

CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AL-Sİ ALAŞIMINA ESER MİKTARDA İLAVE EDİLEN
ELEMENTLERİN SIMA PROSESİNE ETKİSİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Mustafa BAŞARANEL**

Anabilim Dalı: Makine Mühendisliği

Programı : Konstrüksiyon ve İmalat

MANİSA 2013

CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AL-Sİ ALAŞIMINA ESER MİKTARDA İLAVE EDİLEN
ELEMENTLERİN SIMA PROSESİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mustafa BAŞARANEL

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 30 Mayıs 2013
Tezin Savunulduğu Tarih : 24 Haziran 1995

Tez Danışmanı : Doç.Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU
Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. Ahmet TÜRK
Doç.Dr. Salim ŞAHİN

MANİSA 2013

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET	xi
SUMMARY	xi
1. GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM	2
2.1 Alüminyumun Başlıca Özellikleri	2
2.1.1 Alüminyumun fiziksel özellikleri.....	2
2.1.2 Alüminyumun mukavemet özellikleri	2
2.1.3 Alüminyumun korozyona karşı mukavemeti	3
2.1.4 Sıcak şekil değiştirme	4
2.1.5 Soğuk şekil değiştirme	4
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ	5
3.1 Ağırlıktan Tasarruf.....	5
3.2. Mekanik Özellikler	6
3.3. Korozyona Karşı Mukavemet	6
3.4. Isı ve Elektrik İletkenliği.....	6
3.5. İşlenebilme Kabiliyeti.....	7
3.6. Düşük Maliyet.....	7
4. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GRUPLANDIRILMASI.....	8
4.1. Alaşım Elemanına Göre	8
4.2. Sertleşme Durumuna Göre	8
4.3. Kullanma Amaçlarına Göre	8
4.4. Önemli Alüminyum Alaşimleri	8
4.4.1. Alüminyum-Bakır alaşımı	8
4.4.2. Alüminyum-Silisyum alaşımı	9
4.4.3. Alüminyum-Magnezyum Alaşımı.....	10
4.4.4. Alüminyum-Çinko Alaşımı	11
4.4.5. Alüminyum-Çinko-Magnezyum Alaşımı	11
4.4.6. Alüminyum-Demir-Silisyum Alaşımı	12
4.4.7. Alüminyum-Bakır-Magnezyum Alaşımı.....	13
5. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM ÖZELLİKLERİ	14
5.1. Akıcılık	14
5.2. Çekme (katılaşmada hacim küçülmesi)	14
6. ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARI	15
6.1. Silisyumun Etkisi	15
6.2. Silisyumun Tespiti	16
6.3. Alaşım Elementi Olarak Silisyum	16

6.4. Al-Si Alaşımlandırma Katılaşma Mekanizmaları	17
6.5. Ötektikaltı Alaşımlar	18
6.5.1 Ötektikaltı alaşımların özellikleri	19
6.6. Alüminyum Silisyum Alaşımlarının Yapısal Özellikleri	20
6.6.1. Yoğunluk	20
6.6.2. Isıl genleşme	20
6.6.3. Elektrik iletkenliği	20
6.6.4. Kimyasal özellikler	20
6.6.5. İşlenebilirlik	21
7. YARI KATI ŞEKİLLENDİRME	22
7.1 Yarı Katı Üretim Yönteminin Avantajları	23
7.2 Yarı Katı Üretim Yönteminin Dezavantajları	24
8. SIMA PROSESİ	25
8.1. SIMA Prosesinin Amacı	25
9. DENEYSEL ÇALIŞMA	27
9.1 Amaç	27
9.2 Proje Materyali ve Yöntemler	27
9.2.1 Deneysel çalışmada kullanılan malzeme	28
9.2.2 Gravite dökümün yapılması	30
9.2.3. Soğuk deformasyon	31
9.2.4 Yarı-katı sıcaklığa ısıtma	31
9.3 Alaşımın Karakterizasyonu ve Sonuçların Karşılaştırılması	34
9.3.1 Metalografik inceleme	34
9.3.2 Tane analizi	36
9.3.3 SEM analizi	37
9.3.4 XRD analizi	38
9.3.5 Sertlik testi	39
10. BULGULAR	41
10.1. Mikroyapı İncelemesi	41
10.1.1. Gravite döküm yoluyla üretilen Etial 180 ve diğer alaşımların mikroyapı incelemesi ..41	
10.1.2. Gravite dökümü yapılmış ve SIMA prosesi uygulanmış ETIAL 180 ve diğer alaşımların mikroyapı incelemesi	42
10.2. Tane Analizi	43
10.2.1. Tane boyutu analizi	43
10.2.2 Tane küresellik analizi	44
10.2.3. Katı-sıvı faz oranı	45
10.3. SEM Analizi	46

10.4. XRD Analizi	62
11. SONUÇ VE ÖNERİLER	69
12. TEZDEN ÇIKAN YAYINLAR	70
KAYNAKLAR	71

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1: Alüminyumun mukavemet özellikleri.....	3
Çizelge 3.1: Çeşitli metallerin alüminyuma göre izafi ağırlıkları.....	5
Çizelge 4.1 Al içersinde Cu çözünlüğüünün sıcaklıkla değişimi	8
Çizelge 4.2 Silisyum Alüminyum içindeki çözünlüğü sıcaklıkla değişimi	9
Çizelge 4.3: Üçlü bileşimler.....	11
Çizelge 4.4: Oluşan üç faz (α_1 - α_2 - α_3) ve bileşimleri	13
Çizelge 7.1: Alüminyum otomobil jant üretimi için yarı-katı şekil verme ve kokil döküm yöntemlerinin karşılaştırılması.....	23
Çizelge 9.1: ETIAL 180 ve hazırlanan diğer alaşımların spektro analizleri.....	29

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1: Tipik bir yarı-katı hal mikroyapısı	1
Şekil 4.1: Al-Si faz diyagramı	10
Şekil 4.2: Al-Fe-Si denge diyagramının alüminyum tarafındaki solvüsü).....	12
Şekil 6.1: Al-Si ikili denge diyagramı ve ötektik, ötektik altı ve ötektik üstü bölgeler	17
Şekil 6.2: Değişik oranlarda Si içeren Al-Si alaşımlarının mikroyapıları	18
Şekil 6.3: Ötektik nokta içeren şematik faz diyagramı.....	18
Şekil 9.1: SN50C TRENS marka torna tezgâhı.....	28
Şekil 9.2: Spektral analizi yapılmış numune.....	29
Şekil 9.3: Rezistanslı ergitme fırını.....	30
Şekil 9.4: Gravit dökümün yapılması.....	31
Şekil 9.5: Döküm sonrası numune ve soğuk deformasyon için kesilen numune	32
Şekil 9.6: İndüksiyon ısıtma makinesi	33
Şekil 9.7: Yarı katı sıcaklık aralığına ısıtılmış numune.....	34
Şekil 9.8: Stuers parlatma cihazı	35
Şekil 9.9: Parlatılmış numune.....	35
Şekil 9.10: Metalografi fotoğraflarının incelenmesi.	36
Şekil 9.11: ImageJ programının görüntüsü	37
Şekil 9.12: SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) cihazı ve bağlı olduğu bilgisayarlar	38
Şekil 9.13: XRD cihazı.....	39
Şekil 9.14: Sertlik ölçme cihazı.....	40
Şekil 10.1: Gravite döküm ile üretilen numunelerin mikroyapısı	41
Şekil 10.2: %0.6 Mg ilave edilen numunedeki AlFeMnSi intermetaliklerinin, primer Si partiküllerinin mikroyapısı mikroyapısı	42
Şekil 10.3: SIMA prosesi uygulanmış numunelerin mikroyapıları	43
Şekil 10.4: Tane boyutu analiz sonucu.....	44
Şekil 10.5: Tane küresellik analiz sonucu	44
Şekil 10.6 : SIMA prosesi uygulanmış numunelerin yüzdelik alanları	45
Şekil 10.7 : ETIAL 180 alaşımının SEM ve elementel haritalama analizi	47
Şekil 10.8 : 0,2 Sn ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi	48
Şekil 10.9 : 0,4 Sn ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	49
Şekil 10.10 : 0,6 Sn ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi	50
Şekil 10.11: Al-Sn-Cu üçlü faz diyagramı.....	51
Şekil 10.12: 0,4 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	53
Şekil 10.13: 0,6 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	54

Şekil 10.14: 0,7 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	55
Şekil 10.15: SIMA uygulanmış 0,2 Sn alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	56
Şekil 10.16: SIMA uygulanmış 0,4 Sn alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	57
Şekil 10.17: SIMA uygulanmış 0,6 Sn alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	58
Şekil 10.18: SIMA uygulanmış 0,4 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi	59
Şekil 10.19: SIMA uygulanmış 0,6 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi.....	60
Şekil 10.20: SIMA uygulanmış 0,7 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi	61
Şekil 10.21: intermetaliklerde meydana gelen çatlama ve kırılmalar	62
Şekil 10.22: Al-Sn faz diyagramı	63
Şekil 10.23: ETİAL 180 ve Sn ilavelerinin XRD sonucu	64
Şekil 10.24: Al-Si-Mg üçlü faz diyagramı.....	64
Şekil 10.25: ETİAL 180 ve Mg ilavelerinin XRD sonucu	65
Şekil 10.26: SIMA öncesi ve sonrası XRD grafikleri karşılaştırmaları.....	66
Şekil 10.27: Sn ilaveli numunelerin sertlik değerleri	67
Şekil 10.28: : Sn ilaveli numunelerin sertlik değerleri	67

TEŐEKKÜR

Bu çalışmada emeği geçen danıőmanım Doç.Dr. Nurşen SAKLAKOğLU' na, yardımlarını hiç esirgemeyen Araç.Gör. Simge GENÇALP İRİZALP'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

ÖZET

Bilindiği üzere yarı katı şekillendirmede dendritik tane yapısı akışkanlığa büyük direnç oluşturduğundan bu tür şekillendirmelerde küresel tane yapısının önemi büyüktür. Tane yapısının dendritik yapıdan küresel yapıya dönüştürme işlemlerinden bir tanesi de deformasyon ve yeniden kristalleşme metodu olarak bilinen SIMA (Stres Induced Melt Activated) prosesidir.

Bu çalışmada alüminyum ve alaşımlarının özellikleri hakkında bilgiler verildi. ETIAL 180 alaşımı ve SIMA prosesi tanıtıldı. Bu alaşıma eser miktarda Mg ve SN ilave edilerek gravite döküm yöntemiyle numuneler elde edildi. Numunelerin mikroyapıları ve sertlikleri incelendikten sonra aynı numuneler SIMA prosesine tabi tutularak mikroyapı ve sertlik değerleri incelenip değerlendirildi. Numunelerin SEM ve XRD analizleri yapıldı ve karşılaştırıldı.

ETIAL 180 alüminyum alaşımına ilave edilen eser miktarlardaki Mg ve Sn elementlerinin SIMA yönteminde küresellik ve tane boyutunda bir farklılığa yol açmadığı görülmüştür. SIMA yöntemiyle kırılan dendritik yapının küreselliği mükemmelle yakın olduğu görülmüştür. Sn ilavesiyle sertlik değerlerinde önemli bir değişim görülmemiş olup Mg ilavesiyle sertlik değerlerinde %20'ye yakın bir artış tespit edilmiştir. SIMA prosesi sonucunda yarı katı şekillendirme yapılmadığı için SIMA prosesli numunelerin sertlik değerlerinde azalma görülmüştür. Sn ve Mg ilavesinin Çin yazısı şeklindeki intermetaliklerin oluşumunu tetiklediği ve Mg ilavesi ile Mg₂Si bileşiğinin oluştuğu tespit edilmiştir. SIMA yöntemi ile de bu Çin yazısı intermetaliklerin kabalaştığı, çatladığı ve kırılarak matriks yapıya dağıldığı tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: SIMA prosesi, ETIAL180 alaşımı, Al-Si alaşımları, XRD, SEM,

SUMMARY

As it known, since dendritic grain structure is generates a great resistance for solid forming, spherical grain structure has a great importance for in this type forming. One of the procedures of transforming the grain structure from dendritic form to spherical form is SIMA (Stress Induced Melt Activated) process which is also known as recrystallization method.

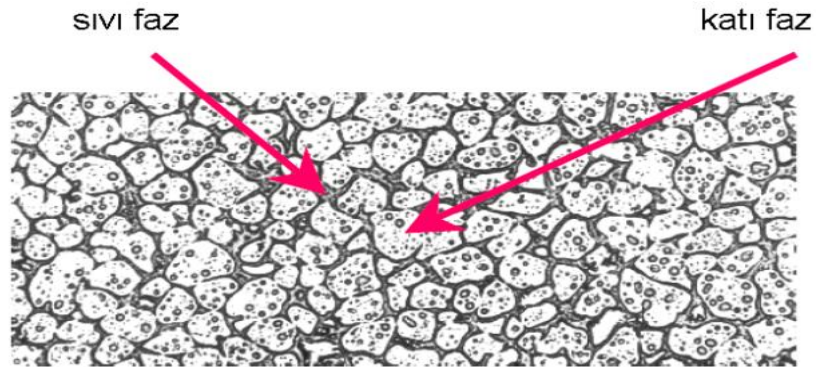
In this study, information about the characteristics of aluminum and its alloys were presented. The ETIAL 180 alloy and SIMA process was introduced. By adding trace amount of Mg and SN via gravity casting method, samples were obtained. After examining the microstructures and hardness of the samples, the microstructure and hardness values of these samples were analyzed by subjecting them to SIMA process. The SEM and WRD analyzes of the samples were performed and the results were compared.

It was observed that the Mg and SN elements trace amount of which were added to ETIAL 180 aluminum alloy has no effect on sphericity and grain size with SIMA method. It was observed that the sphericity of the dendritic structure which was cracked by using the SIMA method was close to perfection. It was detected that the addition of Mg element had increased the hardness value by 20% while addition of Sn element had no significant effect on hardness value. Since semi-solid forming was not performed following the SIMA process, a decrease was observed in the hardness value of SIMA processed samples. It was observed that the insertion of Mg and Sn elements triggered the formation of the Chinese script shaped intermetallic, and formation of Mg₂Si compound occurred with addition of Mg element. It was observes that these Chinese script shaped intermetallic coarsened, cracked and split to matrix structures by breaking with use of SIMA method.

Keywords: SIMA process, ETIAL 180 alloy, Al-Si alloys, XRD, SEM

1.GİRİŞ

Yarı-katı halde şekil verme yöntemi, son yıllarda geliştirilen, dövme ve döküm yöntemlerinin avantajlarını bir araya getiren ve söz konusu yöntemlerde karşılaşılan olumsuzluklara karşı (kalıp ömürlerinin daha az olması, düşük tolerans aralığında parçanın kesin şeklinin elde edilememesi, kalıpta ekstra yolluk ve çıkıcı gibi dizaynlara ihtiyaç duyulması, yüksek otomasyon ve üretilebilirlik olmaması,) alternatif bir üretim yöntemi olarak önerilmektedir. Yarı-katı şekil verme yöntemi malzemelerin likidüs ve solidüs eğrileri arasında kuvvet uygulanarak şekillendirilmesini kapsayan basit bir yöntemdir. Alaşım yarı-katı sıcaklığa ısıtıldığında, dentritik yapı akışkanlığa büyük direnç oluşturduğundan bu tür şekillendirmelerde küresel tane yapısının önemi çok büyüktür. Küresel tane yapısı alaşım sıvı halde iken başlayarak mekanik, manyetik ya da ultrasonik karıştırma ve kontrollü bir soğuma ile gerçekleştirilebildiği gibi, alaşım katı halde iken yüksek deformasyonu takip eden yeniden kristalleşme ile de gerçekleştirilebilir. Bu metotlar arasında deformasyon ve yeniden kristalleşme metodu olarak bilinen SIMA (stres induced melt activated) prosesi, basitlik ve düşük donanım maliyeti gibi önemli avantajlar sunmaktadır. Bu yöntemde döküm sonrası malzeme deformasyona tabi tutularak dendrit yapı kırılır ve ince uzun taneli deforme olmuş yapı elde edilir. Soğuk deformasyonu takiben yarı-katı sıcaklığına kadar yapılan ısıtma işlemi sırasında, öncelikle tane sınırı segregasyonu ve yeniden kristalleşme gerçekleşir. Daha sonra sıcaklığın solidüsü geçmesiyle birlikte tane sınırlarında bulunan ötektik fazlar eriyerek sıvı fazı oluştururlar. Şekil 1.1deki gibi malzemenin nihai yapısı sıvı fazlar tarafından çevrilmiş küresel katı partiküllerden oluşur. Bu haldeki yapının şekillendirilmesine yarıkatı halde şekil verme ya da tiksoşekil verme denilmektedir (Jiang et al. 2005; Saklakoğlu ve diğerleri. 2004; Sirong,et al. 2006; Birol ve diğerleri. 2005).



Şekil 1.1: Tipik bir yarı-katı hal mikroyapısı

2. ALÜMİNYUM

2.1 Alüminyumun Başlıca Özellikleri

2.1.1 Alüminyumun fiziksel özellikleri

Periyodik cetvelin IIIA gurubunda bulunan ve atom numarası 13, atom ağırlığı 26.89 olan +3 değerlikli bir element olan alüminyumun;

Özgül ağırlığı:

Dökme Al: 2.65 - 2.69 g/cm³

Hadde Al: 2.7 g/cm³

Ergime noktası: 658 °C

Kaynama noktası: 1800 °C

Isı geçirgenlik katsayısı: 173 λ

Isınma ısısı: 0.224 Cal/gr (100°C'ta)

Erime ısısı: 400 Cal/gr

Sıcaklık etkisiyle uzama:

0-50 °C'de : 1.17 mm/m

100 °C'de: 2.38 mm/m

200 °C'de: 4.94 mm/m

400 °C'de: 9.60 mm/m

500 °C'de: 13.70 mm/m

Kendini çekme miktarı : % 1.7-1.8

Katı halden sıvı hale geçerken meydana gelen hacim büyümesi: % 6.5

Işık yansıtılabilirliği: %90

Bu özellikler alaşım elementleri katılarak büyük ölçüde değiştirilebilmektedir (Url-1).

2.1.2. Alüminyumun Mukavemet Özellikleri

Mukavemet özellikleri, malzemenin safiyet derecesine ve imal şekline bağlıdır.

Alüminyumun mukavemet özellikleri çizelge 2.1de verilmiştir.

Çizelge 2.1: Alüminyumun mukavemet özellikleri (Url-1).

Özellikler	Döküm Al	Hadde Al	Isıl işleme tabi tutulmuş Al
Çekme mukavemeti (Kg/mm ²)	9-12	18-28	7-11
Akma mukavemeti (Kg/mm ²)	3-4	16-24	5-8
Uzama (%)	18-25	3-5	30-45
Büzülme (%)	40-55	60-85	80-95
Sertlik (Brinell)	24-32	45-60	15-25

Saf alüminyumun dinamik mukavemeti, statik mukavemetinin yaklaşık olarak 0,4 ile 0,5 katıdır. Soğuk şekil değiştirmiş alüminyum kaynak yapıldığı takdirde, geçiş bölgesinin mukavemeti düşer. Madenler soğuk şekil değiştirme (soğuk haddeleme ve çekme gibi) ile kazandıkları mukavemeti, tavlama ile tekrar iade ederler. Kaynağın ardından parça soğutulduktan sonra soğuk olarak çekiçlenirse, yine eski mukavemetini kazanır. Bu çekiçleme sırasında parçanın kalınlığından kaybetmemesine dikkat edilmelidir.

2.1.3. Alüminyumun Korozyona Karşı Mukavemeti

Alüminyumun oksijene karşı ilgisi çok fazladır. Kısa bir zamanda oksijenle birleşerek alümin (Al₂O₃) oluşturur. Bunun içindir ki, alüminyum havayla etkileşebileceği bir ortamda bırakıldığı zaman oksijenle birleşerek bütün yüzeyi gri renkte alümin tabakasıyla örtülür. Alüminyumun bu özelliği, korozyona karşı mukavemetini yükseltmektedir. Meydana gelen bu oksit tabakası su ile yıkama suretiyle çıkartılamaz. Soğuk şekil değiştirme korozyon mukavemetini düşürür (Url-1). Alüminyumun saflık derecesi azaldığı takdirde de korozyon mukavemeti düşer. Yani yabancı elemanlar, korozyon mukavemetini azaltır.

Alüminyumu diğer metallere göre birçok alanda avantajlı kılan en önemli ana özelliklerini;

1. Hafifliği,
2. Hafifliğine karşın alaşımlandırıldığında yeterli mukavemeti,
3. Tekrar defalarca kullanılabilirliği,
4. Yüksek korozyon direnci,
5. Çekilebilirliği,

6. Şekillendirilebilirliği,
 7. Dövülebilirliği,
 8. İşlenebilirliği,
 8. Yüksek ısı ve elektriksel iletkenliği,
 9. Işık ve ısı yansıtıcılığı
- olarak sıralayabiliriz (Url-1).

2.1.4. Sıcak Şekil Değişirme

Alüminyumun sıcak şekil değiştirmesi (boruların, profillerin ve sacların sıcak olarak bükülmesi gibi) her zaman mümkündür. Daha önce soğuk şekil değiştirmiş bir alüminyum parça, sıcak şekil değiştirebilir. Fakat kaynak işleminde olduğu gibi mukavemet düşer. Sıcak şekil değiştirme sıcaklığı 300-450 °C arasındadır.

2.1.5. Soğuk Şekil Değişirme

Alüminyum oda sıcaklığında soğuk şekil değiştirdiği takdirde, çekme ve akma mukavemeti yükselir. Buna karşı uzama miktarı ve şekil değiştirme kabiliyeti azalır. Bu artma ve azalma, şekil değiştirme (haddeleme) derecesine bağlıdır. Şekil değiştirme derecesine göre de: Alüminyum yumuşak, 1/16 sert, 1/8 sert, 1/4 sert, 1/2 sert ve 1/1 sert olmak üzere kısımlarına ayrılır. Sert (yani şekil değiştirmiş) alüminyum, yumuşak alüminyumdan daha az bir korozyon mukavemetine sahiptir. Mesela, % 98.5 saflık derecesinde bulunan bir alüminyum, 7 12Kg/mm² çekme mukavemetine ve % 35 de uzama miktarına sahip olmasına rağmen; %20 derecesinde bir soğuk şekil değiştirmeye tabi tutulursa, çekme mukavemeti 10'a yükseldiği gibi uzama miktarı da %15'e düşer. Şekil değiştirme derecesi %40'a yükselirse, mukavemet 12Kg/mm² ve uzama da %12 değerini alır (Url-1).

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ

Alüminyuma ilave edilen alaşım elementleri, malzemenin özelliklerini daha da iyileştirerek diğer metallerle göre üstün olmasını sağlarlar. Alüminyum ve alüminyum alaşımları dünyada demir esaslı malzemelerden sonra en önemli metal grubunu oluşturur. Ayrıca hafif metaller arasında da gerek saf halde gerekse alaşım olarak en çok kullanılanıdır. Alüminyum alaşımlarının yaygın olarak kullanımında etkili olan faktörler şöyle sıralanabilir (TMMOB, 2007):

Dayanım/Özgül Ağırlık Oranı: Alaşımlarda daha belirgin olan bu oranın yüksekliği hafifletilmelerine öncelik verilen konstrüksiyonların çoğu için alüminyum ve alaşımlarının uygun bir malzeme olmasını sağlar(TMMOB, 2007).

Elektrik İletkenliği/Özgül Ağırlık Oranı: Bu oran tüm metallerle nazaran alüminyumda daha yüksektir. Bundan dolayı da yüksek gerilim hatlarında bakırın yerini almaktadır(TMMOB, 2007).

Korozyon Dayanımı: Atmosfere ve birçok ortama karşı alüminyumun korozyon dayanımı oldukça yüksektir. Elokso ve benzeri yüzey işlemleri ile artırılabilen ve ayrıca dekoratif görünümde sağlanabilmektedir(TMMOB, 2007).

Verilen bu üstün özelliklerine ilave olarak alüminyum ve alüminyum alaşımlarının soğukta bile çok iyi şekil alıyor olabilmesi, film gibi çok ince levha haline getirilebiliyor olması ve ısı iletme kabiliyetinin de yüksek olması iyi özelliklerindedir. Bu üstün özelliklerine karşın saf halde çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinin düşük olması, oksijene karşı olan yüksek afinitesinden dolayı döküm kabiliyetinin, kaynak ve lehimleme kabiliyetinin düşük oluşu, talaşlı şekillendirilebilirliğinin iyi olmaması, bazlara, hidroksitlere karşı dayanıksızlığı gibi iyi olmayan özellikleri de vardır. Ancak alaşımlama ile bu özelliklerde de önemli oranda iyileşme sağlanabilmektedir(TMMOB, 2007).

3.1 Ağırlıktan Tasarruf

Otomotiv ve uçak endüstrisinde ağırlıktan tasarruf önemli bir konudur. Çeşitli metallerin alüminyuma göre izafi ağırlıkları çizelge 3.1 de verilmiştir (TMMOB, 2007).

Çizelge 3.1: Çeşitli metallerin alüminyuma göre izafi ağırlıkları

Metaller	Özgül Ağırlık	İzafi Ağırlık
Mg-Alaşımları	1.8	0.64
Al-Alaşımları	2.8	1.00
Çinko	7.1	2.60

Kalay	7.3	2.66
Çelik	7.9	2.82
Pirinç	8.5	3.03
Bronz	8.8	3.14
Nikel	8.9	3.18
Bakır	8.9	3.18
Kurşun	11.3	4.03

Çizelge 3.1'den de görüleceği gibi çelik ürünler alüminyumdan yaklaşık 3 defa daha ağırdır. Bu durum yukarıda sayılan nedenlerden dolayı alüminyum alaşımlarının işlevini arttırmaktadır (TMMOB, 2007).

3.2. Mekanik Özellikler

Çeşitli alüminyum alaşımları ısı işlemler sonucu arzu edilen şekilde mukavemet, tokluk, sertlik ve diğer mekanik özellikleri geliştirilebilirler. Mekanik özelliklerin iyileştirilebilir olması alüminyum alaşımları için büyük bir avantaj olup, kullanım alanını genişletmektedir (TMMOB, 2007).

