

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KONTROLLÜ ATMOSFERDE
BASINÇLI DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMESİ VE ALAŞIM
ELEMENTLERİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Met. Yük. Müh. Hüseyin ŞEVİK

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
Tez Danışmanı : Doç. Dr. Süleyman Can KURNAZ

Haziran 2011

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ


**MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KONTROLLÜ ATMOSFERDE
BASINÇLI DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMESİ VE ALAŞIM
ELEMENTLERİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**


DOKTORA TEZİ


Met. Yük. Müh. Hüseyin ŞEVİK


Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ ve MAZLEME MÜHENDİSLİĞİ


Bu tez 09 / 06 /2011 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.


Prof. Dr.
Hüseyin ÇİMENOGLU
Jüri Başkanı


Doç. Dr.
Murat BAYDOĞAN
Üye


Doç. Dr.
Ahmet TÜRK
Üye


Doç. Dr.
Kenan GENEL
Üye


Doç. Dr.
Can KURNAZ
Üye

ÖNSÖZ

Lisans ve yüksek lisanstan sonra doktora eğitimimde de danışmanım olarak tezimin deneysel ve teorik tüm aşamalarında fikir ve tecrübeleriyle büyük katkı sağlayan ve çalışmalarında beni yönlendiren hocam sayın Doç. Dr. Süleyman Can KURNAZ'a çok teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalarım sırasında her türlü imkânlarından yararlandığım Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanlığına, başta Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. Cuma BİNDAL olmak üzere tüm Bölüm öğretim üyelerine ve araştırma görevlilerine teşekkürü bir borç biliyorum. Tez izleme jürisinde görev alarak teze katkı sağlayan Doç. Dr. Ahmet TÜRK ve Doç. Dr. Kenan GENEL'e da teşekkür ederim.

Ayrıca, çalışmalarına katkılarından dolayı Dr. Güven YARKADAŞ, Yük. Müh. Şehzat AÇIKGÖZ, Yük. Müh. Neslihan AÇIKGÖZ, Yük. Tkn. Öğrt. Azim GÖKÇE ve Yük. Müh. Aysun AYDAY, teknikerler Metin GÜNAY, Ebubekir ÇEBECİ ve Ersan DEMİR ile uzman Fuat KAYIŞ'a teşekkürlerimi sunarım.

Her zaman yanımda olan babam Hamza ŞEVİK, annem Döndü ŞEVİK, abim Rukan ŞEVİK, yengem Seftaf ŞEVİK ve eşim Nesrin ŞEVİK'e gönülden minnettarım.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ	vii
TABLOLAR LİSTESİ.....	xi
ÖZET.....	xii
SUMMARY.....	xiii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	6
2.1. Tanım.....	6
2.2. Magnezyum Alaşımalarının Sınıflandırılması.....	8
2.3. Magnezyum Alaşımları.....	9
2.3.1. Magnezyum-alüminyum alaşımları.....	13
2.3.2. Magnezyum-alüminyum-stronsyum alaşımları.....	16
2.3.3. Magnezyum-kalay alaşımları.....	18
2.3.4. Alkalın ve/veya nadir elementlerin eklenmesi ile magnezyum döküm alaşımları.....	19
2.3.5. Magnezyum alaşımlarının katılma davranışı.....	21
2.3.6. Magnezyum alaşımlarındaki intermetalikler.....	24
BÖLÜM 3.	
MAGNEZYUMUN BASINÇLI DÖKÜMÜ.....	27
3.1. Giriş.....	27

3.2. Magnezyum Alaşımının Yüksek Basınçlı Döküm Yöntemi.....	28
3.2.1. Basınçlı döküm ile üretilmiş magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	31
3.3. Sıkıştırma Döküm.....	32
3.3.1. İndirekt sıkıştırma-döküm.....	34
3.3.2. Direkt sıkıştırma-döküm.....	35
3.3.3. Sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	36
BÖLÜM 4.	
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	37
4.1. Çalışma Programı.....	37
4.2. Deneysel Malzemeleri.....	38
4.3. Kimyasal Analiz.....	40
4.4. Mikroyapı Karakterizasyonu	41
4.4.1. Numune hazırlama.....	41
4.4.2. Optik ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	42
4.4. Mekanik Testler.....	43
4.4.1. Sertlik deneyi.....	43
4.4.2. Çekme deneyi.....	43
4.4.3. Darbe deneyi.....	44
BÖLÜM 5.	
DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELENMESİ.....	45
5.1. Ön Çalışmalar.....	45
5.1.1. Mikroyapı çalışmaları.....	46
5.1.2. Mekanik testler.....	52
5.1.2.1. Sertlik.....	52
5.1.2.2. Çekme mukavemeti.....	54
5.2. Deneysel Çalışmalar.....	58
5.2.1. X-ışınları çalışmaları.....	58
5.2.2. Mikroyapı çalışmaları.....	69
5.2.2.1. Alaşım A'nın optik ve SEM mikroyapı çalışmaları..	69

5.2.3. Tane boyutu çalışmaları.....	86
5.2.4. Mekanik testler.....	90
5.2.4.1. Üretilen alaşımlarında sertlik.....	91
5.2.4.2. Üretilen alaşımlarda çekme mukavemeti.....	95
5.2.4.3. Üretilen alaşımlarda kırılma davranışı.....	102
5.2.4.4. Üretilen alaşımlarda darbe direnci.....	108
BÖLÜM 6.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	114
6.1. Sonuçlar ve Öneriler.....	114
KAYNAKLAR.....	118
ÖZGEÇMİŞ.....	129

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

CO ₂	: Karbon dioksit
°C	: Santrigrad derece
ppm	: Parts per million(milyonda bir)
ASTM	: Amerikan test ve malzeme derneği
SF ₆	: Sülfür hegzaflorür
OM	: Optik mikroskop
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
BSE	: Geri saçılım elektronları
EDS	: Enerji ayırma spektrometresi
XRD	: X ışınları difraksiyonu
AAS	: Atomik absorpsiyon spektrometrik
KW	: Kilowatt
Rpm	: Revolutions per minute
N/mm ²	: Newton/milimetrekaare
MPa	: Megapascal
mm	: Milimetre
µm	: Mikrometre
HB	: Brinell sertlik birimi
HV	: Vickers sertlik birimi
J	: Joule
kJ	: Kilojoule
KN	: Kilonewton

