

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**SC İLAVESİNİN AL-CU ALAŞIMLARININ MİKROYAPISI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Kadir GÖK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2023

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**SC İLAVESİNİN AL-CU ALAŞIMLARININ MİKROYAPISI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Kadir GÖK
(506201429)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Dr.Öğr.Üyesi Cevat Fahir ARISOY

HAZİRAN 2023

İTÜ, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün 506201429 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Kadir GÖK, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “SC İLAVESİNİN AL-CU ALAŞIMLARININ MİKROYAPISI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Dr.Öğr.Üyesi Cevat Fahir ARISOY**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Doç.Dr. Mehmet Şeref SÖNMEZ**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Dr.Öğr.Üyesi Hakan YILMAZER
Yıldız Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : **25 Mayıs 2023**
Savunma Tarihi : **15 Haziran 2023**





Eşime,



ÖNSÖZ

Yüksek Lisans tezimi hazırlarken birikimlerini benimle paylaşan, tereddütsüz destekleyen ve devamlı çözüm önerileri sunan çok değerli tez danışmanım Dr.Öğr.Üyesi Cevat Fahir ARISOY'a , tüm çalışmalar boyunca desteğini hiçbir zaman esirgemeyen ve devamlı yardımcı olmaya çalışan Arş.Gör. Kerem Can DİZDAR'a ve Arş.Gör. Semih ATEŞ'e ve Yüksek Lisans eğitimim boyunca manevi olarak beni her zaman destekleyen eşime şükranlarımı sunarım.

Haziran 2023

Kadir Gök
(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR.....	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xv
ŞEKİL LİSTESİ.....	xvii
ÖZET	xxi
SUMMARY	xxiii
1. GİRİŞ	1
1.1 Tezin Amacı	4
1.2 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları.....	4
1.2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	5
1.2.2 Al-Cu Alaşımları.....	8
1.2.3 A206 Alüminyum Alaşımı.....	9
1.3 Isıl İşlem	12
1.3.1 Çözeltiye Alma	14
1.3.2 Su Verme.....	15
1.3.3 Yaşlandırma	15
1.4 Katılaşma.....	19
1.5 Tane İnceltme	22
1.6 DAS ve SDAS	30
1.7 Literatür Taraması	33
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	55
2.1 Kalıp Hazırlama	55
2.2 Döküm ve Alaşımlama	57
2.3 Isıl İşlem	62
2.4 Çekme Testi.....	63
2.5 Sertlik Testi	64
2.6 Mikroyapı Analizi	65
2.7 Makroyapı Analizi.....	67
2.8 SEM/EDS Analizi	67
2.9 Soğuma Eğrileri.....	68
3. SONUÇLAR	71
3.1 Mekanik Özellikler.....	71
3.2 Mikroyapı İncelemesi ve DAS/SDAS Ölçümleri	80
3.3 Makroyapı İncelemesi	94
3.4 SEM/EDS Analizi	94
3.5 Soğuma Eğrileri.....	109
4. TARTIŞMA	113
5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	117

KAYNAKLAR.....	121
ÖZGEÇMİŞ.....	127



KISALTMALAR

BSE	: Geri Saçılımlı Elektron Mikroskobu
DAS	: Dentrit Kol Aralığı
EDS	: Enerji Dağılımı Spektroskopisi
GP	: Guinier-Preston Bölgesi
HV	: Vickers Sertlik
MPa	: Mega Paskal
PPM	: Milyonda Bir (Parts Per Million)
RE	: Nadir Toprak Elementi
SDAS	: İkincil Dentrit Kol Aralığı
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
T	: Sıcaklık
TEM	: Geçirgen Elektron Mikroskobu
XRD	: X-ışını Difraksiyonu



SEMBOLLER

θ	: Al_2Cu Fazı
T_m	: Erime Sıcaklığı
ΔT	: Aşırı Soğuma ($T_m - T$)
r^*	: Kritik Çekirdeklenme Yarıçapı
ΔH_f	: Birim Başına Düşen Füzyon Isısı
ΔG	: Serbest Enerji Değişimi
ΔG°	: Standart Serbest Enerji
ΔG_v	: Birim Hacim Başına Serbest Enerji Değişimi
$^\circ\text{C}$	: Santigrat Derece



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 : %99,5 saflıkta alüminyumun genel özellikleri.....	5
Çizelge 1.2 : Alüminyum Dövme Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	7
Çizelge 1.3 : Alüminyum Döküm Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	7
Çizelge 1.4 : Al – Cu Sistemindeki İntermetalik Bileşikler.....	10
Çizelge 1.5 : Farklı Al-Cu-Mg Alaşımlarının Çözeltiye Alma ve Ötektik Erime Sıcaklıkları.....	15
Çizelge 1.6 : Xiao ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.....	33
Çizelge 1.7 : Jun ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.....	34
Çizelge 1.8 : Sun ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.....	35
Çizelge 1.9 : Sun ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.....	36
Çizelge 1.10 : Tian ve meslektaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.....	37
Çizelge 1.11 : Tian ve meslektaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları..	38
Çizelge 1.12 : Li Fan ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.....	39
Çizelge 1.13 : Yuntao Li ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.....	42
Çizelge 1.14 : Jin Qin ve meslektaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.....	46
Çizelge 1.15 : Şekil 1.33’de verilen noktalara ait EDS sonuçları.....	48
Çizelge 1.16 : Alaşımların Mekanik Özellikleri.....	48
Çizelge 1.17 : Arayüzey enerjilerinin tahmini değerleri.....	49
Çizelge 2.1 : Dökümde Kullanılan Alaşımların Kimyasal Kompozisyonları.....	58
Çizelge 2.2 : Çalışmadaki Dökümlerin Kodlandırılması.....	62
Çizelge 3.1 : Döküm hali Çekme Testi Sonuçları.....	71
Çizelge 3.2 : T6 Çekme Testi Sonuçları.....	73
Çizelge 3.3 : T7 Çekme Testi Sonuçları.....	74
Çizelge 3.4 : Döküm Halindeki A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu.....	96
Çizelge 3.5 : Döküm Halindeki A206-Ti Alaşımına ait EDS analizi.....	98
Çizelge 3.6 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış A206 alaşımının EDS sonucu.....	99
Çizelge 3.7 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu....	101
Çizelge 3.8 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-Ti alaşımının EDS sonucu.....	103
Çizelge 3.9 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu....	105
Çizelge 3.10 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu..	107



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	6
Şekil 1.2 : Al-Cu Faz Diyagramı.	11
Şekil 1.3 : Al-Cu Faz Diyagramında Al-%4 Cu Alaşımının Soğutulması Sırasında Oluşabilecek Mikroyapılar.	12
Şekil 1.4 : Isıl işlem adımları için geçerli sıcaklık aralıkları ile Al-Cu faz diyagramı.	13
Şekil 1.5 : Al-Cu Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemdeki Üç Adım ve Elde Edilen Mikroyapılar.	13
Şekil 1.6 : Al-Cu aşırı doymuş katı çözeltisinin çökelme adımları.	17
Şekil 1.7 : Isıl işlem aşamalarında oluşan mikroyapılar.	17
Şekil 1.8 : Ağırlıkça %4 Cu içeren Al-Cu alaşımının yapay yaşlandırma süresine ve sıcaklığına bağlı akma mukavemeti değişimi.	18
Şekil 1.9 : (a) Katı-Sıvı arayüzü (b) Katı-sıvı sisteminin toplam serbest enerjisi, katının yarıçapına göre değişimi.	19
Şekil 1.10 : Düz bir kalıp duvarında küresel bir embriyonun heterojen çekirdeklenmesi.	21
Şekil 1.11 : Homojen ve Heterojen çekirdeklenmeler için serbest enerji-yarıçap grafiği.	22
Şekil 1.12 : Bir 3004 alaşımının üstte tane inceltme olmadan ve altta tane inceltilmiş yapısı.	24
Şekil 1.13 : Ti-Al Faz Diyagramı.....	25
Şekil 1.14 : TiAl ₃ yüzeyinde oluşan Al heterojen çekirdeklenmesi.	26
Şekil 1.15 : Katılaşma sırasındaki soğuma eğrileri.	26
Şekil 1.16 : Ti-B Faz Diyagramı.....	27
Şekil 1.17 : Ti ile %99,7 Al Tane İnceltmesi.	28
Şekil 1.18 : Al-Sc Faz Diyagramı.....	29
Şekil 1.19 : Döküm halindeki Al-Cu alaşımının Sc ilavesi ile mikroyapısal değişimi (a) Al-2Cu, (b) Al-2Cu-0.5Sc.	30
Şekil 1.20 : DAS ve SDAS'ın Şematik Gösterimi.	30
Şekil 1.21 : İkincil Dendrit Kol Aralığı Ölçüm Metotları.	32
Şekil 1.22 : 190 °C'de yaşlandırılan Al-Cu-Mg-Sc-Zr alaşımlarının sertliği.	35
Şekil 1.23 : Alaşımların Mikroyapıları (a) Al-Cu-Mg; (b) Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2Zr; (c) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr.....	36
Şekil 1.24 : Numunelere ait TEM görüntüleri: (a) Al-Cu-Mg; (b) Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2Zr; (c) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr; (d ve e) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr alaşımında Al ₃ (Sc, Zr).....	37
Şekil 1.25 : Alaşımların Ce ilavesinden önce ve sonra boyuna kesitlerinin mikroyapısı. (a) Ce içermeyen numune, (b) %0,254 Ce.....	38
Şekil 1.26 : Döküm Hali numunelerinin Optik Mikroskop görüntüleri: (a) %0 RE, (b) %0,1 RE, (c) %0,3 RE ve (d) %0,5 RE.	39

Şekil 1.27 : Döküm Hali numunelerinin SEM görüntüleri (a) %0 RE, (b) %0,1 RE, (c) %0,3 RE ve (d) %0,5 RE.	40
Şekil 1.28 : Döküm Halindeki RE içermeyen alaşımın ve ağırlıkça %0,5 RE alaşımının XRD analizleri.	40
Şekil 1.29 : Farklı oranlardaki RE ilaveleri ile T6 ısıtılmasına tabii tutulmuş numunelerin mekanik özellikleri.	41
Şekil 1.30 : Alaşımlara ait optik mikroskopla çekilen mikroyapı görüntüleri (a) baz alaşım, (b) %0,28 Er, (c) %0,32 Sc ve (d) %0,32 Sc yüksek çözünürlüklü görüntüsü.	43
Şekil 1.31 : Al ₃ (Sc, Zr) fazının yapısı.	43
Şekil 1.32 : Mühendislik gerilme-gerinim eğrileri (a) Al-XCu ve Al-0,3Sc (b) Al-XCu-0,3Sc (oda sıcaklığında test edilmiştir). Cu miktarına ve Sc ilavesine bağlı olarak oda sıcaklığında (c) akma mukavemeti (d) kırılma uzaması. (e) ve (f) sırasıyla 300 °C'de test edilen alaşımların çekme mukavemeti ve kırılma uzamasıdır. (c), (d) ve (e)'deki mavi kesik çizgiler, Cu içermeyen Al-Sc alaşımının mukavemetini ve sünekliğini göstermektedir.	45
Şekil 1.33 : Döküm halindeki Al-Cu alaşımlarının optik mikroskop görüntüleri: (a) A0, (b) A1, (c) A2, (d) A3, (e) A4.	47
Şekil 1.34 : Döküm halindeki Al-Cu alaşımlarının BSE görüntüleri: (a) A1, (b) A3, (c) A4, (e) Tarama analizi, (d) BSE görüntüsüne aittir.	48
Şekil 1.35 : Al-Sc faz diyagramında Al açısından zengin tarafın yakınlaştırılmış görüntüsü.	51
Şekil 1.36 : Cu-Sc faz diyagramı.	51
Şekil 1.37 : Cu-Sc faz diyagramında Cu açısından zengin tarafın yakınlaştırılmış görüntüsü.	52
Şekil 1.38 : Al-Cu-Sc üçlü faz diyagramında Al köşesi (500°C).	52
Şekil 2.1 : Çekme testi numunelerine ait döküm modeli.	55
Şekil 2.2 : Çekme testi numuneleri için hazırlanan ahşap model kalıp.	56
Şekil 2.3 : Çekme testi numuneleri için hazırlanmış kum kalıp.	57
Şekil 2.4 : Optik Emisyon Spektroskopisi için kullanılan Kokil Kalıp.	57
Şekil 2.5 : Gaz giderme öncesi seramik gaz giderme çanının ısıtılması.	59
Şekil 2.6 : Gaz giderme işlemi.	59
Şekil 2.7 : Gaz giderme sonrası.	60
Şekil 2.8 : Çekme Testi Numunelerine Ait Döküm Parçası.	61
Şekil 2.9 : Çalışmada uygulanan T6 Isıl işlemi şematik gösterimi.	63
Şekil 2.10 : Çalışmada uygulanan T7 Isıl işlemi şematik gösterimi.	63
Şekil 2.11 : Future-Tech FM-700 Mikrosertlik Cihazı.	64
Şekil 2.12 : Bakalite alma cihazı.	65
Şekil 2.13 : Kullanılan Zımpara Makinası.	66
Şekil 2.14 : Zeiss AX10 Optik Mikroskobu.	67
Şekil 2.15 : Sıcaklık sensörünün montajını gösteren şema.	68
Şekil 2.16 : Arduino Uno Max6675 sıcaklık sensörü kodu.	69
Şekil 2.17 : Sıcaklık Eğrisi Deneyinin yapılış anı.	70
Şekil 3.1 : 11B5 numunesine ait kırılma yüzeyindeki inklüzyon.	72
Şekil 3.2 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.	75
Şekil 3.3 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.	75
Şekil 3.4 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.	76

Şekil 3.5 : Döküm Halindeki Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri.....	76
Şekil 3.6 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri. .	77
Şekil 3.7 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri. .	77
Şekil 3.8 : Döküm Halindeki Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri.	78
Şekil 3.9 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri. ..	79
Şekil 3.10 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri. .	79
Şekil 3.11 : Döküm Halindeki alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc;(c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	81
Şekil 3.12 : Döküm Halindeki Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	82
Şekil 3.13 : Döküm Halindeki Alaşımların 500x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	83
Şekil 3.14 : Döküm Halindeki Alaşımlara ait DAS değerleri (50x yakınlaştırma) (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.	84
Şekil 3.15 : Döküm Halindeki Alaşımlara ait SDAS değerleri (100x yakınlaştırma) (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.	85
Şekil 3.16 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama DAS Değerleri.	86
Şekil 3.17 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama SDAS Değerleri.....	87
Şekil 3.18 : T6 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	88
Şekil 3.19 : T6 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	89
Şekil 3.20 : T6 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 200x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	90
Şekil 3.21 : T7 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	91
Şekil 3.22 : T7 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	92
Şekil 3.23 : T7 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 200x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.....	93
Şekil 3.24 : Döküm Halindeki Alaşımların Makroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.	94
Şekil 3.25 : Döküm Halindeki A206 Alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	94
Şekil 3.26 : Döküm Halindeki A206 Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.	95
Şekil 3.27 : Döküm Halindeki A206-0.09Sc Alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	95

Şekil 3.28 : Döküm Halindeki A206-Ti alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.....	97
Şekil 3.29 : Döküm Halindeki A206-Ti Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.....	97
Şekil 3.30 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206 alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	98
Şekil 3.31 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	100
Şekil 3.32 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-Ti alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	102
Şekil 3.33 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206 alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	104
Şekil 3.34 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.	106
Şekil 3.35 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait Haritalama (Mapping) yapılan bölgenin görüntüsü.	108
Şekil 3.36 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.	108
Şekil 3.37 : Tüm alaşımlara ait karşılaştırmalı soğuma eğrileri.	109
Şekil 3.38 : Likidüs sıcaklığındaki soğuma eğrileri.	110
Şekil 3.39 : Solvüs sıcaklığındaki soğuma eğrileri.	111
Şekil 3.40 : Tüm alaşımların soğuma eğrileri ve eğrilerin türevleri.	112
Şekil 4.1 : Al-Cu Faz Diyagramı (Sc ilavesi ile elde edilen değişim kırmızı renkte gösterilmiştir).	116

SC İLAVESİNİN AL-CU ALAŞIMLARININ MİKROYAPISI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

ÖZET

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, hafiflikleri ve üstün korozyon dirençleri sayesinde başta otomotiv, havacılık ve savunma sanayii olmak üzere birçok sektörde kullanılmaktadır. Avrupadaki emisyon kurallarının sıkılaşmasıyla beraber özellikle yolcu ve mal taşımacılığında kullanılan araçların (uçak, otomobil, vb.) istenilen emisyon değerlerine ulaşabilmesi için hafiflik kilit bir rol üstlenmiştir. Alüminyum alaşımları bu taleplerden dolayı kullanımı artan ve üzerindeki araştırmaların yoğunlaştığı bir alaşım grubudur. Alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerindeki iyileştirmeler sayesinde gerekli parçaların hafifletilmesi mümkündür, bu durum ile talep edilen hafiflik sağlanarak araçların emisyon kurallarına uyumuna gayret edilmektedir. Bu nedenle mevcut malzemelerin iyileştirilmesi gerekmektedir. Günümüzde endüstride motor parçaları, tekerlekler ve otomobillerdeki bazı yapısal parçalar başta olmak üzere yüksek yük, stres ve yorulma altındaki parçalarda alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının daha fazla yerde kullanılabilmesi için mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi şarttır.

Mikroyapısal değişiklikler, herhangi bir alaşımın mekanik özelliklerini doğrudan etkileyebilir. Bir döküm alaşımının mikroyapısı genellikle tane incelticiler gibi diğer elementlerin eklenmesiyle değiştirilir. Tane incelticiler, çoğunlukla endüstride alüminyum döküm alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirmek için kullanılır. Son yıllarda La, Ce, Er, Eu gibi alüminyum döküm alaşımlarında tane inceltici olarak nadir toprak (RE) elementleri kullanılmakta ve test edilmektedir. Skandiyum, alüminyum alaşımlarında nadiren kullanılan ve görülen RE elementlerinden biridir. Bu çalışmada, Al-Cu alaşımları arasında yer alan A206 alaşımına ağırlıkça %0,03, %0,06 ve %0,09 Sc ilavesi ile elde edilen mikroyapısal değişiklikler ve mekanik özellikler endüstride sıklıkla kullanılan Ti tane inceltici ilavesi ile üç farklı ısıtılma işlemi prosedürü altında (döküm hali, T6 ısıtılma işlemi, T7 ısıtılma işlemi) incelenmiş ve karşılaştırılmıştır. Tane inceltici ilavesi ile Al-Cu alaşımlarında akma ve çekme mukavemeti hem mikroyapısal değişim sayesinde artar hem de bu alaşımda gözlemlenen ötektik Al_2Cu fazının ısıtılma işlem sonrasında tane içine daha homojen şekilde yayılmasıyla bu mukavemet değerleri maksimum seviyeye çıkmış olur. Bu çalışmadaki amaç ise Sc ilavesinin denemesiyle Ti tane incelticilerine bir alternatif sunmaktır.

Yapılan literatür taramasına göre, Sc ilavesinin Al-Cu alaşımlarında tane inceltici etki gösterdiği ortaya konmuştur. Sc ilavesi ile sağlanan tane inceltme etkisi, döküm sıcaklığında halen katı halde bulunan ve alaşımın katılaşması sırasında heterojen katılaşma için uygun çekirdeklenme yüzeyi sağlayan Al_3Sc intermetalikliği ile elde edilmektedir. Ancak bu intermetalik belirli bir oranın üzerindeki Sc ilavesiyle ortaya çıkar. Ayrıca yine yapılan çalışmalara göre Al-Cu alaşımlarına belirli bir orandan fazla Sc ilave edilmesine W fazı olarak adlandırılan Al-Cu-Sc bileşiği de

gözlemlenebilmektedir. W fazının herhangi bir tane inceltme etkisine sahip olmadığı ortaya konmuştur.

Çalışmada mekanik özelliklerin belirlenmesi için çekme testi yapılmıştır. Mikroyapısal değişimi anlamak için de tüm numuneler optik mikroskop ve SEM/EDS ile analiz edilmiştir. Yapılan çalışmaların sonuçlarına göre hem Sc hem de Ti elementlerinin eklenmesiyle A206'nın akma ve çekme mukavemeti arttırılmıştır. Bununla birlikte, Sc ilavesi içeren alaşımlar önemli ölçüde daha fazla uzamaya sahiptir. Metalografik inceleme sonucuna göre çalışmada kullanılan Sc oranlarına Al_3Sc intermetaliti oluşmamıştır, dolayısıyla A206 alaşımında tane inceltme gerçekleşmemiştir. Şaşırtıcı bir şekilde hem Sc hem de Ti ilaveli alaşımlarda tane boyutu büyürken, dendritik kol aralıkları 0,03 ve 0,06 Sc ilavesiyle azaltılmıştır.

Ayrıca alaşımların soğuma eğrileri çıkarılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre soğuma hızı-tane boyutu ilişkisinde tam bir korelasyon ortaya çıkmıştır. Soğuma eğrilerine göre Sc ilavesiyle A206 alaşımının likidüs, solidüs ve solvüs sıcaklıklarında azalma gözlemlenmiştir.

T6 ve T7 ısıtma işlemine tabii tutulmuş Sc ilaveli alaşımlarda W fazı gözlemlenmiştir. Gözlemlenen W fazı küresel yapıdadır. Dolayısıyla çok düşük oranlarda eklenen Sc ile ısıtma işlemi uygulandığı takdirde W fazı ortaya çıkabilir.

Sc ilavesinin Al-Cu alaşımlarının mekanik özelliklerine ve mikroyapısal değişimine etkisi halen tam olarak ortaya konulabilmiş değildir. Bu bağlamda yapılan çalışmalar bilim dünyasını aydınlatabilmek için çok önemlidir. Her geçen gün büyüyen alüminyum endüstrisinin gelişimine katkı sağlamak için alüminyum alaşımları üzerine çalışmaların devam etmesi gerekmektedir.

THE EFFECT OF SC ADDITION ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AL-CU ALLOYS

SUMMARY

Aluminum casting has increased considerably over time in line with advancing technology and needs. Today, aluminum and aluminum alloys are used in many industries with a wide range of products. Aluminum and aluminum alloys are used in many sectors, especially in the automotive, aerospace and defense industries for their lightness and superior corrosion resistance. With the limitations of emission rules in Europe, lightness has played a key role in reaching the desired emission values, especially for vehicles used in passenger and goods transportation (airplane, automobile, etc.). Aluminum alloys are a group of alloys that the researches and the use are increasing due to these demands. With the improvements in the mechanical properties of aluminum alloys, it is possible to lighten the necessary parts, and the demanded lightness can be provided and efforts are made to comply with the emission rules of the vehicles. Therefore, existing materials need to be improved. Today, aluminum alloys are used in the industry in parts under high load, stress and fatigue, especially engine parts, wheels and some structural parts in automobiles. In order for aluminum and aluminum alloys to be used in more places, it is necessary to improve their mechanical properties.

Microstructural changes can directly affect the mechanical properties of any alloy. The microstructure of a casting alloy is often changed by the addition of other elements such as grain refiners. Grain refiners are mostly used in industry to improve the mechanical properties of aluminum casting alloys. Grain refining, which is usually applied by adding master alloys, deliberately suppresses the longitudinal growth of grains, resulting in the formation of fine and coaxial microstructures. Longitudinally grown or coarse-grained castings have poor mechanical properties compared to fine-grained and coaxial castings. When an alloy with a finer grain structure is under stress, dislocation movements are difficult and restricted. Therefore, an increase in yield and tensile strength can be observed.

In recent years, rare earth (RE) elements have been used and tested as grain refiners in aluminum casting alloys such as La, Ce, Er, Eu. Scandium is one of the RE elements rarely used and seen in aluminum alloys. With Sc addition, a mechanism similar to Al-Ti-B addition, Al_3Sc creates a suitable surface for heterogeneous nucleation and helps to initiate the solidification of $\alpha\text{-Al}$ from different points at the same time, so grain refinement is possible with the addition of Sc. The aim of this study is to bring alternative solutions to Ti-B grain refiners used in industrial casting of A206 alloy. The effect of the element Sc as a grain refiner on the mechanical properties and microstructure of the A206 alloy has been investigated.

In this study, microstructural changes and mechanical properties obtained by the addition of 0.03, 0.06 and 0.09 wt.% Sc to A206 alloy, which is among the Al-Cu alloys, were examined in three different heat treatment procedures (as-cast, T6 heat

treatment, T7 heat treatment) were examined and compared with the addition of Ti grain refiner, which is frequently used in the industry. With the addition of grain refiner, yield and tensile strength in Al-Cu alloys both increase due to microstructural change and these strength values are maximized by the homogeneous distribution of the eutectic Al_2Cu phase into the grain after solution treatment.

In the literature review, although there are extensive studies on the addition of Sc to Al-Cu alloy alone or together with other rare earth elements and transition metals, it has not focused on its comparison with Ti, which is added to Al-Cu alloys as grain refiner in the industry. In addition, Al-Cu alloys are used because of their high strength values, so these strength values cannot be obtained without heat treatment. In some studies, heat treatment was applied, while in others, examinations were made on the as-cast state. Applying heat treatment to the A206 alloy is a must for the desired strength values.

According to the literature review, it has been revealed that the addition of Sc has a grain refiner effect in Al-Cu alloys. The grain refinement effect provided by the addition of Sc is achieved by the Al_3Sc intermetallic, which is still solid at the casting temperature and provides a suitable nucleation surface for heterogeneous solidification during the solidification of the alloy. However, this intermetallic occurs with the addition of Sc above a certain ratio. In addition, according to studies, Al-Cu-Sc compound, which is called W phase, can be observed after adding more than a certain amount of Sc to Al-Cu alloys. It has been shown that the W phase does not have any grain refinement effect.

In the experimental procedure, computer modeling was done to obtain a tensile test sample. Then, wooden mold models suitable for this model were made. Sand molds were prepared with this model. After the alloy was melted in the electric arc furnace, it was alloyed with Al-2Sc master alloy and then poured into sand molds at approximately 780 °C. After cooling at room temperature, the samples were separated for T6 and T7 heat treatments. In both heat treatments, the solution treatment took 22 hours at 540 °C. After quenching, the samples to be treated with T6 heat treatment were directly exposed to artificial aging at 160 °C for 13 hours. The samples to be treated with T7 heat treatment were first left to natural aging at room temperature for 24 hours and then artificially aged at 160 °C for 13 hours.

In the study, tensile tests and hardness tests were performed to determine the mechanical properties. All samples were analyzed by optical microscope and SEM/EDS to understand the microstructural change. Primary and secondary dendrite arm spacings were measured. In addition, in order to observe the change in the cooling characteristic of the alloy, the cooling curves depending on the temperature-time variables are obtained from the casting temperature of all alloys until they are completely solidified.

According to the results of the studies, the yield and tensile strength of the as-cast A206 was increased with the addition of both Sc and Ti elements. Although the yield and tensile strength of the heat-treated alloys increased in the alloy containing 0.03wt.% Sc, these strength values were decreased with increasing Sc ratio. However, the heat-treated alloys with the addition of Sc have significantly greater elongation.

With T6 heat treatment, the hardness values of Sc and Ti added alloys increased compared to the base alloy. The hardness value of the alloy containing 0.09% Sc addition with T7 heat treatment decreased. This alloy is also the alloy with the highest elongation value among the T7 heat treated samples.

According to the results of the metallographic examination, Al_3Sc intermetallic did not observed in the Sc ratios used in the study, so grain refinement could not occur in the A206 alloy. Surprisingly, the grain size increased in both Sc and Ti addition alloys, while the dendritic arm spacing was reduced by the addition of 0.03 and 0.06wt.% Sc.

According to the cooling curves, a complete correlation emerged in the cooling rate-grain size relationship. The finest grain structure belongs to the base A206 alloy. The coarsest grain structure belongs to A206-0.09Sc alloy. If we sort by grain size the order from coarsest to the finest is as follows; A206-0.09Sc, A206-0.06Sc, A206-Ti, A206-0.03Sc, A206. According to the cooling curves, the cooling rates are as follows, from largest to smallest: A206, A206-0.03Sc, A206-Ti, A206-0.06Sc, A206-0.09Sc. Also, a decrease was observed in the liquidus, solidus and solvus temperatures of the A206 alloy with the addition of Sc.

The cooling rate of the A206 alloy decreased with the addition of Sc. The decrease in the cooling rate can be seen as the reason behind the coarsening of the grain size. However, surprisingly, a decrease in DAS/SDAS values was observed. In general, there is a direct correlation between the DAS/SDAS values and the grain size. So, DAS/SDAS values can be used to have an idea about the grain size. However, in this study while the grain size increased with Sc addition, a decrease in DAS/SDAS values was observed. This showed that there was no correlation between grain size-DAS/SDAS values.

W phase was observed in T6 and T7 heat treated alloys with Sc addition. We can clearly say that if heat treatment is applied with the addition of Sc even at very low rates, the W phase may occur. Diffusion of Sc and Cu elements is necessary for the formation of the W phase. Therefore, this diffusion energy is provided in heat-treated alloys with holding them long time at high temperature.

Although some researchers in the literature have concluded that the W phase has sharp edges and corners, the W phase observed in this study is spherical and did not cause any early crack initiation. It is thought that the W phase needs heat treatment for complete diffusion to reach the spherical form. By forming the W phase, the matrix became depleted in Cu and Sc and therefore the alloy became more ductile. As a result, the yield strength of heat-treated alloys decreased with increasing Sc ratio and the elongation was greatly increased.

According to the experimental results obtained and the theories in the literature; when Sc was added to the as-cast A206 alloy, the yield and tensile strength increased relatively, but when the heat treatment was applied, Sc and Cu diffused into the Al_2Cu phase and formed the W phase. Therefore, the matrix is depleted in terms of Cu and Al_2Cu and becomes ductile. So, T6 and T7 heat-treated alloys with Sc addition can be used in applications requiring high toughness. The mechanism of formation of the W phase is not fully understood. Although Sc and Cu diffusion into Al_2Cu intermetallics is the most correct hypothesis so far, there is no definitive conclusion.

The temperature of the liquidus, solidus and solvus curves in the Al-Cu phase diagram decreased with increasing Sc ratio in A206 alloy. When the curves were drawn according to the addition of 0.09wt.% Sc, the eutectic temperature decreased by about 6 °C. Due to this decrease, it is thought that the Al_2Cu intermetallics diffuse better into the grain due to the fact that the solution treatment at 540 °C is closer to the eutectic temperature. This may have contributed to the improvement of yield and tensile strength.

The effect of Sc addition on the mechanical properties and microstructural changes of Al-Cu alloys has not been fully revealed yet. Studies in this context are very important to enlighten the scientific world. Studies on aluminum alloys should continue in order to contribute to the development of the growing aluminum industry.



1. GİRİŞ

Metal dökümü, tarih öncesi çağlardan beri ciddi bir gelişim ve değişim geçirerek endüstride kilit bir rol oynamıştır. Tarih öncesi çağlardan beri ilk metal objelerin üretim süreci dövme ve döküm yöntemleri ile başlamıştır ve bu yöntemler yaklaşık 5000 yıl öncesine dayanmaktadır. Avrupa ve ABD'deki sanayi devrimi- özellikle demir ve çelik dökümü açısından- döküm prosesinin gelişimi ile tarihsel olarak eş zamanlıdır. Bununla birlikte, döküm endüstrisinin dramatik büyümesinin nedeni, genişleyen üretim ve nakliye endüstrisinde çok çeşitli farklı malzeme türlerine duyulan ihtiyaçtır [1].

Alüminyum dökümü, ilerleyen teknoloji ve ihtiyaçlar doğrultusunda zaman içinde oldukça artmıştır. Günümüzde alüminyum ve alüminyum alaşımları geniş bir ürün yelpazesi ile birçok endüstride kullanılmaktadır. Otomotiv endüstrisinde motor parçaları ve jantlar alüminyum alaşımlarından yapılır. Aynı şekilde uzay, havacılık, savunma sanayi ve denizcilik sektörlerinde de oldukça yüksek miktarlarda tercih edilmektedir. Alüminyumun tercih edilmesinin ana nedenleri hafifliği ve üstün korozyon direncidir. Alüminyum, demir ve çelikten sonra dünya çapında en çok kullanılan ikinci metaldir. Demir-Çelik ürünlere göre üçte bir ağırlığında olması ve ilavesiz üstün korozyon direncine sahip olması nedeniyle tercih edilmektedir.

Ancak alüminyum, çelikten mekanik özellikler açısından zayıflık gösterir. Bu nedenle, alüminyuma bazı ilaveler yapılması, istenen mekanik özelliklerin elde edilmesi için bir zorunluluk haline gelmiştir.

Alüminyum birçok metalle alaşımlandırılabilir. Bakır, magnezyum, mangan, silisyum ve çinko alüminyum alaşımları için birincil alaşımlandırıcı elementlerdir. Bu elementler alaşımda istenen mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri sağlamak amacıyla eklenir [2].

Alüminyum (Al) ve Bakır (Cu) alaşımları, düşük yoğunluk ve yüksek mukavemet değerleri için kullanılmaktadır. Düşük yoğunluğun ağırlık azaltılmasındaki etkisi otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufu sağlaması, emisyonların azaltılması gibi önemli

etkileri vardır. Ayrıca Al-Cu alaşımları yüksek yorulma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı vb. gibi gerekli mekanik özellikler için havacılık ve savunma sanayi endüstrilerinde kullanılmaktadır [2,3].

Bu çalışmada Al-Cu alaşımlar yer alan A206 alaşımı kullanılmıştır. A206 alaşımı ağırlıkça %4-5 bakır içerir, bunun yanı sıra Magnezyum (Mg), Mangan (Mn), Silisyum (Si), Çinko (Zn) gibi diğer alaşımlandırıcı elementleri de içermektedir [2,3].

A206 alaşımı nispi olarak yüksek çekme/akma mukavemetine sahiptir ancak bu alaşımın endüstride kullanımını kısıtlayan bazı döküm kusurları vardır. Bu kusurlar porozite, katılaşma sırasında çekme, sıcak yırtılma, oksit inklüzyonları olarak sıralanabilir. A206 esas olarak sıcak yırtılmadan muzdariptir; bu nedenle, nadiren kullanılır. Hem bu kusurun üstesinden gelmek hem de mekanik özellikler daha iyi seviyelere çıkarmak için tane inceltme amacıyla ilave eklemeler yapılabilir [3].

Tane inceltme, alüminyum alaşımlarının dökümünde -kullanım alanına bağlı olarak- istenen mekanik özelliklere ulaşmak için kullanılan bir işlemdir. İnce taneli yapıya sahip metallerde dislokasyon hareketleri zor ve kısıtlı olduğundan mekanik özellikler iyileştirilir. İstenen mekanik özellikler genellikle yüksek akma mukavemeti, yüksek çekme mukavemeti, yüksek tokluktur. Tüm bu mekanik özellikler, ince ve eşit eksenli dağıtılmış tane yapısı ile sağlanabilir. Ek olarak, tane inceltme işlemi ile, ikinci fazın düzgün dağılımı, iyi yüzey kalitesi ve sıcak yırtılma direnci gibi özellikler geliştirilebilir [4-6]. Tane inceltme, 1930'lu yıllardan beri alüminyum alaşımlarına uygulanmaktadır. Endüstride çoğunlukla Ti-B ilavesi ile tane inceltmesi yapılmaktadır [7]. Bununla birlikte, birkaç nadir toprak elementi ile yeni yaklaşımlar denenmektedir. Nadir toprak elementlerinin tane inceltme etkileri halen araştırılmaktadır. Ancak genel kanı olarak nadir toprak elementlerinin alüminyum alaşım dökümlerinde tane inceltme etkisi gösterdiği yönündedir.

Nadir toprak elementlerinin dışında Titanyum gibi geçiş metallerinin de tane inceltme üzerinde etkisi vardır. Mangan (Mn), Krom (Cr) ve Çinko (Zn) gibi geçiş metallerinin özellikle ısıtılma işlemi tabii tutulmamış alüminyum alaşımı dökümlerinde tane inceltme etkisi göstermektedir [8]. Bu çalışmada kullanılan Skandiyum (Sc) bir geçiş metali olarak Mn, Cr ve Zn ile alüminyum alaşımları üzerinde aynı etkiyi göstermektedir [8].

Tane inceltme prosesi aslında Al-Sc intermetaliklerinin kristal kafes yapısı ile α -Al'un sahip olduğu kristal kafes yapısı arasındaki uyum ile gerçekleşir. Çekirdeklenmeyi

başlatan Al-Sc intermetalikleri α -Al'un heterojen katılaşmasını sağlayarak birçok farklı noktadan katılaşmayı başlatır. Böylece tane inceltmesi sağlanmış olur [8].

Ancak, A206 alaşımının mekanik özellik iyileştirmeleri için yalnızca tane inceltici ilaveleri yeterli değildir. Mekanik özelliklerin artırılması için (çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve uzama yüzdesi) çoğunlukla ısıtıl işlem yapılması gerekmektedir. Isıtıl işlemin uygulanmasının ana nedeni, dökümdeki artık gerilmeyi azaltmak ve Al_2Cu çökeltilerinin taneler boyunca eşit dağılımını sağlamaktır. Al_2Cu çökeltileri yapıya mukavemet sağladığından, dökümlerin nihai ürüne dönüştürülmeden önce ısıtıl işleme tabii tutulması gerekmektedir [9].

A206 alaşımı için en iyi ısıtıl işlem seçenekleri T6 veya T7 ısıtıl işlemi olabilir. T6 ısıtıl işlem prosedürü iki aşamadan oluşmaktadır; çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma. İlk olarak çözeltiye alma işleminde Al_2Cu intermetalikleri tane sınırlarına çökelmiş durumdayken α -Al fazının içerisi alınmaktadır, böylece mukavemet sağlayıcı faz olan Al_2Cu homojen ve tane içlerine yayılmış olur. Çözeltiye alından Al_2Cu intermetaliklerinin tekrar tane sınırına çökmesini engellemek için su verme yapılır, Al_2Cu intermetalikleri böylece α -Al içerisinde hapsedilmiş olur. Daha sonra yapay yaşlandırma ile Al_2Cu intermetalikleri yapı içerisinde daha kararlı hale gelir, artık gerilme azaltılır ve homojen yayılma sağlar [9,10]. T7 ısıtıl işlem prosedürü, T6 ısıtıl işlemine ek olarak çözeltiye alma aşamasından sonra oda sıcaklığında doğal yaşlandırma içermektedir. Sonrasında yapay yaşlandırma aşamasına geçilir [10].

Tane inceltme prosesinin sonuçlarını öğrenebilmek için mikroyapı karakterizasyonu yapılması gerekmektedir. Alüminyum alaşımlarının dökümleri dendritik mikroyapıya sahip olduğundan dolayı mikroyapısal değişimler DAS (Dendrite Arm Spacing) ve SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) değerleri ile ölçülmektedir. DAS, bir dendritin ana kolu ile en yakınındaki diğer bir dendritin ana kolu arasındaki mesafedir. SDAS ise dendritlerin ana kolundan ayrılan küçük ikincil dendritler arasındaki mesafedir. DAS, $L/n.V$ formülü ile bulunmaktadır. Burada, L uzunluk; n, kol sayısı; V, büyütme oranıdır [11,12]. DAS ve SDAS değerleri alaşımın mekanik özellikleri ile ters orantılıdır. Bu değerlerin düşürülmesi mekanik özelliklerin iyileştirilmesini sağlar [13]. DAS ve SDAS genellikle katılaşma süresinin hesaplanması için kullanılmaktadır. Dökümün katılaşma süresi arttıkça DAS ve SDAS değerleri artar ve bu durum akma ve çekme mukavemetini olumsuz yönde etkiler [14].

1.1 Tezin Amacı

Bu çalışmanın amacı, endüstriyel olarak A206 alaşımı dökümünde kullanılan Ti-B tane incelticilere alternatif çözümler getirmektir. Literatürde oldukça nadir rastlanan, Sc elementinin tane inceltici olarak A206 alaşımı üzerindeki mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi incelenmiştir. Bu kapsamda üç farklı oranda Sc ilavesi yapılan numuneler; döküm hali, T6 ve T7 ısıtılmasına tabii tutularak karşılaştırılmıştır. Ayrıca Sc ilavesinde elde edilen sonuçlar Ti ilavesi yapılan numuneler ile aynı ısıtılma işlem koşulları altında karşılaştırılmıştır.

1.2 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Alüminyum, 13 atom numarasına sahip ve sembolü Al olan bir metaldir. Doğada saf halde çok nadir olarak bulunan bu metal genellikle Boksit cevheri olarak bileşik halde bulunmaktadır. Alüminyum üretimi çoğunlukla Boksit cevherlerinden Hall-Heroult prosesi ile gerçekleştirilmektedir. Saf alüminyum sünek ve gümüş rengindedir. Al, hafif metaller grubuna ait ve endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılan bir metaldir. Hafif metal terimi, yoğunluğu 3,8 g/cm³'ten az olan metaller için kullanılır ve bu sınıf alüminyum, magnezyum, potasyum, lityum ve berilyumu içerir. Bunlar arasında alüminyum ve magnezyum en çok kullanılan metallerdir. Alüminyum, düşük yoğunluğunun (2,7 g/cm³) yanı sıra yüksek elektriksel ve ısıtılma iletkenlik, atmosferik korozyona karşı direnç, kolay üretilebilirlik ve diğer metallerle yüksek mukavemetli bir alaşım oluşturabilme gibi özelliklere sahiptir [7,15].

Alüminyum, dikkate değer özellikleri sayesinde mühendislikte ana metal olarak kullanılmaktadır. Alüminyum, düşük ağırlığı (alüminyumun yoğunluğu çeliğin üçte biri kadardır), iyi korozyon direnci, yüksek ısıtılma ve elektrik iletkenliği nedeniyle nihai ürünlerde tercih edilir. Aynı zamanda dökülebilir ve dövülebilir olduğundan çeşitli üretim seçenekleri sunar. Ayrıca, alüminyumun geri dönüştürülmesi, boksit cevherinden birincil alüminyum çıkarmak için gereken enerjinin %5'ini gerektirir, dolayısıyla alüminyum alaşımlarının üretimindeki geri dönüşüm oranı oldukça yüksektir [16,17]. Bununla birlikte, saf alüminyum, mukavemet ve sertlik açısından mekanik özelliklerden yoksundur (Çizelge 1.1). Alüminyumun mühendislik uygulamalarında kullanılabilmesi için alaşımlandırılması gerekir. Alüminyum öncelikle Cu, Mn, Mg, Si ve Zn ile alaşımlandırılabilir. Tüm bu alaşım elementleri

farklı özelliklere hizmet eder ve alüminyum alaşımlarının mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerini değiştirir. Ayrıca bu alaşımların bileşimi ve mikro yapısı da alaşımların özelliklerini değiştirir [16].

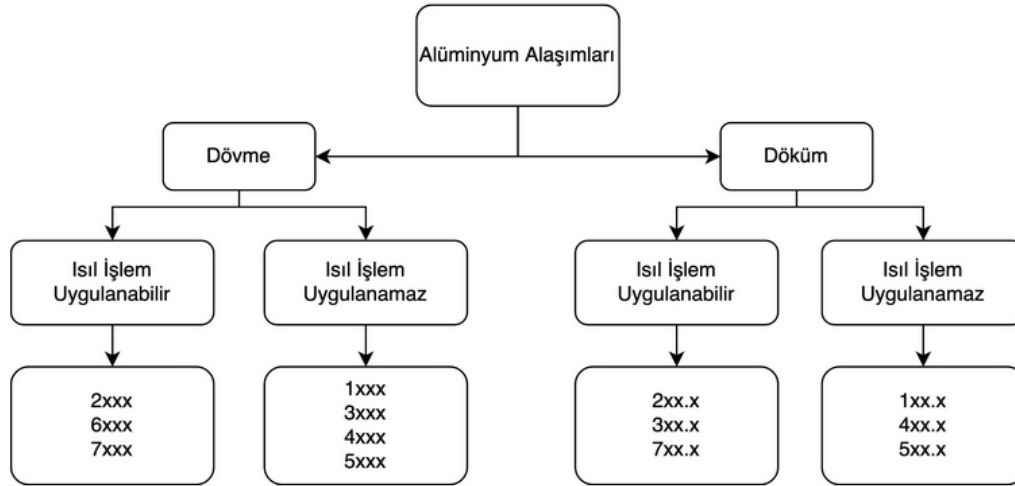
Çizelge 1.1 : %99,5 saflıkta alüminyumun genel özellikleri.

Özellik	Değer
Sembol	Al
Atom Numarası	12
Atom Ağırlığı	26,97 g/mol
Kristal Yapısı	YMK
Erime Noktası	660 °C
Yoğunluğu (25 °C'de)	2,7 g/cm ³
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı	150-320 °C
Buharlaştırma Noktası	2450 °C
Isıl Genleşme Katsayısı	23,5 µm m ⁻¹ K ⁻¹
Özgül Isısı	0,224 cal/gr (100 °C'de)
Gizli Ergime Isısı	94 cal/g
Çekme Mukavemeti	40-100 N/mm ²
Akma Mukavemeti	10-30 N/mm ²
Elastisite Modülü	72 x 10 ³ N/cm ²
Kayma Modülü	27 x 10 ⁵ N/cm ²
% Uzama	45
% Kopma	30-40
Sertlik	20 (HV)
Çentik Darbe Tokluğu	100 J/cm ²
Elektrik İletkenliği	% 59,5 IACS
Elektrik Direnci	2,65 x 10 ⁻⁸ ohm.m
Katılma Esnasında Kendini Çekme	% 6,7
Yansıtıcılık (Tungsten flamandan gelen beyaz ışık için)	% 90

1.2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları öncelikle döküm ve dövme alüminyum alaşımları olarak ikiye ayrılır. Her iki sınıf da ısıtılabilir ve ısıtılabilir uygulanamayan alaşım

gruplarını içerir. Dövme alüminyum alaşımlarında dört haneli kodlama kullanılırken, dökme alüminyum alaşımlarında üç haneli ve ondalıklı kodlama kullanılmaktadır. Şekil 1.1’de sınıflandırma ve hangi alaşım gruplarının ısıt işlem görebileceği detaylı olarak gösterilmektedir [18].



Şekil 1.1 : Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.

Hem dövme hem de döküm alaşımlarda, kodlamadaki ilk hane ana alaşım elementini temsil eder.

Dövme alaşımlarda ikinci hane safsızlık oranını gösterir. İkinci hane, 0'dan farklı ise, belirli alaşımın bir modifikasyonunu gösterir ve üçüncü ve dördüncü haneler, serideki belirli bir alaşımı tanımlamak için verilen rastgele sayılardır. Bu alaşım numaralandırma sisteminin tek istisnası 1xxx serisi alüminyum alaşımları (saf alüminyumlar) ile; bu durumda, son 2 hane %99'un üzerinde minimum alüminyum yüzdesini sağlar, örnek olarak 1350 alaşımı %99,50 minimum alüminyum içerir [19].

Döküm alaşımlarında ikinci ve üçüncü haneler, serideki belirli bir alaşımı tanımlamak için verilen rastgele sayılardır. Ondalık noktadan sonraki sayı, alaşımın döküm (.0) veya külçe (.1 veya .2) olduğunu gösterir. Büyük harf ön eki, belirli bir alaşımda yapılan bir değişikliği belirtir [19].

Her iki gruba da ait ana alaşım elementlerine göre verilen kodlar aşağıdaki çizelgelerde özetlenmiştir (Çizelge 1.2 ve Çizelge 1.3) [20].

Çizelge 1.2 : Alüminyum Dövme Alaşımlarının Sınıflandırılması.

Seri	Ana Alaşım Elementleri
1XX.X	Al (>%99)
2XX.X	Al + Cu
3XX.X	Al + Si + Cu +/- Mg
4XX.X	Al + Si
5XX.X	Al + Mg
6XX.X	Kullanılmayan Seri
7XX.X	Al + Zn
8XX.X	Al + Sn
9XX.X	Al + diğer elementler

Çizelge 1.3 : Alüminyum Döküm Alaşımlarının Sınıflandırılması.

Seri	Ana Alaşım Elementleri
1XXX	Al (>%99)
2XXX	Al + Cu
3XXX	Al + Mn
4XXX	Al + Si
5XXX	Al + Mg
6XXX	Al + Si + Mg
7XXX	Al + Zn
8XXX	Al + diğer elementler
9XXX	Kullanılmayan Seri

Çizelge 1.3, Alüminyum Birliği (Aluminum Association) tarafından alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırmasını göstermektedir.

Ana alaşım elementleri mekanik, kimyasal, fiziksel ve işleme açısından farklı özellikler verir. Bu alaşımların özellikleri şu şekilde özetlenebilir;

2XX.X alaşımları, olağanüstü mukavemetleri ve toklukları nedeniyle havacılık endüstrisinde kullanılmaktadır. Ayrıca bu alaşımlar, hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet ve sertliğe sahiptir. Bu çalışmada kullanılan alaşım 2XX.X serisine ait A206 döküm alaşımıdır.

3XX.X alaşımları Silisyum ile birlikte, Bakır ve/veya magnezyum ile birleştirilebilirler. Al-Si-Cu alaşımları, yüksek mukavemetleri ve işlenebilirlikleri nedeniyle motor bloklarında, pistonlarda veya silindir kapaklarında kullanılmaktadır. Al-Si-Mg alaşımları otomotiv endüstrisinde jant gibi uygulamalarda kullanılmaktadır. Al-Si-Mg alaşımları iyi korozyon direncine, düşük termal genleşme katsayısına sahiptir. Ayrıca, bu alaşımların en dikkat çekici özellikleri ısıtma işlemi uygulanabilirliklerinin yanı sıra uzama ve tokluğu artırmak için silisyum fazının ötektik modifikasyonunun mümkün olmasıdır.

4XX.X alaşımları silikon varlığından dolayı mükemmel akışkanlık ve dökülebilirlik gösterir. Ayrıca iyi korozyon direncine sahiptirler. Bununla birlikte, bu alaşımlar zayıf işlenebilirliğe ve sınırlı mukavemete sahiptir. Ek olarak, ötektik altı alaşımlardaki Al-Si ötektik fazı sayesinde, alaşımların mukavemetini, sünekliğini ve dökülebilirliğini geliştirmek için modifikasyon uygulanabilir.

5XX.X alaşımları mükemmel korozyon direncine, yüksek mukavemet ve tokluğa, iyi işlenebilirliğe ve kaynaklanabilirliğe sahiptir. Bu alaşımlar genellikle iyi görünüşlerinden dolayı otomotiv direksiyonlarında kullanılır.