3.3. Korozyona Karşı Mukavemet

Alüminyum alaşımları korozyona karşı oldukça dayanıklıdır. Anodik oksidasyona tabi tutulmuş malzemeyi korozyondan korumak için boya ve kalıplama gibi işlemler gerekmez. Ayrıca birçok kimyasal maddelere dayanıklı olduklarından petrol ve kimya endüstrilerinde kullanılmaya elverişlidir (TMMOB, 2007).

3.4. Isı ve Elektrik İletkenliği

Alüminyum alaşımları ısı ve elektriği çok iyi iletirler. Pistonlar, silindir kafaları, çeşitli mutfak eşyaları, kalorifer radyotörleri gibi ısının hızla iletilmesi istenen yerlerde geniş uygulama alanları bulmuşlardır. Ticari alüminyumun elektrik iletkenliği 57 Siemens dolayındadır. Bu değer bakırın iletkenliğinin %60 kadardır. Ağırlıkça kıyaslama yapılırsa alüminyum bakırdan daha iyi iletken olduğu ortaya çıkar (TMMOB, 2007).

3.5. İşlenebilme Kabiliyeti

Alüminyum alaşımlarının sıcak ve soğuk işlenebilme özelliği vardır. Alüminyum alaşımlarının çok iyi hadde özellikleri olup, bu yolla birkaç mikron kalınlığında folyo haline getirebilirler. Ayrıca bazı alüminyum alaşımlarının döküm özellikleri de iyidir (TMMOB, 2007).

3.6. Düşük Maliyet

Alüminyum alaşımlarının birim ünite maliyetinin diğer metallere göre daha ekonomik oluşu bir tercih sebebi olmaktadır. Diğer metallere göre daha hafif ve ergime sıcaklığı düşük (660 °C) olduğundan dökümde büyük avantaj sağlar. Aynı ağırlıktaki başka metallere nazaran daha fazla döküm yapmak olasıdır. Ayrıca alüminyum alaşımları atmosferik korozyona dayanıklı olup, kaplamaya ihtiyaç göstermezler. Elektrik alanında iletkenlik önemli olduğundan 1 kg alüminyum 2 kg bakırın yerini tutar. Böylece ürün maliyeti düşmüş olur (TMMOB, 2007).

4. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GRUPLANDIRILMASI

4.1. Alaşım Elemanına Göre

- Alüminyum İşlenik (dövme) Alaşimleri

Al-Mn, Al-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Cu-Si-Mn

- Alüminyum Döküm Alaşimleri

Al Si 12 Si, AlSi10 Mg, Al Mg3Mg, AlMg9Si, AlZn5Mg, AlCu4Ti (Zeren, 2006).

4.2. Sertleşme Durumuna Göre

- Sertleşebilen Alüminyum Alaşimleri
- Sertleşemeyen Alüminyum Alaşimleri (Zeren, 2006).

4.3. Kullanma Amaçlarına Göre

- Pres Döküm Alaşimleri
- Piston Alaşimleri
- Otomat Alaşimleri(Zeren, 2006).

4.4. Önemli Alüminyum Alaşimleri

4.4.1. Alüminyum-Bakır alaşımı

Bakır, alüminyumla 548 °C'de %33 bakır içeren bir ötektiğin bulunduğu bir denge diyagramı yapar (Şekil 4.1)(Zeren, 2006).

Ötektik sıcaklığında bakırın α -fazında çözünürlüğü %5.65'dir. α -fazının çözünürlük sınırı 250 °C'ye kadar bilinmektedir. Daha aşağı sıcaklıklarda çözünürlük sınırı tam olarak bilinmemektedir. Yüksek sıcaklıklarda bakırın alüminyum içindeki çözünürlüğü artmaktadır. Bu durum Çizelge 4.1'de gösterilmiştir (Zeren, 2006).

Çizelge 4.1 Al içersinde Cu çözünürlüğünün sıcaklıkla değişimi

Sıcaklık (°C)	548	500	450	400	350	300	250
Bakır (%)	5.65	4.05	2.50	1.40	0.85	0.45	0.1-0.2

Hızlı bir su vermekle yarı dengeli olan bir α -fazı oluşur. Bu faz içerisinde CuAl_2 çökelir. Bakır alüminat çok sert bir maddedir ve katı ergiyikten zamanla oda sıcaklığında ayrılır. Bu olay yaşlanma sertleşmesinin esasını oluşturarak sertlik ve mukavemeti artırır. Çökelmenin tamamlanmış durumunda alüminyum-bakır alaşımlarının korozyon direnci azalır (Zeren, 2006).

4.4.2. Alüminyum-Silisyum alaşımı

Silisyum, alüminyumla 578°C 'de %11.6 Si içeren bir ötektik gösteren denge diyagramı oluşturur (Şekil 5.1). Bu sıcaklıkta silisyum alüminyum içindeki çözünürlüğü %1.65 dir (Zeren, 2006).

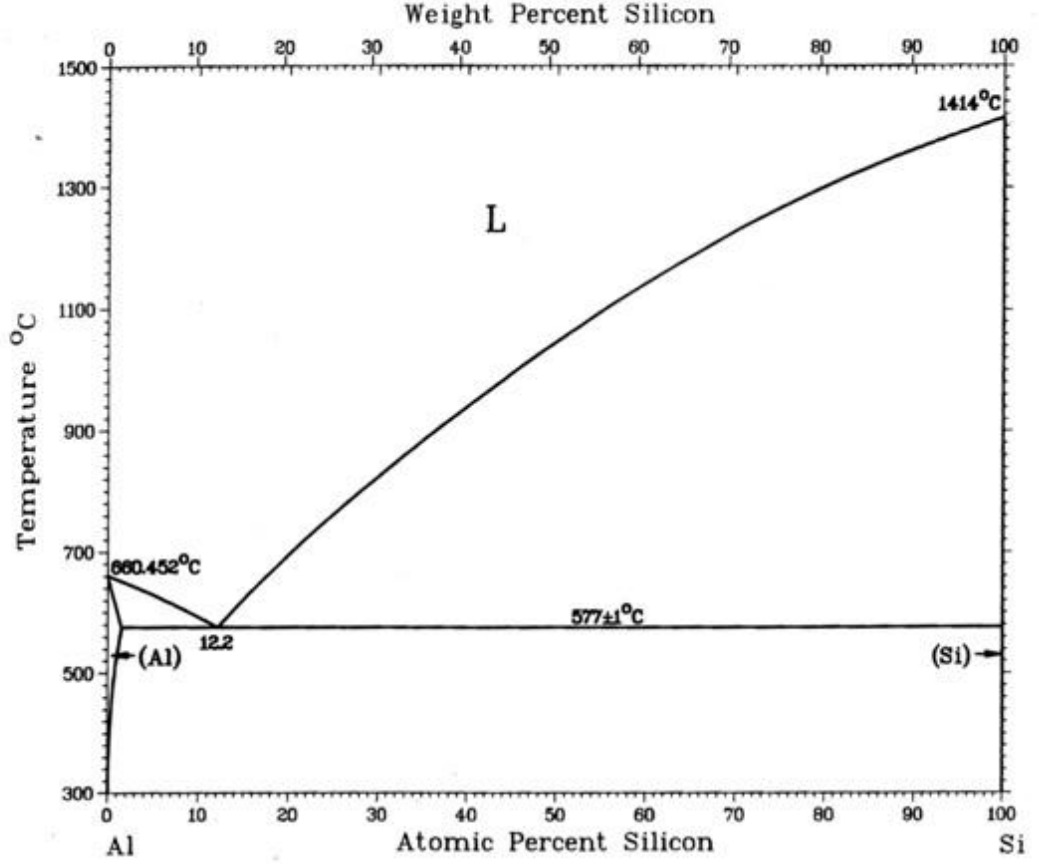
Al-Si alaşımları döküm alaşımlarıdır. %5.25 Si içeren Al-Si içeren Al-Si alaşımı dekoratif ve mimarı dizaynda üstünlük getirirler. Bu alaşımlarının çekme mukavemeti ve emniyet gerilmesi Al-Cu alaşımlarından düşük olduğu halde, süneklik ve darbeye mukavemetleri yüksektir (Zeren, 2006).

Silisyumun Alüminyum içersindeki çözünürlüğünün sıcaklıkla olan değişimi Çizelge 4.2'deki gibidir.

Çizelge 4.2 Silisyum Alüminyum içindeki çözünürlüğü sıcaklıkla değişimi.

Sıcaklık ($^\circ\text{C}$)	577	550	500	450	400	350	300	250
Silisyum (%)	1.65	1.30	0.80	0.48	0.29	0.17	0.6	0.0008

Bu alaşımlardan G-Al Si 12 ötektik bir alaşımdır. Döküm kabiliyeti çok iyidir. İyi kaynak edilebilirler ve kimyasal dayanıklılığı fazladır. Kokil dökümde bu ötektik alaşım aşırı soğumadan dolayı ince tanelidir. Buna karşılık kum dökümde büyük Si iğnecikleri ve iri taneli olarak katılaşırlar. Bu durumu yok etmek üzere G-Al Si alaşımları modifiye edilirler. Al-Si alaşımlarına Mg katıldığında sertleşebilen alaşımlar elde edilir (Zeren, 2006).



Şekil 4.1: Al-Si faz diyagramı (url-2)

4.4.3. Alüminyum-Magnezyum Alaşımı

Magnezyum, alüminyumla 437 °C'de %66.7 Mg ve 450 °C'de %35 Mg içeren iki ötektik ihtiva eden bir denge diyagramı yapar. Bu diyagramın hem alüminyum hem magnezyum tarafı oldukça ilginçtir (Zeren, 2006).

Al-Si alaşımında magnezyum miktarındaki artışın alaşımın mekanik özellikleri arttırdığı buna karşılık % uzamayı azaldığı bilinmektedir(Motegi, et al, 1998; Esmaelili et al, 2005). Ayrıca In, Ag, Sn, Cd, Zr, Ti vb. gibi elementlerin eser miktarlarda ilave edilmesi durumunda özellikle yaşlanmayı müteakiben sertlik değerlerinde önemli miktarda artışa sebep olduğu bilinmektedir(Türker, 2011).

Oda sıcaklığında magnezyum alüminyum içindeki çözünürlüğü %1.4'dür. Alüminyum Magnezyum alaşımları, alüminyum-bakır alaşımında olduğu gibi, ısıtma işlemi uygulanacak alaşımlardan istenen karakteristik bir katı eriyiğe sahiptir. Alüminyum alaşımlarında %8'i

üstünde magnezyum, alaşımanın ısı işlem özelliklerini iyileştirir. Bu değerin altında magnezyum içeren alaşımlar ısı işlemine uygun değildirler. Ancak bakır ve silisyum gibi bazı alaşım elementleri içeriyorsa ısı işlem uygulanabilir. Al-Mg alaşımları deniz suyuna karşı oldukça dayanıklıdır (Zeren, 2006).

4.4.4. Alüminyum-Çinko Alaşımı

Alüminyum-Çinko denge diyagramında başlıca iki özellik göze çarpar:

1) α -kati eriyiği $383\text{ }^\circ\text{C}$ 'de ağırlıkça %84 çinkoya kadar geniş bir alana yayılmıştır.

2) Değişik çinko yüzdeleri içeren iki faz arasında bir karışım alanı mevcuttur.

Bu alaşımlara ısı işlem uygulanabilir. Al-Zn alaşımlarının yapısal sertleşmesi, metaller çok saf ise meydana gelir. Sertleşme kabiliyeti yaklaşık $450\text{ }^\circ\text{C}$ olan bir su verme sıcaklığında maksimumdan geçer(Zeren, 2006).

4.4.5. Alüminyum-Çinko-Magnezyum Alaşımı

Al-Zn-Mg alaşımlarının başlıca özellikleri oda sıcaklığında ve bir ay içinde doğal yaşlanmanın oluşması, yaşlanma sonucunda çekme ve akma mukavemetlerinin artması ve sünekliğinin azalmasıdır (Zeren, 2006).

Al-Zn-Mg faz diyagramı komplike bir sistemdir. Sistemde β (Al_3Mg_2), γ ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$), δ (MgZn_5), μ (MgZn_2), ϵ (MgZn) metaller arası ikili bileşiklerden başka formülü $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ olarak tahmin edilen ve $(\text{AlZn})_{49}\text{Mg}_{32}$ olarak belirtilen üçlü bileşimler mevcuttur çizelge 4.3. (Zeren, 2006).

Çizelge 4.3. Üçlü bileşimler

Ötektik	Sıcaklık $^\circ\text{C}$	% Mg	%Si
Sıvı $\leftrightarrow \alpha$ (Al) + Mg_2Si + Si	556	4.97	14
Sıvı $\leftrightarrow \alpha$ (Al) + Mg_2Si + (β) Al_3Mg_2 450	450	33.5	

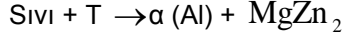
Bu alaşımlarda likidüslerin bütünü çok sayıda ötektik noktaları ve üçlü peritektikler içerirler. Alüminyumu düşük alaşımlarda üçlü olan ve değişmeyen iki nokta vardır ve çok ilginçtir[3].

Bunlar:

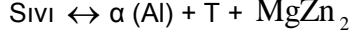
(%30 Mg, %12 Zn) da üçlü ötektik:

Sıvı $\leftrightarrow \alpha$ (Al) + T + β (Al_3Mg_2)

(%11.3 Mg, % 60.4 Zn) da 475 °C de üçlü peritektik:



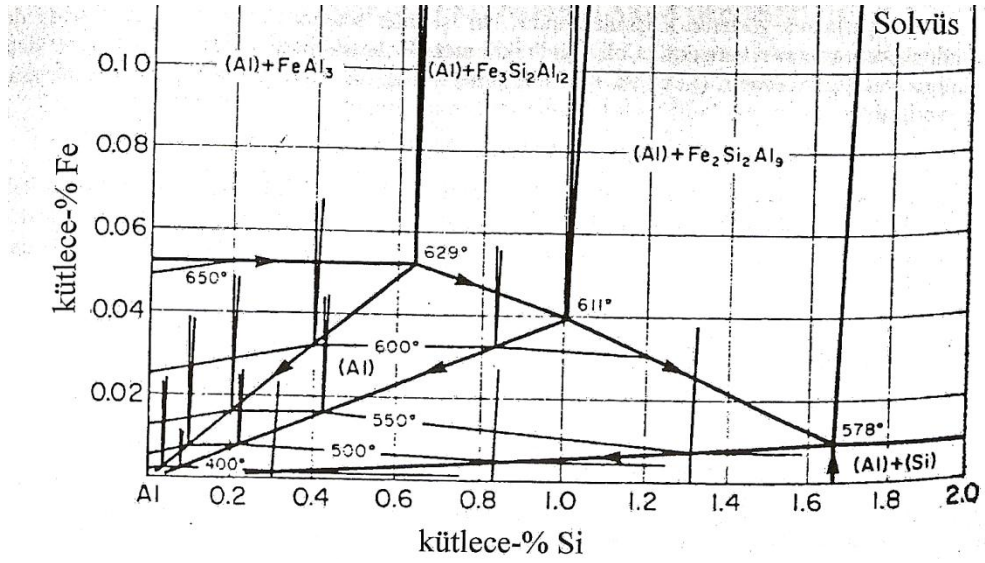
veya üçlü peritektik:



(α -Al) katı eriyiğinin geniş alanı yüzde birkaç Zn ve Mg içeren bir alaşımda bile yaşlanma sıcaklığı civarında veya çok düşük ısıl işleme sıcaklığında ısıl işlem kabiliyeti sağlar(Zeren, 2006).

4.4.6. Alüminyum-Demir-Silisyum Alaşımı

Al-Fe-Si denge diyagramında Al, Si, Al_3Fe fazlarından başka alüminyumca zengin üçlü metaller arası üç bileşiğe rastlanır (Zeren, 2006).

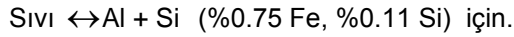


Şekil 4.2: Al-Fe-Si denge diyagramının alüminyum tarafındaki solvüsü (Zeren, 2006).

Metaller arası üçlü bileşiklerin formülleri ve bileşimleri aşağıda verilmiştir.

Formülü	%Fe	%Si
α	32.12-32.45	8.41-9.32
β	26.65-27.18	13.82-14.93
δ	25.4	25.5

Ayrıca ikili Al-Si ötektğine benzer bir ötektik vardır ve şöyledir:



Yapılan işleme göre faz alanı üç kısma ayrılır (Zeren, 2006).

Çizelge 4.4. Oluşan üç faz (α_1 - α_2 - α_3) ve bileşimleri (Zeren, 2006).

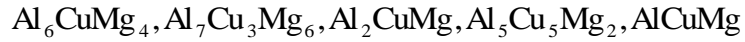
Fazlar	%Fe	%Si
α_1	27.3	7.0
α_2	28.2	11.3
α_3	35.3	12.8

Alaşımına az miktarda demir ilavesi silisyumun, alüminyum içindeki çözünürlüğünü belirgin bir şekilde azaltır (Zeren, 2006).

4.4.7. Alüminyum-Bakır-Magnezyum Alaşımı

Doğal yaşlanma gösteren alaşımlardandır. Isıl işlemler sonucu sertliği artar. Al-Cu-Mg denge diyagramı nispeten karışıktır. Çok sayıda ikili metaller arası bileşiklere ve beş tane üçlü metaller arası bileşiğe rastlanır. İkili bileşimler CuAl_2 ve Al_3Mg_2 dir (Zeren, 2006).

Üçlü bileşenler aşağıda verilmiştir:



Ancak solidüs sıcaklıklarında CuAl_2 , Al_3Mg_2 , Al_2CuMg , Al_6CuMg_4 bileşiklerine denge halinde rastlamak mümkündür. Bu fazlardan itibaren alüminyum katı eriyiği ile birlikte üçlü ötektikler meydana gelir. α - Al katı ergiyik bölgesi nispeten dardır ve sıcaklığa bağlı olarak hızla daralır (Zeren, 2006).

5. ALÜMİYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM ÖZELLİKLERİ

5.1. Akıcılık

Akıcılık, sıvı maddenin kalıp boşluğunu tam olarak doldurmaya elverişliliği, şekilde tanımlanır. Bu özellik çeşitli yönlerden etkilenir. Bunlar şöyle açıklanabilir:

- Maddenin özelliği,
- Dökülen parçanın biçimi,
- Kalıbın özellikleri,
- Kalıp ile maddenin temas durumu,
- Döküm koşulları. Döküm koşulları denince, maddenin sıcaklığı, hızı, döküm yüksekliği, -yani maddenin yapacağı basınç düşürülür (Fidaner ve diğerleri, 1981).

Maddenin akıcılık özelliği, bilinen spiral deneyi ile değerlendirilir. Alüminyum alaşımlarının bu özelliği, bir dereceye kadar zayıftır. Alaşımların bileşimleri de değişir. Ötektik bileşimler en büyük akıcılıkları verir. Alaşımda bulunan pislikler, akıcılığı olumsuz yönde etkileyebilirler[5].

Alaşımlarda meydana gelen alümin, sıvı maden yüzeyinde, zar şeklinde bir kabuk oluşturur. Bu kabuk sıvının akıcılığını önleyerek azaltır. Bu etki, sıvı yüzeyinin büyüklüğü ile artar. Alaşımların tekrar ergitilmelerinde, alümin artacağı için, akıcılık azalabilecektir. Bu durum, aynı zamanda alaşımın dokusunu kabalaştırır ve mekanik özelliklerini düşürür (Fidaner ve diğerleri, 1981).

Kalıp kumlarının özellikleri de alaşımın akıcılığını etkiler.

5.2. Çekme (katılaşmada hacim küçülmesi)

Hacim küçülmesi, diğer alaşımlardaki gibi gerçekleşir. Bu özellik alüminyumda fazladır. Alaşımlarında azalmakla beraber, birçok alaşımlara göre yine yüksektir (%1.7). Bu yüzden birçok hatalar meydana gelebilir. Çöküntüler, çatlama ve çarpılmalar olabilir. Özgül ağırlığın azlığı, besleme zorluğunu da ortaya çıkarır. Bunun için dökümde, bu özellikler göz önüne alınmalıdır (Fidaner ve diğerleri, 1981).

Alüminyum alaşımlarında en az çekme, doymuş katı eriyik içindir (Fidaner ve diğerleri, 1981).

6. ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum ile bir veya daha fazla metalin beraber ergitilmesi sonucu elde edilen alaşımlarda özellikler çeşitli yönlerden alüminyuma nazaran iyileşmiş olur. Bu özellikler; dökülebilirlik, mekanik mukavemet, kimyasal stabilite, işlenebilme, ısı genleşme, ısı iletkenlik, ısıya mukavemet olarak sıralanabilir (Atasoy, 1981).

6.1. Silisyumun Etkisi

Bakırdan sonra alüminyum alaşımlarında kullanılan en önemli alaşım elementi silisyumdur. Silisyum sıvı alüminyumun akışkanlığını artırır (Atasoy, 1981).

Alüminyuma %20'ye kadar ilave edilebilir. Özellikle bir miktar Mg ilavesiyle ısı işlem uygulanabilen Al-Si alaşımları meydana getirirler. Bu alaşımların çekme mukavemetleri yüksek olmayıp 13.6-15.4 Kg/mm² arasında değişir. Korozyon dirençleri, ısı ve elektrik iletkenlikleri yüksek, genleşmeleri düşüktür (Atasoy, 1981).

Silisyum alüminyum içinde çok az erir (%1-1.5). Silisyumun özgül ağırlığı alüminyumdan düşük olduğu için, alaşımın özgül ağırlığı da azalır (Atasoy, 1981).

%5 Si içeren alaşımlar ince ve karışık parçaların üretiminde kullanılırlar. Bu alaşımların korozyon direnci yüksek fakat işlenebilmesi zordur. Döküm alaşımlarda %12'ye kadar Si alaşımın akıcılığını ve yüksek sıcaklık dayanımını artırır. %13 Si içeren alaşımların çoğu gevrekli. Bu gevrekliği önlemek için alaşımdaki silisyumun nispeten yuvarlak biçimli ve mikroyapı içerisinde homojen dağılımlı olması lazımdır. Bu değişimi sağlamak için dökümden önce malzemeye sodyum ilave edilerek yapı modifiye edilir (Atasoy, 1981).

Fiziksel özellikleri:

Atom numarası : 14

Atom Ağırlığı : 28.0855

Yoğunluk : 2.329 g/cm³

Molar Hacim : 10 cm³

Erime Noktası : 1410 °C

Kristal Yapısı : Kübik Yüzey Merkezli

Bulunuş Tarihi : 1823 (Atasoy, 1981)

Al-Si sistemi, basit bir ötektik içeren alüminyum ve silisyum fazlarına sahip bir denge diyagramı verir. Oda sıcaklığında çok az silisyum alüminyumda çözünür. Ötektik sıcaklığında ise %1.59 çözünür, 577 °C'de ve %12.6 noktasında ötektik ayrışması gösterir. Al-Si alaşımları katı ergiyik bölgesinin çok dar olması ve solüdü eğrisinin dik olması nedeni ile ısı işlemi ile sertleştirilemezler. Bu alaşımın ısı işlemi ile sertleşebilmesi için belirli oranda magnezyum ilavesi yapılır(Atasoy, 1981).

Silisyum miktarı %7-12 aralığında olan Al-Si alaşımları yüksek mukavemet gerektiren yüksek sıcaklıkta aşınma direnci istenen uygulamalarda kullanılır. Mekanik özellikler, alaşımın bileşiminden çok silisyum içeren fazın şekli ve dağılımına bağlıdır. Küçük ve yuvarlak primer faz (veya ötektik yapı) yüksek mukavemet ve süneklik verir. İğne şeklindeki silisyumlu faz çekme mukavemeti arttırmakla beraber süneklik, darbe ve yorulma mukavemetini düşürür(Atasoy, 1981).

Silisyum ilavesi ile akışkanlık ve korozyon direnci artar. Tane küçültme ve modifikasyon işlemleri ile iyi işlenebilme sağlanabilir. Ayrıca sıcak yırtılma eğilimini azaltır. Silisyum ve bakır beraberce alaşımlandırma amacı ile kullanılabilir(Atasoy, 1981).

Bu amaçla geliştirilen %6 Si, %5 Cu alaşımının kaynak kabiliyeti iyidir. %9 Si, %4 Cu alaşımı ise sızdırmazlık isteyen yerlerde tercih edilirler. Al-Si alaşımlarında da Fe ve Mg varı süneklik düşer. Bu alaşım sisteminde izin verilen empürite element yüzdeleri %0.5 Zn, %0.6 Cu, %1.3 Fe, %0.3 Mg dır. Silisyum, alaşım hazırlamada Al-%13-22 Si ön alaşım şeklinde ilave edilir. Özel bazı piston alaşımları %25'e varan silisyum içerirler(Atasoy, 1981).

6.2. Silisyumun Tespiti

İçerisinde silisyum aranacak malzemenin, eğelenerek çıkarılan talaşından, bir cep bıçağının ucu ile bir miktar alınır. Daha önce sulandırılmış tuz asiti ile nitrik asiti ile nitrik asit karışımından oluşturulan bir ürünün 3 cm³'ü içerisine konur. Talaşlar ürün içerisinde tamamen erir ve geriye berrak asit karışımı kalırsa, malzemede yaklaşık olarak %1 kadar silisyum vardır. Karışımın rengi koyu gri olursa, silisyum miktarı %2 kadardır. Eğer gri-siyah bir çökelti verirse, silisyum yüzdesi yüksektir. Mesela, G Al Si alaşımı gibi(Atasoy, 1981).

6.3. Alaşım Elementi Olarak Silisyum

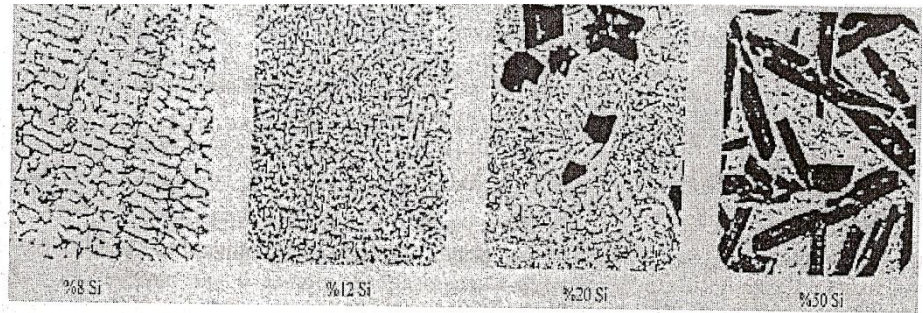
Alüminyum döküm alaşımlarında ana alaşım elementlerinin başında silisyum gelir. Silisyum alüminyuma alaşımlama ile getirdiği etkiler şu şekilde sıralanabilir(Atasoy, 1981).

