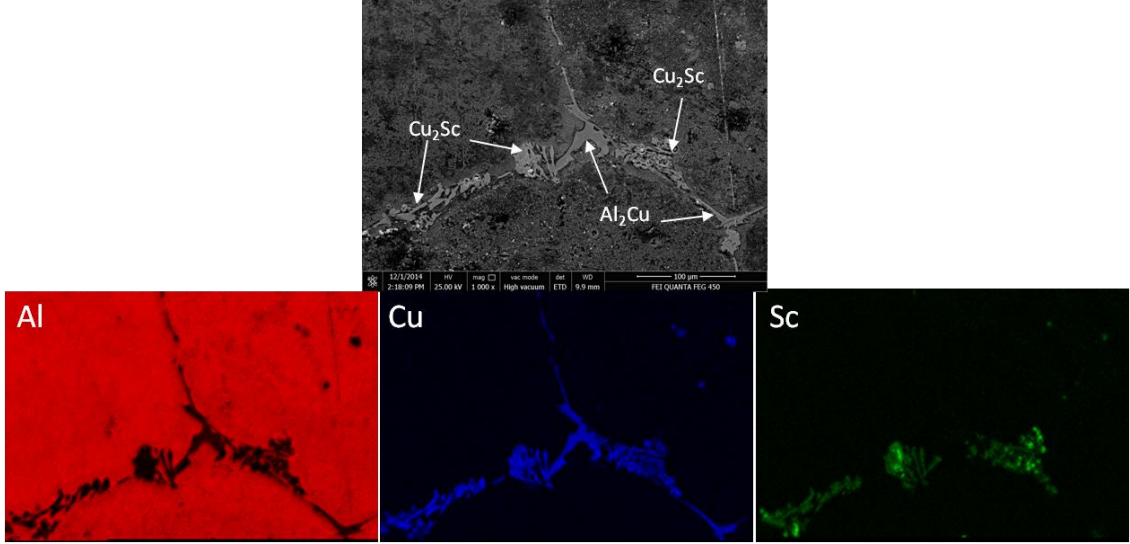
oluşması muhtemeldir. Dengeli soğutma esnasında Cu'nun Al içindeki çözünme miktarı oldukça düşüktür (ağ.% 0.1). Ancak, 600 °C'den oda sıcaklığına yapılan hızlı soğutma esnasında  $\alpha$ -Al katı çözeltisi içerisinde Cu miktarı artmıştır. Daha sonra 170 °C'de 10 saat boyunca yapılan yaşlandırma işlemi esnasında tane sınırlarındaki  $\theta$  fazı kabalaşırken, aynı zamanda  $\alpha$ -Al katı çözeltisi içindeki Cu fazı çökelmiştir. Ağ-yapının sürekliliğinde meydana gelen kesintilerin, alaşımın süneklik özelliğini artırdığı rapor edilmiştir (Mondolfo 2013). Şekil 4.5 b ve d'de  $\theta$  fazlarının büyütülmüş görüntüleri verilmektedir. Her iki yapının da, tabakalı (lamelli) olduğu söylenebilir. Al-Cu alaşımlarında ötektik  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı eş-eksenli olmayıp yöne bağlı bir morfoloji sergilerler. Bir başka ifadeyle, deformasyon ve katılma yönüne bağlı olarak  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı farklı şekilde görünebilir. Örneğin,  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazının lamelli yapısı, külçe alaşımının dikine kesitinden daha belirgin olarak gözlenir. Yapmış olduğumuz çalışmada, lamelli yapının belirgin olarak gözlenememesinin sebebi, SEM görüntülerinin dikine kesit yerine enine kesitten alınmasıdır.



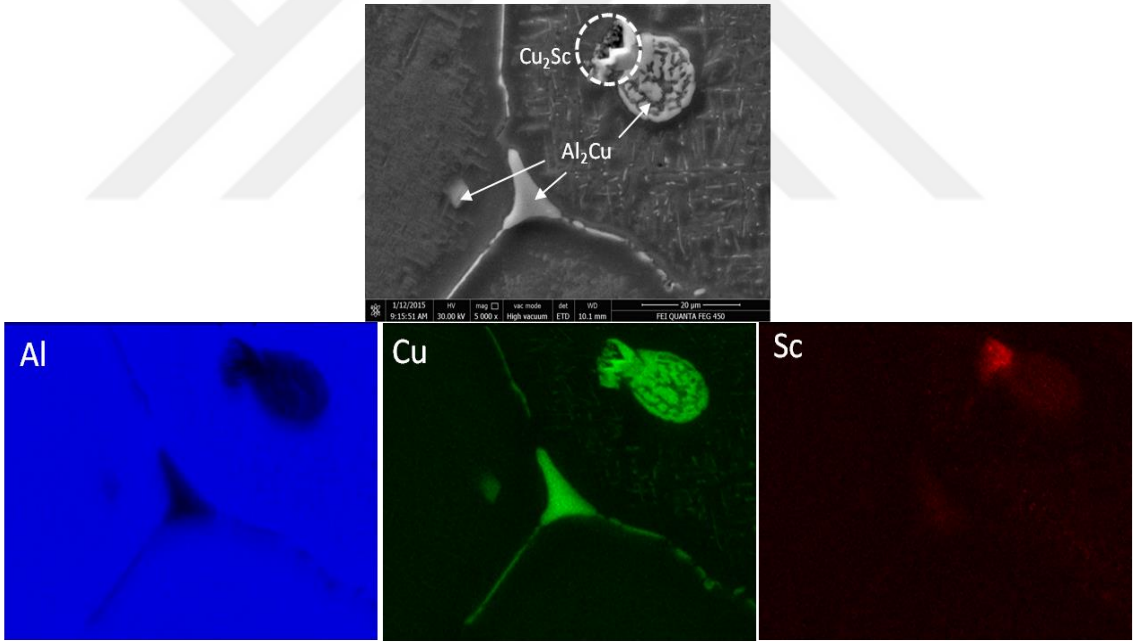
Şekil 4.5. Külçe Al-5Cu alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırının büyütülmüş görüntüsü (2500x), (c) Küresel Al<sub>2</sub>Cu fazının genel görüntüsü (2500x) ve büyütülmüş görüntüsü (10000x)







Şekil 4.7. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımında tane sınırlarının birleştiği kavşak bölgesi ve tane sınırlarından alınan EDX-haritalama görüntüsü (1000x)

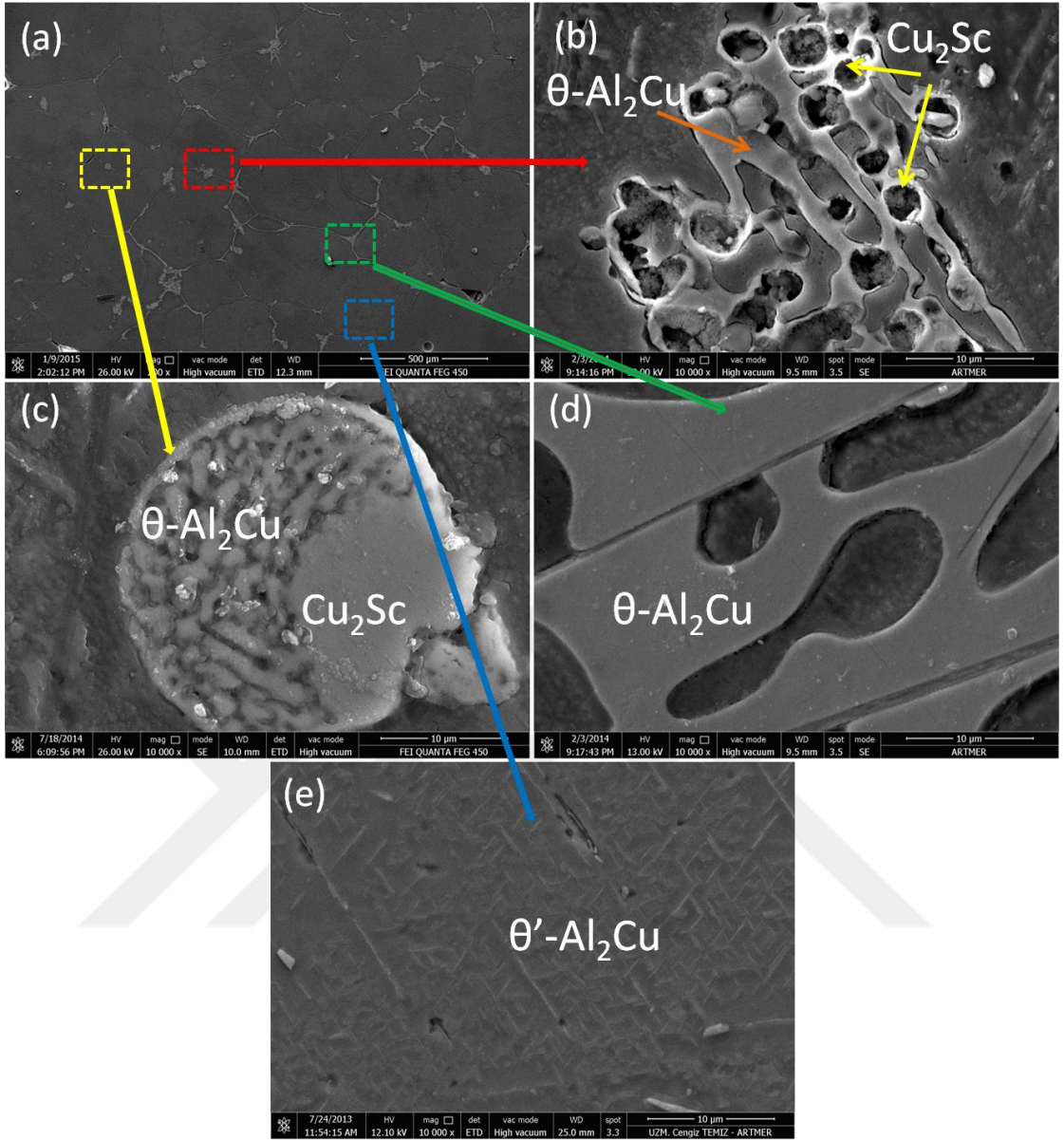


Şekil 4.8. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımında tane sınırlarının birleştiği kavşak bölgesi ve küresel adacıktan alınan EDX-haritalama görüntüsü (5000x)

$\theta'$  fazı, yapay olarak yaşlandırılan ve Cu miktarının ağırlık %4'ün altında olduğu Al-Cu alaşımlarında sıkça rastlanan bir fazdır. (Murayama ve ark. 2001), çubuk formunda üretilen Al-at.% 1.7 Cu alaşımını, 550 °C'de bir hafta homojenize ettikten sonra 525 °C'den oda sıcaklığındaki su ile hızlı soğutma yapmışlardır. Daha sonra 26 saat boyunca 200 °C'de yapay yaşlandırma yapılmıştır. Bu alaşımda  $\alpha$ -Al ve  $\theta'$  fazları oluşmuştur. TEM

analizlerinden,  $\theta'$  plaklarının yaklaşık 600 nm uzunluğunda ve Al'nin [001] düzleminde oluştuğu saptanmıştır.

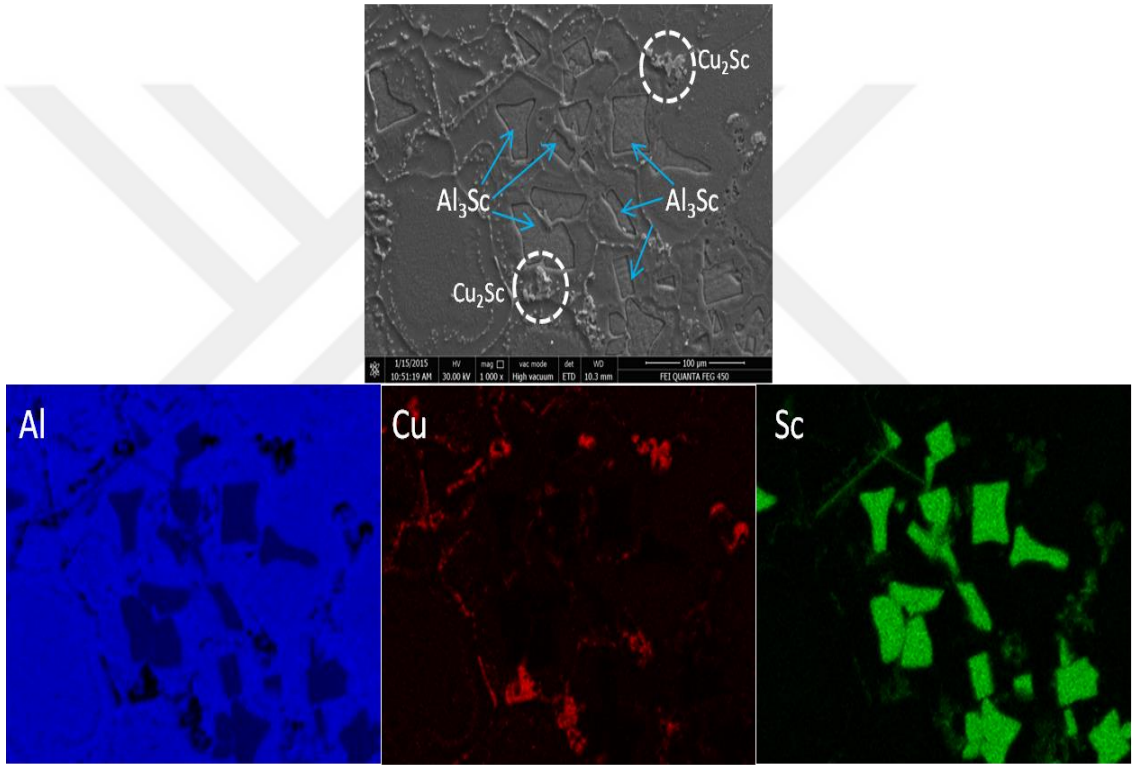
Şekil 4.9'da Al-5Cu-0.5Sc külçe alaşımının farklı büyütmelemlerde elde edilen SEM görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.9a'da mikro yapının genel görüntüsü incelendiğinde yapının, Sc'siz alaşıma göre farklılaştığı görülmektedir. Tane sınırlarına yerleşen  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı kısmen yok olmuştur. Kavşak bölgelerinde oluşan yapılar incelendiğinde, Al-5Cu alaşıma benzer olarak, bazı bölgelerde  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı tespit edilmekle beraber (Şekil 4.9d), çoğu kavşak bölgesinde, Cu<sub>2</sub>Sc fazı da oluşmuştur (Şekil 4.9b). Cu<sub>2</sub>Sc fazının olduğu kavşak bölgelerinde, yapının daha ince olduğu görülmektedir. Bunun dışında, cep-şekilli küresel fazların frekansının azaldığı açıkça görülmektedir. Bu yapılarda da yine  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ve Cu<sub>2</sub>Sc fazı birlikte çekirdeklenmiştir. Şekil 4.9d,  $\alpha$ -Al bölgesini göstermektedir. Alaşımda tüm  $\alpha$ -Al bölgelerinde iğnemsiz  $\theta'$ - Al<sub>2</sub>Cu fazları tespit edilmiştir. Al-5Cu-0.5Sc alaşımında  $\theta'$  fazının ortaya çıkması, Sc ilavesiyle açıklanmaktadır.