7XX.X alaşımları iyi işlenebilirliğe ve korozyon direncine sahiptir. Ayrıca bu alaşımlar oda sıcaklığında 30 gün boyunca doğal yaşlanma gösterirler. Yaşlandırma işleminden sonra bu alaşımlar tam güç kazanırlar, ancak zayıf dökülebilirlik gösterirler.

8XX.X alaşımları iyi ısı dağılımı ve hafiflik sunar. Ek olarak, bu alaşımlar, Sn içeriği ağırlıkça %5-7 olduğunda düşük sürtünmeye sahiptir [20].

1.2.2 Al-Cu Alaşımları

Al-Cu alaşımları yüksek akma ve çekme mukavemeti istenen uygulamalar için kullanılmaktadır. Dövme alaşımlar için 2XXX, döküm alaşımlar için 2XX.X serilerine aittirler [21]. Cu atomları, YMK kafes yapısına sahip olan Al içerisinde difüzyonla çözündüğü için ağırlıkça %4-6 civarı bulunabilir. İkincil alaşım elementleri ağırlıkça %0,25-0,35 arasında Mg ve Mn olabilir, ayrıca bileşimde Si ve Fe de bulunabilir. Cu ilavesi alaşımların mukavemetini, sertliğini, işlenebilirliğini ve ısı iletkenliğini artırırken, sıcak yırtılma direncini ve korozyon direncini azaltır [2]. Cu ilavesinin korozyon direncini düşürmesinin nedeni, α -Al ve θ (Al_2Cu) fazlar arasında galvanik çift oluşumudur. α -Al fazının anodik ve θ fazındaki Cu'nun katodik olarak davrandığı

durumlarda az miktarda galvanik korozyon meydana gelmektedir [22]. Küçük miktarlardaki Mg ve Mn ilaveleri, süneklik gibi mekanik özellikleri geliştirir, ayrıca ağırlıkça %0.05'ten daha az Ni ilavesi, yüksek sıcaklık dayanımını artırır. Fe genellikle safsızlık olarak bulunur ve belirli bir oranda alaşımda intermetalik bileşikler oluşturur.

Ayrıca, Al-Cu alaşımları ısıtılma işlemi uygulaması ile çökelme sertleşmesine elverişlidir. Bundan dolayı genellikle döküm hali kullanılmaz. Isıtılma işlemi uygulanması ile mukavemeti yüksek oranda artırılabilir. Başlıca kullanım alanları havacılık ve otomotiv endüstrisi gibi yüksek mukavemet, yüksek yorulma direnci, yüksek sürünme direnci ve hafiflik ihtiyacı duyulan sektörlerdir [23].

1.2.3 A206 Alüminyum Alaşımı

A206 alüminyum alaşımı kompozisyonunda ağırlıkça %4,2-5 Cu, %0,2-0.5 Mn, %0,15-0,35 Mg içermektedir. Fe ve Zn ağırlıkça %0,1'den, Ni ve Sn, Si ile birlikte ağırlıkça %0,05'ten az olmalıdır [24]. Mikroyapısında iki ana faz bulundurmaktadır. α -Al olarak da adlandırılan mikroyapıdaki ana fazdır ve Al-Cu faz diyagramında Al tarafında görülen katı çözüldür, θ olarak adlandırılan faz Al_2Cu intermetalik bileşiktir ve α -Al taneleri arasındaki interdendritik boşluklarda çökelme eğilimindedir [15]. A206 alaşımının çekme mukavemeti 430 MPa civarındadır ve çekme/akma mukavemetinin artırılması için ısıtılma işlemi tabii tutulabilir. Cu ilavesi ile alaşım, ısıtılma işlemi ve yaşlandırmaya olanak tanır. Isıtılma işlemi sonrası taneler boyunca dağılmış Al_2Cu çökeltileri sayesinde mukavemet ve sertliğin artırılması sağlanır. A206 alaşımının düşük çevrimli yorulma mukavemeti ve yüksek sıcaklıkta çekme mukavemeti gibi çok iyi mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen, sıcak yırtılmaya karşı direnci düşüktür; bu nedenle endüstride sıklıkla kullanılmaz [3]. Ancak, verimli tane inceltme prosesi ile sıcak yırtılma direnci artırılabilir.

A206 alaşımı otomotiv ve havacılık endüstrilerinin yanı sıra savunma sanayinde de kullanılabilir. Otomotiv endüstrisinde motor blokları ve silindir kapakları için kullanılmaktadır. Havacılık endüstrisinde ise türbin kanadı bileşenlerinde yer almaktadır. Savunma sanayinde balistik uygulamalarında ve yüksek sertlik sunduğundan dolayı dişli sistemlerinde kullanılmaya adaydır [24].

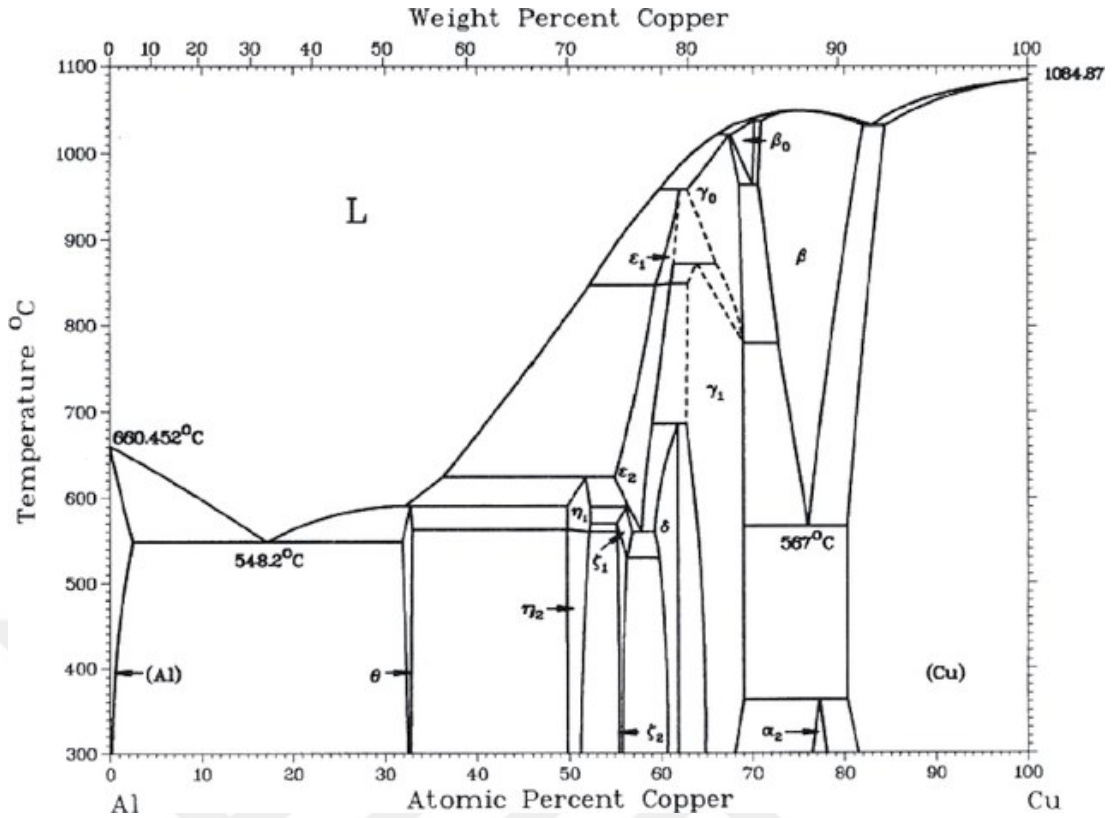
A206 Alüminyum Alaşımındaki İntermetalik Bileşikler

İntermetalik bileşikler, temel olarak sabit bir stokiyometride iki veya daha fazla metalik element tarafından oluşturulan fazlardır [25]. Elementlerin birbiri içinde çözünürlüğe sahip olduğu bir sistemde bulunabilirler. Alüminyum içerisinde bakır, manganez ve magnezyumda çözünürlüğe sahip olduğundan, A206 alaşımında intermetalik bileşikler olabilir. Ayrıca, bir malzemedeki intermetalikler, o malzeme için avantajlı veya zararlı olabilir. A206 alaşımındaki Fe intermetalikleri düşük mukavemeti ve alaşım içerisindeki iğnesel yapıları nedeniyle çekme mukavemetini önemli ölçüde azaltır dolayısıyla A206 alaşımını olumsuz etkiler. Fe genellikle birincil alüminyum üretiminde kullanılan boksit cevherinde inklüzyonlardan gelmektedir. Al-Cu sistemindeki bakıra bağlı intermetalik bileşikler Çizelge 1.4'te gösterilmiştir [26].

Çizelge 1.4 : Al – Cu Sistemindeki İntermetalik Bileşikler.

Faz	Kompozisyon (at.% Cu)	Kristal Yapısı	Sertlik HV (5 gr)	Spesifik Elek. Direnc ($\mu\Omega$ cm)
Cu	100	Kübik	60-100	2
Al₄Cu₉	62,5-69,0	Kübik	549	14,2-17,3
Al₃Cu₄	55,2-56,3	Monoklinik	616	12,2
AlCu	49,8-52,3	Monoklinik	628	11,4
Al₂Cu	31,9-33,0	Tetragonal	324	7,0-8,0
Al	0	Kübik	20-50	2,4

Al₂Cu (θ) intermetaligi, Cu miktarı intermetaligin oluşumunu sağladığından dolayı A206 alaşımında görülebilir; ancak çizelgede görülen diğer intermetalikler, gerekli bileşim oranını sağlayamadığından A206 alaşımında bulunamaz. Al-Cu faz diyagramı incelendiğinde (Şekil 1.2) θ fazı ağırlıkça %4,2-5 Cu içeren A206 alaşımında olduğu görülebilir [28].



Şekil 1.2 : Al-Cu Faz Diyagramı.

Öte yandan, $MgAl_2$, Mg'nin gerekli bileşimi ağırlıkça %0,30 olduğu ve A206 alaşımında ağırlıkça %0,15 ile %0,35 aralığında Mg bulunduğu için oluşturulabilen bir intermetaliktir; bu nedenle A206 alaşımında gözlemlenebilir. A206 alaşımında ağırlıkça %0,2 ile ağırlıkça %0,5 arasında Mn bulunur, bu nedenle Mn_4Al_{11} ve $MnAl_6$ intermetaliklerinin her ikisi de bulunabilir çünkü gerekli Mn bileşimleri sırasıyla ağırlıkça %0,20 ve %0,26'dır [27].

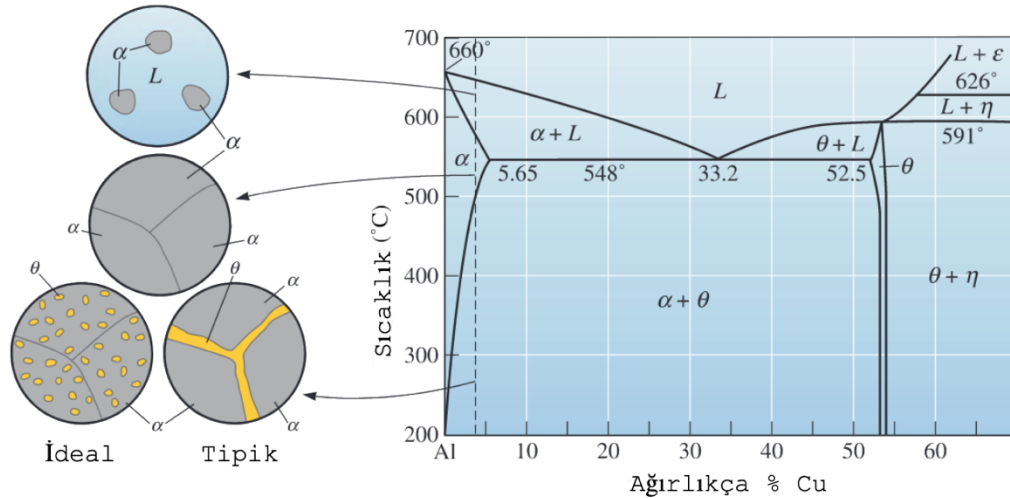
Tüm bu intermetalik bileşikler, özellikle Al_2Cu (θ), mekanik özellikleri olumlu yönde etkiler, ancak demir açısından zengin intermetalikler, genellikle çekme mukavemetini ve diğer mekanik özellikleri önemli ölçüde azaltır. A206 alaşımında görülebilen bu demir açısından zengin intermetalikler arasında ince yaprak benzeri $Al_7Cu_2Fe/Al_7Cu_2(FeMn)$ (β -Fe), $Al_3(FeMn)$, $Al_{15}(FeMn)_3$, $(SiCu)_2$ (α -Fe), ve Al_mFe , bileşikleri vardır. Bu intermetaliklerin oluşumu, Fe, Mn ve Si elementlerinin alaşım içerisindeki kompozisyonlarına bağlıdır. Bu intermetalikler genellikle kırılgan özellikler göstermeleri ve iğne benzeri morfolojilerinin stres konsantrasyonu yaratması nedeniyle mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiledikleri kabul edilmiştir [29]. Demir açısından zengin intermetaliklerin oluşması için gerekli minimum Fe oranı

ağırlıkça yaklaşık %0,16'dır; bu nedenle bu intermetalik bileşiklerin oluşmasını önlemek için Fe içeriği ağırlıkça %0,1'den düşük tutulmaktadır [29].

1.3 Isıl İşlem

Bir metalin mikroyapısını değiştirmek ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için faz diyagramlarına göre erime sıcaklığının altına kadar ısıtılıp soğutulması ile uygulanan işleme ısıl işlem denir. Alüminyum alaşımlarında bu durum özellikle çökelme sertleşmesine elverişli olan döküm ve dövme alaşımların sertliğini arttırmak ve mukavemetlerini güçlendirmek için uygulanan işlem prosedürüdür. Burada dikkat edilmesi gereken nokta, ısıl işlem uygulanabilen alaşımlara hem döküm hem de dövme alaşımların faz diyagramlarına bağlı olarak ısıtma ve soğutma yoluyla mekanik özellik artışı sağlanabilir. Bunların dışındaki döküm ve dövme alaşımlara ısıl işlem uygulanmaz ve soğuk işlem uygulanarak özellikleri artırılır. Ayrıca ısıl işlem, sünekliği arttırırken mukavemeti azaltmak için de kullanılabilir [30].

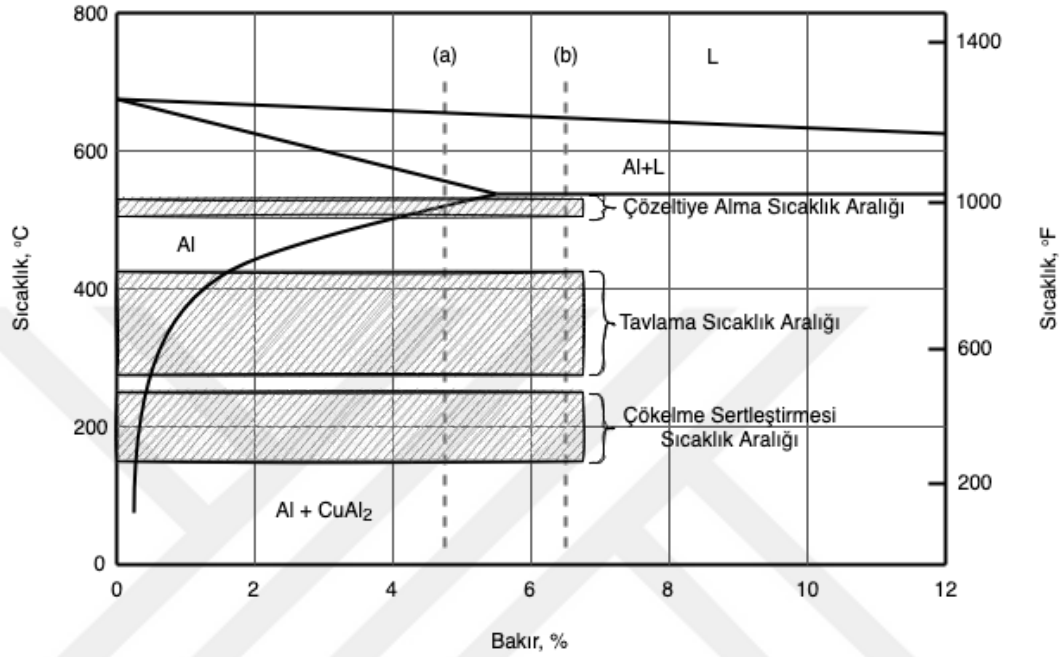
A206 alaşımına yapılan ısıl işlem uygulamasının amacı aşağıda verilen Şekil 1.3'teki "ideal" mikroyapıya ulaşmaktır. Şekil 1.3'te görüldüğü gibi θ fazı homojen olarak α -Al içerisinde dağılmış durumdadır. Bu mikroyapı alaşımın mekanik özelliklerini "tipik" mikroyapıya göre iyileştirir.



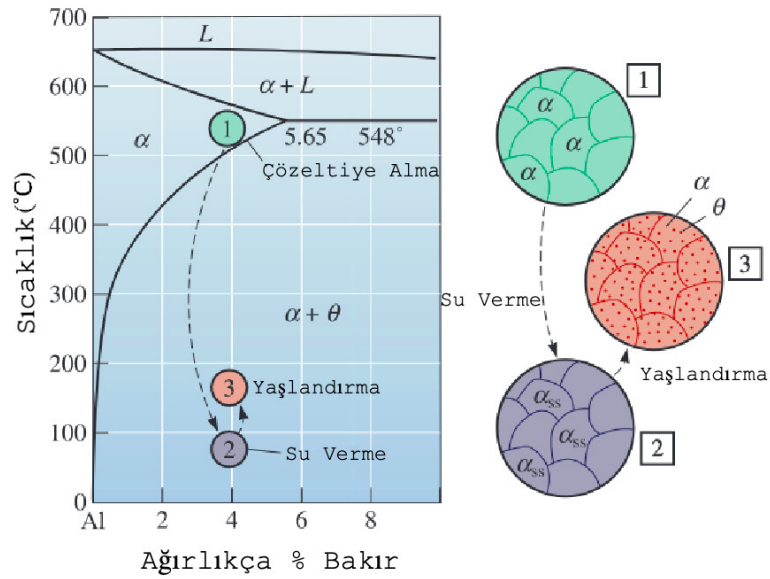
Şekil 1.3 : Al-Cu Faz Diyagramında Al-%4 Cu Alaşımının Soğutulması Sırasında Oluşabilecek Mikroyapılar.

Çökelme sertleşmesi uygulanabilir alaşımlarda sıcaklık artışı ile denge katı çözünürlüğü artar. Bazı alaşımlarda çok az çökelme sertleşmesi görülür. Bu nedenle, bu alaşımlara ısıl işlem uygulanması gereksiz olacağından ısıl işlem uygulanmaz.

Buna bir örnek vermek gerekirse, alüminyum ile silisyum veya manganiz ile yapılan alaşımlarda çökeltme çok az olduğu için malzemenin mekanik performansı çok az değişir ve bu nedenle ısıtıl işlem uygulanmaz. Alüminyum alaşımlarının ısıtıl işlemi üç kısımda incelenir. Bu üç kısmın uygulanabilir sıcaklık aralıkları aşağıda verilen Al-Cu faz diyagramı üzerinde gösterilmiştir (Şekil 1.4) [30].



Şekil 1.4 : Isıl işlem adımları için geçerli sıcaklık aralıkları ile Al-Cu faz diyagramı.



Şekil 1.5 : Al-Cu Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemdeki Üç Adım ve Elde Edilen Mikroyapılar.

1.3.1 Çözeltiye Alma

Isıl işlemin ilk aşaması çözeltiye alma işlemidir. Burada amaç, homojen bir katı çözelti elde etmek ve bu çözeltiyi çökelme sertleşmesine hazırlamaktır. Bu işlemde, alaşımın sertleşmesini sağlayacak fazlar (A206 alaşımı için Al_2Cu (θ) fazıdır) tamamen katı çözeltinin içerisinde homojen bir şekilde çözünene kadar gerekli sıcaklıkta tutulur. Bu aşamada sıcaklık parametresi belirlenirken alaşımın kompozisyonu ile solvüs eğrisinin kesişim noktasındaki sıcaklık değeri minimum olurken, ötektik noktanın sıcaklık değeri ise maksimum olur. Solvüs eğrisinin başlangıç noktası ile ötektik nokta arasındaki sıcaklık farkı ne kadar yüksek olursa, çözeltiye alma işleminin sıcaklık aralığı o kadar geniş olur. Bu sıcaklık değerlerine ± 6 °C lik bir hata payı uygulanır. Bu hata payı uygulanmadığı takdirde ısıtılma işlemde çözeltiye alma aşaması başarılı olmayabilir [31]. Al-Cu faz diyagramına bakarak Al içerisindeki Cu çözünürlüğünün sıcaklıkla değişimini anlayabiliriz. Cu, %0,2 çözünürlükten ötektik kadar olan solvüs eğrisinin üzerinde α -Al içerisinde çözünür ve bu nedenle Cu miktarına göre bu eğrinin üzerindeki bir sıcaklıkta tutulmalıdır. Bu sayede sistem uygun sıcaklıkta olacak ve yeterli süre beklendiğinde Cu tamamen çözeltiye alınacak ve alaşımda tam difüzyon sağlanacaktır. Solvüs eğrisinin altında α -Al fazı ve intermetalik bileşik olan θ fazı vardır. Bu işlem doğru yapıldığında, yani sıcaklık solvus eğrisi üzerinde olduğunda ve yeterince tutulduğunda katı çözelti bakırca aşırı doymuş hale gelir [31].

Çözeltiye alma aşamasında, Al-Cu faz diyagramında görülen, ötektik erime sıcaklığının üzerinde bir sıcaklık oluştuğunda aşırı ısınma meydana gelir. Bu sınır aşıldığında ötektik erime başlar ve bunun sonucunda ısıtılma işlemle artırılması istenilen özellikler tam tersine bozulabilir. Alaşımın çekme ve akma mukavemeti, süneklik ve tokluk gibi özelliklerinde azalma gözlenir. Aşırı ısınma nedeniyle alaşımın mikro yapısı bozulursa malzeme kullanılamaz hale gelir. Aşırı ısınma ile tane sınırlarının erimesi, gözle görülebilecek hatta tahribatsız muayene yöntemleri ile incelenebilecek bir durum değildir. Bu nedenle çözeltiye alma aşamasının sıcaklık sınırları iyi belirlenmelidir [30].

Ayrıca, ikiden fazla bileşene sahip daha kompleks alaşımlarda, çözeltiye alma sıcaklığı, eklenen ekstra elementlerin çözünürlük ve ötektik erime noktası üzerindeki etkilerine göre belirlenir. Örneğin, Al-Cu'ya üçüncü olarak Mg eklendiğinde, ötektik erime noktası düşer. 3 farklı Al-Cu-Mg alaşımının ısıtılma sıcaklıkları ve ötektik erime sıcaklıkları Çizelge 1.5'te örnek olarak verilmiştir [30].

Çizelge 1.5 : Farklı Al-Cu-Mg Alaşımlarının Çözeltiye Alma ve Ötektik Erime Sıcaklıkları.

Alaşım	Çözeltiye Alma Sıcaklık Aralığı		Ötektik Ergime Sıcaklığı	
	°C	°F	°C	°F
2014	496-507	925-945	510	950
2017	496-507	925-945	513	955
2024	488-499	910-930	502	935

Isıl işlem yapılırken çözeltiye alma aşamasının başarılı olabilmesi için; sıcaklık solvüs eğrisinin üzerinde, ötektik erime sıcaklığının altında olmalıdır. Ayrıca işlemin tamamlanabilmesi için homojen bir katı çözelti elde edene kadar beklenmelidir. Bekleme süresi tercih edilen sıcaklığa göre değişiklik gösterebilir. Sıcaklığın üst sınırı olan ötektik sıcaklığına ne kadar yakın olursa atomların difüzyonu o kadar kolay olacağından dolayı bekleme süresi azalabilir, ya da bu durumun tam tersi şeklinde solvüs eğrisine ne kadar yakın olursa bekleme süresi o kadar artabilir.

1.3.2 Su Verme

Çözeltiye alma işlemi başarılı olarak tamamlandıktan sonra tamamen α -Al fazına sahip alaşıma ısıl işlemin ikinci aşaması olan su verme yapılır. Su verme işleminde yüksek sıcaklıkta oluşan aşırı doymuş katı çözeltiyi oda sıcaklığına hızla soğutulur. Bu işlemde atomların potansiyel çekirdeklenme bölgelerine yayılmak için zamanları yoktur, bu nedenle θ fazı oluşmaz. Su verme işleminden sonra yapı, aşırı bakır içeren aşırı doymuş katı bir çözelti elde edilir ancak bu bir denge yapısı değildir. Metastabil bir yapıdır [32]. Su verme işleminde alaşımın tümünü aynı anda ve hızlıca soğutulmalıdır. Özellikle büyük boyutlardaki dökümlerde su verme işlemi zor veya yavaş olabilir. Bu durum tane sınırlarına θ fazının çökmeye başlamasına neden olur ve ısıl işlem başarısız olabilir.

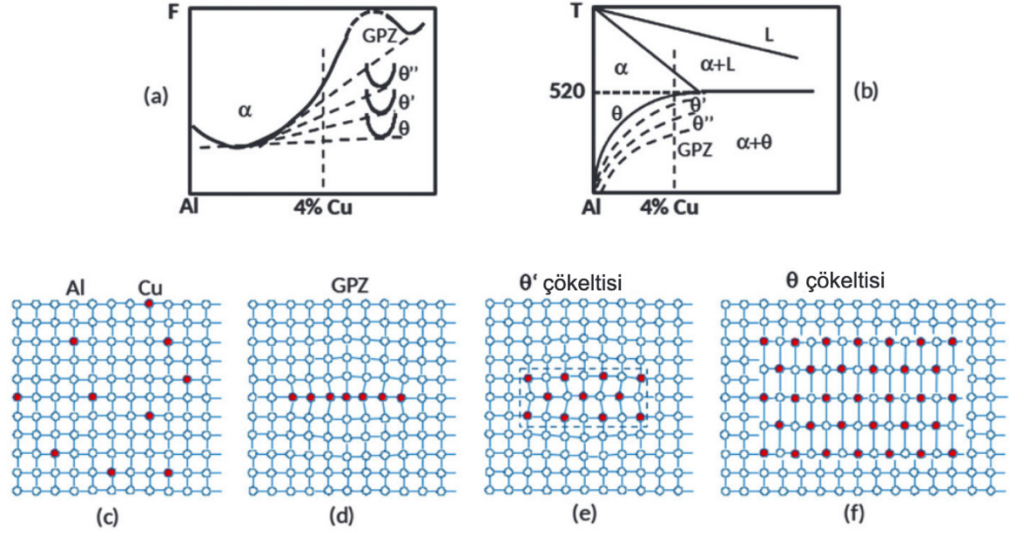
1.3.3 Yaşlandırma

Yaşlandırma işlemi, doğal ve yapay olmak üzere iki ayrı kısımda incelenir. Çözeltiye alma ve su verme işleminden sonra oda sıcaklığında doğal yaşlandırmaya bırakılarak sertleşmesi sağlanabilir veya çökeltme sertleştirme ısıl işlemi ile yapay yaşlandırma yapılır. Yeterli bir süre oda sıcaklığında tutularak stabil ürünler elde edilebilir. Ancak

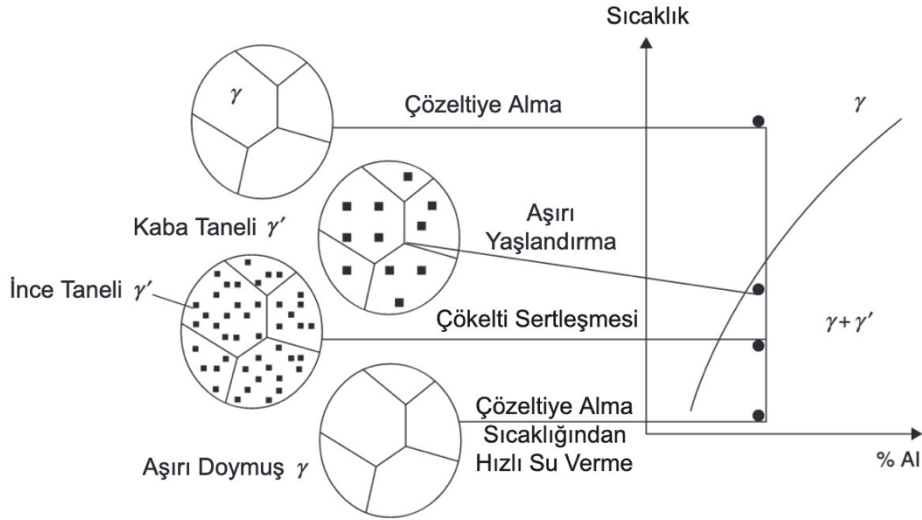
çökeltme sertleştirilmesi sıcaklığı ile yaşlandırma daha yüksek mukavemet ve sertlik sağlamak için daha uygundur [33].

Çökeltme sertleşmesi ısıtıl işleminde aşırı doymuş α , solvüs sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ısıtılır. Bu yapay yaşlandırma sıcaklığında, atomlar sadece kısa mesafelerde difüzyon hareketi gerçekleştirebilir. Aşırı doymuş α yarı kararlı olduğundan, ekstra bakır atomları çok sayıda çekirdeklenme bölgesine difüze olur ve çökelti büyür. Sonunda, alaşımı yaşlandırma sıcaklığında yeterli bir süre tutulduğunda, denge halinde $\alpha+\theta$ yapısı üretilir [32].

Alüminyum-bakır alaşımlarının yaşlanması sırasında, denge θ fazının oluşumundan önce sürekli öncü çökelti fazları oluşur. Bu durum, çökeltme sertleşmesi uygulanan alaşımlarda oldukça yaygındır. Şekil 1.6'te verilen basitleştirilmiş diyagram bu öncü çökelti gösterir. Yaşlandırmanın başlangıcında, bakır atomları matristeki $\{100\}$ düzlemlerinde yoğunlaşır ve Guinier-Preston (GP) adı verilen bölgelerde çok ince çökelti oluşturur. Yaşlandırma devam ettikçe, çökeltiye daha fazla bakır atomu bağlanır. Böylece GP-I bölgeleri ince diskler şeklindeyken, GP-II bölgeleri şekline dönüşerek kalınlaşır. Devam eden difüzyonla, çökelti bir düzen geliştirir ve θ' olarak adlandırılır. Son olarak, kararlı θ çökeltisi üretilir. Buradaki her aşamada çökelti büyür (Şekil 1.6) [32, 34]. GP-I, GP-II ve θ' dengesiz çökeltilerdir. Isıl işlemin ilk aşamalarında yaşlandırma süresi arttıkça bu dengesiz çökelti büyür ve alaşımın mukavemeti artar [32]. Şekil 1.7'de aşırı yaşlandırmaya sahip bir alaşımın kaba taneli çökelti gösterilmiştir [35].

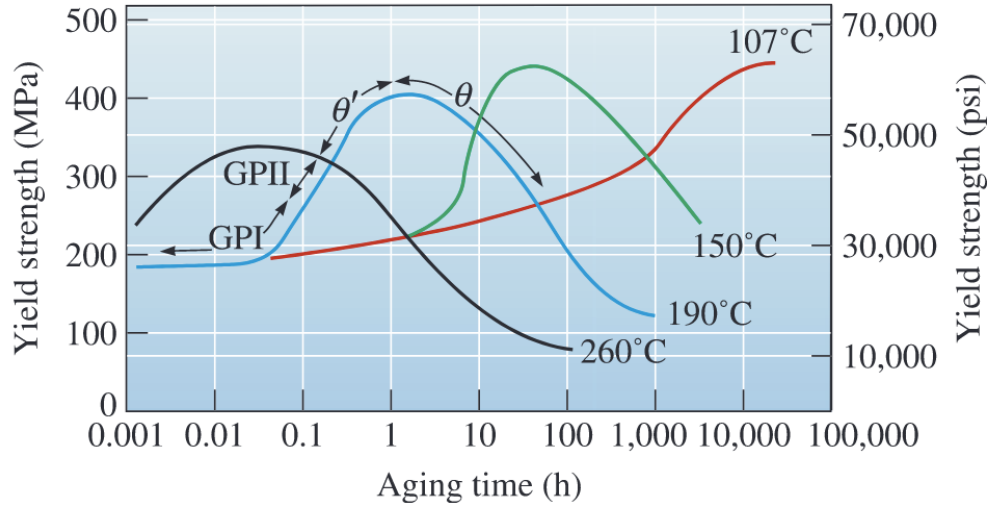


Şekil 1.6 : Al-Cu aşırı doymuş katı çözeltisinin çökelme adımları.



Şekil 1.7 : Isıl işlem aşamalarında oluşan mikroyapılar.

θ'' ve θ' çökeltileri oluştuğunda alaşım en yüksek dayanıma ulaşır. Yaşlandırma işlemine devam edildiğinde θ çökelti oluşumu görülür ve alaşımın mukavemeti azalır, bu durum aşırı yaşlandırma olarak adlandırılır [36]. Yaşlandırılabilir bir alaşımın özellikleri hem yaşlandırma sıcaklığına hem de yaşlandırma süresine bağlıdır (Şekil 1.8) [32].



Şekil 1.8 : Ağırlıkça %4 Cu içeren Al-Cu alaşımının yapay yaşlandırma süresine ve sıcaklığına bağlı akma mukavemeti değişimi.

260 °C'de Al-%4 Cu alaşımındaki difüzyon hızlıdır ve çökeltiler hızla oluşur. Mukavemet, 0,1 saatten daha kısa bir süre maruz kaldıktan sonra maksimuma ulaşır. Alaşım 0,1 saatten (6 dakika) daha uzun süre tutulursa aşırı yaşlandırma meydana gelir [32].

Birçok alüminyum alaşımı için tipik bir yaşlandırma sıcaklığı olan 190 °C'de, optimum mukavemet değerlerine ulaşmak için daha uzun bir süre gerekir; ancak, daha düşük sıcaklığı kullanmanın yararları vardır. İlk olarak, yaşlandırma sıcaklığı azaldıkça maksimum mukavemet artar. İkincisi, alaşım maksimum mukavemetini daha uzun bir süre boyunca korur. Üçüncüsü, mekanik özellikler alaşımın her bir noktasında daha stabildir. Örnek olarak, alaşım 260 °C'de sadece 10 dakika yaşlandırılırsa, parçanın yüzeyi uygun sıcaklığa ulaşır ve güçlenir, ancak merkez soğuk kalır ve çok az yaşlanır [32]. Sıcaklık-Bekleme süresi optimizasyonu ısıtma işlemi için çok önemlidir.

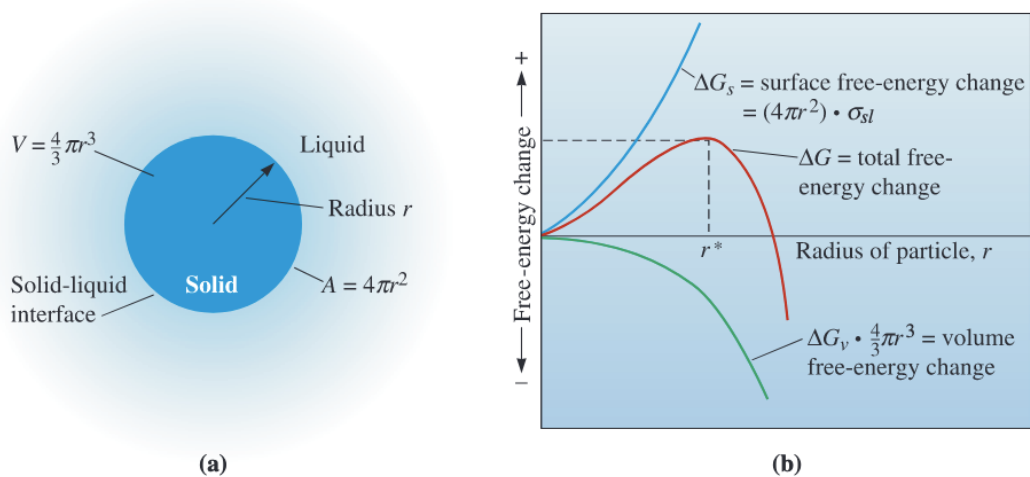
150 °C veya 260 °C'de yapılan yaşlandırmaya yapay yaşlandırma denir, çünkü alaşım çökelti oluşturmak için ısıtılır. Bazı çözeltilere alma ve su verme işlemleri uygulanmış alaşımlar oda sıcaklığında yaşlandırılır; buna doğal yaşlandırma denir. Doğal yaşlandırmada maksimum mukavemete ulaşmak için uzun süreler (genellikle birkaç gün) gerekir; bununla birlikte, çekme mukavemeti, yapay yaşlandırmada elde edilenden daha yüksektir ve aşırı yaşlandırma meydana gelmez [32].

Bu çalışmada A206 alaşımına T6 ve T7 ısıtma işlem prosedürleri uygulanmıştır. T6 ve T7 ısıtma işlemlerinde sırasıyla çözeltilere alma, su verme ve son olarak yapay yaşlandırma

aşamalarından oluşur. T6 tipi ısıt işleminde alaşımlarda en yüksek mukavemet elde edilir. T6 ve T7 ısıt işlemin farkı, T7 ısıt işleminde alaşımın aşırı yaşılandırılmış olmasıdır. Aşırı yaşılandırmanın sonucu olarak alaşımın mukavemeti ve sertliği düşer. Burada mukavemetten feragat edilerek sertlik azaltılmak istenir çünkü yüksek sıcaklıklarda çalışan alaşımlarda, boyutsal kararlılığı artırmak ve bükülme yoluyla bozulma azaltmak istenir. Genellikle motor parçalarında bu ısıt işlem tercih edilir. T7 ısıt işlemi uygulamasında T6'dan daha yüksek bir sıcaklıkta veya daha uzun süre yapay yaşılandırma yapılır. Alaşım, T7 ısıt işlemi ile geliştirilmiş özellikleri sayesinde stres korozyonu çatlaklarına karşı direnç kazanır [37].

1.4 Katılaşma

Tane inceltme işlemi, bir alaşımın katılaşma aşaması ile doğrudan ilintilidir. Tane inceltme işlemini anlamak için öncelikle katılaşma hakkında bilgi sahibi olmak gerekir. Metallerin katılaşması iki temel aşamada gerçekleşir, bunlar sırasıyla; Çekirdeklenme ve Büyüme'dir. Çekirdeklenme ve büyüme, herhangi bir sıvı kendi denge erime sıcaklığının ΔT kadar altında olduğunda başlar. Burada ΔT aşırı soğutma (undercooling) sıcaklığı olarak adlandırılır [39]. Katılaşma aşamasında çekirdeklenme terimi, erimiş malzemeden ilk nanokristallerin oluşumunu ifade eder [32]. Çekirdeklenme, çekirdek adı verilen küçük katı parçacıkların oluşumu ile başlayan yarı kararlı sıvıdan nanokristaller oluşturan termal olarak aktive edilmiş bir süreçtir [39]. Çekirdeklenme mekanizması serbest enerji değişimi ile anlaşılabilir (Şekil 1.9).



Şekil 1.9 : (a) Katı-Sıvı arayüzü (b) Katı-sıvı sisteminin toplam serbest enerjisi, katının yarıçapına göre değişimi.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{sl} \quad (1.1)$$

Şekil 1.9'da, üstteki eğri toplam yüzey serbest enerjisinin parabolik değişimini göstermektedir. En alttaki eğri, toplam hacim serbest enerji değişim terimini gösterir, burada ΔG_v birim hacim başına serbest enerji değişimi verir. Ortadaki eğri ΔG 'nin değişimini gösterir ve denklem 1.1'de verildiği gibi diğer iki eğrinin toplamını temsil eder. Sıvı içinde küçük katı parçacıkların oluşumu, Şekil 1.9'daki verilen denklemlerdeki üs farkından dolayı her zaman bir serbest enerji artışına yol açar. Oluşan katının yarıçapı (r) kritik yarıçaptan (r^*) büyükse, kararlı katı parçacıklar çekirdek haline gelir. Aksi takdirde bu küçük katı parçacıklar eriyik içinde varlıklarını sürdüremezler. Katının yarıçapı kritik yarıçapa eşitse, çekirdek çevreleyen sıvı ile kararsız bir dengededir [39]. Kritik yarıçap (r^*), katı parçacık kararlı hale gelip büyümeye başlamadan önce sıvı içinde bir araya gelen atomlar tarafından oluşturulması gereken minimum kristal boyutudur [32].

Çekirdeklenme mekanizmaları homojen ve heterojen çekirdeklenme olmak üzere iki gruba ayrılır.

Homojen çekirdeklenmenin sağlanabilmesi için sıvının kalıbın duvarlarıyla temas etmediği ve sıvıda çekirdeklenmeyi başlatabilecek herhangi bir safsızlık partikülü veya gaz gözenekliliği olmadığı kabul edilir [39]. Bir sıvı, denge donma sıcaklığının altındaki sıcaklıklara soğutulduğunda, çekirdeklenmenin oluşumu iki faktöre bağlıdır. Birincisi, atomlar termal enerjilerini kaybettiğinden, daha büyük katılar oluşturma olasılığı artar. İkincisi, sıvı ve katı arasındaki daha büyük hacimli serbest enerji farkı, çekirdeğin kritik boyutunu (r^*) azaltır. Homojen çekirdeklenmenin meydana gelmesi için aşırı soğuma (ΔT) kararlı bir çekirdek olacak kadar büyüdüğünde meydana gelir [32].

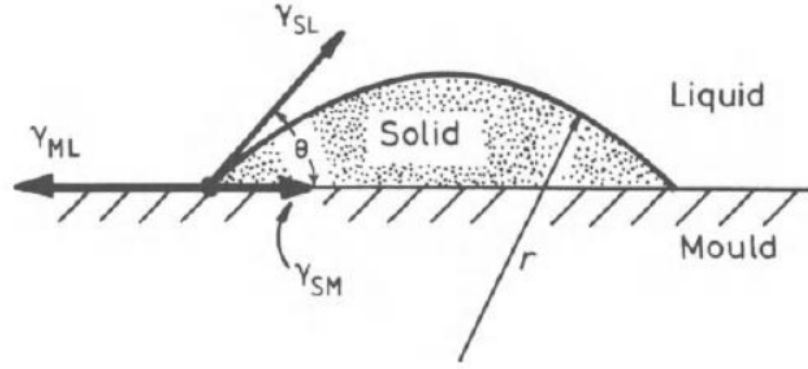
Homojen çekirdeklenme için kritik yarıçapın (r^*) boyutu şu şekilde verilir:

$$r^* = \frac{2\sigma_{sl}T_m}{\Delta H_f \Delta T} \quad (1.2)$$

Burada, ΔH_f , birim hacim başına gizli füzyon ısısıdır, T_m , kelvin cinsinden denge katılaşma sıcaklığıdır ve $\Delta T = (T_m - T)$, sıvı sıcaklığı T olduğunda ölçülen aşırı soğumadır. Gizli füzyon ısısı, sıvıdan katıya dönüşüm sırasında verilen ısıyı temsil eder. Kontrollü laboratuvar deneyleri dışında, sıvılarda homojen çekirdeklenme asla

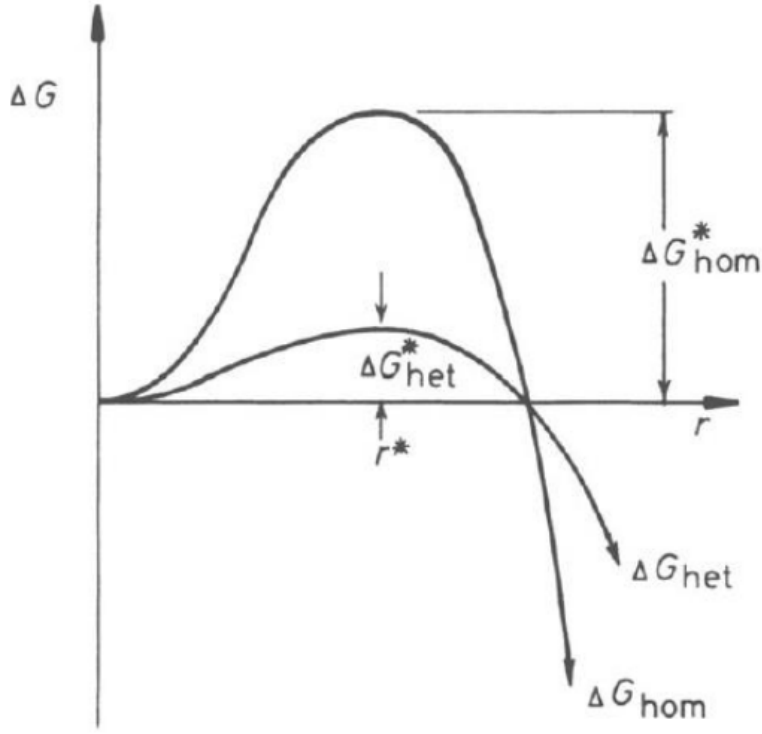
gerçekleşmez. Çünkü aşırı soğumanın çok büyük olması gerekmektedir. Örnek olarak; su, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de katılaştığında homojen çekirdeklenme gerçekleşir [32].

Heterojen çekirdeklenmede çekirdeklenme için uygun yüzeyler kullanılır. Sıvı ile temas halindeki safsızlıklar, çekirdeklenme için uygun bir yüzey sağlar (Şekil 1.10.) [39].



Şekil 1.10 : Düz bir kalıp duvarında küresel bir embriyonun heterojen çekirdeklenmesi.

Homojen çekirdeklenmeye göre heterojen çekirdeklenmedeki kritik yarıçapın (r^*) oluşması için daha az miktarda atomun bir araya gelmesi yeterlidir. Bundan dolayı kritik yarıçapa ulaşmak için çok daha az aşırı soğutma gereklidir, bu nedenle çekirdeklenme daha kolay gerçekleşir. Önceden var olan yüzeylerde çekirdeklenme, heterojen çekirdeklenme olarak bilinir. Bu süreç çekirdeklenme fazı için temas açısına (θ) ve çekirdeklenmenin meydana geldiği yüzeye bağlıdır [32]. Şekil 1.11’de homojen ve heterojen çekirdeklenme için gerekli serbest enerji-yarıçap grafiği verilmiştir, heterojen çekirdeklenme için gerekli serbest enerji değişimi homojen çekirdeklenmeye kıyasla daha düşüktür [39].



Şekil 1.11 : Homojen ve Heterojen çekirdeklenmeler için serbest enerji-yarıçap grafiği.

1.5 Tane İnceltme

Tane inceltme, neredeyse bir asırdır tane boyutunu küçültmek ürünlerin mukavemetini artırmak için kullanılan önemli bir yöntem olmuştur. Bir malzemenin mikroyapısındaki değişim mekanik özellikleri, işlenebilirliği ve şekillendirilebilirliği gibi özelliklerinin iyileştirilmesi için kritik bir yeri vardır. Mikroyapının değiştirilmesi, bugüne kadar çok sayıda metalurji uzmanı tarafından araştırılmıştır. Mikroyapılardaki değişimler üretimden önce ve sonra yapılabilir.

A200 serisi alaşımlar düşük maliyet, düşük ağırlık, mükemmel mekanik özellikler, iyi dökülebilirlik, yüksek sıcaklıkta yüksek yorulma ömrüne sahip olmalarına rağmen, bu alaşımlar uzun donma aralıklarından dolayı katılaşma sırasında oluşan sıcak yırtılma sorunu nedeniyle nadiren kullanılır [3].

1970 yılında, Davies'in yapmış olduğu çalışmada, dökümdeki toplam sıcak yırtılma uzunluğunun, döküm tane boyutuyla alakalı olduğunu belirtti. 2xx alaşımlarında tanelerin uygun şekilde inceltmesi ile ortadan kaldırılabilir veya sınırlandırılabilir. Bu nedenle, A206 alaşımının malzemede istenen özelliklere sahip olması için tane inceltme işlemi zorunluluk haline gelmiştir [3, 43].

Genellikle master alaşımların eklenmesiyle uygulanan tane inceltme işlemi, tanelerin boyuna büyümesini kasıtlı olarak bastırarak ince ve eş eksenli mikroyapıların oluşumunu sağlar. Boyuna büyümüş veya iri taneli dökümler, ince ve eş eksenli taneli dökümlere kıyasla zayıf dökülebilirliğe ve mekanik özelliklere sahiptir [5, 40].

Tane inceltme yöntemleri üç ana gruba ayrılabilir: Termal yöntem (Soğutma hızı, ısıtma işlemi), Mekanik yöntem (Ajitasyon), Kimyasal yöntem (Katkılarla tane boyutu kontrolü, aşılama).

Termal yöntem, hızlı soğutma ile dökme metallerin tane boyutunu kontrol eden kritik bir faktördür. Genel olarak, elde edilen yüksek aşırı soğuma nedeniyle daha yüksek soğutma hızının daha küçük tanelere yol açtığı kabul edilir. Yüksek soğutma hızında katılaşma birçok farklı noktadan aynı anda başladığı birim hacimdeki tane sayısı artar. Katılaşmanın başladığı her bir çekirdek bir tane oluşturur.

Mekanik tane inceltme yöntemi, katılaşma gerçekleşirken eriyiğin elektromanyetik, ultrasonik ve mekanik karıştırma cihazları kullanılarak karıştırılmasına izin verir. Ancak bu yöntem için üretilen özel cihazların kurulum maliyeti, yüksek işlem maliyeti ve uzun işlem süresi nedeniyle bu yöntem genellikle yarı katı metal işleme için uygundur.

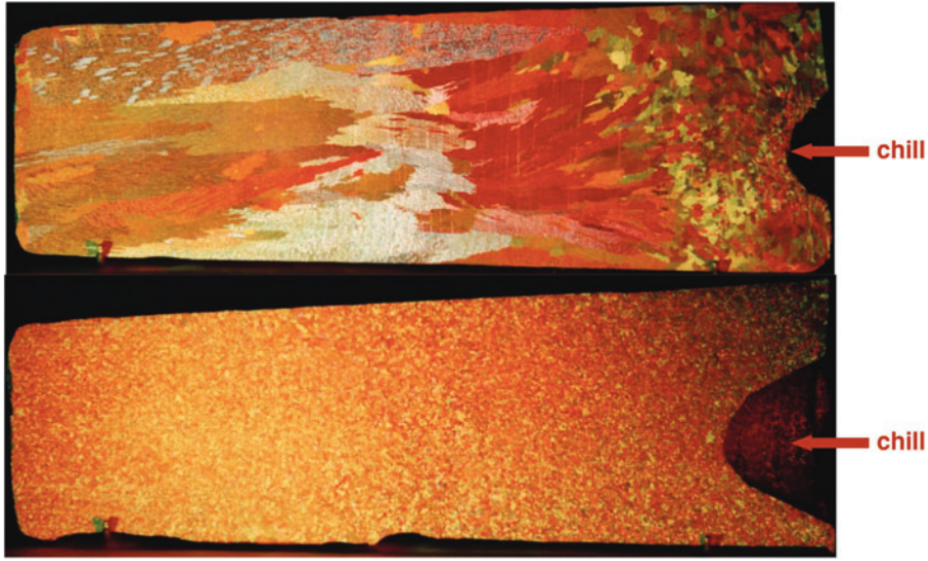
Kimyasal yöntemle tane inceltme, heterojen çekirdeklenme ile daha fazla çekirdek oluşumunu destekleyen ve sonuç olarak büyümeyi sınırlayan aşılama katkı maddelerinin eklenmesini içerir. Bu aşılama yöntemi birçok çalışma ve deneye konu olmuştur [3,40,41].