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	a) Magnezyumda alt tane oluşumu b) magnezyumda bazal kayma ve ikizlenme c) yüksek sıcaklıkta tane sınırı kayması.....	7
Şekil 2.2.	Başlangıç düzeninde Pramidal düzlemler	7
Şekil 2.3.	Magnezyum-Alüminyum ikili denge diyagramı.....	14
Şekil 2.4.	Mg-Al sisteminin magnezyumca zengin olan bölümü.....	15
Şekil 2.5.	Mg-Al alaşımının (AM60) tipik mikroyapı görüntüsü(α : Mg, β : $Mg_{17}Al_{12}$ ve farklı şekillerdeki Al-Mn bileşenleri).....	15
Şekil 2.6.	Magnezyum-Stronsiyum ikili denge diyagramı.....	17
Şekil 2.7.	Basınçlı döküm alaşımların mikroyapısı a) AJ51(Mg-5Al-1Sr) b) AJ62L (Mg-6Sr-1.6Sr) alaşımları ile Sr/Al oranı 0.3 den düşük, Al_4Sr ikincil faz, c) AJ52(Mg-5Al-2Sr) ve d) AJ62L (Mg-6Al-2Sr) alaşımları ile Sr/Al oranı 0.3 den yüksek ve iki tür ikincil faz mevcut, Al_4Sr ve Mg-Al-Sr üçlü bileşeni.....	18
Şekil 2.8.	Magnezyum-Kalay ikili denge diyagramı.....	19
Şekil 2.9.	Saf Magnezyuma Al ilavesinin Tane Boyutuna Etkisi.....	22
Şekil 2.10.	Çeşitli bileşimlerdeki Mg-Al alaşımlarında (a) Lamel, (b) lifli, (c) parçalı ayrılmış ve (d) tamamen ayrılmış yapı.....	23
Şekil 3.1.	Sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü.....	29
Şekil 3.2.	Soğuk kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü.....	30
Şekil 3.3.	Sıkıştırma döküm prosesinin şematik görünümü; a: metalin ergitilmesi, kalıbın yağlanması ve ısıtılması, b: ergimiş metalin kalıp boşluğuna dökülmesi, c: kalıbın kapanması ve eriyiğin basınç altında katılaştırılması, d: döküm parçasının çıkarılması ve ergitilecek metalin şarj edilmesi.....	34
Şekil 4.1.	Sıkıştırma Döküm sistemi.....	38
Şekil 4.2.	Deneme döküm görüntüleri(ok ile gösterilen sıcak yırtılma).....	39
Şekil 4.3.	Üretilen disk şeklindeki alaşımlar.....	40

Şekil 4.4.	Kimyasal Analizde Kullanılan Alevli Atomik Absorpsiyon Spektrometri Cihazının Görüntüsü.....	40
Şekil 4.5.	a) Çekme mukavemeti deneylerinde kullanılan ASTM E8-81 AASHTO No: T68 standardına göre hazırlanan yuvarlak kesitli numunelerin şematik olarak gösterimi b) Çekme deneyinde kullanılan örnek numuneler.....	43
Şekil 4.6.	Darbe deneyinde kullanılan örnek numune.....	44
Şekil 5.1.	Alaşım D1'in farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı ve EDS analizi (asetik glikol).....	46
Şekil 5.2.	Alaşım D1 'in X-ışınları analizi.....	46
Şekil 5.3.	Alaşım D1'e a) ve b) %0,1Mn, c) ve d) %0,2Mn, e) ve f) %0,3Mn, g) ve h) %0,4Mn ilavesinin farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı (asetik glikol) ve ı) Mg-6Al-0,3Mn alaşımının EDS analizi.....	47
Şekil 5.4.	Alaşım D2'nin X-ışınları analizi.....	48
Şekil 5.5.	Alaşım D1'e a) ve b) %0,1Ti, c) ve d) %0,2Ti, e) ve f) %0,3Ti, g) ve h) %0,4Ti ilavesinin farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı (asetik glikol) ve ı) Mg-6Al-0,3Ti alaşımının EDS analizi.....	50
Şekil 5.6.	Alaşım D3'ün X-ışınları analizi.....	51
Şekil 5.7.	Alaşım D4'ün farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı ve EDS analizi (asetik pikrik).....	52
Şekil 5.8.	Alaşım D4'ün X-ışınları analizi.....	53
Şekil 5.9.	Alaşım elementlerinin Alaşım D1'in sertliğine etkisi.....	54
Şekil 5.10.	Alaşım D2'nin Sn ilavesi ile sertlik değişimi.....	55
Şekil 5.11.	Alaşım elementlerinin Alaşım D1'in çekme mukavemetine etkisi.....	56
Şekil 5.12.	Kalay ilavesinin Alaşım D2'nin çekme mukavemetine etkisi.....	57
Şekil 5.13.	Alaşım A1'in X-ışınları analizi.....	60
Şekil 5.14.	Alaşım A2'nin X-ışınları analizi.....	61
Şekil 5.15.	Alaşım A3'ün X-ışınları analizi.....	62
Şekil 5.16.	Alaşım A4'ün X-ışınları analizi.....	63
Şekil 5.17.	Alaşım A5'in X-ışınları analizi.....	64

Şekil 5.18.	Alaşım A5'in X-ışınları analizi; ✖-Al ₄ Sr; ★-Mg ₁₇ Sr ₂	65
Şekil 5.19.	Alaşım B1'in X-ışınları analizi.....	66
Şekil 5.20.	Alaşım B2'nin X-ışınları analizi.....	67
Şekil 5.21.	Alaşım B3'ün X-ışınları analizi.....	68
Şekil 5.22.	Alaşım B4'ün X-ışınları analizi.....	69
Şekil 5.23.	Alaşım B5'in X-ışınları analizi.....	70
Şekil 5.24.	a) ve b) Alaşım A1, ve c) ve d) Alaşım B1'nin farklı büyütmelelerde optik mikroyapı görüntüsü.....	71
Şekil 5.25.	Alaşım A'nın optik mikroyapı görüntüleri; a) A1, b)A2, c)A3, d)A4 ve e)A5.....	72
Şekil 5.26.	Alaşım A'nın optik mikroyapı görüntüleri(500x büyütme); a) A2, b)A3, c)A4 ve d)A5.....	73
Şekil 5.27.	Alaşım B'nin optik mikroyapı görüntüleri; a) B1, b)B2, c)B3, d)B4 ve e)B5.....	74
Şekil 5.28.	Alaşım B'nin optik mikroyapı görüntüleri(500x büyütme); a) B2, b)B3, c)B4 ve d)B5.....	75
Şekil 5.29.	Alaşım A1'in SEM ve EDS görüntüsü.....	76
Şekil 5.30.	Alaşım A2'nin SEM ve EDS analizi.....	77
Şekil 5.31.	Alaşım A3'ün SEM ve EDS analizi.....	78
Şekil 5.32.	Alaşım A4'ün SEM ve EDS analizi.....	79
Şekil 5.33.	Alaşım A5'in SEM ve EDS analizi.....	80
Şekil 5.34.	Yüksek büyütmede Al ₄ Sr intermetalığının SEM görüntüsü; a)Alaşım A2, b)Alaşım A3, c)Alaşım A4, d)Alaşım A5.....	81
Şekil 5.35.	Alaşım B1'in SEM ve EDS analizi.....	82
Şekil 5.36.	Alaşım B2'in SEM ve EDS analizi.....	83
Şekil 5.37.	Alaşım B3'in SEM ve EDS analizi.....	84
Şekil 5.38.	Alaşım B4'ün SEM ve EDS analizi.....	85
Şekil 5.39.	Alaşım B5'in SEM ve EDS analizi.....	86
Şekil 5.40.	Alaşım elementinin Alaşım A1'in tane boyutuna etkisi.....	88
Şekil 5.41.	Sr ilavesi ile Alaşım A1'in tane boyutuna etkisinin şematik gösterimi.....	89
Şekil 5.42.	Alaşım A1 ve B1'in tane boyutu grafiği.....	90