Şekil 4.9. Külçe Al-5Cu-0.5Sc alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırında oluşan  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ve Cu<sub>2</sub>Sc fazlarının büyütülmüş görüntüsü (10000x), (c) Küresel  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ve Cu<sub>2</sub>Sc fazının genel görüntüsü (10000x) ve (d) Kavşak bölgesinde oluşan Al<sub>2</sub>Cu büyütülmüş görüntüsü (10000x), (e) Al matrisi içerisinde dağılmış  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu çökeltileri (10000x)

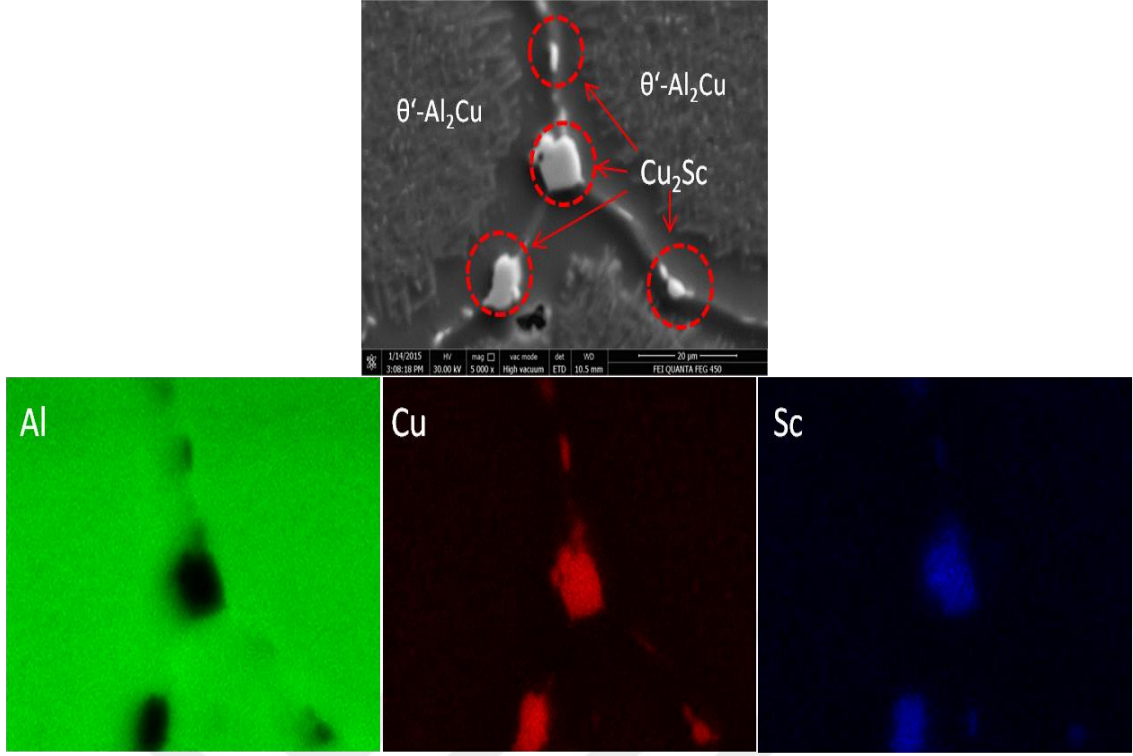
Şekil 4.10-13'de külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında gözlenen farklı fazlardan alınan SEM-EDX renkli haritalama görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.10'da görüldüğü üzere, CuSc<sub>2</sub> fazının yanı sıra belli bölgelerde Al<sub>3</sub>Sc fazları tespit edilmiştir. Al<sub>3</sub>Sc fazlarının boyutlarının 5-20  $\mu$ m arasında değiştiği ve faset şekillere (kare, yıldız, üçgen) sahip olduğu görülmektedir. (Venkateswarlu ve ark. 2004), benzer yapıları Al-1Sc ve Al-2Sc alaşımlarında gözlemlemişlerdir. Bu çalışmada, Al<sub>3</sub>Sc fazlarının mikro yapı içerisinde

homojen dağılmadığı tespit edildi. Şekil 11 ve 12'de tane sınırlarında sadece  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazı tespit edildi. Öte yandan, Al-5Cu-0.5Sc alaşımında gözlenen  $\theta$  fazına rastlanmadı. Bu durum, Sc miktarının artmasıyla birlikte açıklanmaktadır. Yarı kararlı  $\theta'$  fazlarının ise Al matrisi homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Şekil 4.13'de mikro yapının genel görüntüsü verilmektedir. Tane sınırlarının  $\text{CuSc}_2$  fazlarından, Al matrisinin ise  $\theta'$  fazlarından oluştuğu açıkça görülmektedir. Ayrıca, mikro yapının tamamı eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. Bu durum, Sc ilavesinin modifiye edici etkisiyle açıklanmaktadır (Costa ve ark. 2012).

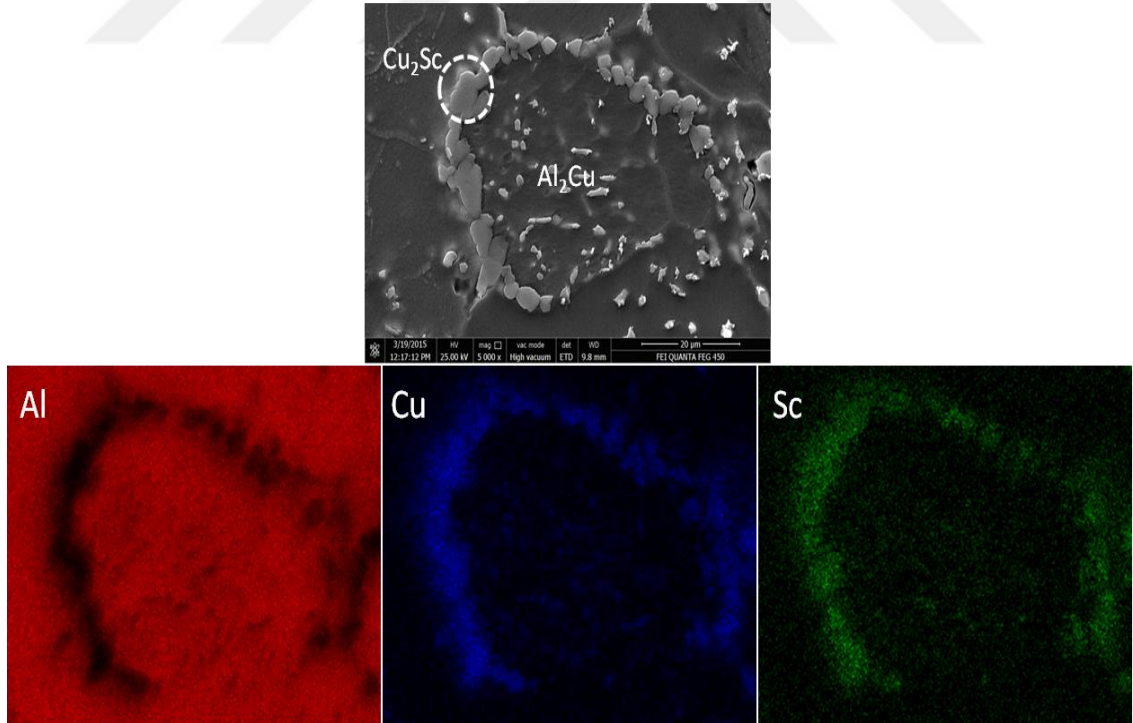


Şekil 4.10. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında görülen  $\text{Al}_3\text{Sc}$  çökelti fazları ve tane sınırlarına yerleşen  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazları

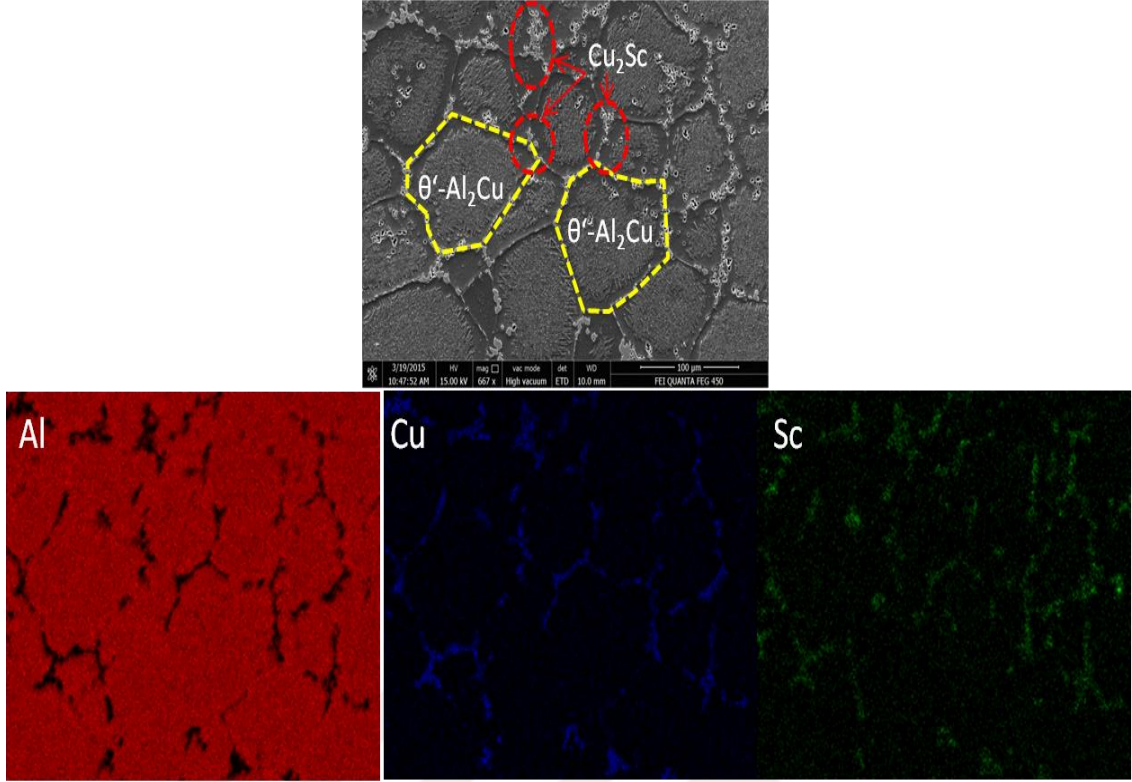




Şekil 4.11. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında tane sınırlarına yerleşen Cu<sub>2</sub>Sc fazları ve Al matrisi içerisinde dağılmış  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu çökelti fazları



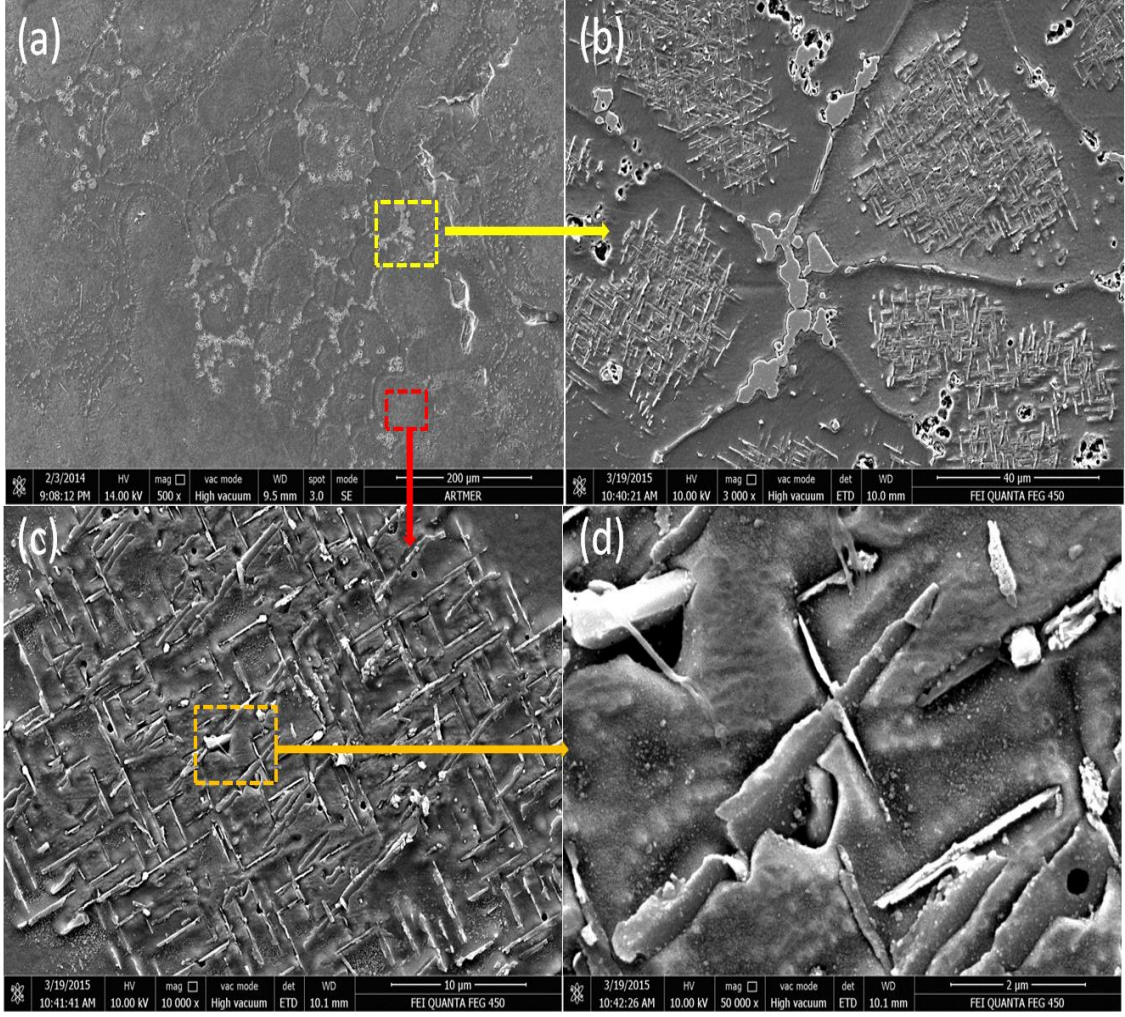
Şekil 4.12. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında tane sınırlarına yerleşen Cu<sub>2</sub>Sc ve  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazları



Şekil 4.13. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımında mikro yapı içerisinde homojen olarak dağılan  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazları

Şekil 4.14'de Al-5Cu-1.0Sc külçe alaşımının farklı büyütmelerde elde edilen SEM görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.14a ve b'de, kavşak bölgelerinin ve tane sınırlarının tamamen  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazından müteşkil olduğu görülmektedir. Oysa Al-5Cu-0.5Sc alaşımında, söz konusu bölgelerde,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ve  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazları birlikte bulunmakta idi. Buradan, Sc elementinin, Cu ile bileşik oluşturma eğiliminin Al'ye kıyasla daha fazla olduğu söylenebilir. Bu durum, Cu-Sc arasındaki elektronegatiflik farkının Cu-Al'ye kıyasla daha fazla olmasıyla açıklanabilir. Şekil 4.14c ve d'de sırasıyla  $\theta'$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$  fazlarının genel görüntüsü ve büyütülmüş görüntüsü verilmektedir. Bu fazların, 0.5Sc katkılı alaşımdakilere kıyasla daha belirgin olduğu görülmektedir. Bu fazların, aşırı doymuş Cu elementinin yaşlandırma esnasında çökmesiyle oluştuğu düşünülmektedir.