Döküm alaşımlarında tane inceltme işlemlerinin avantajları şu şekilde sıralanabilir;

- Daha iyi ve homojen mekanik özellikler sağlar,
- Daha homojen porozite dağılımı, daha az ve küçük porozite,
- Besleme, akışkanlık, yüzey kalitesi, işlenebilirlik ve şekillendirilebilirliği iyileştirir,
- Daha iyi yorulma ömrü,
- Büzülme ve sıcak yırtılmayı azaltır,
- İkincil fazların daha iyi dağılımı [3,40,41].

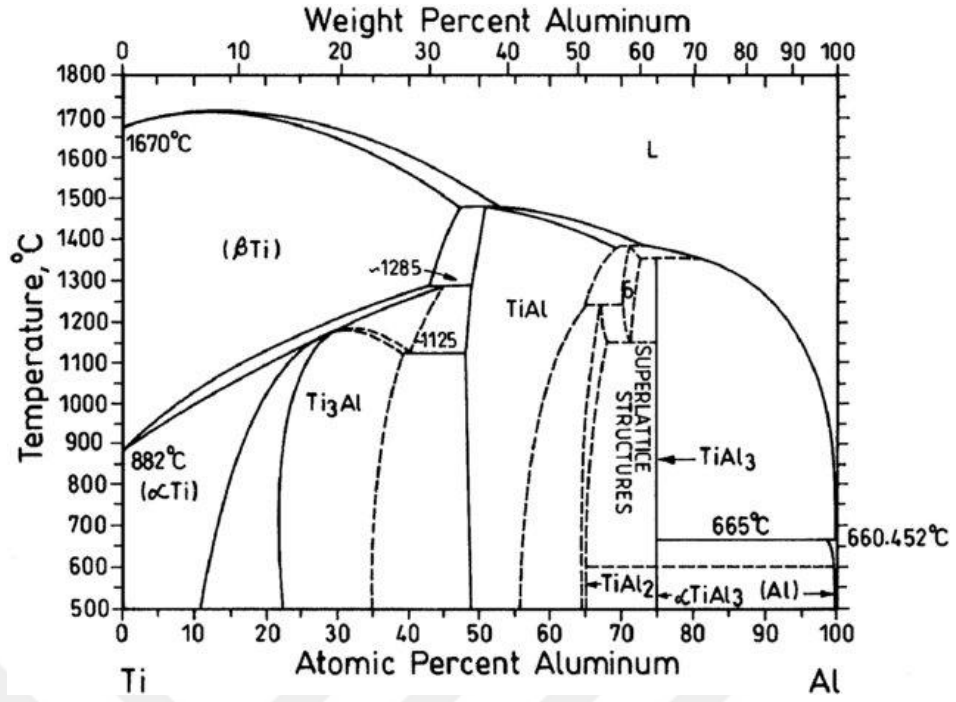
Alüminyum alaşımlarında tane inceltme, hem alaşımların şekillendirilmiş dökümünde hem de dövme alaşımların külçe dökümünde yaygın olarak uygulanır. Tane inceltme

istenen mekanik özelliklere ulaşmak için kullanılan bir işlemdir. İnce taneli yapıya sahip metallerde dislokasyon hareketleri zor ve kısıtlı olduğundan mekanik özellikler iyileştirilir. İstenen mekanik özellikler genellikle yüksek akma mukavemeti, yüksek çekme mukavemeti, yüksek tokluk ve iyi ekstrüzyon edilebilirliktir. Tüm bu mekanik özellikler, ince ve eşit eksenli dağıtılmış tane yapısı ile sağlanabilir. Ek olarak, tane inceltme işlemi ile, ikinci fazın düzgün dağılımı, iyi yüzey kalitesi ve sıcak yırtılma direnci gibi özellikler de geliştirilebilir [4,6]. Şekil 1.12’de 3xxx serisi bir alüminyum alaşımına ait makroyapı üzerinden tane inceltme etkisi gösterilmiştir [43].



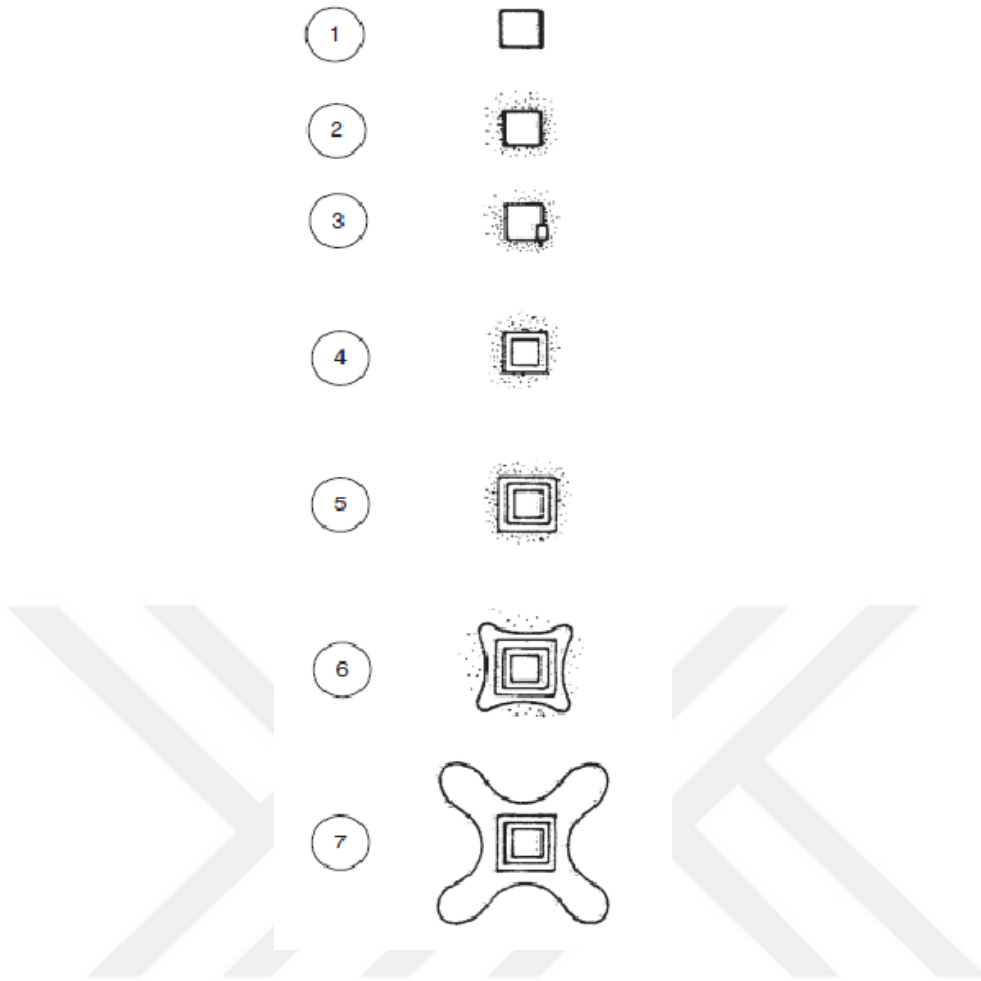
Şekil 1.12 : Bir 3004 alaşımının üstte tane inceltme olmadan ve altta tane inceltilmiş yapısı.

Günümüzde, Al-Ti-B master alaşımları alüminyum döküm endüstrisinde tane inceltici olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımlar mikroskopik ölçekte TiB_2 ve $TiAl_3$ parçacıkları içerir ve bu alaşımlar sıvı metale eklendiğinde, alüminyum kristallerinin çekirdeklenebileceği yüzeyler olarak işlev görür. Katılaşma birçok farklı noktadan başladığından, katılaşma sonunda birim hacim başına tane sayısının arttığı gözlenmektedir [5]. Şekil 1.13'de görüldüğü gibi, $TiAl_3$ alaşımı katılaşma sıcaklığı yaklaşık 1460 °C'dir. Bu alaşım sıvı alüminyum içine eklendiğinde bir miktar yüzeyden çözünmeye başlar ancak tam olarak eriyemez.

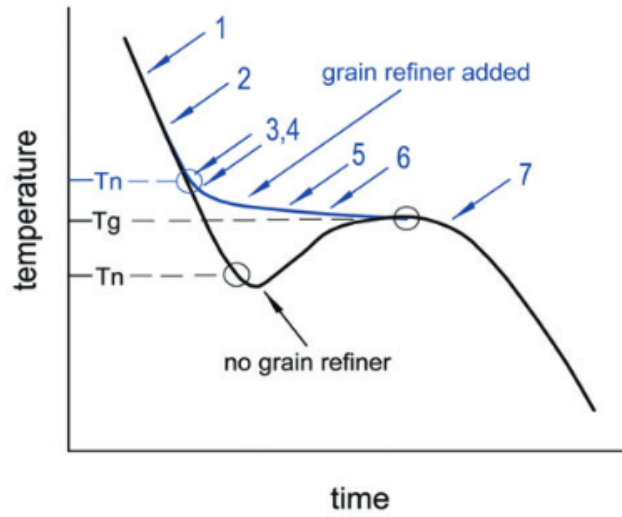


Şekil 1.13 : Ti-Al Faz Diyagramı.

TiAl₃ partiküllerinin etrafı Ti açısından zenginleşir. Daha sonra faz diyagramında da görüldüğü gibi Ti açısından zengin olan bölge sıvı Al ile tepkimeye girerek Al'nin erime sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta çekirdeklenmeye başlar (Şekil 1.14). Sonuç olarak TiAl₃ küçük katı hal partikülleri, katılaşmanın başlaması için uygun yüzeyler oluşturur [43]. Heterojen çekirdeklenmeyi destekleyen bu partiküller sayesinde aşırı soğuma gerçekleşme miktarını azaltır (Şekil 1.15) [43].



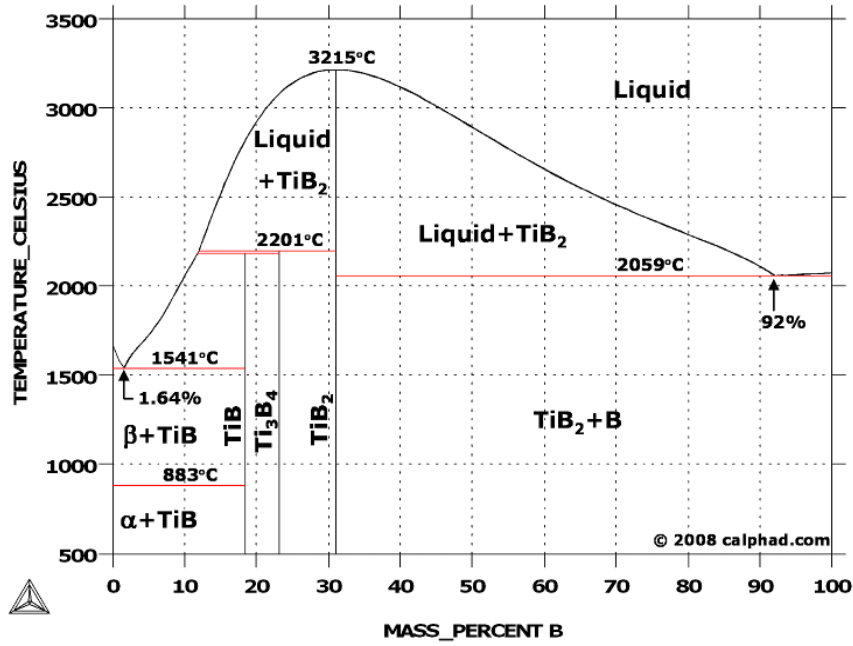
Şekil 1.14 : TiAl_3 yüzeyinde oluşan Al heterojen çekirdeklenmesi.



Şekil 1.15 : Katılaşma sırasındaki soğuma eğrileri.

Şekil 1.16'daki Ti-B faz diyagramına göre, TiAl_3 bileşiği ile aynı şekilde, TiB_2 bileşiğini eritmek için yüksek sıcaklıklara (3230°C) ulaşılmalıdır ve katı haldeki bu

parçacıklar yine sıvı alüminyum alaşımının katılaşması sırasında çekirdeklenmeye uygun yüzey görevi görerek tane sayısının artışı ve küçülmesini sağlar.



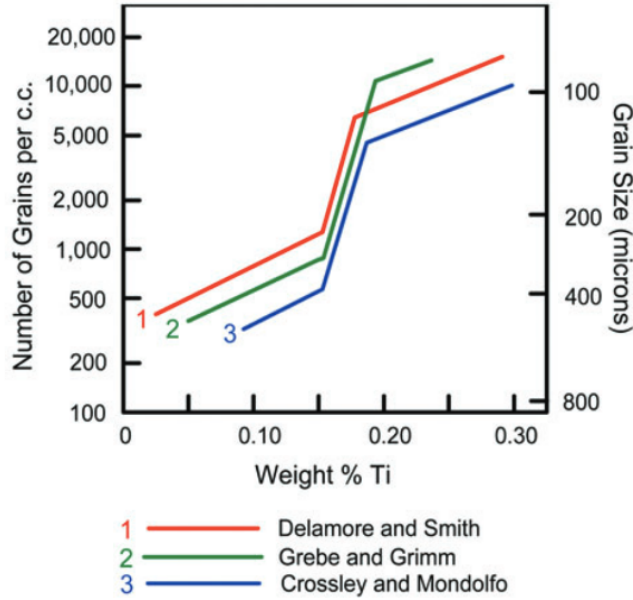
Şekil 1.16 : Ti-B Faz Diyagramı.

AlB₂ intermetalikliği de tane inceltme etkisine sahiptir. Hatta TiAl₃ ve TiB₂ intermetaliklerine göre çok daha iyi çekirdek oluşumu sağlarlar. Ancak sıvı Al içerisinde kolaylıkla çözündüğünden dolayı dökümhanelerde kullanımı tercih edilmez [43].

Tane inceltici olarak eklenen master alaşımlarının mikroyapı ve faz dağılımları tane inceltme verimliliğini etkileyebilir. Sıvı metalin içerisinde eklendiğinde master alaşımlarda bulunan Al erir ve içerisinde bulunan tane inceltmede görev alan intermetalikler sıvı metal içerisinde dağılmaya başlar. Bu intermetalikler ne kadar ince ve çok olursa tane inceltme verimliliği doğal olarak artacaktır. Ancak, Al-Ti-B master alaşımları uzun yıllardır endüstride kullanıldığından ve birçok üretici tarafından arz edilebildiğinden dolayı ekonomik açıdan ulaşılabilirlikleri kolaydır. Sonuç olarak tane incelticilerin verimliliği literatürde araştırma konusu olmamıştır.

Ancak bu bilgiler dışında dikkat edilmesi gereken bir durum vardır; TiAl₃ partiküllerinin çözünmesi. Normal şartlarda alaşıma titanyum ekleme seviyesinin 100 ppm (%0.01 Ti) veya altında olduğu düşünüldüğünde, bu kadar az miktardaki titanyum, normal döküm sıcaklıklarında saf alüminyuma ilave edildiğinde çözünür. Bu nedenle, tane inceltme başarılı olamaz [44, 45].

TiAl₃ partiküllerinin sıvı Al ile teması sırasında çözünmeye başlamasının bir diğer sonucu da tane inceltme etkisinin azalmasıdır (fading effect). TiAl₃ ile sıvı Al, döküm sıcaklığının üzerinde pota içerisinde kaldığı sürece TiAl₃ partikülleri zamanla çözünür. Bu duruma solma etkisi denir. Tane incelticilerin solma süresini etkileyen üç ana faktör; kullanılan ana alaşım, metal sıcaklığı, metalin titanyum içeriğidir. Tane inceltme için kullanılan master alaşımdaki TiAl₃ partikül boyutunu belirlenmesi çok önemlidir. Titanyum-alüminyum çubuklar kullanıldığında TiAl₃ partikülleri daha küçük olma eğilimindedir. Bu nedenle, bu küçük partikülleri hızlı çözünmeye neden olur ve döküm işlemi tipik olarak 10 ila 15 dakika içinde yapılmalıdır. İkincisi, titanyum içeriği çözünürlükten çok daha az ise tane inceltme imkansızdır [43,45]. Şekil 1.17’de verilen grafiğe göre yapılan çalışmalarda en iyi tane inceltme etkisi alüminyum ağırlıkça en az %0,15 Ti içerdiği zaman başlar.



Şekil 1.17 : Ti ile %99,7 Al Tane İnceltmesi.

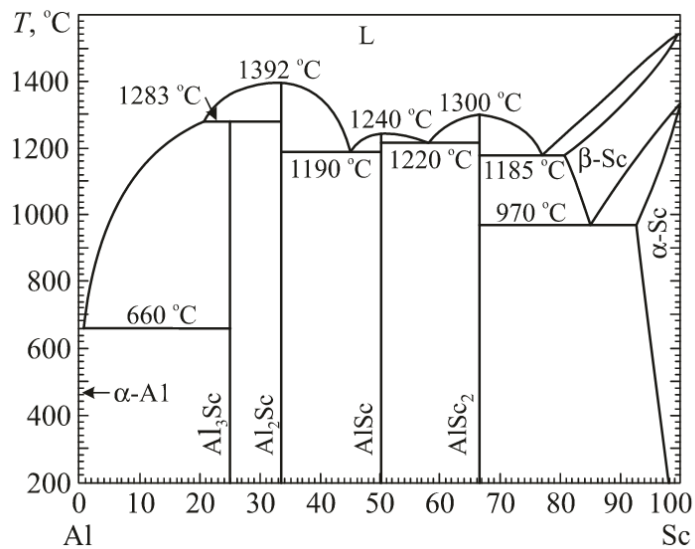
Al-Ti-B master alaşımları dışında günümüze kadar alüminyum alaşımlarında farklı tane inceltici alternatifleri de denenmiştir. Nadir toprak elementlerinin ilavesinin Al alaşımlarının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini gösteren birçok araştırma vardır [47,48]. Nadir toprak elementleri (RE), tanelerin incelttilmesinde ve döküm kusurlarının azaltılmasında önemli bir rol oynar ve nihayetinde mekanik özelliklerin iyileştirilmesini sağlar. Bugüne kadar, Ce, La, Yb ve Er gibi çeşitli RE elementleri Al-Cu alaşımlarına eklenmiştir [49-51]. Eklenen RE’ler ile diğer alaşım

elementleri arasında oluşan intermetalik bileşiklerin hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda çekme mukavemetini önemli ölçüde iyileştirebilir [52].

Nadir toprak elementinin Al alaşımları üzerindeki faydalı etkisi üzerine artan araştırmalara rağmen, nadir toprak elementlerinin Al-Cu alaşımının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki tüm etkisine ilişkin az miktarda deneysel çalışma bulunmaktadır. Ayrıca, Al-Cu döküm alaşımlarında RE içeren intermetaliklerin oluşum mekanizması literatürdeki çalışmalarda nadiren yer almaktadır. Bu nedenle, alaşım içerisinde oluşan intermetaliklerin morfolojilerini ve kompozisyonlarını tam olarak karakterize edilememiştir [47].

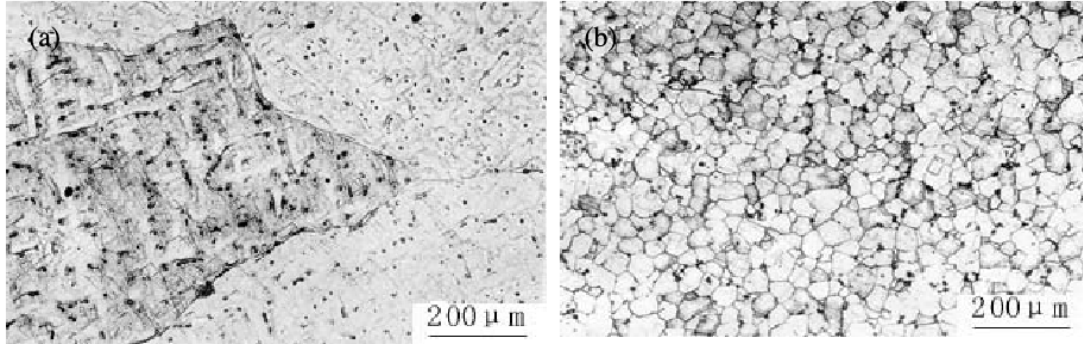
Skandiyum (Sc) her ne kadar geçiş metalleri içerisinde yer alsa da tarihsel olarak nadir toprak elementi olarak sınıflandırılmıştır ve literatürde yapılan çalışmalarda nadir toprak elementleri içerisinde gösterilmektedir [54]. Diğer tüm tane incelticilerde olduğu gibi Sc elementinin de Al ile yaptığı intermetalikler tane inceltme özelliğini sorgulamak açısından önemlidir.

Şekil 1.18’de verilen Al-Sc faz diyagramına bakıldığında Al_3Sc intermetalikliği $TiAl_3$ intermetalikğine benzer şekilde peritektik reaksiyon ile oluşmaktadır [53]. Ayrıca Al_3Sc bileşiği α -Al ile iyi bir kafes uyumu sağlamaktadır [54]. Bundan dolayı, Sc ilavesinde Al-Ti-B ilavesine benzer mekanizma ile Al_3Sc heterojen çekirdeklenme için uygun yüzey oluşturarak aynı anda farklı noktalardan α -Al’un katılaşmasını başlatmaya yardımcı olur, böylece Sc ilavesi ile tane inceltmesi mümkündür [54].



Şekil 1.18 : Al-Sc Faz Diyagramı.

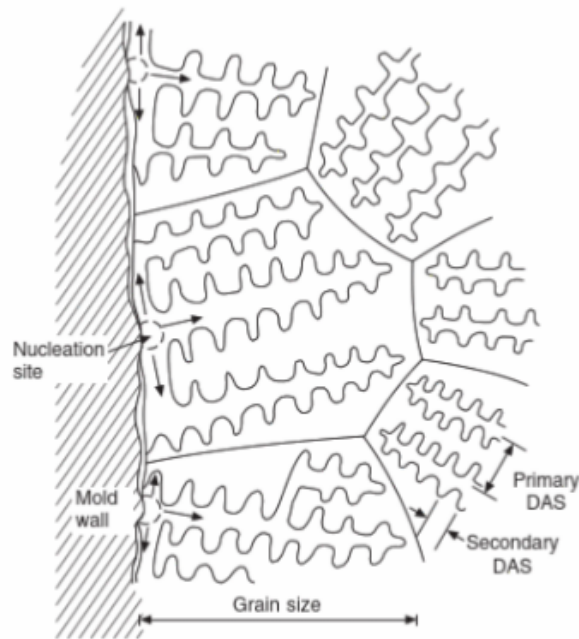
Al-Cu alaşımlarına Sc ilavesi ile tane inceltme ve mekanik özelliklerde iyileşme gözlemlenmiştir (Şekil 1.19) [55].



Şekil 1.19 : Döküm halindeki Al-Cu alaışımının Sc ilavesi ile mikroyapısal değişimi (a) Al-2Cu, (b) Al-2Cu-0.5Sc.

1.6 DAS ve SDAS

Dendritik yapı, metallerde ve alaşımlarda gözlenen yaygın bir özelliktir. Dendritik katılaşma, sıvı-katı ara yüzünün bir düzlem cephesini muhafaza edememesinden kaynaklanmaktadır. Bu nedenle, daha sonra katılaşma yüzeyine dik açılarla kollar oluşur ve katılaşma tamamlanana kadar işlem devam eder (Şekil 1.20) [12]. Dendritik büyüme tipinin ana nedenleri, alaşımdaki safsızlıkların varlığı, çözünen ayrımı, yerel bozulmalar, sıcaklık gradyanı ve katılaşma oranındaki değişimlerdir [56].



Şekil 1.20 : DAS ve SDAS'ın Şematik Gösterimi.

Dendrit kolları dislokasyon hareketi için engel görevi görür. Bu nedenle, kolların sayısı arttıkça, dislokasyon hareketlerine karşı daha fazla direnç ortaya çıkar. Dendrit kolu mesafesi ne kadar küçük olursa, segregasyon miktarı, büzülme boşlukları, metalik olmayan kapanımlar ve gaza bağlı gözeneklilik o kadar küçük olacaktır. Bu nedenle, dendritik yapı dökümlerin kalitesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [56].

Döküm alaşımlarındaki tane inceltme işlemi sonucunda dendritik yapı doğrudan etkilenir. Bundan dolayı DAS ve SDAS ölçümleri alaşımın tane boyutu hakkında bilgi sahibi olmak için uzun süredir kullanılan yaygın bir uygulamadır [11].

DAS, bir dendritin ana kolu ile en yakınındaki diğer bir dendritin ana kolu arasındaki mesafedir. SDAS ise dendritlerin ana kolundan ayrılan küçük ikincil dendritler arasındaki mesafedir [11,12]. DAS, aşağıdaki formül ile bulunur.

$$DAS = \frac{L}{n \cdot V} \quad (1.3)$$

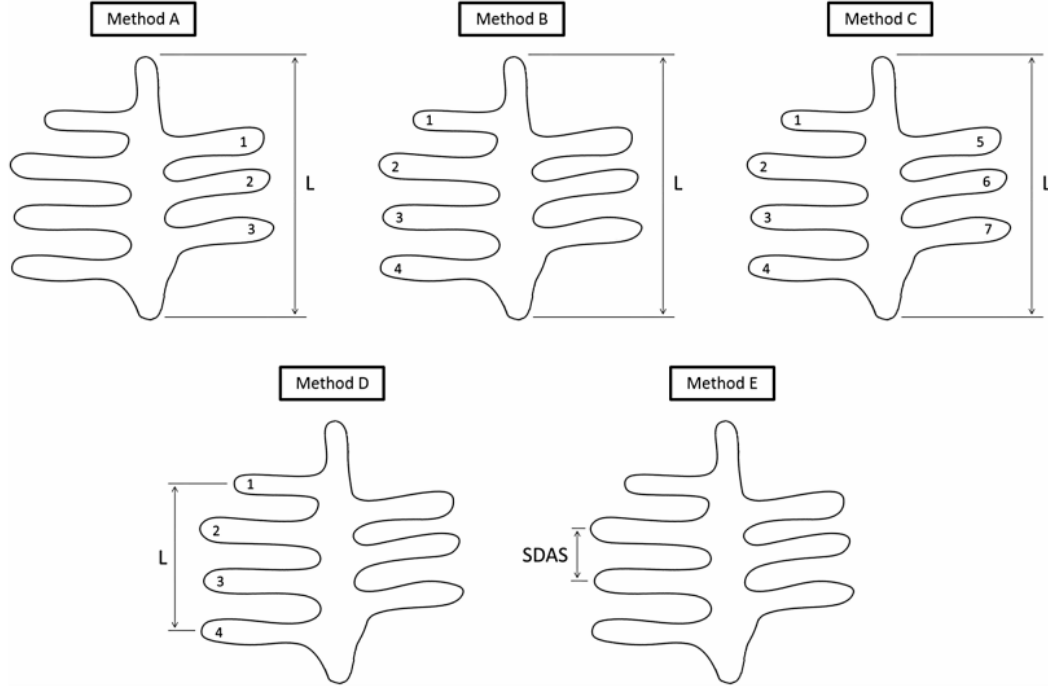
Bu denklemde değişkenler;

V: büyütme oranı

n: bu alandaki mevcut dendrit kolları sayısı

L: ölçüm uzunluğu, milimetre cinsinden

SDAS birçok farklı şekilde ölçülebilir. Bazı ölçüm teknikleri Şekil 1.21’de gösterilmiştir. Önemli olan yöntem değil, yöntemlerdeki doğruluktur [42].



Şekil 1.21 : İkincil Dendrit Kol Aralığı Ölçüm Metotları.

Yöntem A ve B'de, birincil dendrit kolunun tüm uzunluğu L olarak ölçülür ve ikincil kol sayısı N, birincil kolun sadece bir tarafı boyunca sayılır. Yöntem A'da, daha az sayıda ikincil kol bulunan taraf sayılırken, Yöntem B'de daha fazla sayıda ikincil kol bulunan taraf sayılmıştır. Her iki durumda da SDAS aşağıdaki denklem kullanılarak bulunur:

$$SDAS = \frac{L}{N - 1} \quad (1.4)$$

Yöntem C, asimetrik dendritleri hesaba katmak ve Yöntem A ve B'ye göre ölçüm hassasiyetini ve istatistiklerini geliştirmek için kullanılmaktadır. Bu yöntemde, L hala birincil kolun tüm uzunluğu olarak ölçülür, ancak N toplam olarak alınır birincil kolun her iki tarafı boyunca sayılan ikincil kolların sayısı. Buna göre, denklem, Yöntem C için aşağıdaki gibidir:

$$SDAS = \frac{2L}{N - 2} \quad (1.5)$$

Yöntem D, Yöntem A ve B'ye benzer; burada N, birincil kolun sadece bir tarafı boyunca sayılan ikincil kolların sayısını temsil eder. Bununla birlikte, Yöntem D'de L,

sadece sayılan ikincil kolların merkezinden merkeze uzanan birincil kola paralel uzunluk olarak ölçülür. Sonuç olarak, Yöntem D ile ölçülen birincil kolların yanları rastgele seçilir. Bu yöntem ile SDAS hesaplamak için A ve B ile aynı denklem kullanılır [42].

DAS ve SDAS değerleri alaşımanın mekanik özellikleri ile ters orantılıdır. Bu değerlerin düşürülmesi mekanik özelliklerin iyileştirilmesini sağlar [13]. DAS ve SDAS genellikle katılaşma süresinin hesaplanması için kullanılmaktadır. Dökümün katılaşma süresi arttıkça DAS ve SDAS değerleri artar ve bu durum akma ve çekme mukavemetini olumsuz yönde etkiler [14].

1.7 Literatür Taraması

Nadir toprak elementleri tane inceltme, modifikasyon gibi mikroyapısal değişikliklerle Al-Cu alaşımları üzerindeki mekanik özelliklerinin etkileri literatürde sıklıkla rastlanabilir. Xiao ve arkadaşlarının 2003 yılında yapmış oldukları çalışmada Seryum (Ce) elementinin Al-Cu alaşımı üzerindeki mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır. Yapılan çalışmada elde edilen alaşımanın hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıkta mekanik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen mekanik özelliklerin sonuçları Çizelge 1.6'da verilmiştir [57].

Çizelge 1.6 : Xiao ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.

Alaşım	Test Sıcaklığı (°C)	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
1 (%0 Ce)	25	482	516	9.5
	200	390	410	12
	300	200	205	15.3
	350	89	99	18.2
2 (% 0.20 Ce)	25	523	556	7.6
	200	420	425	11.2
	300	260	265	14.9
	350	165	170	17.5
3(% 0.45 Ce)	25	528	562	7.3
	200	415	423	10.5
	300	269	271	12.1
	350	154	156	16.3

Çalışmada daha çok yüksek sıcaklıktaki mekanik özelliklerin geliştirilebilmesi, bir başka deyişle yüksek sıcaklıkta da mekanik özelliklerin iyi olarak sürdürülebilmesi konu alınmıştır. Al-Cu alaşımlarında birincil olarak görülen Al_2Cu fazı dışında literatürde yeni rastlanmaya başlanan Ω fazı konu edilmiştir. Ω fazı ilk olarak Al_2Cu fazının bir monoklinik çekirdek yapısına sahip olduğu düşünülmüş, ancak sonrasında bu fazın hekzagonal olduğu, daha sonra yapılan çalışmalarla birlikte ortorombik olduğuna kanaat getirilmiştir. Ancak yapılan en son araştırmalarla birlikte aslında Ω fazının tetragonal yapıya sahip olduğu söylenmektedir. Ω fazı Al-Cu alaşımlarının yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini koruması için önemli etkiye sahiptir. Oda sıcaklığında, Al-Cu alaşımının mukavemeti %0,20 Ce ilavesi ile iyi bir şekilde geliştirilirken %0,20'den %0,45'e geçişte çok az bir değişim gözlemlenmiştir. 300 °C ve üzerinde %0,20 Ce ilavesi alaşımın mukavemetini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Çalışmada elde edilen sonuçlara göre %0,45'e kadar yapılan Ce ilavesi ile alaşımda Ω fazının termal stabilizasyonu geliştirilmiştir [57].

Jun ve arkadaşlarının 2005 yılında yapmış oldukları çalışmada nadir toprak elementi ilavesinin A206 alaşımının mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır. Yapılan çalışmada kullanılan nadir toprak elementi dört farklı nadir toprak elementinin (%55 Ce, %22 La, %18 Nd, %5 P) karışımından oluşmaktadır ve alaşıma ilave oranı %0,1 ve %0,2 dir. Çalışmada oda sıcaklığından 300 °C'ye kadar mekanik özelliklerin değişimi ölçülmüştür. Çizelge 1.7'de bu sonuçlar verilmiştir [58].

Çizelge 1.7 : Jun ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.

Sıcaklık	Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
Oda Sıcaklığı	A206	268	371	2.4
	A206+0.1RE	275	396	2.5
	A206+0.2RE	234	358	1.1
200 °C	A206	258	306	3.9
	A206+0.1RE	271	326	3.9
	A206+0.2RE	265	313	4.0
300 °C	A206	164	181	8.6
	A206+0.1RE	168	192	6.6
	A206+0.2RE	155	181	6.9

Çalışmanın sonuçlarına göre nadir toprak elementi ilavesi daha ince ve yoğun Al_2Cu fazı elde edilmesini sağlamıştır. %0,1 nadir toprak elementi ilavesinin hem oda

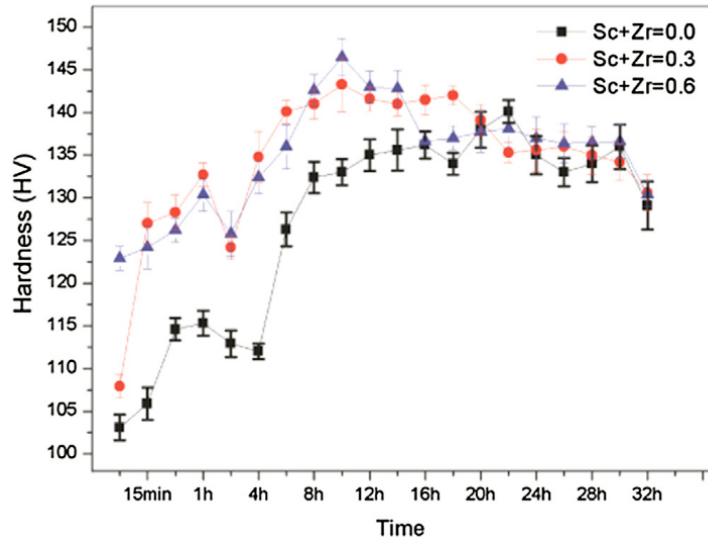
sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıkta alaşımların mukavemetini geliştirdiği görülmüştür. Ancak %0,1 den fazla nadir toprak elementi ilavesi alaşımların mukavemetini düşürmüştür [58].

Bir başka çalışmada Sun ve arkadaşları Sc ve Zr elementlerinin Al-Cu-Mg alaşımlarının mekanik özelliklerine ve korozyon davranışı üzerine etkilerini araştırmıştır. Yapılan çalışmada Al-Cu-Mg alaşımına 1/2 oranında Sc ve Zr ilavesi yapılmıştır. Çalışmada kullanılan alaşımların kompozisyonu Çizelge 1.8’de verilmiştir [59].

Çizelge 1.8 : Sun ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.

Alaşım	Cu	Mg	Zr	Sc	Fe	Si	Sc+Zr	Al
Al-Cu-Mg	3.92	2.11	0	0	0.17	0.06	0	Bal.
Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2 Zr	4.12	1.89	0.23	0.09	0.16	0.07	0.32	Bal.
Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4 Zr	3.96	1.86	0.41	0.18	0.17	0.07	0.59	Bal.

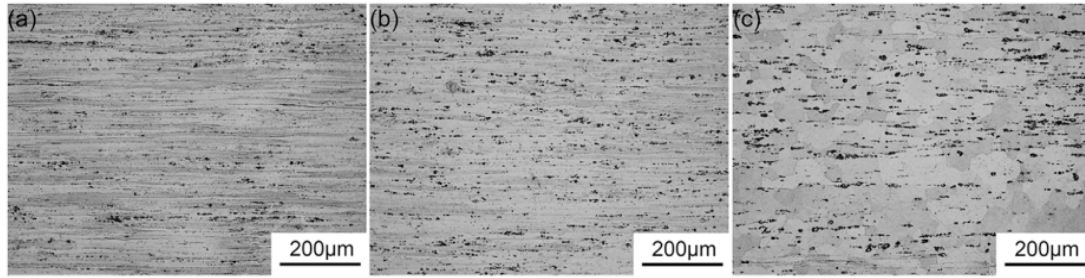
Çalışmada 190 °C’de yaşlandırma uygulanan numunelere sertlik testi yapılmıştır. Yaşlandırma süresine bağlı sertlik değişim grafiği Şekil 1.22’de verilmiştir.



Şekil 1.22 : 190 °C’de yaşlandırılan Al-Cu-Mg-Sc-Zr alaşımlarının sertliği.

Grafiğe göre 16 saate kadar yapılan yaşlandırmada Sc-Zr ilavesi yapılmış numuneler daha yüksek sertliğe sahip iken 16 saatten uzun süren yaşlandırmada benzer sertlik değerleri ölçülmüştür. Sc-Zr ilavesiz alaşımda en yüksek sertlik değeri 22 saatlik yaşlandırma ile elde edilirken, Sc-Zr ilavesi yapılmış alaşımlarda en yüksek sertlik

değerleri 10 saatlik yaşlandırma sonucunda elde edilmiştir. Daha sonra aşırı yaşlandırma etkisiyle sertlikte azalma gözlemlenmiştir [59].



Şekil 1.23 : Alaşımların Mikroyapıları (a) Al-Cu-Mg; (b) Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2Zr; (c) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr.

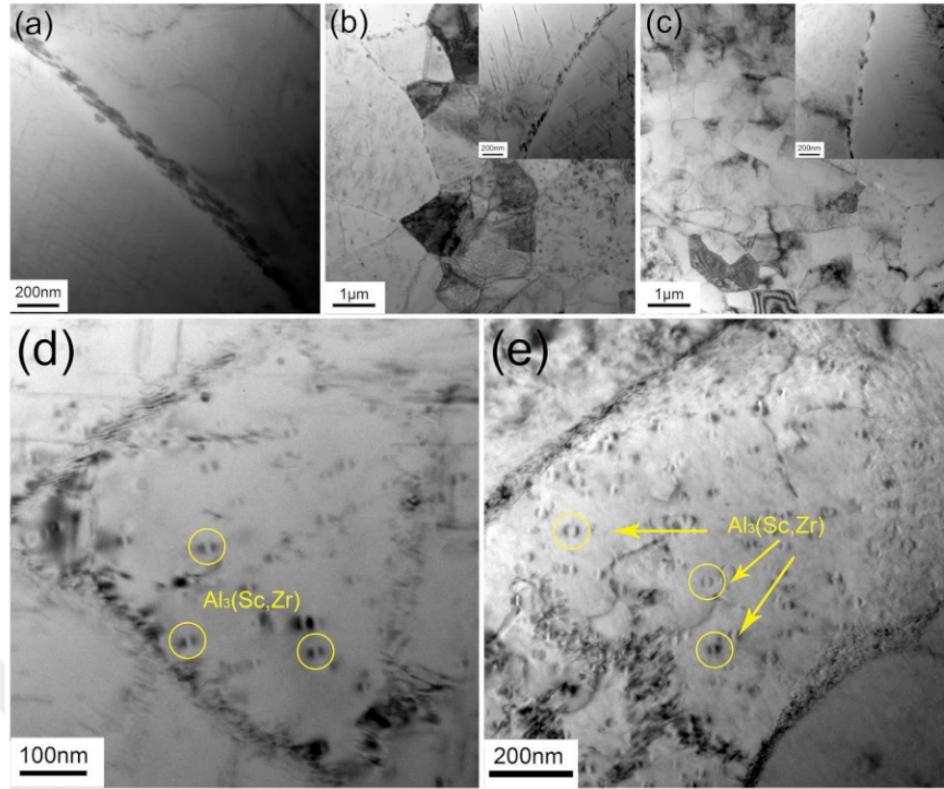
Şekil 1.23’de 500 °C de 1 saatlik çözeltiye alma işleminden sonra alaşımlara ait mikroyapılar verilmiştir. Mikroyapı analizine göre artan Sc-Zr miktarına bağlı olarak alaşımların tane boyutunda incelmeye/küçülme gözlemlenmiştir. Elde edilen tane inceltme etkisinin mekanik özellikler üzerine etkisi de incelenmiştir. Çekme mukavemetinin korozyona uğramış ve uğramamış numunelerdeki değişimi üzerinden de Sc-Zr ilavesinin korozyon üzerine etkisi yorumlanmıştır [59].

Çizelge 1.9 : Sun ve arkadaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.

Alaşım	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
Al-Cu-Mg	363.5 (± 17)	7.36 (± 0.1)
Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2Zr	436.0 (± 14)	13.64 (± 0.2)
Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr	432.5 (± 18)	14.16 (± 0.1)

Test sonuçlarına göre Sc-Zr ilavesiyle alaşımların çekme mukavemeti %20 oranında yükselmiştir. Kopma anındaki uzama miktarı ise %7,36’dan %13,64’e yükselmiştir. 0.1Sc-0.2Zr ilavesine göre 0.2Sc-0.4Zr ilavesinin mekanik özelliklere etkileri hemen hemen aynıdır.

TEM ile yapılan incelemelerde $Al_3(Sc,Zr)$ intermetaliklerinin oluşumu gözlemlenmiştir. Bu intermetalik bileşikler tane inceltme etkisi sağlayan yapılardır [59].



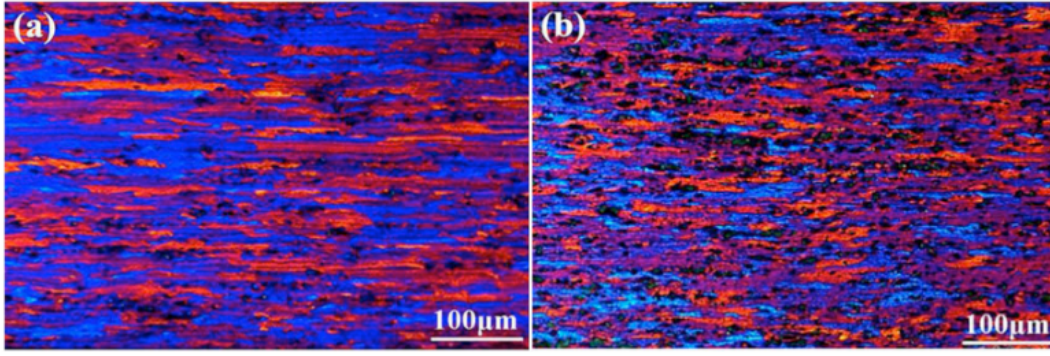
Şekil 1.24 : Numunelere ait TEM görüntüleri: (a) Al-Cu-Mg; (b) Al-Cu-Mg-0.1Sc-0.2Zr; (c) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr; (d ve e) Al-Cu-Mg-0.2Sc-0.4Zr alaşımında $Al_3(Sc, Zr)$.

Tian ve meslektaşları 2020 yılında Ce ilavesinin Al-Cu-Mn-Mg-Fe alaşımının mekanik özellikleri ve korozyon davranışı üzerine etkilerini incelemiştir. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonu aşağıdaki Çizelge 1.10’da verilmiştir.

Çizelge 1.10 : Tian ve meslektaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.

Alaşım	Cu	Mn	Mg	Fe	Ce	Al
Al-Cu-Mn-Mg-Fe	1.52	1.32	1.25	1.16	0	baz
Al-Cu-Mn-Mg-Fe-0.254 Ce	1.48	1.33	1.21	1.21	0.254	baz

Numuneler vakum altında ingot şeklinde döküldükten sonra sıcak hadde ve soğuk hadde işlemlerinden geçirilmiştir. Her iki haddeleme aşamasından sonra tavlama işlemi yapılarak kalan iç gerilmeler giderilmiştir [60].



Şekil 1.25 : Alaşımların Ce ilavesinden önce ve sonra boyuna kesitlerinin mikroyapısı. (a) Ce içermeyen numune, (b) %0,254 Ce.

Şekil 1.25'te numunelerin Ce ilavesi öncesi ve sonrasına ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Ce ilavesi içermeyen numune haddelemeden dolayı taneler boyuna uzamıştır. %0,254 Ce ilavesi yapılmış alaşımın tane boyutu daha küçüktür. Buradan Ce elementinin tane inceltme etkisi gözlemlenmektedir. Eklenen Ce ile alaşımda Al_8Cu_4Ce intermetalığı oluşmuştur. Bu intermetalik bileşik yüksek ergime sıcaklığına sahiptir ve alaşımın mikroyapısına, mekanik özelliklerine ve korozyon davranışına önemli etkileri vardır [60].

Çizelge 1.11 : Tian ve meslektaşlarının çalışmasına ait mekanik özellik sonuçları.

Alaşım	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	Uzama (%)
Al-Cu-Mn-Mg-Fe	240 (± 4.1)	283 (± 2.4)	3.1 (± 0.2)
Al-Cu-Mn-Mg-Fe-0.254 Ce	256 (± 3.6)	326 (± 2.5)	4.8 (± 0.2)

Mekanik özellikler açısından Ce ilavesi ile alaşımın akma/çekme mukavemetleri ve uzama miktarı artmıştır. Çalışmada mekanik özelliklerin iyileştirilmesi Ce ilavesinin $Al_6(Mn, Fe)$ yapısının tane boyutunun inceltmesi ve $Al_{20}Cu_2Mn_3$ fazının oluşumunu desteklemesi ile ilişkilendirilmiştir [60].

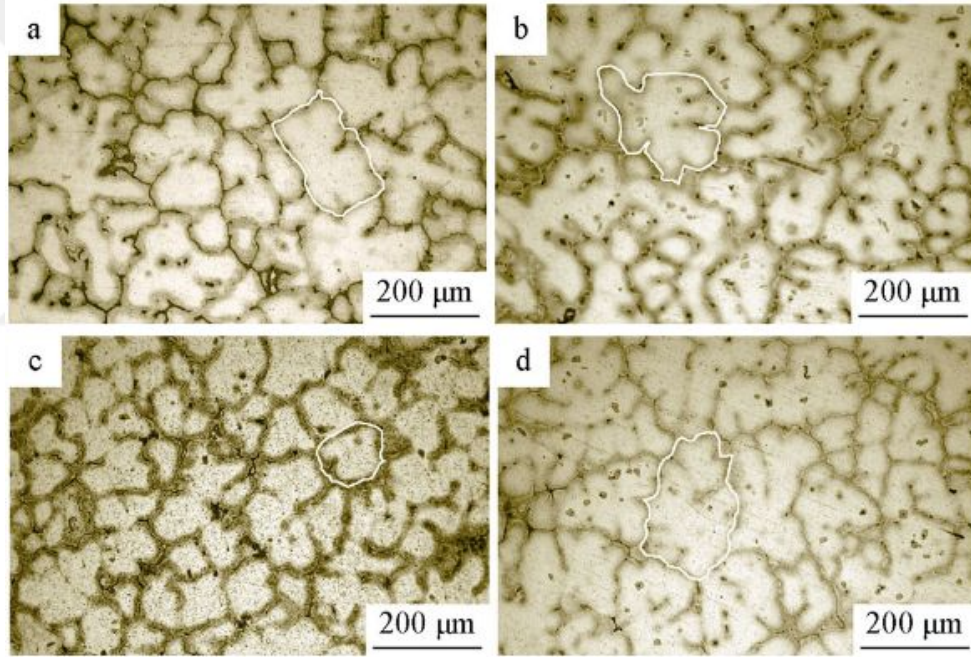
Li Fan, Qi-Tang Hao ve Wen-Ke Han 2015 yılında yaptıkları çalışmada eser miktarda eklenen nadir toprak elementlerinin Al-Cu-X (X: Ti, Mn, Zr, V, Cd) alaşımları üzerindeki mikroyapılarına ve mekanik özelliklerine etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada nadir toprak elementi olarak ağırlıkça %40 La ve %60 Ce içeren alaşımlar kullanılmıştır.

Numuneler hem döküm halinde hem de T6 ısıtılmalı halde analiz edilmiştir. Çalışmada kullanılan baz alaşımın kompozisyonu Çizelge 1.12'de verilmiştir [47].

Çizelge 1.12 : Li Fan ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.

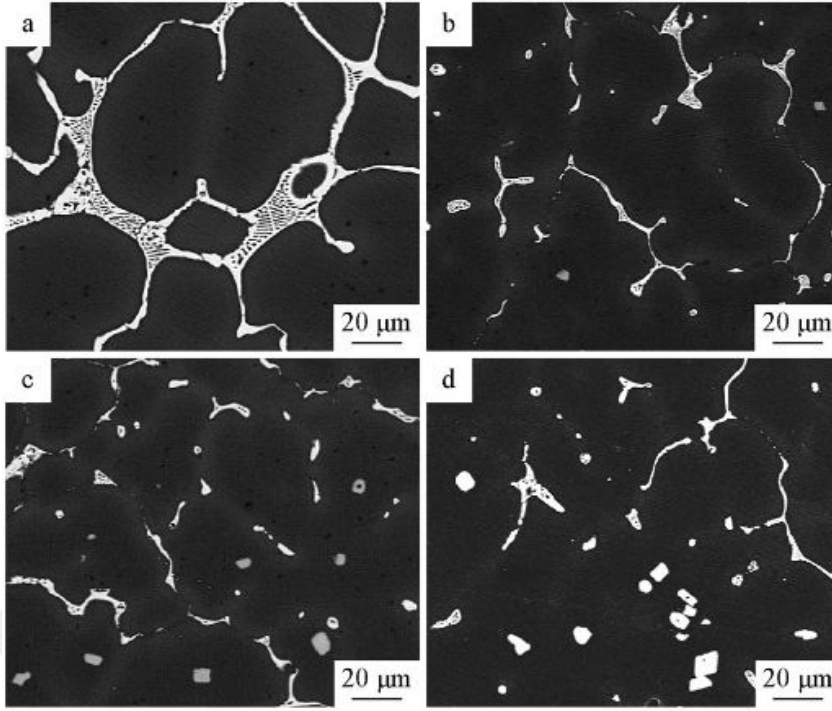
Elements	Cu	Mn	Ti	V	Cd	Zr	Al
wt. %	5.0	0.35	0.25	0.10	0.15	0.12	Bal.