Şekil 5.43.	Alaşım elementinin Alaşım B1'in tane boyutuna etkisi.....	91
Şekil 5.44.	Sr ilavesi ile Alaşım B1'in tane boyutuna etkisinin şematik gösterimi.....	92
Şekil 5.45.	Alaşım A1 ve B1'in sertlik grafiği.....	93
Şekil 5.46.	Alaşım A1'e stronsyum ilavesinin sertliğe etkisi.....	94
Şekil 5.47.	Alaşım B1'e stronsyum ilavesinin sertliğe etkisi.....	95
Şekil 5.48.	Alaşım A1 ve B1'in çekme ve akma mukavemeti grafiği.....	96
Şekil 5.49.	Alaşım A1 ve B1'in yüzde uzama grafiği.....	98
Şekil 5.50.	Stronsyum ilavesinin Alaşım A1'in mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi.....	99
Şekil 5.51.	Stronsyum ilavesinin Alaşım B1'in mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi.....	101
Şekil 5.52.	Alaşım A1 ve B1'in çekme deneyi sonucu farklı büyütmelerde kırık yüzey görüntüsü; a) ve b) Alaşım A1, c) ve d) Alaşım B1..	104
Şekil 5.53.	Alaşım A1'e stronsyum ilavesinin çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü; a)A1, b)A2, c)A3, d)A4 ve e)A5.....	105
Şekil 5.54.	Alaşım B1'e stronsyum ilavesinin çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü; a)B1, b)B2, c)B3, d)B4 ve e)B5.....	106
Şekil 5.55.	Alaşım B4'ün çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.....	107
Şekil 5.56.	Alaşım A4'ün çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.....	108
Şekil 5.57.	Alaşım B4'ün çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.....	109
Şekil 5.58.	Alaşım A1 ve B1'in darbe direnci grafiği.....	110
Şekil 5.59.	Stronsyum ilavesinin Alaşım A1'in darbe direncine etkisi.....	111
Şekil 5.60.	Stronsyum ilavesinin Alaşım B1'in darbe direncine etkisi.....	112

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	Önemli metallerin yer kabuğundaki oranı.....	6
Tablo 2.2.	Magnezyum elementini ilave edilen alaşım elementlerinin ASTM sisteminde tanımlanması	8
Tablo 2.3.	Magnezyum alaşımları için menevişleme gösterimi	9
Tablo 2.4.	Magnezyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları	11
Tablo 2.5.	Alaşım elementlerinin Magnezyum metali üzerindeki etkileri.....	12
Tablo 2.6.	Basınçlı döküm uygulamalarında Sülfür hegzaförür kullanımı....	13
Tablo 2.7.	Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri.	25
Tablo 3.1.	Basınçlı döküm ile üretilmiş çeşitli magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	31
Tablo 4.1.	Üretilen alaşımların kimyasal analizi (ağırlıkça oran, %).....	41
Tablo 4.2.	Mg-Al alaşımları için kullanılan dağlayıcılar.....	42
Tablo 5.1.	Üretilen alaşımların mekanik test sonuçları.....	92
Tablo 5.2.	Üretilen alaşımlarda mevcut fazların Mikro sertlik(Hv) değerleri.	93

ÖZET

Anahtar Kelimeler: Mg-Al alaşımları, sıkıştırma döküm, mekanik özellikler.

Bu çalışmada, magnezyum-alüminyum esaslı bir alaşım olan Mg-6Al alaşımının üretimi, kontrollü atmosferde, sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sonrasında manganez ve titanyum elementi ayrı ayrı ağırlıkça % 0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 oranlarında ilave edilmiştir. Daha sonra AM60 alaşımına kalay alaşım elementi ağırlıkça % 0,5, 1, 2 ve 4 olarak ilave edilmiştir. Elde edilen bilgiler doğrultusunda Mg- %6 Al- %0,3 Mn-% 0,3 Ti alaşımının en iyi mekanik özelliklere sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle bu araştırma için Mg-%6 Al- %0,3 Mn- %0,3 Ti alaşımı 8 kg 'lık ana alaşım olarak üretilmiş ve Al olarak kodlanmıştır. Ana alaşıma ağırlıkça % 0,3, 0,5, 1 ve 2 oranlarında Stronsiyum (Sr) alaşım elementi sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak ilave edilmiş ve üretilen alaşımlar sırasıyla A2, A3, A4 ve A5 olarak kodlanmıştır. Daha sonra ana alaşıma ağırlıkça %1 kalay (Sn) ilavesi gerçekleştirilmiş ve alaşım B1 olarak kodlanmıştır. Kalay miktarı sabit tutulmak koşulu ile çeşitli oranlarda Sr (ağırlıkça % 0,3-0,5-1-2) alaşım elementi sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak sırasıyla B2, B3, B4 ve B5 alaşımları üretilmiştir. Elde edilen alaşımlara sertlik, çekme ve darbe deneyleri uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Ayrıca XRD kullanılarak faz analizi yapılmış ve mikroyapı çalışmaları desteklenmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda, Mg-6Al alaşımının mikroyapı ve x-ışınları çalışması; alaşımın α -Mg, alüminyumca zengin α -ötektik ve ötektik dönüşüm esnasında dentritler arasında oluşan β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Tane boyutu analizi ile Mg-6Al alaşımının ortalama tane boyutu 107 μm olarak hesaplanmıştır. Titanyum ilavesi ile Mg-6Al alaşımında yeni bir faza rastlanmamıştır. Buna karşın, ağırlıkça %0,3 Mn ilavesinden sonra, Mg-6Al alaşımında AlMn intermetalik fazı oluşmuştur. Ayrıca alaşımın tane boyutu, artan Ti ve Mn miktarı ile azalmıştır. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına Sn alaşım elementi ilave edilmesi ile elde edilen alaşımın SEM ve X-ışınları çalışmalarından kalayın bir miktarının α -Mg fazı içerisinde çözündüğü ve kalan kısmının Mg_2Sn intermetalikliğini oluşturduğu tespit edilmiştir. Ön çalışmalardan sonra ana alaşım olarak üretilen A1 (Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti) alaşımının x-ışınları analizi sonucu alaşımında α -Mg, α -Ti, β - $Mg_{17}Al_{12}$ ve Al_8Mn_5 fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Sr ilaveli alaşımların X-ışınları analizlerinde ek olarak Al_4Sr ve $Mg_{17}Sr_2$ fazları tespit edilmiştir. B1 (Mg-%6Al-%1Sn-%0,3Mn-%0,3Ti) alaşımının X-ışınları analizi sonucu alaşımında α -Mg, α -Ti, β - $Mg_{17}Al_{12}$, Mg_2Sn ve Al_8Mn_5 fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Sr ilaveli alaşımların X-ışınları analizlerinde ek olarak Al_4Sr ve $SrMgSn$ fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir. A1 ve B1 alaşımlarının tane boyutunun Sr ilavesi ile azaldığı tespit edilmiştir.

Mg-6Al alaşımının sertlik ve çekme mukavemeti değeri sırasıyla 40 Brinell ve 144 MPa olarak bulunmuştur. Mg-6Al alaşımına ağırlıkça % 0,3'e kadar mangan ve titanyum ilavesi ile alaşımın sertlik ve çekme mukavemeti değeri artmıştır. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına Sn ilavesinin, alaşımın sertliğini ve çekme mukavemetini arttırdığı gözlenmiştir. Benzer sonuçlar A1 ve B1 alaşımına Sr ilavesi ile de elde edilmiştir. Ayrıca A1 (Mg-6Al-0,3Mn-0,3Ti) alaşımının darbe direnci 16 Joule elde edilmiş ve % 1 Sr ilavesine kadar arttığı tespit edilmiştir. B1 (Mg-6Al-1Sn-0,3Mn-0,3Ti) alaşımının darbe direnci 18 Joule olarak bulunmuş ve A grubu alaşımlarda olduğu gibi, B1 alaşımının darbe direnci % 1 Sr ilavesine kadar artmıştır.