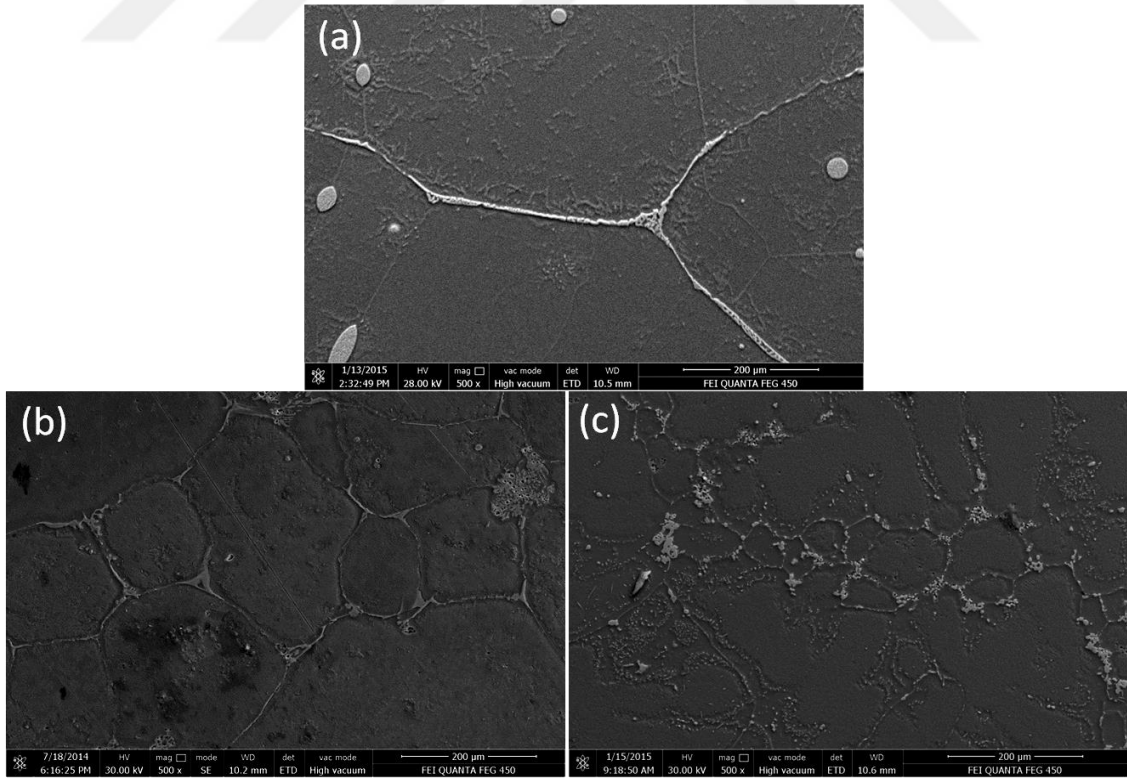


Şekil 4.14. Külçe Al-5Cu-1.0Sc alaşımına ait SEM görüntüleri, (a) Genel görünüm (500x), (b) Tane sınırında oluşan  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazlarının büyütülmüş görüntüsü (3000x), (c) Al matrisi içerisinde dağılmış  $\theta'$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$  çökeltileri (10000x), (d)  $\theta'$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$  fazlarının yüksek büyütmedeki görüntüsü (50000x)

Şekil 4.15'de külçe alaşımlarının mikro yapılarının genel görüntüsü verilmektedir. Öncelikle, Sc katkılı alaşımların tane boyutlarının belirgin biçimde azaldığı söylenebilir. Tane boyutu, yaklaşık olarak 1000  $\mu\text{m}$ 'den 100-200  $\mu\text{m}$ 'ye kadar düşmüştür. Sc'nin Al alaşımlarında tane inceltici özelliği iyi bilinmektedir. (Li ve ark. 2007), Al-Cu-Mg-Ag alaşımında, eser miktarda Zr (0.11 pct) ile birlikte ilave edilen Sc'nin (0.32 pct) etkileşerek  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  bileşiğini oluşturduğunu rapor ettiler. Bu bileşik,  $\alpha$ -Al'nin heterojen çekirdeklenmesi için çekirdek görevi görerek, tanelerin ciddi oranda incelmeye sebep olmuştur. Bir diğer çalışmada, havacılık sanayinde tercih edilen 2024 ve 7475 alaşımlarında, Sc miktarının belli bir kritik değeri aştığında (2024 için ağırlık %0.4, 7475 için ağırlık %0.2), küçük pirimer  $\text{Al}_3\text{Sc}$  taneciklerinin oluşmasına sebep olduğu ve bu



taneciklerin de heterojen çekirdeklenmeyle birlikte tane incelmeye sebep olduğu rapor edilmiştir (Norman ve ark. 2003). Diğer pek çok çalışmada, Al ve Al-Cu alaşımlarında gözlenen tane incelmeye  $Al_3Sc$  bileşiğiyle açıklanmıştır. Bu çalışmada,  $Al_3Sc$  bileşiği sadece Al-5Cu-1.0Sc alaşımında ve belli bölgelerde tespit edilmiştir. Al-5Cu-0.5Sc alaşımında ise tespit edilememiştir. Öte yandan, Sc ilaveli her iki alaşım grubunda,  $Cu_2Sc$  fazı özellikle tane sınırlarından ve kavşak bölgelerinde olduğu gözlenmiştir. Literatürde benzer alaşımlarda söz konusu faz, en iyi bilgilerimize göre, henüz rapor edilmemiştir. Bu çalışmada, tane boyutunda gözlenen incelmeye,  $Cu_2Sc$  bileşiğinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Söz konusu bileşik, katılaşma esnasında ilk olarak oluşarak, heterojen çekirdeklenme merkezleri oluşturmuş ve böylece eş eksenli  $\alpha$ -Al tanelerinin incelmeye sebep olmuştur. ağı.%1 Sc ilaveli alaşımda (Şekil 4.15c), tane boyutunun daha incelendiği görülmektedir. Ancak bu alaşımda, tane sınırları arasındaki süreksizliğin daha da arttığı görülmektedir. Literatürden bilindiği üzere, tane inceltici elementlerin miktarı belli bir kritik değerden sonra alaşımın mikro yapısını olumsuz yönde etkilemektedir (Timelli ve ark. 2014). Bu bakımdan, ileriye dönük olarak, Sc miktarı ağı.%1'in üzerindeki oranlarda deneyerek, en optimum değerin bulunması düşünülmektedir.



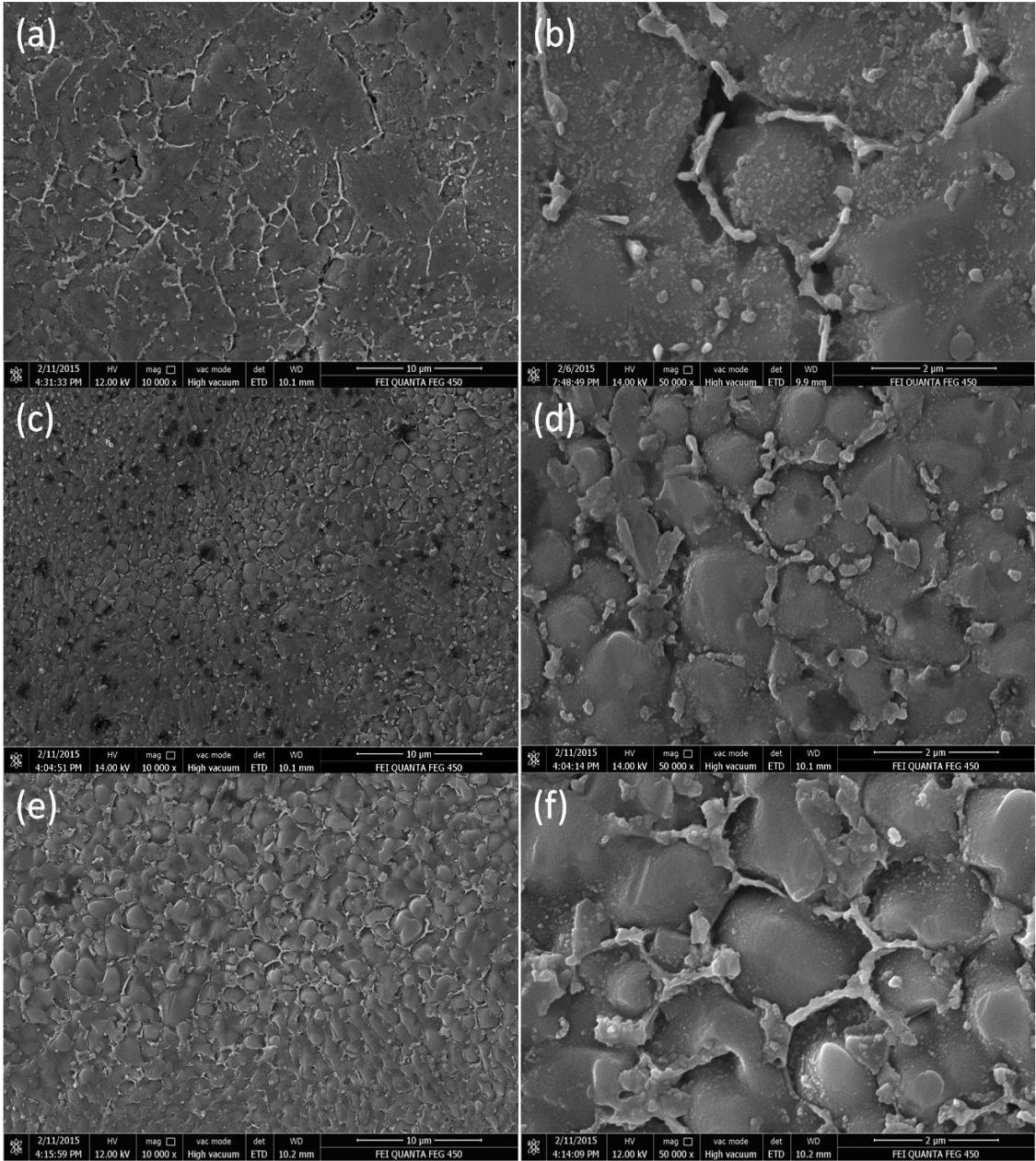
Şekil 4.15. Külçe alaşımların mikro yapılarının genel görünüşleri, (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al 5Cu-1.0Sc

Şekil 4.16'da şerit alaşımların, disk yüzeylerinden alınan 10kX ve 50kX büyütmedeki SEM fotoğrafları verilmektedir. Hızlı katılaştırılan şeritlerin tamamında, tane boyutunun, külçe alaşımlara kıyasla ciddi oranda azalarak bir kaç  $\mu\text{m}$ 'ye kadar düştüğü görülmektedir. Bu durum, hızlı katılaştırılan alaşımlarda homojen çekirdeklenme mekanizması ile açıklanmaktadır. Bu mekanizmaya göre, eriyik alaşım, donma sıcaklığının altına soğutulduğunda, sıvı ve katı faz arasındaki hacimce serbest enerji farkının büyük olması sebebiyle kritik çekirdek boyutu azalır.

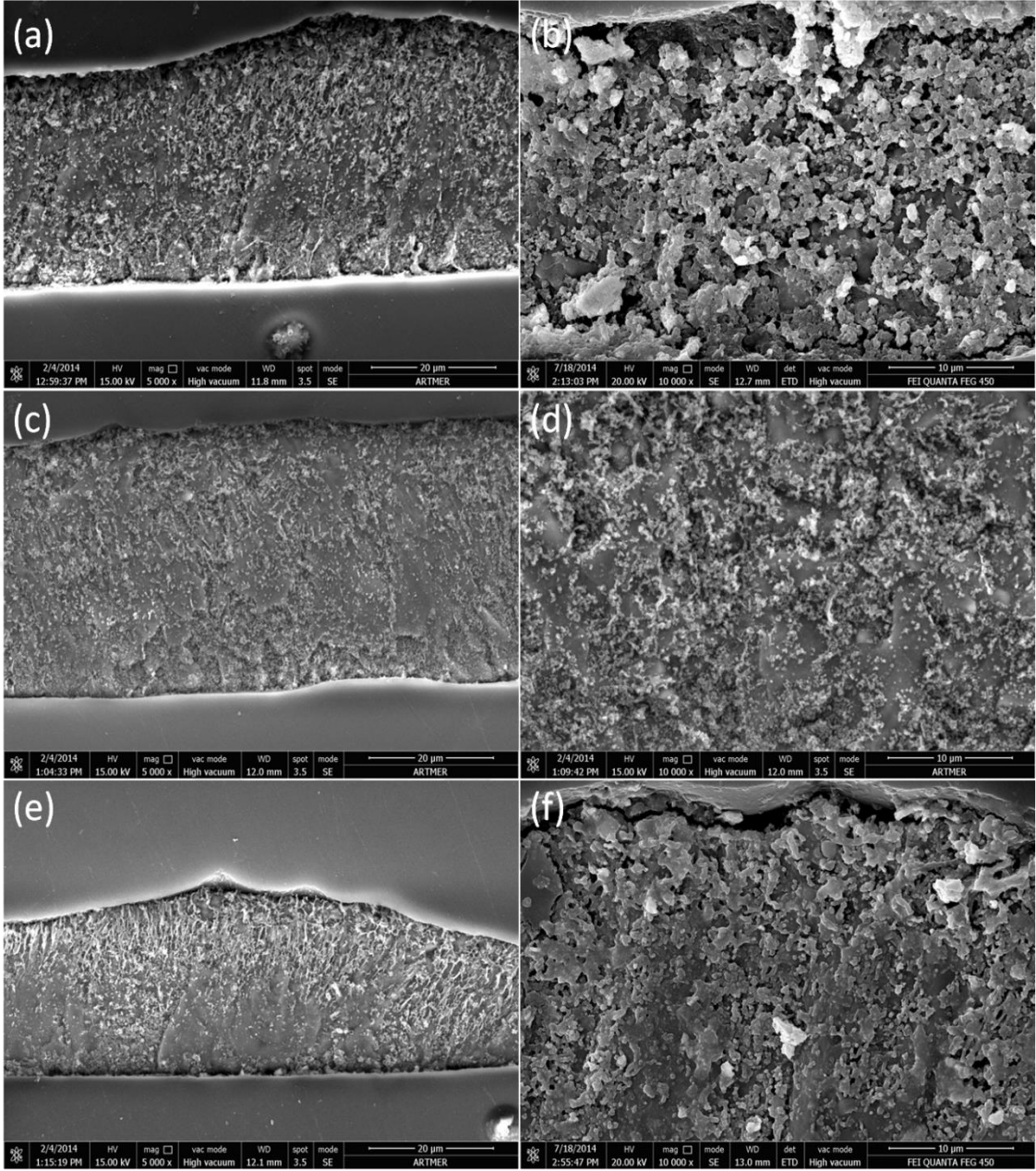
Kararlı çekirdekleri oluşturabilecek kadar fazla aşırı soğutma yapıldığında homojen çekirdeklenme gerçekleşir. Daha sonrasında, ısı enerjilerini kaybeden atomlar kümelenerek daha büyük çekirdekleri oluştururlar. Şekil 4.16 a ve b'de Al-5Cu şerit alaşımının SEM görüntüleri verilmektedir. Mikro yapının, nispeten eş-eksenli tanelerden oluştuğu görülmektedir. Öte yandan, Sc ilaveli alaşımlarda, eş-eksenli yapının daha belirgin olduğu ve homojen biçimde dağıldığı görülmektedir. Sc ilaveli şeritlerde, tane boyutundaki inceltme, külçe alaşımlara kıyasla çok belirgin değildir. Bununla birlikte, ana alaşıma kıyasla, bir miktar inceltme tespit edilmektedir. Ağ yapının, Sc ilaveli alaşımlarda daha belirgin olduğu da açıkça görülmektedir. Sc ilavesinin hızlı katılaştırmayla birlikte, alaşımın tane boyutundaki inceltme özelliğini devam ettirdiği görülmektedir.

Literatürde, hızlı katılaştırma üretilen Al-Cu-Sc alaşımlarının mikro yapı gelişimlerini rapor eden bir çalışmaya, en iyi bilgilerimize göre, rastlanmadı. Şekil 4.17'de şerit alaşımların, kesit görüntüleri verilmektedir. Sc katkılı alaşımların mikro yapılarının, nispeten daha ince tanelerden oluştuğu görülmektedir. Ayrıca, şerit alaşımların alt tarafının (disk yüzeyi) üst tarafa (hava yüzeyi) kıyasla daha homojen ve ince taneli olduğu görülmektedir. Bu fark Şekil 4.17 e'de daha belirgin olarak gözlenmektedir. Bu durum, hızlı katılaştırılan şeritlerde gözlenen tipik bir durumdur. Bakır diskin termal iletim katsayısı, havaya kıyasla oldukça fazla olduğundan, disk yüzeyinde aşırı soğuma daha fazla gerçekleşmekte ve böylece daha ince bir mikro yapı elde edilebilmektedir.