Baz alaşım elektrik ark ocağında ergitildikten sonra sırasıyla ağırlıkça %0, %0,1, %0,3, ve %0,5 oranında RE (nadir toprak elementi) eklenmiştir. Şekil 1.26’te alaşımın döküm halindeki mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Görüntülere göre %0,3 RE ilavesine kadar alaşımın tane boyutu küçülmüştür ancak %0,5 RE ilavesi yapılan numunenin tane boyutları RE içermeyen numuneden daha büyüktür [47]. Buradan belirli bir oranın üzerinde ilave edilen tane inceltici elementlerin amacının tersine alaşımın tane boyutunu büyüttüğü sonucuna varılabilir.

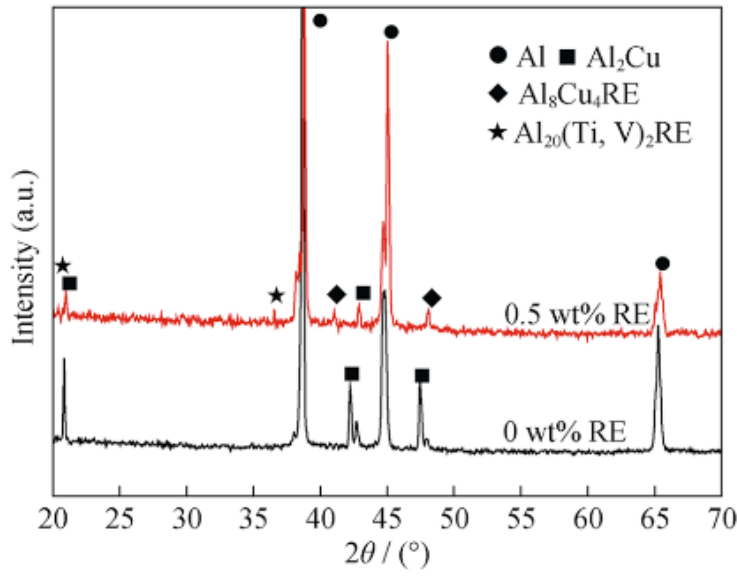


Şekil 1.26 : Döküm Hali numunelerinin Optik Mikroskop görüntüleri: (a) %0 RE, (b) %0,1 RE, (c) %0,3 RE ve (d) %0,5 RE.

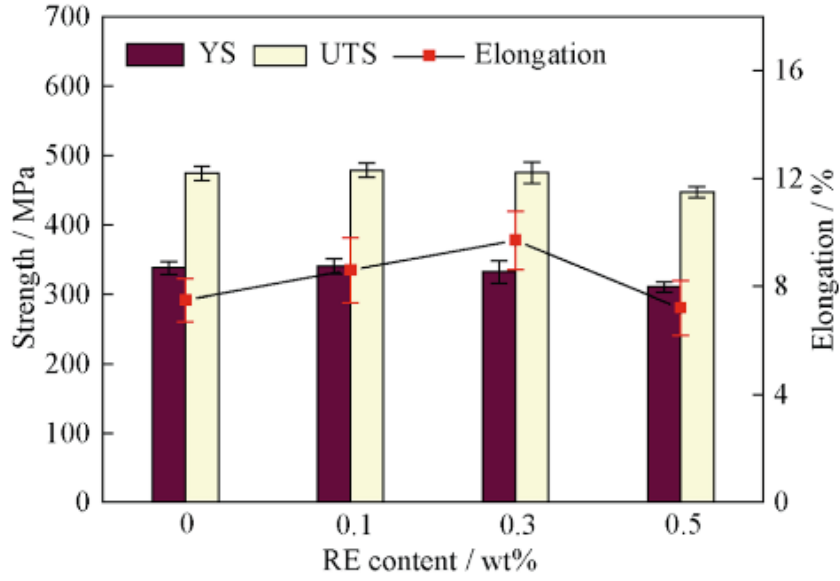
RE açısından zengin intermetalik bileşikler gözlemleyebilmek için numunelerin SEM görüntüleri alınmıştır. Şekil 1.27’de RE ilavesiz alaşımın α -Al ve Al_2Cu (θ) fazından oluştuğu görülmektedir. Diğer yandan %0,1 ve %0,3 RE içeren alaşımlarda intermetalikler tane içlerine ve tane sınırları boyunca dağılmıştır. %0,5 RE içeren alaşımda ise RE açısından zengin intermetalikler bir araya gelerek toplanma eğilimindedir. İntermetaliklerin XRD ve EDS ile yapılan analizler sonucunda $Al_{20}(Ti, V)_2RE$ ve Al_8Cu_4RE oldukları görülmüştür [47].



Şekil 1.27 : Döküm Hali numunelerinin SEM görüntüleri (a) %0 RE, (b) %0,1 RE, (c) %0,3 RE ve (d) %0,5 RE.



Şekil 1.28 : Döküm Halindeki RE içermeyen alaşımın ve ağırlıkça %0,5 RE alaşımının XRD analizleri.



Şekil 1.29 : Farklı oranlardaki RE ilaveleri ile T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş numunelerin mekanik özellikleri.

Mekanik özellikler açısından ağırlıkça %0, %0,1 ve %0,3 oranında RE içeren alaşımların çekme ve akma mukavemetleri benzer değerlere sahiptir ancak uzama miktarı artan RE ilavesi ile artmıştır. %0,3 RE içeren alaşım iyi seviyede mukavemet ve süneklik göstermektedir. Öte yandan, %0,5 RE içeren alaşımın mekanik özelliklerinde dramatik bir düşüş gözlemlenmiştir [47].

Eklenen RE, katı/sıvı arayüzeyinde Al_2Cu fazının segregasyonuna sebep olmuş ve böylelikle tane inceltmesi sağlamıştır. Ancak bu durum alaşımın mukavemet değerini etkilememiştir. Çünkü eklenen RE aynı zamanda alaşımın mukavemetini düşüren $Al_{20}(Ti,V)_2RE$ intermetalik bileşiğinin oluşumunu sağlamıştır. Ayrıca, alaşımın kompozisyonunda halihazırda bulunan Ti tane inceltme etkisi gösterdiğinden dolayı alaşımın mukavemet değeri yüksektir ve RE ilavesine rağmen alaşımın mukavemet değerlerinde bir değişiklik gözlemlenmemiştir [47].

Yuntao Li ve diğer araştırmacılara ait 2007 yılındaki çalışmada Al-Cu-Mg-Ag alaşımına Er ve Sc ilavesinin tane inceltme etkisi incelenmiştir. Çalışmada üç farklı kimyasal kompozisyona sahip alaşım dökülmüştür. Baz metal olan 1 numaralı alaşımda herhangi bir Er veya Sc ilavesi yoktur, 2 numaralı alaşımda %0,28 Er ilavesi ve son olarak 3 numaralı alaşımda ise %0,32 Sc ilavesi vardır. Alaşımların detaylı kimyasal kompozisyonu Çizelge 1.13'te verilmiştir [54].

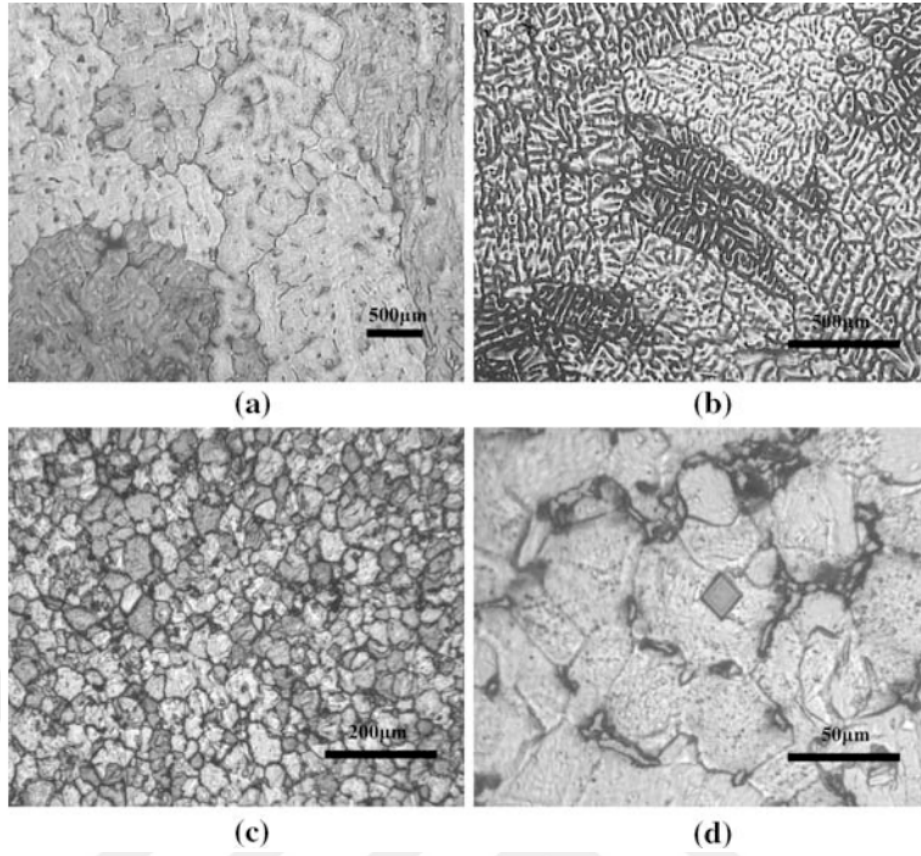
Çizelge 1.13 : Yuntao Li ve arkadaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.

Alaşım	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Sc	Er	Al
1	4.83	0.45	0.5	0.29	0.17	0	0	baz
2	4.66	0.39	0.48	0.29	0.13	0	0.28	baz
3	4.6	0.36	0.45	0.26	0.11	0.32	0	baz

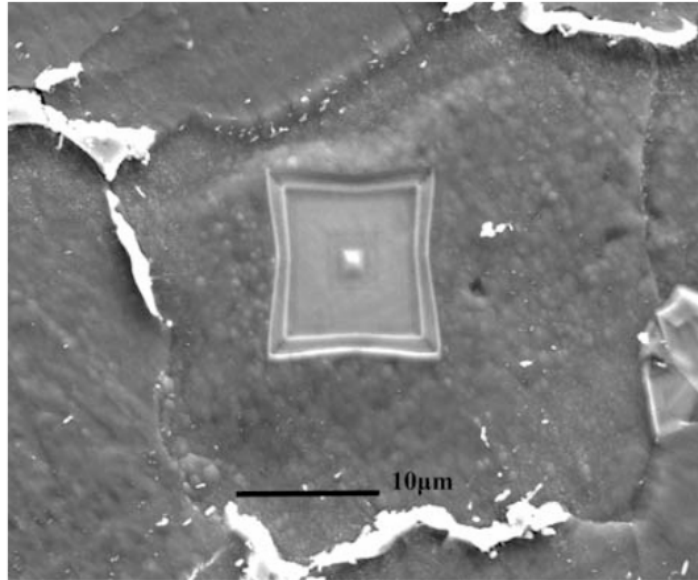
Şekil 1.30 (a)'da verilen görüntü tipik bir Al-Cu-Mg-Ag alaşımına ait büyük ve eş eksenli taneler içeren dendritik yapıdaki bir mikroyapıdır. DAS ve SDAS değerleri oldukça büyüktür. Alaşımın tane boyutu ortalama 1 mm'dir. Er ilavesi ile tane yapısı değişmiş, DAS ve SDAS değerleri düşmüştür. Tane boyutu da ortalama 500 μm 'ye düşmüştür dolayısıyla düşük miktarda da olsa tane inceltme etkisi sağlanmıştır. Öte yandan %0,32 Sc ilavesi yapılan alaşımda tane inceltme etkisi belirgin şekilde gözlemlenmiştir. İnce ve eş eksenli tane yapısına sahip olan bu alaşımda dendritik yapı kaybolmuştur. Tane boyutu ortalama 40 μm 'ye düşürülmüştür [54].

Çalışmada açıkça görüldüğü gibi Sc ilavesi, Er ilavesine göre tane inceltmede çok daha etkilidir. Er ilavesi sınırlı olarak tane boyutunu inceltirken dendritik yapı aynı şekilde kalmıştır, ancak Sc ilavesi ile α -Al taneleri hem inceltirilmiş hem de dendritik büyümesi kısıtlanmıştır. Yüksek çözünürlüklü mikroyapı görüntüsünde (Şekil 1.30. (d)) tanelerin ortasında yer alan kübik yapılar gözlemlenmiştir. Bu kübik yapılar muhtemelen katılaşma mekanizmasının değiştiğini göstermektedir [54].

Eklenen elementler ile oluşan fazlar tane inceltme etkisi için önemlidir. Bundan dolayı çalışmada faz oluşumunu takip etmek için analiz yapılmıştır. Yapılan XRD analizinde 1 numaralı alaşımda α -Al ve Al_2Cu (θ) fazları bulunmaktadır. Er ilavesi yapılan alaşımda α -Al, Al_2Cu (θ) ve $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ fazları bulunmuştur. Sc ilavesi yapılan alaşımda α -Al ve Al_2Cu (θ) fazlarının yanı sıra tane sınırlarında W olarak adlandırılan $\text{Al}_{5.4-8}\text{Cu}_{6.6-4}\text{Sc}$ fazı bulunmuştur. Ayrıca Şekil 1.30 (d)'de yer alan kübik yapı için yapılan analizde bu yapının $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ olduğu görülmüştür [54].



Şekil 1.30 : Alaşımlara ait optik mikroskopla çekilen mikroyapı görüntüleri (a) baz alaşım, (b) %0,28 Er, (c) %0,32 Sc ve (d) %0,32 Sc yüksek çözünürlüklü görüntüsü.



Şekil 1.31 : $Al_3(Sc, Zr)$ fazının yapısı.

Çalışmadaki sonuçlara göre %0,32 Sc ilavesi ile alaşımda bulunan %0,11 oranındaki Zr, $Al_3(Sc, Zr)$ intermetalik bileşiğinin oluşmasını sağlamıştır. Bu intermetalik katılaşma sırasında çekirdek olarak davranarak α -Al'un heterojen çekirdeklenmesi için

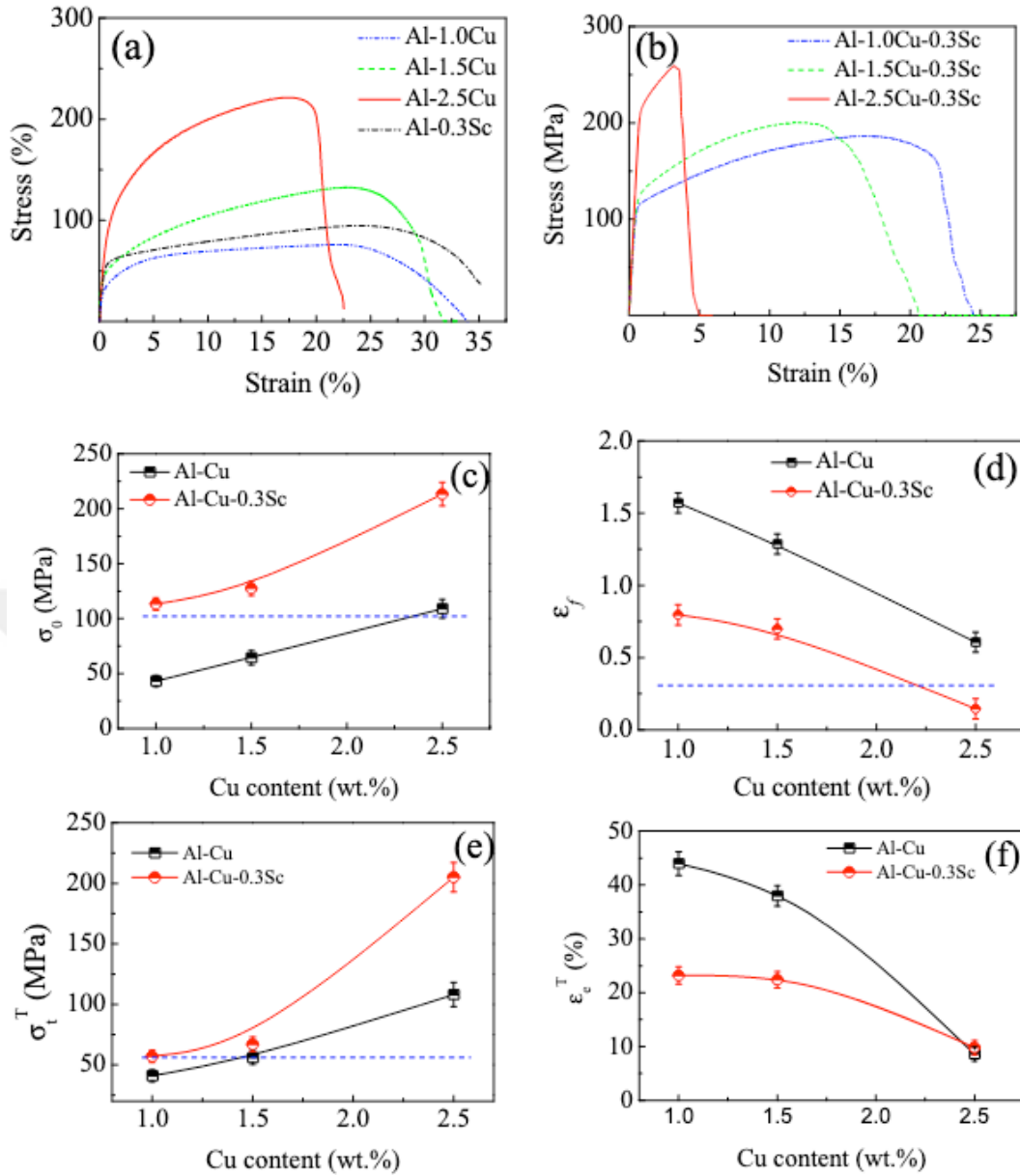
uygun yüzey görevi görmüştür. Bu sayede birçok farklı noktadan başlayan çekirdeklenmenin etkisi ile tane inceltmesi sağlanmıştır. %0,28 Er ilavesi içeren alaşımda ise tane sınırlarında oluşan Al_8Cu_4Er fazına rastlanmıştır ve bu faz esas olarak dendritik yapıyı inceltmiştir. Yapılan analizlerde Er ve Zr arasında herhangi bir kimyasal etkileşim gözlemlenmemiştir [54].

2016 yılında yapılan diğer bir çalışmada Yang ve arkadaşları Sc ilavesinin Al-Cu alaşımı üzerindeki mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada kullanılan Al-Cu alaşımlarının Cu oranları farklıdır ve sırasıyla ağırlıkça %1, %1,5 ve %2,5 oranında Cu vardır. Tüm alaşımlara %0,3 oranında Sc ilavesi yapılmıştır. Ayrıca çalışmada Cu içermeyen Al-0,3Sc alaşımı da numuneler arasına eklenmiştir [61].

Yapılan mikroyapı incelemelerinde Al-XCu numuneleri 1,0-2,0 mm boyutlarında eş eksenli tane yapısına sahipken Al-XCu-0,3Sc ve Al-0,3Sc numuneleri 0,3-0,6 mm'lik eş eksenli tanelere sahiptir. Buradan Sc ilavesinin tane inceltme etkisi ortaya çıkmıştır [61].

Mekanik özellikler açısından yapılan testlere ilişkin çekme-uzama eğrileri Şekil 1.32'de verilmiştir. Çekme testi sonuçlarına göre artan Cu oranıyla hem Al-Cu hem de Al-Cu-0,3Sc alaşımlarının akma mukavemeti artmıştır. Sc ilavesi ile %1,0 ve %1,5 Cu içeren alaşımların akma mukavemeti yaklaşık 70 MPa artarken %2,5 Cu içeren alaşımların akma mukavemeti 120 MPa artmıştır. Bu durumun aksine artan Cu oranı ve Sc ilavesi alaşımların sürekliliğini ciddi miktarda düşürmüştür [61].

Yüksek sıcaklıkta (300 °C) yapılan çekme testlerinde akma mukavemeti %1,0 ve %1,5 Cu içeren alaşımlara Sc ilavesi yaklaşık olarak sadece 20 MPa artarken, %2,5 Cu içeren alaşımda oda sıcaklığında yapılan testle benzer şekilde yaklaşık 120 MPa artmıştır [61].



Şekil 1.32 : Mühendislik gerilme-gerinim eğrileri (a) Al-XCu ve Al-0,3Sc (b) Al-XCu-0,3Sc (oda sıcaklığında test edilmiştir). Cu miktarına ve Sc ilavesine bağlı olarak oda sıcaklığında (c) akma mukavemeti (d) kırılma uzaması. (e) ve (f) sırasıyla 300 °C'de test edilen alaşımların çekme mukavemeti ve kırılma uzamasıdır. (c), (d) ve (e)'deki mavi kesik çizgiler, Cu içermeyen Al-Sc alaışımının mukavemetini ve sünekliğini göstermektedir.

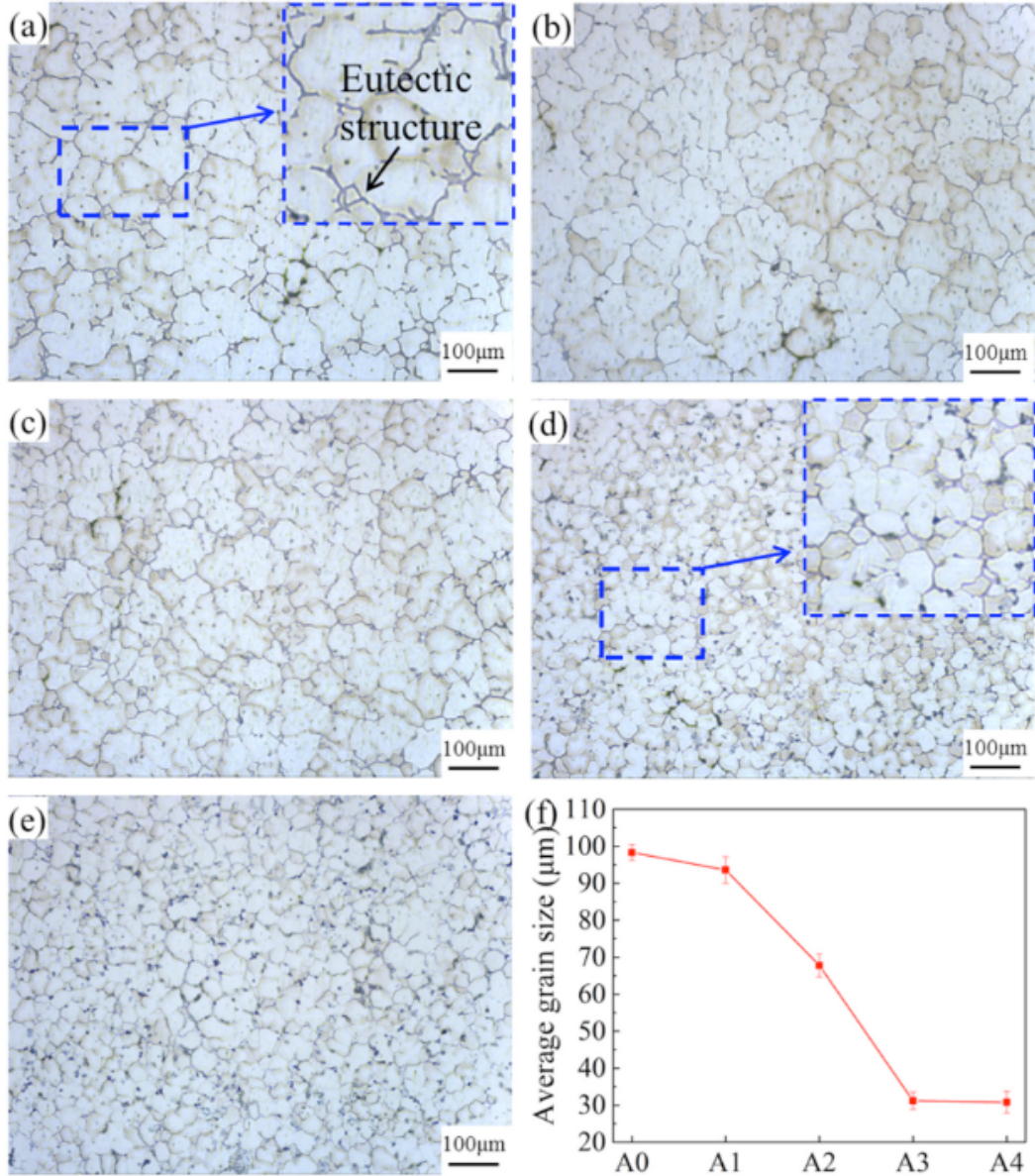
Çalışmadaki sonuçlara göre Al_3Sc bileşiği Al-Cu alaşımları için mukavemet artırıcı bir intermetalik bileşiktir. Sc ilavesi ile Al-Cu alaşımları daha yüksek ısıl kararlılık gösterirken daha düşük difüzyon katsayısına sahiptir, bu özelliklerinden dolayı yüksek sıcaklık uygulamalarında (250 °C'ye kadar) kullanılamayan Al-Cu alaşımları için kullanım olanaklarını genişletebilir.

Jin Qin ve meslektaşları 2022 yılında Sc ve Zr ilavesinin döküm halindeki Al-Cu alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkilerini araştırmışlardır. Yapılan çalışmada Sc ve Zr elementlerinin birlikte ilave edilmesinin tane inceltme etkisinin ile mekanik özelliklere etkisine odaklanılmıştır. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları aşağıdaki tabloda verilmiştir. Alaşımlarda Zr ilavesi oranı sabit tutulurken (yaklaşık %0,12-0,13) Sc ilavesi oranı sırasıyla %0, %0,1, %0,2, %0,3 ve %0,4'tür [62].

Çizelge 1.14 : Jin Qin ve meslektaşlarının çalışmasına ait alaşımların kimyasal kompozisyonu.

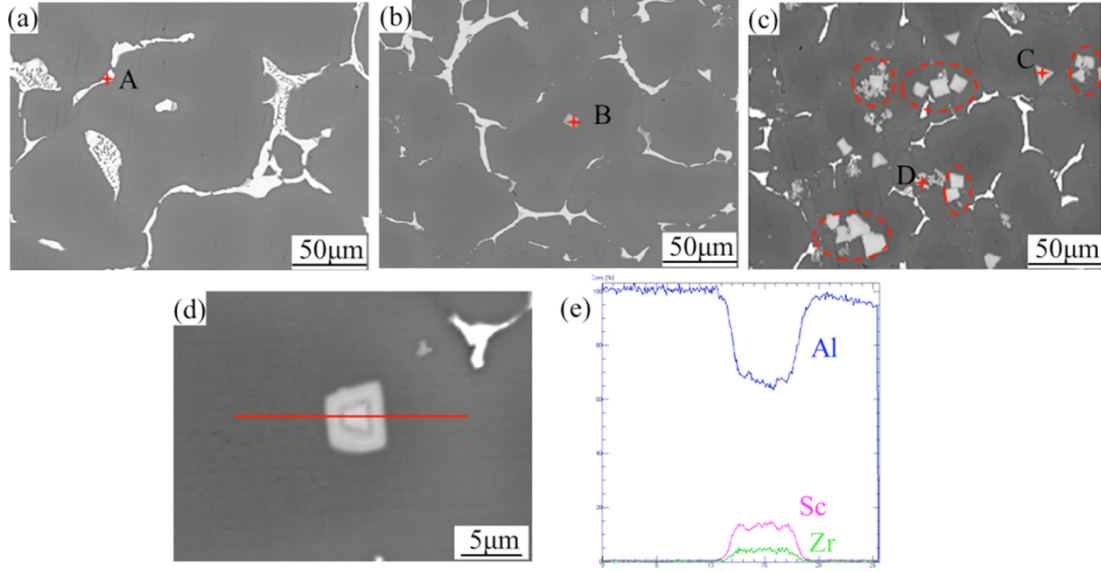
Alaşım	Cu	Mg	Mn	Zr	Sc	Al
A0	5.75	0.42	0.30	0.13	0	baz
A1	5.81	0.39	0.27	0.11	0.11	baz
A2	5.80	0.32	0.29	0.14	0.20	baz
A3	5.83	0.33	0.26	0.13	0.29	baz
A4	5.78	0.30	0.27	0.12	0.40	baz

Mikroyapı analizi sonucunda baz alaşıma eklenen Sc oranının artmasıyla tane boyutu azalmaktadır. Şekil 1.33 (a)'da mikroyapısı verilen baz alaşım dendritik bir yapıya sahiptir ve tane boyutu 98,3 µm olarak ölçülmüştür. %0,1 oranında Sc ilavesi alaşımın tane yapısı ve boyutu üzerinde belirgin bir değişime yol açmamıştır, tane boyutu 93,6 µm olarak ölçülmüştür. Sc ilavesi %0,2 oranına çıktığında tane yapısı dendritik yapıdan eş eksenli yapıya doğru geçmeye başlamış ve tane boyutu 67,8 µm'ye düşmüştür. Sc oranı %0,3 ve %0,4 olduğunda ise tane yapısı neredeyse eş eksenli olmuştur ve tane boyutu sırasıyla 31,2 µm ve 30,8 µm'ye düşmüştür. Sc oranı %0,3 iken tane boyutunda belirgin olarak inceltirken bu oran %0,4'e çıkarıldığında tane boyutunun daha fazla inceltilemediği gözlemlenmiştir [62].



Şekil 1.33 : Döküm halindeki Al-Cu alaşımlarının optik mikroskop görüntüleri: (a) A0, (b) A1, (c) A2, (d) A3, (e) A4.

Sc ilavesinin tam etkilerini anlayabilmek için mikroyapı üzerinde karşılaşılan intermetalik bileşiklerin faz analizi yapılmıştır. Bu kapsamda çalışmada Geri saçılımlı elektron mikroskobu (BSE) görüntüleri alınmış ve bazı noktalar belirlenmiştir sonrasında belirlenen noktaların EDS üzerinden faz analizleri yapılmıştır [62].



Şekil 1.34 : Döküm halindeki Al-Cu alaşımlarının BSE görüntüleri: (a) A1, (b) A3, (c) A4, (e) Tarama analizi, (d) BSE görüntüsüne aittir.

Çizelge 1.15 : Şekil 1.33’de verilen noktalara ait EDS sonuçları.

Nokta	Al	Cu	Mg	Mn	Sc	Zr	Faz
A	67.38	31.18	0.79	0.12	0.51	0.02	Al ₂ Cu
B	74.77	0.48	0.52	0.31	12.56	11.36	Al ₃ (Sc,Zr)
C	72.22	0.14	1.10	0.20	25.02	1.32	Al ₃ Sc
D	61.97	27.14	0.59	0.35	8.46	1.49	W

Çizelge 1.15’te, A noktası tane sınırlarına çöken Al₂Cu fazını göstermektedir. B ve C noktaları tane sınırlarında olmayan Al₃(Sc,Zr) ve Al₃Sc intermetalik bileşiklerini göstermektedir. %0,4 Sc içeren alaşımda gözlemlenen D noktası ise W fazını göstermektedir [62].

Çizelge 1.16 : Alaşımların Mekanik Özellikleri.

Alaşım	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
A0	147.2 (± 3.6)	229.9 (± 10.2)	4.2 (± 0.18)
A1	169.3 (± 2.5)	256.6 (± 5.1)	4.6 (± 0.13)
A2	173.8 (± 1.9)	270.5 (± 12.6)	5.3 (± 0.25)
A3	211.3 (± 5.2)	310.6 (± 8.5)	6.3 (± 0.20)
A4	182.9 (± 4.7)	249.1 (± 7.8)	4.1 (± 0.23)

Mekanik özellik açısından %0,3 Sc ilavesi içeren A3 alaşımı en iyi sonuçları vermiştir (Çizelge 1.16). A3 alaşımı baz alaşıma göre %43,5 daha yüksek akma ve %35,1 daha yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Ayrıca sadece mukavemet değil süneklik

açısından da yine en iyi sonucu A3 alaşımı vermiştir. A0 alaşımına göre %50 daha fazla uzama göstermiştir. Alaşımın uzama değerindeki artış tane inceltici ilavesi ile sert yapıdaki Al_2Cu ötektik fazının inceltilmesi sonucu ortaya çıkmaktadır. %0,4 Sc ilavesi ile alaşımın mekanik özellikleri oluşan W fazından ve irileşen $Al_3(Sc, Zr)$ intermetalik bileşiklerinden dolayı sınırlı olarak yükselmiştir [62].

Çizelge 1.17 : Arayüzey enerjilerinin tahmini değerleri.

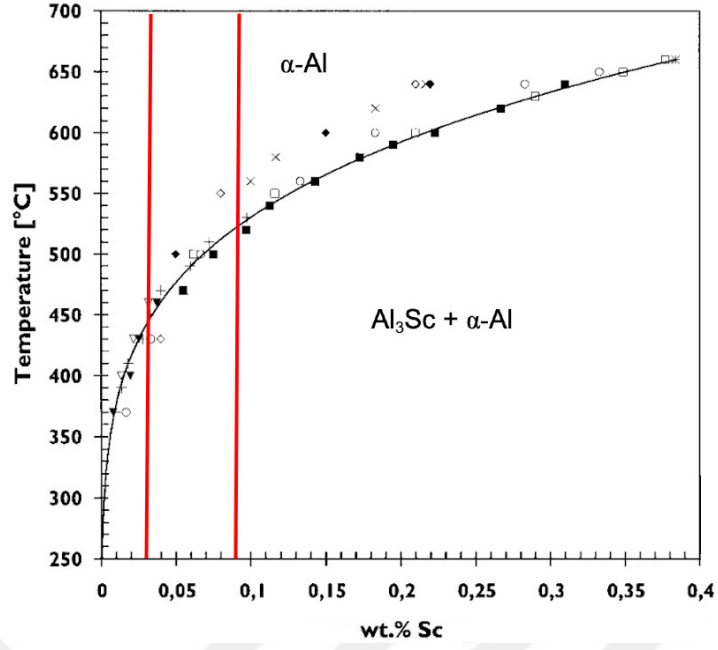
Temas Yönleri	Arayüzey Enerjisi γ (mJ/m ²)			
	Al/ Al_3Sc	Al/ Al_3Zr	Al_3Zr/Al_3Sc	$Al_3(Sc,Zr)$
(001)/(001)	175.153	87.763	-40.954	46.809
(110)/(110)	249.810	100.511	-39.713	60.798
(111)/(111)	225.880	110.529	-41.423	69.106

Son olarak çalışmada tane inceltme mekanizmasını anlayabilmek için oluşan intermetalik bileşiklerle α -Al arasındaki arayüzey enerjisi değerleri verilmiştir (Çizelge 1.17). Bu değerlere göre en düşük enerji $Al_3(Sc, Zr)$ bileşiğine aittir. Bundan dolayı $Al_3(Sc,Zr)$ bileşiği alaşımdaki heterojen çekirdeklenmeyi arttırıcı etkiye sahiptir. Ancak Sc oranı %0,4 oranına çıkarıldığında tane inceltme etkisi sınırlıdır, bunun sebebi ise Sc açısından zengin olan bölgelerde Al/ Al_3Sc arayüzeyinin oluşmaya başlamasıdır. Al/ Al_3Sc arayüzey enerjisi Al/ $Al_3(Sc,Zr)$ arayüzey enerjisinden daha yüksek olduğundan dolayı Al_3Sc bileşiği $Al_3(Sc,Zr)$ bileşiği kadar iyi çekirdek değildir. Ancak tane inceltme mekanizması yine de tam olarak anlaşılabilir değildir [62].

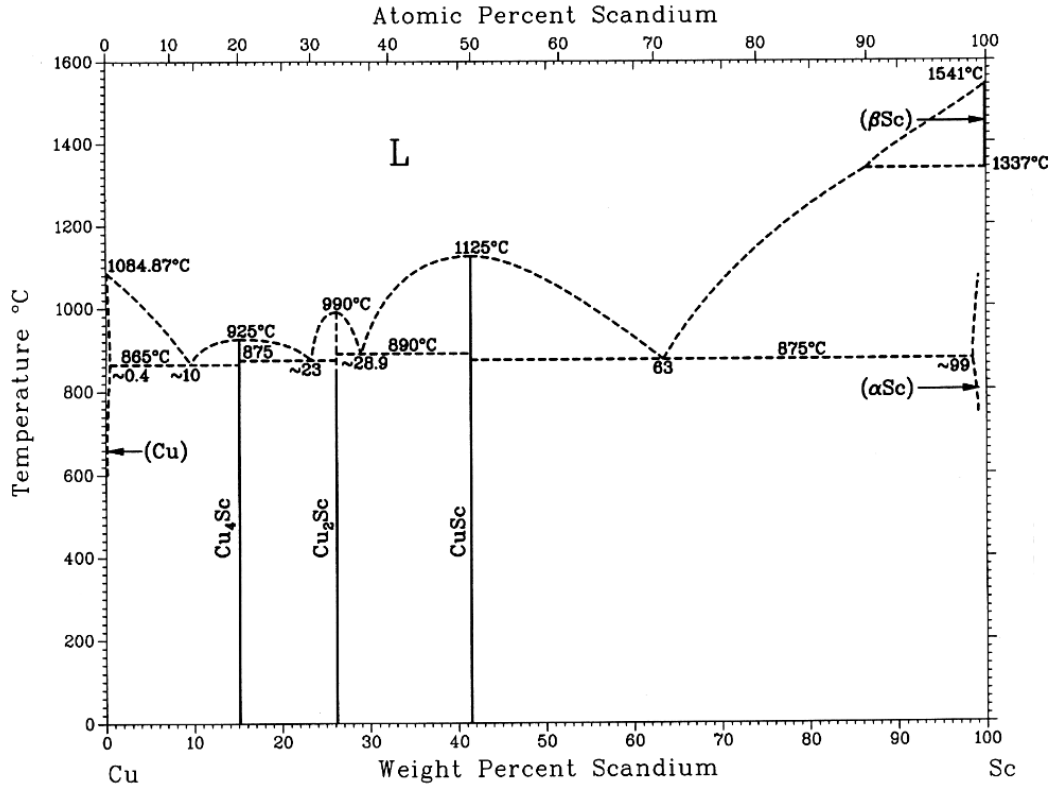
Literatürdeki çalışmalara göre Al-Cu alaşımlarına yeterli miktarda Sc ilave edilmesi sonucunda alaşımda tane incelmesi gözlemlenmiş ve bu tane inceltme etkisinin Al_3Sc intermetalliği sayesinde elde edildiği ortaya konmuştur. Sc ilavesi ayrıca Al-Cu alaşımlarında mukavemet arttırıcı etkiye sahip olan Al_2Cu fazının da morfolojisini etkilemektedir. Bu etki mekanik özellikleri doğrudan etkileyeceği için önem arz etmektedir. Zhang ve arkadaşlarının 2022 yılında yaptıkları çalışmada Sc ilavesi ile Al-Cu alaşımında tane incelmesi elde edilmiş, ayrıca Al_2Cu çökeltilerinin de boyutunda küçülme ve miktarında artış gözlemlenmiştir [63]. Dorin ve arkadaşlarının 2017 yılında yaptığı bir başka çalışmada ise Al-Cu alaşımına Sc (%0,1 - 0,2) ve Zr (%0,1 - 0,14) ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi incelenmiştir. Bu çalışmada yine benzer bir şekilde Sc ve Zr ilavesi içeren numunelerde tane incelmesi gözlemlenmiştir. Al_2Cu çökeltilerinde de inceltme ve sayıca artış

bulunmuştur. Ayrıca sözü geçen her iki çalışmada da alaşımların mekanik özellikleri geliştirilmiştir [63,64]. Sc ilavesi sonucunda hem tane incelmeleri sağlanmış hem de çökeltilerin küçülmesi ve sayıca artarak daha homojen olarak tane içlerine yayılması gözlemlenmiştir, buradan yola çıkarak Sc ilavesinin alaşımların mekanik özellikleri üzerine etkileri ayrı ayrı araştırıldığında Al_2Cu çökeltilerinin incelmeleri ve sayıca artmaları en yüksek mukavemet artırıcı etken olduğu ortaya çıkmıştır [63,64]. Yang ve arkadaşlarının 2016 yılında yaptıkları çalışmaya göre Al_2Cu çökeltilerinin yarıçapı Sc ilavesinden sonra yaklaşık olarak %40 oranında azalırken çökelti yoğunluğu %80 oranında artmıştır [61]. Bunlara ek olarak, Al-Cu alaşımlarına Sc ilavesinin Al_2Cu çökeltilerinin oluşumuna katkı sağladığı literatürdeki bazı yazarlar tarafından bulunmuştur [61,65].

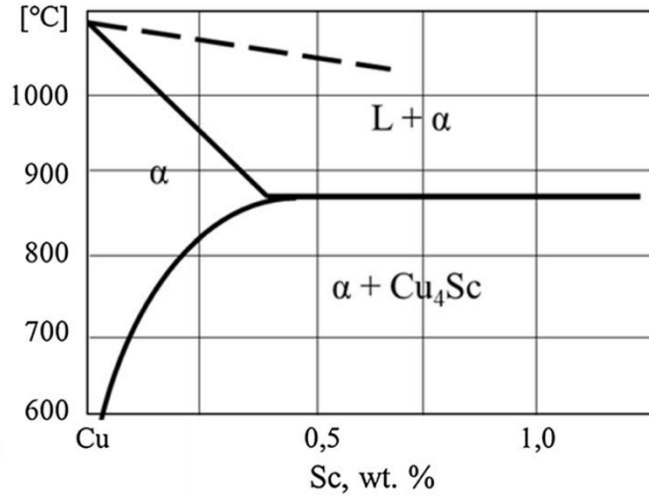
Bu çalışmada Al-Cu alaşımına eklenen Sc oranı (%0,03-0,09) Şekil 1.35'te verilen Al-Sc faz diyagramında kırmızı çizgilerle sınırlandırılmış aralık içerisinde [68]. Faz diyagramına göre, Al_3Sc intermetaliti; %0,03 oranında Sc ilavesinde $440^{\circ}C$ 'de, %0,06 oranında ilave edildiğinde $490^{\circ}C$ 'de ve %0,09 oranında ilave edildiğinde ise $520^{\circ}C$ 'de oluşmaktadır [68]. Ancak, çalışmada kullanılan alaşımda ağırlıkça yaklaşık %5 Cu bulunmaktadır. Bundan dolayı oluşabilecek intermetalikler için ikili faz diyagramları yerine üçlü faz diyagramının incelenmesi daha doğru olacaktır. Şekil 1.38'de verilen $500^{\circ}C$ 'de kesiti alınmış Al-Cu-Sc üçlü faz diyagramına baktığımızda çalışmada yer alan Sc oranlarına göre tane inceltici etkisi olan Al_3Sc intermetaliti oluşmadığı, W fazının oluştuğu görülmektedir. W fazı, literatürde yer alan çalışmaların bazılarında da gözlemlenmiştir. Kimyasal kompozisyonu tam olarak henüz belirlenmemiştir ve araştırmacılar tarafından farklı teorik kimyasal kompozisyonlar öne sürülmüştür; $Al_{5-8}Cu_{7-4}Sc$, $Al_{5.4-8}Cu_{6.6-4}Sc$, $Al_{8-x}Cu_{4+x}Sc$ [67]. W fazı, sert, keskin kenar ve köşelere sahip bir fazdır ve stres altındaki alaşımda kırılmayı ve deformasyonu tetikleyici bir etki yaratır dolayısıyla Al-Cu alaşımlarında mekanik özellikleri olumsuz etkileyen ve oluşumu istenmeyen bir fazdır [62, 66]. 2022 yılında Qin ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmaya göre W fazı $\alpha-Al$ 'dan sonra katılaşmaktadır ve bundan dolayı tane inceltme etkisine sahip değildir [62].



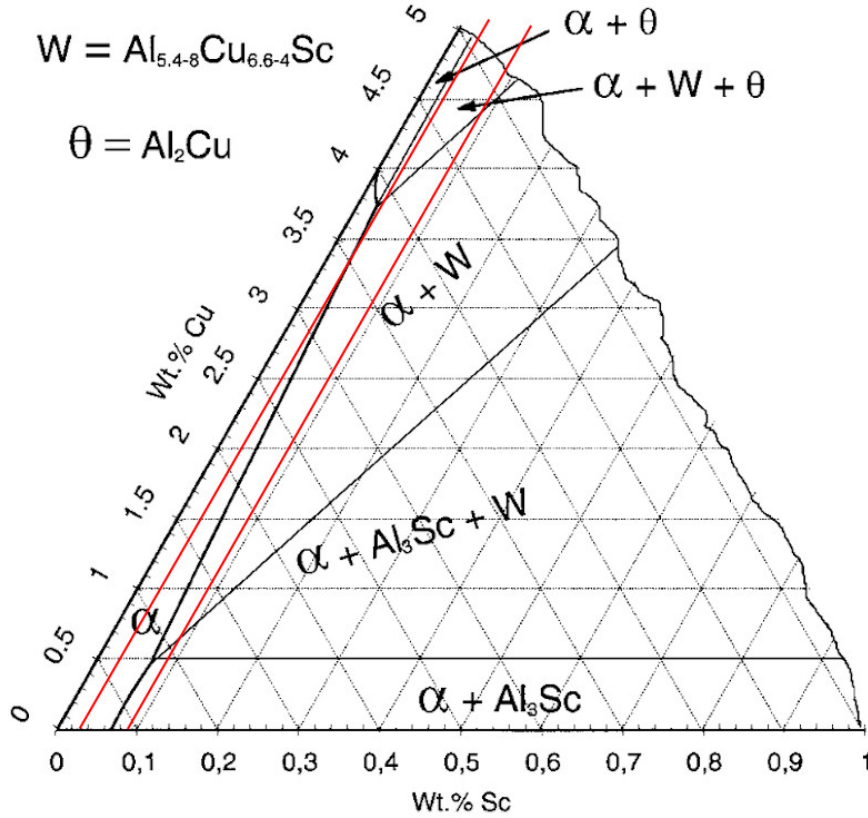
Şekil 1.35 : Al-Sc faz diyagramında Al açısından zengin tarafın yakınlaştırılmış görüntüsü.



Şekil 1.36 : Cu-Sc faz diyagramı.



Şekil 1.37 : Cu-Sc faz diyagramında Cu açısından zengin tarafın yakınlaştırılmış görüntüsü.



Şekil 1.38 : Al-Cu-Sc üçlü faz diyagramında Al köşesi (500°C).

Al-Cu-Sc üçlü faz diyagramının 500 °C’de alınmış kesitine bakıldığında %0,03-0,09 Sc oranlarında W fazının olduğu görülüyor olsa da literatürde yer alan araştırmalara göre W fazını gözlemleyebilmek için Sc oranının daha yüksek seviyelerde olması gerektiği yazılmıştır [70]. Norman ve arkadaşlarının 2003 yılında yaptıkları çalışmada 2024 Al alaşımında W fazının gözlemlenebilmesi için Sc oranının %0,2’den fazla

olması gerektiğini bulmuştur [71]. 2004 yılında Yu ve diğer bilim adamlarının yaptıkları çalışmada 2618 Al alaşımına Sc ve Zr elementlerinin her ikisinden de %0,3 ilave edilmesi durumunda W fazına rastlanmadığı ortaya konmuştur [72]. Qin ve arkadaşlarına ait olan 2022 yılında yayınlanmış bir çalışmaya göre döküm halindeki 2519 Al alaşımına %0, %0,1, %0,2, %0,3 ve %0,4 oranında Sc ilavesi yapılmış ve W fazının oluşum mekanizmaları araştırılmıştır. Bu çalışmaya göre %0 ve %0,1 oranında Sc ilavesi içeren numunelerde W fazına rastlanmamıştır. Ayrıca bu oranlarda alaşımın tane boyutunda bir değişiklik olmamıştır, %0,1 Sc ilavesi tane inceltmesi sağlamamıştır [73]. Bu çalışmalara karşın Min Jia ve arkadaşları ağırlıkça %0,063 Sc ilavesi ve iki adımlı homojenizasyon uygulaması ile W fazının oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Bu çalışmaya göre W fazı, Al₂Cu fazına ısıtılma işlemi ile Sc atomlarının difüze olması yoluyla ortaya çıkmıştır [67]. Yine de, W fazının oluşum mekanizması hala tam olarak anlaşılamamıştır, ancak literatürde konu ile ilgili yer alan diğer araştırmalara göre de serbest haldeki Sc atomları katılaşma sırasında GP bölgeleri için çekirdeklenme sağlar, sonuç olarak Sc ve Al-Cu atomlarının difüzyonu ile W fazı oluşmaktadır [74]. Dolayısıyla şimdiye kadar farklı fikirler ortaya atılmıştır.