- Ergimiş metalin akışkanlığını yükseltir. Çok karmaşık ve birbirine nazaran çok farklı kesitleri olan parçalarda daha iyi metal akışını ve iyi dolmayı sağlar
- Dış büzülme azalır.
- Dökümün mukavemetli olmasını sağlar.
- Magnezyumla beraber Alüminyumu alaşımladıkları zaman elde edilen alaşımın ısı işlenebilme olanağı vardır.
- Isıl genişleme katsayısını küçültür.
- Sertliği artırır. İşlenebilme özelliğini alüminyuma göre zorlaştırır.
- Kaynak olabilme yeteneğini artırır.
- Katılaşma büzülmesini azaltır.
- Elektrik iletkenliğini azaltır.
- Sünekliği plastik şekil değiştirmeyi azaltır. Kırılganlık yaratır(Atasoy, 1981).

6.4. Al-Si Alaşımlarında Katılaşma Mekanizmaları

Alüminyum silisyum alaşımları genel olarak döküm alaşımı olarak kullanılan alaşımlarda alüminyum-silisyum denge diyagramına bakıldığında alüminyum-silisyum ötektiklerinin yaklaşık %12 Si olduğu görülmektedir. Ötektik bileşimin altında silisyum içeren alüminyum alaşımları ötektikaltı (hipoötektik) bu bileşimin üzerinde silisyum içerenler ise ötektiküstü (hiperötektik) alaşımlar olarak adlandırılmaktadır. (Şekil 4.1 ve Şekil 6.2) (Atasoy, 1981).

Silisyumun alüminyuma alaşım elementi olarak en büyük etkisi, döküm karakteristikleri geliştirilmesidir. Saf alüminyuma silisyum eklenmesi alüminyumun akıcılığını oldukça arttırmaktadır. Silisyum ayrıca sıcak yırtılmalara karşı direnci de geliştirmektedir. Bunların yanı sıra silisyum ilavesi özgül ağırlık ve termal genişleme katsayısında da düşüşe neden olmaktadır(Atasoy, 1981).



Şekil 6.2: Değişik oranlarda Si içeren Al-Si alaşımlarının mikroyapıları(Atasoy, 1981)

miktar magnezyum kaybına uğrar, sonuç olarak mekanik mukavemette azalma görülür(Atasoy, 1981).

Fiziksel Özellikler

Yoğunluk : 2.65 g/cm³

Katılma çekirdekleşmesi : %1.3

Katılma aralığı : 575-625 °C

Isıl İletkenlik : 120-150 Kcal/cm.h. °C

Elektrik İletkenliği (20 °C) : 18.22 m/ohm.mm²

Isıl genleşme : 23*10⁻⁶ (Atasoy, 1981)

Isıl işlemler esnasında magnezyumun bir kısmı oksitlenerek kaybolduğu için bu alaşımlar döküm artıkları veya hurdaları tekrar ergitildiğinde magnezyum kayıplarını önlemek amacıyla flaks maddesi kullanılır(Atasoy, 1981).

Kimyasal Özellikler

Bu alaşımlarda bakır ve nikel bulunmadığı için deniz suyuna, atmosfer değişikliklerine ve zayıf asitlere karşı dayanıklıdır. %5 silisyum bulunan alaşımlar özellikle ısıl işlem görmüş halde anodik oksidasyona da uygundur(Atasoy, 1981).

Mekanik Özellikler

Çizelge 6... Ötektik altı Al-Si alaşımlarının mekanik özellikleri ve element oranları (Atasoy, 1981)

Bileşim	%
Silisyum	4-6
Magnezyum	0.5-0.88
Manganez	0.2-0.6
Titanyum	0-0.2
Alüminyum	geri kalan
Elastik limiti (kg/mm ²)	10-13
Çekme mukavemeti (kg/mm ²)	15-18
Uzama (%)	1-3
Brinell sertlik	60-70

6.6. Alüminyum Silisyum Alaşımlarının Yapısal Özellikleri

6.6.1. Yoğunluk

Alüminyum silisyum alaşımlarının yoğunluğu oda sıcaklığında %Si arttıkça düşmektedir. Buna karşılık sıvı halde yani 700 C°'ın üstündeki sıcaklıklarda %Si artması yoğunluğun artmasına sebep olmaktadır. Ancak yoğunluk sabit bir silisyum yüzdesi için, sıvı halde sıcaklıkla da değişmektedir. Sıcaklık arttıkça yoğunluk düşmektedir (Savaş, 2005).

6.6.2. Isıl genleşme

Isıl genleşme katsayısı %Si miktarı arttıkça lineer azalmaktadır. Bu azalmanın miktarı oldukça önemlidir. %20 silisyumlu alaşımın ısıl genleşme katsayısı alüminyumunkine nazaran %75 kadardır(Savaş, 2005).

6.6.3. Elektrik iletkenliği

Alüminyum- silisyum alaşımlarının elektrik iletkenliği artan silisyum miktarı ile azalmaktadır. Saf alüminyumun iletkenliğinden hareket ederek yapılan ölçümlerde Si elementi için iki durum göz önüne alınmıştır. %0.2'ye kadar olan Si elementi için iki durum göz önüne alınmıştır. %0.2 'ye kadar olan Si yüzdelerinden silisyum yabancı madde olarak kabul edildiğinde iki değişik durum ortaya çıkar. Alüminyumun su verilmiş ve tavlanmış halleri için iki ayrı iletkenlik olduğu ortaya konulmuştur(Savaş, 2005).

6.6.4. Kimyasal özellikler

Katı ergiyik haldeki silisyum korozyonunun artmasına sebep olmaz. β fazı vasıtasıyla olabilecek elektronik aşınmayı önler. Genel olarak Alüminyum-Silisyum alaşımları dayanıklıdır. Yüzeylerinde oluşan oksit tabakası nedeniyle Alüminyum-Silisyum alaşımları diğer alüminyum alaşımlarından daha koyu-gri renklidir(Savaş, 2005).

6.6.5. İşlenebilirlik

Alüminyum-Silisyum alaşımlarında işleme kabiliyeti silisyum miktarı arttıkça daha güçleşmektedir. Özellikle %10'dan fazla silisyumlu alaşımların işlenebilmeleri çok güçtür ve

takımları çok aşındırır. Bunun nedeni yapıda bulunan primer silisyumdur. Bu faz özellikle çok sert ve aşındırıcıdır. İşleme için karbür ve elmas uçlu aletler kullanılmaktadır. Son işlemler özellikle elmas uçlu kesicilerde yapıldığında parça temiz çıkmaktadır. Kesme işlemleri sırasında soğutucu sıvı gereklidir(Savaş, 2005).

7. YARI KATI ŞEKİLLENDİRME

Yarı-katı malzeme prosesi, malzemelerin eriyik halde iken belli bir katılık oranına kadar soğutulduktan sonra veya katı haldeyken belli oranda eritildikten sonra işlendiği bir malzeme üretim yöntemidir. Ayrıca malzeme belli katılık oranına kadar soğutulmadan da malzeme içine başka katı maddeler de ilave edilebilir.

Yarı-katı malzeme döküm metoduyla elde edilen parçalarda nete yakın bir yüzey elde edilmesi ve çok fazla bir yüzey işlemine gerek duymadan kullanıma hazır olması ve yüksek mekanik dayanımlı parçalar elde edilmesi nedeniyle son yıllarda önemli araştırmalara konu olmuştur.

Bu teknoloji, adından da tahmin edilebileceği gibi, %50 katı ve %50 sıvıdan oluşan yarı-katı metal şekillendirme işlemidir. Dövme işlemi ve dökümün her ikisini de yapısında bulduran karma bir üretim yöntemidir. Buradaki amaç; yapıda dentritlerin olmadığı küresel bir mikroyapı ve son şekle yakın bir ürün elde etmektir. Bu yöntem özellikle otomotiv, uzay ve havacılık sektörü gibi hafiflik ve aynı zamanda iyi bir mukavemetin bir arada istendiği yüksek kalitedeki parçaların üretiminde kullanılır (Eisen et al, 2000).

Yarı-katı üretim teknolojisi, özellikle askeri uygulamalarda, uzay ve havacılık sektörü, yakıt tankları, otomobil ön ve arka aksları, motor parçaları, fren diskleri, kilitlemesiz fren sistemi, süspansiyon parçaları, şasi, jantlar v.s. gibi yüksek nitelikli ve çok iyi bir yüzey kalitesi gerektiren parçaların üretilmesi için idealdir. Alüminyum otomobil jantları, yarı-katı üretim teknolojisi ile üretildiğinde diğer yöntemlerle üretilen jantlara nazaran, iyi mekanik özelliklere sahip, daha izotropik ve daha yoğun yapılıdır (Eisen et al, 2000).

Yarı-katı halde şekillendirme yöntemlerinde düşük ergime sıcaklığından dolayı daha çok alüminyum alaşımları kullanılmış ve ticari olarak üretime geçilmiştir. Bu yöntemle üretilen alüminyum alaşımlarından araba jantları, hidrolik fren valfleri, araba ana silindirleri ve pistonlar gibi birçok otomobil parçaları üretilmektedir.

Yarı-katı halde şekil verme prosesleri otomasyona uygunluğu, yarı-katı halde şekil verme gerçekleştirildiği için kalıp ömrünün artması, talaş kaldırma gibi işlemlere minimum düzeyde gereksinim göstermesi, yarı-katı haldeki malzemenin eriyik malzemeye göre daha az gaz çözünürlüğüne sahip olması dolayısıyla daha az mikroporozite içermesi gibi avantajlarıyla ilgi çekmektedir.

Çizelge 7.1'de yarı-katı halde ve kokil dökümle üretilmiş alüminyum otomobil jantlarının özelliklerinin karşılaştırması görülmektedir. Yarı-katı şekil verme yöntemi ile kokil dökümüne göre % 30 daha hafif parça üretebilmektedir. Bu parçaların yapısı kokil dökümü ile üretilmiş parçaların yapısından daha ince tanelidir ve daha az mikroporozite içerir (Saklakoğlu ve diğerleri, 2004).

Çizelge 7.1: Alüminyum otomobil jant üretimi için yarı-katı şekil verme ve kokil döküm yöntemlerinin karşılaştırılması

PROSES	Döküm Ağırlığı (kg)	Son Ağırlık (kg)	Üretim Hızı (ad./saat)	Alaşım Grubu	Kopma M. (MPa)	Akma M. (MPa)	% Uzama
Yarı-katı şekil verme	7.5	6.1	90	357-T5	290	214	10
Kokil döküm	11.1	8.6	12	356-T6	221	152	8

Metal ve alaşımlarında kullanılan yarı-katı üretim teknikleri dövme döküm (squeeze casting), tikso döküm(thixo casting), reo döküm (rheo casting) ve tikso kalıplamadır (thixo moulding). Doktora çalışmasında Spencer (1970) belli bir katılık oranına kadar katılaştırdığı metali mekanik olarak ciddi bir şekilde karıştırmış ve bu karıştırma sonunda katılaşma sırasında oluşan dentritikler kırılarak tamamen globular yapıda bir iç yapı elde edilmiş daha sonra elde edilen yarı-katı eriyik kalıba dökülerek parça elde edilmiştir.

1971 yılında, Spencer ve arkadaşları tarafından, yarı katı metaller ve alaşımlarının özellikleri üzerindeki ilk çalışma başlamıştır.

Bu konuda yapılan ilk çalışmalar, içerisinde %15 Sn bulunan Sn Pb alaşımları üzerine olmuştur (Spencer et al, 1972).

Farklı zamanlarda bilim adamlarının yarı-katı işlem ve tikso kalıplama işlemi ile ilgili yapmış olduğu çalışmalar vardır. 1971 yılında M.I.T.' de yapılan araştırmalar sonucunda A380 alaşımının yarı-katı fazda pres döküme elverişliliği araştırılmış ve %40'a kadar katı içerdiği durumda basınçla dökümün yapılabileceği saptanmıştır.

Yine bu konuda yapılan diğer bir araştırmada, bulamaç (çamur) halindeki metal ön şekillendirme yapıldıktan sonra, yarı-katı aralığına dek yeniden ısıtılıp basınç altında şekillendirilmiştir. Bu parçalar ısıtıldıkları sıcaklıkta katı davranış göstererek aldıkları şekli muhafaza etmiştir. Aynı zamanda basıncında etkisiyle birlikte akıcı sıvı özelliği göstererek kalıp boşluğunu doldurmuştur (Çavuşoğlu, 1992).

1972 yılında yarı-katı işleme Cu-15 Sn ve Fe, %3 C, %4 Si alaşımları inert bir atmosfer veya vakum ortamında "Reo döküm" yöntemiyle dökümü yapılabilmıştır (ASM Handbook, 1988).

Yine yapılan başka bir çalışmada %85 Cu, %5 Pb, %5 Zn, %5 Sn alaşımı ve Cu-%10 Sn, %2 Zn, alaşımları %50 katı oranında Reo ve Tikso kalıplama yöntemleriyle başarılı bir şekilde dökümü yapılabilmektedir (Çavuşoğlu, 1992).

Kapranos ergime derecesi yüksek olan alaşımların da yarı-katı işleme dökülebileceğini, 1993 yılında yapmış olduğu bir çalışmayla kanıtlamıştır (Kapranos, 1996).

7.1 Yarı Katı Üretim Yönteminin Avantajları

1. Yarı katı halde şekil verme için gerekli olan sıcaklık normal döküm sıcaklığından daha azdır. Bu kalıp ömrünü uzatır ve proses süresini kısaltır.
2. Yüksek otomasyon ve üretilebilirlik sağlar
3. Yüksek basınç altında kalıbın dolması, düşük parçalara şekil verme ve ince kesitlerin daha iyi dolmasına imkan verir
4. Düşük tolerans aralığında parçanın kesin şekli elde edilir.
5. Isıtma, döküm için istenen enerjinin %65'i kadardır.
6. Kalıptaki laminar akış sebebiyle malzemede daha az gaz ve makropozite oluşur.
7. Yarı katı halde şekil verme ile daha az katı-sıvı büzülmesi ve mikroporozite oluşur.
8. Kalıp malzemesi olarak metalik olmayan ucuz seramik malzemeler kullanılabilir
9. Birçok alaşım grubuna bu yöntem başarıyla uygulanabilir
10. Yolluk ve çıkıcı gibi dizaynlara gereksinim yoktur.

7.2 Yarı Katı Üretim Yönteminin Dezavantajları

1. Özel hazırlanmış hammadde gerekir.
2. Hammadde üretim maliyeti yüksektir
3. Özel dizayn gerektiğinden cihazlar pahalıdır
4. İlk yatırım maliyeti yüksektir
5. Konunun uzmanı kişilere ihtiyaç vardır.

8.SIMA PROSESİ

8.1 Amacı

Deformasyon ve yeniden kristalleşme metodu olarak bilinen SIMA (Stres Induced Melt Activated) prosesi, katı halde yarı mamul üretimi için kullanılan 1980'li yılların ortalarında geliştirilmiş bir yöntemdir. Bu yöntemde döküm sonrası malzeme yüksek oranlarda deformasyona tabi tutularak dendrit yapı kırılır ve ince uzun taneli deforme olmuş yapı elde edilir. Soğuk deformasyonu takiben yarı-katı sıcaklığına kadar yapılan ısıtma işlemi sırasında, öncelikle tane sınırı segregasyonu ve yeniden kristalleşme gerçekleşir. Daha sonra sıcaklığın solidüsü geçmesiyle birlikte tane sınırlarında bulunan ötektik fazlar ergiyerek sıvı fazı oluştururlar (Saklakoğlu ve diğerleri,2009).

SIMA yöntemi, diğer yöntemlere göre (manyetik karıştırma vb.) çok daha iyi küreselleşmiş mikroyapı üretir ve bu da iyi akış özellikleri sağlar. Bu yöntemde soğuk deformasyon sonucunda alaşımda kalıntı gerinme depolanır ve yeniden ısıtma işleminde depolanmış kalıntı gerinme sayesinde küresel mikroyapı elde edilir (Sirong,et al. 2006).

SIMA yönteminde alaşımanın tane boyut ve şeklini etkileyen önemli parametreler arasında; alaşım kompozisyonu, başlangıç döküm yapısı, soğuk veya sıcak deformasyon oranı, yarı-katı sıcaklığa ısıtma hızı, yarı katı sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanı gibi parametreler sözkonusudur (Wang et al, 2008).

AA2024 alaşımında tiksotropik yapı üretimi ile ilgili ilk çalışma 1983'de Young ve arkadaşları tarafından yapılmıştır. Bu çalışma aynı zamanda SIMA yönteminin patentidir(Akar ve diğerleri, 2010).

Choi ve Park AA2024 alaşımını %15, %20, %25, %40 ve %60 oranlarda soğuk deforme etmiş ve daha sonra %80 katı oranını veren sıcaklığa ısıtarak tane boyutu ve soğuk deformasyon arasındaki ilişkiyi incelemişlerdir (Akar ve diğerleri, 2010). Araştırmacılar deformasyon oranı arttıkça ortalama tane boyutunun azaldığını belirlemişlerdir.

Jung ve Kang sıcak ekstrüze edilmiş Al2024 alaşımında yarı-katı sıcaklığın ve bu sıcaklıkta beklemenin mikroyapıya etkisini araştırmışlardır. Araştırmacılar %50 ve %60 katı oranlarını veren sıcaklıklarda elde ettikleri mikroyapıların sadece sıvı hacim oranının farklı olduğunu, küreselleşme oranı ve tane boyutu arasında önemli bir fark olmadığını tespit etmişlerdir (Akar ve diğerleri, 2010).

Tzimas ve Zavaliangos sprey döküm ve SIMA yöntemi ile Al₂O₃ alaşımının mikroyapısının yarı- katı sıcaklıktaki küreselleşme mekanizmasını incelemişlerdir. Sprey döküm yöntemi ile elde edilen ön malzemelerde çok fazla oranda gaz boşluğu meydana geldiği ve bunun da sprey döküm aşamasında hidrojen gazının çözünmesinden kaynaklandığını bildirmişlerdir. (Akar ve diğerleri, 2010).

Zoqui çalışmasında düşük döküm sıcaklığından dökülmüş Al 2014 alaşımına %20 ve % 40 deformasyon uygulamış ve daha sonra % 40 katı oranını veren sıcaklıkta 5 dak bekletmiştir. Araştırmacıya göre küresel ve ince mikroyapı elde edilmesinde deformasyon oranının etkisi ilk döküm tane yapısından çok daha fazladır. Araştırmacı ılık deformasyon oranı arttıkça daha homojen ve ince taneli yapılar üretilebileceğini bildirmiştir. Jiang ve arkadaşları Al-4Cu-Mg alaşımında sıcak ve soğuk deformasyon oranı ve yarı-katı sıcaklıkta bekleme süresinin tane boyutu üzerine etkilerini araştırmışlardır. Araştırmacılar artan deformasyon oranı ile küresel mikroyapı elde etmek için bekleme sıcaklık ve süresinin azaldığını tespit etmişlerdir. Artan deformasyon oranı, artan yarı katı sıcaklık ve bekleme süresi ile katı fazın küreselliğinin arttığını tespit etmişlerdir. Jiang ve Li Al-4Cu-Mg alaşımında SIMA yöntemi ile ön malzeme üretiminde diğer araştırmalarda olduğu gibi artan deformasyon oranı ile daha küresel ve ince taneler elde edilebileceğini belirtmişlerdir (Akar ve diğerleri, 2010).

Jiang, Li ve Mi, Tang ve Li yaptıkları diğer çalışmalarında Al-4Cu-Mg alaşımının mikroyapı oluşumu ve tane büyümesi aşamalarını tanımlayan matematiksel model sunmuşlardır. Sirong ve arkadaşları Al₂O₃ alaşımında soğuk deformasyon oranının tane boyutuna etkisini araştırmışlardır. Araştırmacılar artan deformasyon oranı ile tane boyutunun azaldığını belirlemişlerdir. (Akar ve diğerleri, 2010).

9. DENEYSEL ÇALIŞMA

9.1 Amaç

Bu deneysel çalışmada kullanılan ETİAL 180 alaşımı esas olarak basınçlı döküm alaşımıdır. Normal olarak diğer tip dökümlerde kullanılmaz. Basınçlı dökümle yapılacak birçok parçada kullanılabilen geniş uygulama alanı olan genel amaçlı bir alaşımdır. Bu çalışmada geniş kullanım alanına sahip olan ve basınçlı döküm yapılabilecek birçok parçada kullanılan bu alaşım için ;

1. Eser miktardaki katkı maddelerinin ilavesi sonucunda SIMA prosesine etkileri,
- 2.SIMA prosesi sonucunda tanelerdeki değişimi,
3. Eser miktarda ilave edilen katkı maddelerinin bu alüminyum alaşımına etkileri incelenmiştir.

9.2 Proje Materyali ve Yöntemler

Çalışmamız 3 bölüm halinde planlanarak yapılmıştır.

I. BÖLÜM

- ✓ ETIAL 180 alüminyum alaşımı gravite döküm yöntemiyle üretilmesi
- ✓ ETIAL 180 alüminyum alaşımına soğuk deformasyon uygulanması
- ✓ ETIAL 180 alüminyum alaşımının yarı-katı sıcaklığa ısıtılıp soğutulması

II. BÖLÜM

- ✓ ETIAL 180 alüminyum alaşımına eser miktarda element ilave edilerek gravite döküm yöntemiyle üretilmesi
- ✓ Yeni elde edilen alüminyum alaşımına soğuk deformasyon uygulanması
- ✓ Yeni elde edilen alüminyum alaşımını yarı-katı sıcaklığa ısıtılıp soğutulması

III. BÖLÜM

- ✓ Deney sonuçlarının değerlendirilmesi

Bu çalışma için gerekli olan tüm tornalama işlemleri Şekil 9.1'deki SN50C TRENS marka torna tezgâhında yapılmıştır.

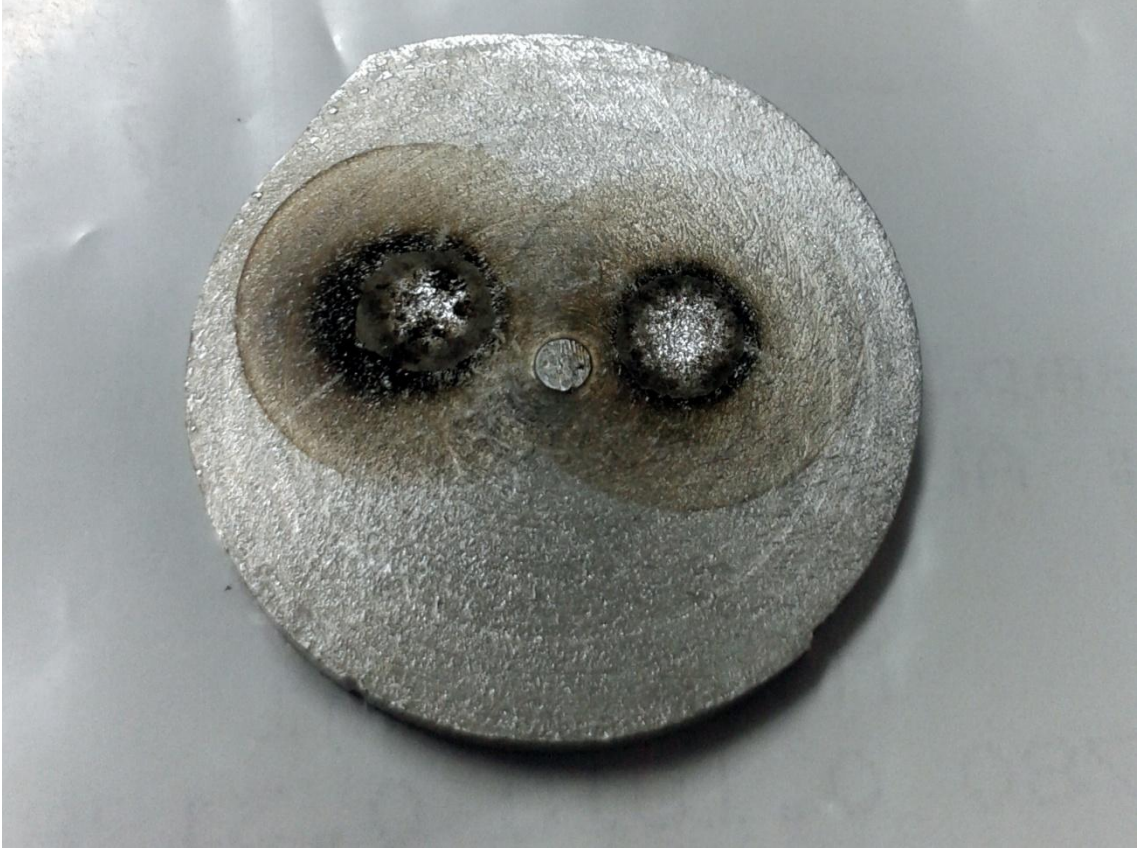


Şekil9.1: SN50C TRENŞ marka torna tezgâhı

9.2.1 Deneysel çalışmada kullanılan malzeme

Bu çalışmada ETİAL 180 alüminyum alaşımının eser miktarda ilave edilen katkı elementlerinin SIMA prosesine etkileri incelenmiştir. Bu alaşım elementinin basınçlı dökümlerde yaygın olarak kullanılması sebebiyle SIMA prosesi uygulanmış ve eser miktarlardaki katkı elementlerinin bu alaşımda meydana getirdiği değişimler incelenmiştir.

Şekil 9.2'de spektral analizi yapılmış numune gösterilmiştir.



Şekil 9.2: Spektral analizi yapılmış numune

Analiz sonuçlarından elde edilen alaşımların kimyasal kompozisyonları ise çizelge 9.1 gibidir.