Aşırı soğumanın çok fazla olduğu disk yüzeylerinde, nano kristal ve/veya amorf yapıların oluşma ihtimali yüksektir. Benzer yapılar, eriyik eğirme yöntemiyle üretilen Al-12Si alaşımlarında gözlenmiştir (Uzun ve ark. 2011). Şeritlerin hava ile temas eden taraflarında ise mikro yapının daha belirgin olduğu görülmektedir. Ayrıca, hava yüzeyinden disk yüzeyine doğru kolonsal yapılar görülmektedir. Bu yapılar, disk ve hava yüzeyi arasındaki ısı gradyentinden kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.16. Şerit alaşımların yüzey mikro yapılarının genel görünümleri, (a) ve (b) Al-5Cu, (c) ve (d) Al-5Cu-0.5Sc, (e) ve (f) Al-5Cu-1.0Sc (10 ve 50 kX)



Şekil 4.17. Şerit alaşımların kesit mikro yapılarının genel görünüşleri, (a) ve (b) Al-5Cu, (c) ve (d) Al-5Cu-0.5Sc, (e) ve (f) Al-5Cu-1.0Sc (5 ve 10 kX)

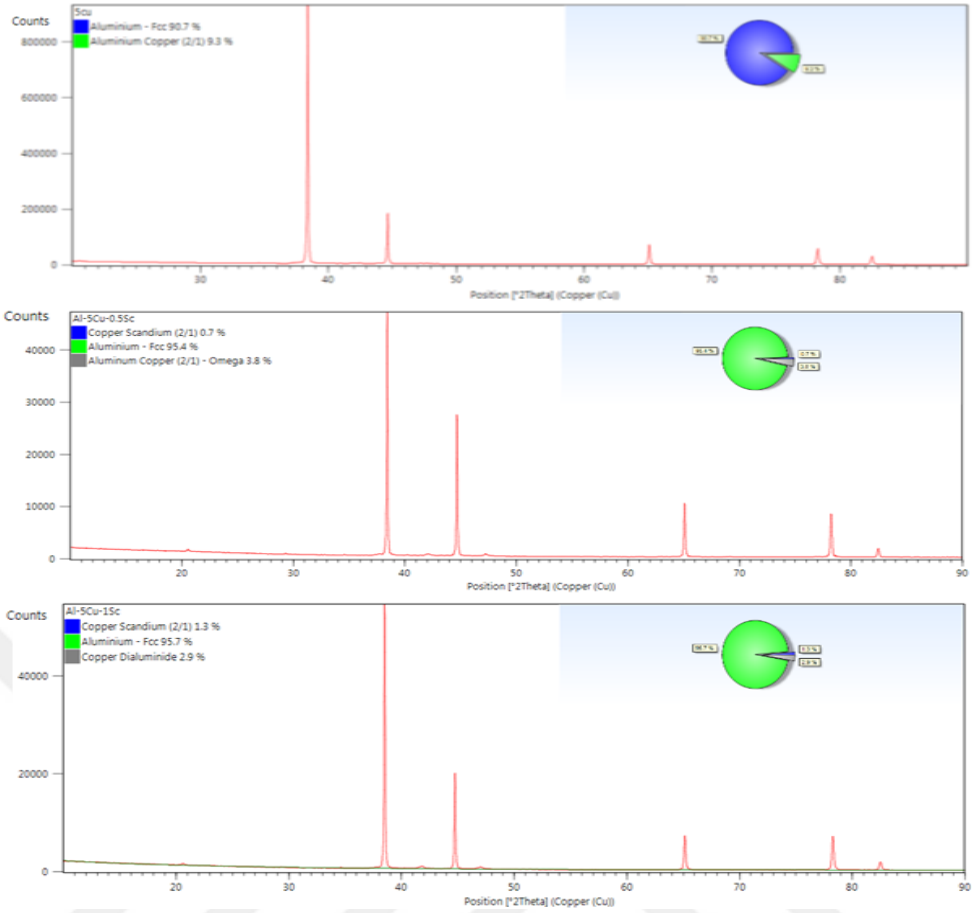
#### 4.4. Rietveld Analizleri

Şerit alaşımlara ait X-ışınları kırınım desenlerinde Al fazına ait pikler belirgin olarak görülmüştür. Bunun dışında, Sc ilaveli şeritlerde, Şekil 4.1'i incelediğimizde ters üçgen simgesiyle belirlenen Al-Cu piklerine göre daha zayıf pikler saptanmıştır. Bu zayıf piklerin, SEM-EDX analizlerinde görülen, (Cu, Sc) bileşiğine ait olduğu Rietveld analiziyle belirlenmiştir.

Şerit alaşımların XRD pikleri (paternleri) Rietveld yöntemi ile analiz edilerek, alaşımlarda bulunan farklı fazlar ve bu fazların alaşım içerisindeki miktarları belirlenmeye çalışılmıştır. Rietveld analizlerine başlamadan önce, alaşımların faz diyagramları (Ek-1, Ek-2) ve daha önce almış olduğumuz EDX-haritalama (EDX-mapping) analizleri dikkate alınarak alaşımlar içerisinde bulunabilecek muhtemel fazlar araştırılmıştır. Buna göre, Al-Cu faz diyagramı (Ek-1) incelendiğinde alaşıma ağırlık %5 oranında Cu katıldığında, oluşan fazlar  $\alpha$ -Al ve  $Al_2Cu$  fazları oluşmaktadır.

Bununla birlikte Cu-Sc faz diyagramı (Ek-2) incelendiğinde, Cu-15Sc oranına sahip alaşımda  $Cu_4Sc$  fazı ve Cu-(15-25)Sc oranında sahip alaşımda ise  $Cu_2Sc$  fazının oluştuğu görülmektedir. Ürettiğimiz alaşımlardaki Cu ve Sc oranı düşünüldüğünde,  $Cu_4Sc$  fazının oluşması beklenirken, alaşımda oluşan  $Al_2Cu$  bileşiğinden dolayı Cu miktarının azalması sebebiyle  $Cu_2Sc$  fazının oluştuğunu görmekteyiz.

Yapılan EDX-haritalama analizlerini dikkate aldığımızda, Al-5Cu alaşımında Al ve  $Al_2Cu$  fazlarının, Al-5Cu-XSc (ağırlık %x= 0, 0.5 ve 1.0)Sc alaşımlarında ise bu fazlara ilave olarak  $Cu_2Sc$  fazının oluştuğunu teyit etmek için Rietveld analizleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 4.18'de verilmiştir. Buna göre Al-5Cu şerit alaşımında  $Al_2Cu$  bileşiğinin ağırlık %9.3 olduğu saptanmıştır. Öte yandan Sc katkılı alaşımlarda  $Al_2Cu$  bileşiklerinin miktarı sırasıyla ağırlık % 3.8 ve 2.9 olarak,  $Cu_2Sc$  değerleri ise sırasıyla ağırlık % 0.7 ve 1.3 olarak bulunmuştur. Buradan, Sc oranı arttıkça alaşımlardaki  $Al_2Cu$  fazı azalırken  $Cu_2Sc$  fazının arttığı görülmektedir.



Şekil 4.18. Şerit alaşımların X-ışınları desenlerinin Rietveld yöntemiyle yapılan analiz grafiği

Çizelge 4.4. Şerit alaşımların Rietveld analizi sonucu bulunan faz oranları

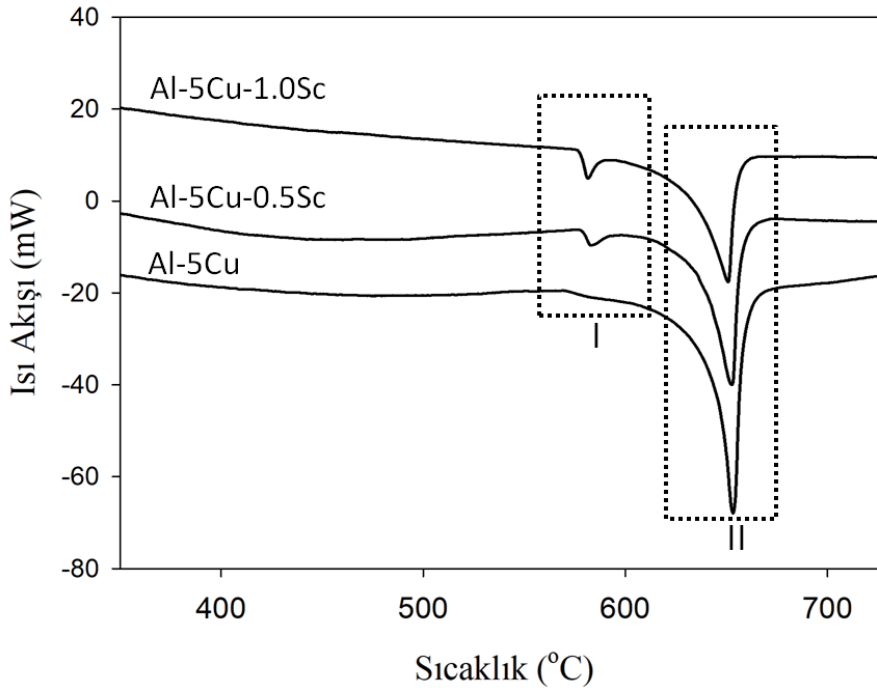
<b>Alaşım/Oran</b>	<b>% Al</b>	<b>% Al<sub>2</sub>Cu</b>	<b>% Cu<sub>2</sub>Sc</b>
<b>Al-5Cu</b>	<b>90.7</b>	<b>9.3</b>	<b>-</b>
<b>Al-5Cu-0.5 Sc</b>	<b>95.4</b>	<b>3.8</b>	<b>0.7</b>
<b>Al-5 Cu-1.0 Sc</b>	<b>95.7</b>	<b>2.9</b>	<b>1.3</b>

Sonuç olarak, XRD paternlerinden elde ettiğimiz sonuçları, Rietveld yöntemiyle analiz ettiğimizde alaşımlarda 3 farklı faz tespit edilmiştir. Bu fazların SEM-EDX/MAPPING analizleri ile uyumlu olduğu görülmektedir.

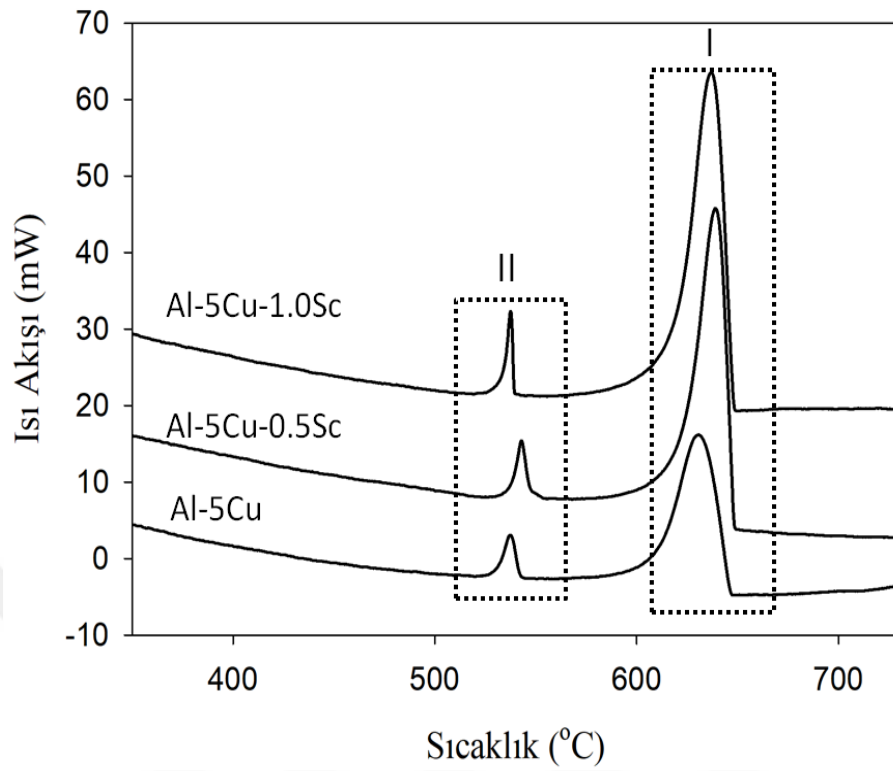
#### 4.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizleri

Şekil 4.19 ve 4.20'de şerit alaşımlara ait Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) eğrileri verilmektedir. Eğrilerden elde edilen erime/katılma pik sıcaklıkları ve entalpi değerleri Çizelge 4.5'de listelenmektedir. Burada, 630-650 °C arasında gözlenen büyük erime/katılma piki,  $\alpha$ -Al fazına aittir. Bu faz, eriyik alaşımda, ilk oluşan fazdır ve EK-1'de verilen Al-Cu faz diyagramıyla uyumludur. Söz konusu pik XRD analizlerinde de tespit edilmiştir. (Norman ve ark. 2003), Sc katkılı 2024 alaşımda aynı piki 640 °C'de gözlemlemişlerdir.

Erime/katılma pik sıcaklıklarının Sc ilavesiyle birlikte bir miktar sola kaydığı görüldü. DSC eğrilerinde, 540-580 °C aralığında görülen küçük pik ise  $\theta$ -Cu<sub>2</sub>Al fazına ait olup Cu-Al faz diyagramı ve XRD analizleri ile uyumludur. Söz konusu  $\theta$  piki (Norman ve ark. 2003) yaptığı çalışmada 550 °C'de gözlenmiştir. Bunun dışında, Cu<sub>2</sub>Sc fazına ait pik, mevcut sıcaklık aralığında gözlenememiştir. Söz konusu faz, EK-2'de verilen faz diyagramı incelendiğinde 1200 °C civarında oluşmaktadır. Sc ilavesinin, erime/katılma pik sıcaklıklarına belirgin bir etkisi olmamakla birlikte,  $\alpha$ -Al'a ait katılma entalpisini belirgin derecede azaltmıştır.



Şekil 4.19. Şerit alaşımların DSC erime eğrileri



Şekil 4.20 Şerit alaşımların DSC katılaşma eğrileri.

Çizelge 4.5. DSC analizlerinden elde edilen erime ve katılaşma verileri.

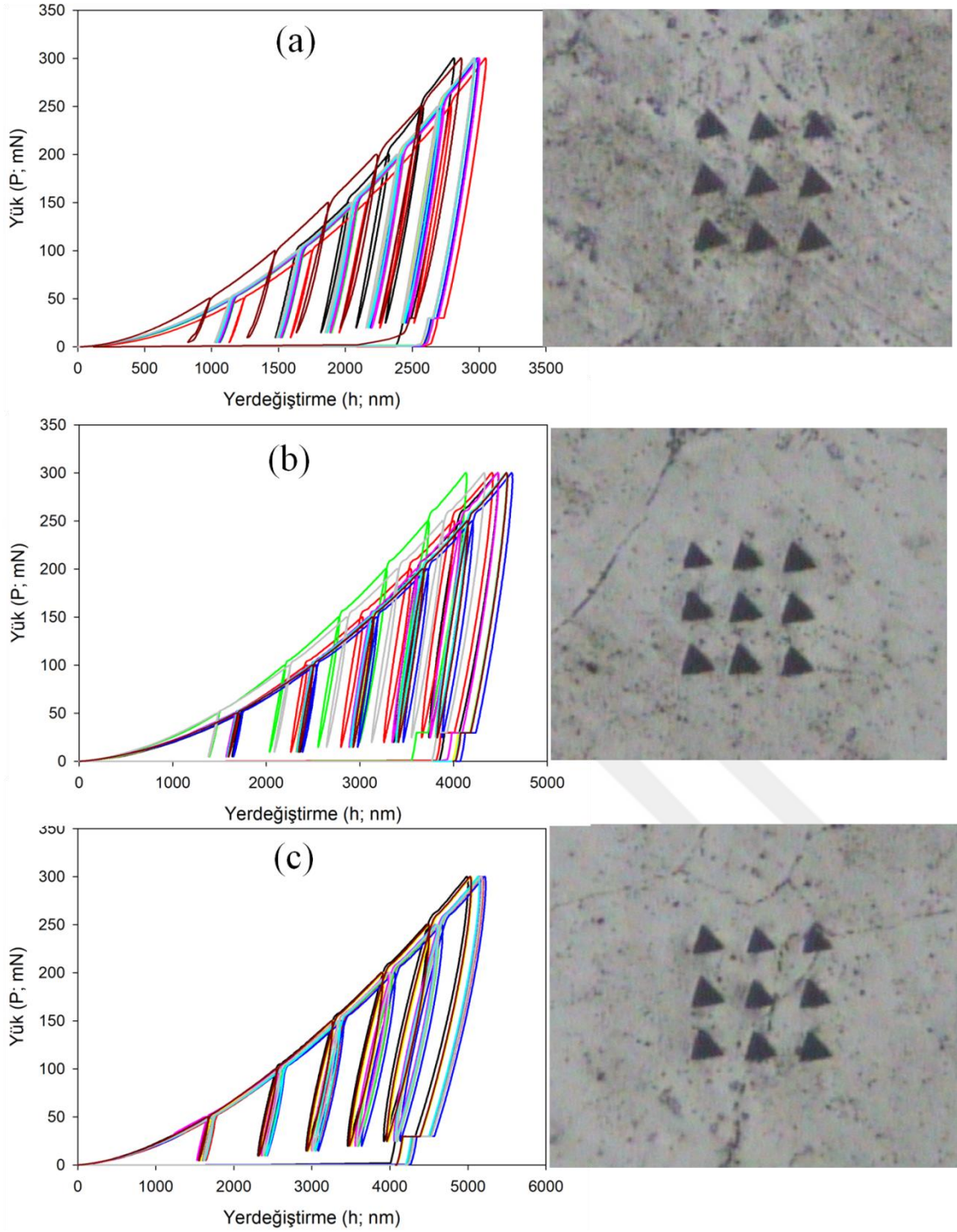
Alaşım	Al-5Cu	Al-5Cu-0.5Sc	Al-5Cu-1.0Sc	Reaksiyon
I. Erime piki (°C)	581	583	581	$\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu
II. Erime piki (°C)	653	652	651	$\alpha$ -Al
I. Katılaşma piki (°C)	637	639	631	$\alpha$ -Al
II. Katılaşma piki (°C)	537	542	537	$\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu
I. Erime piki entalpisi (J/g)	2	10	10	$\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu
II. Erime piki entalpisi (J/g)	250	239	162	$\alpha$ -Al
I. Katılaşma piki entalpisi (J/g)	-284	-309	-163	$\alpha$ -Al
II. Katılaşma piki entalpisi (J/g)	-14	-20	-13	$\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu



#### 4.6. Nano Çentme ve Çekme Testi Analizleri

Külçe ve şerit alaşımların sertlik (H) ve indirgenmiş elastik modülü ( $E_r$ ) tayinleri nano çentik yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.21' de, külçe alaşımlardan elde edilen P-h eğrileri ve çentik bölgesinin optik resimleri verilmektedir. Nano çentik analizleri aşamalı olarak 50-300 mN yükler altında elde edilmiştir. Her bir alaşım için 9 ölçüm alınmıştır. Elde edilen eğrilerin birbirine yakın sonuçlar sergilemesi, üretilen alaşımların homojen bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Eğrilerin tamamı elastik ve plastik deformasyonu birlikte içeren elasto-plastik bir davranış sergilemektedir.