Alüminyum döküm alaşımlarının mekanik özellikleri alaşımın mikroyapısına oldukça bağlıdır [75, 76]. Döküm alaşımlarının mekanik özellikleri alaşım içerisindeki ikincil fazların şekline ve dağılımına, tane boyutuna ve dendrit kol açıklığına göre değişiklik gösterebilir. Tane boyutu değişimi ile döküm alaşımlarının mikro-porozite ve ikincil faz dağılımı değişir. Daha ince tane yapısına sahip dökümlerde alaşım daha küçük ve homojen dağılmış ikincil faza ve mikro-poroziteye sahiptir [77]. Ayrıca artan tane sınırı yoğunluğu ile alaşımın kayma yüzeylerinin stres altında kilitlenmesi ve dislokasyon hareketinin zorlaşması sağlanır. Böylece daha iyi mekanik özellikleri sahip olur. Bununla beraber, dendritik katılaşma gerçekleşen alaşımlarda ayrıca dendrit boyutu ve ikincil dendrit kol açıklığı da mekanik özellikleri oldukça etkileyen bir faktördür. Literatürde dendrit kol açıklığı ve tane boyutunun mekanik özelliklere etkileri ile ilgili birçok çalışma vardır. Birol'un 2013 yılında yaptığı çalışmada Al-Si alaşımında tane boyutu ve ikincil dendrit kol açıklığının mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Çalışmaya göre yaklaşık aynı dendrit kol açıklığına sahip alaşımların tane boyutları ortalama 465 µm ve 156 µm olarak bulunmuştur. Böylece aynı dendrit kol açıklığına sahip olup farklı tane boyutuna sahip alaşımların mekanik özellikleri kıyaslanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre her iki alaşım da benzer sertlik, akma ve

çekme mukavemetine sahip olduğu gözlemlenmiştir. Buradan hareketle, dendrit kol açıklığının tane boyutuna göre mekanik özellikler üzerinde daha fazla etkisi olduğu sonucuna ulaşılmıştır [75]. Bir başka çalışmada Ghassemali ve arkadaşları Al-Si alaşımlarında tane boyutu ile ikincil dendrit kol açıklığının mekanik özelliklere etkisini Hall-Petch denklemi ile incelemiş ve deneysel olarak kıyaslamıştır. Hall-Petch hesaplamaları ile elde edilen teorik sonuçlara göre, döküm alaşımlarında tane boyutunun mekanik özellikler üzerinde çok önemli bir payı olmadığı bulmuşlardır. Teorik sonuçtan sonra yapılan deneylerde ilk olarak numunelerin mekanik test sonucundaki kopma yüzeyleri incelenmiştir. Yüzey incelemesinde kırılma başlangıcı çoğunlukla dendrit/ötektik ara yüzeyinde gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Buradan elde edilen sonuca göre, tane sınırları kırılma başlangıcı için çok düşük bir etkiye sahiptir. Ayrıca Al dendritleri yumuşak yapıya sahip olduklarından dolayı ilk plastik deformasyon burada oluşur, dolayısıyla dendritler Al alaşımlarının mekanik özellikleri için sınırlayıcı olabilir bu yüzden çok önemli bir etkiye sahiptir. Elde edilen sonuçlarına göre kırılma başlangıcında ikincil dendrit kol açıklığı daha yüksek etkiye sahip olsa da artan tane sayısı sayesinde alaşımın kayma düzlemi arttığından dolayı tane boyutunun etkisi de tamamen yok sayılamaz [76].

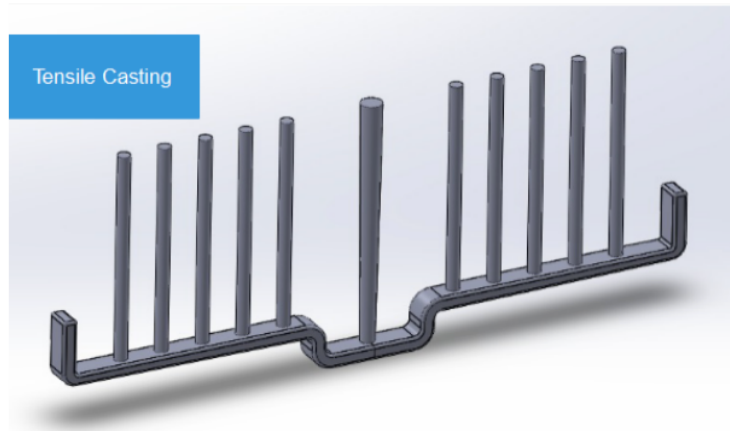
Bu çalışmada, Al-Cu alaşımları arasında yer alan A206 alaşımına ağırlıkça %0,03, %0,06 ve %0,09 Sc ilavesi ile elde edilen mikroyapısal değişiklikler ve mekanik özellikler endüstride sıklıkla kullanılan Ti tane inceltici ilavesi ile üç farklı ısıtım işlem prosedürü altında (döküm hali, T6 ısıtım işlemi, T7 ısıtım işlemi) incelenmiş ve karşılaştırılmıştır. Yapılan literatür taramasında Sc elementinin tek başına veya diğer nadir toprak elementleri ve geçiş metalleri ile beraber Al-Cu alaşımına eklenmesi üzerine geniş araştırmalar olmasına rağmen endüstride Al-Cu alaşımlarına tane inceltici olarak ilave edilen Ti ile kıyaslamasına odaklanılmamıştır. Ayrıca Al-Cu alaşımları yüksek mukavemet değerlerinden dolayı kullanılmaktadır dolayısıyla bu mukavemet değerleri de ısıtım işlem olmadan elde edilememektedir. Bazı çalışmalarda ısıtım işlem uygulanırken bazılarında döküm hali üzerinden incelemeler yapılmıştır. Söz konusu olan A206 alaşımına ısıtım işlem uygulamak, istenen mukavemet değerleri için zorunluluk halindedir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1 Kalıp Hazırlama

A206 alaşımı, dökülebilir alüminyum alaşımları sınıfında yer almaktadır. Dolayısıyla döküm işleminin gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Döküm yönteminin seçilmesi, maliyet, üretim hızı, döküm boyutu, yüzey kalitesi ve çevresel faktörler gibi bazı parametrelere bağlıdır. Döküm yöntemleri kullanılan döküm ekipmanlarına göre değişiklik gösterir. Bu çalışmada seçilen yöntem kum kalıba dökümdür.

Kum kalıba döküm en yaygın olarak kullanılan döküm yöntemidir. Eski, basit ve ekonomik bir döküm yöntemidir. Kolaylıkla yeni döküm şekilleri uygulanabilir. Yaş kum kalıplama ve kimyasal olarak bağlı kum kalıplama gibi farklı kalıplama türleri kullanılabilir. Yaş kum kalıplama için kum, kil ve su kullanılır. Kimyasal olarak bağlı kum kalıplama için sentetik bağlayıcılar kullanılır. Kimyasal bağlı kum kalıp, sentetik bağlayıcılar kalıba deformasyon direnci sağladığından büyük kalıplar üretmek için kullanışlıdır. Öncelikle kum kalıp üretebilmek için o kalıbın şeklini alacağı döküme göre model kalıplar hazırlanmalıdır. Nihai elde edilmek istenen döküm modeli Şekil 2.1’de verilmiştir. Model kalıplar, kolay işlenebilirliği ve düşük maliyetinden dolayı ahşap kullanılarak hazırlanabilir. Bu çalışmada kullanılan model kalıplar özel bir firmaya döküm tasarımına uygun olarak sipariş verilmiştir (Şekil 2.2).



Şekil 2.1 : Çekme testi numunelerine ait döküm modeli.



Şekil 2.2 : Çekme testi numuneleri için hazırlanan ahşap model kalıp.

Bu projede düşük maliyeti ve kolay hazırlanabilmesi nedeniyle ana kalıp malzemesi olarak silis kumu (SiO_2) kullanılmıştır. Ancak kum, düşük kompakt yapısı nedeniyle döküm işlemleri tek başına yeterli değildir. Bu nedenle silika kumu reçine ve bağlayıcı ile belirli oranda karıştırılarak daha rijit ve dayanıklı bir yapı oluşturulur. Reçine ağırlıkça %2 olacak şekilde silika kumu ile karıştırılır. Bağlayıcı, reçine ve silika kumu homojen olarak karıştırıldıktan sonra ağırlıkça %0,5 kadar eklenir ve karıştırılır. Burada önemli olan nokta, karıştırmanın çok eşit ve homojen bir şekilde yapılması gerektiğidir, aksi halde döküm işlemi sırasında veya öncesinde kalıp çökebilir. Bu karıştırma işleminin arkasındaki ana prensip, reçine ve bağlayıcı arasındaki kimyasal reaksiyonun kumu sert bir yapıya bağlaması ve sertleştirmesidir. Bağlayıcı ile reçine arasındaki reaksiyon oldukça hızlı olduğu için bağlayıcının karıştırılması hızlı yapılmalıdır. Kum karışımı hazır olduktan sonra kalıbın ahşap modelleri silis kumu, reçine ve bağlayıcıdan oluşan karışım ile doldurulur. Havanın girmesini önlemek için karışımın çok eşit ve sıkı bir şekilde preslenmesi çok önemlidir. 3-4 saat sonra reçine ve bağlayıcı arasındaki reaksiyon tamamlanır ve kalıp döküm işlemi için kullanıma hazır hale gelir (Şekil 2.3).



Şekil 2.3 : Çekme testi numuneleri için hazırlanmış kum kalıp.

Döküm sonundaki alaşımların kimyasal kompozisyonlarını tayin edebilmek için optik emisyon spektroskopisi (OES) analizi yapılması gerekmektedir. Bundan dolayı analiz numuneleri için dikdörtgenler prizması şekline sahip bir kokil kalıp kullanılmıştır (Şekil 2.4).



Şekil 2.4 : Optik Emisyon Spektroskopisi için kullanılan Kokil Kalıp.

2.2 Döküm ve Alaşımlama

Bu çalışmada Sc ilavesi öncesi kullanılan A206 alaşımlarına ait kimyasal kompozisyon aşağıdaki Çizelge 2.1’de verilmiştir. Ti içeren numunelerin dökümünde hazır külçe alaşım kullanılmıştır.

Çizelge 2.1 : Dökümde Kullanılan Alaşımların Kimyasal Kompozisyonları.

Alaşım	Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ti
Sc İlavesi için (%)	94,83	4,39	0,33	0,30	0,078	0,01	0,005
Ti İlavesi için (%)	95,30	4,15	0,24	0,19	0,027	0,01	0,151

Bu çalışmada yapılan döküm için kullanılan ergitme fırını rezistans fırınıdır, temelde elektrikle çalışır, teller elektriksel dirençten dolayı ısınır ve potadaki metalin ısıtılması sağlanır. Pota malzemesi refrakter özelliği gösteren SiC'dür. SiC termal şok direnci düşük bir malzeme olduğundan olayı fırın yavaş ısıtılmalıdır. Ayrıca potanın iç yüzeyi bor nitrür ile kapların, böylece sıvı metalin pota yüzeyine yapışması engellenmiş olur. Ergitme işlemindeki genel prosedür şu şekildedir; A206 baz alaşımı potaya doldurulur, sıcaklık erime sıcaklığını geçene kadar ısıtılır ve alaşımlama için Al-Sc master alaşımları eklenir, son olarak potadaki ergimiş metalin kalıplara dökülür.

Döküm işlemi için ilk olarak boş pota fırına yerleştirildi ve fırın 5 kW gücünde çalıştırıldı. 10 dakika sonra 15 kW'a çıkarıldı. 20 dakika boyunca 15 kW'da kaldıktan sonra 25 kW gücüne çıkarıldı. Fırın 25 kW gücünde çalışırken pota Ti içermeyen A206 alaşımı ile dolduruldu. Alaşımın ağırlığı 14,56 kg olarak ölçülmüştür. Alaşım yüklemesinden 30 dk sonra fırının gücü 30 kW'a çıkarıldı. Alaşım eridikten sonra termokupl yardımı ile sıcaklık ölçümü yapıldı. İlk olarak baz A206 alaşımı (tane inceltici olmadan) döküldü, sonuçların karşılaştırılması için temel alınacaktır. Sıcaklık 778 °C'ye ulaştığında azot gazı kullanılarak 0,2 bar basınç ile gaz giderme işlemine başlandı (Şekil 2.5 ve 2.6). Alüminyum alaşımlarında metal ve oksitlerin yoğunluğu birbirine çok yakın olduğu için oksitli bileşikler sıvı metal üzerine çıkarak yüzmez, genellikle oluştukları bölgede kalırlar. Bundan dolayı alaşımı sıvı metal içerisinde kalmış oksitlerden ve porozitelerden arındırmak için gaz giderme işlemi yapılmalıdır (Şekil 2.7). Gaz gidermede kullanılan inert gazlar sıvı metal ile tepkimeye girmez, ancak oksitlere itici bir güç uygulayarak sıvı metalin yüzeyine çıkmalarını sağlar.



Şekil 2.5 : Gaz giderme öncesi seramik gaz giderme çanının ısıtılması.



Şekil 2.6 : Gaz giderme işlemi.



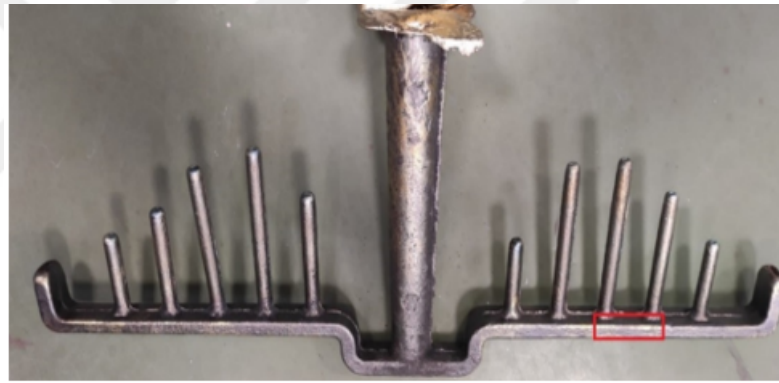
Şekil 2.7 : Gaz giderme sonrası.

15 dk süren gaz giderme sonrası sıvı metalin yüzeyine çıkan oksitler alınır ve temiz kalan metal döküm için hazırdır. Döküm sıcaklığı 780-785 °C olarak belirlendi. Döküm öncesi termokupl ile sıcaklık ölçüldü. 785 °C de, iki çekme testi için kum kalıba ve Optik Emisyon Spektroskopisi için kokil kalıba döküm yapıldı. Baz A206 alaşımının dökümünden sonra ağırlıkça %0,03 Sc içeren döküm yapılabilmesi için kalan A206 alaşımının ağırlığına göre belirlenen oranda Al-2Sc master alaşımı eklemesi yapıldı. Buna göre gerçekleştirilen iki dökümde yaklaşık 3,1 kg alaşım harcanmıştır. Kalan alaşımın ağırlıkça %0,03 Sc verebilmesi için 172 gr Al-2Sc master alaşımı eklenmiştir. Alaşımlama yapıldıktan 10 dk sonra gaz giderme işlemine başlandı. Gaz giderme sonrası sıcaklık ölçümü yapıldı ve 782 °C’de iki çekme testi ve bir kokil kalıba döküm yapıldı. İkinci dökümden sonra alaşımın Sc kompozisyonunu ağırlıkça %0,06 seviyesine çıkarabilmek için 128 gr Al-2Sc master alaşımından ilave yapıldı. Alaşımlama yapıldıktan 14 dk sonra gaz giderme işlemi başlatıldı. Gaz giderme işlemi bittikten sonra sıcaklık ölçümü yapıldı ve 782 °C’de iki çekme testi ve bir kokil kalıba döküm yapıldı. Dördüncü döküm için ağırlıkça %0,09 Sc kompozisyonuna ulaşabilmek için 90 gr Al-2Sc master alaşımı ilavesi yapıldı. Aynı prosedürler izlenerek 780 °C’de iki çekme testi ve bir kokil kalıba döküm yapıldı.

Böylece sırasıyla; baz A206, %0,03 Sc, %0,06 Sc, %0,09 Sc içeren dökümler tamamlandı.

Ti ilavesi içeren küçle pota tamamen boşaltıldıktan sonra eritmek üzere potaya dolduruldu. Fırın ve pota zaten sıcak olduğundan dolayı aşamalı ısıtma işlemine gerek duyulmamıştır. Alaşım eridikten sonra termokupl ile sıcaklık ölçümü yapıldı, 782 °C’de gaz giderme işlemine başlandı. 15 dk süren gaz giderme işleminden sonra 786 °C’de Optik Emisyon Spektroskopisi ve korozyon testi için kokil kalıba, çekme testi için kum kalıba döküm yapıldı.

Dökümler tamamen soğuduktan sonra kum kalıplar kırılarak döküm parçaları içlerinden çıkarıldı. Döküm parçası Şekil 2.8’de kırmızı olarak gösterilen noktalardan kesilerek çekme testine tabii tutulacak çubukları elde edildi. Bu aşamadan sonra numuneler ısıl işlem, çekme testi, mikroyapı analizi ve optik emisyon spektroskopisi için hazırlanacaktır.



Şekil 2.8 : Çekme Testi Numunelerine Ait Döküm Parçası.

Deneyssel prosedürde dökümler yapılırken alaşım içerikleri sırasıyla; Baz A206, %0,03 Sc, %0,06 Sc, %0,09 Sc, %0,15 Ti şeklindedir. Çekme çubukları herhangi bir karışıklık olmasını önlemek için çalışmaya özel olarak numaralandırılmış ve kodlandırılmıştır. Her bir alaşımdan iki adet çekme testi dökümü alınmıştır. Her bir çekme testi dökümü 10 adet çekme çubuğu içermektedir. Burada döküm yapılırken yolluğa yakın olan kalıp boşlukları ilk dolacaktır, dolayısıyla katılaşma ve döküm sıcaklığı her bir çubuk için az da olsa değişiklik gösterebilir ve bu durum mikroyapı ve mekanik özellikleri etkileyebilir. Bu durumu inceleyebilmek için her bir çekme testi döküm parçasındaki çubuklar merkezden sağ taraftaki örnekler için sağdan sola A1, A2, A3, A4, A5; sol taraftaki örnekler için soldan sağa B1, B2, B3, B4, B5 şeklinde kodlanmıştır. Her alaşım türünden 20 adet çekme çubuğu numunesi çıkarılmıştır. Buna

göre, sınıflandırma aşağıda verilen tablodaki gibidir. Alaşımların her biri iki adet kalıba döküldüğünden ve ilk kalıp doldurulduktan sonra ikinci kalıba kadar geçen sürede döküm sıcaklığı değişeceğinden mikroyapı ve mekanik özellikler etkilenebilir. Bundan dolayı kalıba sırası da oldukça önemli bir parametredir. Özet olarak verilen numune sınıflandırması Çizelge 2.2’de verilmiştir.

Çizelge 2.2 : Çalışmadaki Dökümlerin Kodlandırılması.

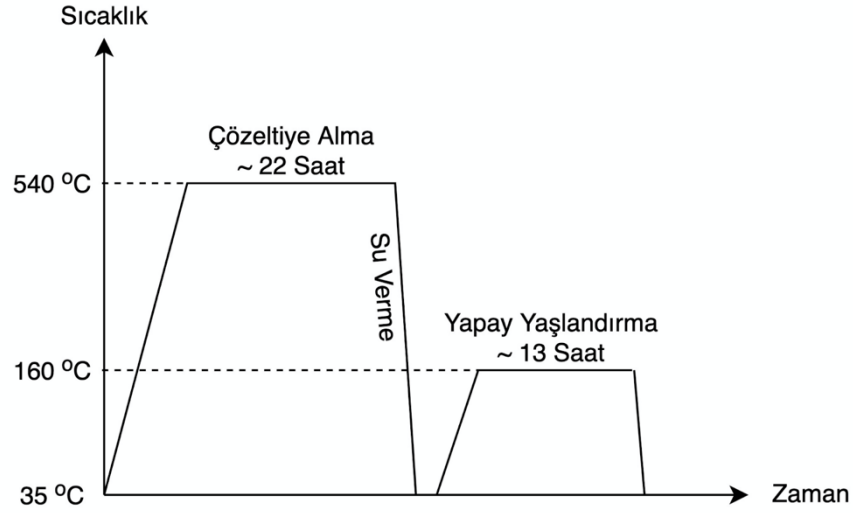
Alaşım	Döküm Sırası	Kalıp Sırası
Baz A206	1	1/2
A206-0.03Sc	2	1/2
A206-0.06Sc	3	1/2
A206-0.09Sc	4	1/2
A206-0.15Ti	5	1/2

Kodlandırma dört haneden oluşmaktadır. Örnek olarak; 51A3 numunesi, 5. döküm, 1. kalıp, yolluğun sağ tarafındaki sağdan 3. çubuğu temsil eder. Alaşımların kodlaması yapıldıktan sonra çekme testi numuneleri farklı ısıtım prosedürleri için seçilmiştir.

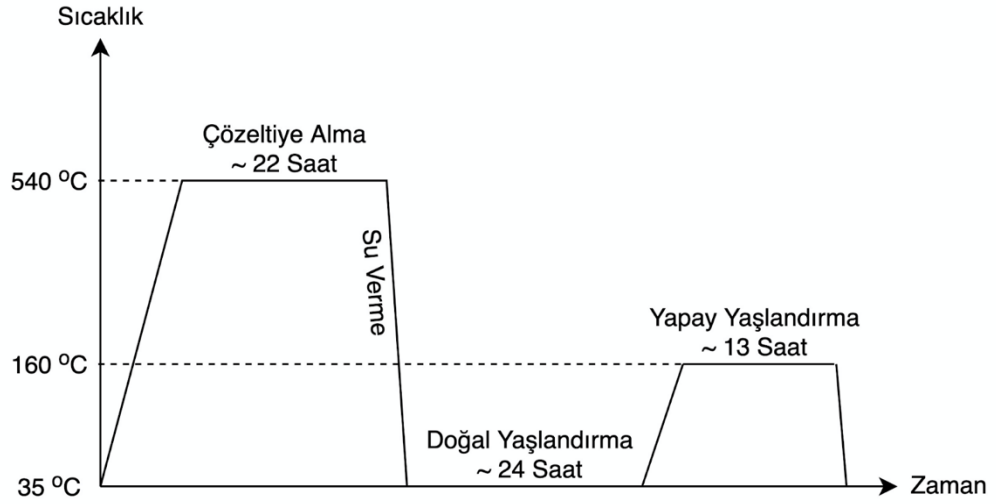
2.3 Isıl İşlem

Daha önce bahsedildiği gibi bu çalışmada iki farklı ısıtım işlem ve numunelerin döküm hali kullanılarak karşılaştırma yapılmıştır. Kullanılan ısıtım işlem prosedürleri T6 ve T7 ısıtım işlemidir. T6 ısıtım işlemi için tüm dökümlerden 1. kalıp sırası B1, B2, B3 ve 2. kalıp sırası B1, B2, B3, B4 çubukları, T7 ısıtım işlemi için 1. kalıp sırası A1, A2, A3 ve 2. kalıp sırası A1, A2, A3, A4 çubukları seçildi. Kalan çubuklar döküm halinde test edilmiştir.

Şekil 2.9 ve 2.10’da verildiği gibi T6 ısıtım işleminde 22 saat boyunca 540 °C’de çözeltiye alma işlemi, ardından su verme ve son olarak 160 °C’de yapay yaşlandırma yapılmıştır. T7 ısıtım işleminde aşırı yaşlandırma yapılması gerektiğinden dolayı numuneler çözeltiye alma ve su verme işlemlerinden sonra 24 saat oda sıcaklığında doğal yaşlandırmaya bırakılmış ve sonrasında yapay yaşlandırma aşamasına geçilmiştir.



Şekil 2.9 : Çalışmada uygulanan T6 Isıl işlemi şematik gösterimi.



Şekil 2.10 : Çalışmada uygulanan T7 Isıl işlemi şematik gösterimi.

Daha önceki laboratuvar çalışmalarımızda yapay yaşlandırma için Sıcaklık-Bekleme süresi optimizasyonu deneyleri yapılmış ve en iyi sonuç 160 °C’de 12-13 saat bekleme süresinde çıkmıştır. Bundan dolayı her iki ısıl işlem için yapay yaşlandırma sıcaklığı 160 °C ve süresi 13 saat olarak seçilmiştir.

2.4 Çekme Testi

Bir malzemenin mekanik özellikleri hakkında bilgi edinmek için şüphesiz çekme testi en önemli yöntemdir. Çekme testi bir malzemenin akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve sünekliği hakkında direkt bilgi verirken, sertlik, tokluk gibi özellikler hakkında da fikir sahibi olmamızı sağlar [78]. Çekme testine tabii tutulacak numuneler genellikle torna tezgâhı vb. cihazlarda işlenir. Torna işleminde amaç numunelerin

çekme testi cihazındaki çenelere oturacak kısımlarının orta kısmından daha geniş olmasıdır. Böylece numune bir çekme kuvvetine maruz kaldığında stres konsantrasyonu numunenin orta bölümlerinde toplanacaktır ve kopma orta kısımlardan olacaktır. Eğer böyle bir işlem yapılmazsa numuneler genellikle çekme testi cihazının çenelerinin basma kuvveti yaptığı noktalardan kopar ve test doğru sonuçlar vermez [79].

Bu çalışmada elde edilen numunelerden ilk olarak döküm halinde olan (hiçbir ısıtma işlemine tabii tutulmamış) çekme çubukları test edildi. Döküm halindeki numunelerden sonra T6 ve T7 ısıtma işlemine tabii tutulmuş numunelere çekme testi yapılmıştır ve sonuçlar değerlendirilmek üzere alınmıştır.

2.5 Sertlik Testi

Tane içi sertlik değerleri özellikle çökelti sertleşmesi ısıtma işlemi uygulanan alaşımlarda önemli bir mekanik özelliktir. Isıtma işlemin sonucunda tane içerisine alınan mukavemet artırıcı intermetalik bileşikler sayesinde tane içi sertlik değerlerinde artış meydana gelmesi kaçınılmazdır. Bu kapsamda tüm ısıtma işlem prosedürleri için tane içi sertlik değerleri ölçülmüştür. Ölçümler, Şekil 2.11’de görseli verilen Microhardness tester Future-Tech FM-700 cihazıyla yapılmıştır.



Şekil 2.11 : Future-Tech FM-700 Mikrosertlik Cihazı.

Bu deney için 10 gr yük (load) tane içi bölgelere 10 saniye boyunca (dwell time) uygulanmıştır. Elde edilen iz ile Vickers Sertlik değerleri bulunmuştur. Sonuçlar kısmında elde edilen değerler verilmiştir.

2.6 Mikroyapı Analizi

Metalografi, metallerin ve alaşımların mikroyapısının incelenmesidir. Mikroyapı incelemesi bizlere tanelerin, bileşiklerin, inklüzyonların ve fazların kimyasal, fiziksel ve atomik yapısını ve dağılımını gözlemlememize olanak tanır. Bu sayede malzeme hakkında bilimsel fikirler elde edilir [80].

Çekme testi tamamlandıktan sonra kopan numunelerin mikroyapılarını incelemek üzere küçük parçalar kesilmiştir. Kesme işleminden sonra elde edilen küçük parçalar iyi bir yüzey elde etmek için zımpara ve parlatma aşamalarına girmesi gerekmektedir. Ancak küçük numuneler zımpara ve parlatma aşamasından önce genellikle bakalite alınır. Bakalite alma işlemi numunenin dökülebilir bir plastik malzemenin içine alınması ve plastiğin basınç ve sıcaklık altında sıkıştırılması ile gerçekleştirilir. Bakalite alma işlemi, elle zımpara ve parlatma yapılacaksa daha rahat tutmayı veya makineye yerleştirilerek yapılacaksa kapsüllere uygun boyutta numuneler elde etmeyi sağlar (Şekil 2.12). Bakalite alınan numuneleri boyutları yaklaşık aynıdır, zımpara ve parlatma makinaları otomatik tutma slotuna sahipse bu slotlar bakalite alınmış numune ile aynı boyuttadır. Bakalite alma işleminde 150 °C’de yüksek basınç altında gerçekleştirilmiştir. İşlem tamamlandıktan sonra su ile soğutma yapılmıştır. Elde edilen numuneler zımpara ve parlatma aşaması için hazırdır.



Şekil 2.12 : Bakalite alma cihazı.

Numunelerin tamamı sırasıyla 120, 220, 400, 600, 800, 1000, 1500, 2000 ve 2500 numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Zımpara işleminde su kullanılması hem numunenin soğutulmasını hem de numune üzerinde oluşabilecek derin çiziklerin önlenmesini sağlar. Bundan dolayı zımpara işlemi gerçekleştirilirken ıslak zımpara yapılmıştır (Şekil 2.13).



Şekil 2.13 : Kullanılan Zımpara Makinası.

Zımpara işlemi tamamlandıktan sonra numune yüzeyinde kalan çiziklerin tamamen ortadan kaldırılmasını sağlamak amacıyla parlatma işlemi gerçekleştirilir. Parlatma işlemi kadife bir keçe üzerine süspansiyon dökülerek gerçekleştirilir. Numunelerin tamamı sırasıyla 6, 3 ve 1 mikronluk süspansiyon ile parlatılmıştır. Parlatma işleminde de aşırı ısınmayı önlemek amacıyla keçe az miktarda su ile ıslatılmıştır.

Birçok malzeme için, mikroyapı sadece uygun bir aşındırıcının uygulanmasıyla ortaya çıkar. Bu işleme dağlama denir. Mikroyapıdaki fazlar arasında keskin bir kontrast elde etmek için parlatılmış yüzeyde herhangi bir yabancı madde bulunmamalıdır. Parlatma işleminden sonra, optik mikroskopta maksimum görünürlük elde etmek için numuneler Keller reaktifi ile dağlama işlemi yapılmıştır. Isıl işlem görmüş numuneler 15 saniye, döküm numuneler ise 10 saniye dağlanmıştır. Böylece optimal mikroyapılar gözlemlenmiştir.

Tüm numuneler, Şekil 2.14'te gösterilen Zeiss AX10 mikroskobunda incelenmiştir. Numuneler mekanik özellikler bakımından; iyi, orta ve kötü olarak gruplandırılmıştır. Her bakaltın içinde beş numune vardı. Bu beş alandan 5x yakınlaştırma ile başlayıp 100x, 200x ve 500x yakınlaştırma ile devam eden mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Daha net sonuçlar elde etmek için her yakınlaştırmada üç fotoğraf çekilmiştir.



Şekil 2.14 : Zeiss AX10 Optik Mikroskobu.

Optik mikroskopla alınan görüntüler ile DAS ve SDAS ölçümleri de alınmıştır ve sonuçlarda verilmiştir.

2.7 Makroyapı Analizi

Elde edilen dökümlerin yan yolluklarının aynı bölgelerinden numuneler alınarak zımpara ve parlatma aşamasından sonra Keller Reaktifi ile 40 saniye boyunca dağlama yapılmıştır. Bu sayede alaşımın tane yapısı çıplak göz ile rahatlıkla gözlemlenebilir hale gelmektedir.

2.8 SEM/EDS Analizi

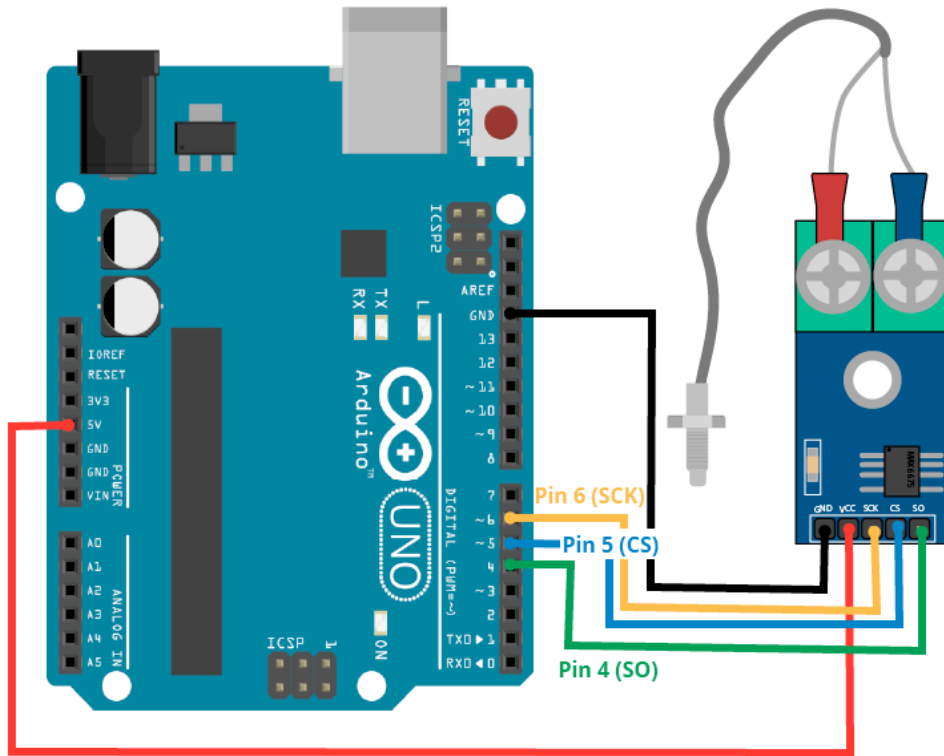
Alaşımın mikroyapısal değişimini daha iyi analiz edebilme ve sonuçları daha net ortaya koyabilme amacıyla metalografi numunelerine ayrıca SEM/EDS analizi yapılmıştır. SEM/EDS analizi ile inklüzyonlar, intermetalikler ve atomik dağılım gözlemlenmiştir.

Bu analiz kapsamında A206, A206-0.09Sc ve A206-Ti numunelerinin tüm ısıtma işlemi uygulanmış ve uygulanmamış halleri incelenmiştir.

2.9 Soğuma Eğrileri

Tüm alaşımların soğuma eğrilerini çıkarmak ve incelemek üzere dökümlerin yolluk kısımlarından yaklaşık 55 gr. alaşım kesilerek eritilmiş ve yaklaşık oda sıcaklığında soğumaya bırakılarak soğuma eğrileri çıkarılmıştır.

Verileri elde edebilmek için Arduino Uno ve K tipi termokupl için uygun olan Max6675 sensörü kullanılmıştır. Bağlantı noktaları şematik olarak Şekil 2.15'te gösterilmiştir [81]. Veriler USB kablo bağlantısı kullanılarak bilgisayara aktarılmıştır.



Şekil 2.15 : Sıcaklık sensörünün montajını gösteren şema.

```

#include <MAX6675_Thermocouple.h>

// Pin bağlantıları
const int thermoCLK = 6;
const int thermoCS = 5;
const int thermoDO = 4;

MAX6675_Thermocouple thermocouple(thermoCLK, thermoCS, thermoDO);

void setup() {
    Serial.begin(9600);
    Serial.println("MAX6675 test");
}

void loop() {
    // Sıcaklık değerini okuyun
    float temperatureC = thermocouple.readCelsius();

    // Okunan sıcaklık değerini seri monitöre yazdırın
    Serial.print("Sicaklik: ");
    Serial.print(temperatureC);
    Serial.println(" C");

    // 250 milisaniye bekleme süresi
    delay(250);
}

```

Şekil 2.16 : Arduino Uno Max6675 sıcaklık sensörü kodu.

Elde edilen bu veriler daha sonra Microsoft Office Excel ve MatLab uygulaması kullanılarak alaşımların soğuma eğrileri ve bu eğrilerin türevleri elde edilmiştir. Soğuma eğrisinin türevi katılaşmanın başlangıcında, bitişinde ve intermetaliklerin oluşumunda önemli değişiklikler gösterir, bundan dolayı grafiğin türevinin alınması önemli bir veridir. Türevin pozitif olduğu yerde sıcaklık artışı meydana geldiğinden dolayı bu değerlerin olduğu alaşımlarda aşırı soğuma vardır.



Şekil 2.17 : Sıcaklık Eğrisi Deneyinin yapılış anı.

3. SONUÇLAR

3.1 Mekanik Özellikler

Çekme testi uygulanmış tüm numunelere ait mekanik özelliklerin sonuçları Çizelge 3.1, 3.2 ve 3.3'te verilmiştir.

Çizelge 3.1 : Döküm hali Çekme Testi Sonuçları.

Alaşım	Numune	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Ort. Akma Mukavemeti (MPa)	Ort. Çekme Mukavemeti (MPa)	Ort. Uzama (%)
Baz A206	11A4	118,35	180,43	3,28	117,93	173,50	3,28
	11A5	118,69	176,40	3,56			
	11B4	116,58	179,76	3,66			
	11B5	116,76	150,98	1,58			
	12A5	120,02	165,60	2,84			
	12B5	117,90	172,26	3,44			
% 0,03 Sc	21A4	119,33	189,72	4,69	119,96	188,31	4,03
	21A5	119,69	189,52	4,45			
	21B4	119,90	186,55	3,93			
	21B5	120,31	187,46	3,29			
	22A5	119,94	182,40	2,32			
	22B5	122,93	205,77	4,46			
% 0,06 Sc	31A4	122,14	194,76	3,07	125,53	198,28	3,61
	31A5	120,69	177,91	2,82			
	31B4	123,60	194,22	3,76			
	31B5	125,82	188,90	3,08			
	32A5	134,36	215,25	4,52			
	32B5	130,54	224,39	5,45			
% 0,09 Sc	41A4	122,86	196,15	4,53	128,26	195,13	3,47
	41A5	129,38	198,49	3,55			
	41B4	127,86	193,38	3,18			
	41B5	129,42	194,90	2,41			
	42A5	129,32	195,00	3,88			
	42B5	126,47	194,47	3,29			
% 0,15 Ti	51A4	134,78	193,72	2,93	134,85	189,10	2,78
	51A5	135,14	189,91	2,45			
	51B4	132,89	188,97	3,70			
	51B5	138,45	178,38	1,96			
	52A5	134,44	190,91	2,80			
	52B5	135,05	186,63	2,94			

Alınan ortalama değerlere en yüksek ve en düşük değerler katılmamıştır. Bazı numunelerin içerisinde çok büyük inklüzyonların kalmasından dolayı nispi olarak çok düşük çekme mukavemeti ve uzama gözlemlenmiştir. Inklzyonlar genellikle oksitlerden oluştuğundan dolayı alaşıma göre çok daha sert yapıdadır. Inklzyonlar, bulundukları yerde sivri kenar ve köşeleri erken kırılma başlangıcına neden olarak elde edilen uzama ve çekme mukavemeti değerlerinin düşük çıkmasına sebep olur.



şekil 3.1 : 11B5 numunesine ait kırılma yüzeyindeki inklüzyon.

Çizelge 3.2 : T6 Çekme Testi Sonuçları.

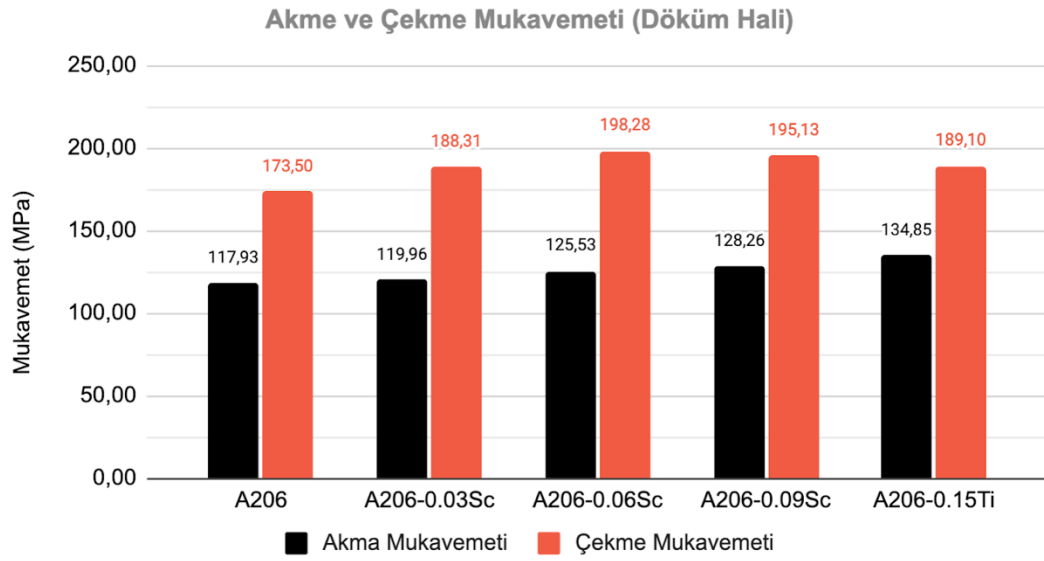
Alaşım	Numune	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Ort. Akma Mukavemeti (MPa)	Ort. Çekme Mukavemeti (MPa)	Ort. Uzama (%)
Baz A206	11B1	258,93	362,08	5,73	258,61	331,93	3,72
	11B2	261,03	336,98	4,20			
	11B3	244,42	303,50	2,59			
	12B1	264,27	342,35	3,83			
	12B2	244,14	302,62	3,11			
	12B3	264,39	347,87	4,42			
	12B4	265,56	328,97	3,01			
% 0,03 Sc	21B1	276,14	388,49	9,25	266,03	382,85	8,91
	21B2	268,57	385,48	9,98			
	21B3	274,54	348,71	4,01			
	22B1	261,30	389,64	9,45			
	22B2	240,24	386,74	13,36			
	22B3	257,75	384,30	9,42			
	22B4	267,97	369,26	6,48			
% 0,06 Sc	31B1	257,63	374,85	9,80	261,73	373,04	8,91
	31B2	264,97	358,49	6,77			
	31B3	265,88	363,00	7,85			
	32B1	244,36	372,74	9,39			
	32B2	266,60	380,35	9,04			
	32B3	262,45	388,87	11,36			
	32B4	257,71	374,28	8,48			
% 0,09 Sc	41B1	254,55	366,88	10,57	250,49	366,21	10,12
	41B2	243,26	357,20	8,84			
	41B3	249,70	360,66	9,00			
	42B1	255,53	372,06	10,10			
	42B2	254,01	374,77	11,04			
	42B3	250,26	374,24	12,23			
	42B4	243,93	355,19	9,88			
% 0,15 Ti	51B1	300,14	383,97	4,27	284,17	324,06	1,98
	51B2	280,91	304,72	1,53			
	51B3	281,74	329,61	1,90			
	52B1	261,75	287,34	1,92			
	52B2	291,52	361,87	3,46			
	52B3	270,46	270,66	0,37			
	52B4	296,24	336,76	1,10			

Çizelge 3.3 : T7 Çekme Testi Sonuçları.

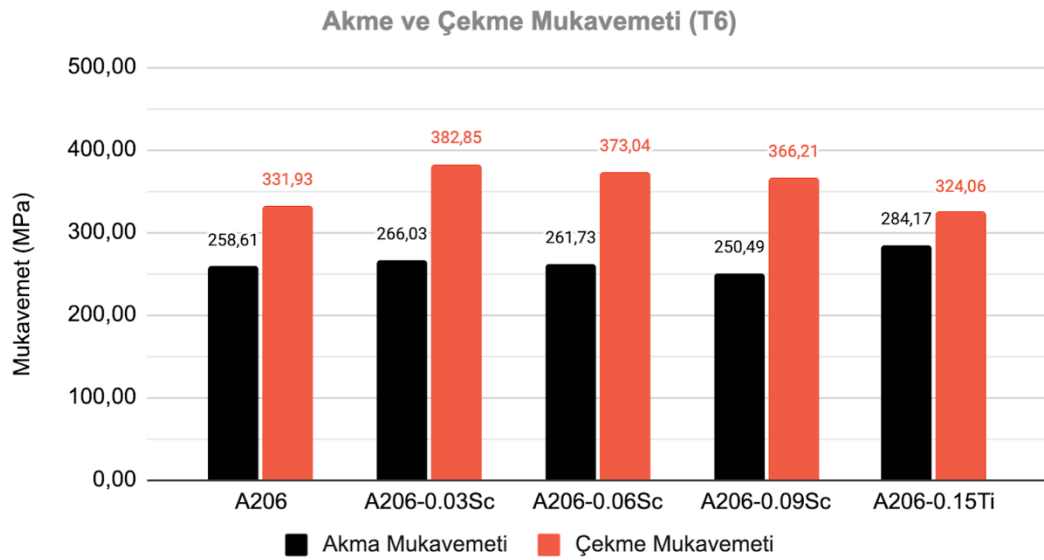
Alaşım	Numune	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Ort. Akma Mukavemeti (MPa)	Ort. Çekme Mukavemeti (MPa)	Ort. Uzama (%)
Baz A206	11A2	305,46	380,96	4,87	302,48	356,75	2,44
	11A3	291,85	355,79	2,82			
	12A1	301,67	361,36	3,20			
	12A2	295,38	305,40	1,27			
	12A3	307,41	351,73	1,52			
	12A4	310,55	358,14	2,22			
% 0,03 Sc	21A1	306,00	405,86	7,18	314,97	389,49	5,13
	21A2	305,40	386,90	5,47			
	21A3	324,74	388,09	4,60			
	22A2	310,96	394,15	6,54			
	22A3	320,29	388,81	3,89			
	22A4	322,64	325,07	1,08			
% 0,06 Sc	31A1	314,71	397,76	8,39	304,31	389,19	5,75
	31A2	295,51	380,42	5,75			
	31A3	300,17	370,65	5,19			
	32A1	277,75	399,52	5,63			
	32A2	299,97	386,04	5,88			
	32A3	316,33	395,39	6,31			
% 0,09 Sc	32A4	311,18	386,34	4,66	302,65	377,65	6,59
	41A1	312,89	380,48	3,98			
	41A2	282,99	371,12	6,96			
	41A3	297,93	374,46	16,63			
	42A1	296,25	378,11	8,11			
	42A2	336,19	392,45	5,84			
% 0,15 Ti	42A3	314,06	384,09	5,80	353,29	431,64	4,00
	42A4	292,13	366,20	6,25			
	51A1	344,09	404,37	2,34			
	51A3	349,47	435,36	4,99			
	52A1	363,10	444,73	3,74			
	52A2	362,76	439,43	3,53			
	52A3	350,25	427,28	5,07			
	52A4	350,68	424,50	3,75			

Döküm halindeki çekme testi sonuçlarında olduğu gibi T6 ve T7 ısıtılmasına tabii tutulmuş numunelerin test sonuçlarında mekanik özelliklerini ortalamasına en yüksek ve en düşük değerler dahil edilmemiştir. T6 ve T7 numunelerinin bazılarında da iri veya ufak inklüzyonlara rastlanmıştır. Büyük inklüzyonlara sahip olan numuneler mekanik test sonucunu manipüle edebileceğinden dolayı ortalama mekanik özellikler değerlerinin içerisine katılmamıştır.

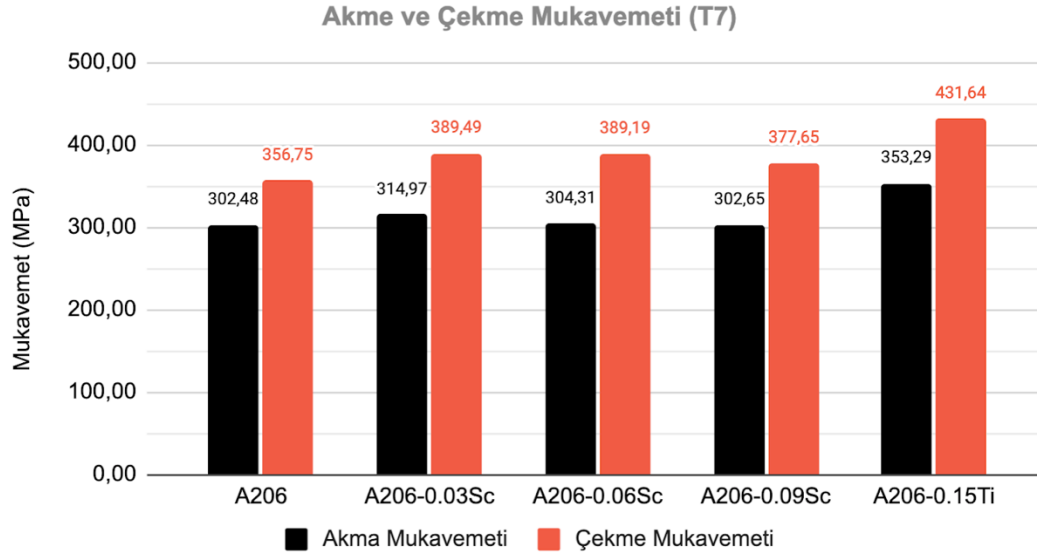
Karşılaştırmalı mekanik test sonuçlarına ait sütun grafikleri de aşağıdaki şekillerde verilmiştir.



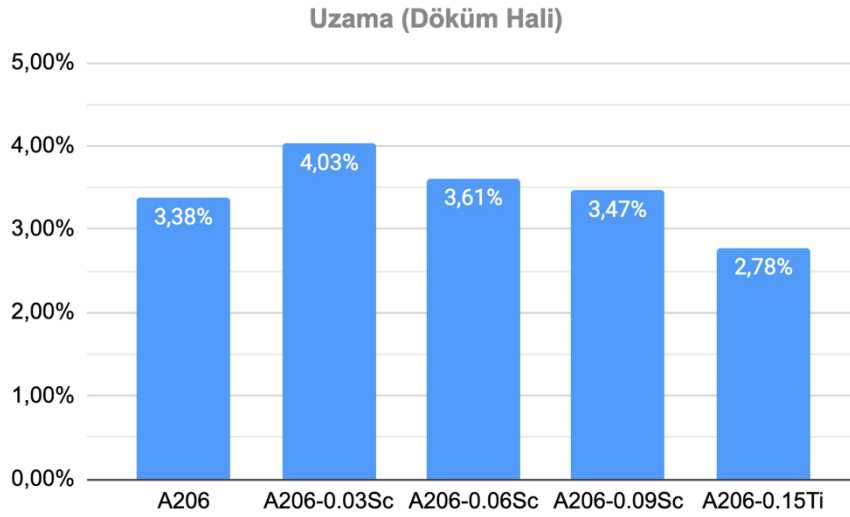
Şekil 3.2 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.



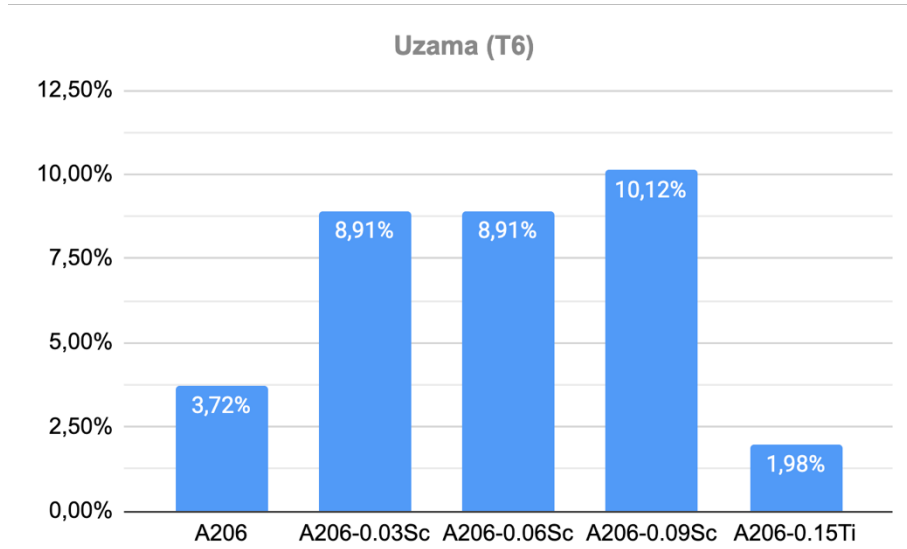
Şekil 3.3 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.