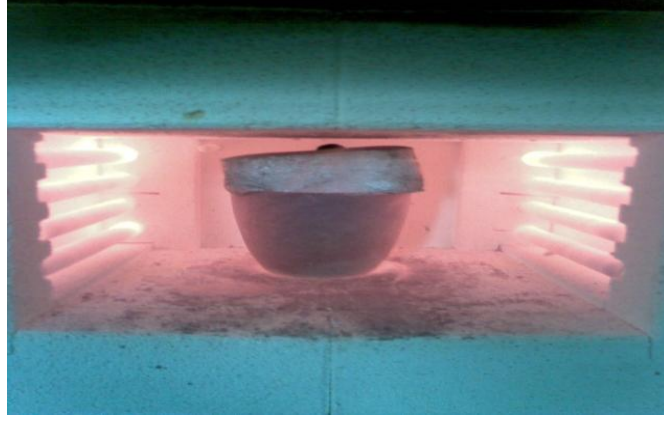
Çizelge 9.1: ETIAL 180 ve hazırlanan diğer alaşımların spektro analizleri.

ETIAL 180	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	84,57	9,59	0,8076	1,94	0,18	0,28	2,33	0,04	0,03	0,04	0,09	0,04	0,0371
0,2 Sn	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	84,55	9,31	0,81	1,97	0,18	0,31	2,40	0,03	0,02	0,04	0,09	0,20	0,03
0,4 Sn	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	85,35	8,80	0,78	1,56	0,18	0,29	2,31	0,03	0,02	0,04	0,10	0,37	0,01
0,6 Sn	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	84,76	8,82	0,70	1,54	0,15	0,29	2,25	0,03	0,02	0,04	0,09	0,58	0,02
0,4 Mg	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	86,36	8,35	0,78	1,45	0,20	0,39	2,19	0,03	0,03	0,04	0,08	0,03	0,02
0,6 Mg	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	85,22	9,00	0,82	1,55	0,20	0,64	2,28	0,03	0,03	0,04	0,09	0,03	0,02

0,7 Mg	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Sb
	85,47	9,09	0,64	1,45	0,19	0,70	2,22	0,03	0,02	0,04	0,08	0,03	0,01

9.2.2. Gravite dökümün yapılması

Gravite döküm için külçe halinde temin edilen ETIAL 180 şeklindeki grafit potaya sığacak şekilde kesildikten sonra 500 gr olarak potaya yerleştirilmiştir. Grafit pota şekil 9.3'te fotoğrafı verilen rezistanslı ergitme fırınında 750-800 C° ye getirildikten sonra fırından çıkartılmış ve ergiyikin içersine bir miktar flux eklenip karıştırılarak ergiyik içersindeki istenmeyen yabancı maddelerin yüzeye çıkması sağlanmış ve bu maddeler potadan dışarı atılmıştır.



Şekil 9.3: Rezistanslı ergitme fırını

Bu işlemden sonra ise ergiyik içersine termokupl daldırılmış ve ergiyik sıcaklığı 650C° ye geldiğinde ise gravite yöntemiyle şekil 9.4'deki kalıplara döküm yapılmıştır.



Şekil 9.4: Gravit dökümün yapılması

Yukarıdaki bu işlemler Çizelge 9.1' de belirtilen elementler için de ayrı ayrı yapılmıştır. Eser elementinin ilavesi ise flux eklendikten sonra gerçekleştirilmiş ve çelik çubuk ile ergiyik karıştırılmıştır.

9.2.3. Soğuk deformasyon

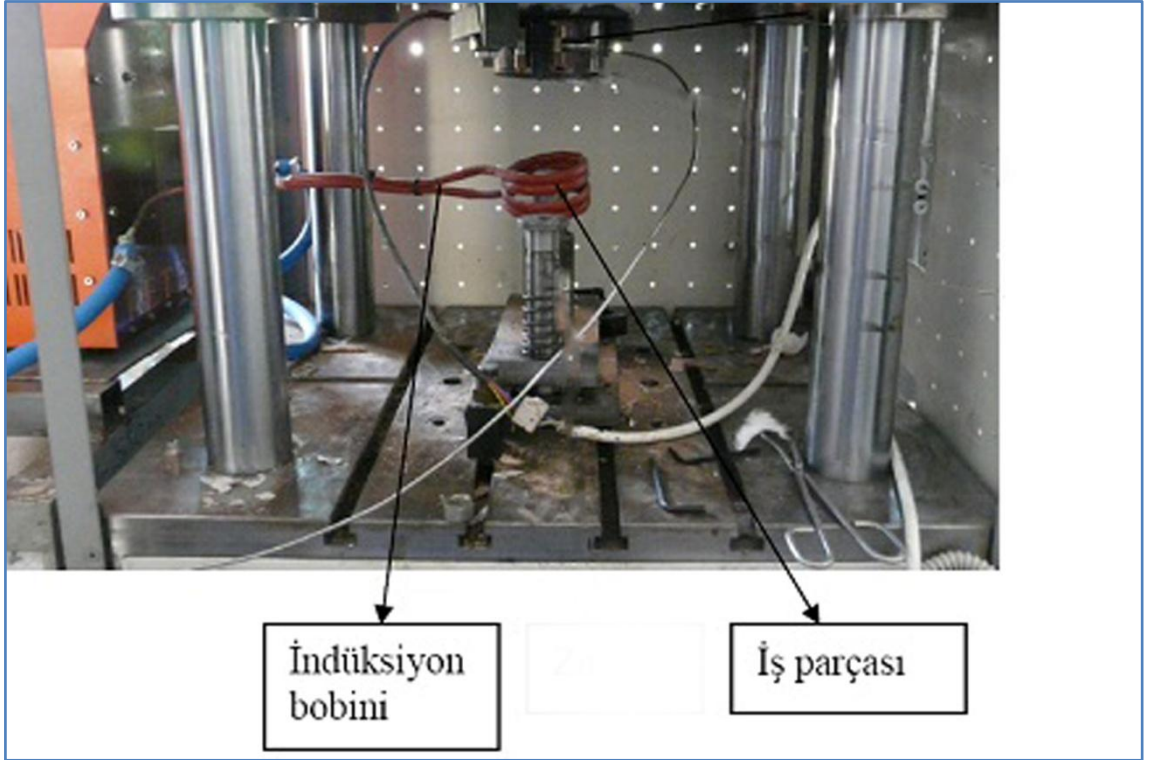
Numunelerin her birinden, torna tezgahında $\text{Ø}30 \times 45\text{mm}$ ebatlarında Şekil 9.5.'teki gibi numuneler elde edilmiştir. Bu numunelerin yükseklikleri hidrolik pres ile 45mm'den 40mm'ye düşürülmüş ve böyle % 11 oranında soğuk deformasyon uygulanmıştır.



Şekil 9.5: Döküm sonrası numune ve soğuk deformasyon için kesilen numune

9.2.4 Yarı-katı sıcaklığa ısıtma

Soğuk deformasyona tabi tutulan numunelerin alın yüzeyleri tornada punta matkabı ile delinmiştir. Fakültemizin laboratuvarında bulunan indüksiyon ısıtma sistemi ile yarı katı sıcaklık aralığına ısıtılmıştır. Sıcaklık ölçümü ise punta deliklerine yerleştirilen dijital bir göstergeye bağlı olan termokupl yardımı ile yapılmıştır. Şekil 9.6'da indüksiyon ısıtma makinesi gösterilmiştir.



Şekil 9.6: İndüksiyon ısıtma makinesi

Tüm numuneler 568-570C° sıcaklık aralığına getirildikten sonra cam fanus içerisindeki suya daldırılarak soğutulmuştur. Şekil 9.7'da yarı katı sıcaklığa getirilmiş numunelerden biri görülmektedir. Malzeme soğutulduktan sonra literatürde de kullanılan fil ayağı şeklini almıştır.



Şekil 9.7: Yarı katı sıcaklık aralığına ısıtılmış numune

9.3 Alaşımın Karakterizasyonu ve Sonuçların Karşılaştırılması

9.3.1 Metalografik inceleme

Metalografik incelemeler için SIMA prosesi uygulanmış ve uygulanmamış 14 numunenin alın yüzeyleri sırasıyla 200-400-600-800-1000 ve 1200 lük zımparalarla el ile parlatılmıştır. 1200 lük zımparadan sonra 1mikron elmas parlaticı ile şekil 9.8'deki Struers marka parlatma cihazına keçe bağlanmak suretiyle numunelerin yüzeyleri ayna parlaklığına getirilmiştir.



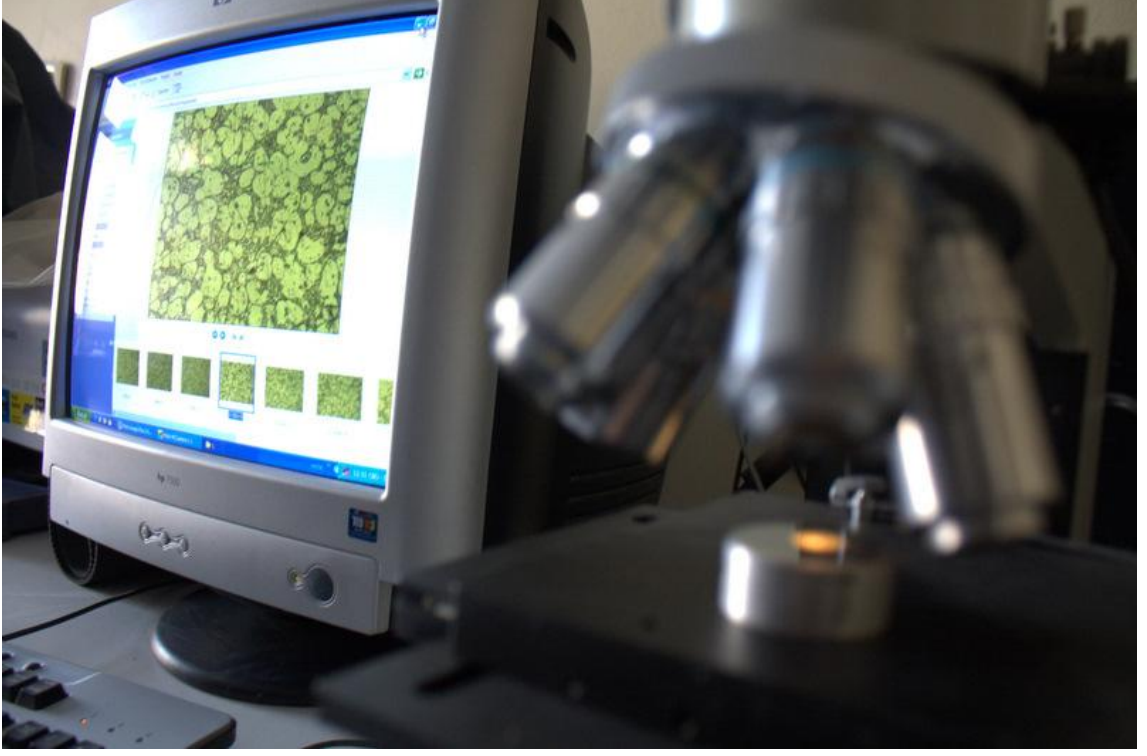
Şekil 9.8: Stuer parlatma cihazı

Şekil 9.9'da metalografik inceleme için parlatılmış numune görülmektedir.



Şekil 9.9: Parlatılmış numune

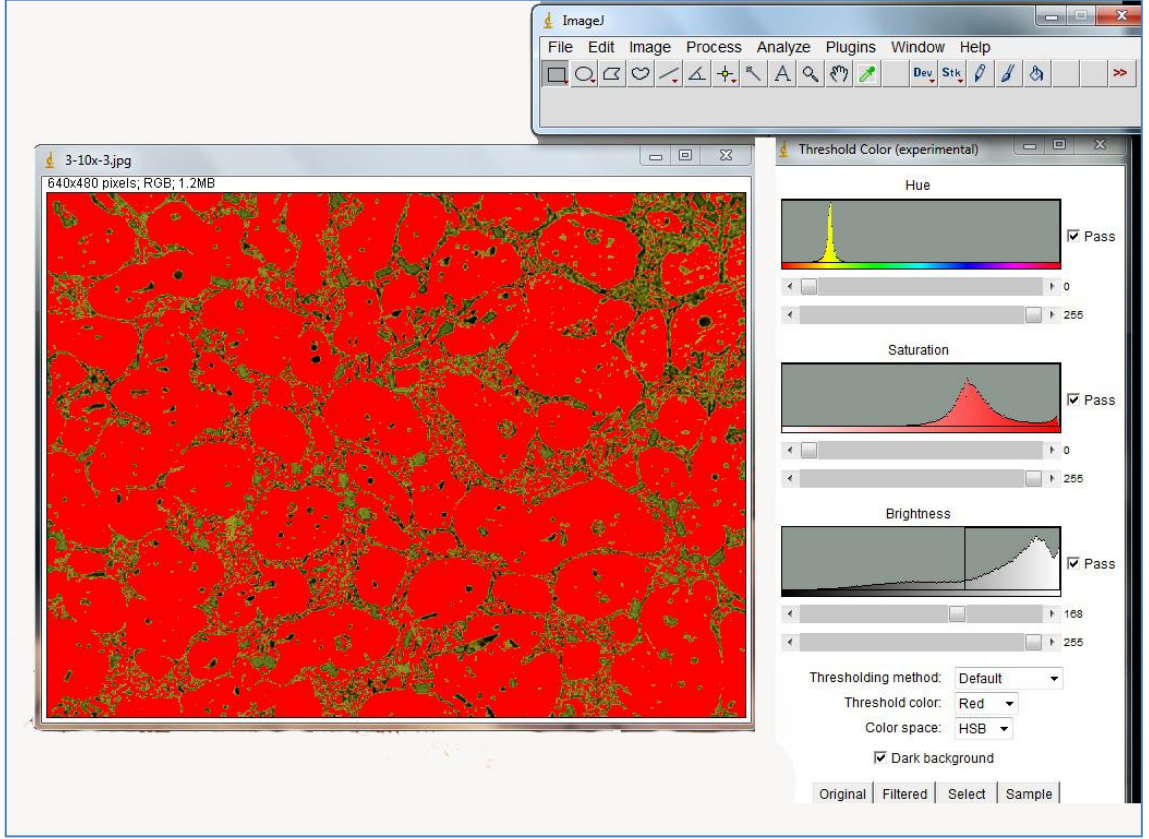
Ayna parlaklığına getirilen numuneler %95 saf su ve %5 hidroflorik asit içeren dağlama çözeltilisinde dağlandıktan sonra Şekil 9.10'de görüldüğü gibi MEIJI ML 7100 marka mikroskopta 4x, 10x, 20x ve 40x yakınlaştırmalarla incelenerek mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.



Şekil 9.10: Metalografi fotoğraflarının incelenmesi.

9.3.2 Tane analizi

Tane analizleri ImageJ 1.45 versiyonunda yapılmıştır. Analizleri yapılan bütün metalografi fotoğrafları aynı işlemlerden geçirildikten sonra analize tabi tutulmuş ve bütün işlemlerde aynı ölçek kullanılmıştır. Şekil 9.11'de ImageJ programıyla tane analizi yapılan numune görülmektedir.



Şekil 9.11: ImageJ programının görüntüsü

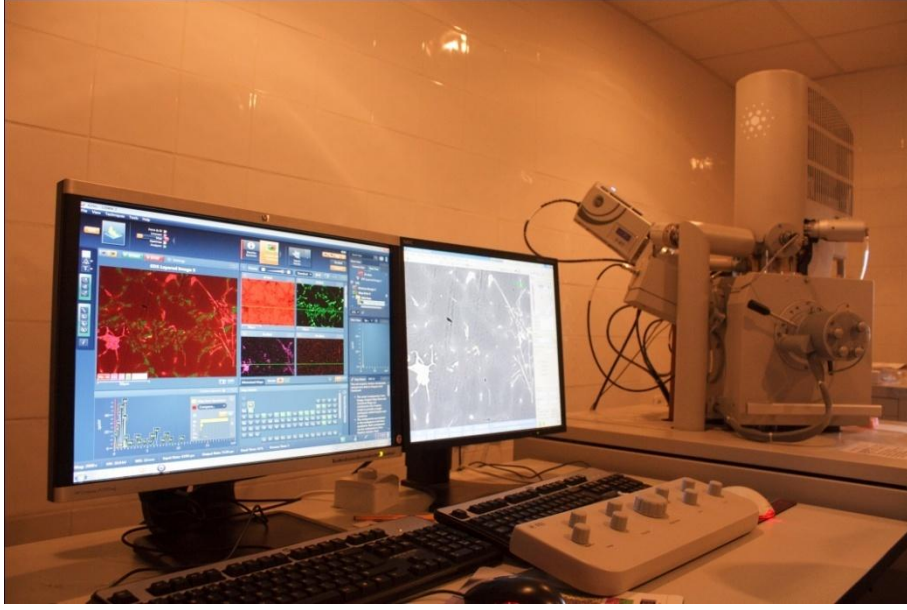
Tane boyutu analizi için ImageJ programından önce, metalografi fotoğraflarındaki her bir α -Al taneleri Photoshop CS5 fotoğraf işleme programında, siyah renkte boyanmış ve sonrasında ImageJ programında analize, sadece bu siyah renkli kısımlar tabi tutulmuştur. Metalografi fotoğrafındaki α -Al taneleriyle aynı renk tonlarına sahip diğer bölgelerin analize dahil edilmemesi için α -Al taneleri siyah renkte boyanmıştır ve sadece α -Al taneleri analize tabi tutulmuştur.

ImageJ programıyla yapılan bir diğer analiz ise; SIMA prosesi uygulanmış numunelerdeki α -Al tanelerinin küreselliğinin tespit edilmesi olmuştur. Yarı-katı şekillendirme prosesleri için α -Al tanelerinin küresel tane yapısına sahip olması en önemli adımdır. Bu nedenle yarı-katı şekillendirmeler için proses parametrelerinin uygunluğu tanelerin küreselliği ile belirlenir. Küresellik analizi için uygulanan formül: 4π (alan/çevre²).

Bu formülden elde edilen değer, 1.0 e ne kadar yakınsa o tane mükemmel daireyi gösterir.

9.3.3. SEM analizi

Numunelerin SEM analizleri (Taramalı Elektron Mikroskobu) İYTE Malzeme Araştırma Merkezi (İYTE-MAM)'nde Phillips XL-30S FEG / FEI Quanta 250 FEG cihazında yapılmıştır ve cihazın fotoğrafı şekil 9.12'de gösterilmiştir.



Şekil 9.12: SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) cihazı ve bağlı olduğu bilgisayarlar

9.3.4. XRD analizi

Numunelerin XRD (X-Işınları Kırınım Cihazı) analizleri İYTE Malzeme Araştırma Merkezi (İYTE-MAM)'nde Phillips X' Pert Pro cihazında yapılmıştır ve cihazın fotoğrafı şekil 9.13'de gösterilmiştir.



Şekil 9.13: XRD cihazı

9.3.5. Sertlik analizi

Numunelerin sertlik ölçümleri fakültemizin laboratuvarındaki BMS marka sertlik ölçme cihazında yapılmıştır ve cihazın fotoğrafı şekil 9.14'te gösterilmiştir. Brinell sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak, 62.5 kg'lık yük ile 2,5 mm. çaplı bilye kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her bir numunenin 7 farklı noktasından ölçümler alınmıştır ve bu 7 ölçümün aritmetik ortalaması alaşımın sertlik değeri olarak kabul edilmiştir.



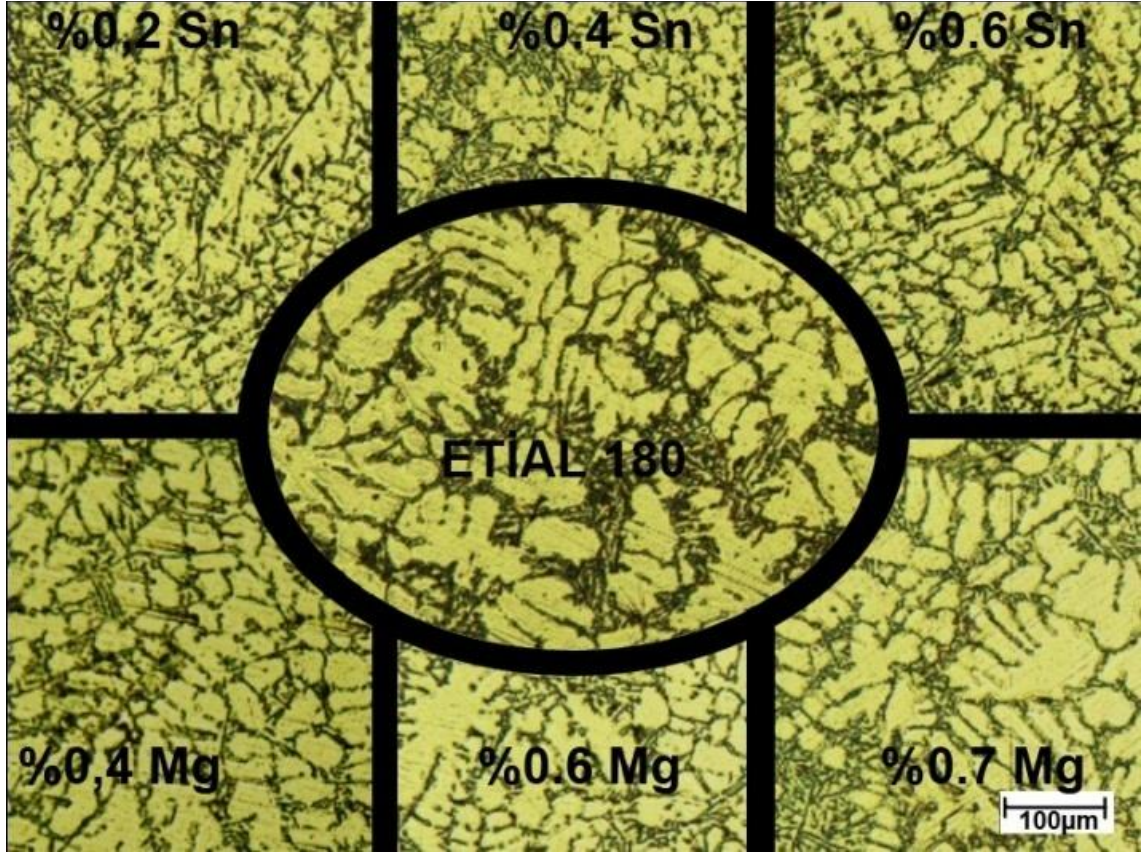
Şekil 9.14: Sertlik ölçme cihazı

10. BULGULAR

10.1. Mikroyapı İncelemesi

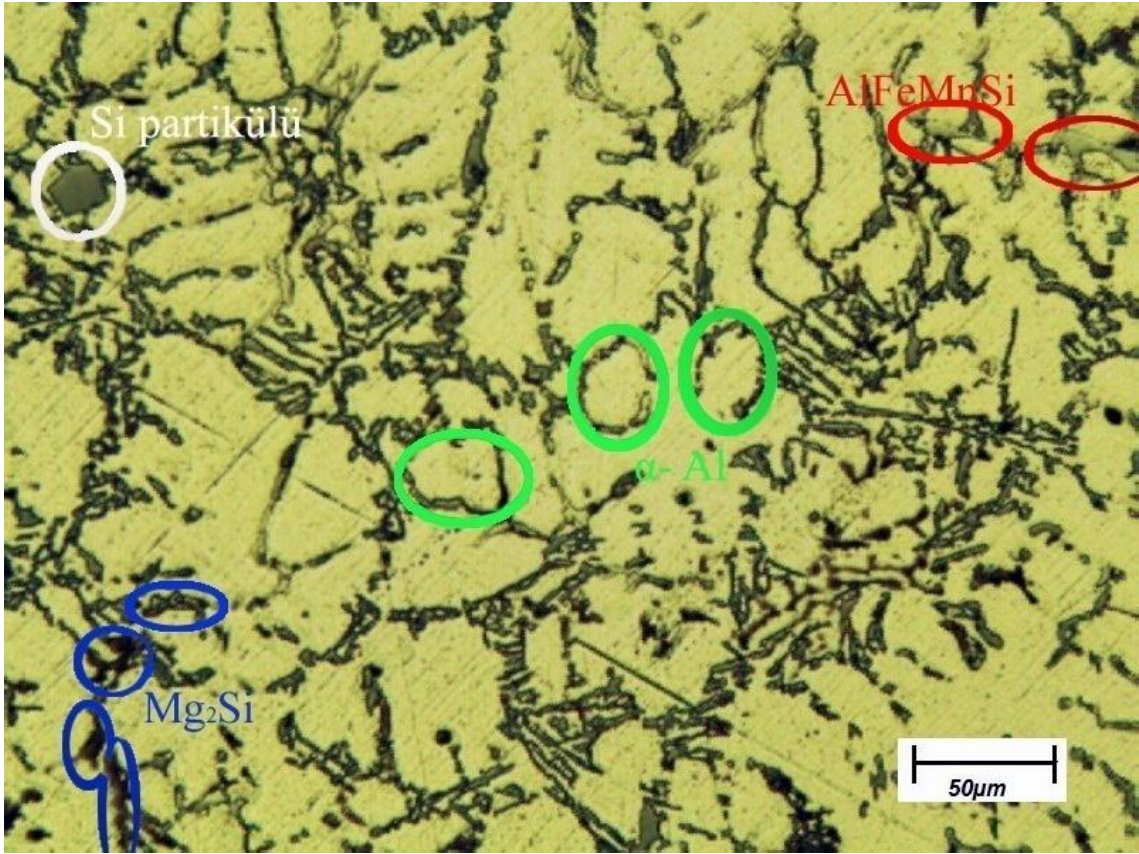
10.1.1. Gravite döküm yoluyla üretilen Etial 180 ve diğer alaşımların mikroyapı incelemesi

Gravite döküm yoluyla üretilen ETIAL 180 ve diğer alaşımların mikroyapı fotoğrafları şekil 10.1'deki gibidir. Mikroyapı fotoğraflarına genel olarak bakıldığında; gravite döküm tipik dendritik yapıların oluşmasına sebep olmuş ve küresel tane yapısından uzak bir mikroyapı gözlemlenmiştir. Mg ve Sn ilaveli mikroyapılara bakıldığında ise; Mg ilavesiyle α -Al ve ötektik yapı, ETIAL 180'e benzer bir karakteristik gösterirken, ilaveten M_2Si bileşiklerinin oluştuğu Şekil 10.2' de görülmektedir



Şekil 10.1: Gravite döküm ile üretilen numunelerin mikroyapısı

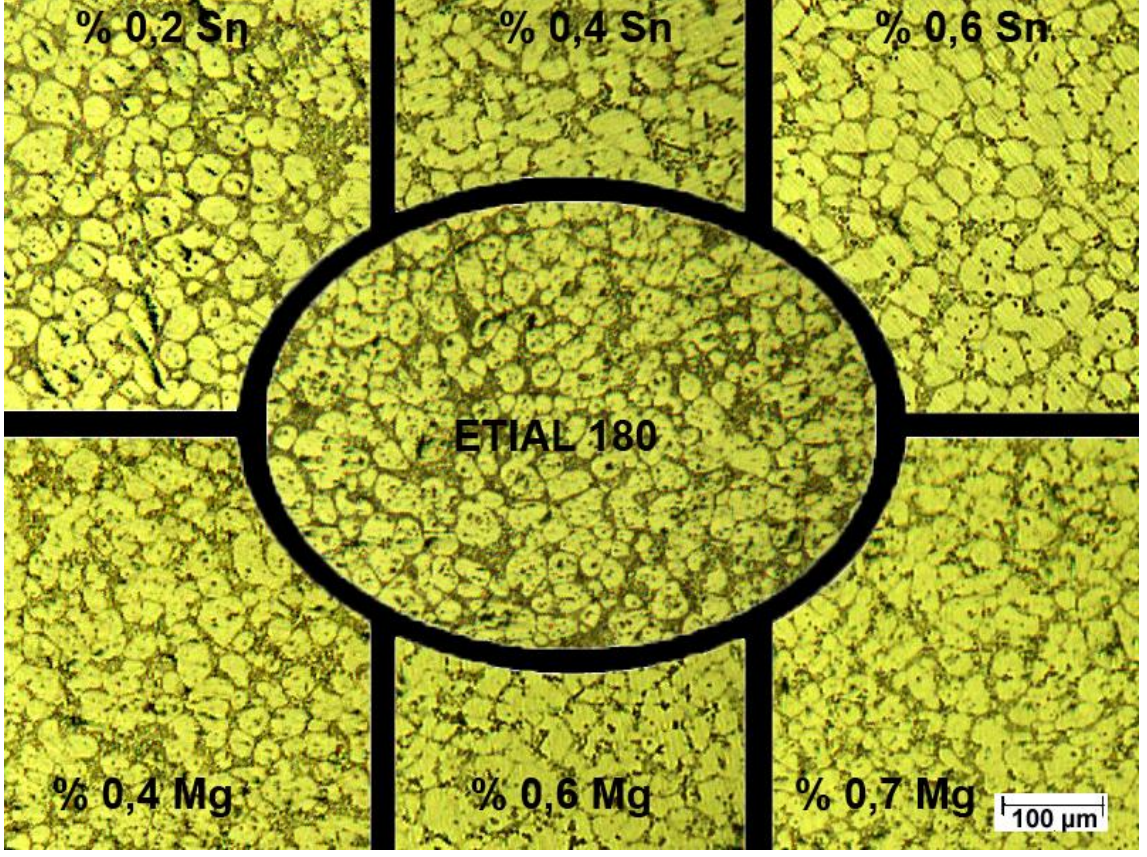
Bununla birlikte, şekil 10.2'de AlFeMnSi intermetaliklerinin ve primer Si partiküllerinin de oluştuğu tespit edilmiştir.