Şekil 4.21. Külçe alaşımlar için nano çentme deneylerinden elde edilen P-h eğrileri ve çentik fotoğrafları (a) Al-5Cu, (b) Al-5Cu-0.5Sc, (c) Al-5Cu-1.0Sc

Şekil 4.22 ve 4.23'de sırasıyla külçe alaşımların sertlik (H) ve indirgenmiş elastik modülü (Er) değerleri birlikte verilmektedir. Bu değerler, Oliver-Pharr metodu kullanılarak P-h eğrilerinden hesaplandı. Bu yöntem, bölüm 2.5'de detaylı olarak verilmektedir. H ve Er değerlerinin artan yükte birlikte azalma eğilimi gösterilmektedir. Bu davranış çentik

boyutu etkisi olarak adlandırılmaktadır ve literatürde bu konuda pek çok çalışma yapılmıştır. Çentik boyutu etkisinin sebepleri arasında, yüzey tabakasının parlatma işlemi esnasında sertleşmesi, sert oksit yüzeyler, kontaminasyonlar, uç körlüğü veya yanlış uç kalibrasyonu sayılabilir (Fischer-Cripps ve ark. 2001). Öte yandan, sayılan sebepler daha çok dış etkenlerden kaynaklanmakta olup söz konusu fenomenin altında yatan fiziksel olayları içermemektedir. (Nix ve ark.Gao 1998), çentik boyutu etkisinin çentik esnasında, kristal düzlemlerinin kayması sebebiyle oluşan dislokasyonlardan kaynaklanabileceğini öne sürmüşlerdir. Bu dislokasyonlar geometrik olarak zorunlu dislokasyonlar olarak adlandırılmaktadır. Nix-Gao modeline göre:

$$\frac{H}{H_0} = \sqrt{1 + \frac{h^*}{h_c}} \quad 4.1$$

Burada,  $h_c$ , kontak derinliği,  $H$ , ölçülen derinlikteki sertlik,  $h^*$ , çentici ucun şekline bağlı karakteristik derinlik ve  $H_0$  gerçek sertlik değeridir.

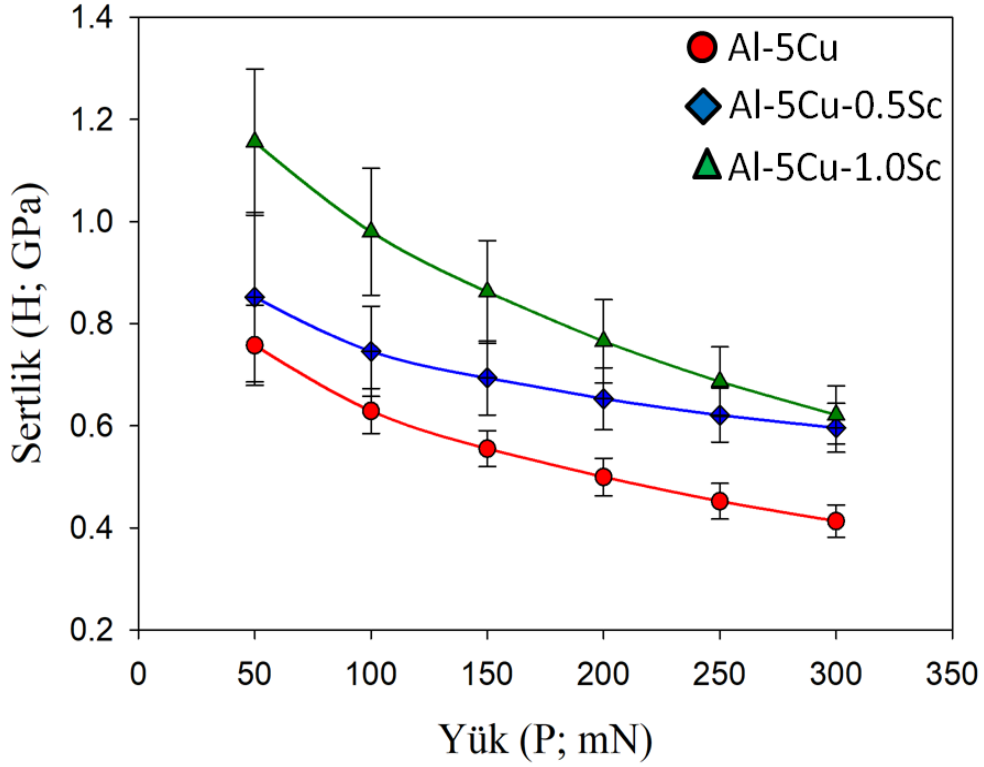
Hesaplanan  $H$  ve  $E_r$  değerleri birlikte değerlendirildiğinde,  $Sc$  katkılı alaşımların daha yüksek değerlere sahip olduğu görüldü. Bu artışın en önemli  $Sc$  katkılı alaşımların tane boyutunda gözlenen ciddi orandaki azalmadır (bkz. Şekil 4.15). Bu olay literatürde, tane boyutu etkisi veya tane sınırı sertleşmesi olarak adlandırılmaktadır (Mahmudi 1994). Dayanımın tane boyutuna bağlılığı Hall ve Petch eşitliğiyle açıklanmaktadır:

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-n} \quad 4.2$$

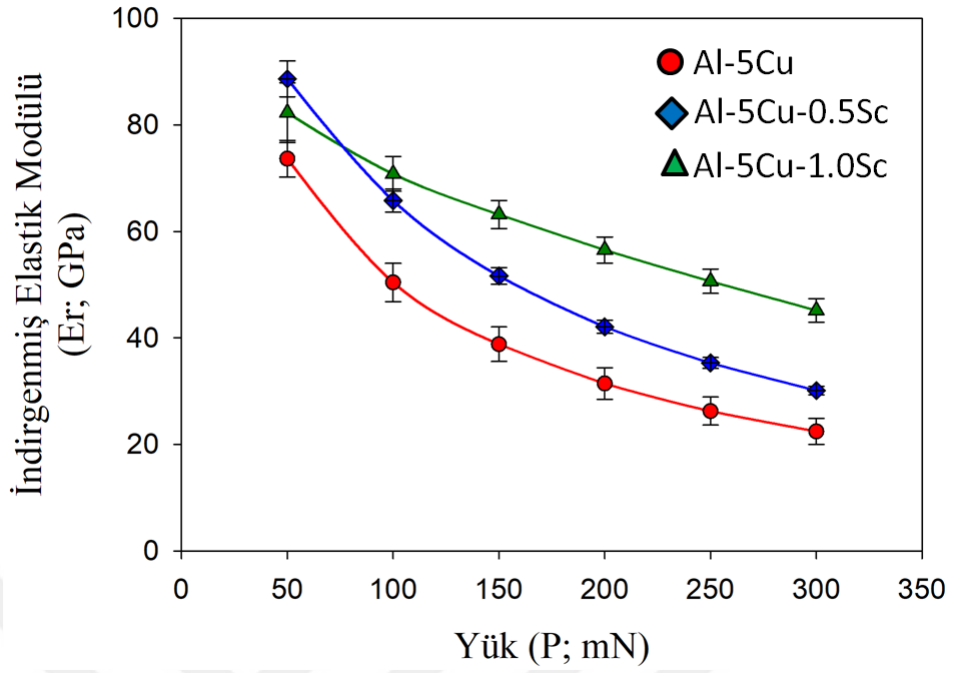
burada  $\sigma$  dayanım,  $\sigma_0$  sürtünme gerilimi,  $d$  tane boyutu,  $K$  bir sabit ve  $n=1/2$ 'dir. Bu modele göre tane sınırları dislokasyon hareketini engelleyici bariyer görevi görürler ve malzemenin plastik deformasyona karşı direncinin artmasını sağlar.

$Sc$  katkılı alaşımların  $H$  ve  $E_r$  değerlerinde gözlenen artışın bir diğer sebebi,  $\alpha$ -Al içerisinde homojen olarak dağılan iğnemsiz  $\theta'$  fazlarıdır. Bu fazlar, yapay yaşlandırma esnasında oluşan çökelti fazlarıdır ve alaşımlarda çökelti sertleşmesine sebep olmaktadır. Yapılan çalışmalar  $\theta'$  fazlarının, Al-5Cu alaşımlarının mekanik özelliklerini ciddi oranda artırdığını göstermiştir (Dorin ve ark. 2017).  $\theta'$  fazının, çapı ve boyutu malzemenin mekanik özelliklerinin kontrolünde önemli rol oynamaktadır.

Sc miktarının artması, alaşımın H ve Er değerlerinde de bir artışa sebep olmuştur. Sc katkılı alaşımların, SEM görüntüleri incelendiğinde, alaşımların mikro yapılarının birbirine oldukça benzer olduğu görülmektedir (Şekil 4.15). Ancak, ağı.%1 Sc katkılı alaşımda, tane sınırlarının büyük oranda,  $Al_2Cu$  yerine  $Cu_2Sc$  fazından oluştuğu tespit edilmiştir. Bu nedenle, Al-5Cu-1Sc alaşımının, Al-5Cu-0.5Sc alaşımına kıyasla daha yüksek mekanik özellik göstermesi  $Cu_2Sc$  fazıyla açıklanabilir.