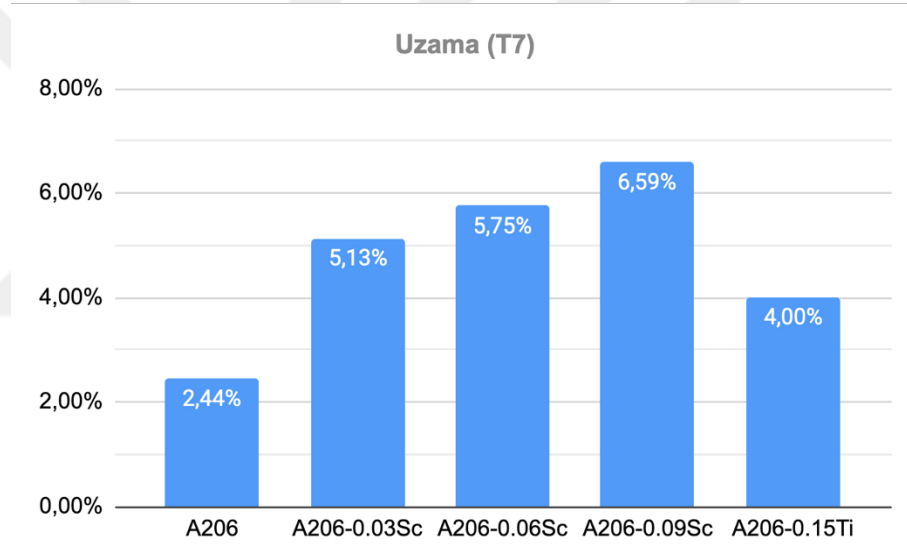
Şekil 3.4 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelerin Ortalama Mukavemet Değerleri.



Şekil 3.5 : Döküm Halindeki Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri.



Şekil 3.6 : T6 ısıt işleme uygulanmış Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri.



Şekil 3.7 : T7 ısıt işleme uygulanmış Numunelerinin Ortalama Uzama Değerleri.

Mekanik testler sonucuna göre en yüksek akma ve çekme mukavemeti T7 ısıt işlemine tabi tutulmuş %0,15 Ti içeren alaşımda görülmüştür. Öte yandan en yüksek uzamaya ise T6 ısıt işlemi uygulanmış %0,09 Sc içeren alaşım sahiptir.

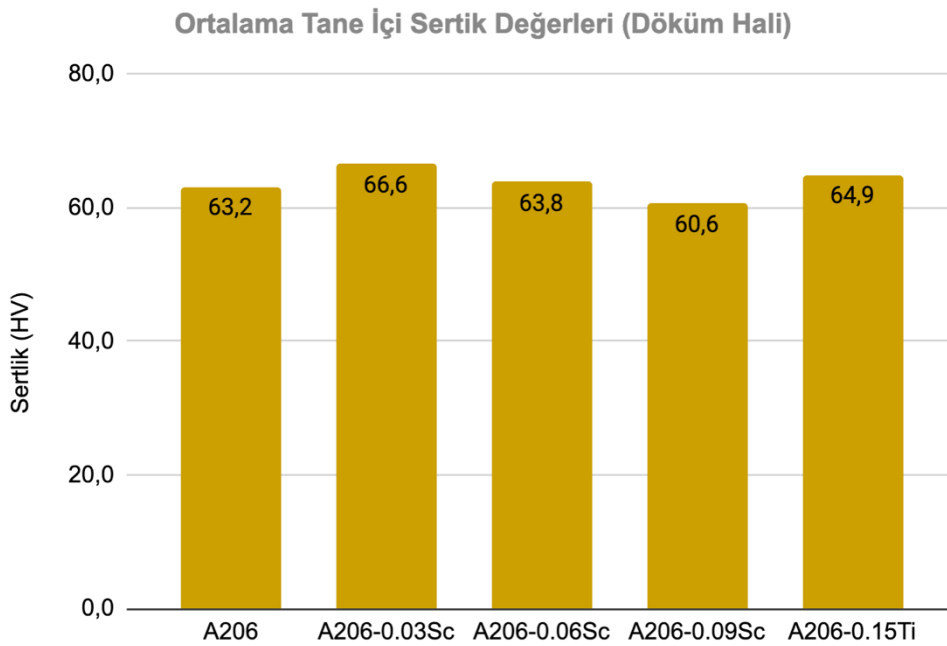
Sc ilavesi yapılmış numunelerde döküm halinde en yüksek akma mukavemetine sahip alaşım %0,06 Sc içerendir, ancak ısıt işlem uygulandığında (hem T6'da hem de T7'de) %0,03'den %0,09'a kadar artan Sc oranı ile çok az da olsa akma mukavemetinde azalma gözlemlenmiştir.

T6 ısıt işlemleri uygulanan alaşımlarda %0,03 Sc ilavesi yapılan numuneler hem en yüksek çekme mukavemet değerine sahiptir hem de çok iyi uzama miktarı görülmüştür.

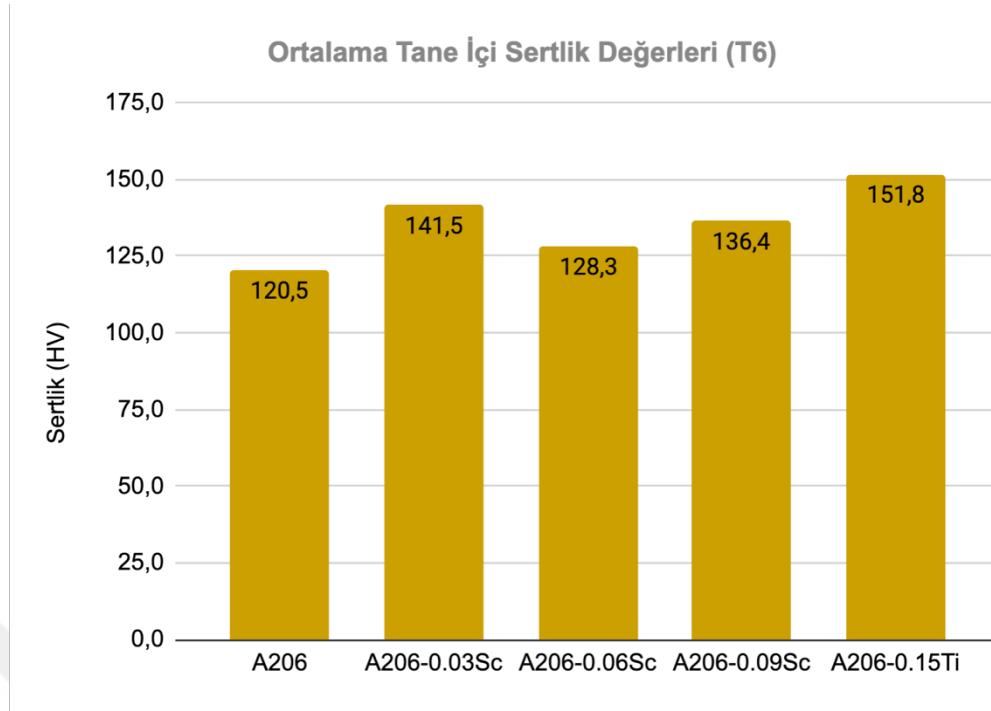
T7 ısıt işlemleri uygulanan alaşımlardan %0,15 Ti ilavesi içeren alaşım %0,03 Sc ilavesi içeren alaşıma göre %12 daha yüksek akma mukavemetine ve %10,8 daha yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Ancak %0,03 Sc içeren alaşım %28,2 daha büyük uzama değeri göstermiştir.

Sonuç olarak hem Ti ilavesi hem de Sc ilavesi mukavemet artışı sağlamıştır. Ti ilavesinin alaşımın uzama miktarını sadece T7 ısıt işlemleri uygulandığında arttırabilmişken, Sc ilavesi alaşımın uzama miktarını her ısıt işlem prosedürü altında arttırmıştır. Sc ilavesi ise alaşımın mukavemetini Ti ilavesi kadar arttırılamamıştır.

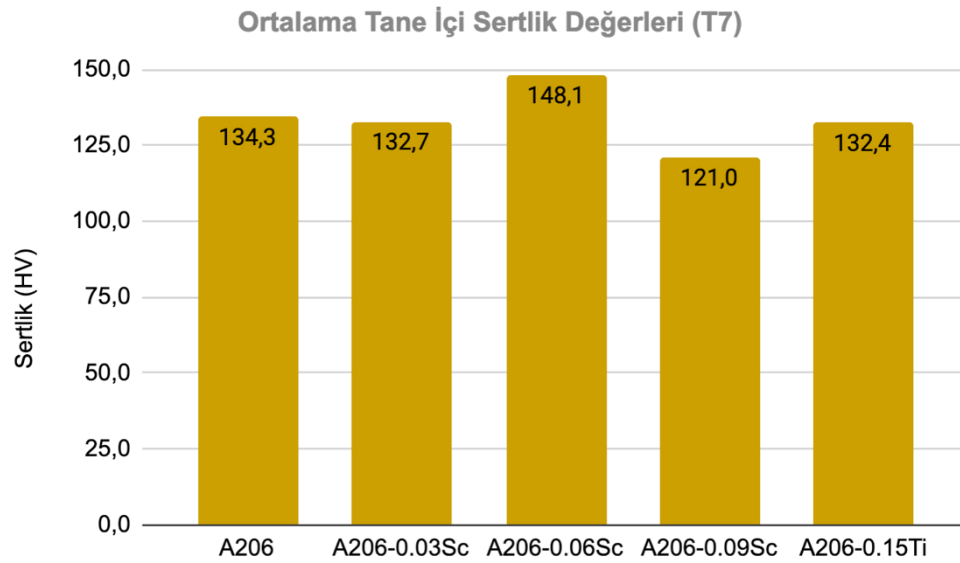
Yapılan tane içi sertlik testi, çekme testi sonuçlarında “orta” olarak nitelendirilen numunelere uygulanmıştır. Birçok farklı noktadan alınan tane içi sertlik değerlerinde mikro porozite veya inklüzyonlara denk gelme olasılığı olduğundan dolayı en yüksek ve en düşük değerler elenerek ortalama değerler hesaba katılmıştır ve son olarak bu değerlerin de ortalaması alınmıştır. Bu değerlere göre elde edilen sonuçlar aşağıda verilen sütun grafiklerinde verilmiştir.



Şekil 3.8 : Döküm Halindeki Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri.



Şekil 3.9 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri.



Şekil 3.10 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış Numunelere Ait Tane İçi Sertlik Değerleri.

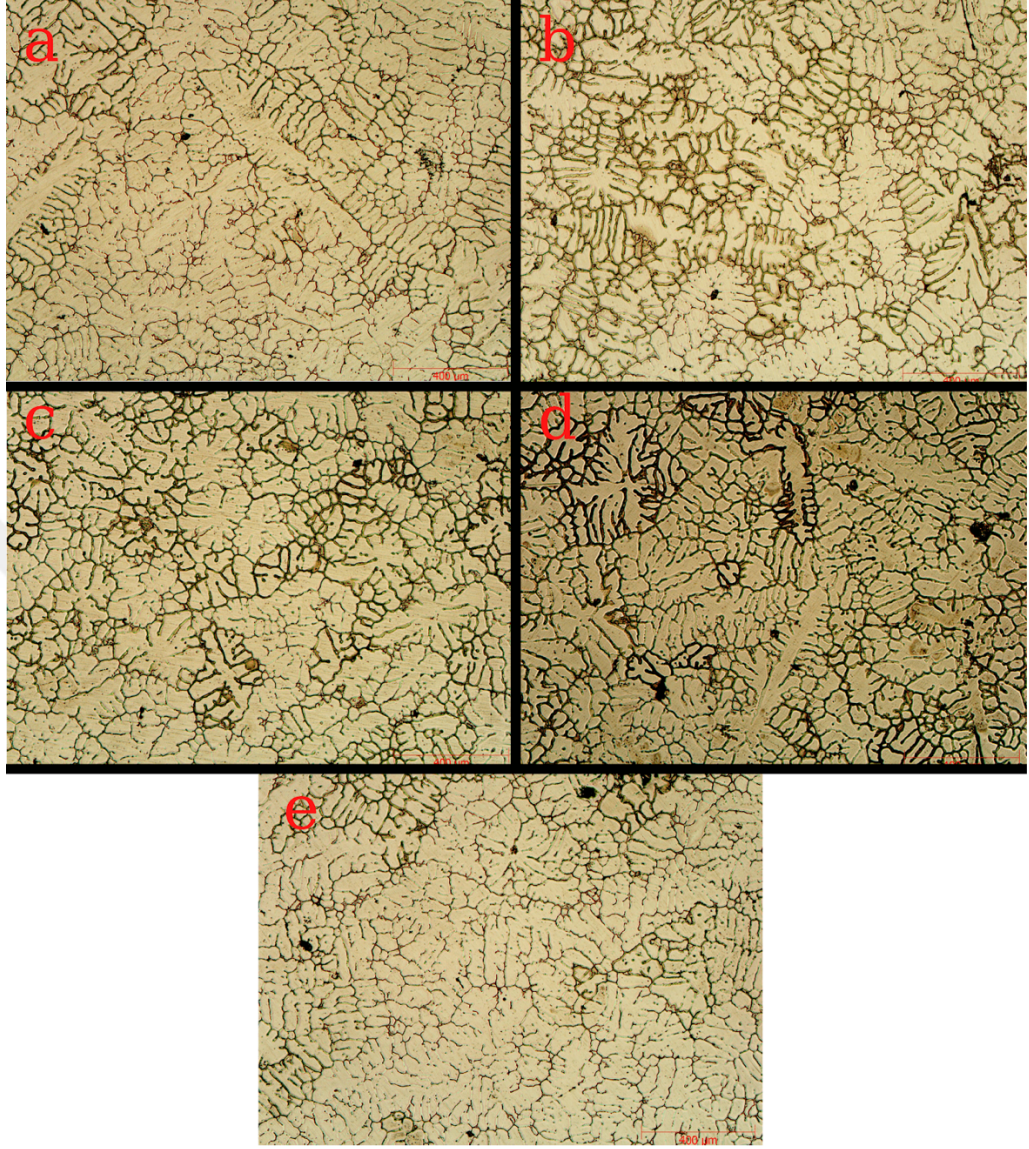
Tane içi sertlik değerlerine göre Döküm Halindeki numunelerde benzer sertlik değerleri gözlemlenmiştir. Bu durum beklenen şekilde gerçekleşmiştir, çünkü ısıt işlem uygulanmamış alaşımlarda Al-Cu intermetaliti tane sınırlarında yer almaktadır, dolayısıyla tane içinde büyük oranda α -Al bulunmaktadır. Sonuç olarak benzer değerler gözlemlenmiş olması doğal bir sonuçtur.

T6 ısıt ışılemi uygulanmış numunelerde en ylıksek tane içi sertlik değeri A206-Ti alaşımına aittir. Bu durum çekme testi sonuçlarına baktığımızda çok dşlk uzama miktarı gösterdiğinden dolayı normal karşılanabilir. Çünkü bu alaşımın sünekliği aynı ısıt ışılem prosedürü uygulanmış alaşımlara kıyasla en dşlk olandır.

T7 ısıt ışılemi uygulanmış numunelerde en ylıksek tane içi sertlik değerine sahip alaşım A206-0.06Sc alaşımıdır. Bu alaşım aynı zamanda T7 ısıt ışılemi uygulanmış numuneler arasında en ylıksek ikinci uzama değerine ve A206-0.03 Sc ile beraber en ylıksek ikinci çekme mukavemetine sahiptir.

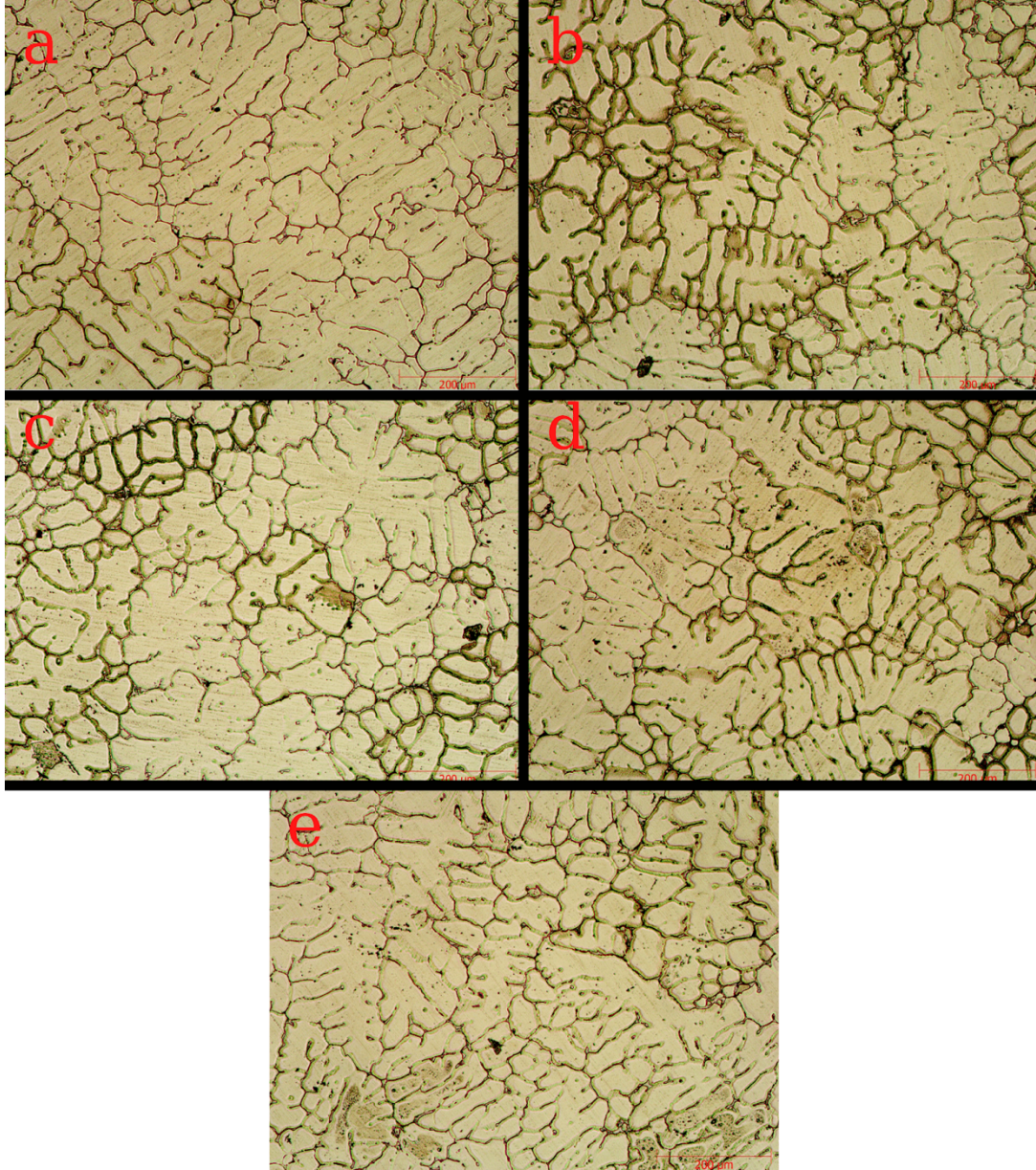
3.2 Mikroyapı İncelemesi ve DAS/SDAS lmleri

Numunelerin döküm hali mikroyapıları optik mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Görüntülenen mikroyapılar 50x, 100x ve 500x yakınlaştırmaya sahiptir. şekil 3.11, 3.12 ve 3.13’de elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



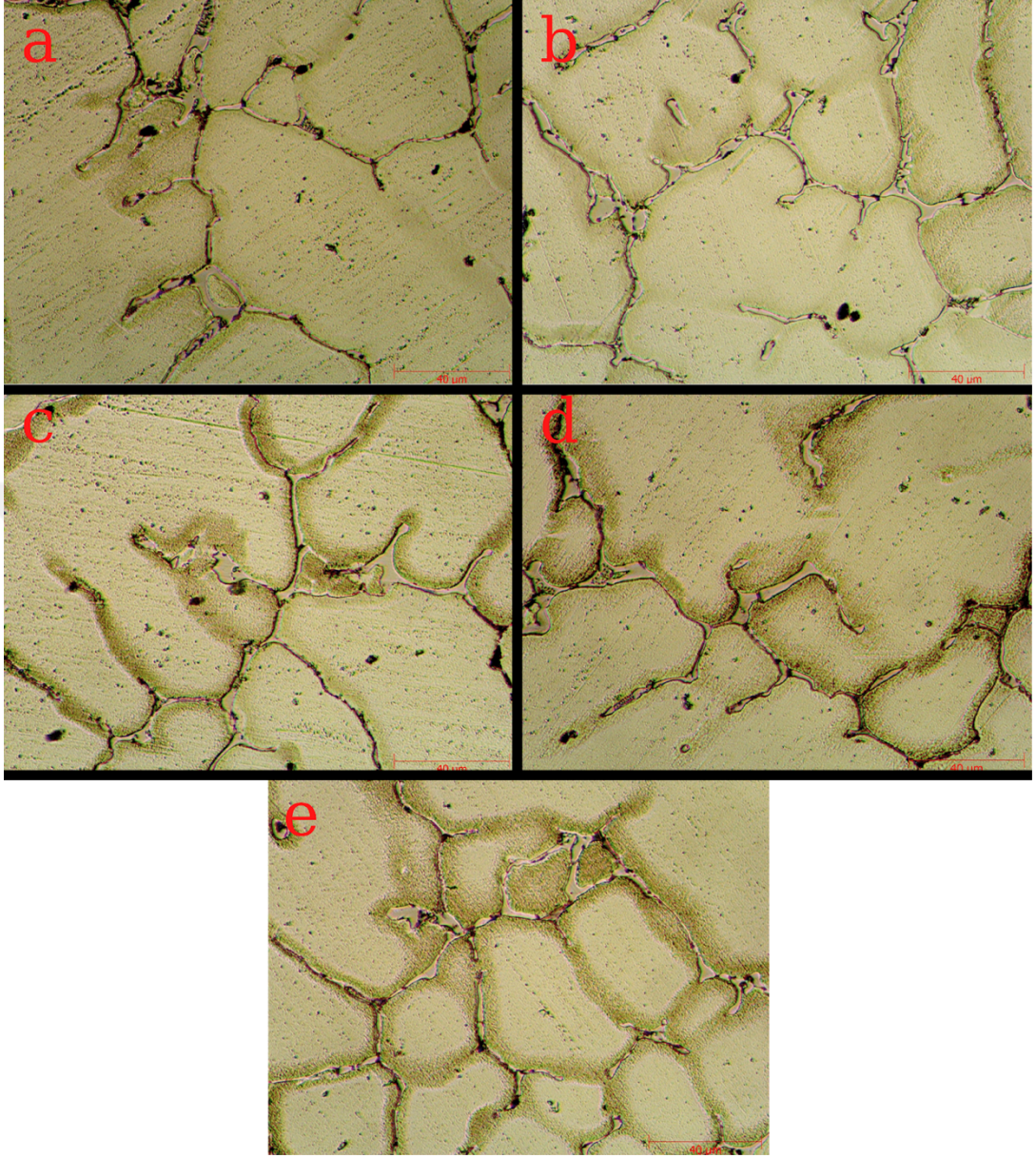
Şekil 3.11 : Döküm Halindeki alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc;(c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

50x yakınlaştırmalı mikroyapı görüntülerinde tüm alaşımların dendritik yapıda olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 3.12 : Döküm Halindeki Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

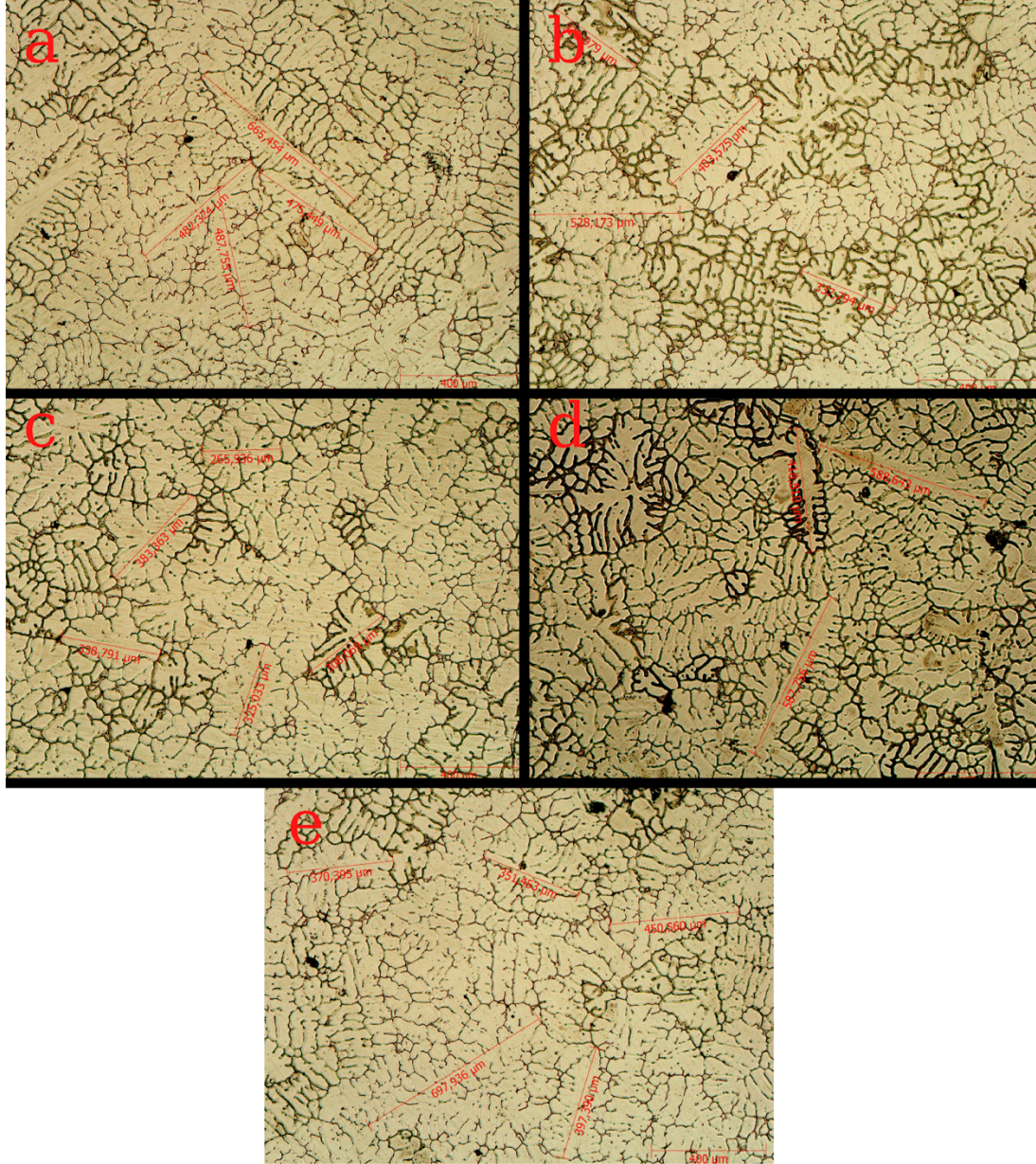
100x yakınlaştırmalı mikroyapı görüntülerinde Sc ilavesi ile dendrit ana kollarında (DAS) kısalma ve ikincil dendrit kollarının (SDAS) birbirine daha yakın olduğu gözlemlenmektedir.



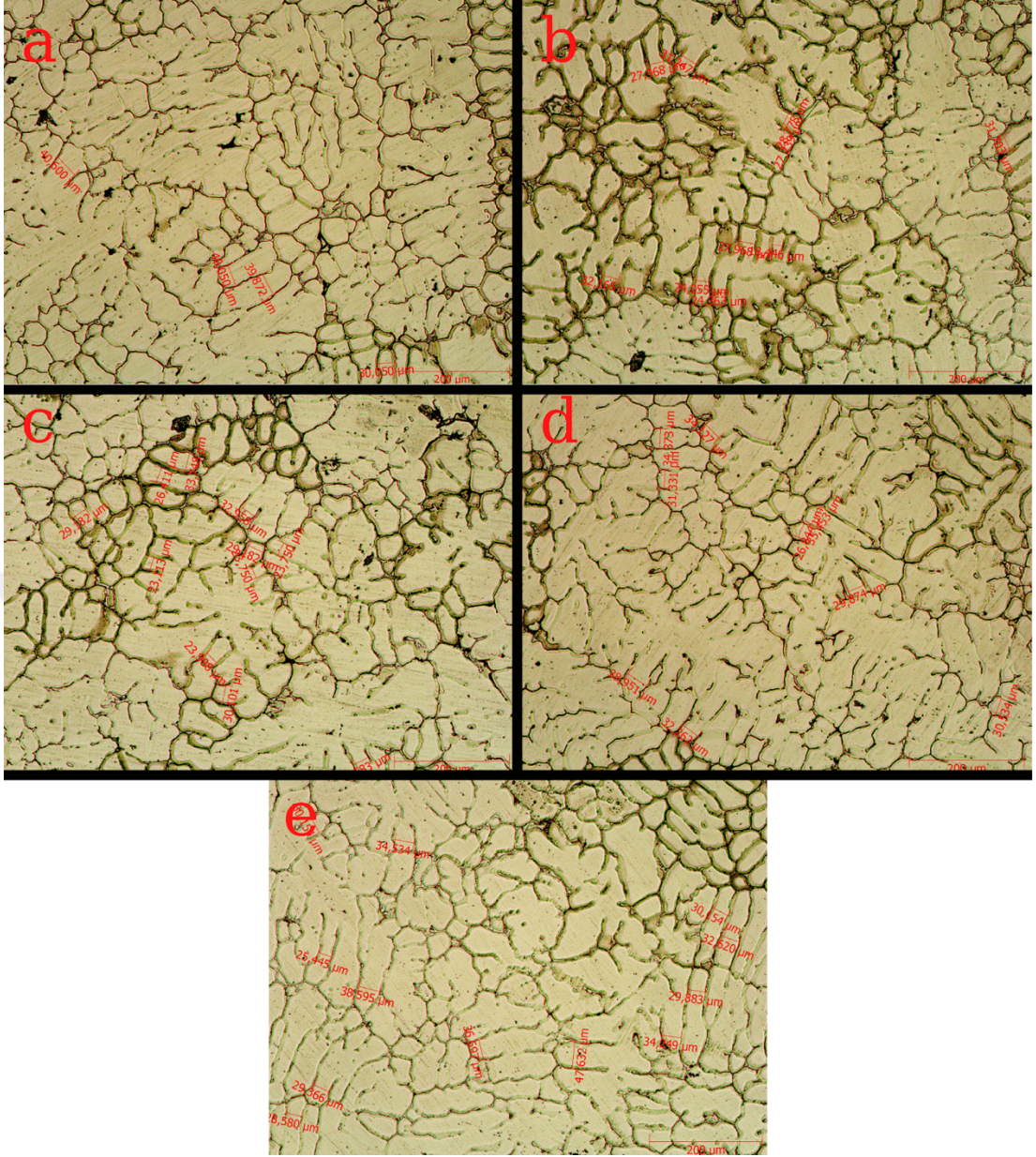
Şekil 3.13 : Döküm Halindeki Alaşımların 500x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

500x yakınlaştırmalı mikroyapı görüntülerinde %0,03 Sc ilavesinin dendrit sınırı yoğunluğu üzerinde sınırlı bir etkiye sahip olduğu ancak %0,06 Sc ilavesi içeren alaşımda bu sınır yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir. Ti ilavesi yapılan alaşımda dendrit sınırı yoğunluğu %0,06 Sc ilaveli alaşımdakine benzer olduğu gözlemlenmiştir.

Literatür araştırmasından da çıkarılan sonuçlara göre dendritik yapıda katılaşılan alaşımlarında dendrit boyutunun tane boyutuna göre mekanik özelliklere etkisi daha yüksektir, bundan dolayı mekanik özellikler DAS ve SDAS değerleri üzerinden yorumlanabilmektedir. Bu kapsamda alaşımların DAS ve SDAS değerleri ölçülmüştür. Ölçümlere ait görseller Şekil 3.14 ve 3.15’de verilmiştir.



Şekil 3.14 : Döküm Halindeki Alaşımlara ait DAS değerleri (50x yakınlaştırma) (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.



Şekil 3.15 : Döküm Halindeki Alaşımlara ait SDAS değerleri (100x yakınlaştırma)
(a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

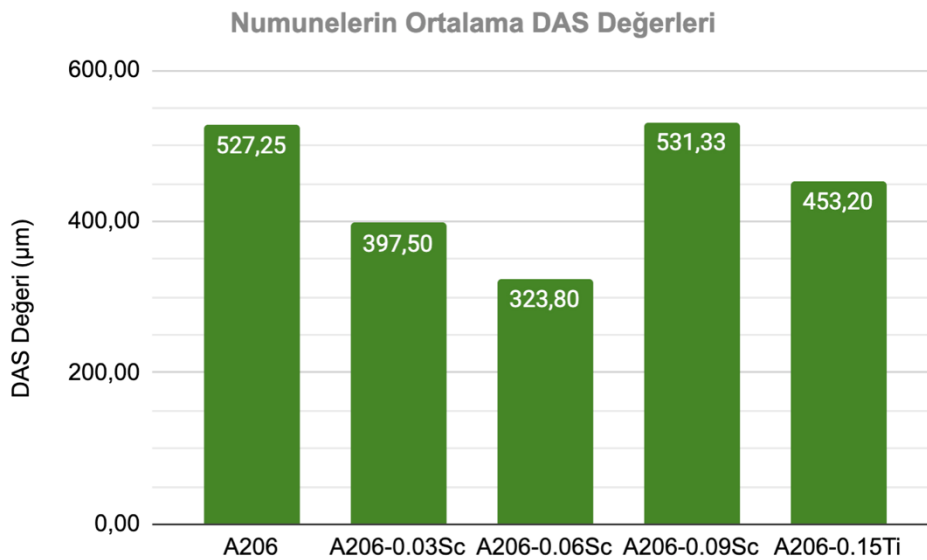
Ölçülen DAS değerleri A206 alaşımı için 665 μm , 475 μm , 482 μm ve 487 μm 'dir. %0,03 Sc ilaveli alaşımın DAS değerleri ise 528 μm , 403 μm , 337 μm ve 322 μm olarak ölçülmüştür. %0,06 Sc içeren alaşımdaki değerler 265 μm , 383 μm , 338 μm , 308 μm ve 325 μm olarak bulunmuştur. %0,09 Sc ilaveli alaşımda değerler büyümüş ve 588 μm , 418 μm ve 587 μm olarak ölçülmüştür. Son olarak Ti ilaveli alaşımdaki DAS değerleri şu şekildedir; 370 μm , 351 μm , 450 μm , 397 μm ve 697 μm . Elde edilen değerlerine göre %0,03 Sc ilaveli alaşımın DAS değeri baz alaşıma göre ortalama %24 daha küçükken, %0,06 Sc içeren alaşımın ortalama DAS değeri %38 daha küçük ölçülmüştür. Öte yandan A206-0.09Sc alaşımı baz alaşıma göre %1 daha büyük DAS

değerine sahiptir. Ti tane inceltici ilaveli alaşımların DAS değeri ise A206 alaşımına göre %14 daha küçük ölçülmüştür. Bu sonuçlara göre %0,06 Sc ilavesine kadar dendritik yapıda incelme gözlemlenmiş ancak %0,09 Sc içeren alaşımda herhangi bir değişim gözlemlenmemiştir. En düşük DAS değerleri A206-0.06Sc alaşımında ölçülmüştür. Son olarak hem %0,03 hem de %0,06 Sc ilavesi içeren alaşımların DAS değerleri Ti içeren alaşıma göre daha küçük ölçülmüştür.

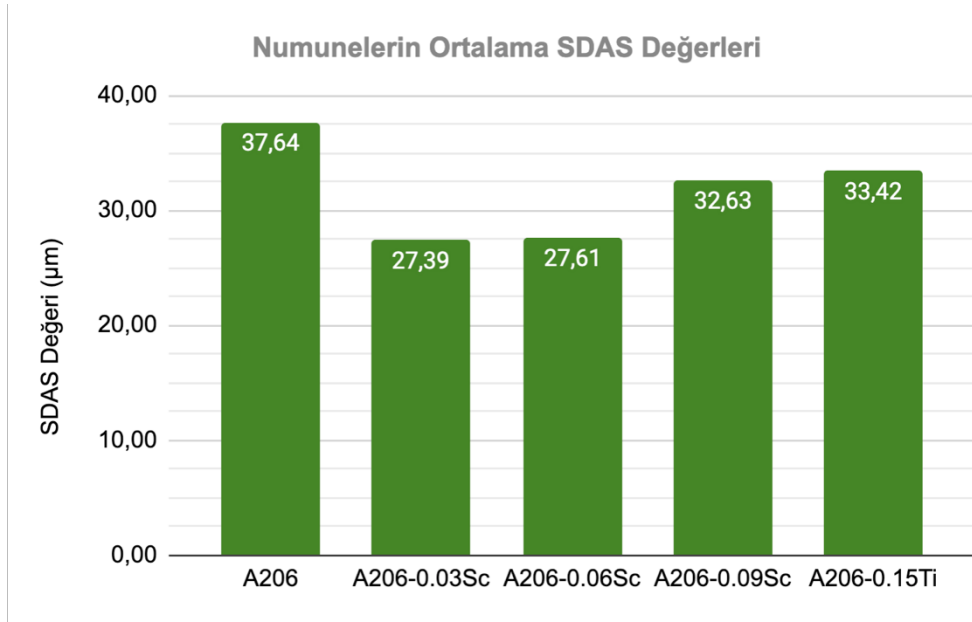
SDAS değerleri ise A206 alaşımı için 40,60 μm , 40,05 μm , 39,87 μm ve 30,05 μm olarak bulunmuştur. %0,03 Sc, %0,06 Sc ve %0,09 Sc içeren alaşımların ortalama SDAS değerleri sırasıyla; 27,39 μm , 27,61 μm , 32,63 μm olarak ölçülmüştür. Ti ilavesi içeren alaşımların ortalama SDAS değeri ise 33,42 μm 'dir.

Elde edilen sonuçlara göre %0,03 ve %0,06 Sc içeren alaşımların SDAS değerleri en küçüktür ve tane inceltici ilavesi olmayan baz A206 alaşımına göre sırasıyla ortalama %27,23 ve %26,64 daha küçüktür. Sc ilavesi %0,09 seviyesine çıktığında ise bu oran %13,31'e düşmektedir. Ti ilavesi içeren alaşım, A206 baz alaşımına göre ortalama %11,21 daha küçük SDAS değerine sahiptir. Ti ilavesi içeren alaşımların SDAS değerleri tüm Sc ilaveli alaşımlara göre daha büyüktür.

Elde edilen bu sonuçlar aşağıdaki sütun grafiklerinde de görselleştirilerek verilmiştir.



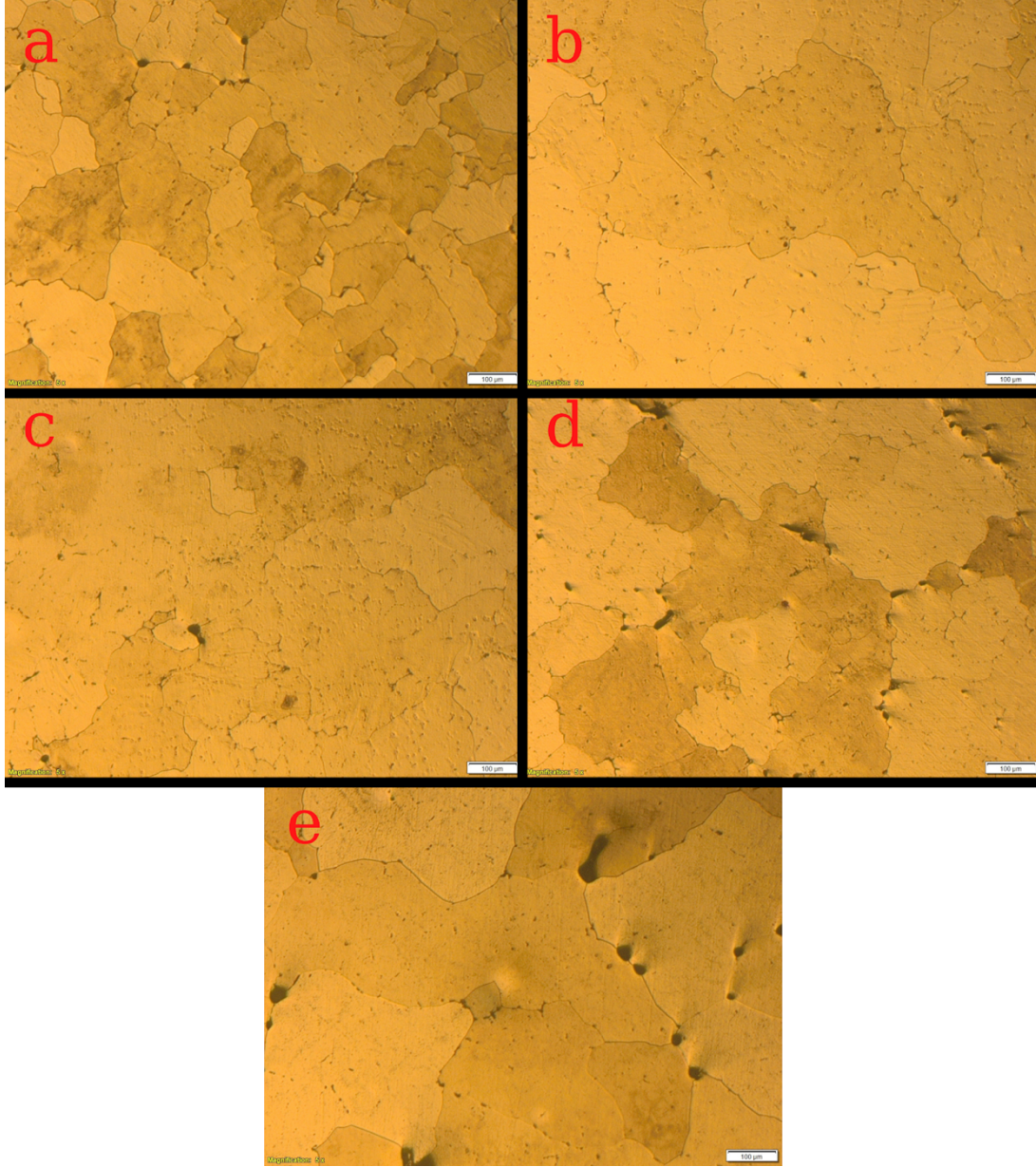
Şekil 3.16 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama DAS Değerleri.



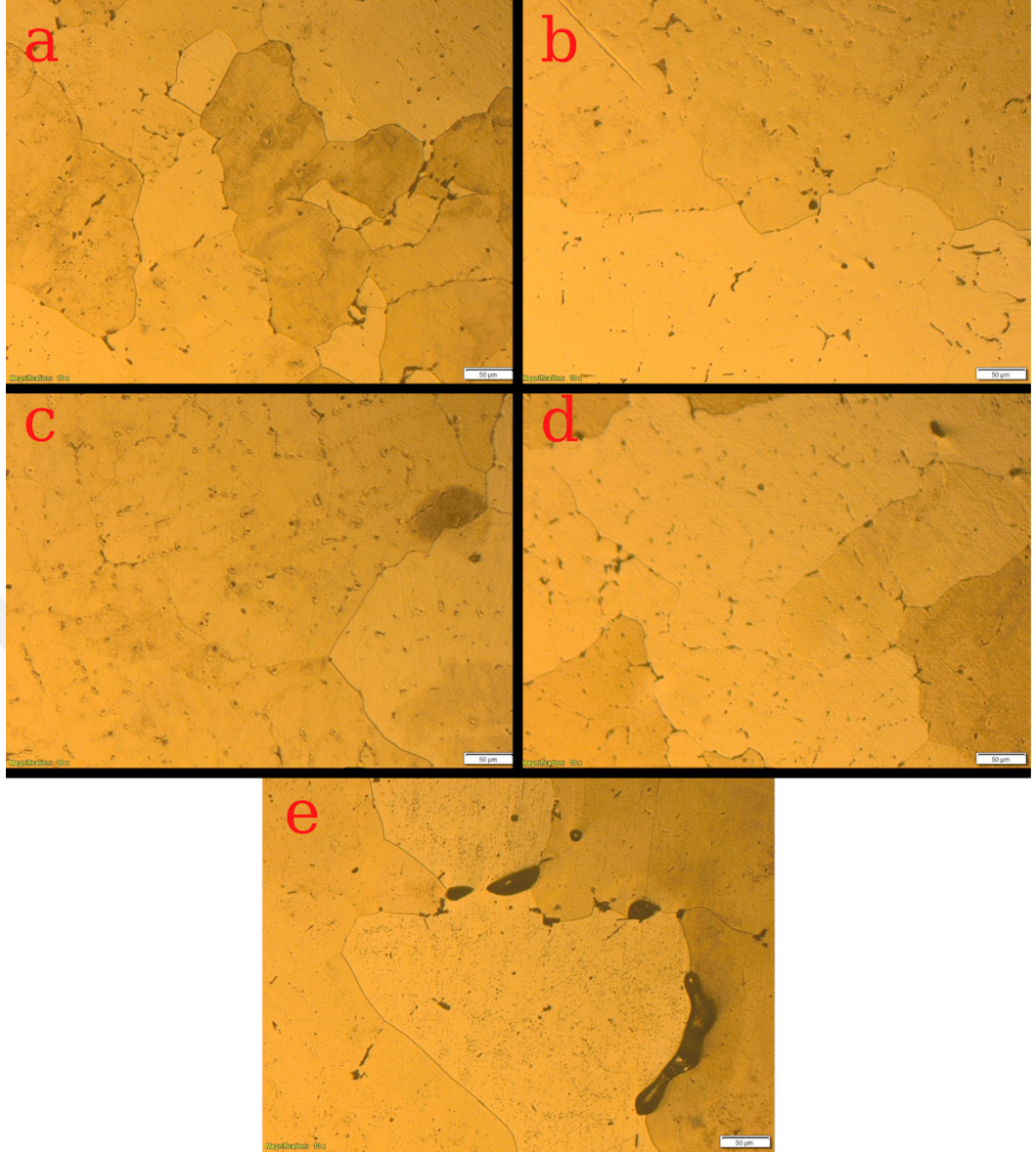
Şekil 3.17 : Döküm Halindeki Numunelerin Ortalama SDAS Değerleri.

Döküm halindeki DAS/SDAS ölçümlerine göre A206 alaşımında en iyi sonuç %0,06 Sc ilavesi yapılmış alaşımda görülmüştür. Nitekim mekanik test sonuçlarında da döküm halindeki alaşımlardan en iyi çekme mukavemetine sahip alaşım A206-0.06Sc alaşımıdır. Akma mukavemetinde ise %0,15 Ti ilaveli alaşım en iyi değere sahiptir.

T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş numunelerin mikroyapıları optik mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Görüntülenen mikroyapılar 50x, 100x ve 200x yakınlaştırmaya sahiptir. Aşağıdaki şekillerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

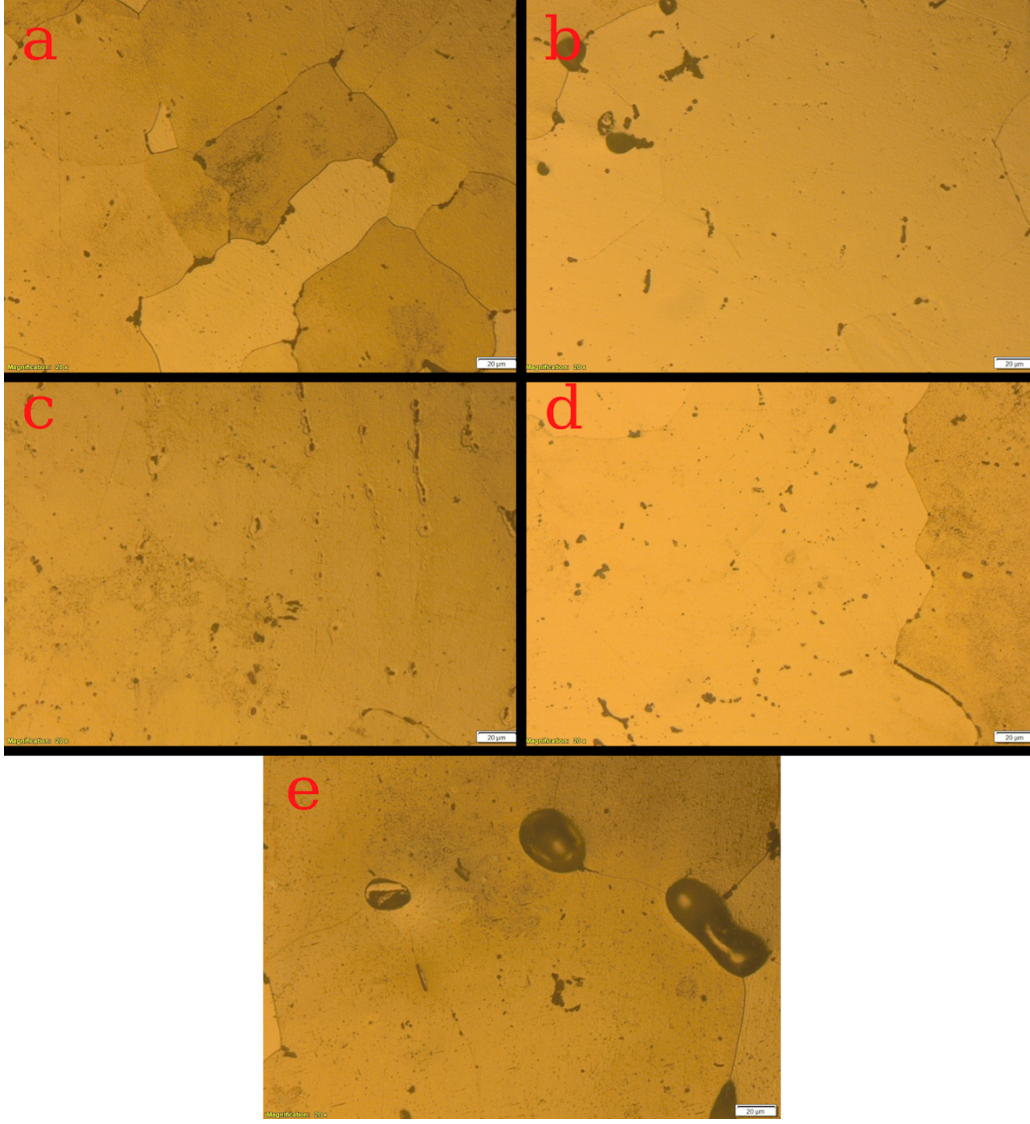


Şekil 3.18 : T6 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.