Şekil 10.2: %0.6 Mg ilave edilen numunedeki AlFeMnSi intermetaliklerinin, primer Si partiküllerinin mikroyapısı

10.1.2. Gravite dökümü yapılmış ve SIMA prosesi uygulanmış ETIAL 180 ve diğer alaşımların mikroyapı incelemesi

SIMA prosesi uygulanmış numunelerin mikroyapıları incelendiğinde ise dendritik yapıların kırıldığı ve tanelerin küreselleştiği şekil 10.3'te gözlemlenmiştir.

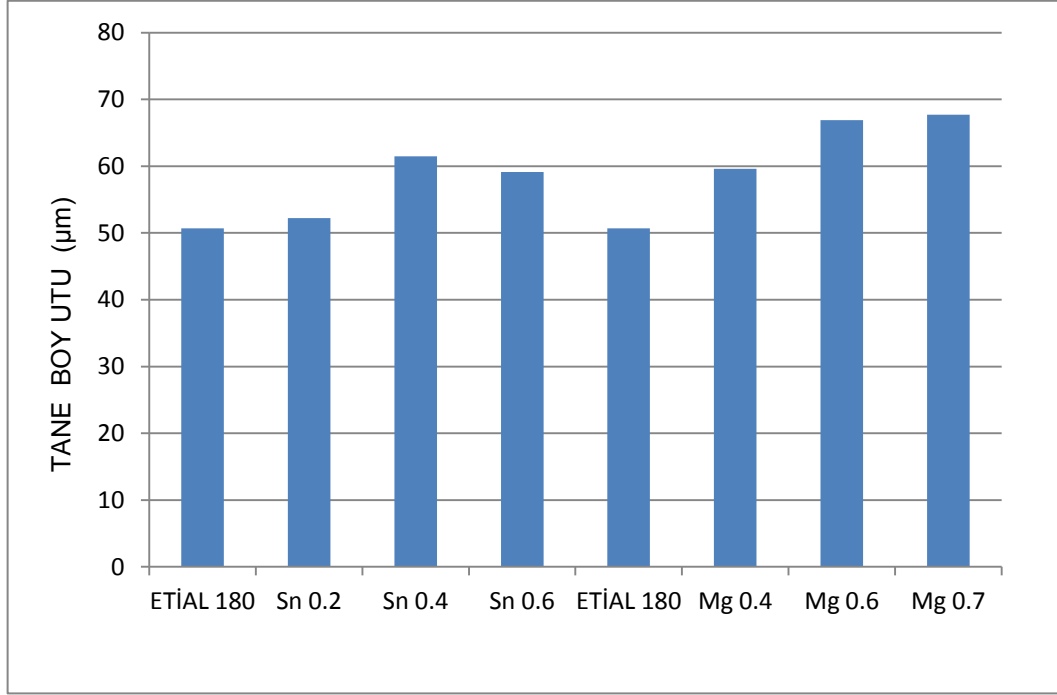


Şekil 10.3: SIMA prosesi uygulanmış numunelerin mikroyapıları

10.2. Tane Analizi

10.2.1. Tane boyutu analizi

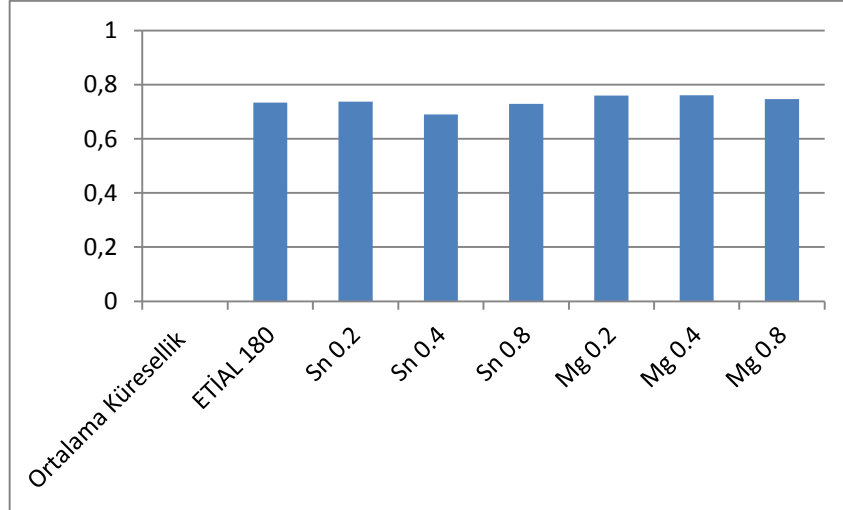
SIMA prosesi uygulanmış numunelerin metalografi fotoğrafları Imagej analiz programında kullanılarak elde edilen tane boyutu analiz sonucu şekil 10.4'deki gibidir. SIMA prosesi uygulanmamış numuneler tane boyutu analizine tabi tutulamamıştır. SIMA prosesinden önce dendritik bir yapı söz konusu ve bu yapının küresellikten çok uzak olduğundan ötürü küresellik analizi yapılamamıştır.



Şekil 10.4: SIMA prosesi sonrası tane boyutu analiz sonucu

10.2.2 Tane küresellik analizi

Analiz sonucunda α -Al tanelerinin küreselliği şekil 10.5'teki gibidir. Değer 1'e yaklaştıkça küresellik oranı mükemmelleşmektedir.



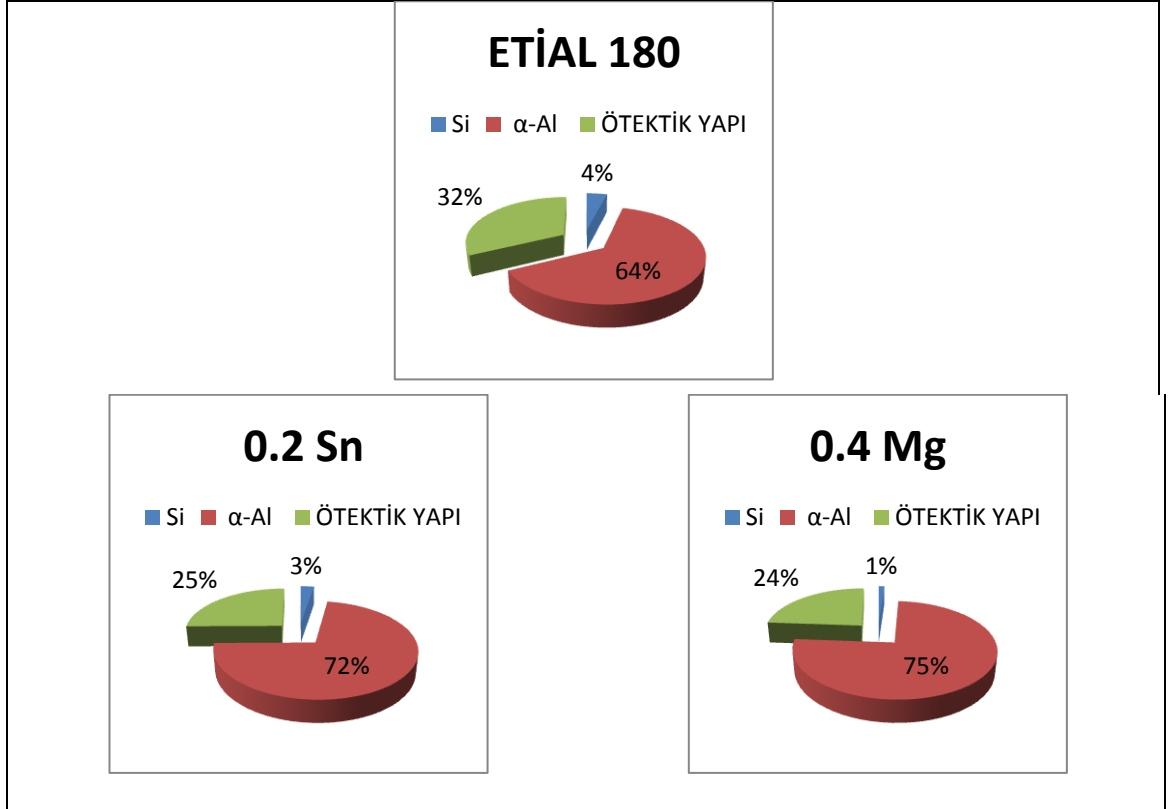
Şekil 10.5: SIMA prosesi sonrası tanelerin küresellik analizi sonucu

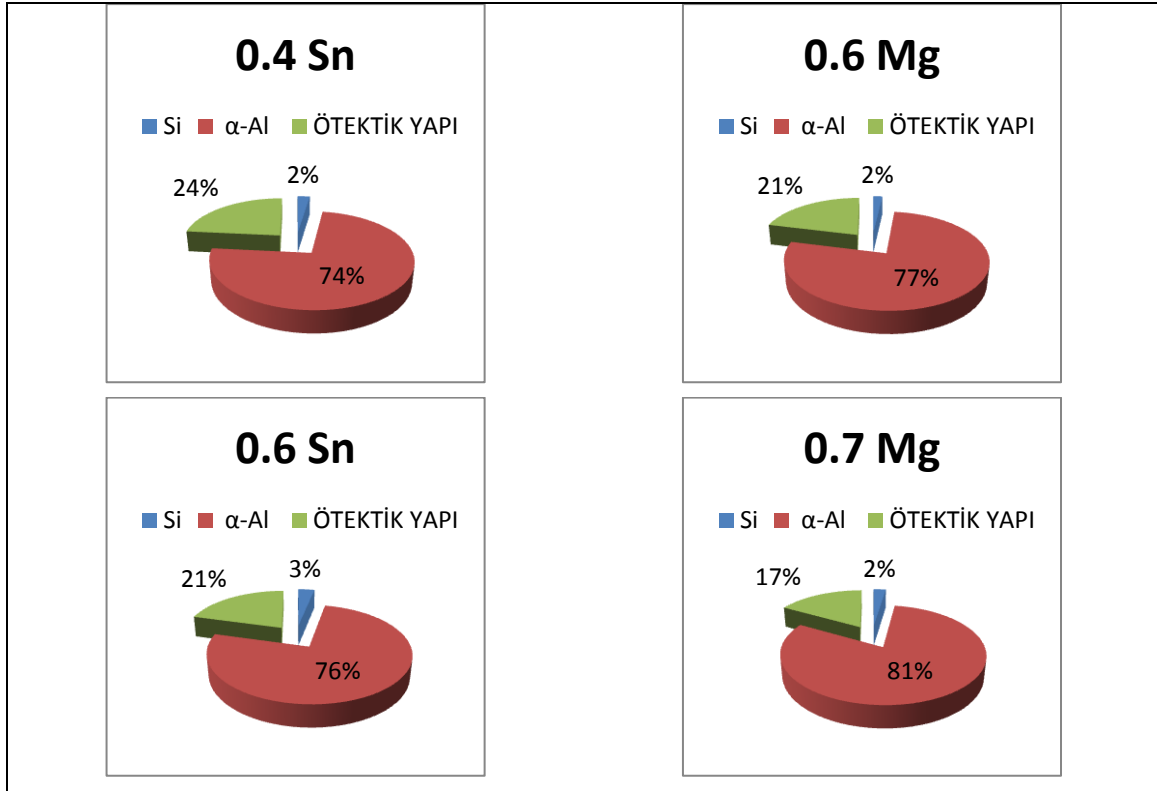
Dairesellik için uygulanan formül: 4π (alan/çevre²). 1.0 değeri mükemmel daireyi gösterirken değerler çok küçük parçalar için geçerli olmayabilir.

Küresellik analizi sonucunda görüldüğü gibi SIMA prosesi uygulanmış numunelerin küreselliği ImageJ analiz programıyla yapılan analiz sonucunda değerlerin 0,77-0,79 aralığında yani 1'e yakın olmasından küresel bir yapı olduğu değerlendirilmiştir. İlave edilen Mg ve Sn elementlerinin küresellik üzerinde herhangi değişikliğe neden olmadığı görülmektedir.

10.2.3.Katı-sıvı faz oranı

SIMA prosesi uygulanan numunelerin metalografi fotoğraflarındaki Ötektik yapı , α -Al taneleri ve ayrı Si partikülleri oranları grafik yüzdesel olarak şekil 10.6'daki gibidir.



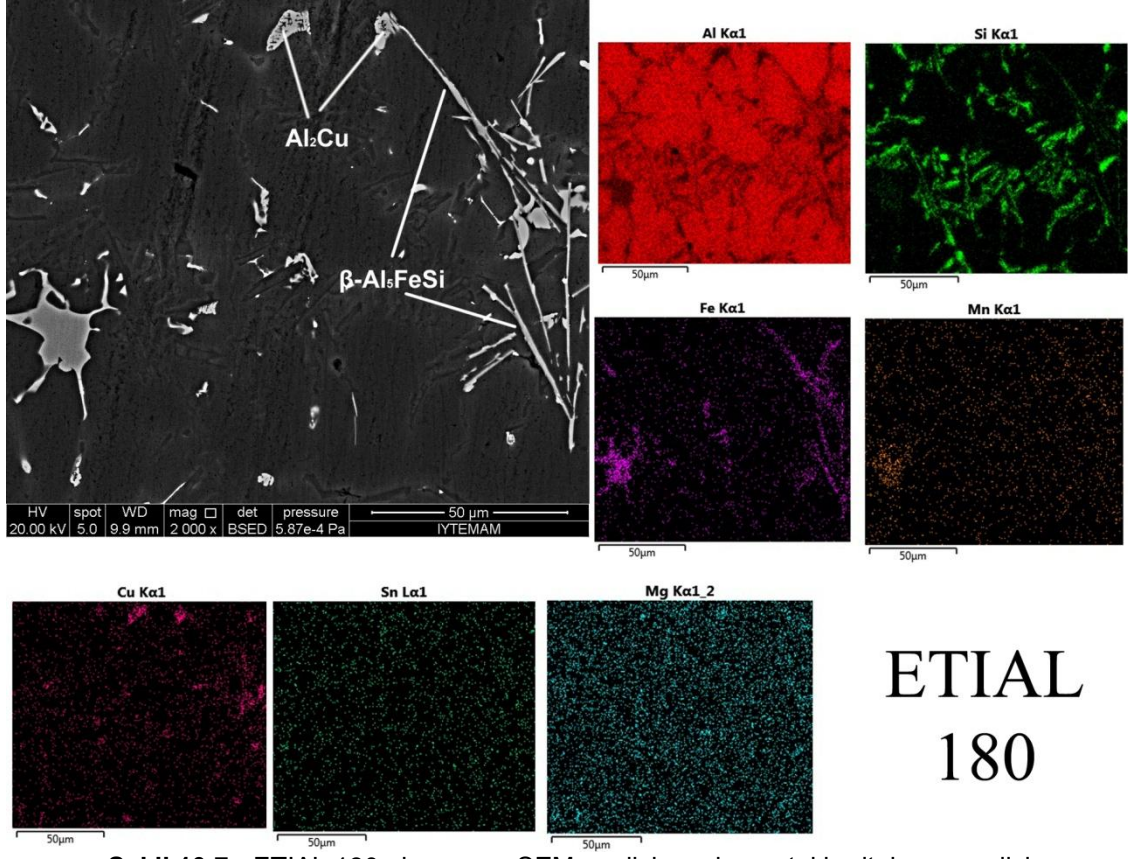


Şekil 10.6 : SIMA prosesi uygulanmış numunelerin yüzdelik alanları

Yarı katı şekillendirme için en az %40 sıvı faz olması gerekmektedir. Görüldüğü gibi alaşımlarda sıvı faz oranı idealden düşük olduğu, Sn ve Mg ilavesinin arttığında da sıvı fazın azalttığı görülmektedir.

10.3. SEM Analizi

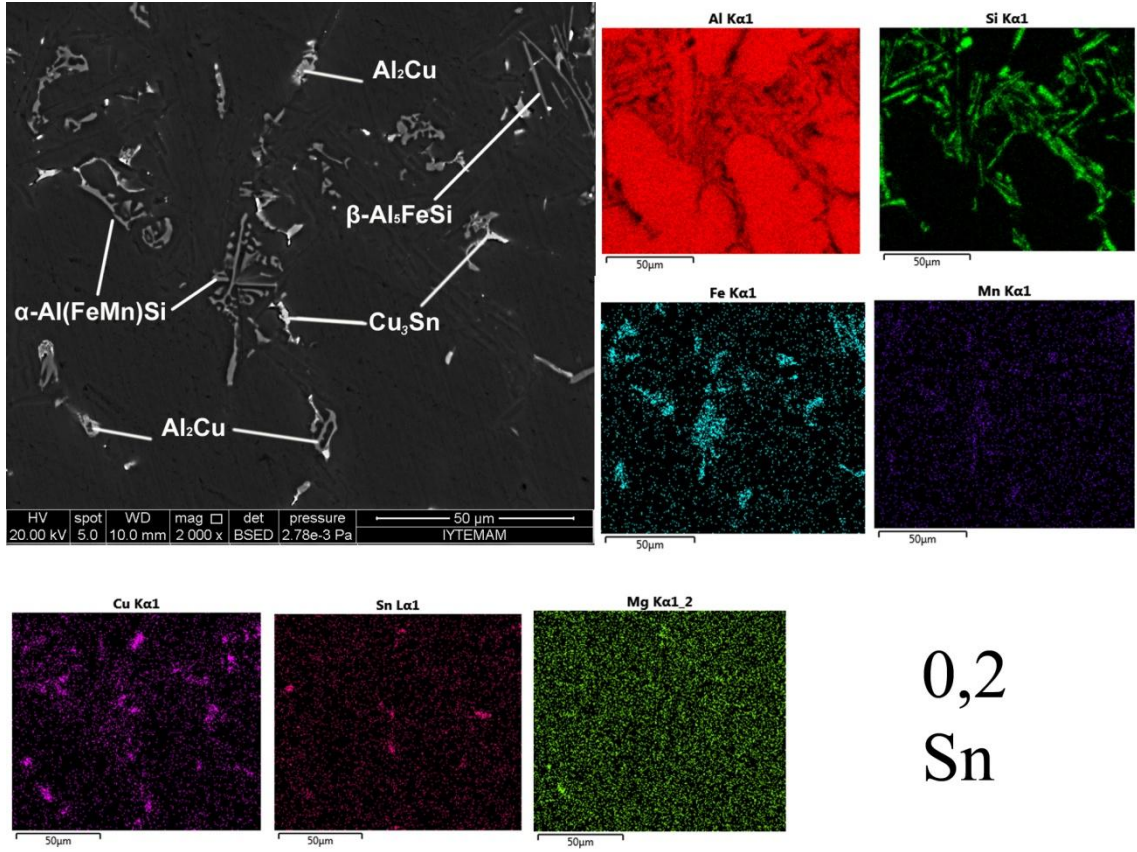
SEM analizi intermetalik incelemede önemli araç olmuştur. Şekil10.7'de ETİAL 180 alaşımının SEM görüntüsü ve elementel haritalama analizi görülmektedir.



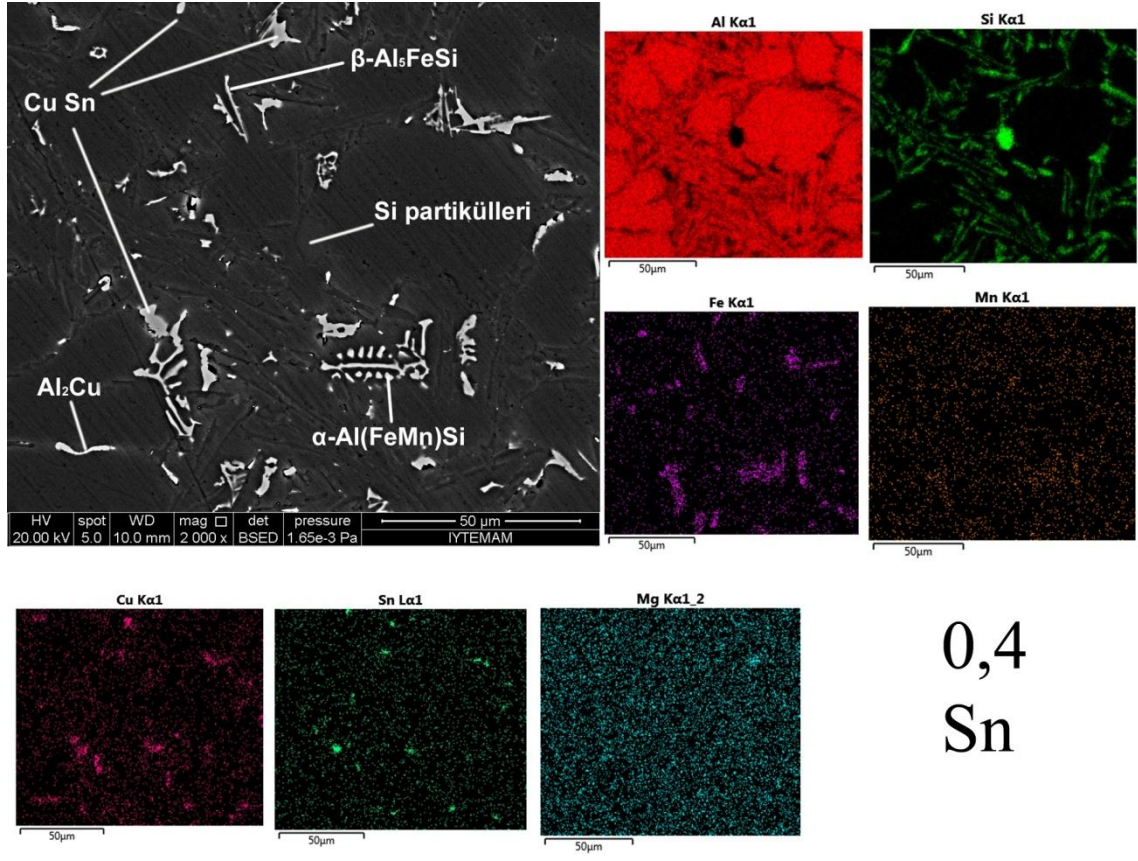
Şekil 10.7 : ETIAL 180 alaşımasının SEM analizi ve elementel haritalama analizi

Gravite döküm yoluyla üretilmiş ETIAL 180 alaşımında malzeme üzerinde ince uzun çubuksu ve partikül şeklinde intermetalikler görülmüştür. Ayrıca arka planda ötektik Si partikülleri seçilebilmektedir. SEM element haritalama analizi partikül şeklinde olan intermetaliklerin Cu-ca zengin ve çubuksu intermetaliklerin Fe, Si ve Mn elementlerince zengin olduğunu göstermiştir. Fe'in Al'da çözünürlüğü çok düşüktür (maximum 0.05% at equilibrium) ve Al alaşımlarında Fe'in çoğu alaşımın kompozisyonuna ve katılma durumuna bağlı olarak Fe-içeren intermetalikleri oluşturur (Grażyna et al, 2012).