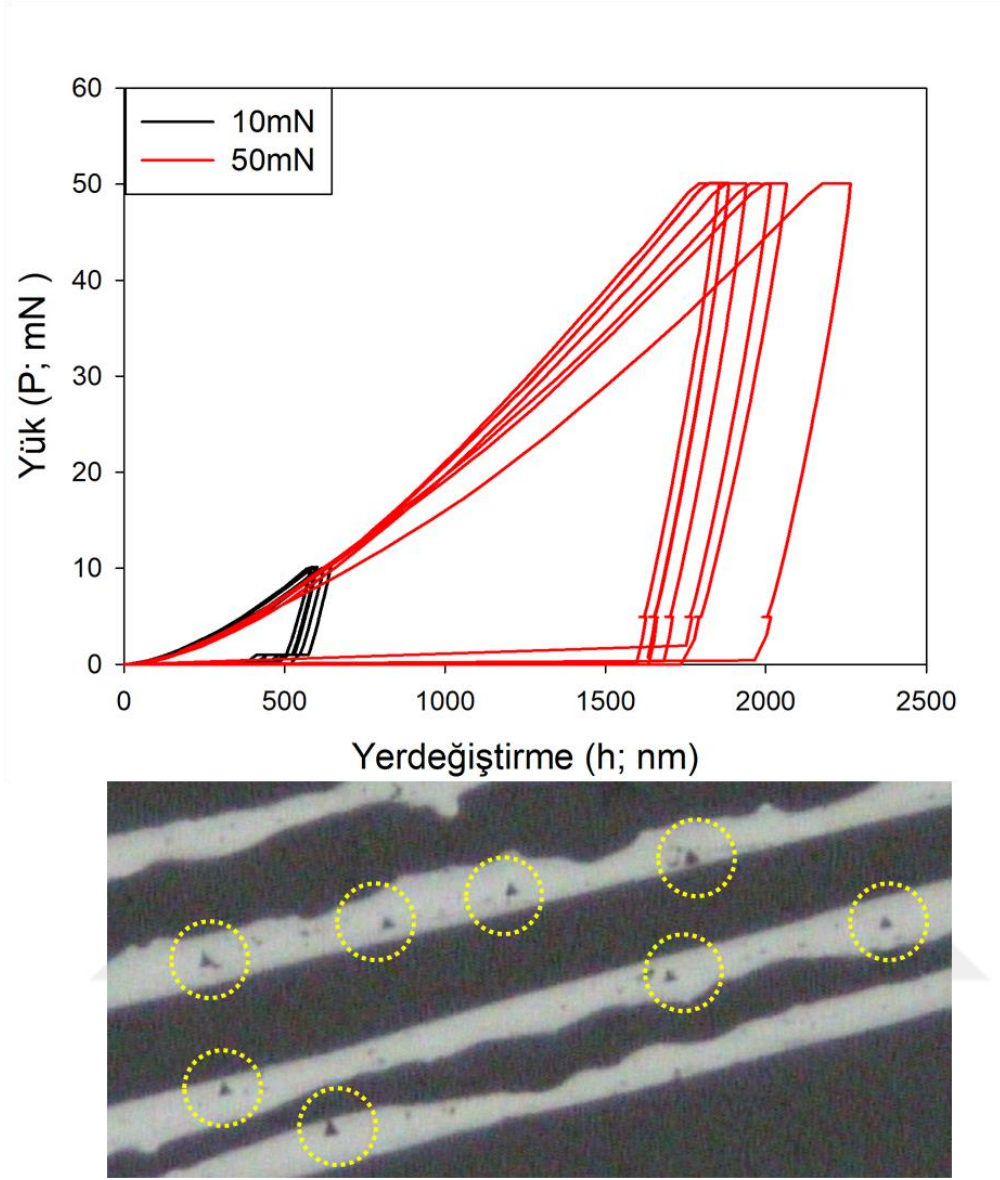


Şekil 4.22. Külçe alaşımların sertlik değerleri

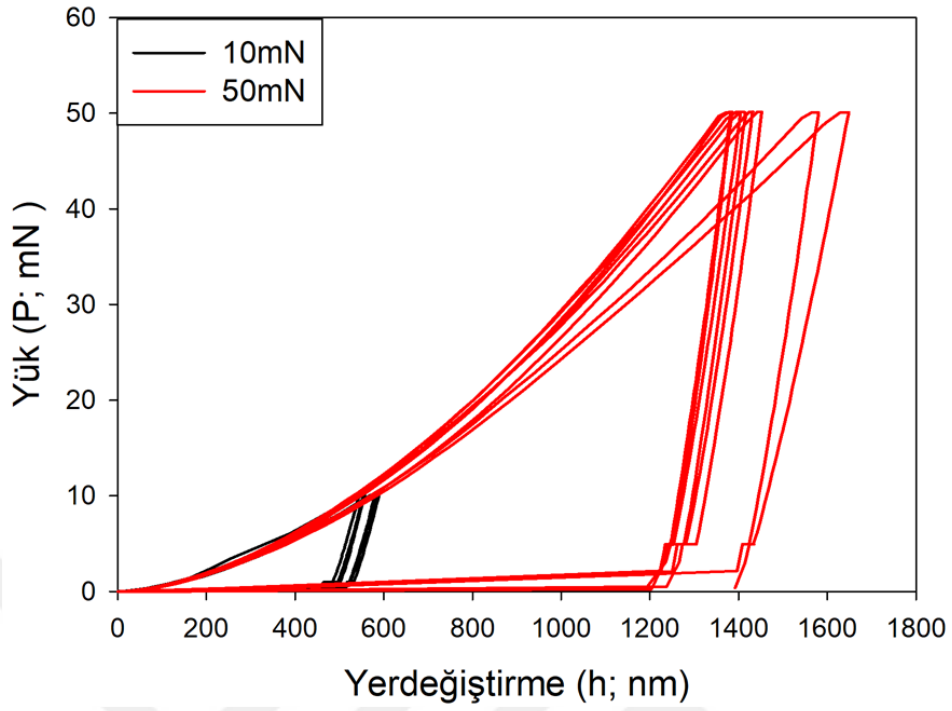


Şekil 4.23. Külçe alaşımların indirgenmiş elastik modülü değerleri

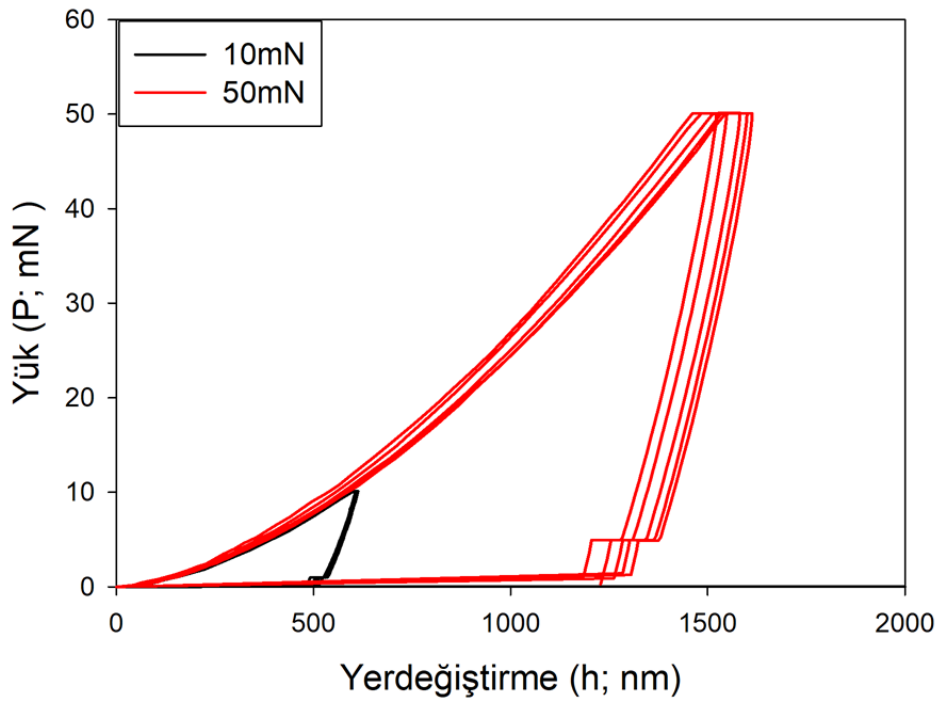
Şekil 4.24-26'da şerit alaşımlardan elde edilen P-h eğrileri ve çentik bölgesinin optik resimleri (Al-5Cu alaşımına ait) verilmektedir. Şeritlerin kesit boyutlarının çok küçük (20 mikron) olması sebebiyle, sadece 2 farklı yük altında (10 ve 50 mN) analiz yapılabildi. Farklı bölgelerden elde edilen P-h eğrilerinin bir birine yakın olması ve farklı yükler altındaki P-h eğrilerinin üst üste binmesi, şerit alaşımların oldukça homojen olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.24. Al-5Cu şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri ve çentik fotoğrafı



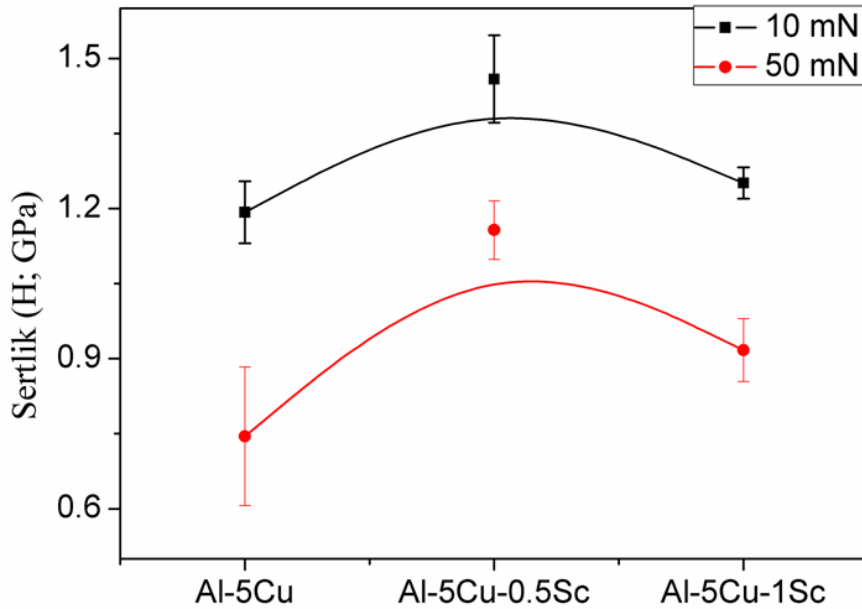
Şekil 4.25. Al-5Cu-0.5Sc şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri



Şekil 4.26. Al-5Cu-1.0Sc şerit alaşımı için nano çentme testlerinden elde edilen P-h eğrileri

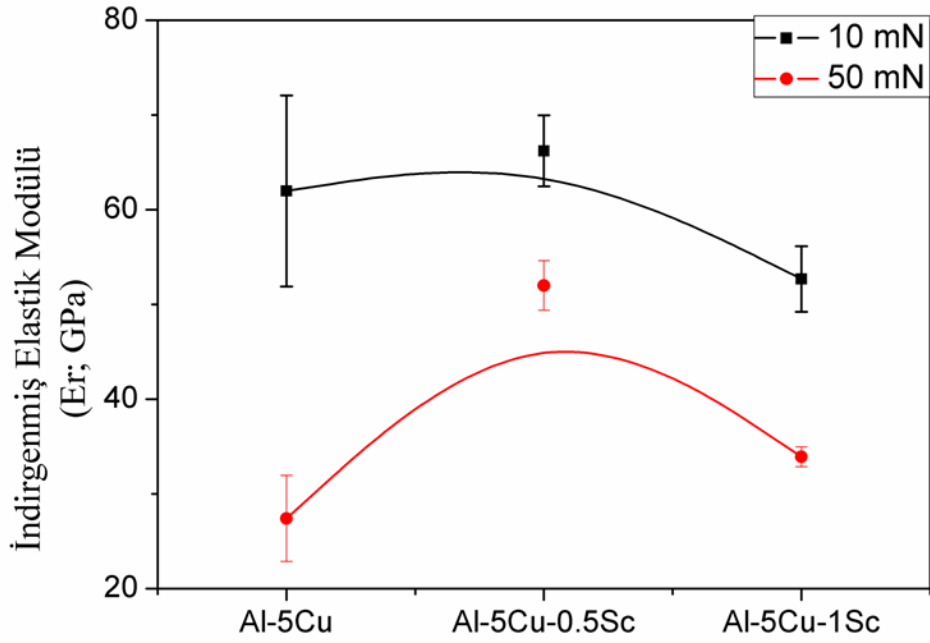
Şekil 4.27 ve 4.28'de şerit alaşımların H ve Er değerleri verilmektedir. Her iki değer için, 10 mN'daki değerlerin 50 mN'dakine kıyasla daha yüksek olması yukarıda bahsedildiği üzere çentik boyutu etkisinden kaynaklanmaktadır. Külçe alaşımlara kıyasla, şerit alaşımların daha yüksek H ve Er değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Bu durum, hızlı katılaştırma neticesinde, alaşımların tane boyutundaki incelmeden kaynaklanmaktadır. Ayrıca, külçe alaşımlara benzer olarak, Sc katkılı alaşımların daha yüksek H ve Er değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Ancak bu fark çok belirgin değildir. Bu durum, hızlı katılaştırılan şeritlerin mikro yapılarının birbirine oldukça benzer olmasıyla açıklanabilir. Yani yüksek soğuma hızlarında Sc'nin tane inceltme etkisinin azaldığı söylenebilir. Öyle ki, ağı.%1 Sc katkılı alaşımların, H ve Er değerlerinin bir miktarı azaldığı görülmektedir.

Nano çentme analizlerinden elde edilen bulgular, Sc'nin, Al-5Cu alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirdiğini gösterdi. Sc katkılı külçe alaşımlarda,  $\text{Cu}_2\text{Sc}$  fazının  $\text{Al}_2\text{Cu}$  fazına göre daha baskın olduğu görüldü. Ayrıca, şerit alaşımların nano çentme analizlerinde Sc'nin etkisi belirgin olarak görülmedi.



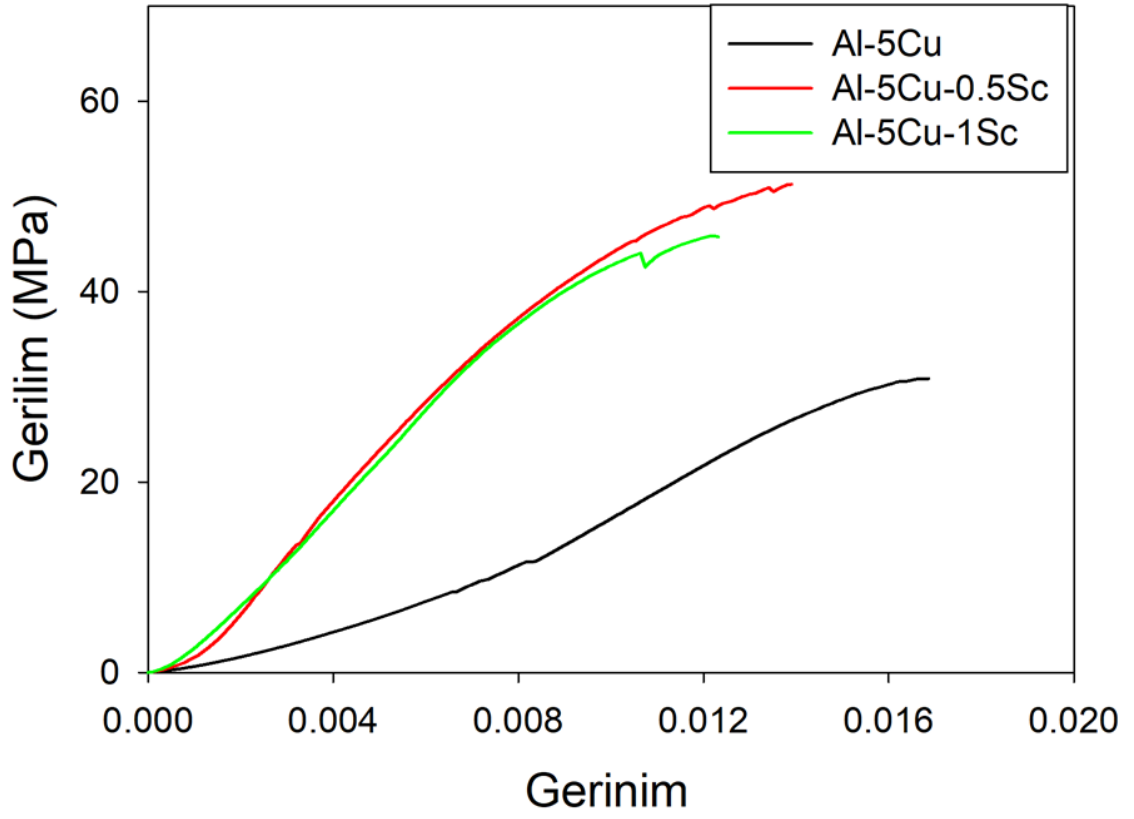
Şekil 4.27. Şerit alaşımların sertlik değerleri





Şekil 4.28. Şerit alaşımların indirgenmiş elastik modülü değerleri

Şekil 4.29'da şerit alaşımların çekme testinden elde edilen eğriler verilmektedir. Eğrilerden hesaplanan değerler ise Çizelge 4.6'da listelenmektedir. Sc katkılı alaşımların, Young's modülü, akma gerilimi, maksimum çekme gerilimi ve kopma gerilimi değerlerinin katkısız alaşıma göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar, nano çentme analizlerinden elde edilen sonuçlarla uyumludur. Öte yandan, Sc katkılı alaşımların, süneklik değerlerinin azaldığı görülmektedir. Bu sonuç, Sc ilavesinin, Al-5Cu alaşımını kırılganlaştırdığını göstermektedir.



Şekil 4.29. Şerit alaşımlarının çekme testinden elde edilen gerilim-gerinim eğrileri

Çizelge 4.6. Şerit alaşımları için çekme testinden elde edilen mekanik özellikler

Numune	Young modülü (E, Gpa)	Akma Gerilimi (MPa)	Maks. Çekme Gerilimi (Mpa)	Kopma Gerilimi (MPa)	Süneklik (%)
Al-5Cu	35	30	32	25	1.6
Al-5Cu-0.5Sc	47	44	50	38	1.2
Al-5Cu-1.0Sc	49	49	45	40	1.3

## 5. SONUÇLAR

Bu çalışmada, otomotiv ve havacılık endüstrisinde geniş bir kullanım alanı olan 2xxx serisi Al-5Cu alaşımının mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla, Al-5Cu alaşımına, ağırlık % 0.5 ve 1.0 oranında Sc elementi ilave edildi. Daha sonra bu alaşımlar düşük soğuma hızına sahip indüksiyonla ergitme ve yüksek soğuma hızına sahip eriyik eğirme yöntemleriyle üretildi. Üretilen alaşımlar, XRF, XRD, SEM ve nano-çentme yöntemleri ile analiz edilerek, Sc katkısının ve üretim yönteminin alaşımların, mikro yapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi incelendi. Yapılan çalışmalar neticesinde elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmektedir.

1- XRF analizlerinden, üretilen alaşımların bileşimlerinin başlangıçta hazırlanan miktarlara yakın olduğu tespit edildi. Al, Cu ve Sc haricinde, ağırlık % 0.01 civarında eser miktarda Fe ağırlıklı farklı elementlere rastlandı. Bu durumun analiz için kullanılan elementlerin safsızlıklarından kaynaklanmaktadır.

2- XRD analizlerinden, külçe Al-5Cu alaşımında,  $\alpha$ -Al ve  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu olmak üzere iki faz tespit edildi. Sc katkılı alaşımlarda ise, bu fazlara ek olarak Cu<sub>2</sub>Sc alaşımı tespit edildi. Literatürdeki diğer çalışmaların aksine, muhtemel Al<sub>3</sub>Sc fazı görülemedi. Bu durum, söz konusu fazın ısı işleme esnasında çözünmüş olmasıyla açıklanmaktadır. Hızlı katılaştırılan şeritlerde ise külçe alaşımlarda gözlenen fazlar aynen gözlemlendi. Ancak, kırınım piklerinin daha şiddetli ve keskin olduğu görüldü. Bu durum, yüksek kristalleşme derecesi ve düşük örgü gerilimiyle açıklanmıştır.

3- SEM analizlerinde, külçe Al-5Cu alaşımında,  $\alpha$ -Al fazının dışında iki farklı morfolojiye sahip  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı tespit edildi. Bu fazlar,  $\alpha$ -Al içerisinde düzensiz olarak dağılan küresel ada ve ağ şekilli  $\theta$  fazlarıdır. Küresel ada şekilli fazların yaşlandırma işlemi esnasında oluştuğu düşünülmektedir. Sc katkılı külçe alaşımlarda ise yukarıda bahsedilen fazların dışında Cu<sub>2</sub>Sc ve yarı kararlı  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu fazları tespit edildi. Cu<sub>2</sub>Sc fazı daha çok tane sınırlarında oluşmuştur. Sc miktarı arttıkça tane sınırlarındaki Cu<sub>2</sub>Sc fazının  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu fazının yerini aldığı görüldü.  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu fazı ise iğnemsiz yapıda olup  $\alpha$ -Al içerisinde oluşmuştur. Sc katkısının ağırlık % 1.0 olduğu alaşımda ise  $\theta$  fazı büyük oranda yok olmuştur. Bu durum, Cu'nun Sc ile bileşik yapma eğiliminin Al'den fazla olmasıyla açıklanmıştır. Bunlara ek olarak, ağırlık % 1 Sc katkılı alaşımda bazı bölgelerde Al<sub>3</sub>Sc çökelti fazına rastlandı. Külçe alaşımlar, bir bütün olarak karşılaştırıldığında Sc katkısının tane

yapısını büyük oranda incelttiği ve Sc miktarı arttıkça hem tanelerin daha da incelendiği ve eş-eksenli morfolojiye evrildiği tespit edilmiştir.