THE PRODUCTION OF MAGNESIUM ALLOYS BY PRESSURE DIE CASTING METHOD AND EXAMINATION OF THE EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS ON THE PROPERTIES

SUMMARY

Keywords: Mg-Al alloy, squeeze casting, mechanical properties

In this study, magnesium-aluminium based alloy (Mg- Al 6 wt.%) were produced under a controlled atmosphere by a squeeze-casting process and then, the effect of manganese and titanium, which were added as 0.1, 0.2, 0.3 and 0.4 wt.%, on the microstructure and mechanical properties of Mg- 6Al alloy were investigated. After experience was gained from a pre-study, the Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alloy was produced as a master alloy and it was called as "A1". Then, different levels of the strontium (0.3, 0.5, 1 and 2 wt.%) were added into this master alloy and it was called as A2, A3, A4 and A5, respectively. The master alloy with tin 1 wt.% was prepared and called as "B1". Then, four alloys with different strontium content (0.3, 0.5, 1 and 2 wt.%) by using B1 alloy were prepared and called as B2, B3, B4 and B5, respectively. The microstructure of all alloys was investigated using optical and scanning electron microscope. Phases presented in these alloys were analyzed by X-ray diffraction and energy dispersive spectroscopy methods, and their grain sizes were measured by an image analyzer. The mechanical properties (i.e. hardness, tensile and impact strength) of all alloys were investigated.

Metallographic studies and X-ray diffraction analysis of Mg-6Al showed that its microstructure mainly consists of primary α -Mg dendrite grains with eutectic phases (e.g. Al-rich α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂) surrounding their boundaries. The grain size of Mg-6Al was measured as 107 μ m. The XRD spectrums of the alloys with Ti showed that its addition did not result in the formation of Ti-based any new phase. However, the XRD spectrums of Mn containing-alloys showed that the AlMn was detected in the Mg-6Al-0.3Mn alloy. Besides, the grain size of Mg-6Al decreased with increasing Ti and Mn concentration. Metallographic studies of Mg-6Al-0.3Mn alloy containing Sn showed that some Sn was solved both in the primary α -Mg grains and the β -Mg₁₇Al₁₂, with the rest of Sn, a new polygonal Mg₂Sn intermetallic phase was occurred at the grain boundaries. After pre-studies, metallographic studies and X-ray diffraction analysis of the A1 (Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti) showed that the A1 alloy consists of α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ and Al₈Mn₅ phases. Sr-containing alloys consists of Al₄Sr and Mg₁₇Sr₂ phases, as well. X-ray diffraction analysis of B1 alloy mainly consists of α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Mg₂Sn and Al₈Mn₅ phase. In addition to this, Al₄Sr and SrMgSn intermetallics were formed after Sr addition to B1 alloy. The grain size of A1 and B1 alloys decreased with increasing Sr concentration.

The hardness value and ultimate tensile strength (σ_{UTS}) value of Mg-6Al alloy was measured as 40 Brinell and 144 MPa, respectively. The hardness value and UTS of Mg-6Al alloy increased with increasing Ti and Mn concentration. The hardness value and UTS of Mg-6Al-0,3 Mn alloy increased with increasing Sn addition. A similar trend is also observed in the A1 and B1 alloys containing Sr. The impact toughness of A1 and B1 alloys was measured as 16 and 18 Joules, respectively. The impact toughness of A1 and B1 alloys was increased until 1 wt. % Sr.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Gelecek yıllarda anahtar amaçlardan birisi büyüyen çevresel tehlikeleri azaltmak için CO₂ emisyonunun düşürülmesi olacaktır. Bu nedenle tüm yapı malzemeleri içinde hafif metaller ve alaşımları önemini her gün arttırmaktadır. Magnezyum(Mg) alaşımları sahip olduğu düşük yoğunluğu ve iyi mukavemet/ağırlık oranı ile endüstriyel uygulama alanında kullanılabilirliği olan en hafif yapı malzemelerinden bir tanesidir. Bu özelliği ile magnezyum ve alaşımları tüm alanlarda özellikle de otomobil endüstrisindeki önemini her geçen gün arttırmaktadır. Ayrıca otomobil sektörü dışında elektronik, savunma, uzay sanayinde ve biyo-medikal uygulamalarda da önem derecesini yükseltmektedir[1-6].

Diğer birçok metal gibi magnezyum metali de saf olarak çok nadir kullanılmaktadır. Döküm yöntemi ile üretilen magnezyumun hemen hemen tüm özelliklerinin iyileştirilmesi için alaşımlar geliştirilmiştir. 1908 yılında magnezyum alaşımları için Alman firması “ Chemische Fabrik Griesheim” tarafından ilk adımlar atılmış olmasına rağmen magnezyum döküm alaşımlarının geliştirilmesi 1925 yılında yine Almanya’da yapılan çalışmalar ile başlamıştır[1, 3, 7, 8]. 1930 ile 1965 yılları arasında Mg-Al-Zn-Mn sistemine bağlı alaşımlar ticari olarak kullanılıyordu. Kullanılan alaşımlardan en yaygın olanı AZ91(Mg-9Al-1Zn) alaşımıydı. Nitekim ilk çalışmalar otomobiller içerisindeki aksamlar olmuştur ve en tanınmış örnek olarak VW – Beetle verilebilir. 1939’lu yıllarda üreilmeye başlanan bu otomobillerin içerisinde kullanılan bazı metalik parçaların (örneğin vites kutusu, direksiyon simidi, koltuk çerçevesi gibi) üretimi için magnezyum döküm alaşımları kullanılmaya başlanmıştır. 1962’de kullanılan toplam magnezyum ağırlığı 17 kg’a ulaşmıştır ki toplam ağırlık çelik ile karşılaştırıldığında 50 kg’lık bir kazanç söz konusu olmuştur. Bu dönem içerisinde Volkswagen minimum %8 Al içerecek şekilde AZ91 alaşımının türevlerini geliştirdi. Bu alaşım çekme mukavemetinde biraz düşme olsa da daha yüksek süneklik ve darbe direnci sağladı. Buna karşın AZ alaşımları yüksek

sıcaklıkta gerekli özellikleri karşılayamadığından dolayı araştırmacılar gereksinimi karşılayacak yeni alaşımları araştırmaya yöneldiler. 1965 yılının başlarında Dow, Norsk Hydro ve National Lead (NL) endüstrileri gibi birincil magnezyum üreticileri uygulama sıcaklığında benzer çekme mukavemeti, dökülebilirlik ve AZ81 alaşımı ile aynı maliyete sahip ama 175 °C sıcaklığa kadar sürünme direnci sağlayan yeni alaşımları değerlendirmeye başladılar. Araştırma sonuçları (%1) Silisyum(Si), (%1) Nadir elementler(RE) ve (%0,2) Kalsiyum(Ca) sırasıyla AZ81 alaşımına ilavesi yapıldığı zaman sünekliği düşürmesine rağmen sürünme direnci geliştirdiğini göstermiştir. Mg-Al ikili alaşımlarına Ca ilave edildiği zaman, çökelti partiküllerinin türü Ca/Al ağırlık oranına bağlıdır. Bu oran 0.8'den fazla olduğu zaman Mg_2Ca ve Al_2Ca fazının her ikisinin de olduğu tespit edilmiş ve sonuç olarak sertliğin önemli derecede arttığı görülmüştür. Mg-%8Al-%1Ca alaşımının sürünme direncini karşılamasına rağmen sıcak yırtılma gibi döküm hataları etkili bir şekilde çözülememiştir[1, 9-14].