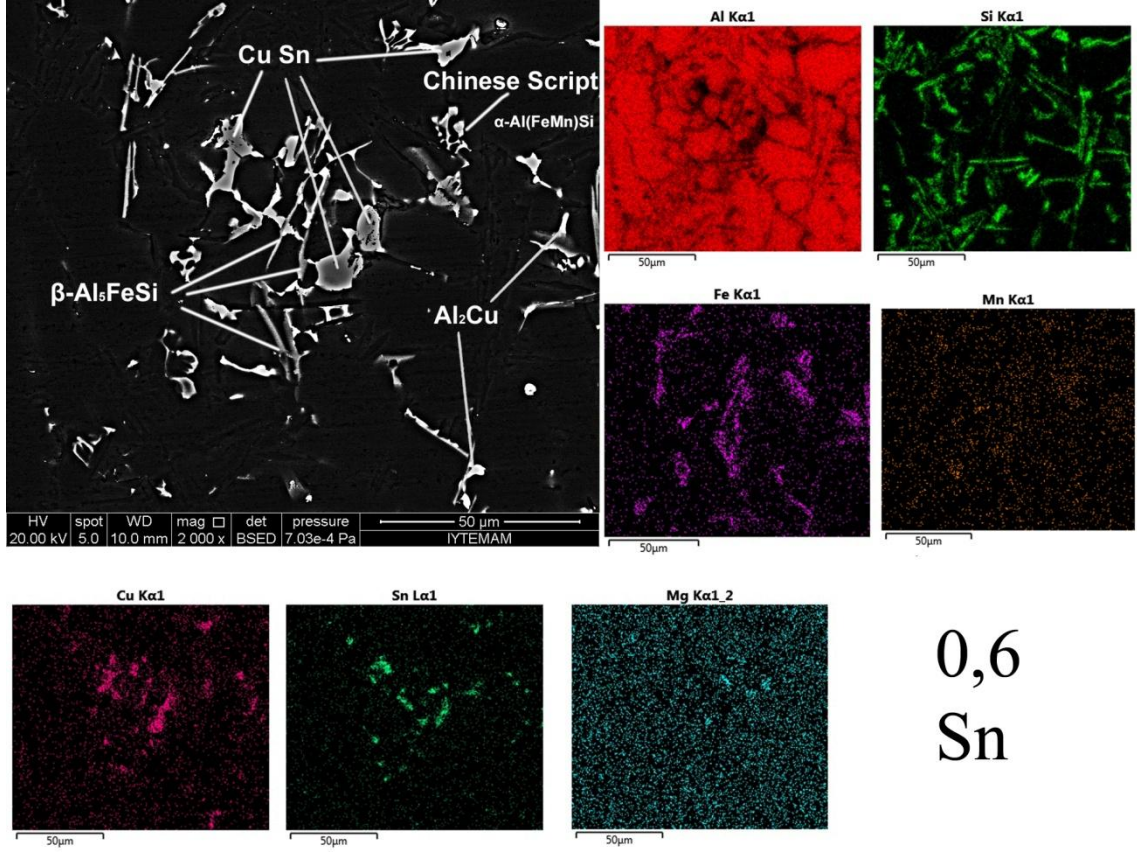
Sn ilave edilen ETIAL 180 alaşımının SEM görüntüsü ve elementel haritalama analizi Şekil 10.8, şekil10.9, şekil10.10'da verilmiştir.



Şekil 10.8 : 0,2 Sn ilave edilmiş alaşımın SEM analizi ve elementel haritalama analizi

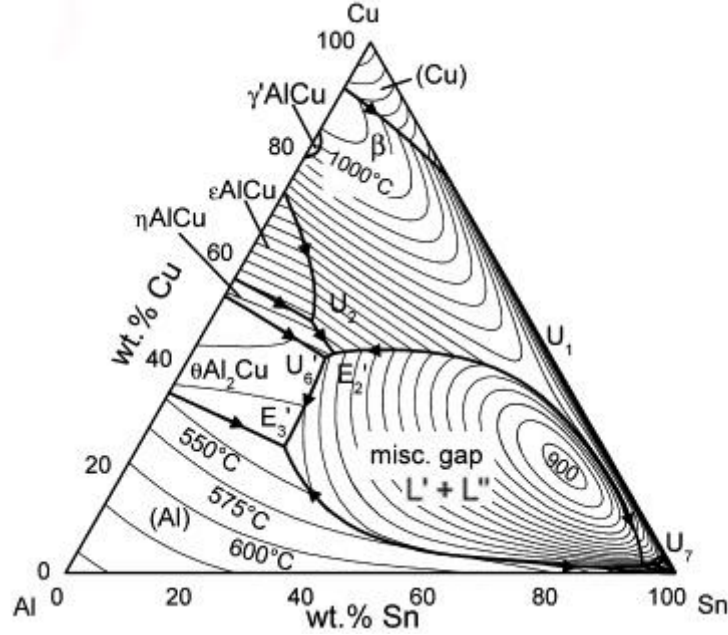


Şekil 10.9 : 0,4 Sn ilave edilmiş alaşımın SEM analizi ve elementel haritalama analizi



Şekil 10.10 : 0,6 Sn ilave edilmiş alaşımların SEM analizi ve elementel haritalama analizi

Üçlü Al-Sn-Cu esaslı alaşımlar uzun yıllardır kendinden yağlamalı yatak malzemelerinde kullanılmaktadır. Bu alaşımlar mükemmel tribolojik, mekanik ve fiziksel özellikleri ile öne çıkmaktadır. Kalay demir ile kaynaklanmama özelliği dolayısıyla yatak malzemelerinde tercih edilmektedir. Mukavemeti ve elastisite modülü düşüktür ve yatak malzemesi olarak ideal yüzey özelliği sağlar. Öte yandan bakır Al matrikse ilave edildiğinde çökeltme sertleşmesi ile mukavemet artışı ve yorulma direnci sağladığından yatak malzemesi olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının ana alaşım elementidir. Bu iki alaşım elementinin kombinasyonu sert bir matrikste yumuşak ve sünek disperse fazların oluşumunu sağlar. Bu iki elementin alüminyum alaşımında bulunmasının bir diğer özelliği birbirine karışmayan Al-ca zengin ve Sn-ca zengin iki ayrı sıvının oluşmasıdır. Al-ca zengin (L') ve Sn-ca zengin (L'') sıvılar arasındaki büyük yoğunluk farklı dolayısıyla şiddetli segregasyon meydana gelir. Mirkovic ve diğerleri (2012) bir çalışmada bu faz ayrımını kontrol etmek üzere gerçekleştirilmiştir ancak, bu sıvı fazların ayrılmasının kontrolü ve uyumsuz katılma oluşumu hala tam olarak çözülememiştir. Şekil 10.11'de üçlü faz diyagramı görülmektedir.



Şekil 10.11: Al-Sn-Cu üçlü faz diyagramı.

Bu tez çalışmasında her ne kadar çok düşük miktarlarda element ilavesi söz konusu olsa da, Sn ilavesinin uyumsuz katılma doğurduğu ve Sn'in segregasyona yol açtığına dair izlere rastlanmaktadır. SEM ve elementel haritalama analizleri incelendiğinde, Sn'in Cu'a eşlik ettiği ve Sn'in çoğunlukla oluşan intermetalikğin merkez kısmında yoğunlaştığı görülmektedir. Al-Cu-Sn üçlü alaşımlarının katılması sırasında ilk reaksiyon 524 C'de $L' = \Theta Al_2Cu + L''$ olup ΘAl_2Cu kristallerinin katılması esnasında Sn-ca zengin L'' sıvısının ΘAl_2Cu kristalleri tarafından hapsedilmekte ve L'' sıvısının 226.7 °C'de katılmasıyla merkezde saf Sn olan kaba iğnemi ΘAl_2Cu kristalleri meydana gelmektedir (Mirković et al, 2012).

Oluşan intermetalikğin merkez ile kenar bölgelerinde renk farklılığı meydana gelmesi de segregasyon oluştuğunun bir göstergesi olarak kabul edilmiştir. İlave edilen Sn miktarı arttıkça oluşan intermetalik boyutu büyümüş ve intermetalikğin merkez ile kenar bölgeler arasındaki fark daha belirgin hale gelmiştir. Öte yandan, D. Mirković ve ark.'a göre, Sn'in az miktarda ilave edilmesi halinde bile Al'da Cu çözünürlüğü azalmaktadır. Yaklaşık ağırlıkça %1 Sn ilave edilmesi 530°C'deki % 5.1 olan Cu çözünürlüğünü %1,52'ye düşürmektedir (Mirković et al, 2012). Bu çalışmada Sn ilavesi arttıkça Al_2Cu bileşiğinin boyutunun büyüdüğü tespit edilmiş olup, bunun daha fazla Cu'nun bileşik oluşturmasından kaynaklandığı düşünülmektedir

H.R. Kotadia ve ark., (a) Al-10Sn-10Cu, (b) Al-20Sn-10Cu, (c) Al-35Sn-10Cu, ve (d) Al-45Sn-10Cu olmak üzere farklı oranda Sn içeren 4 farklı alaşım üretmişler, oluşan fazların

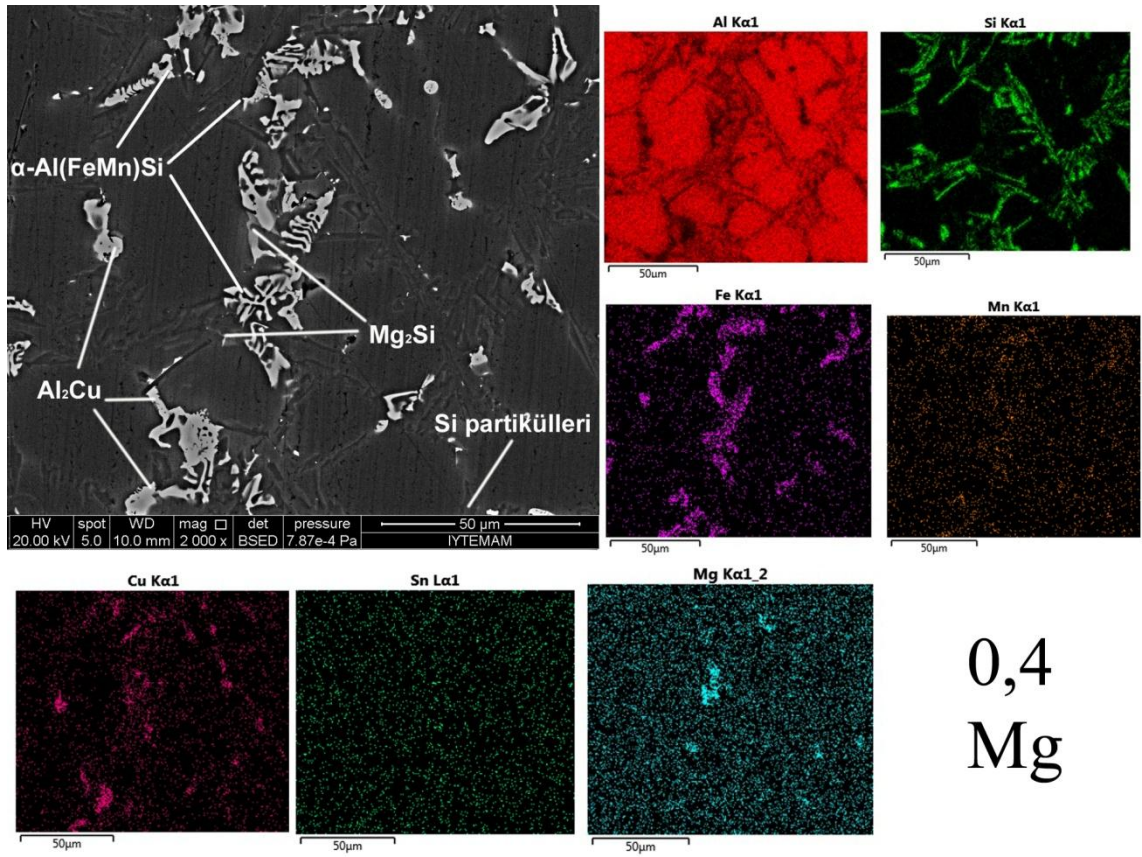
miktarlarını belirlediklerinde Sn miktarı arttıkça θ -Al₂Cu miktarının da arttığını tespit etmişlerdir (Kotadia et al, 2013).

Öte yandan Sn ilavesiyle çin yazısı şekilli intermetaliklerin oluştuğu görülmüştür. Element haritalama analizi bu intermetaliklerin Fe ve Si yanı sıra Mn da ihtiva ettiğini göstermiştir. ETİAL 180 alaşımında oluşan çubuksu intermetaliklerden farkı Mn ihtiva etmesidir. Literatür çalışmaları Fe ve Si-ca zengin intermetaliklerin β -Al₅FeSi ve Fe ve Si'ü nispeten daha az ihtiva eden ve aynı zamanda yüksek oranda Mn içeren intermetaliklerin ise α -Al(FeMn)Si yapısında olduğunu ortaya koymaktadır. (Liu et al, 1999; Mrówka et al, 2007; Seifeddine et al, 2008; Warmuzek et al,2005).

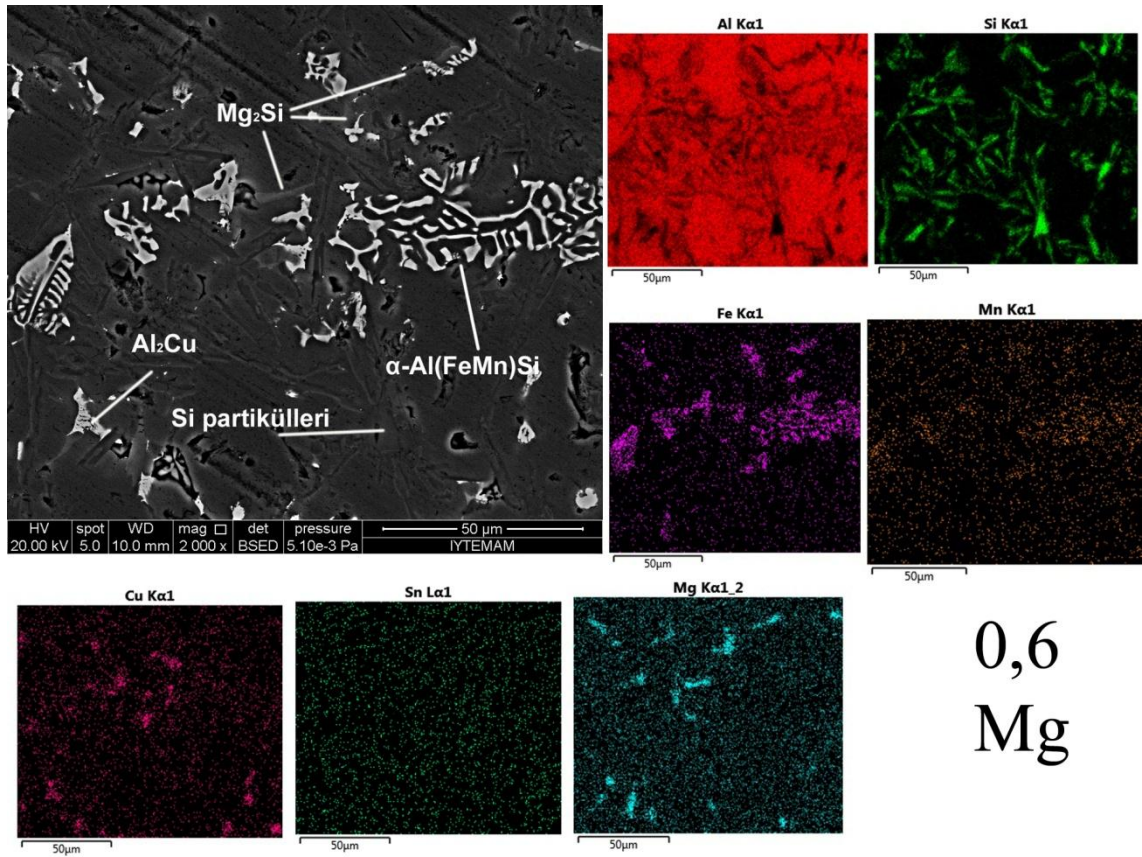
Buna göre ETİAL 180 alaşımında oluşan çubuksu intermetaliklerin β -Al₅FeSi yapısında olduğu ve Sn ilavesiyle oluşumu tetiklenen çin yazısı şekilli intermetaliklerin α -Al(FeMn)Si yapısında olduğu düşünülmektedir. Çünkü Mn'ın çubuksu intermetaliklerden ziyade çin yazısı şekilli intermetaliklere eşlik ettiği görülmüştür. Peyman Ashtari ve ark. Al-6.5Si-3.5Cu-1.0Fe alaşımına Sr ve Mn ilavesinin çubuksu β -Al₅FeSi intermetaliklerinin oluşumunu baskıladığı ve çin yazısı şekilli α -Al(FeMn)Si intermetaliklerin oluşumunu tetiklediğini bulmuşlardır (Ashtari et al, 2011). MEHDI ve diğerleri (2012) Al-Mg-Si alaşımına La'ın etkisini incelemişler ve La'ın β -Al₅FeSi intermetaliklerinin daha az zararlı şekle sahip olan çin yazısı formunda α -AlFeSi bileşiğine dönüşmesine neden olduğunu tespit etmişlerdir.

α -Al'un katılması esnasında Si, Mn, Fe vs. alaşım ve katışkı elementlerinin katı-sıvı ara yüzey tarafından itildiği ve tane sınırlarına doğru bu elementlerin zenginleştiği bilinmektedir. Zenginleşen elementlerin uygun kompozisyonlara ulaşması halinde Si-partikülleri ya da Si-Fe-Mn-Mg taşıyan intermetalikler oluşmaktadır (Liu et al, 2009; Cizek et al, 2007; Açıkgöz ve diğerleri, 2011)

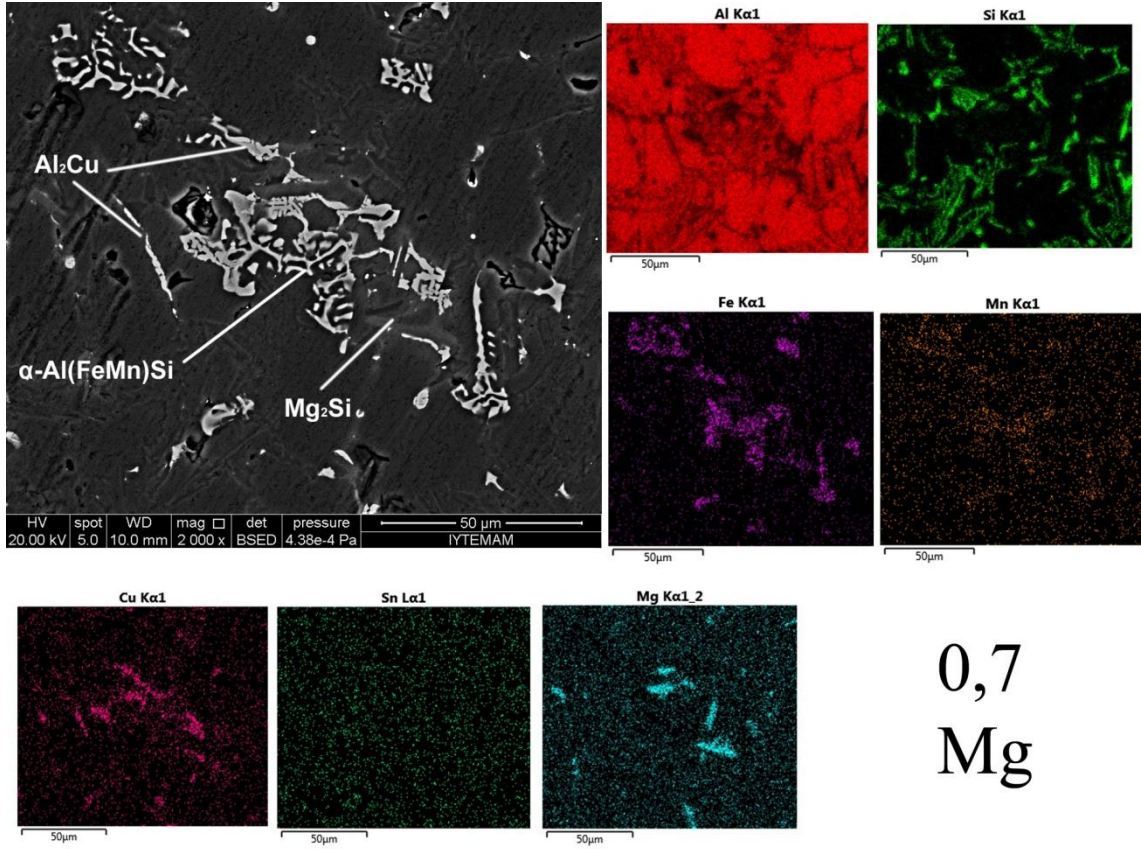
Şekil 10.12, şekil 10.13, şekil 10.14 de çeşitli oranlarda Mg ilave edilen ETİAL 180 alaşımının SEM görüntüsü ve elementel haritalama analizi görülmektedir.



Şekil 10.12: 0,4 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi



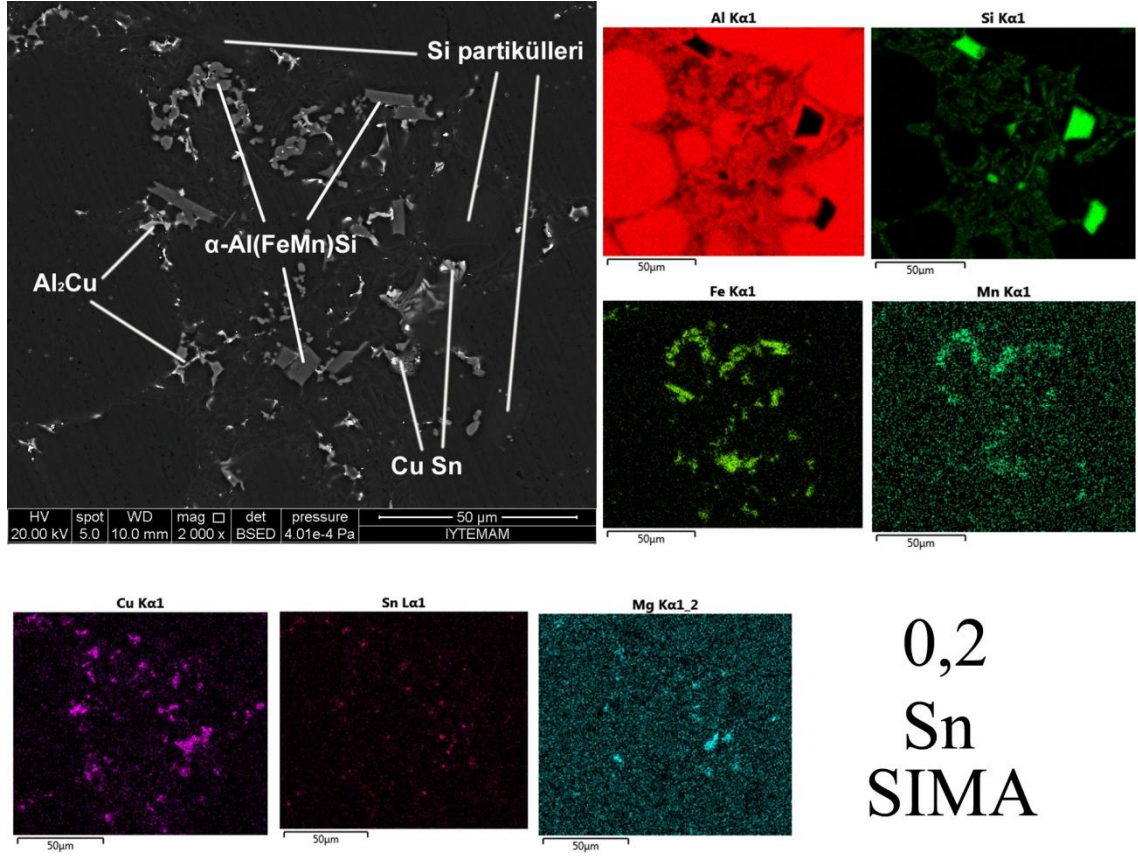
Şekil 10.13: 0,6 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi



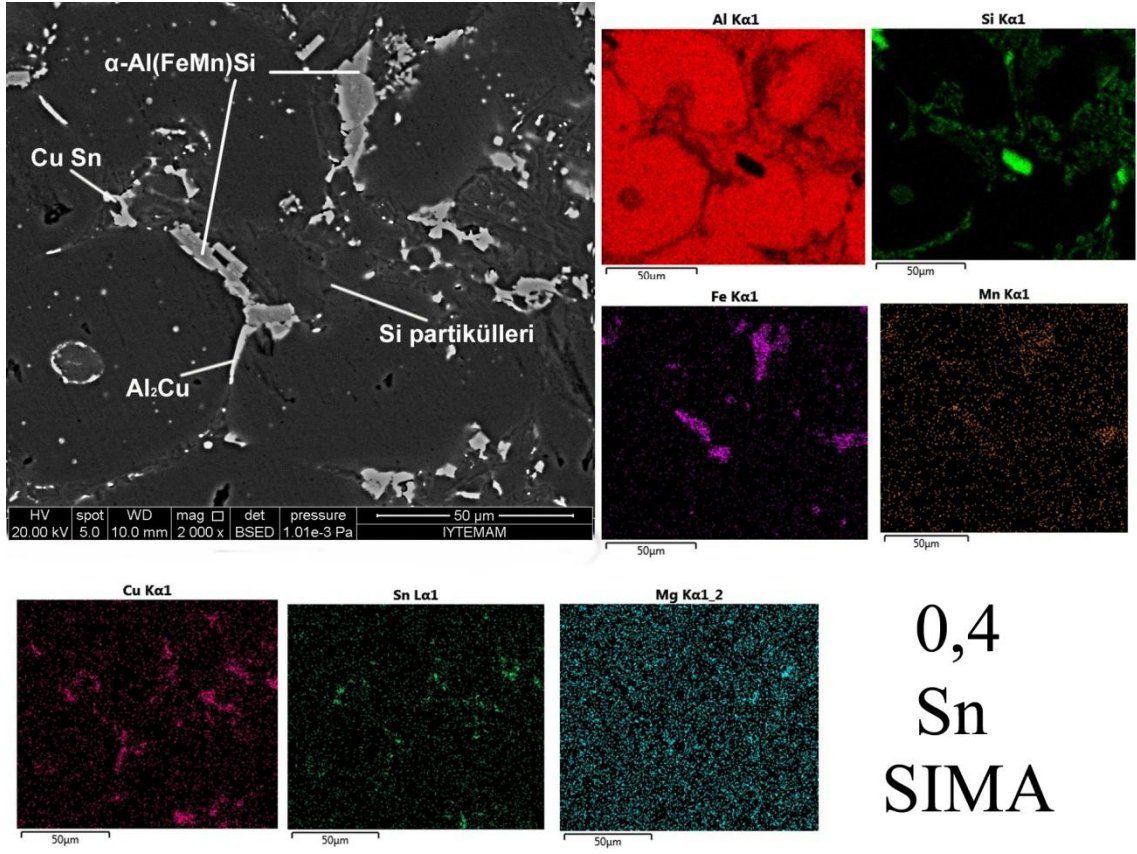
Şekil 10.14: 0,7 Mg ilave edilmiş alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi

Mg ilavesinin Sn gibi çin yazısı şekilli α -Al(FeMn)Si intermetaliklerin oluşumunu tetiklediği görülmüş, ayrıca Mg ve Si-ca zengin intermetaliklerin oluştuğu tespit edilmiş olup bu yapıların Mg_2Si bileşiği olduğu düşünülmektedir. Mg ilavesinin miktarı arttıkça Mg_2Si bileşiklerinin miktarının da arttığı tespit edilmiştir. Mg ilavesi neticesinde Mg_2Si intermetalığının mikroyapıda daha fazla rastlanır hale geldiği gözlemlenmiştir. Gençalp ve diğerleri (2011) çalışmasında α -Al tanesinin ortalama sertliğinin 90,1HV olduğunu buna karşın Mg ilave edilen alaşımda α -Al tanesinin ortalama sertliğinin 90HV ve Mg_2Si tanesinin ortalama sertliğinin 2088HV olduğu ifade etmektedirler. Buna göre Mg ilave edilen ETİAL 180 alaşımında meydana gelen sertlik artışı Mg_2Si oluşumuyla doğru orantılıdır. Sertleşme mekanizmasının dislokasyonların hareketine engel olan Mg_2Si fazlarının oluşumundan ileri geldiği bilinmektedir (Sun et al, 2011).