4- Rietveld analizlerinden, elde edilen sonuçlara göre külçe ve şerit Al-5Cu alaşımında, Al ve Al<sub>2</sub>Cu bileşikleri tespit edilmiştir. Al-5Cu alaşımına yapılan Sc ilaveli alaşımlarda ise Al, Al<sub>2</sub>Cu ve Cu<sub>2</sub>Sc bileşikleri oranları ile tespit edilmiştir. Tespit edilen Cu<sub>2</sub>Sc bileşiği Sc oranı ile arttığı açık bir şekilde anlaşılmıştır. Yapılan Rietveld analizleri, SEM-EDX analizlerinden bulunan fazlarla gayet uyumludur.

5- DSC analizlerinden, 630-650 °C arasında  $\alpha$ -Al fazına ait büyük erime/katılma piki görülmüştür. Bu faz, eriyik alaşımda, ilk oluşan faz olup XRD analizlerinde de tespit edilen fazla uyumludur. Yapılan Sc ilavesi piklerde bir miktar kaymaya sebep olduğu görülmüş ve ayrıca 540-580 °C aralığında görülen küçük pik ise  $\theta$ -Cu<sub>2</sub>Al fazına ait olup Cu-Al faz diyagramı ve XRD analizleri ile uyumlu olduğu anlaşılmıştır. Bunun dışında, Cu<sub>2</sub>Sc fazına ait pik, yapılan sıcaklık aralığında gözlenememiştir. Sc ilavesinin, erime/katılma pik sıcaklıklarına belirgin bir etkisi olmamakla birlikte,  $\alpha$ -Al'a ait katılma entalpisini belirgin derecede azalttığı görülmüştür.

6- Eriyik eğrilemeyle üretilen şeritlerde, tane boyutunun, külçe alaşımlara kıyasla büyük oranda azaldığı görüldü. Tane boyutu, 100-200  $\mu$ m den 1-2  $\mu$ m kadar azalmıştır. Bu durum, homojen çekirdeklenme mekanizmasıyla açıklandı. Şerit alaşımlarda, Sc'nin tane inceltme özelliğinin çok belirgin olmadığı tespit edildi. Ayrıca, şeritlerin kesit görüntülerinde disk yüzeyin hava yüzeyine göre daha ince bir yapıya sahip olduğu görüldü. Bu durum, eriyikten atılan ısının, disk yüzeyinde hava yüzeyine göre daha hızlı gerçekleşmesiyle açıklandı.

7- Nano çentme analizlerinde, külçe alaşımların H ve Er değerlerinin artan yüklerle birlikte azaldığı görüldü. Bu davranış çentik boyutu etkisi olarak adlandırılmaktadır. H ve Er değerleri birlikte değerlendirildiği, Sc katkılı alaşımların daha yüksek mekanik özellikler sergilediği tespit edildi. Bu durum, Sc katkılı alaşımlarda gözlenen homojen ve ince taneli mikro yapı ile açıklandı. Buna ek olarak, Sc katkılı alaşımlarda gözlenen iğnemsiz  $\theta'$  fazları bir diğer sebep olarak görülmektedir.

8- Şerit alaşımların nano çentme analizlerinde, Sc katkılı alaşımlar H ve Er değerlerinin daha yüksek olduğu ancak bu farkın külçe alaşımlara kıyasla çok belirgin olmadığı tespit

edildi. Bu durum yüksek soğuma hızlarında Sc'nin tane inceltme etkisinin azalmasıyla açıklandı.

9- Şerit alaşımların çekme testlerinde, Sc katkılı alaşımların süneklik değeri hariç diğer mekanik özelliklerinin daha yüksek olduğu tespit edildi.



## 6. KAYNAKLAR

- Allen, S.M. ve ark.Cahn, J.W. 1976, 'Mechanisms of phase transformations within the miscibility gap of Fe-rich Fe-Al alloys', *Acta Metallurgica*, vol. 24, no. 5, pp. 425-37.
- Anantharaman, T.R. ve ark.Suryanarayana, C. 1987, 'Rapidly solidified metals: a technological overview', *Key Eng. Mater.*, vol. 17, pp. 1-260.
- Askeland, D.R. ve ark.Wright, W.J. 2013, *Essentials of materials science & engineering*, Cengage Learning.
- Association, A. 1984, *Aluminum: properties and physical metallurgy*, ASM International.
- Association, A. 1997, 'Secretariat, ANSI H35. 1 Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum', Aluminum Association, Washington, DC.
- Bakavos, D. ve ark. 2008, 'The effect of silver on microstructural evolution in two 2xxx series Al-alloys with a high Cu: Mg ratio during ageing to a T8 temper', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 491, no. 1-2, pp. 214-23.
- Bhushan, B. 2004, 'Nanoscale Boundary Lubrication Studies In B. Bhushan (Ed) Springer Handbook Of Nanotechnology', Springer–Verlag Berlin Heidelberg.
- Bhushan, B. 2017, *Springer handbook of nanotechnology*, Springer.
- Bogno, A.-A. ve ark. 2018, 'Effects of scandium on hypoeutectic aluminium copper microstructures under low solidification rate conditions', *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 57, no. 2, pp. 148-59.
- Bulychev, S. ve ark. 1975, 'Determining Young's modulus from the indenter penetration diagram', *Ind. Lab.*, vol. 41, no. 9, pp. 1409-12.
- Chen, B. ve ark. 2013, 'Effect of interfacial solute segregation on ductile fracture of Al–Cu–Sc alloys', *Acta Materialia*, vol. 61, no. 5, pp. 1676-90.
- Chen, B. ve ark. 2011, 'Effect of solution treatment on precipitation behaviors and age hardening response of Al–Cu alloys with Sc addition', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 530, pp. 607-17.
- Cheng, Y.-T. ve ark.Cheng, C.-M. 2004, 'Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements', *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 44, no. 4-5, pp. 91-149.
- Costa, S. ve ark. 2012, 'The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al–Sc alloys', *Materials & Design*, vol. 42, pp. 347-52.
- Davis, J.R. 1993, *Aluminum and aluminum alloys*, ASM international.
- Davis, J.R. 2001, *Copper and copper alloys*, ASM international.
- Davis, J.R. 2013, 'Aluminum and aluminum alloys'.
- Dorin, T. ve ark. 2017, 'Effect of Sc and Zr additions on the microstructure/strength of Al-Cu binary alloys', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 707, pp. 58-64.
- Drits, M. ve ark. 1985, 'Properties of Elements: Handbook', *Moscow, Metallurgiya*.
- El-Mahallawy, N. ve ark.Taha, M. 1987, 'Melt spinning of Al-Cu alloys: Modelling of heat transfer', *Journal of materials science letters*, vol. 6, no. 8, pp. 885-9.
- Feng, Z. ve ark. 2013, 'In-situ TEM investigation of fracture process in an Al–Cu–Mg alloy', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 586, pp. 259-66.
- Fischer-Cripps, A. ve ark. 2001, 'Analysis of depth-sensing indentation tests with a Knoop indenter', *Journal of Materials Research*, vol. 16, no. 6, pp. 1660-7.
- Fischer-Cripps, A.C. 2006, 'Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data', *Surface and coatings technology*, vol. 200, no. 14-15, pp. 4153-65.
- Godard, H.P. 1967, *The corrosion of light metals*, John Wiley & Sons Inc.

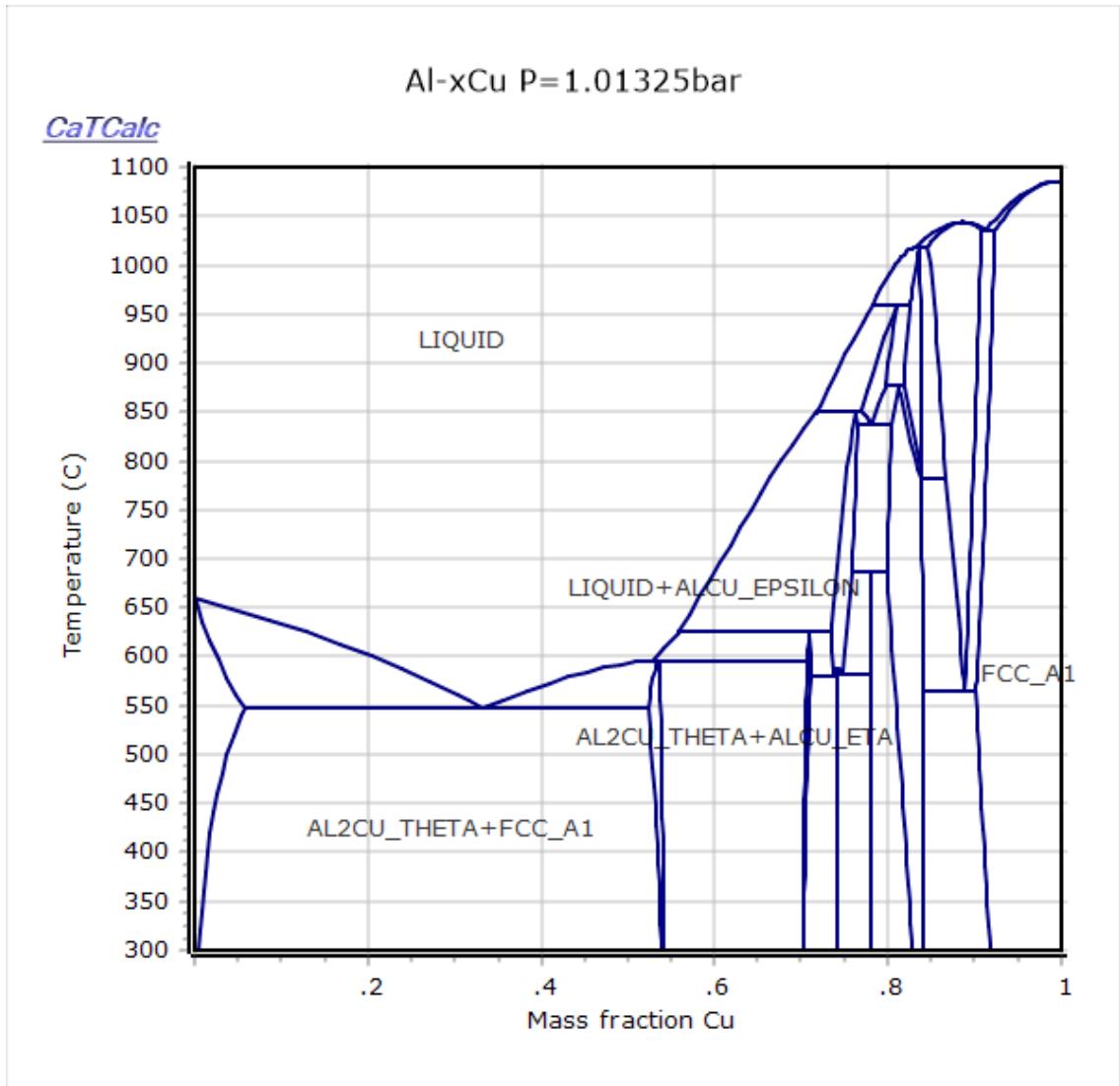
- Jech, R.W. ve ark. 1984, 'Rapid solidification via melt spinning: equipment and techniques', *JOM*, vol. 36, no. 4, pp. 41-5.
- Johnson, K. 1985, 'Contact Mechanics Cambridge Univ', *Press, Cambridge*.
- Jones, H. 1985, 'Partitioning stomatal and non-stomatal limitations to photosynthesis', *Plant, Cell & Environment*, vol. 8, no. 2, pp. 95-104.
- Kaufman, J.G. ve ark. Rooy, E.L. 2004, *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*, Asm International.
- Kurland, N.E. ve ark. 2012, 'Measurement of nanomechanical properties of biomolecules using atomic force microscopy', *Micron*, vol. 43, no. 2-3, pp. 116-28.
- Le Bail, A. ve ark. 1988, 'Ab-initio structure determination of LiSbWO<sub>6</sub> by X-ray powder diffraction', *Materials Research Bulletin*, vol. 23, no. 3, pp. 447-52.
- Li, R. ve ark. 2006, 'Microstructure and electrochemical performance of vanadium-containing AB<sub>5</sub>-type low-Co intermetallic hydrides', *Journal of alloys and compounds*, vol. 421, no. 1-2, pp. 258-67.
- Li, Y. ve ark. 2007, 'Grain refinement of the Al-Cu-Mg-Ag alloy with Er and Sc additions', *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, no. 11, pp. 2853-8.
- Love, A. 1939, 'Boussinesq's problem for a rigid cone', *The Quarterly Journal of Mathematics*, no. 1, pp. 161-75.
- Mahmudi, R. 1994, 'Yield point phenomenon in ultrafine-grained aluminium sheets', *Materials Letters*, vol. 19, no. 5-6, pp. 243-6.
- Maugis, D. 1999, 'Adhesion and rupture of elastic solids in solid state sciences', Springer.
- Mondolfo, L.F. 2013, *Aluminum alloys: structure and properties*, Elsevier.
- Murayama, M. ve ark. 2001, 'Microstructure of two-phase Al-1.7 at% Cu alloy deformed by equal-channel angular pressing', *Acta Materialia*, vol. 49, no. 1, pp. 21-9.
- Murty, B. ve ark. 2002, 'Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying', *International Materials Reviews*, vol. 47, no. 1, pp. 3-29.
- mühendishane 2019, *Katılma esnasında atomların temsili çekirdeklenmesi*, <<https://muhendishane.org/kutuphane/malzeme-biliminin-fiziksel-temelleri/cekirdeklenme/>>.
- Nix, W.D. ve ark. Gao, H. 1998, 'Indentation size effects in crystalline materials: a law for strain gradient plasticity', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 46, no. 3, pp. 411-25.
- Norman, A. ve ark. 2003, 'Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings: for improvements in fusion welding', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 354, no. 1-2, pp. 188-98.
- Norman, A. ve ark. 1998, 'The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys', *Acta Materialia*, vol. 46, no. 16, pp. 5715-32.
- Oliver, W.C. ve ark. Pharr, G.M. 2004, 'Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology', *Journal of materials research*, vol. 19, no. 1, pp. 3-20.
- Pavitra, K. ve ark. Mitra, R. 2012, 'Effect of age-hardening on dry sliding wear behavior of mushy state rolled in-situ Al-4.5 Cu-5TiB<sub>2</sub> composites', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 557, pp. 84-91.
- Pawley, G. ve ark. 1977, 'Neutron powder diffraction and constrained refinement. The structures of p-dibromo- and p-diiodotetrafluorobenzene', *Acta Crystallographica Section A: Crystal Physics, Diffraction, Theoretical and General Crystallography*, vol. 33, no. 1, pp. 142-5.