Şekil 3.19 : T6 ısıtılmasına Tabii Tutulmuş Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

Döküm halindeki DAS/SDAS ölçümlerine göre A206 alaşımında en iyi sonuç %0,06 Sc ilavesi yapılmış alaşımda görülmüştür. Nitekim mekanik test sonuçlarında da döküm halindeki alaşımlardan en iyi çekme mukavemetine sahip alaşım A206-0.06Sc alaşımıdır. Akma mukavemetinde ise %0,15 Ti ilaveli alaşım en iyi değere sahiptir.



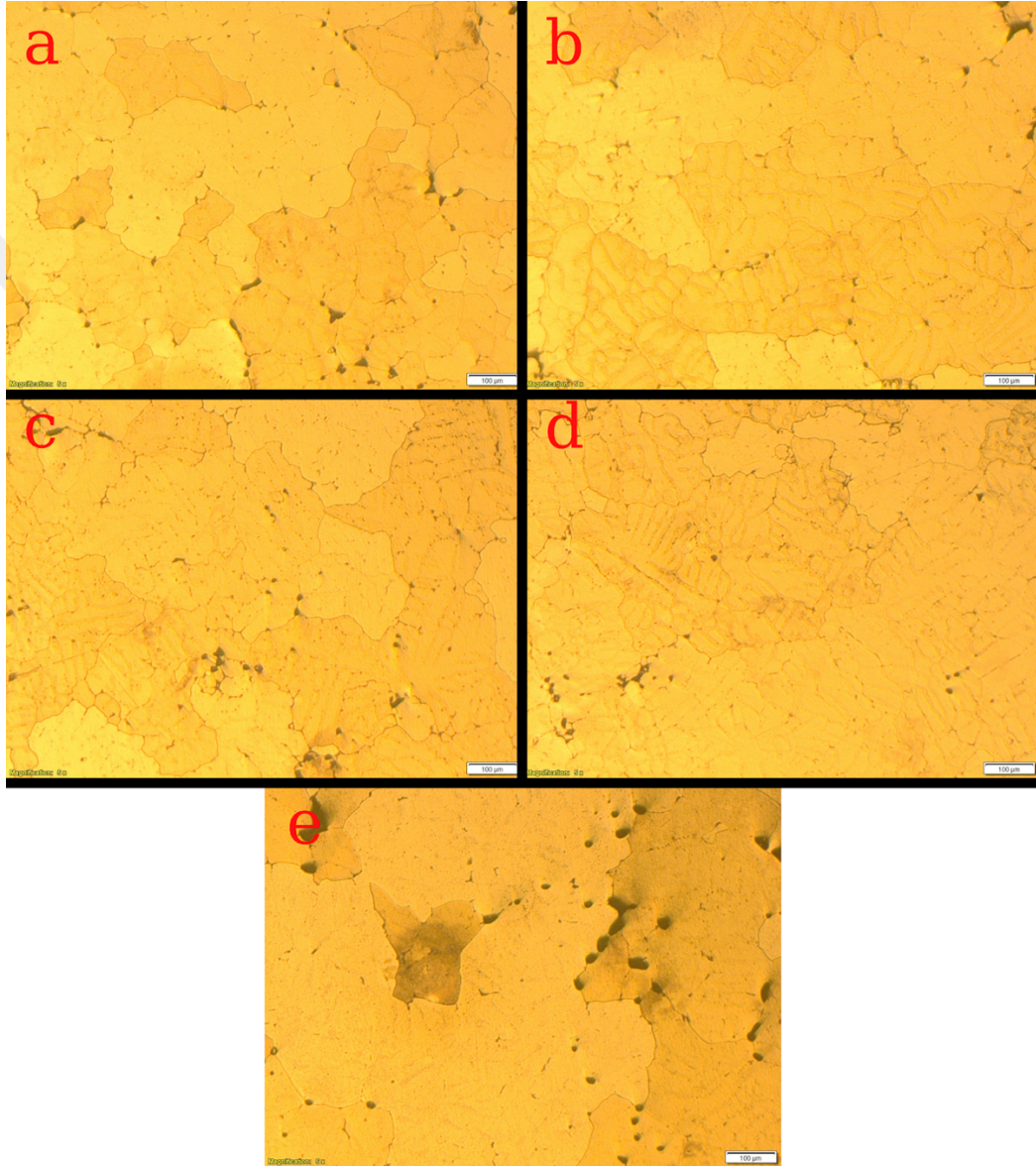
Şekil 3.20 : T6 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 200x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

Elde edilen mikroyapı görüntülerine göre T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş alaşımlarda en küçük tane boyutu A206 alaşımına aittir. Bu durum hem DAS/SDAS değerlerine hem de mekanik özellik sonuçlarına göre beklenenin tersidir. Sc ve Ti ilavesi içeren alaşımlarda daha ince yapıtlı taneler beklenirken, A206 alaşımında en ince tane yapısı bulunmaktadır. Literatür taraması kısmında verilen bazı çalışmalara göre DAS/SDAS değerlerinin mekanik özellikler üzerine etkisi tane boyutuna göre daha baskındır. Tane boyutunun büyümesinin nedenini irdeleyebilmek için alaşımların soğuma eğrileri çıkarılmıştır.

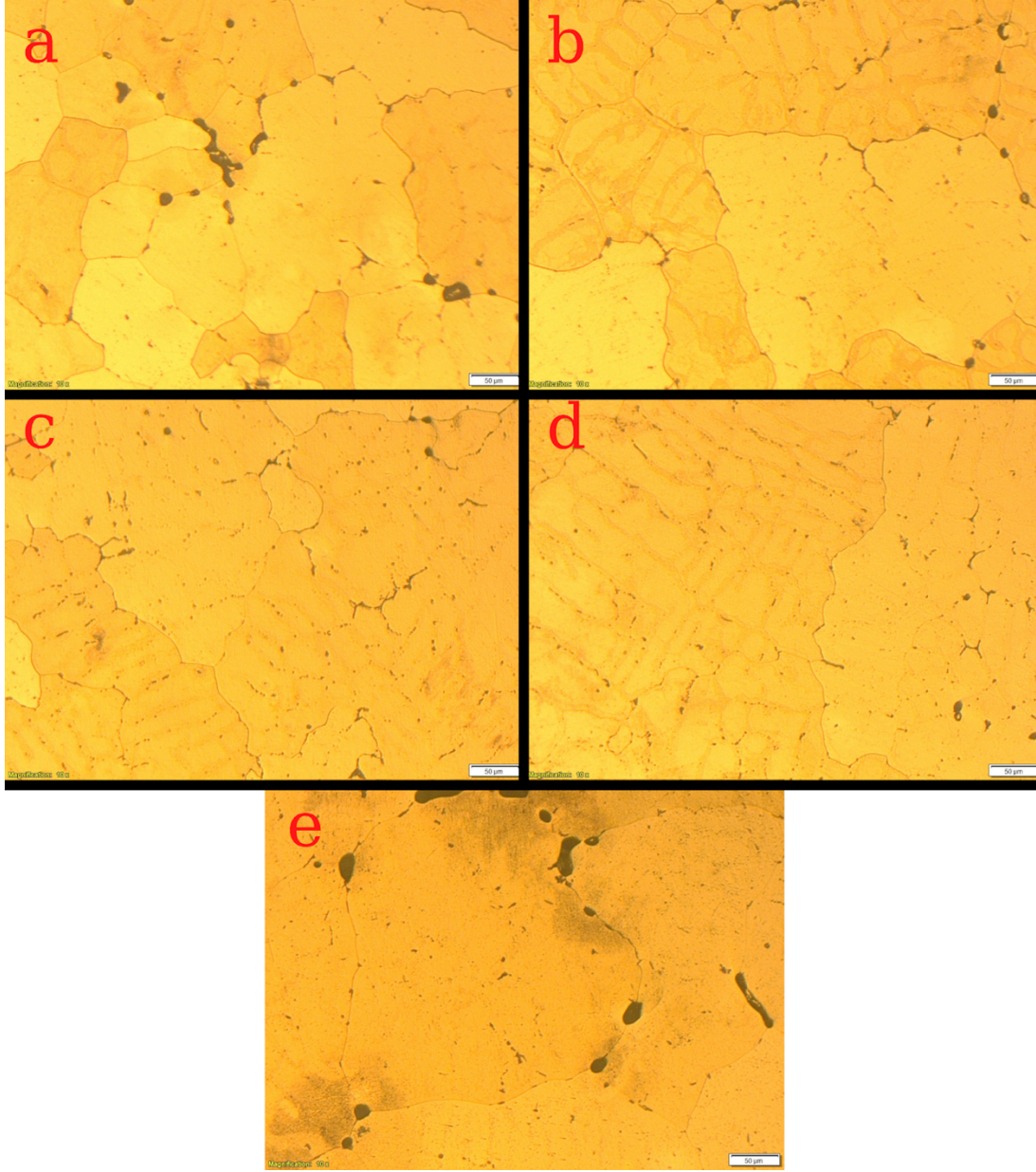
Mikroyapılarda elde edilen bir diğer önemli durum ise görsellerde de görüldüğü gibi dairesel siyah noktalar olarak görülen ve öbikleşen fazlardır. A206, A206-0.09Sc ve

A206-Ti alaşımlarında gözlemlenen bu fazlar tane sınırlarında bulunmaktadır. Bu fazların kimyasal kompozisyonu SEM/EDS ile bulunması gerekmektedir.

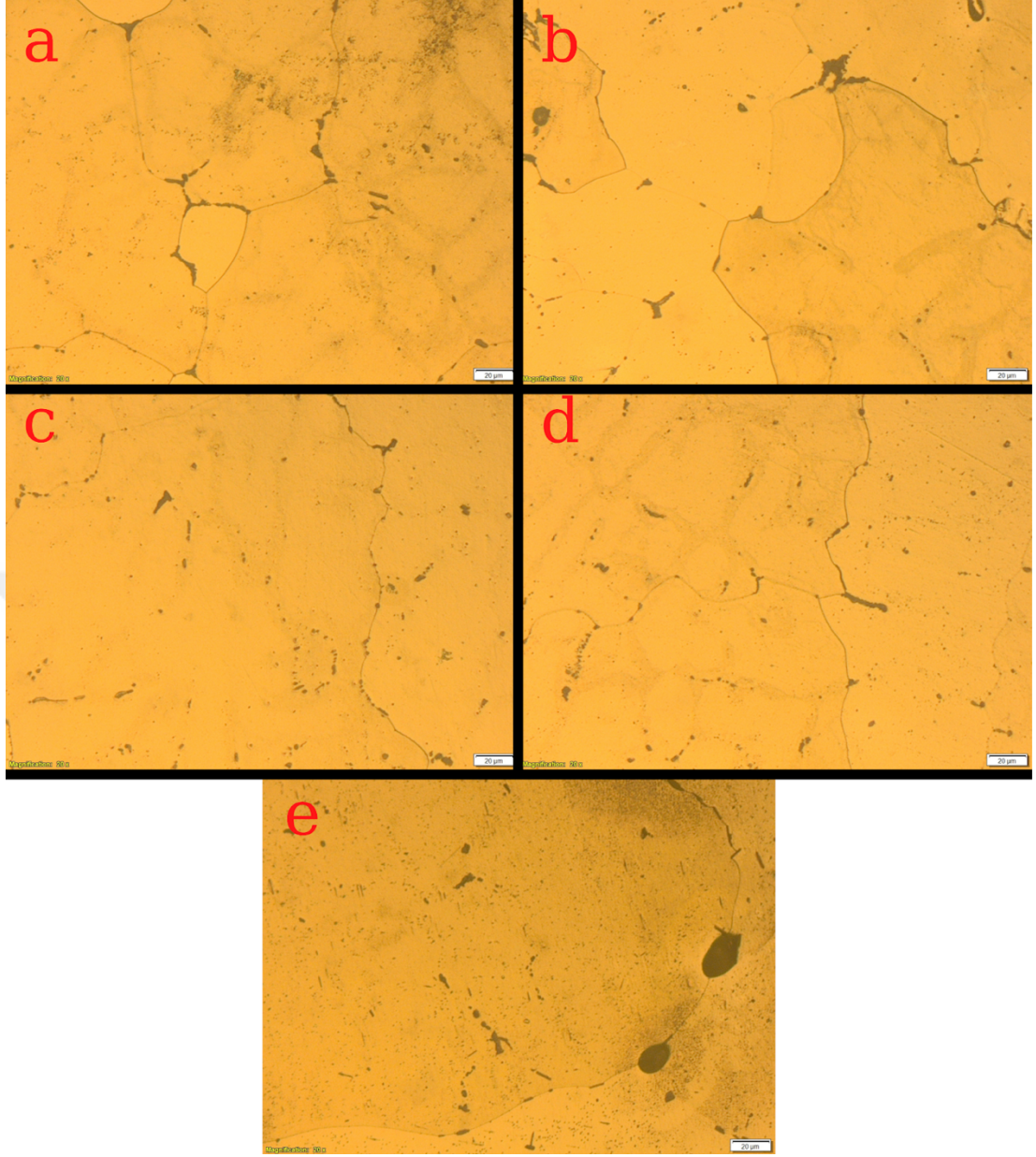
T7 ısıt işleme tabii tutulmuş numunelerin mikroyapıları optik mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Görüntülenen mikroyapılar 50x, 100x ve 200x yakınlaştırmaya sahiptir. Aşağıdaki şekillerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 3.21 : T7 Isıl işleme Tabii Tutulmuş Alaşımların 50x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.



Şekil 3.22 : T7 Isıl işlemine Tabii Tutulmuş Alaşımların 100x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

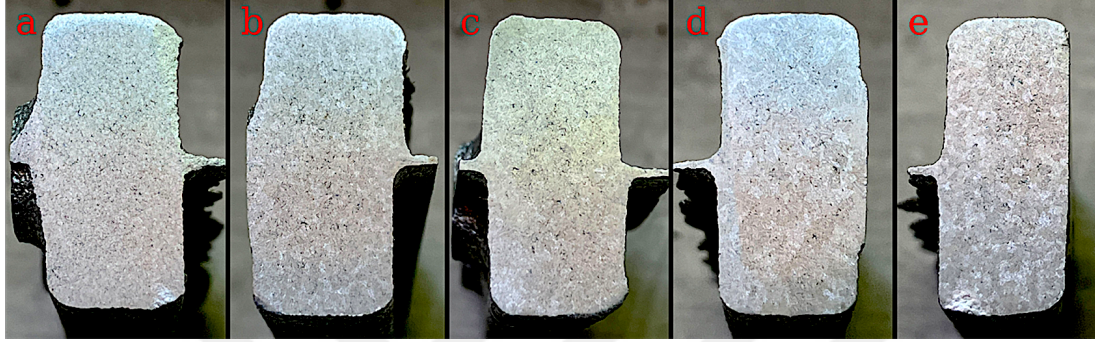


Şekil 3.23 : T7 ısıt işleme Tabii Tutulmuş Alaşımların 200x yakınlaştırmalı Mikroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

Elde edilen T7 ısıt işleme tabii tutulmuş alaşımların mikroyapıları incelendiğinde T6 ısıt işlemi uygulanmış alaşımlara benzer şekilde en ince tane yapısına sahip alaşım yine A206 alaşımıdır. Yine T6 ısıt işlemi uygulanmış alaşımlara benzer olarak bazı alaşımlarda dairesel siyah noktalar olarak gözlemlenen ve öbekleşmiş fazlar görülmüştür. A206 ve A206-Ti alaşımlarında net olarak gözlemlenen bu fazların karakterizasyonu SEM/EDS analizi ile gerçekleştirilecektir.

3.3 Makroyapı İncelemesi

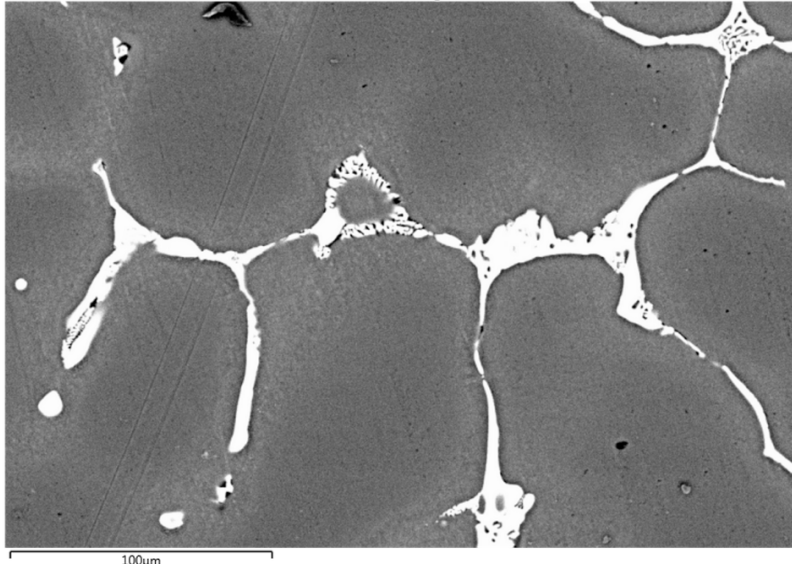
Makroyapı incelemesi yapılmış numunelere göre belirgin bir şekilde en ince taneli yapı A206 alaşımına aittir. En kalın taneli yapı A206-0.09Sc alaşımına aittir. Aşağıdaki görsele dayanarak tane boyutuna göre sıralama yapacak olursak büyükten küçüğe doğru sıralama şu şekildedir; A206-0.09Sc, A206-0.06Sc, A206-Ti, A206-0.03Sc, A206.



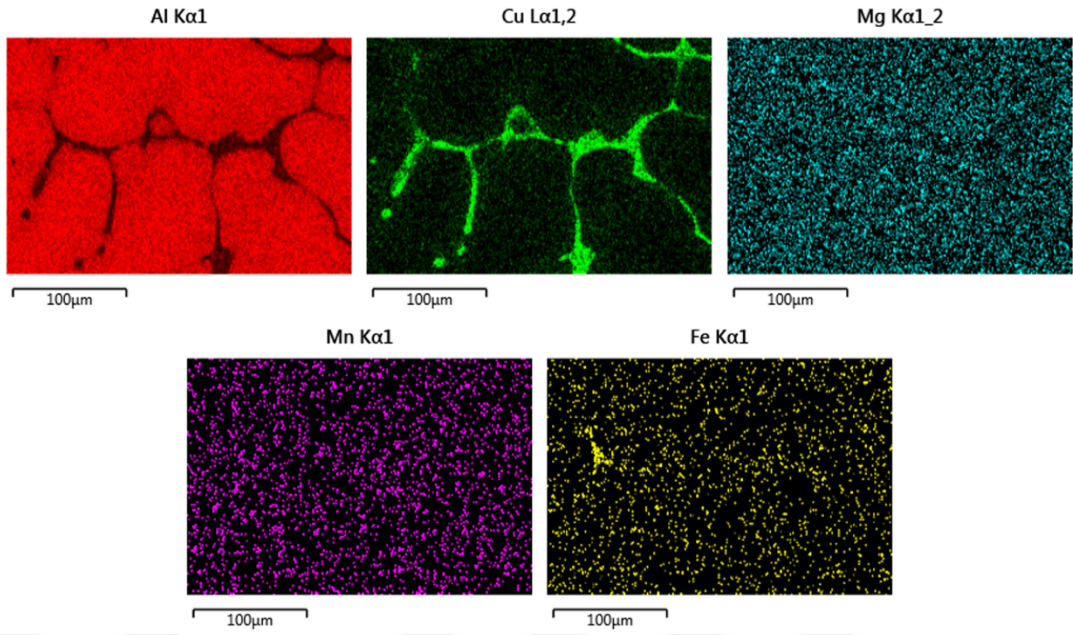
Şekil 3.24 : Döküm Halindeki Alaşımların Makroyapı görüntüleri (a) A206; (b) A206-0.03Sc; (c) A206-0.06Sc; (d) A206-0.09Sc; (e) A206-Ti.

3.4 SEM/EDS Analizi

SEM/EDS analizinde elde edilen sonuçlara ilişkin görseller ve tablolar aşağıda verilmiştir.

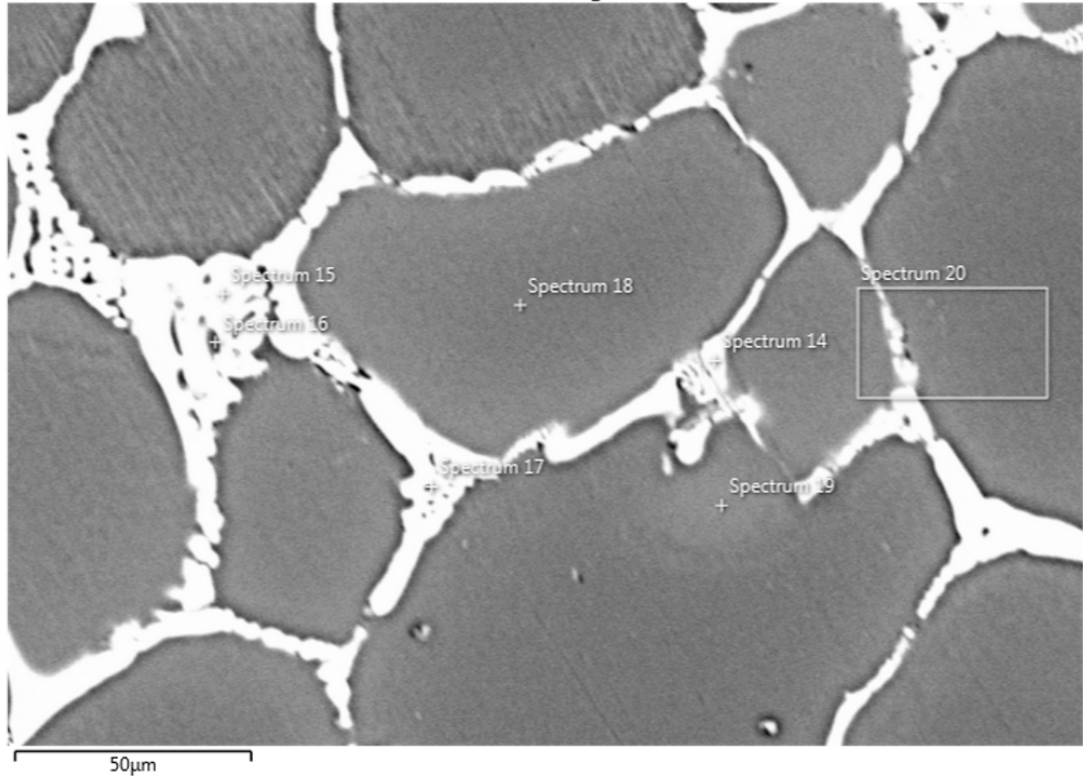


Şekil 3.25 : Döküm Halindeki A206 Alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.



Şekil 3.26 : Döküm Halindeki A206 Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.

Elementel analize göre döküm halindeki A206 alaşımının tane sınırlarında Al₂Cu intermetalliği vardır. Ayrıca Fe açısından nispeten zengin intermetalik de gözlemlenmiştir.

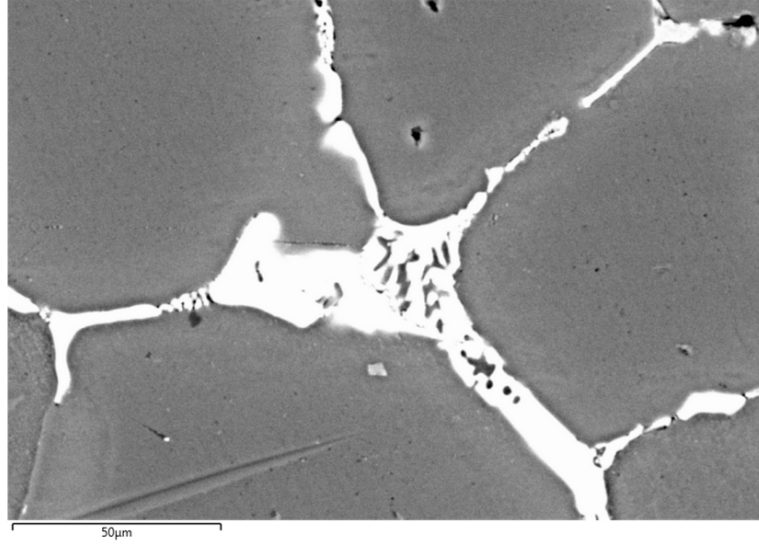


Şekil 3.27 : Döküm Halindeki A206-0.09Sc Alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

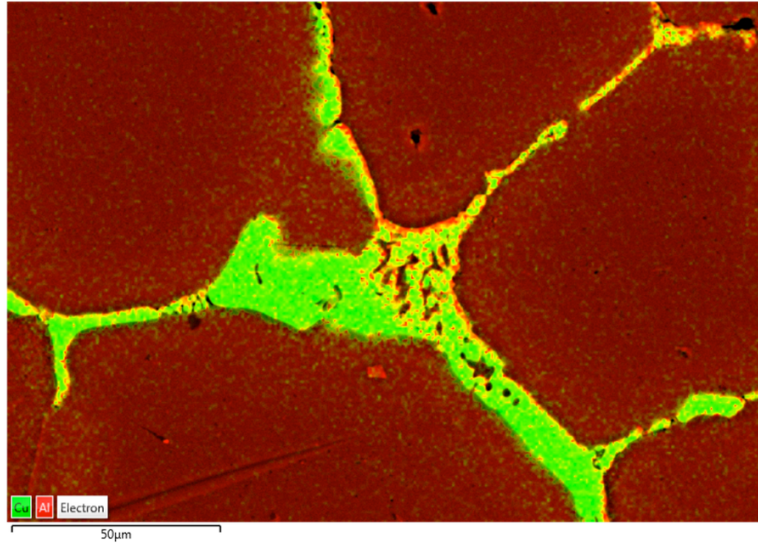
Çizelge 3.4 : Döküm Halindeki A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 14	Al	K series	47.05	67.66
	Cu	L series	52.95	32.34
Spectrum 15	Al	K series	47.18	67.78
	Cu	L series	52.82	32.22
Spectrum 16	Al	K series	81.49	90.79
	Cu	L series	17.80	8.42
	Sc	K series	0.16	0.10
	Mg	K series	0.55	0.68
Spectrum 17	Al	K series	61.81	78.94
	Cu	L series	37.78	20.49
	Sc	K series	0.00	0.00
	Mg	K series	0.40	0.57
Spectrum 18	Al	K series	97.06	98.72
	Cu	L series	2.89	1.25
	Sc	K series	0.05	0.03
Spectrum 19	Al	K series	93.39	97.08
	Cu	L series	6.61	2.92
Spectrum 20	Al	K series	93.30	97.04
	Cu	L series	6.70	2.96

Yapılan analizlere göre döküm halindeki Sc ilave edilmiş alaşımda Sc hem Spectrum 16 ‘da hem de Spektrum 18’de gözlemlenmiştir (Çizelge 3.4). Spektrum 18 tane içinde bir noktayı belirtirken Spektrum16 tane sınırını belirtmektedir. Dolayısıyla Sc hem tane içinde hem de tane sınırındaki intermetaliklerde gözlemlenmiştir. Yüksek oranda Sc içeren veya Sc’a bağlı bir intermetalik gözlemlenmemiştir.

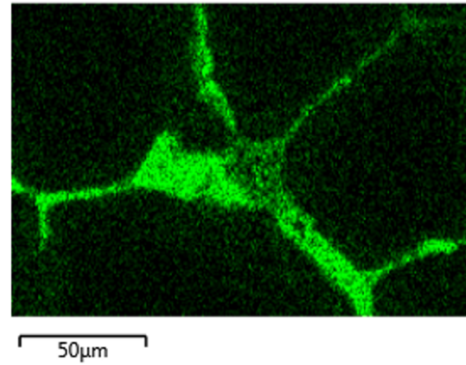
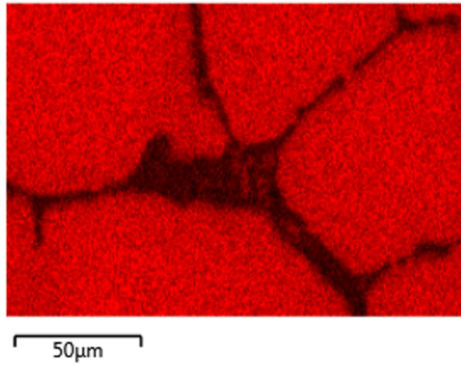


Şekil 3.28 : Döküm Halindeki A206-Ti alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.



Al K α 1

Cu L α 1,2

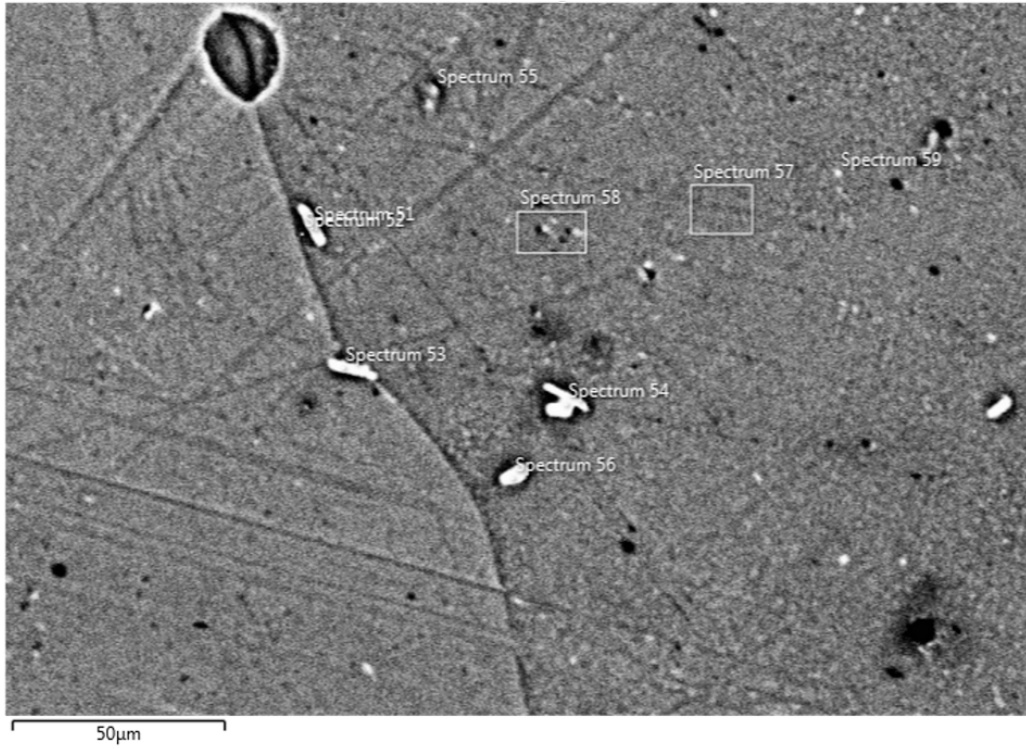


Şekil 3.29 : Döküm Halindeki A206-Ti Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.

Çizelge 3.5 : Döküm Halindeki A206-Ti Alaşımına ait EDS analizi.

Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Al	K series	89.75	94.22
Cu	L series	8.17	3.64
O	K series	0.92	1.63
Pd	L series	0.38	0.10
Mn	K series	0.42	0.22
Fe	K series	0.36	0.18
Total		100.00	100.00

A206-Ti alaşımında bazı oksitli bileşikler (inklüzyonlar) yer aldığından dolayı EDS analizinde oksijen gözlemlenmiştir. Bunun dışında herhangi bir olağandışı veya beklenmedik bir durum yoktur. Diğer alaşımlarda olduğu gibi Al_2Cu intermetalik tane sınırları boyunca gözlemlenmiştir.

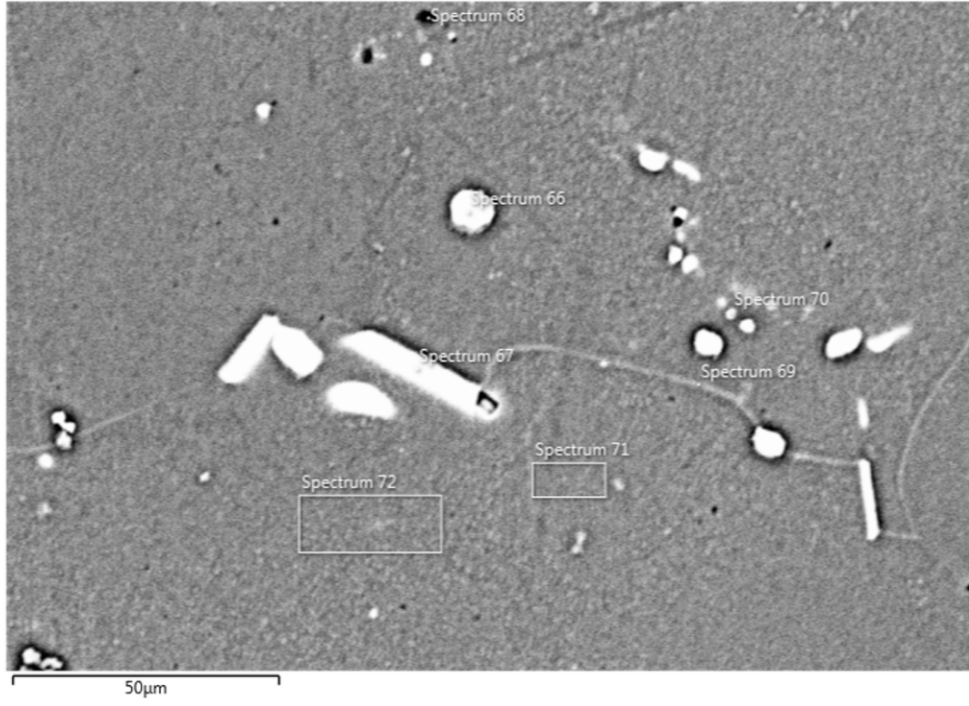


Şekil 3.30 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206 alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

Çizelge 3.6 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış A206 alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 51	O	K series	10.11	20.69
	Al	K series	45.50	55.19
	Fe	K series	5.85	3.43
	Cu	L series	35.67	18.37
	Mn	K series	1.45	0.86
	S	K series	1.42	1.45
Spectrum 52	Al	K series	92.83	96.83
	Cu	L series	7.17	3.17
Spectrum 53	Al	K series	57.16	75.51
	Cu	L series	36.98	20.74
	Fe	K series	4.56	2.91
	Mn	K series	1.29	0.84
Spectrum 54	Al	K series	46.21	66.41
	Cu	L series	44.86	27.37
	Fe	K series	7.22	05.01
	Mn	K series	1.71	1.21
Spectrum 55	Al	K series	93.13	96.96
	Cu	L series	6.87	03.04
Spectrum 56	Al	K series	49.73	69.40
	Fe	K series	7.43	05.01
	Cu	L series	40.67	24.10
	Mn	K series	2.17	1.49
Spectrum 57	Al	K series	93.57	97.16
	Cu	L series	6.43	2.84
Spectrum 58	Al	K series	93.38	97.08
	Cu	L series	6.62	2.92
Spectrum 59	Al	K series	93.52	97.14
	Cu	L series	6.48	2.86

T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş A206 alaşımında noktasal olarak alınan EDS sonuçlarına göre tane sınırında oksitli bileşik gözlemlenmiştir (Spectrum 51). Ayrıca atomik olarak %5 Fe içeren intermetaliklerin tane sınırından ve içerisinde öbekleşerek iri bileşikler oluşturmuştur (Spectrum 53, 54, 56). Bu bileşikler şekil itibariyle keskin kenar ve köşelere sahiptir. Bu durum alaşım stres altındayken erken kırılma başlangıcına neden olarak istenilen mukavemet değerlerine ulaşamamasına neden olur.

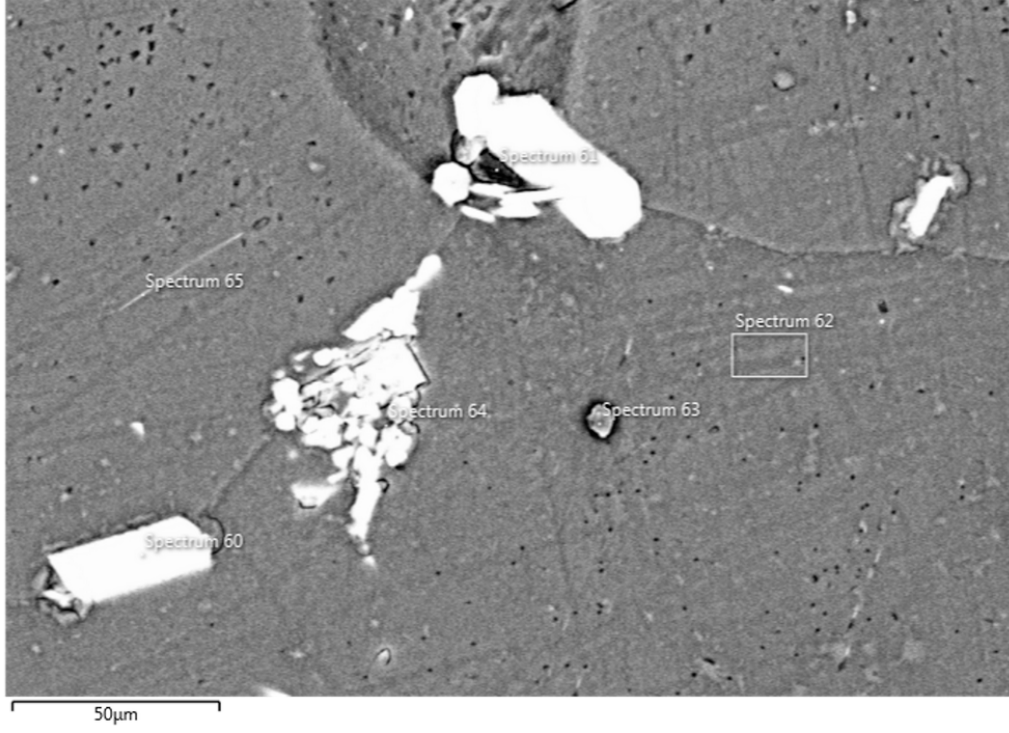


Şekil 3.31 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

Çizelge 3.7 : T6 ısıtıl işleme uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 66	Al	K series	12.86	26.46
	Cu	L series	72.77	63.56
	Sc	K series	2.54	3.13
	Mo	L series	11.84	6.85
Spectrum 67	Al	K series	53.80	72.51
	Fe	K series	10.35	6.74
	Cu	L series	33.19	18.99
	Mn	K series	2.66	1.76
Spectrum 68	Al	K series	93.06	96.93
	Cu	L series	6.94	03.07
Spectrum 69	Al	K series	93.82	97.28
	Cu	L series	6.18	2.72
Spectrum 70	Al	K series	90.04	95.44
	Cu	L series	9.54	4.29
	Sc	K series	0.42	0.27
Spectrum 71	Al	K series	93.73	97.24
	Cu	L series	6.27	2.76
Spectrum 72	Al	K series	93.50	97.13
	Cu	L series	6.50	2.87

T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş A206-0.09Sc alaşımının EDS sonuçlarına göre Sc bağlı olan Cu açısından zengin bileşikler gözlemlenmiştir (Spectrum 66). Bu bileşik tamamen küresel bir yapıdadır ve tane içerisinde oluşmuştur. Ayrıca buradaki analizde çıkan Mo alaşım içerisinde bulunmamaktadır, EDS analizinde Al yerine Mo şeklinde bir hata olarak gözlemlenmiş olduğu göz önünde bulundurulacaktır. A206 alaşımında olduğu gibi yine bu alaşımda da Fe içeren intermetalikler gözlemlenmiştir ve morfolojik olarak yine keskin kenar ve köşelere sahiptir (Spectrum 67).

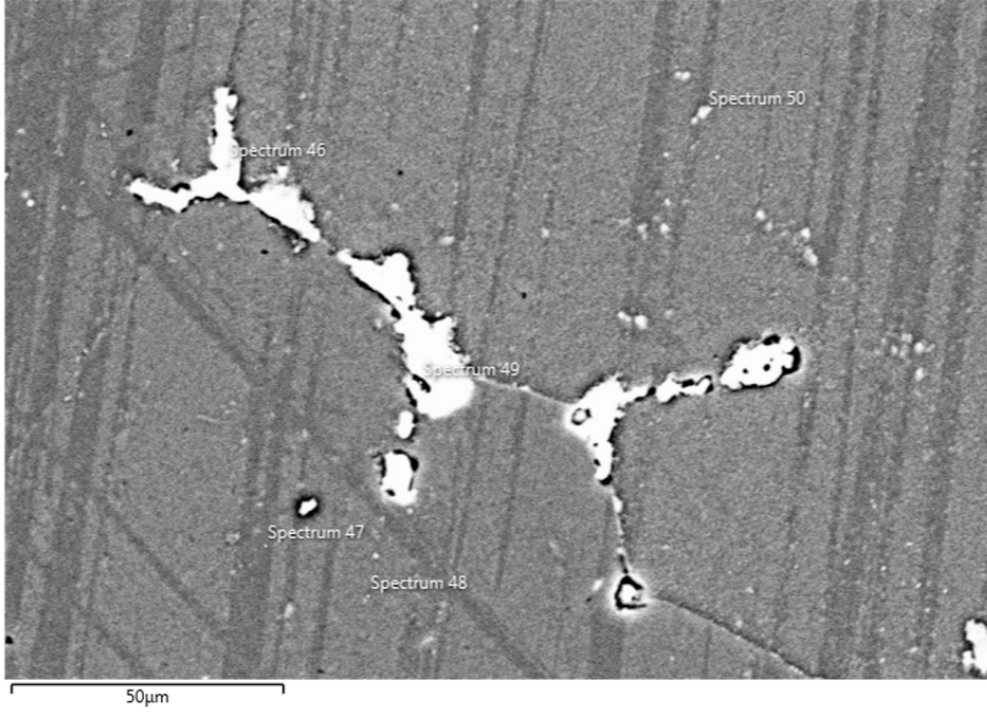


Şekil 3.32 : T6 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-Ti alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

Çizelge 3.8 : T6 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-Ti alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 60	Al	K series	42.27	62.66
	Fe	K series	8.28	5.93
	Cu	L series	46.69	29.39
	Mn	K series	2.77	02.01
Spectrum 61	Al	K series	70.24	84.65
	Cu	L series	28.17	14.42
	Mn	K series	0.72	0.43
	Fe	K series	0.87	0.51
Spectrum 62	Al	K series	92.78	96.80
	Cu	L series	7.22	3.20
Spectrum 63	Al	K series	88.85	94.94
	Cu	L series	11.15	05.06
Spectrum 64	Al	K series	78.22	89.28
	Cu	L series	19.45	9.43
	Fe	K series	1.62	0.89
	Mn	K series	0.71	0.40
Spectrum 65	Al	K series	93.20	97.00
	Cu	L series	6.80	3.00

T6 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş A206-Ti alaşımının EDS sonuçlarına göre tane sınırlarında çok büyük boyutlarda (yaklaşık 50µm) Fe içeren intermetalikler bulunmaktadır. Bu intermetalikler daha önceki alaşımlarda da gözlemlendiği gibi keskin kenar ve köşelere sahiptir. Ayrıca ısıtıl işlem ile tane içine alınmış olması beklenen Al₂Cu intermetalikleri de tane sınırında gözlemlenmiştir (Spectrum 61).

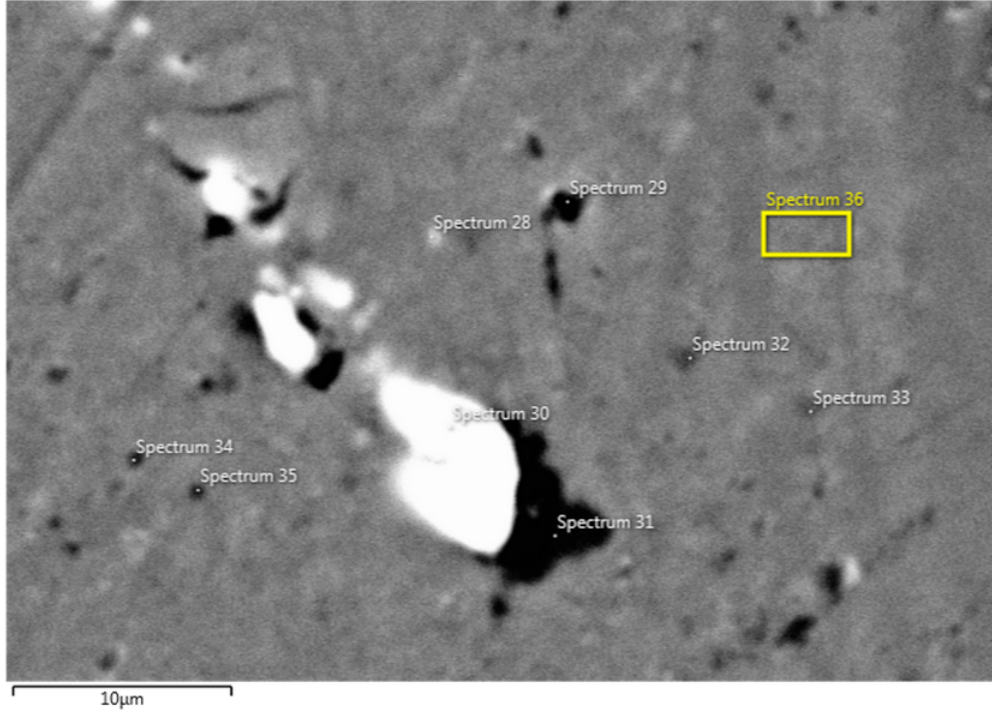


Şekil 3.33 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206 alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

Çizelge 3.9 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 46	Al	K series	36.62	57.11
	Cu	L series	53.63	35.51
	Fe	K series	7.20	5.42
	Mn	K series	2.55	1.95
Spectrum 47	Al	K series	94.59	97.63
	Cu	L series	5.41	2.37
Spectrum 48	Al	K series	93.93	97.33
	Cu	L series	06.07	2.67
Spectrum 49	Al	K series	53.13	71.77
	Mn	K series	7.83	5.19
	Fe	K series	8.11	5.30
	Cu	L series	30.93	17.74
Spectrum 50	Al	K series	87.72	94.39
	Cu	L series	12.28	5.61

T7 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş A206 alaşımının EDS sonuçlarına göre tane sınırlarında sürekli olarak devam eden çok büyük boyutlarda Fe içeren intermetalikler bulunmaktadır (Spectrum 46, 49).

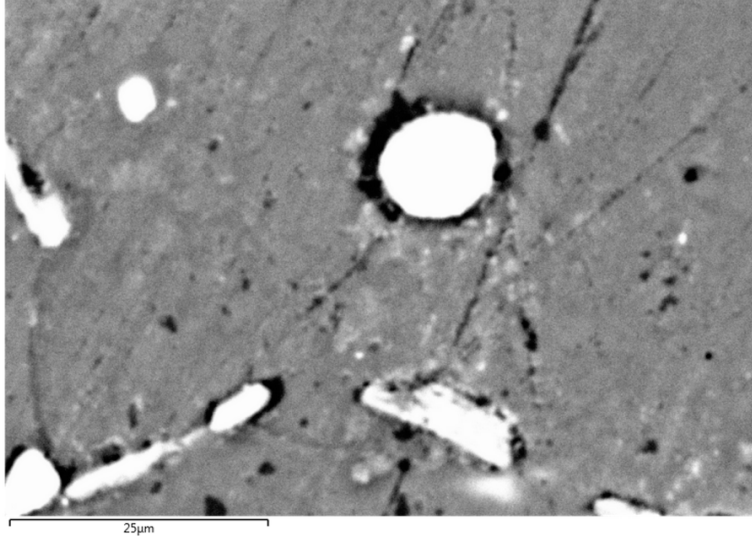


Şekil 3.34 : T7 ısıtılma işlemine tabii tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait SEM/EDS analizi yapılan bölgenin görüntüsü.

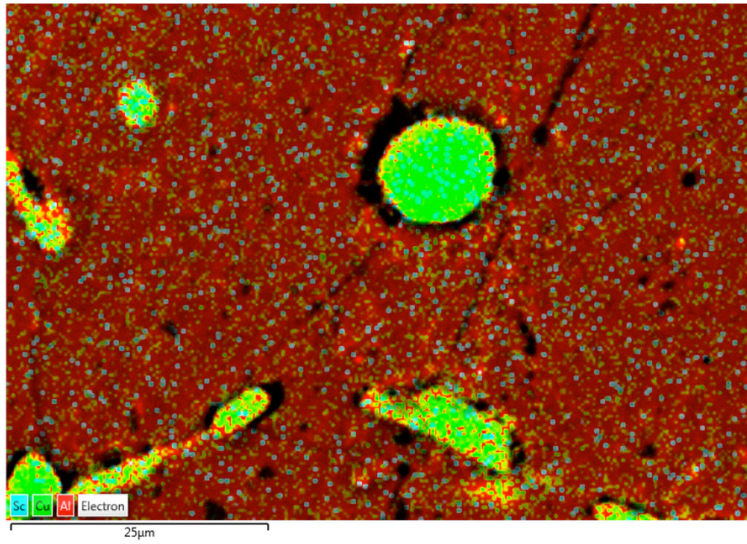
T7 ısıtılma işlemine tabii tutulmuş A206-0.09Sc alaşımının EDS sonuçlarına göre tane içinde yaklaşık 5 μm çapında küresel yapıda Al-Cu-Sc intermetaliği gözlemlenmiştir (Spectrum 30). Burada bulunan Mo alaşımının içerisinde yoktur. Dolayısıyla bunun bir hata olduğu ve Al yerine Mo olarak yer aldığı düşünülmektedir (Çizelge 3.10).

Çizelge 3.10 : T7 Isıl İşlemi Uygulanmış A206-0.09Sc alaşımının EDS sonucu.