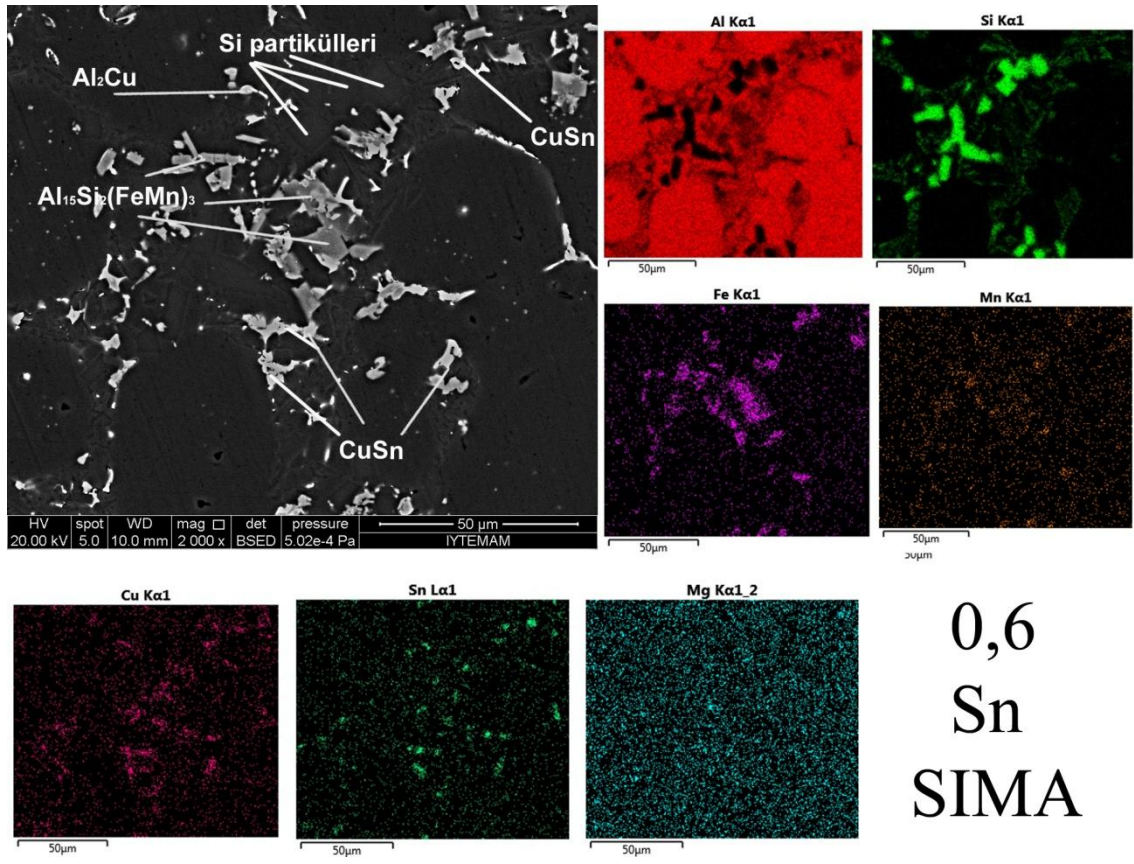
Şekil 10.15,10.16,10.17'de Sn ilave edilen ve Şekil 10.18,10.19,10.20'de Mg ilave edilen ETİAL 180 alaşımlarının SIMA prosesi sonrası SEM görüntüleri ve elementel haritalama analizleri verilmiştir.



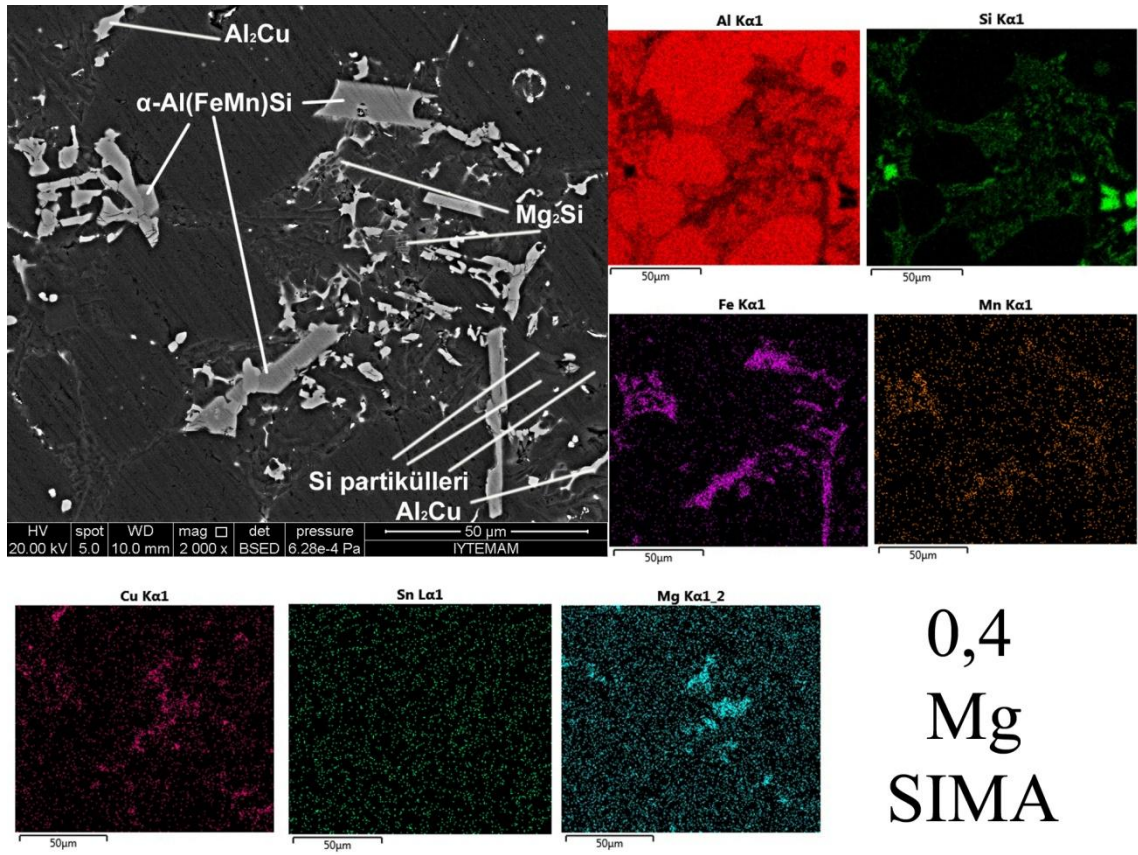
Şekil 10.15: SIMA uygulanmış 0,2 Sn alaşımının SEM ve elemental haritalama analizi



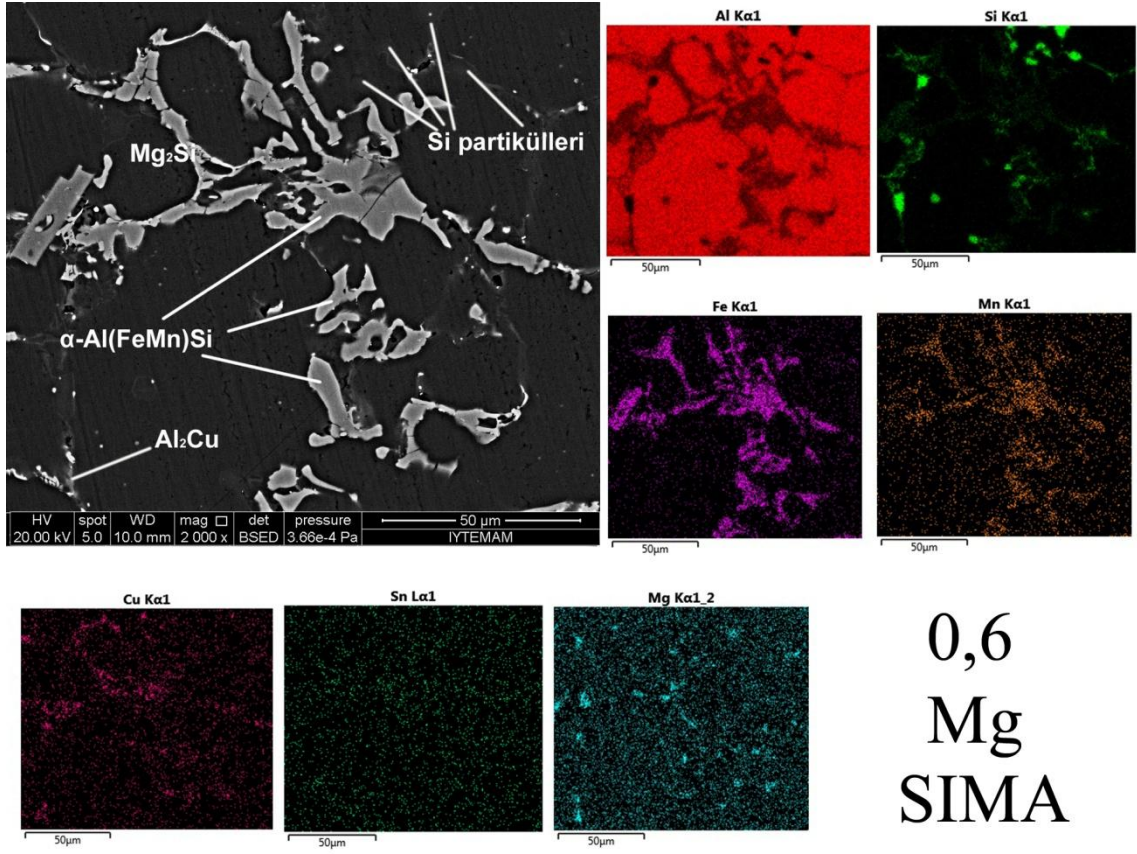
Şekil 10.16: SIMA uygulanmış 0,4 Sn alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi



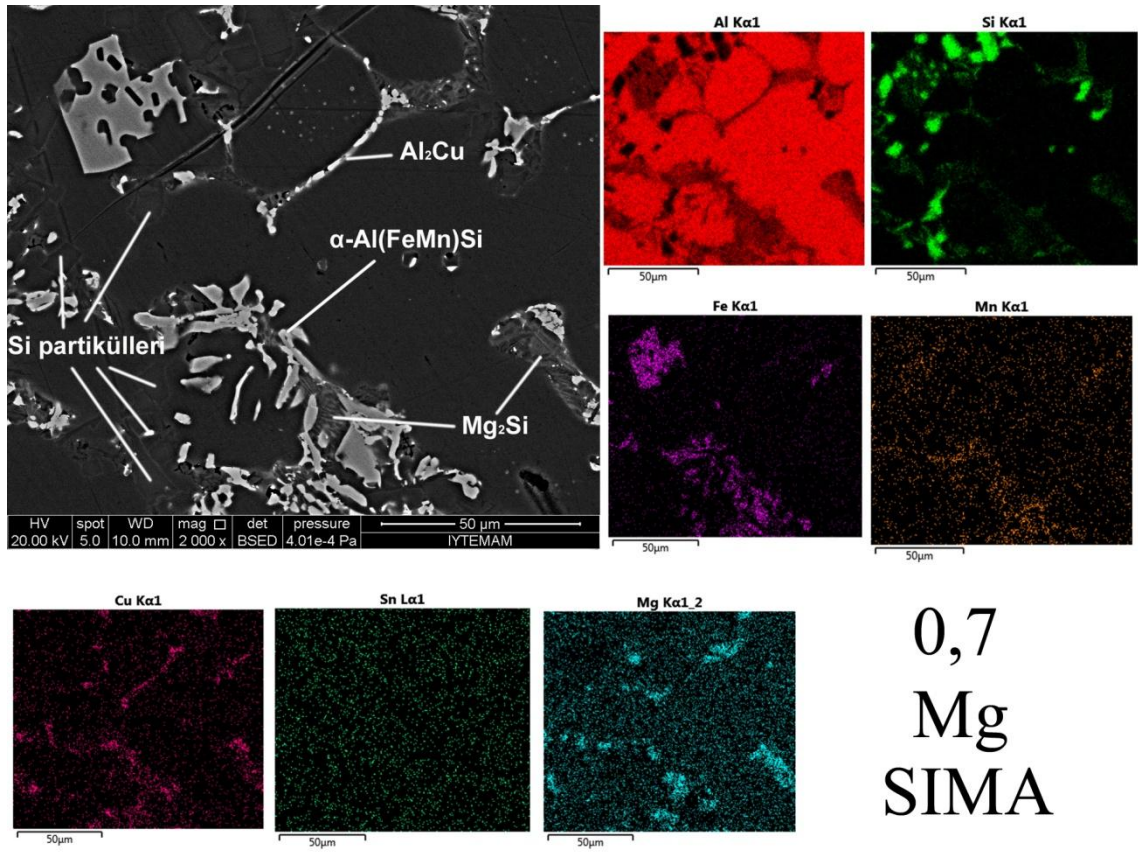
Şekil 10.17: SIMA uygulanmış 0,6 Sn alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi



Şekil 10.18: SIMA uygulanmış 0,4 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi

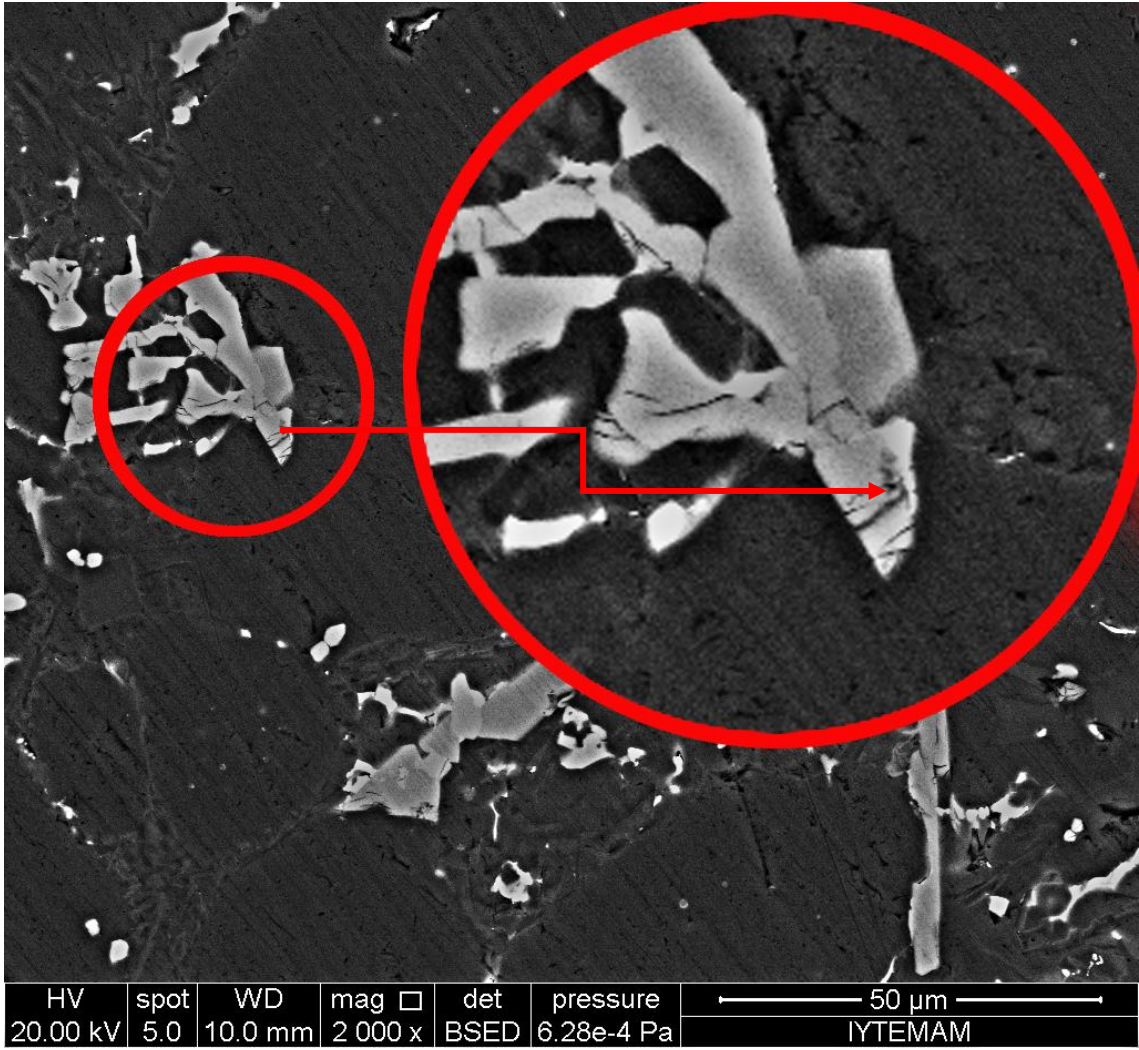


Şekil 10.19: SIMA uygulanmış 0,6 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi



Şekil 10.20: SIMA uygulanmış 0,7 Mg alaşımın SEM ve elementel haritalama analizi

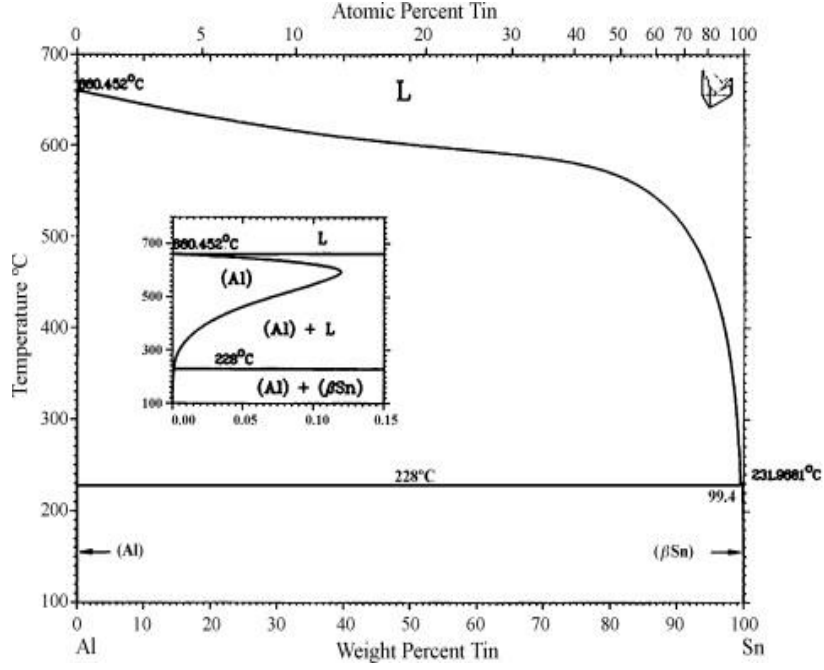
Detaylı incelemeler intermetaliklerin SIMA prosesi sonrası kırılarak küçük parçalara ayrıldığı ve matrix yapıya dağıldığını göstermiştir. Şekil 10.21'de SIMA prosesi sonrasında çin yazısı şekilli α-Al(FeMn)Si intermetaliklerde meydana gelen çatlama ve kırılmalar görülmektedir.



Şekil 10.21: intermetaliklerde meydana gelen çatlama ve kırılmalar

10.4. XRD Analizi

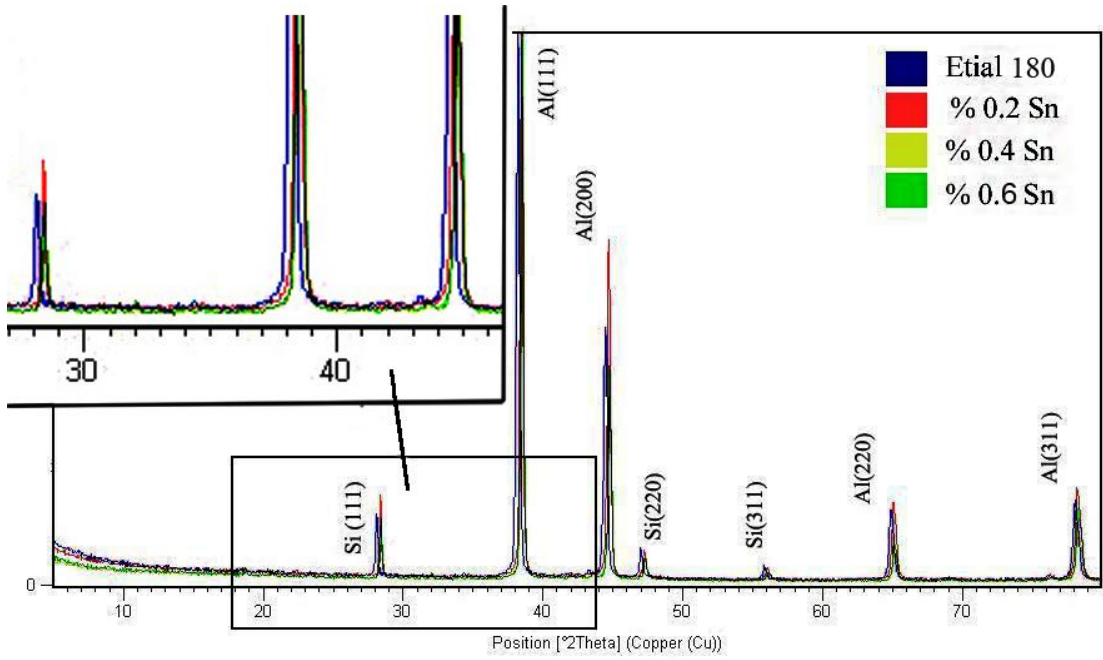
Al-Sn faz diyagramına bakıldığında (Şekil 10.22), Sn'ın alüminyum içerisinde çok sınırlı çözünürlüğe sahip olduğu görülmektedir (Xian-Jin Ning vd. 2009).



Şekil 10.22. Al-Sn faz diyagramı

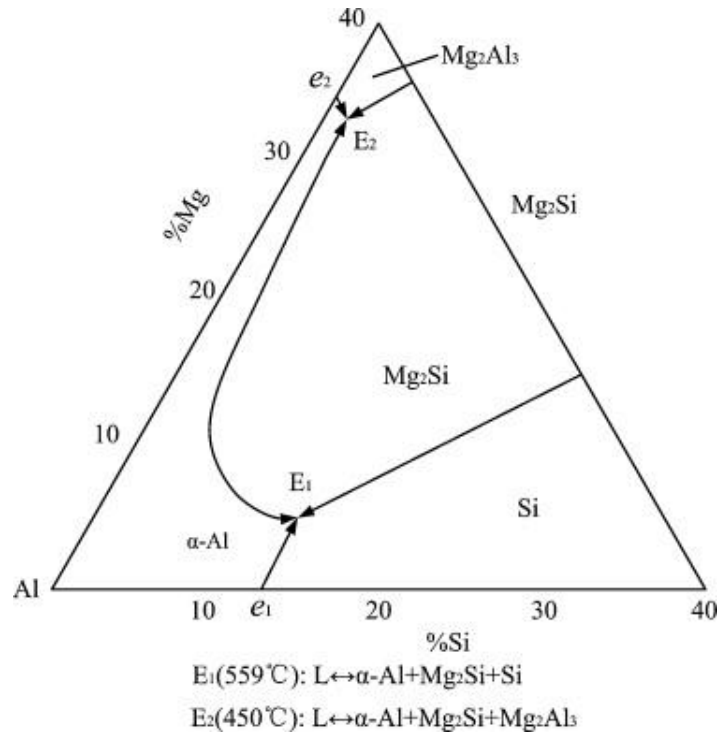
XRD incelemeleri Sn ilavesinin yeni pik oluşturmadığını dolayısıyla yeni bir faz oluşumunun gerçekleşmediğini göstermiştir (Şekil 10.23). SEM/EDS elementel haritalama analizinde Sn'nin büyük oranda Al_2Cu bileşiğinin merkezinde olduğu yani Al_2Cu bileşiğinin oluşumu için çekirdek görevi gördüğü tespit edilmiştir. Her ne kadar SEM/EDS analizinde tespit edilse de miktarca düşük oranda olduğundan, XRD analizi ile Sn oluşumları belirlenememiştir.