1966-75 yılları arasında Volkswagen tarafından AS41(Mg-4Al-1Si) , AS21 ve AS11 adı verilen Mg-Al-Si döküm alaşımları başarılı bir şekilde geliştirilmiştir. AS41 alaşımı AZ81 alaşımından daha yüksek liküüs sıcaklığına sahip olmasına (yaklaşık 30°C) rağmen bu alaşımlarda düşük yoğunluğa, yüksek sertliğe, düşük termal genişleme katsayısına ve en önemlisi de yüksek ergime sıcaklığına (1085°C) sahip Mg_2Si çökelti partiküllerinin oluşması yukarıda bahsedilen alaşımların özelliklerini karşılamasının yanında, sürünme davranışını da çok daha fazla geliştirmiştir. Buna karşın AS21 ve AS11 alaşımları daha yüksek sürünme direnci sağlmasına rağmen özellikle düşük dökülebilirlik kabiliyeti ve yüksek liküüs sıcaklığı döküm uygulamalarında sınırlılık getirmektedir[1, 9, 10].

1970'li yılların başlarında ZA124(Mg-12Zn-4Al), ZA102(%0,3Ca) ve AZ80 alaşımları NL endüstri tarafından geliştirilmiştir. ZA124 alaşımı AS41 alaşımına benzer sürünme direnci sergiler ve daha iyi korozyon direncine ve akışkanlığa sahiptir. Yüksek çinko ilaveli alaşımlara düşük miktarda kalsiyum ilavesinin, sürünme direncini önemli derece geliştirdiği görülmüştür. ZA102(%0,3Ca) alaşımının sürünme direnci ZA124 alaşımından daha yüksek ve AS21 alaşımına benzerdir. Ayrıca bu alaşımlara kalsiyum ilave edildiği zaman herhangi bir sıcak

yırtılma görülmemektedir. AZ88 alaşımı AZ91 alaşımından daha geniş işleme aralığına sahiptir. Aynı zamanda daha ince ve karmaşık parçalar daha az hatayla üretilebilmektedir [9].

Bir başka geliştirilen alaşım ise Mg-Al ikili alaşım sisteminin bir üyesi olan AM60(Mg-6Al-0.3Mn) alaşımıdır. Bu alaşım AZ91 alaşımından daha yüksek süneklilik ile kabul edilebilir çekme mukavemetine sahiptir ve özellikle sünekliliğin istendiği yüksek performanslı arabalar için tekerlek üretiminde kullanılmaktadır [9, 15-17].

Magnezyum alaşımlarının korozyon davranışı metalürjik proseslere, mikroyapıya ve alaşım elementlerine oldukça bağlıdır. Demir, bakır ve nikel gibi katodik empritelerin varlığı üretim prosesi esnasında ayrılmazlar ve magnezyum alaşımlarının korozyon direncini olumsuz yönde etkilerler. Bu empüriteler magnezyum içerisinde düşük çözünürlüğe sahiptir ve ayırık partiküller veya bileşenler halinde çökelirler[3,7-9,18]. Magnezyum alaşımlarının korozyon direnci üzerine en önemli gelişme 1975-90 yılları arasında gerçekleşmiştir. Magnezyum alaşımlarının üretimleri üzerine teknoloji gelişimi ile empüriteler 100-200 ppm değerinden 20 ppm değerlerine kadar düşürülmüştür. Bu durumda yüksek saflıkta alaşım üretimini sağlamış ve korozyon direncini normalden 100 kat daha fazla arttırmıştır.

Diğer üreticiler ise bazı kompleks parçaların üretiminde magnezyum alaşımı kullanmışlardır (örneğin traktör kaputu, helikopterlerin ana vites kutusu, zeplin makineleri için krank kutuları, soğutma kulelerinin fan pervaneleri gibi). Tüm dünyada magnezyum üretimi 1986'da 322.000 tondan 1990 yılına kadar 360.000 tona çıkmıştır. 2000 yılında bu miktarın 436.000 ton, 2028'de ise hedefin 498.000 ton olacağı belirtilmektedir. Yapılan bu tahminlere rağmen günümüzde dünyadaki hızlı gelişmelere paralel olarak magnezyum üretimindeki artış hedeflerinin anormal boyutlara ulaştığı görülmektedir. Bir araştırma firması olan Roskill'in verdiği değerlere göre 2004 yılında magnezyum üretimi 660.000 ton/yıl ve 2008 yılında bu değer 964.000 ton/yıl değerlerine ulaşmıştır [3, 9, 19].

Özet olarak, geliştirilmiş çoğu döküm alaşımları Mg-Al alaşım sistemi tabanlıdır. Çinko, manganez, silisyum, kalsiyum ve nadir elementler gibi diğer elementlerde çeşitli gereksinimleri karşılamak için eklenmiştir. Günümüzde AZ91, AM50 ve AM60 halen endüstride en yaygın kullanılan döküm alaşımlarıdır. Buna karşın bu alaşımların mekanik özellikleri istenilen seviyelere henüz ulaşamamıştır. Bu nedenle alaşım elementleri ile yeni alaşımların üretilmesi ve istenilen ihtiyaçları karşılayabilmesi için birçok araştırmacı çalışmalarını alaşım geliştirmek üzerine yoğunlaştırmıştır [9, 15-17, 20].

Günümüzde otomotiv sektöründe kullanılan magnezyum alaşımları yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilmektedir. Bu alaşımlar göreceli olarak oda sıcaklığında iyi mukavemet veya yüksek süneklilik özelliklerinden birine sahiptirler[9, 21,22]. Sıkıştırma döküm (squeeze casting), yüksek basınç altında kapalı kalıp içinde ergimiş metalin katılaşmasını içeren bir prosesdir. Proses alüminyum otomotiv bileşenlerinin üretiminde son derece başarılı şekilde kullanılmaktadır. Bu teknoloji hem dövme hem de döküm özelliklerini içerdiği için hafif alaşımların çekme mukavemeti, yorulma, darbe direnci gibi mekanik özellikleri ve sünekliliği iyileştirir. Buna karşın sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum bileşenlerinin üretimi geniş çapta araştırılmamıştır. Magnezyum alaşımları için dövme döküm teknolojisinin geliştirilmesi, otomotiv sektöründeki magnezyum bileşenlerinin yarışabilirliğini arttıracaktır [23-26].