Point	Element	Line Type	Weight %	Atomic %
Spectrum 28	Al	K series	94.27	97.48
	Cu	L series	5.73	2.52
Spectrum 29	Al	K series	94.32	97.51
	Cu	L series	5.68	2.49
Spectrum 30	Al	K series	22.26	41.30
	Cu	L series	66.12	52.10
	Sc	K series	0.89	1.00
	Mo	L series	10.72	5.60
Spectrum 31	Al	K series	92.92	96.86
	Cu	L series	07.08	3.14
Spectrum 32	Al	K series	94.54	97.60
	Cu	L series	5.46	2.40
Spectrum 33	Al	K series	94.24	97.44
	Cu	L series	5.26	2.31
	Mn	K series	0.51	0.26
Spectrum 34	Al	K series	94.26	97.48
	Cu	L series	5.74	2.52
Spectrum 35	Al	K series	87.41	93.72
	Cu	L series	5.68	2.58
	Pd	L series	0.85	0.23
	O	K series	1.45	2.62
	Cl	K series	0.25	0.20
	Au	M series	4.36	0.64
Spectrum 36	Al	K series	92.17	95.17
	Cu	L series	5.43	2.38
	O	K series	1.16	02.02
	Pd	L series	0.80	0.21
	Mn	K series	0.44	0.22



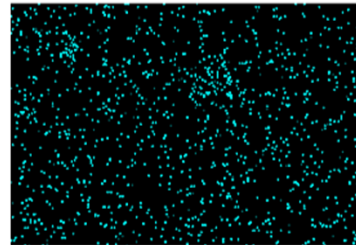
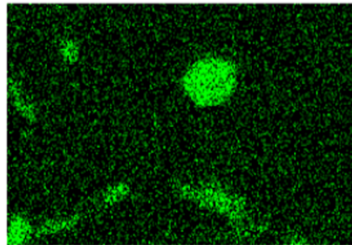
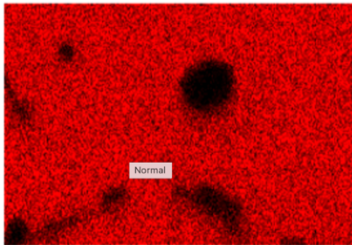
Şekil 3.35 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc alaşımına ait Haritalama (Mapping) yapılan bölgenin görüntüsü.



Al Kα1

Cu Lα1,2

Sc Kα1



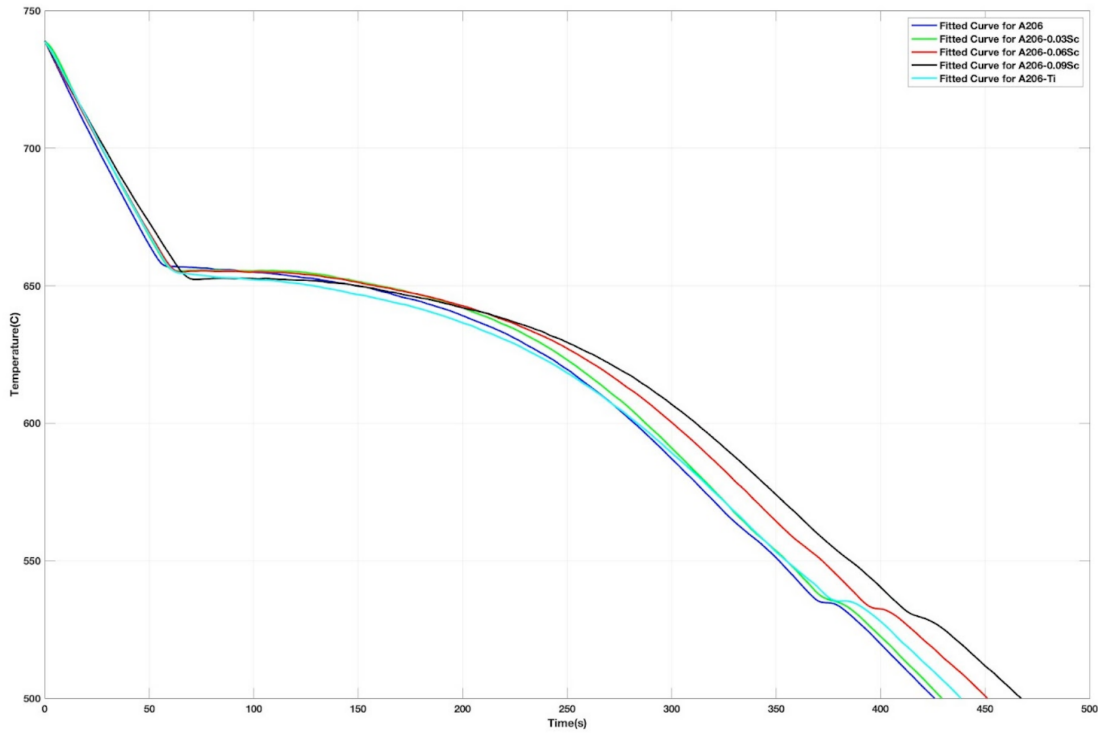
Şekil 3.36 : T7 Isıl İşlemine Tabii Tutulmuş A206-0.09Sc Alaşımına ait Elementlere göre Haritalama (Mapping) Görüntüsü.

Haritalama yöntemiyle yapılan analize göre Sc atomları küresel olarak gözlemlenen bu intermetalik bileşiğin olduğu yerlerde yoğunlaşmıştır, ayrıca bu bileşiklerin hemen etrafı Sc açısından fakirleşmiştir.

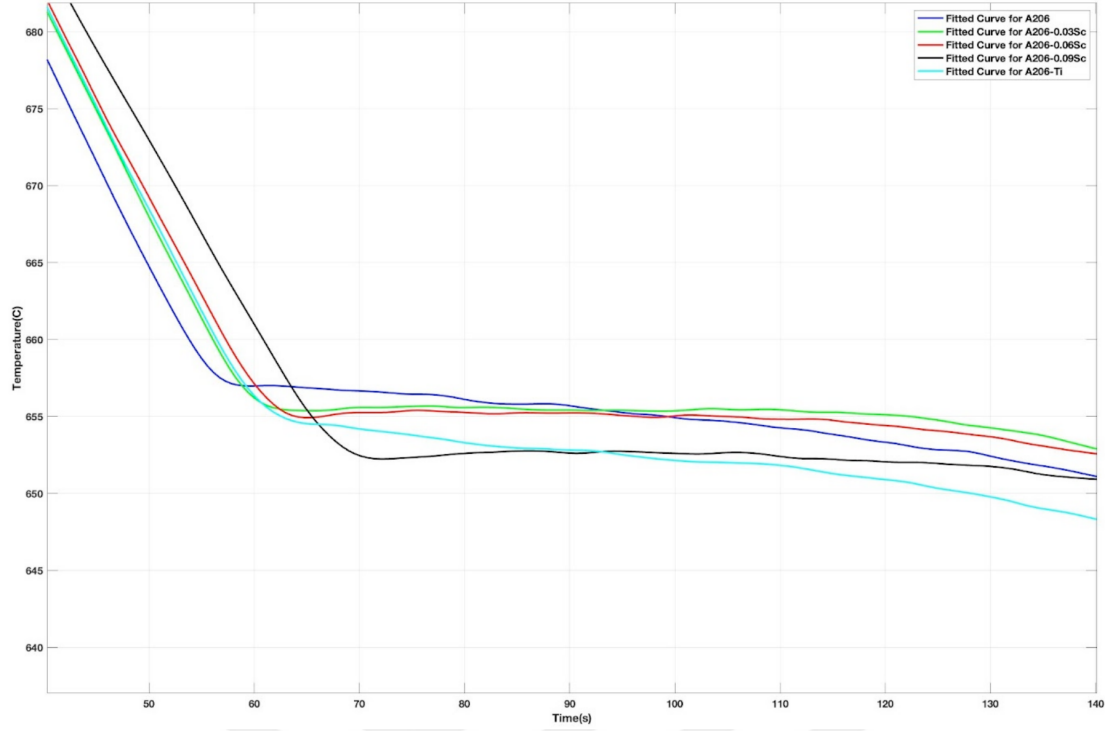
Yapılan SEM/EDS analizlerine göre T6 ve T7 ısıt işlemleri uygulanmış A206-0.09Sc alaşımında küresel morfolojiye sahip Al-Cu-Sc intermetaliklerinin oluştuğu elde edilmiştir.

3.5 Soğuma Eğrileri

Tüm alaşımların karşılaştırmalı soğuma eğrileri aşağıdaki şekilde verilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre alaşımların soğuma hızlarında, özellikle katılaşma başladıktan sonra (likidüs eğrisini geçtikten sonra), farklılıklar gözlemlenmiştir. Soğuma hızları büyükten küçüğe doğru şu şekildedir; A206, A206-0.03Sc, A206-Ti, A206-0.06Sc, A206-0.09Sc. Bu sonuçlar aynı zamanda makroyapı incelemesinde gözlemlenen sonuçlarla örtüşmektedir. En yüksek soğuma hızına sahip alaşım en ince tane boyutuna sahiptir. Buradan eklenen Sc ve Ti elementlerinin alaşımların soğuma hızını etkilediği sonucuna varılabilir.

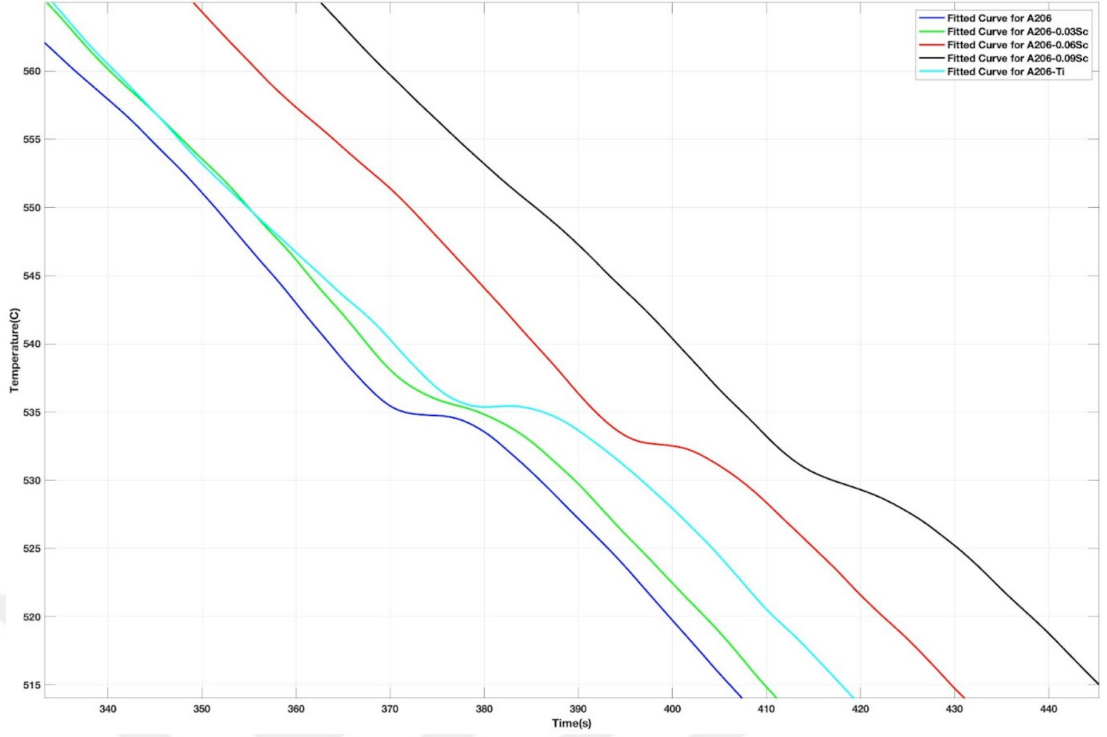


Şekil 3.37 : Tüm alaşımlara ait karşılaştırmalı soğuma eğrileri.



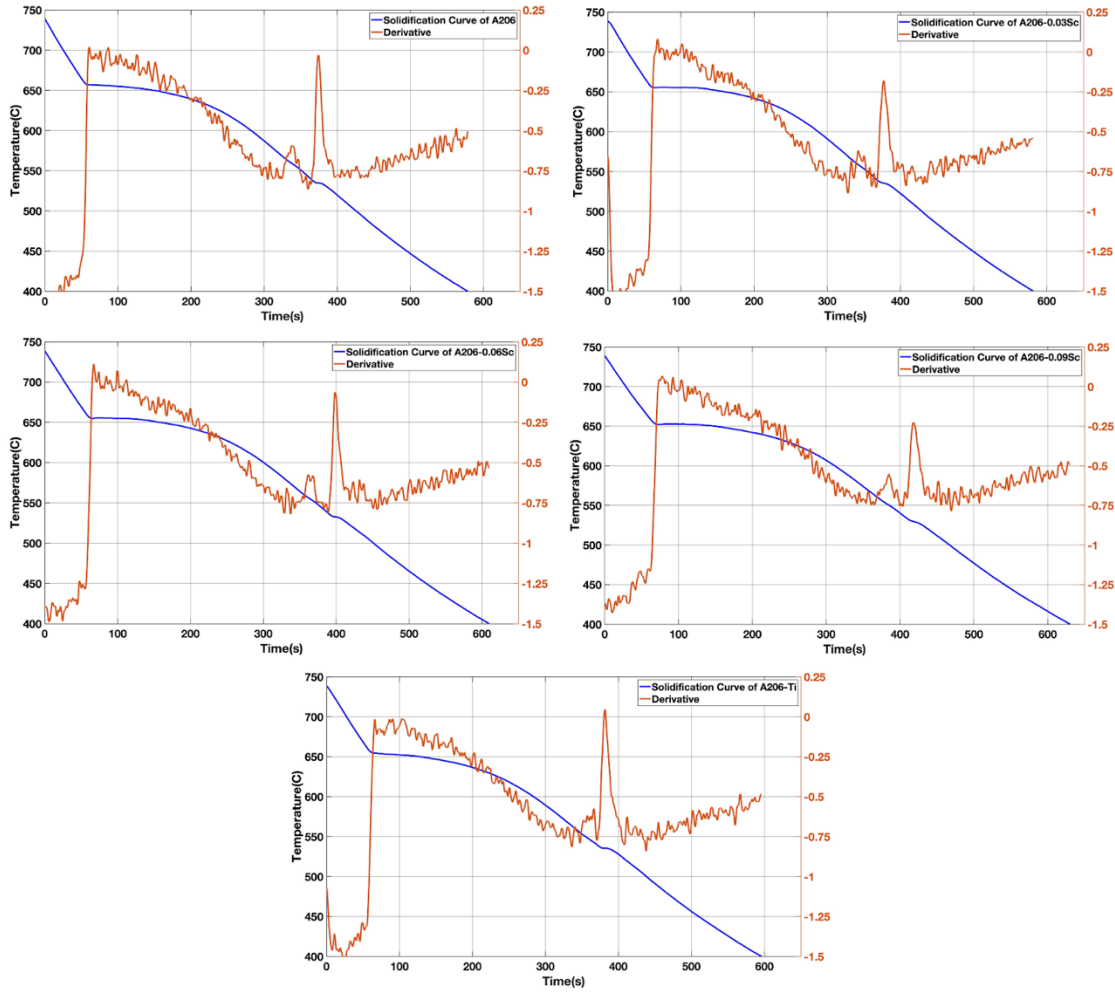
Şekil 3.38 : Likidüs sıcaklığındaki soğuma eğrileri.

Soğuma eğrileri daha yakından bakıldığında likidüs sıcaklıklarının farklı olduğu ve bazı alaşımlarda aşırı soğuma oluşurken bazılarında oluşmadığı gözlemlenmiştir. Likidüs sıcaklıkları: A206, A206-0.03Sc, A206-0.06Sc, A206-0.09Sc, A206-Ti için sırasıyla; 657 °C, 655,5 °C, 654,75 °C, 651,75 °C, 654,25 °C'dir. Buna göre, Sc ve Ti elementlerinin ilave edilmesiyle A206 alaşımının likidüs sıcaklığı azalmıştır. Ayrıca, Sc ilave edilen alaşımlarda 0,5-1,5 °C civarı aşırı soğuma meydana gelmiştir. Öte yandan A206 ve A206-Ti alaşımlarında herhangi bir aşırı soğuma meydana gelmemiş ve sıcaklık bir süre sabit kalmamıştır.



Şekil 3.39 : Solvüs sıcaklığındaki soğuma eğrileri.

Likidüs sıcaklığında olduğu gibi alaşımların solvüs sıcaklıklarında da farklılıklar gözlemlenmiştir. Solvüs sıcaklıkları: A206, A206-0.03Sc, A206-0.06Sc, A206-0.09Sc, A206-Ti için sırasıyla; 535 °C, 535,5 °C, 532,5 °C, 530 °C, 535,5 °C'dir. Ayrıca eğrilerin biçimleri incelendiğinde geçişlerin farklı olduğu görülmektedir.



Şekil 3.40 : Tüm alaşımların soğuma eğrileri ve eğrilerin türevleri.

Bir alaşımın soğuma eğrisindeki keskin değişimler faz değişimi veya yeni faz oluşumundan dolayı gerçekleşir. Bir eğrinin eğiminin değişimi en iyi o eğrinin türevini alarak görebiliriz. Bundan dolayı tüm alaşımlara ait soğuma eğrilerinin türevleri çıkarılmıştır. Yukarıdaki şekle bakıldığında Sc ilavesi yapılan alaşımların Likidüs sıcaklığında türevleri pozitif olmuştur, dolayısıyla Sc ilavesinin aşırı soğumaya neden olduğu belirlenmiştir.

4. TARTIŞMA

Alüminyum alaşımlarında Sc ilavesi ile sağlanan tane inceltme etkisi literatürdeki bazı araştırmacılar tarafından ortaya konmuştur [54, 59, 61, 62, 66]. Sc ilavesi ile sağlanan tane inceltme etkisi, döküm sıcaklığında halen katı halde bulunan ve alaşımın katılaşması sırasında heterojen katılaşma için uygun çekirdeklenme yüzeyi sağlayan Al_3Sc intermetalliği ile elde edilmektedir [82]. Ancak bu çalışmada ilave edilen Sc oranı (ağırlıkça %0,03-0,09), Al_3Sc bileşiğinin oluşumu için yeterli değildir. Dolayısıyla Sc ilavesi belirli bir oranın altında kaldığından dolayı herhangi bir tane inceltme etkisi gözlemlenmemiştir.

SEM/EDS analizine göre Sc ilavesi ile T6 ve T7 ısıt işlemleri uygulanmış alaşımlarda tane içerisinde Sc içeren intermetaliklerin olduğu gözlemlenmiştir (Çizelge 3.7 ve Çizelge 3.10). Bu intermetalikler Cu açısından oldukça zengindir. Literatürde yer alan bir çalışmaya göre Min Jia ve arkadaşları Al-Cu-Li (ağırlıkça %4,18 Cu, %0,92 Li) alaşımına ağırlıkça %0,063 Sc ve %0,1 Zr ilave etmiştir, daha sonra iki adımlı homojenizasyon uygulayarak (470 °C'de 8 saat, 520 °C'de 24 saat tavlama ile) alaşımın mikroyapısal değişimini incelemiştir. Homojenizasyon uygulanmış alaşımlarda ağırlıkça %47,38 Al, %51,25 Cu %3,83 Sc ve %1,43 Zr içeren, küresel formda ve yaklaşık 5 µm çapa sahip olan intermetaliklerin olduğu SEM/EDS analizi sonucunda ortaya konmuştur. Yazarlara göre bu intermetalik W fazıdır. Ayrıca bu fazın olduğu yerin etrafı yine yapılan analizlere göre homojenizasyon sonrası Sc açısından fakirleşmiştir [67].

Bu çalışmada döküm halindeki alaşımlarda Sc içeren herhangi bir bileşiğe rastlanmamıştır. Buradan W fazının oluşumu için Sc atomlarının matristen bileşiklere doğru difüzyonunun gerektiği ve bunun sağlanması için de yüksek sıcaklıkta zaman geçmesi gerektiği sonucuna ulaşılabilir. Literatürde yer alan ve ısıt işlem uygulaması olmayan çalışmalarda bu durumdan dolayı W fazına rastlanmamış olma ihtimali yüksektir.

Ayrıca literatürdeki çalışmalarda W fazının keskin kenar ve köşelere sahip olan bir bileşik olduğu ortaya konmuştur, ancak bu çalışmalarda ısıtım işlemi yapılmamıştır. Bu durum, ısıtım işlemi olmadan katılaşma sırasında oluşmuş W fazlarının tam oluşumu için yeterli zamana ve difüzyon enerjisine sahip olmadıklarından dolayı nihai küresel forma erişmeden alaşım içerisinde farklı şekillerde kalmış olabileceği şeklinde açıklanabilir. Zira bu çalışmada T6 ve T7 ısıtım işlemi sonrası gözlemlenen W fazları küresel yapıdadır. Yine yukarıda bahsedilen Min Jia ve arkadaşlarına ait olan çalışmada da W fazı küresel olarak gözlemlenmiştir. Mikroyapısal gelişime bakıldığında da W fazı Al_2Cu intermetaliklerinin bulunduğu bölgelerde gözlemlenmiştir. Sunulan teoriye göre Al_2Cu fazına ısıtım işlemi sırasında çevresindeki Cu ve Sc atomları difüze olarak W fazını oluşturmuştur [67].

Döküm halinde A206 alaşımına ayrı ayrı Sc ve Ti ilavesi ile akma ve çekme mukavemeti yükselmiştir. Ancak Ti ilavesi ile akma mukavemeti Sc ilavesine kıyasla daha çok yükselmiştir. Çekme mukavemetinde ise Sc ilavesi içeren alaşımlar daha iyi bir iyileşme sağlamıştır. Ayrıca döküm halindeki A206 alaşımının uzama miktarındaki değişime bakıldığında ağırlıkça %0,03 Sc ilavesi içeren alaşım en yüksek uzamaya sahiptir. En düşük uzama miktarı ise Ti ilaveli alaşıma sahiptir.

T6 ısıtım işlemi uygulanmış alaşımlarda Sc ilavesi ile çekme mukavemeti önemli ölçüde yükselmiştir. Diğer yandan akma mukavemeti %0,03 Sc içeren alaşımda artmaktadır, ancak Sc oranı arttıkça alaşımın akma mukavemeti düşmektedir. T6 ısıtım işlemi uygulanmış alaşımlarda en yüksek akma mukavemetine A206-Ti sahiptir, ancak çekme mukavemeti A206 alaşımından daha düşüktür. Uzama miktarlarında ise Sc ilavesi alaşımların uzama miktarını çok ciddi miktarda arttırmıştır, Ti ilaveli alaşımda uzama çok kısıtlıdır ve A206 alaşımından daha düşüktür. Akma mukavemetindeki düşüş, çekme mukavemetindeki ve uzama miktarındaki artış alaşımın Sc ilavesi ile sünekleştiğini ortaya çıkarmıştır.

T7 ısıtım işlemi uygulanmış alaşımlarda Sc ilavesi ile çekme mukavemeti yükselmiştir. T6 ısıtım işlemi uygulanmış alaşımlara benzer olarak, akma mukavemeti %0,03 Sc içeren alaşımda artmıştır ancak Sc oranı arttıkça alaşımın akma mukavemeti düşmüştür. Bu durumun nedeni, ısıtım işlemi ile alaşımın matrisinde bulunan Cu'nun, W fazı oluşturmak için mukavemet sağlayıcı Al_2Cu intermetaliklerine difüze olması şeklinde açıklanabilir. Ti ilavesi ile alaşımın akma ve çekme mukavemeti bu çalışmada ölçülen en yüksek seviyededir. Uzama miktarına bakıldığında, T6 ısıtım işlemindeki kadar

olmasa da Sc ilavesi ile alaşımın uzaması önemli ölçüde yükselmiştir. Diğer yandan Ti ilaveli alaşımdaki uzama miktarının artışı daha azdır.

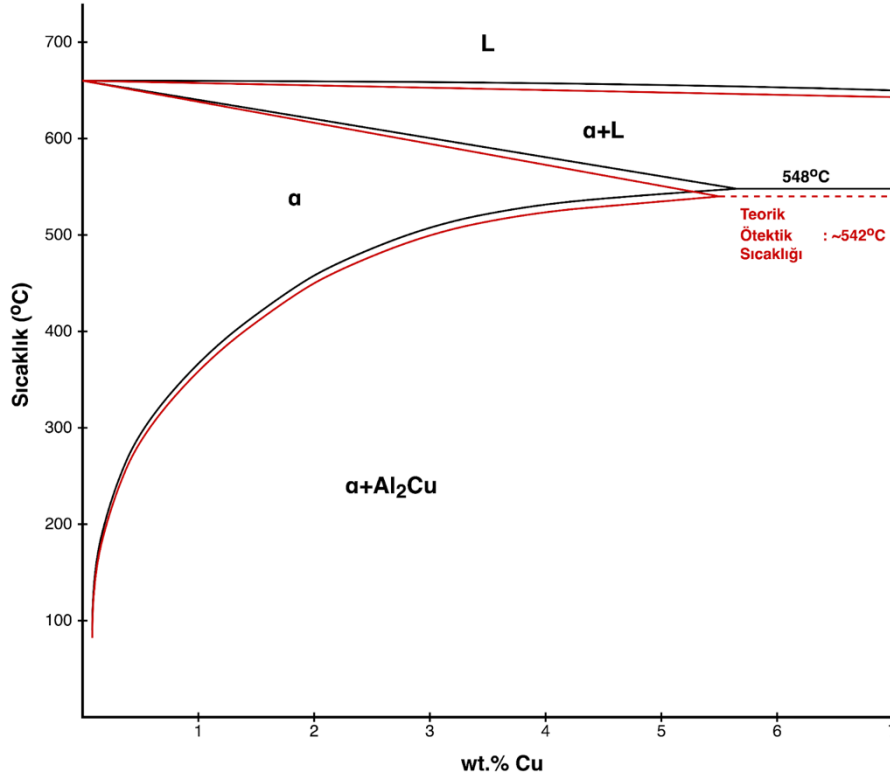
Tane içi sertlik değerlerine göre T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunelerde en yüksek tane içi sertlik değeri A206-Ti alaşımına aittir. Bu durum, alaşımın çekme testi sonuçlarına göre çok düşük uzama göstermesiyle örtüşmektedir. Çünkü bu alaşımın sünekliği aynı ısıt işlem prosedürü uygulanmış alaşımlara kıyasla en düşük olmaktadır. T7 ısıt işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek tane içi sertlik değerine sahip alaşım A206-0.06Sc alaşımıdır. Bu alaşım aynı zamanda T7 ısıt işlemi uygulanmış numuneler arasında en yüksek ikinci uzama değerine ve A206-0.03 Sc ile beraber en yüksek ikinci çekme mukavemetine sahiptir.

T6 ısıt işlemi yapılmış Sc ilaveli alaşımlarda uzama değeri çok yüksek olmasıyla birlikte tane içi sertlik değeri A206 alaşımına göre daha yüksektir. Burada Sc ilavesinin Al₂Cu intermetalığının morfolojisinde olumlu yönde değişikliğe yol açtığı düşünülmektedir.

Mikroyapısal değişime bakıldığında döküm halinde %0,03 ve %0,06 Sc ilavesi ile DAS/SDAS değerlerinde önemli azalmalar elde edilmiştir. Ancak %0,09 Sc ilavesi içeren alaşımın DAS/SDAS değerleri A206 alaşımı ile çok yakın ve beklenenden yüksek çıkmıştır. T6 ve T7 ısıt işlemi uygulanmış alaşımlarda da en küçük tane boyutu A206 alaşımında gözlemlenirken en büyük tane boyutu A206-0.09Sc alaşımında gözlemlenmiştir. Beklenenin aksine, tane boyutu - DAS/SDAS arasında bir korelasyon olmadığı söylenebilir. Makroyapı analizinden elde edilen sonuçlara göre Sc ilavesinin oranı arttıkça tane boyutu büyümüştür.

Soğuma hızı ile tane boyutu arasında tam uyumlu bir korelasyon vardır. Bilindiği üzere döküm alaşımlarında soğuma hızı arttıkça tane boyutu küçülmektedir. Yapılan deney sonucunda elde edilen soğuma eğrilerine göre alaşımların soğuma hızları farklıdır. En yüksek soğuma hızı A206 alaşımına aitken en düşük soğuma hızı ise A206-0.09Sc alaşımına aittir. Dolayısıyla Sc ilavesi ile alaşımın aynı koşullar altındaki soğuma hızı düşmektedir. Soğuma eğrilerinden elde edilen bir başka önemli sonuç ise şudur; Sc ilavesi ile A206 alaşımının Likidüs ve Solidüs sıcaklıklarında değişmektedir. Elde edilen veriler ışığında Al-Cu faz diyagramındaki değişim Şekil 4.1’de verilen görselle anlatılmıştır. Burada kırmızı renkteki faz diyagramı %0,09 Sc ilavesi ile ulaşılmış faz değişim sıcaklıkları ile çizilmiştir. %0,03 ve %0,06 Sc içeren alaşımlarda da değişiklik

vardır. Sc oranı arttıkça faz diyagramı şekilde gösterilen kırmızı çizgilere doğru ilerlemektedir.



Şekil 4.1 : Al-Cu Faz Diyagramı (Sc ilavesi ile elde edilen değişim kırmızı renkte gösterilmiştir).

Çözeltiye alma işleminde çözeltiye alınan intermetalik bileşiklerin tamamen çözünmemesi, sadece tane sınırından tane içine doğru difüze olması istenmektedir. Bundan dolayı ötektik sıcaklığın aşılmasına özen gösterilir, aksi takdirde ötektik erime başlar ve tane sınırları tamamen kaybolur. Faz diyagramındaki bu değişim ile ısıtılmalı numunelerdeki 540 °C’de yapılan çözeltiye alma işlemi ötektik sıcaklığa daha yakındır. Bu durum difüzyonu hızlandırır ve mukavemeti arttıran intermetaliklerin tane içerisine daha iyi dağılımını sağlayabilir. Sc ilavesinin ortaya çıkardığı bu değişimden dolayı Al₂Cu intermetalikliği tane içerisine daha yüksek oranda ve daha homojen dağılımlı olarak çökebilir. Sc ilavesi ile elde edilen mukavemetin ve uzamanın yükselmesinin nedeni bu durum olabilir.

5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada ağırlıkça %0,03, %0,06 ve 0,09 Sc ilavesinin A206 alaşımının farklı ısıtım işlem prosedürleri altında mekanik özelliklerine etkisi incelenmiş ve Ti tane inceltici ilavesi ile kıyaslanmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlara göre aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır;

1. Döküm halinde, A206 alaşımına Sc ilavesi yapıldığında akma ve çekme mukavemeti nispi olarak yükselmiştir, ancak ısıtım işlemi uygulandığında W fazını oluşturmasıyla matris Cu açısından fakirleşmiştir ve bundan dolayı sünekleşmiştir. Sonuç olarak ısıtım işlemli alaşımların akma mukavemetlerinde artan Sc oranıyla düşük miktarda da olsa azalma gerçekleşmiştir ve uzama büyük oranda artmıştır.
2. Belirli bir oranın altında olan Sc ile Al_3Sc intermetaliti oluşamaz, dolayısıyla A206 alaşımında tane inceltme gerçekleşemez. Bu çalışmada eklenen Sc oranı ile tane inceltme gözlemlenmemiştir.
3. W fazı, çok düşük oranlarda eklenen Sc ile ortaya çıkabilir, ancak bunun için ısıtım işlem uygulanması gerekmektedir. W fazı küresel yapıdadır ve stres altındaki alaşımda erken çatlak başlangıcına neden olmamıştır.
4. Sc ilavesi ile A206 alaşımının soğuma hızı düşmüştür. Tane boyutunun irileşmesinin ardındaki neden olarak soğuma hızındaki düşüş görülebilir. Ancak şaşırtıcı bir şekilde DAS/SDAS değerlerinde azalma gözlemlenmiştir. Bu durum Tane boyutu-DAS/SDAS değerleri arasında bir korelasyon olmadığını göstermiştir.
5. %0,15 Ti ilavesi ile tane inceltmesi gözlemlenmemiştir, ancak özellikle T7 ısıtım işlemi uygulanmış A206-Ti alaşımının akma mukavemeti %16,8, çekme mukavemeti %21 yükselmiştir.
6. A206 alaşımında artan Sc oranı ile Al-Cu faz diyagramında yer alan Likidüs, solidüs ve solvüs eğrilerinin sıcaklığı düşmüştür. Eğriler, %0,09 Sc ilavesine göre çizildiğinde ötektik sıcaklığı yaklaşık 6 °C düşmüştür. Bu düşüşten dolayı

ısıtıl işlemde 540 °C’de yapılan çözeltiye alma süreci ötektik sıcaklığa daha yakın olması sayesinde Al₂Cu intermetalikleri tane içine daha iyi difüze olduğu düşünülmektedir. Bu durum mekanik özelliklerin gelişimine katkı sağlamış olabilir.

Bu çalışmadan elde edilen sonuçlara göre öneriler ve ileri çalışma kapsamı şu şekilde sıralanabilir;

1. Elde edilen mekanik test sonuçlarına göre Sc ilavesi yapılan T6 ve T7 ısıtıl işlemine tabii tutulmuş alaşımlar yüksek tokluğa ihtiyaç duyan uygulamalarda kullanılabilir.
2. W fazının mekanik özellikler üzerine etkisini net olarak gösterebilmek için geniş oran aralığında Sc ilavesi ile çalışmalar devam edebilir.
3. W fazının oluşum mekanizması tam olarak anlaşılamamıştır. Al₂Cu intermetaliklerine Sc difüzyonu şu ana kadar en doğru kabul edilen hipotez olmasıyla birlikte kesin bir sonuç yoktur.
4. Sc ilavesi ile soğuma hızındaki değişimin nedeni tam olarak bilinmemekle beraber A206 alaşımının ısıtıl iletkenliğinde azalmaya yol açtığı düşünülmektedir.





KAYNAKLAR

- [1] **Cobb, H. M.** (2012). *Dictionary of Metals*. ASM international.
- [2] **Brown, J. R.** (1999). In *FOSECO non-ferrous Foundryman's Handbook* (pp. 23–49). Butterworth-Heinemann.
- [3] **Sigworth, G. K., & DeHart, F.** (2003). Recent developments in the high strength aluminum-copper casting alloy A206. *AFS Transactions*, 111, 341-354.
- [4] **Greer, A. L., Cooper, P. S., Meredith, M. W., Schneider, W., Schumacher, P., Spittle, J. A., & Tronche, A.** (2003). Grain refinement of aluminium alloys by inoculation. *Advanced Engineering Materials*, 5(1-2), 81-91.
- [5] **Kashyap, K. T., & Chandrashekar, T.** (2001). Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. *Bulletin of Materials Science*, 24(4), 345-353.
- [6] **Murty, B. S., Kori, S. A., & Chakraborty, M.** (2002). Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. *International Materials Reviews*, 47(1), 3-29.
- [7] **Uludağ, M.** (2011). Farklı şartlarda dökülmüş modifiyeli Al-12Si alaşımlarında yapı ve özellikler (Doctoral dissertation, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [8] **Elagin, V. I., Zakharov, V. V., & Rostova, T. D.** (1992). Scandium-alloyed aluminum alloys. *Metal science and heat treatment*, 34(1), 37-45.
- [9] **Ragab, K., Bouazara, M. and Chen, X.,** (2018). Influence of Thermal Aging Parameters on the Characteristics of Aluminum Semi-Solid Alloys. *Metals*, 8(10), p.746, doi:10.3390/met8100746
- [10] **Fabrizi, A., Capuzzi, S., De Mori, A., & Timelli, G.** (2018). Effect of T6 heat treatment on the microstructure and hardness of secondary AlSi9Cu3 (Fe) alloys produced by semi-solid SEED process. *Metals*, 8(10), 750.
- [11] **Url-1** <<https://www.giessereilexikon.com>> , date retrieved 16.01.2022.
- [12] **Campbell, J.** (2011). Chapter 6. Casting Alloys. In *Complete Casting Handbook* (2nd ed., pp. 239-244). Oxford, UK: Elsevier.
- [13] **Yajjala, R. K., Inampudi, N. M., & Jinugu, B. R.** (2020). Correlation Between SDAS and Mechanical Properties of al-Si Alloy made in Sand and Slag Moulds. Elsevier. Retrieved from <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.02.066>
- [14] **Colley, L. J.** (2011). Microstructure Property Models for Heat Treatment of A356 Aluminum Alloy (Doctoral dissertation, The University of British Columbia, Vancouver, Canada).
- [15] **Davis, J. R.** (2010). Aluminum and aluminum alloys. ASM International.

- [16] **Kaufman, J. G., & Rooy, E. L.** (2004). Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications. Asm International.
- [17] **Lumley, R. N.** (2011). Introduction to aluminium metallurgy. In *Fundamentals of Aluminium Metallurgy* (pp. 1-19). Woodhead Publishing
- [18] **Rajan, J. I.,** (2017). Development Of Ultrafine Grained A356 Aluminium Alloy By Severe Plastic Deformation And Studies On Its Deformation Behaviour And Machinability, doi:10.13140/RG.2.2.12032.74241.
- [19] **Url-2** < <https://www.esabna.com> >, date retrieved 23.01.2022.
- [20] **Kaufman, J. G.** (2013). Aluminum Alloy and Temper Designation Systems of the Aluminum Association.
- [21] **Davis, J.,** (2011). Alloying. Materials Park, Ohio: ASM International, pp.351-416, doi: 10.1361/autb2001p351.
- [22] **Idrac, J., Mankowski, G., Thompson, G., Skeldon, P., Kihn, Y. and Blanc, C.,** (2007). Galvanic corrosion of aluminium–copper model alloys. *Electrochimica Acta*, 52(27), pp.7626-7633, doi: 10.1016/j.electacta.2007.05.056.
- [23] **Singh, R.,** (2016). Nonferrous Materials. Applied Welding Engineering, pp.91-97, doi: 10.1016/b978-0-12-804176-5.00009-8.
- [24] **Url-3** < <https://www.stpaulfoundry.com> >, date retrieved 24.01.2022
- [25] **Jiang, Y., He, Y., & Liu, C. T.** (2018). Review of porous intermetallic compounds by reactive synthesis of elemental powders. *Intermetallics*, 93, 217-226. doi: 10.1016/j.intermet.2017.06.003.
- [26] **Solchenbach, T., Plapper, P., Greger, M., Biagi, J. L., Bour, J., & Bomfim, J. A. S.** (2014). Thermal and electrical aging of laser braze-welded aluminum–copper interconnects. *Translational Materials Research*, 1(1), 015001.
- [27] **Url-4** < <https://materialsproject.org> >, date retrieved 25.01.2022.
- [28] **Mokhtari, O., Kim, M. S., Nishikawa, H., Kawashiro, F., Itoh, S., Maeda, T., ... & Eto, T.** (2014). Investigation of formation and growth behavior of Cu/Al intermetallic compounds during isothermal aging. *Transactions of The Japan Institute of Electronics Packaging*, 7(1), 1-7.
- [29] **Liu, K., Cao, X. J., & Chen, X. G.** (2012). Effect of Mn, Si, and cooling rate on the formation of iron-rich intermetallics in 206 Al-Cu cast alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 43(5), 1231-1240.
- [30] **ASM International.** (1991). ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating (4th ed., pp. 841-879).
- [31] **Mohamed, A. M. A., & Samuel, F. H.** (2012). A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. Heat Treatment - Conventional and Novel Applications. doi:10.5772/50282.
- [32] **Askeland, D. R., & Wright, W. J.** (2016). Chapter 9,12,13&23. In *The Science and Engineering of Materials*. essay, Cengage Learning.
- [33] **Shaha, S. K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J., & Chen, D. L.** (2016). Aging characteristics and high-temperature tensile properties of

Al–Si–Cu–Mg alloys with micro-additions of Cr, Ti, V and Zr. 108
Materials Science and Engineering: A, 652, 353–364.
doi:10.1016/j.msea.2015.11.049.

- [34] **Gornostyrev, Y. N., & Katsnelson, M. I.** (2015). Misfit stabilized embedded nanoparticles in metallic alloys. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 17(41), 27249-27257.
- [35] **Álvarez Tejedor, T., Singh, R., & Pilidis, P.** (2013). Maintenance and repair of gas turbine components. *Modern Gas Turbine Systems*, 565–634. doi:10.1533/9780857096067.3.565.
- [36] **Bahl, S., Xiong, L., Allard, L., Michi, R., Poplawsky, J., & Chuang, A. et al.** (2021). Aging behavior and strengthening mechanisms of coarsening resistant metastable θ' precipitates in an Al–Cu alloy. *Materials & Design*, 198. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109378>.
- [37] **Rashed, H. M. M. A.** (2018). Control of Distortion in Aluminium Heat Treatment. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 495–524. doi:10.1016/b978-0-08-102063-0.00013-8.
- [38] **Widener, C. A., Burford, D. A., Kumar, B., Talia, J. E., & Tweedy, B.** (2007). Evaluation of Post-Weld Heat Treatments to Restore the Corrosion Resistance of Friction Stir Welded Aluminum Alloy 7075-T73 vs. 7075-T6. *Materials Science Forum*, 539-543, 3781–3788. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.539-543.3781.
- [39] **Porter, D. and Easterling, K.,** (1992). Phase Transformations in Metals and Alloys. doi:10.1007/978-1-4899-3051-4.
- [40] **Easton, M. and StJohn, D.,** (1999). Grain refinement of aluminum alloys: Part I. the nucleant and solute paradigms—a review of the literature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(6), pp.1613-1623.
- [41] **Akar, N., Tanyel, Z., Kocatepe, K. and Kayikci, R.,** (2016). Investigation of the effect of holding time and melt stirring on the grain refinement of an A206 alloy. *Materiali in tehnologije*, 50(3), pp.433-437. doi:10.17222/mit.2014.302.
- [42] **Das, K., Choudhury, P., & Das, S.** (2002). The Al–O–Ti (aluminum-oxygen-titanium) system. *Journal of phase equilibria*, 23(6), 525.
- [43] **Sigworth, G. K., & Kuhn, T. A.** (2007). Grain refinement of aluminum casting alloys. *International Journal of Metalcasting*, 1(1), 31-40.
- [44] **L. Backerud,** (1983) How Does a Good Grain Refiner Work, *Light Met. Age*, pp 6–12.
- [45] **M.M. Guzowski, G.K. Sigworth, and D.A. Sentner,** (1987) The Role of Boron in the Grain Refinement of Aluminum, *Met. Trans. A*, Vol 18, pp 603–619.
- [46] **Url-5** < <https://qph.fs.quoracdn.net>>, date retrieved 29.01.2022.
- [47] **Fan, L., Hao, Q. T., & Han, W. K.** (2015). Dual characteristic of trace rare earth elements in a commercial casting Al–Cu–X alloy. *Rare Metals*, 34(5), 308-313.

- [48] Tsai, Y. C., Chou, C. Y., Lee, S. L., Lin, C. K., Lin, J. C., & Lim, S. W. (2009). Effect of trace La addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (Al–7Si–0.35 Mg) aluminum alloys. *Journal of alloys and compounds*, 487(1-2), 157-162.
- [49] Yao, D., Zhao, W., Zhao, H., Qiu, F., & Jiang, Q. (2009). High creep resistance behavior of the casting Al–Cu alloy modified by La. *Scripta Materialia*, 61(12), 1153-1155.
- [50] Xiao, D. H., & Huang, B. Y. (2007). Effect of Yb addition on precipitation and microstructure of Al–Cu–Mg–Ag alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 17(6), 1181-1185.
- [51] Bai, S., Liu, Z., Li, Y., Hou, Y., & Chen, X. (2010). Microstructures and fatigue fracture behavior of an Al–Cu–Mg–Ag alloy with addition of rare earth Er. *Materials Science and Engineering: A*, 527(7-8), 1806-1814.
- [52] Yao, D., Xia, Y., Qiu, F., & Jiang, Q. (2011). Effects of La addition on the elevated temperature properties of the casting Al–Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 528(3), 1463-1466.
- [53] Shevchenko, M. O., Kudin, V. G., Berezutskii, V. V., Ivanov, M. I., & Sudavtsova, V. S. (2014). Thermodynamic properties of Al–Sc alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 53(3-4), 243-249.
- [54] Li, Y., Liu, Z., Xia, Q., & Liu, Y. (2007). Grain refinement of the Al–Cu–Mg–Ag alloy with Er and Sc additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(11), 2853-2858.
- [55] Nie, Z. R., Fu, J. B., Zou, J. X., Jin, T. N., Yang, J. J., Xu, G. F., ... & Zuo, T. Y. (2004). Advanced aluminum alloys containing rare-earth erbium. In *Materials forum* (Vol. 28, pp. 197-201).
- [56] Radhakrishna, K., & Seshan, S. (1989). Dendrite arm spacing and mechanical properties of aluminium alloy castings. *Cast Metals*, 2(1), 34-38.
- [57] Xiao, D. H., Wang, J. N., Ding, D. Y., & Yang, H. L. (2003). Effect of rare earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 352(1-2), 84-88.
- [58] Jun, J. H., Kim, J. M., Seong, K. D., Kim, K. T., & Jung, W. J. (2005). Enhanced mechanical properties of A206 aluminum casting alloy by addition of rare earth elements. In *Materials Science Forum* (Vol. 475, pp. 441-444). Trans Tech Publications Ltd.
- [59] Sun, F., Nash, G. L., Li, Q., Liu, E., He, C., Shi, C., & Zhao, N. (2017). Effect of Sc and Zr additions on microstructures and corrosion behavior of Al–Cu–Mg–Sc–Zr alloys. *Journal of materials science & technology*, 33(9), 1015-1022.
- [60] Tian, W., Hu, M., Chen, X., Zhou, H., Sun, Y., Lu, Q., & Wan, M. (2020). Effect of Ce addition on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Al–Cu–Mn–Mg–Fe alloy. *Materials Research Express*, 7(3), 036532.
- [61] Yang, C., Zhang, P., Shao, D., Wang, R. H., Cao, L. F., Zhang, J. Y., ... & Sun, J. (2016). The influence of Sc solute partitioning on the microalloying

- effect and mechanical properties of Al-Cu alloys with minor Sc addition. *Acta Materialia*, 119, 68-79.
- [62] **Qin, J., Tan, P., Quan, X., Liu, Z., Yi, D., & Wang, B.** (2022). The effect of sc addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Zr-containing Al-Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 909, 164686.
- [63] **Zhang, M., Wang, J., Wang, B., Xue, C., & Liu, X.** (2022). Quantifying the effects of Sc and Ag on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 831, 142355.
- [64] **Dorin, T., Ramajayam, M., Lamb, J., & Langan, T.** (2017). Effect of Sc and Zr additions on the microstructure/strength of Al-Cu binary alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 707, 58-64.
- [65] **Chen, B. A., Pan, L., Wang, R. H., Liu, G., Cheng, P. M., Xiao, L., & Sun, J.** (2011). Effect of solution treatment on precipitation behaviors and age hardening response of Al-Cu alloys with Sc addition. *Materials Science and Engineering: A*, 530, 607-617.
- [66] **Gao, Y. H., Kuang, J., Liu, G., & Sun, J.** (2019). Effect of minor Sc and Fe co-addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloys during homogenization treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 746, 11-26.
- [67] **Jia, M., Zheng, Z., & Gong, Z.** (2014). Microstructure evolution of the 1469 Al-Cu-Li-Sc alloy during homogenization. *Journal of alloys and compounds*, 614, 131-139.
- [68] **Røyset, J., & Ryum, N.** (2005). Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 50(1), 19-44.
- [69] **Subramanian, P.R., Laughlin, D.E., & Chakrabarti, D.J.** (1988) The Cu-Sc (Copper-Scandium) System, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 9 No:3a, 426.
- [70] **Franczak, K., Kwaśniewski, P., Kiesiewicz, G., Zasadzińska, M., Jurkiewicz, B., Strzypek, P., & Rdzawski, Z.** (2020). Research of mechanical and electrical properties of Cu-Sc and Cu-Zr alloys. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 20(1), 1-15.
- [71] **Norman, A. F., Hyde, K., Costello, F., Thompson, S., Birley, S., & Prangnell, P. B.** (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*, 354(1-2), 188-198.
- [72] **Yu, K., Li, W., Li, S., & Zhao, J.** (2004). Mechanical properties and microstructure of aluminum alloy 2618 with Al₃ (Sc, Zr) phases. *Materials Science and Engineering: A*, 368(1-2), 88-93.
- [73] **Qin, J., Ma, M., Tan, P., Yi, D., & Wang, B.** (2022). Effects of Sc alloying on the evolution of solidification microstructure and formation of W phase in as-cast 2519 aluminum alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 898, 162764.
- [74] **Qin, J., Liu, Z., Tan, P., Yi, D., & Wang, B.** (2022). Study on the formation and regulation mechanism of W phase and the improvement of mechanical

properties in homogenization of cast Al–Cu–Sc–Zr alloys: Experiments and calculations. *Vacuum*, 111631.

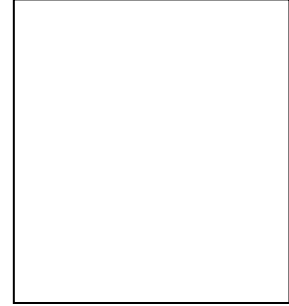
- [75] **Birol, Y.** (2013). Impact of grain size on mechanical properties of AlSi7Mg0.3 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 559, 394-400.
- [76] **Ghassemali, E., Riestra, M., Bogdanoff, T., Kumar, B. S., & Seifeddine, S.** (2017). Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: Grain size vs. secondary dendrite arm spacing. *Procedia Engineering*, 207, 19-24.
- [77] **Quaresma, J., Santos, C. A., & Garcia, A.** (2000). Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31(12), 3167-3178.
- [78] **Saba, N., Jawaideh, M., & Sultan, M. T. H.** (2019). An overview of mechanical and physical testing of composite materials. *Mechanical and physical testing of biocomposites, fibre-reinforced composites and hybrid composites*, 1-12.
- [79] **Url-6** <<https://ahssinsights.org/forming/testing-characterization-forming/tensile-testing/>>, date retrieved 06.02.2022
- [80] **American Society for Metals.** (2004). *ASM handbook. 9. Metallography and microstructures*. ASM International.
- [81] **Hoegger, B., Santos, S., Taylor, W. J., Denis, Greg, Lorenzo, D., Andre, Jorge, Marco, Efendi, R., & F., D.** (2022). Arduino: K-type thermocouple with max6675 amplifier. Random Nerd Tutorials. Retrieved March 25, 2023, from <https://randomnerdtutorials.com/arduino-k-type-thermocouple-max6675/>
- [82] **Singh, Vijaya, Prasad, K. Satya, et Gokhale, Amol A.** (2004) Effect of minor Sc additions on structure, age hardening and tensile properties of aluminium alloy AA8090 plate. *Scripta Materialia*, vol. 50, no 6, p. 903-908.
- [83] **Chen, B. A., Liu, G., Wang, R. H., Zhang, J. Y., Jiang, L., Song, J. J., & Sun, J.** (2013). Effect of interfacial solute segregation on ductile fracture of Al–Cu–Sc alloys. *Acta materialia*, 61(5), 1676-1690.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Kadir Gök

Doğum Tarihi ve Yeri :

E-posta :



ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2020, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2020-2021 yıllarında AKM Metalurji firmasında endüstriyel ısı yalıtımı malzemeleri üzerine Satış Mühendisi olarak çalıştı.
- 2020 yılında YLSY Bursuna hak kazanarak Yıldız Teknik Üniversitesi'nde görevlendirilmek üzere MEB tarafından doktora eğitimi alması için Fransa'ya gitti.