Oluşan piklerin kırılma açıları incelendiğinde, aralarında önemli bir fark oluşmadığı görülmüştür. Buna göre, ilave edilen Sn'nin katı çözeltilde çok sınırlı oranda bulunduğu ve kafes parametrelerinde herhangi bir gerilmeye neden olmadığı söylenebilir.



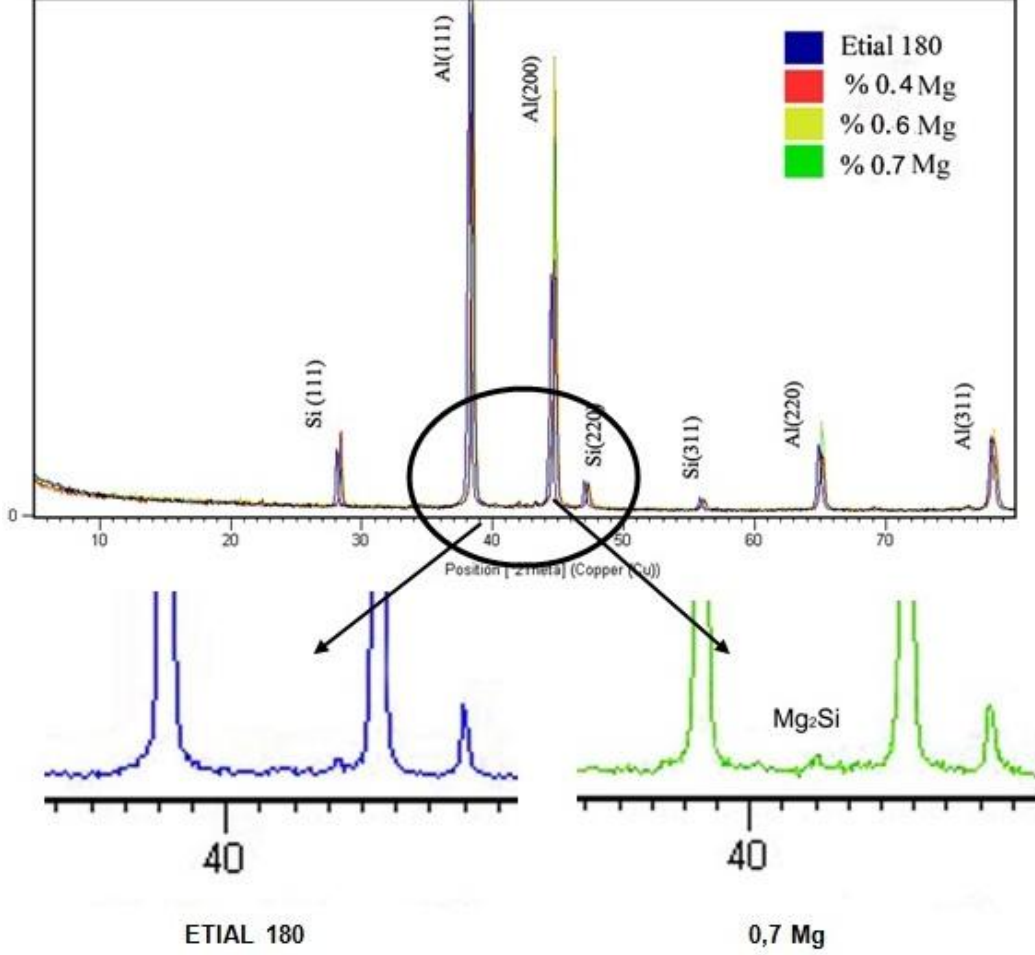
Şekil 10.23: ETİAL 180 ve Sn ilavelerinin XRD sonucu

Al-Si-Mg üçlü faz diyagramı Mg_2Si bileşiklerinin oluşabileceğini göstermektedir (Chen vd. 2011) (Şekil 10.24).



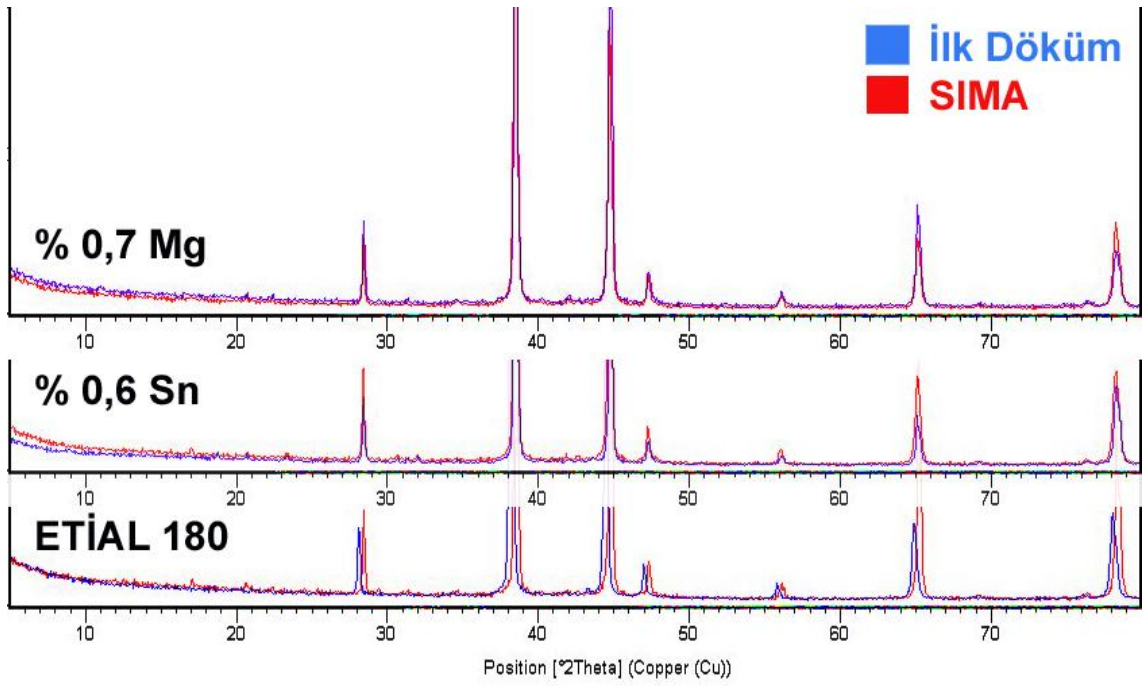
Şekil 10.24 Al-Si-Mg üçlü faz diyagramı

Bu çalışmada ETİAL 180 alaşımına Mg ilavesinin $2\theta=23^\circ$ ve $2\theta=42^\circ$ açılarında Mg_2Si 'a ait pikler oluşturduğu tespit edilmiştir (Şekil 10.24).



Şekil 10.25: ETİAL 180 ve Mg ilavelerinin XRD sonucu

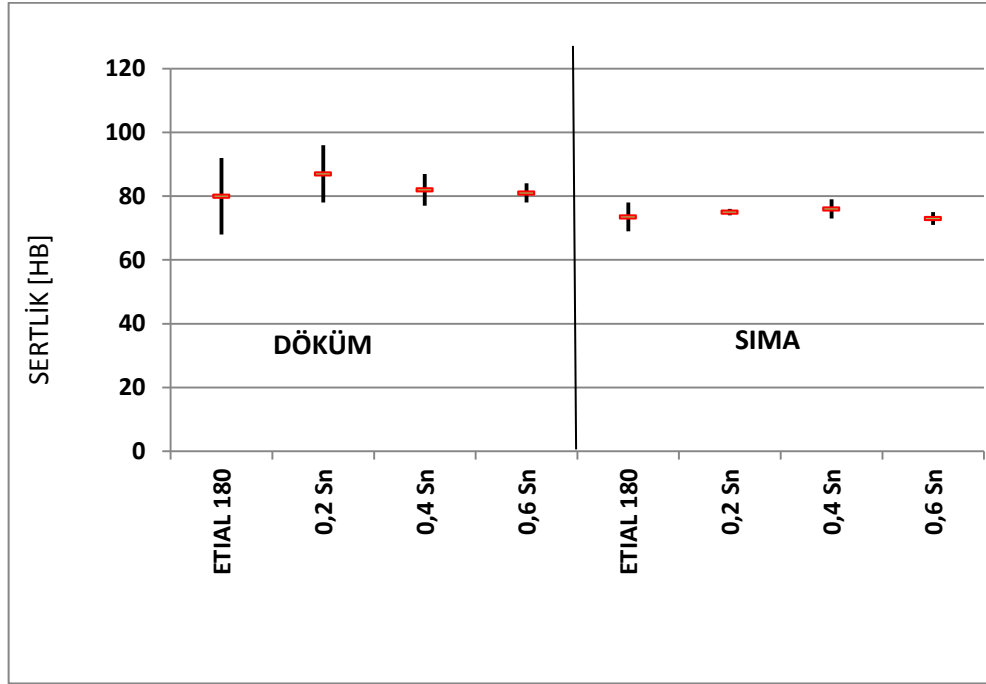
SIMA prosesi sonrasındaki XRD analiziyle, döküm numunelerinden elde edilen numunelerin XRD analizleri arasında fark olmadığı, dolayısıyla SIMA prosesi uygulanmasının yeni bir faz oluşumuna neden olmadığı gözlemlenmiştir (şekil 10.26).



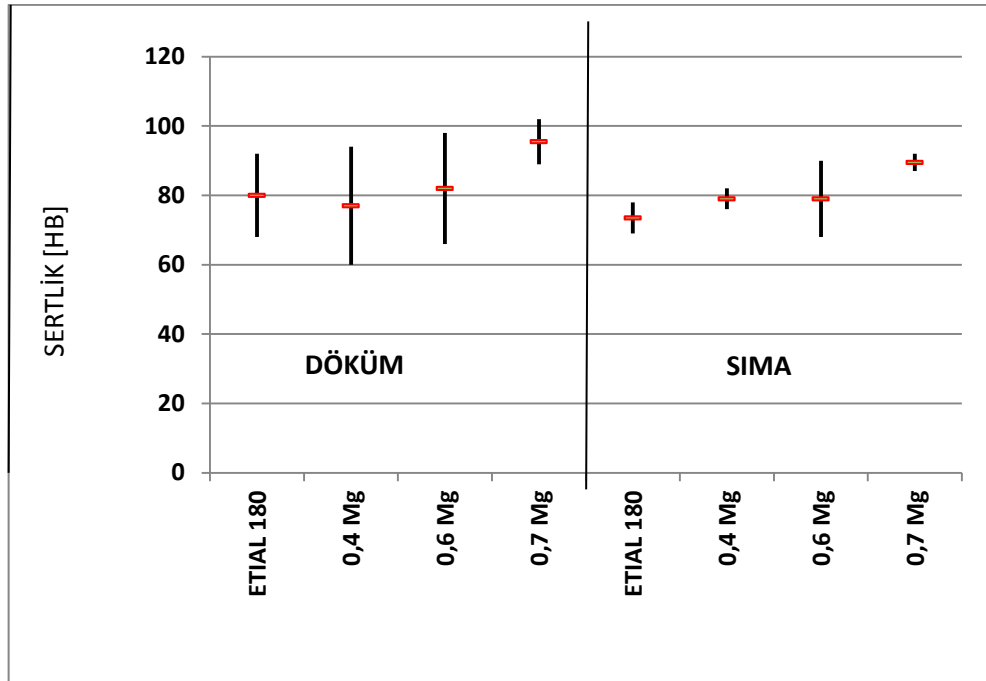
Şekil 10.26: SIMA öncesi ve sonrası XRD grafikleri karşılaştırmaları.

10.5. Sertlik

ETİAL 180 alaşımının Mg ve Sn ilavesinin DÖKÜM ve SIMA olarak sertlik değişimleri Şekil 10.27 ve Şekil 10.28'de görülmektedir.



Şekil 10.27: Sn ilaveli numunelerin sertlik değerleri



Şekil 10.28: Mg ilaveli numunelerin sertlik değerleri

ETIAL 180'e eser miktarlarda ilave edilen Sn'nin sertlik değerlerinde önemli bir artış göstermediği, hatta sertlikte hafifçe düşüş meydana geldiği görülmüştür. Bununla birlikte ilave edilen Mg ile doğru orantılı olarak sertliğin artış gösterdiği gözlemlenmiştir. SIMA prosesi

sonrasında ise sertlik değerlerinde düşüş meydana geldiği gözlemlenmiştir. SIMA yöntemiyle şekillendirilen parçaların daha iyi özelliklerde sahip oldukları bilinmektedir (Parshizfard, et al. 2011; Alipour, et al. 2012). Ancak bu çalışmada SIMA prosesinin uygulanması sürecinde yalnızca yarı-katı haldeki durumunu incelemek üzere yarı-katı halde iken malzeme şekil verilmeden soğutulmuş, dolayısıyla şekil vermenin etkisi burada gerçekleşmemiştir. Parshizfard ve diğerleri (2011), A380 Al alaşımının SIMA prosesi ile üretildiğinde gravite döküm yöntemine göre çekme mukavemetinin %14 ve sünekliğinin %30 daha iyi olduğunu bulmuşlardır. Bu iyileşmenin SIMA prosesinin poroziteyi çok azaltması, ince ve eşeksiz α -Al tane yapısına sahip olması ve homojen bir mikroyapının oluşmasından kaynaklandığı vurgulanmaktadır (Parshizfard, vd. 2011). Alipour ve ark. çalışmalarında SIMA prosesi ile üretilen Al-Zn alaşımında çekme mukavemetinde %17, uzama değerinde ise %90'a ulaşan iyileşme sağlandığını bulmuşlardır. T6 işlemi uygulanan numuneler karşılaştırıldığında ise, çekme mukavemetinde önemli farklılık göstermediği, süneklikte %30 artış sağlandığı görülmüştür. Tüm bu sonuçlar SIMA prosesinin mekanik özellikleri iyileştiren bir proses olduğunu göstermektedir. Alipour ve ark., bu çalışmada olduğu gibi, yalnızca yarı-katı aralığa ısıttıklarında porozitede büyük bir artış olduğunu, kuvvet uygulanarak şekillendirmenin porozitenin azalmasına katkı sağladığını ve mekanik özelliklerdeki iyileşmenin porozitenin azalmasının yanı sıra α -Al taneleri, ötektik yapı ve intermetaliklerin dağılımına bağlı olduğunu vurgulamaktadırlar (Alipour, vd. 2012).

11. SONUÇ VE ÖNERİLER

1. ETIAL 180 alaşımının gravite döküm yoluyla üretilmesiyle ince uzun çubuksu ve partikül şeklinde intermetalikler oluşmuştur.
2. ETIAL 180 alaşımına farklı oranlarda Sn ilave edilmesi ile segregasyon meydana gelmiştir.
3. Sn arttıkça intermetalikler kabalaşmış ve segregasyon miktarı artmıştır.
4. Sn ve Mg ilavesi ile çin yazısı morfolojisine sahip intermetalikler elde edilmiştir.
5. XRD sonuçları Mg ilavesinin Mg_2Si bileşiklerine yol açtığını göstermiştir. Mg ilavesinin sertlik artışında önemli rol oynadığı ve eser miktarda (%0,7Mg içeriğinde) ilavesinde %20'lere varan sertlik artışına neden olduğu belirlenmiştir.
6. Mg miktarının artması ile Mg_2Si bileşiğinin miktarı artmıştır.
7. Sn'nin hiçbir bileşik oluşturmadığı, katı çözeltide olduğu ve sertlikte kayda değer bir değişime neden olmadığını tespit edilmiştir.
8. XRD sonuçları Sn'nin hiçbir bileşik oluşturmadığını ve katı çözeltide olmadığını göstermiştir. Sertlik incelemeleri ise Sn ilavesinin sertlikte kayda değer bir değişime neden olmadığını ortaya koymuştur.
9. SIMA prosesi sonucunda tanelerin dendritik yapıdan küresel yapıya dönüştüğü, SIMA prosesinin herhangi yeni bir faz oluşumuna yol açmadığı görülmüştür.
10. Literatür çalışmaları SIMA prosesinde basınç uygulanarak şekil vermenin mekanik özellikleri olumlu etkilediği özellikle toklukta artış sağladığını göstermiştir.
11. Literatür çalışmaları yarı-katı halde şekil verme yöntemiyle üretilen alaşımların mekanik özelliklerinin porozitenin azalmasının yanı sıra, $\alpha-Al$ tanelerinin şekli ve boyutu, ötektik yapı ve intermetaliklerin dağılımına bağlı olduğunu vurgulamaktadır.
12. Gelecekte, bu elementlerin yaşlanmadan sonra alaşımın sertliğine olan etkilerinin incelenmesinin önemli sonuçlar ortaya çıkaracağını düşünmekteyiz.

12. TEZDEN ÇIKAN YAYINLAR

1. C.B.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Mühendislik Dergisi ISSN 1305-1385
“ESER MİKTARDA Mg ve Sn İLAVESİNİN ETİAL 180 ALÜMİNYUM ALAŞIMINA
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ” Mustafa BAŞARANEL, Nurşen SAKLAKOĞLU, 8.1
(2012) 61 - 65
2. Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi “SİMA prosesiyle üretilmiş ETİAL 180
alüminyum alaşımına eser miktarlarda magnezyum ve kalay ilavesinin etkilerinin
incelenmesi” Mustafa BAŞARANEL, Nurşen SAKLAKOĞLU
3. C.B.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Mühendislik Dergisi “ETİAL 180 ALÜMİNYUM
ALAŞIMINA ESER MİKTARLARDA İLAVE EDİLEN MG VE SN ELEMENTLERİNİN
SEM İNCELEMESİ” Mustafa BAŞARANEL, Nurşen SAKLAKOĞLU, Simge GENÇALP
İRİZALP (a sürecinde)

KAYNAKLAR

Açıkgöz Ş, Şevik H, Kurnaz, SC. Influence of silver addition on the microstructure and mechanical properties of squeeze cast Mg–6Al–1Sn–0.3Mn–0.3Ti. J Alloys Compd:509 (27):7368-72 (2011).

ALIPOUR M., MOTLAGH M.N., MIRJAVADI S., 2012 Effect of the strain-induced melt activation (SIMA) process on the tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy modified by Al-5Ti-1B grain refiner, Materials Characterization, accepted manuscript.

Akar N., Mutlu İ., "AA2024 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ TİKSOTROPİK YAPISI ÜZERİNE SIMA YÖNTEMİNDEKİ DEFORMASYON ORANININ ETKİSİ "Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der. J. Fac. Eng. Arch. Gazi Univ. Cilt 25, No 4, 663-670, 2010

Ashtari P., Tezuka H. ve Sato T., "Influence of Sr and Mn Additions on Intermetallic Compound Morphologiesin Al-Si-Cu-Fe Cast Alloys" The Japan Institute of Light Metal, <http://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/44/12/2611.pdf>(08.09.2011)

ATASOY A, 'Alüminyum-Silisyum Ötektik Alaşımlarında Bileşim ve Yönlendirilmiş Katılma Hızının Fazlarası Mesafeye Etkisi', I.Ulusal Döküm Sempozyumu, İ.T.Ü Metalurji Fakültesi

BİROL, Y., KUBİLAY, C., ALTINTAŞ, S., ÖNSEL, M., BOZKURT, U., (2005). Alüminyum Alaşımlarında SIMA Prosesiyle Tikotropik Yapı Elde Edilmesi, 12. Kongre Bildirileri, OK-020

Chen S., Li L., Chen Y., Huang J., 2011. Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process, Journal of Alloys and Compounds, Volume 509, Issue 3, 21 January 2011, Pages 891-898

Cizek L, Hanus A, Sozanska M, Tanski T, Pawlica L. Structure characteristics of magnesium alloys with admixture of Aluminium, Silicon and Zirconium. Acta Metallurgica Slovaca:13:531-8 (2007).

Çavusoglu E (1992) Thixocasting yöntemi. Döküm Teknolojisi I kitabı, İ.T.U. Kütüphanesi, Sayı: 1499, İstanbul.

Eisen P and Young K (2000) Diecasting system for semi-liquid and semisolid metal casting-applications. Proceedings of alloys Sixth International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites, pp. 41-46.

ESMAEILI S. ve LLOYD D.J., 2005. Modeling of precipitation hardening in pre-aged AlMgSi(Cu) alloys, Acta Materialia, 53, 20, :5257-5271

FİDANER S, ÇELİK S, DOĞMUŞ H, SÜZEN C, DURAN A.D, 'Genel Dökümcülük Bilgisi'

GENÇALP S., AKSOY U., ERSENBİL E., 2011 A360 alüminyum alaşımına Mg ilavesinin malzeme yapısındaki sertlik dağılımına etkisinin incelenmesi, Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Dergisi, : 2-4

Grażyna Mrówka-Nowotnik G., "ntermetallic Phases Examination in Cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 Aluminium Alloys in As-Cast and T6 Condition " Intech, (2009) www.intechopen.com/download/pdf/24032

Handbook ASM (1988) Casting Aluminum and Aluminum Alloys, Aluminum Company of America, Amerika, Vol. 15, s. 749-753.

JIANG, H., Li M,. (2005). Microscopic observation of cold-deformed Al-4Cu-Mg alloy samples after semi-solid heat treatments, Materials Characterization 54 :451-457

Kapranos P (2000) Proceedings of 6th International Conference on Semisolid of Alloys and Composites. Turin, Italy.

Kapranos P, Gibson R C, Kirkwood D H, Hayes P J and Sellar C M J (1996) Materials Science Tech., 12: 274-278.

Kotadia H.R., Das A., Doernberg E. ve Schmid-Fetzer R., "A comparative study of ternary Al-Sn-Cu immiscible alloys prepared by conventional casting and casting under high-intensity ultrasonic irradiation" Materials Chemistry and Physics Volume 131, Issues 1-2, 241-249 (2011)

Liu SF, Li B, Wang XH, Su W, Han H. Refinement effect of cerium, calcium and strontium in AZ91 magnesium alloy. J Mater Process Technol:209(8):3999-4004 (2009).

Liu YL, Kang SB, Kim HW. The complex microstructures in as-cast Al-Mg-Si alloy. *Mater Lett*;41:267-72 (1999).

MEHDI HOSSEINIFAR M. ve MALAKHOV D.V., "The Sequence of Intermetallics Formation during the Solidification of an Al-Mg-Si Alloy Containing La" *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International* 2010

Mirković D., Gröbner J. ve Schmid-Fetzer R., "Liquid demixing and microstructure formation in ternary Al-Sn-Cu alloys" *Materials Science & Engineering A*, Volume 487, issue 1-2 (July 25, 2008), p.456-467. ISSN: 0921-5093 DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.043

MOTEGI, T., OGAWA, N., KONDO, K., LIU, C., and AOYAMA, S., (1998). Continuous casting of semisolid Al-Si-Mg alloy, T.Sato, *Proceedings of the ICAA-6, Toyohashi*, :297-326

Mrówka - Nowotnik G, Sieniawski J, Wierzbicka M. Analysis of intermetallic particles in AlSi1MgMn aluminium alloy. *J Ach Mater and Manufac Eng*:20(1-2);155-8 (2007).

PARSHIZFARD E., SHABESTARI S.G., 2011. An investigation on the microstructural evolution and mechanical properties of A380 aluminum alloy during SIMA process, *Journal of Alloys and Compounds* 509 9654– 9658

SAKLAKOĞLU, N., SAKLAKOĞLU, E., TANOĞLU, M., OZTAŞ, O., ÇUBUKÇUOĞLU, O., (2004). Mechanical properties and microstructural evaluation of AA5013 aluminum alloy treated in the semi-solid state by SIMA process, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 148, Issue 1, :103-107

Saklakoğlu N., Çolakoğlu H., Gençalp S., "SIMA Prosesi İle Üretilmiş Al-4Zn-3Mg Alaşımında Mikroyapı Gelişimi" 2009

SAVAŞ Ö., 'Alüminyum-Silisyum Döküm Alaşımlarında Mikro Porozite Oluşumuna Etki Eden Faktörlerin İncelenmesi', *Sakarya*, 2005

Seifeddine S, Johansson S, Svensson I. The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si-based alloys. *Mater Sci Eng:A* 490(1-2):385-90 (2008).

SIRONG, Y., DONGCHENG, L., Kim, N., 2006. Microstructure evolution of SIMA processed Al2024 Materials Science and Engineering: A, Volume 420, Issues 1-2, : 165-170

SUN Y. ve AHLATCI H., 2011. Mechanical and wear behaviors of Al-12Si-XMg composites reinforced with in situ Mg₂Si particles, Materials and Design, 32, 5, :2983-2987.

Spencer D P, Mehriban R and Flemings M C (1972) Rheological Behaviour of Sn-15%Pb in the crystallisation range. Metal Trans, 3: 749-753.

Taghaddos E, Hejazi MM, Taghiabadi R, Shabestari SG. Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 Aluminum alloy. J Alloys and Compounds;468(1-2);539-5 (2009).

TÜRKER A, AlSi Alaşımında Küresel Tane Oluşumunun İncelenmesi ve Isıl İşlemi ,Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa 1-3,(2011).

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, Alüminyum Komisyonu, 'Alüminyum Raporu', 24. Dönem Çalışma Raporu

URL-1 (2007) <http://www.metaldunyasi.com/tr/>

URL-2 <http://www.globalsino.com/micro/1/1micro9989.html>

Xian-Jin N., Jin-Hong K., Hyung-Jun K., Changhee L.,2009. Characteristics and heat treatment of cold-sprayed Al-Sn binary alloy coatings, Applied Surface Science,Volume 255, Issue 7, Pages 3933-3939

ZEREN M, 'Demir Dışı Düşük Sıcaklık Metal ve Alaşımları', Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Kocaeli, 2006

Wang, S., Li, Y., Chen, W., Zheng, X., "Microstructure Evolution of Semi-Solid 2024 Alloy During Two-Step Reheating Process", Trans. Nonferrous Met. Soc. China; 18,784– 788, 2008.

Warmuzek M, Rabczak K, Sieniawski J. The course of the peritectic transformation in the Al-rich Al-Fe-Mn-Si alloys. J Mater Process Technol;162-163:422-8 (2005).

Warmuzek M, Sieniawski J, Wicher K, Mrówka-Nowotnik G. The study of distribution of the transition metals and Si during primary precipitation of the intermetallic phases in Al-Mn-Si alloys. J Mater Process Technol;175(1-3):421-6 (2006).