Sonuç olarak magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri, bu çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Bu çalışmada ağırlıklı olarak ticari kullanımı mevcut AM60 alaşımı temel alınmıştır. Ön çalışma olarak magnezyum-alüminyum temelli alaşım olan Mg-6Al alaşımının üretimleri kontrollü atmosferde sıkıştırma döküm kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sonrasında AM60 alaşımının üçüncü elementi olan manganez elementi ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 ilavesi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca aynı ağırlık oranlarında üçüncü alaşım elementi olarak titanyum ilave edilmiştir. Daha sonra AM60 alaşımına kalay alaşım elementi ağırlıkça %0,5, 1, 2 ve 4 olarak ilave edilmiştir. Alaşım üretiminde yeterli deneyim sağlandıktan sonra, mikroyapı ve mekanik özellikler(sertlik, çekme mukavemeti) hakkında elde edilen bilgiler

doğrultusunda Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının en iyi mekanik özelliklere sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle bu araştırma için Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımı 8 kg 'lık ana alaşım olarak üretilmiştir. Ana alaşım üretimi esnasında saf Mg, saf Al, Al-%7Mn ve Al-%6Ti kullanılmıştır. Al-%7Mn alaşımı laboratuarda bu çalışma için üretilmiş ve kimyasal olarak test edilmiştir. Ana alaşıma ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 oranlarında Stronsyum (Sr) alaşım elementi, sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak ilave edilmiştir. Üretilen alaşımlar A grubu olarak kodlanmıştır. Daha sonra ana alaşıma ağırlıkça %1 kalay (Sn) ilavesi gerçekleştirilmiş ve kalay miktarı sabit tutulmak koşulu ile çeşitli oranlarda Sr (ağırlıkça %0,3, 0,5, 1, 2) alaşım elementi sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak B grubu alaşımlar üretilmiştir. Elde edilen alaşımlara sertlik, çekme ve darbe deneyleri uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Ayrıca XRD kullanılarak faz analizi yapılmış ve mikroyapı çalışmaları desteklenmiştir. Çalışmanın 1. bölümünü genel bakış oluşturmaktadır. 2. ve 3. bölümde literatür çalışması gerçekleştirilecektir. Bu çalışmada kullanılmış deneysel prosedürler 4. bölümde tanımlanacaktır. 5. bölümde ise alaşım elementlerinin ilavesi ile üretilmiş alaşımların mikroyapı karakterizasyonu ve alaşım elementinin mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenecektir. Son bölüm olan 6. bölümde sonuçlar özetlenecektir.

BÖLÜM 2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

2.1 Tanım

Magnezyum alüminyumdan %36, demirden %78 daha hafif olmasından dolayı modern teknoloji olan uzay, uçak ve otomotiv parçalarının üretiminde önemli bir malzemedir. Tüm yapı malzemeleri arasında en yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahiptir. 1970'deki yakıt krizinden beri, düşük emisyon ve düşük yakıt tüketimi için araçların ağırlıkları düşürülmeye çalışılmaktadır [27].

Tablo 2.1. Önemli metallerin yer kabuğundaki oranı [3, 27].

Element	Al	Fe	Mg	Ti	Zn	Ni	Cu	Pb
% oran	7,5	4,7	2,7	0,58	0,02	0,018	0,01	0,002

Magnezyum, tablo 2.1'de görüldüğü gibi, yaklaşık olarak yer kabuğunun %2,7'sini oluşturur. Çeşitli ham maddelerden magnezyum metali üretilebilmektedir. Metalik magnezyum elementi şu anda dünyada kullanılabilir en düşük yoğunluğa sahip metaldir. Ekonomik olarak kazanılabilir magnezyum minerali 11 ülkede 38 önemli yatakta 380 milyon ton olarak çıkarılmaktadır. Magnezyumun kazanıldığı üç temel kaynak deniz suyu, mineral kayaçlar ve asbesttir. Dünya'daki en büyük magnezyum yatakları ise şu şekilde dağılmıştır [3]:

Kuzey Amerika: ABD, Kanada

Güney Amerika: Brezilya

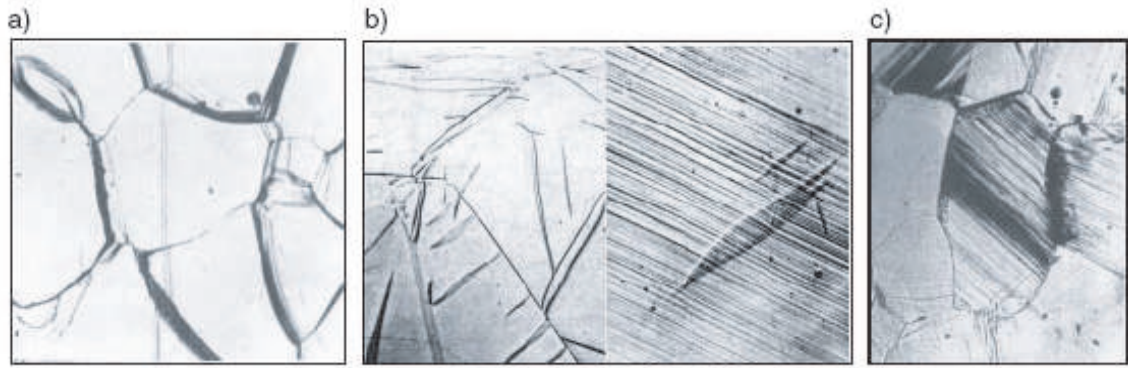
Avrupa: Norveç, Avusturya, Çekoslovakya, Yunanistan, Türkiye, Rusya,

Asya: Çin, Hindistan, K.Kore

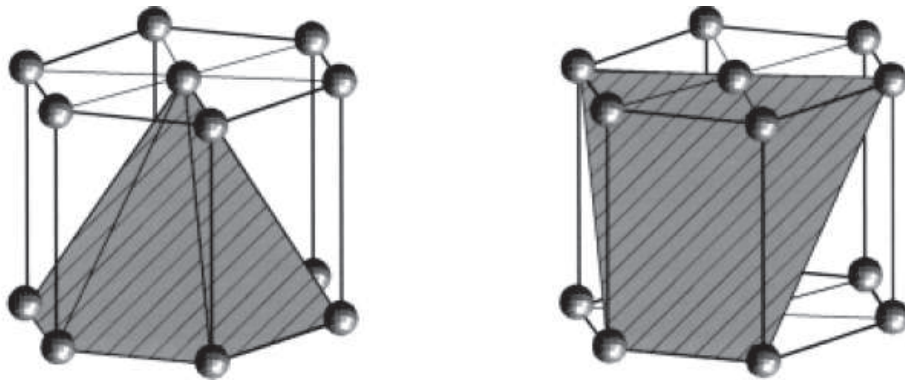
Okyanusya: Avustralya

Hegzagonal sıkı paket yapıya sahip magnezyum, diğer kristal yapılar ile karşılaştırıldığında daha az kayma sistemine sahiptir. Bu nedenle özellikle düşük sıcaklıklarda magnezyumu deforme edebilmek son derece kısıtlıdır[10, 28]. Oda

sıcaklığındaki kayma sistemi $\{0001\}$ bazal düzleminde $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ yönünde ve 225°C üzerinde $\{10\bar{1}1\}$ ve $\{10\bar{1}2\}$ piramidal ve $\{1010\}$ prizma kayma düzlemleri aktiftir. Oda sıcaklığı deformasyonu başlıca bazal düzlemlerdeki kaymalar ile gerçekleşir. 225°C de aktifleşen Piramidal düzlemler plastik deformasyon kabiliyetinde artışa neden olur. Şekil 2.1.a ve b'de görüldüğü gibi yapılan çalışmalar sonucu saf magnezyumda 8-70MPa gerilme aralığında ve $90-300^\circ\text{C}$ aralığında $\{0001\}$ düzleminde bazal kayma, ikizlenme ve alt tane oluşumu gözlemlenmiştir. Bunlar birincil sürünme bölgesindeki mekanizmalardır. Yüksek sıcaklıklarda, 250°C üzeri, bazal olmayan piramidal ve prizma kayma düzlemlerinde (şekil 2.1. c) tane sınırı deformasyonu ve kayması meydana gelir. Şekil 2.2.'de magnezyum metalinde oluşan piramidal düzlemler gösterilmektedir [3, 10, 28-31].