- Pharr, G. ve ark. 1992, 'On the generality of the relationship among contact stiffness, contact area, and elastic modulus during indentation', *Journal of materials research*, vol. 7, no. 3, pp. 613-7.
- Pond Sr, R. ve ark. Winter Jr, J. 1976, 'Calorimetric comparison of quench rates in melt spinning and melt extraction', *Materials Science and Engineering*, vol. 23, no. 2-3, pp. 87-9.
- Poon, B. ve ark. 2008, 'An analysis of nanoindentation in linearly elastic solids', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 45, no. 24, pp. 6018-33.
- Rietveld, H. 1967, 'HM Rietveld, Acta Crystallogr. 22, 151 (1967)', *Acta Crystallogr.*, vol. 22, p. 151.
- Rietveld, H. 1969, 'A profile refinement method for nuclear and magnetic structures', *Journal of applied Crystallography*, vol. 2, no. 2, pp. 65-71.
- Siddhalingeswar, I. ve ark. 2011, 'Effect of mushy state rolling on age-hardening and tensile behavior of Al-4.5 Cu alloy and in situ Al-4.5 Cu-5TiB<sub>2</sub> composite', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 3, pp. 1787-98.
- Sneddon, I.N. 1948, 'Boussinesq's problem for a rigid cone', *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, vol. 44, Cambridge University Press, pp. 492-507.
- Sneddon, I.N. 1965, 'The relation between load and penetration in the axisymmetric Boussinesq problem for a punch of arbitrary profile', *International journal of engineering science*, vol. 3, no. 1, pp. 47-57.
- Timelli, G. ve ark. 2014, 'Effect of grain refinement and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of secondary Al-Si-Cu alloys', *Journal of materials engineering and performance*, vol. 23, no. 2, pp. 611-21.
- Torma, T. ve ark. 1989, 'Hardening mechanisms in Al-Sc alloys', *Journal of materials science*, vol. 24, no. 11, pp. 3924-7.
- Umakoshi, Y. ve ark. Fujitani, W. 1999, 'Microstructure and Superplasticity of Al-Cu Alloy Melt Spun Ribbons', *Materials Transactions, JIM*, vol. 40, no. 8, pp. 779-86.
- Uno, H.B. ve ark. 2001, 'Pengembangan instrumen untuk penelitian', Jakarta: Delima Press.
- Uzun, O. ve ark. 2011, 'Sb effect on micro structural and mechanical properties of rapidly solidified Al-12Si alloy', *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 509, no. 1, pp. 21-6.
- Venkateswarlu, K. ve ark. 2004, 'Microstructure, tensile strength and wear behaviour of Al-Sc alloy', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 383, no. 2, pp. 374-80.
- Wei, F. ve ark. 2007, 'Influence of rapid quenching on the microstructure and electrochemical properties of Co-free LaNi<sub>4</sub>. 92Sn<sub>0.33</sub> hydrogen storage electrode alloy', *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 32, no. 14, pp. 2935-42.
- Wessel, J.K. 2004, *The handbook of advanced materials: enabling new designs*, John Wiley & Sons.



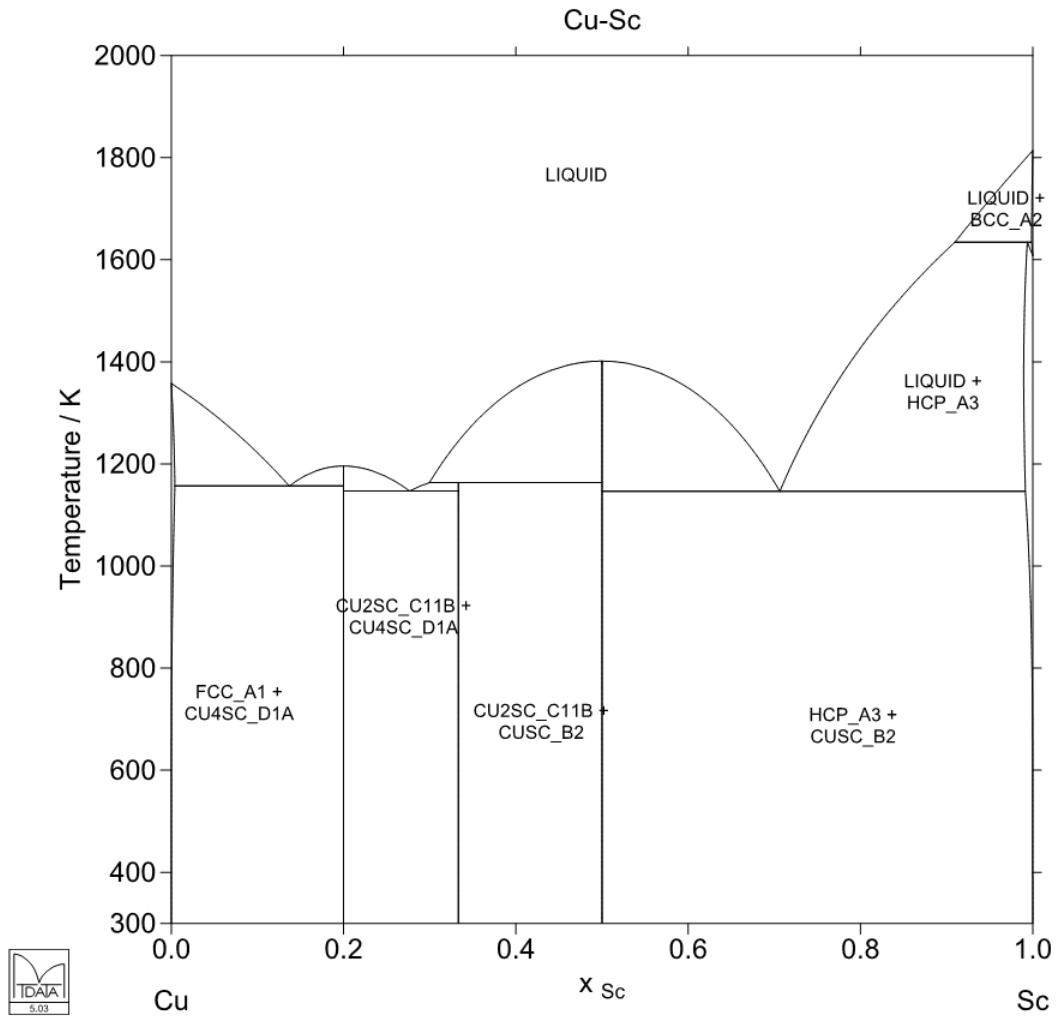
## 7. EKLER

EK-1:



Al-Cu faz diyagramı

EK-2:



Cu-Sc faz diyagramı

## 8. ÖZGEÇMİŞ



**Adı Soyadı** : Cengiz TEMİZ

**Doğum Tarihi** : 10 Ağustos 1980

**İletişim** : E-Posta: [cengiztemiz60@gmail.com](mailto:cengiztemiz60@gmail.com); [fizikci60@hotmail.com](mailto:fizikci60@hotmail.com)

**Tel:** (505) 492 90 97

### Öğrenim Durumu:

Derece	Bölüm/Program	Üniversite	Yıl
Lisans	Fen Edebiyat Fakültesi/Fizik	Karadeniz Teknik Üniversitesi	2004
Yüksek Lisans	Fizik Anabilim Dalı	Gaziosmanpaşa Üniversitesi	2011

### Yüksek Lisans Tez Başlığı ve Tez Danışmanı:

**Başlık:** Fermi-Dirac yaklaşımını kullanarak bazı yarıiletkenlerin değerlik bandındaki hole konsantrasyonunun hesaplanması

**Danışman:** Prof. Dr. İskender ASKEROĞLU

### Görevler:

Görev Unvanı	Görev Yeri	Yıl
Uzman	Alaplı MYO, Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi (ZBEÜ)	2012
Uzman	Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi/ZBEÜ	2012
Öğretim Gör.	Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi/ZBEÜ	2015-

## PROJELERDE YAPTIĞI GÖREVLER:

1. Bilyeli Öğütme Tekniği ile Al-20Si-5Fe Karbon Nano Tüp Metal Matris Kompozit Üretimi, **Gaziosmanpaşa Üniversitesi Araştırma Projesi**, 19/04/2018 - 02/01/2019 (ULUSAL) Yardımcı Araştırmacı, 2019.
2. Yüksek Silisyum İçerikli Yeni Nesil Alüminyum-Esaslı Alaşımların Üretimi ve Karakterizasyonu, **TÜBİTAK**, Proje No: 110M517, **Bursiyer** (Proje Bütçesi: 212.590)
3. Sonlu elemanlar yöntemi ile üstün iletken pasif mikro dalga bileşenlerinin yüzey direnci hesaplamaları ile optimize edilerek belirlenmesi için yeni bir yöntem, **TÜBİTAK, Bursiyer** 2011-2013 (ULUSAL)

## SERTİFİKA VE KURSLAR:

1. Genel Metroloji ve Kalibrasyon Eğitimi, Türk Standartları Enstitüsü Deney ve Kalibrasyon Merkezi Başkanlığı, 04.03.2013 -04.03.2013 (Ulusal)
2. Ölçüm Belirsizliği Eğitimi, Türk Standartları Enstitüsü Deney ve Kalibrasyon Merkezi Başkanlığı, 03.03.2013 -06.03.3013 (Ulusal)
3. Temel XRD ve Rietveld Metodu Eğitim Çalıştayı, Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, Sertifika, 06.11.2012 -07.11.2012 (Ulusal)
4. Ts En Iso/Iec 17025 Dokümantasyon Eğitimi, Türk Standartları Enstitüsü Deney ve Kalibrasyon Merkezi Başkanlığı, 27.03.2013 -27.03.2013 (Ulusal)
5. Ts En Iso/Iec 17025 İç Tetkik Eğitimi, Türk Standartları Enstitüsü Deney ve Kalibrasyon Merkezi Başkanlığı, 28.03.2013 -28.03.2013 (Ulusal)
6. Ts En Iso/Iec 17025 Temel Eğitimi, Türk Standartları Enstitüsü Deney ve Kalibrasyon Merkezi Başkanlığı, 25.03.2013 -26.03.2013 (Ulusal)
7. XRD Cihazı İnce Film- XRR/GIXRD Analiz Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 02.04.2015 -04.04.2015 (Ulusal)
8. XRD Cihazı Temel Kullanıcı Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 05.02.2014 -07.02.2014 (Ulusal)
9. XRD Rietveld Analiz Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 27.11.2014 -29.11.2014 (Ulusal)

10. XRD Rietveld Analiz Metodunun Kullanılması ve Sektörel Uygulama Teknikleri, XRD Numune Verileri İşleme ve Rietveld Analiz Metodu İle Kalitatif Analiz Yapma, Ankara Via Tower, Sertifika, 21.03.2018 -22.03.2018 (Ulusal)
11. Pananalytical Marka Epsilon5 Model XRF Cihazının Kullanıcı Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 15.09.2015 -16.09.2015 (Ulusal)
12. Pananalitcal Epsilon 5 Model XRF Kullanıcı Sertifikası, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 15.09.2015 - 16.09.2015 (Ulusal)
13. XRF Temel Kullanıcı Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi, 17.03.2014 -19.03.2014 (Ulusal)

#### VERDİĞİ DERSLER:

Dersin Adı	Bölüm	Dönem	Ders Saati		
			T	U	K
Radyasyon Güvenliği ve Radyasyondan Korunma	Rektörlük/Servis	Güz	2	0	3
Ses Fiziği	Rektörlük/Servis	Bahar	2	0	3

#### KURSLAR:

1. XRD Cihazı İnce Film -XRR/GIXRD Eğitimi, X Işınları İnce Film ve Kalınlık Ölçüm Analiz Teknikleri, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim Ve Teknoloji Uygulama Ve Araştırma Merkezi, Kurs, 02.04.2015 -04.04.2015 (Ulusal)
2. HPLC Cihazı Aplikasyon Eğitimi, HPLC Cihazı Teorik Aplikasyon Eğitimi, Bülent Ecevit Üniversitesi Bilim Ve Teknoloji Uygulama Ve Araştırma Merkezi, Kurs, 01.05.2013 -03.05.2013 (Ulusal)

## **ESERLER**

### **A. SCI, SSCI, AHCI de Taranan Dergilerde Yayımlanan Araştırma Makaleleri:**

**A1.** F. Eser, İ. Telci, F. Yılmaz, **C. Temiz**, E. Aktaş, A. Önal, Determination of the Dyeing Potential of Mint and Sage Crops Wastes on Wool and Cotton Fibers, **Journal of Natural Fibers**, 14 (4) (2016) 1-10.

**A2.** H. Sivrikaya, Ç. Hakan, İ. Tümen, **C. Temiz**, B. Lms, Performance of copper azole treated softwoods exposed to marine borers. **Maderas. Ciencia y tecnología, 18(ahead)**, 349-360., Doi: 10.4067/S0718-221X2016005000032, (2016).

**A3.** F. Eser, S. Sanal, **C. Temiz**, F. Yılmaz, A. Önal, Effect of acid pretreatment on the dyeing performance of walnut *Juglans regia* leaves on wool fibers, **Fibers and Polymers**, 16 (8) (2015) 1657-1662.1-10

### **B. Uluslararası Toplantı, Kongre ve Sempozyumlarda Sunulan ve Bildiri Kitabında (Proceedings) Tam Metin Olarak Basılan Bildiriler:**

**B1.** A. Can, **C. Temiz**, H. Sivrikaya, Surface characterization of some woods exposed to accelerated weathering. **28th International Conference on Wood Science and Technology “Implementation of Wood Science in Woodworking Sector”**, 115-124, (2017).

**B2.** A. Can, **C. Temiz**, B. Hazer, H. Sivrikaya, Investigation Some Properties of the Wood Treated with Novel Polystyrene-Soybean Oil Copolymer Containing Silver Nanoparticles. **Proceedings of the International Forest Products Congress**, (2018)

### **C. Uluslararası Toplantı, Kongre ve Sempozyumlarda Sunulan ve Bildiri Kitabında Özet Olarak Basılan Bildiriler (Sözlü Sunu):**

**C1.** F. Yılmaz, S. Ergen, **C. Temiz**, U. Kölemen, S. Bozukluoğlu, Effect of milling time on particle size and mechanical properties of Al-20wt.Si-5wt.Fe powder. **2. Uluslararası Bilimsel Çalışmalarda Yenilikçi Yaklaşımlar Sempozyumu**, (2018).

**C2.** N. Başman, **C. Temiz**, Electrodeposition of Silver Doped Diamond-Like Carbon Films as an Antibacterial Coating. **IMCOFE2018**, (2018).

**C3.** **C. Temiz**, U. Öztürk, F. Yılmaz, The Effects of Thermal Barrier Coating on The Emission of a Diesel Engine. **Turkish Physical Society 33rd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (6-10 September 2017).

**C4. C. Temiz**, U. Öztürk, F. Yılmaz, The Effects of Thermal Barrier Coating on The Performance of a Diesel Engine. **Turkish Physical Society 33rd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (6-10 September 2017).

**C5. F. Eser**, S. Şanal, **C. Temiz**, F. Yılmaz, A. Önal, Effect of acid pretreatment on the dyeing performance of walnut (*Juglans regia*) leaves on wool fibers. **International Symposium on Medicinal, Aromatic Dye Plants** (2017).

**C6. C. Temiz**, F. Yılmaz, U. Kölemen, Characterization of Mechanical and Microstructure Properties of As Cast And Melt Spun Al 5Cu 0 5 and 1 0 Alloys, **Turkish Physical Society 32nd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (6-9 September 2016).

**C7. Temiz C.**, Yılmaz F., Ergen S., Uzun O., Kölemen U., “ Modification of Induction Melted Al-5Cu Alloy by the Minor Addition of Sc”, **9<sup>th</sup> International Conference of the Balkan Physical Union**, Istanbul, P.166, (24-27 August/2015).

**C8. C. Temiz**, Effect Of Rapid Cooling and Sc Addition On Microstructure and Termal Properties Of Al 5cu Alloys, **Turkish Physical Society 31nd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (6-9 September 2014).

**D. Uluslararası Toplantı, Kongre ve Sempozyumlarda Sunulan ve Bildiri Kitabında Özet Olarak Basılan Bildiriler (Poster Sunu):**

**D1. C. Temiz**, F. Yaşar, F. Yılmaz, U. Kölemen, Modification of Hypoeutectic Al Si Alloys By Addition on Be Sb Sc and Ti, **Turkish Physical Society 32nd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (6-9 September 2016).

**D2. Yaşar F.**, Yılmaz F., Ergen S., **Temiz C.**, Kölemen U., “ Microstructure and Tensile Properties of Hypoeutectic Al-Si Alloys Produced by Melt Spinning”, **9<sup>th</sup> International Conference of the Balkan Physical Union**, Istanbul, P.455, (24-27 August/2015).

**D3. C. Temiz**, Ş. Yıldız, F. İnanır, Numerical Modeling Of Microvave Surface Resistance Of Type II Superconductors, **Turkish Physical Society 29nd International Physics Congress**, Bodrum/Turkey, (5-9 September 2012).

**G. Ulusal Bilimsel Toplantılarda Sunulan ve Bildiri Kitaplarında Basılan Bildiriler (Poster Sunu):**

**G1. C. Temiz**, U. Öztürk, F. Yılmaz, Engelli Hastalar İçin Ev ve Klinik Tipi Yürüme Robotu, Bartın Üniversitesi 2. Ar-ge Proje Pazarı (2018).

**G2. C. Temiz**, Eriyik Eğrilmiş Al-5cu-XSc ( X= 0 5 ve 1 0) Alaşımlarının Tribolojik ve Mekanik Özellikler. Bülent Ecevit Üniversitesi I. Ar-Ge Proje Pazarı, (2014).