Şekil 2.1. a) Magnezyumda alt tane oluşumu b) magnezyumda bazal kayma ve ikizlenme c) yüksek sıcaklıkta tane sınırı kayması[10].



Şekil 2.2. Başlangıç düzeninde Piramidal düzlemler; a) Prizma, b) Piramidal [3].

Saf metalik magnezyum çoğu teknolojik uygulama için istenilen özellikleri sağlayamamaktadır. Magnezyumun alaşımlandırılması mukavemet, süneklilik, korozyon direnci, sürünme direnci gibi özellikleri elde etmek için gerçekleştirilir [3].

2.2. Magnezyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Magnezyum alaşımlarının tanımlanması ASTM sisteminde standartlaştırılmıştır. Her bir alaşım dört adet tanımlama bölümünden oluşmaktadır. Birinci bölüm alaşımın ana alaşım elementlerini tanımlar. Tablo 2.2’de alaşım elementlerinin harfler ile tanımlanması görülmektedir. İkinci bölüm, her bir ana alaşım elementinin yüzde ağırlıkça değerlerini vermektedir. Üçüncü bölüm, alaşımın kendi içinde tanımlanmasıdır. Genelde malzemenin saflık derecesini temsil etmektedir (A harfi 1. bileşim, B harfi 2. bileşim, C harfi 3. bileşim, D harfi yüksek saflık ve E harfi yüksek korozyon direncini tanımlar). Dördüncü bölüm ise alaşıma uygulanmış ısıtma işlemi göstermektedir. Tablo 2.3’de alaşımlara uygulanan ısıtma işlemleri tanımlanmıştır. Tanımlamanın anlaşılması için AJ62D-T6 alaşımını inceleyebiliriz. Tanımlamadaki ilk kısım, AJ, alüminyum ve stronsiyumun iki ana alaşım elementi olduğunu gösterir. Tanımlamadaki ikinci kısım, 62, alüminyumun (%6) ve stronsiyum (%2) alaşım elementlerinin ağırlıkça yüzdelerini verir. Üçüncü kısım, D, üretilen alaşımın yüksek saflık derecesinde olduğunu tanımlar ve son kısım ise malzemeye uygulanmış olan ısıtma işlemi, yani çözelti ısıtma işlemine tabi tutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş olduğunu belirtir [3, 8].

Tablo 2.2. Magnezyum elementine ilave edilen alaşım elementlerinin ASTM sisteminde tanımlanması[3,8].

Kısaltma Harfi	Alaşım elementi	Kısaltma Harfi	Alaşım elementi
A	Alüminyum	M	Manganez
B	Bizmut	N	Nikel
C	Bakır	P	Kurşun
D	Kadmiyum	Q	Gümüş
E	Nadir elementler	R	Krom
F	Demir	S	Silisyum
H	Toryum	T	Kalay
J	Stronsiyum	W	Yttriyum
K	Zirkonyum	Y	Antimuan
L	Lityum	Z	Çinko

Tablo 2.3. Magnezyum alaşımları için menevişleme gösterimi [8].

Temel Bölümler	
F	Üretildiği gibi
O	Tavlanmış ve yeniden kristalleşme işlemi uygulanmış (sadece dövme alaşımları için geçerli)
H	Gerinim sertleşmesi işlemi gerçekleştirilmiş
W	Çökelti ısıl işlemine tabi tutulmuş (kararsız menevişleme)
T	F,O veya H işlemlerinden başka kararlı meneviş işlemlerine tabi tutulmuş
Isıl işlem (T) türleri	
T1	Soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
T2	Tavlanmış (sadece döküm alaşımları için)
T3	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş ve soğuk işlenmiş
T4	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş
T5	Soğutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
T6	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
T7	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş ve kararlı duruma getirilmiş
T8	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
T9	Çözelti ısıl işlemine tabi tutulmuş, yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş ve soğuk işlenmiş
T10	Soğutulmuş, yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş ve soğuk işlenmiş

2.3. Magnezyum Alaşımları

Diğer birçok metal gibi magnezyum metali de saf olarak çok nadir kullanılmaktadır. Döküm yöntemi ile üretilen magnezyumun hemen tüm özelliklerinin iyileştirilmesi için çeşitli alaşım elementleri ilavesi ile alaşımlama yapılmaktadır. Bu nedenle uzun yıllar önce başlayan ve halen devam eden araştırmalar sonucunda bazı magnezyum alaşımları geliştirilmiştir. Bu alaşım sistemlerinden en yaygın olarak kullanılanı Mg-

Al ikili sistemidir. Alüminyum ilavesinin temel nedeni mukavemeti iyileştirmek, korozyon ve sürünme direncini geliştirmek ve dökülebilirliği arttırmak olarak özetlenebilir. Bu kullanılan alaşımlardan en yaygın olanı AZ91 alaşımıydı. Nitekim ilk çalışmalar otomobiller içerisindeki aksamlar (kontrol paneli, direksiyon simidi gibi) olmuştur ve en tanınmış örnek olarak Volkswagen marka arabaların Beetle modeli verilebilir [1, 3, 7, 8, 29].

Magnezyum alaşımları mükemmel işlenebilirliği ile düşük ağırlıklı malzemeler için istenen boşluğu doldurmasına rağmen hala alüminyum ve plastikler ile yarışamamaktadır. Ana faktörü düşük ve sabit maliyetlerde dünya pazarına sunulamaması ve tatmin edici mekanik özelliklerin sağlanamaması oluşturmaktadır. Bu nedenle halen araştırmacılar magnezyum alaşımları üzerinde çalışmalarını sürdürmektedir ve ana konuları aşağıdaki başlıklar oluşturmaktadır [9, 21-23, 29, 32-40]:

- Alaşım geliştirme
- Hızlı soğuma
- Üretim teknolojileri
- Geri dönüşüm
- Kompozitler
- Korozyondan koruma

bu konu başlıkların takibinde araştırmacıların amacını da aşağıdaki maddeler oluşturmaktadır:

- Birincil malzemelerin düşük maliyette üretilebilmesi
- Alaşım çeşitlerinin genişletilebilmesi ki bu sürünme davranışının geliştirilmesi ve spesifik ağırlığın düşürülmesi için gerekmektedir.
- Yenilikçi üretim metotları geliştirmek
- Geliştirilmiş kaplama teknikleri ile korozyon direncini arttırmak
- Hızlı soğuma proseslerinden faydalanabilme
- En iyi şekilde magnezyum matriksli kompozitlerin kullanım alanlarının geliştirilmesi

Magnezyum parçaların sahip olduğu avantajlara rağmen halen dünya pazarında yerini tam olarak alamamıştır. Magnezyum alaşımlarının avantajları ve kullanım sınırlamaları tablo 2.4’de sunulmuştur [3, 8, 19, 27].

Tablo 2.4. Magnezyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları [3, 8, 19, 27].

Avantajları	Dezavantajları
<ul style="list-style-type: none"> - Bütün metalik malzemelerin arasında en düşük yoğunluğa sahip - Yüksek spesifik mukavemet - Basınçlı döküm için iyi dökülebilirlik ve kullanım - Yüksek kesme hızında kolay işlenebilirlik - İnert gaz altında iyi kaynaklanabilirlik - Geliştirilmiş korozyon direnci - Plastikler ile karşılaştırıldığında iyi mekanik özellik, daha iyi elektrik ve termal iletkenlik, geri dönüşüm 	<ul style="list-style-type: none"> - Birkaç alaşıma sahip olması - Oda sıcaklığında düşük süneklilik ve tokluğa sahip - Yüksek sıcaklıkta limitli özellikler sürünme direnci gibi - Yüksek kimyasal reaksiyon - Yüksek döküm çekilmesi - Yüksek üretim maliyetleri

Magnezyum alaşımları neredeyse tüm üretim yöntemleri ile üretilebilmektedir. Kullanılan üretim yöntemlerinden bir tanesi de döküm yöntemidir. Bu yöntemler soğuk ve sıcak kamaralı döküm, yarı-katı döküm, savurma döküm, sürekli döküm ve kum döküm olarak sıralanabilir. Farklı magnezyum alaşımları için farklı yöntemler uygulanmakta ve bu alaşımlar farklı mekanik özellikler göstermektedir. Genellikle magnezyum alaşımları otomobil parçalarında, savunma ve uzay sanayinde, diz üstü bilgisayarlarda, kamera, cep telefonu gibi elektronik aletlerin aksamalarında kullanılmak üzere basınçlı döküm tekniği ile üretilirler [3, 8, 9, 16, 21-24, 27, 41].

Magnezyum alaşımlarının geliştirilmesinde, Al, Be, Ca, Li, Mn, Si, Sr, Ag, Th, Zn, Zr ve RE elementleri katılarak mikro alaşımlandırma denenmektedir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen yeni magnezyum alaşımlarında nadir toprak metalleri kullanılmaktadır. Bu elementlerin Mg metali üzerindeki etkileri aşağıda yer alan tablo 2.5’de verilmektedir [3, 12,18, 29, 39-55].

Tablo 2.5. Alaşım elementlerinin Magnezyum metali üzerindeki etkileri[3, 12,18, 29, 39-55].

Al	Magnezyum alaşımının çekme mukavemetini ve sertliğini artırır. Katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi($Mg_{17}Al_{12}$) düşük sıcaklıkta (<120°C) alaşımın mukavemetine katkıda bulunur. Yüksek oranlarda ilavesi mikro poroziteyi artırır. Dökülebilirliği artırır.
Be	Çok düşük konsantrasyonlarda (<30ppm) erimiş metal yüzeyinde oksidasyonu azaltır. Mg-Al alaşımlarında berilyum tane kabalaşmasına neden olabilir.
Ca	Kararlı intermetalik bileşen Mg_2Ca ergime sıcaklığının 715°C olması sürünme direncini artırır ve tane küçülmesinde pozitif etki yapar. Aynı zamanda ergimiş metalin oksidasyonunu biraz durdurur. Buna karşın korozyon davranışı üzerinde olumsuz etkiye sahiptir.
Li	Ortam sıcaklığında katı eriyik sertleşmesi oluşturur. Yoğunluğu düşürür ve sünekliği artırır.
Mn	Manganez Fe-Mn çökelti bileşeni vasıtası ile magnezyum eriyiğindeki demir içeriğini kontrol etmekte kullanılır. Alaşımların sürünme direncini arttırabilir ve demir kontrolü ile korozyon direncini geliştirir. Ama magnezyum alaşımlarının mukavemetinde çok az etkiye sahiptir.
Si	Silisyum oluşturduğu kararlı silisit Mg_2Si intermetalikliğinden dolayı yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirebilir. Ama magnezyum alaşımlarının dökülebilirliğini düşürür. Silisyumun korozyona etkisi göz ardı edilebilir.
Sr	Çekme boşluğu veya dağılımında olumlu etkiye sahiptir ve magnezyum alaşımının porozite eğilimi azalır. Mg-Al sistemlerinde tane inceltici etkiye sahiptir ve aynı zamanda sürünme direncini artırmaktadır.
Ag	Nadir elementler ile yüksek sıcaklıkta mukavemeti ve sürünme direncini arttırır, fakat aynı zamanda korozyon direncini azaltır.
Th	Magnezyum alaşımlarının yüksek sıcaklıkta mukavemetini ve sürünme direncini arttırır, fakat radyoaktif elementtir.
Zn	Ergimiş metalin akıcılığını artırır ve tane inceltici etki gösterir, buna karşın mikro porozite oluşumuna eğilim gösterir.
Zr	Katılaşma esnasında Zr'ca zengin partiküller Mg tanelerinin heterojen çekirdeklenmesine neden olur. Bu nedenle Zr elementi Si, Al ve Mn ile kullanılmadığı zaman çok güçlü tane inceltici etkiye sahiptir. Sonuç olarak ortam sıcaklığında çekme mukavemetini geliştirir.
RE	Tüm nadir elementler magnezyum ile sınırlı çözünürlük içermektedir ki bundan dolayı çökeltme sertleşmesi mümkündür. Buda sürünme davranışını, korozyon davranışını ve yüksek sıcaklık mukavemetini arttırır. Teknik alaşım elementleri olarak yttrium, neodymium ve cerium dur. Yüksek maliyetlerinden dolayı genelde yüksek teknolojik alaşımlarda kullanılırlar.

Sıvı magnezyum normal atmosferde çok hızlı bir biçimde oksijen ile reaksiyona girer. Bu yüzden günümüzde en yaygın olarak sülfür hegzaförür(SF₆) içeren gaz karışımları sıvı magnezyumu korumak için kullanılmaktadır. Eriyik magnezyum yüzeyini korumak için renksiz, kokusuz ve zehirsiz SF₆ gazı hacimce %0,2-0,5 arasında CO₂ veya kuru hava gibi gazlar ile karışım halinde kullanıldığında yeterli koruma sağlanabilmektedir. Tablo 2.6 basınçlı döküm ile üretilecek magnezyum alaşımları için önerilen örnek gaz karışımlarını göstermektedir [41, 44, 56-60].

Tablo 2.6. Basınçlı döküm uygulamalarında Sülfür hegzaförür kullanımı [41, 44, 56-60].

Ergime Sıcaklığı(°C)	Önerilen koruyucu gaz karışımı(% hac.)	Yüzey karıştırma	İşlem durumu	
			Kalıntı Flaks**	Eriyik Koruma
650-705	Hava+0.04 SF ₆ *	Yok	Yok	Mükemmel
650-705	Hava+0.2 SF ₆	Var	Yok	Mükemmel
650-705	75 hava+ 25 CO ₂ + 0.2 SF ₆	Var	Var	Mükemmel
705-760	50 hava+ 50 CO ₂ + 0.3 SF ₆	Var	Yok	Çok iyi
705-760	99,8 CO ₂ + 0.2 SF ₆	Var	Var	Mükemmel

* Kontrol koşulları altında minimum konsantrasyon

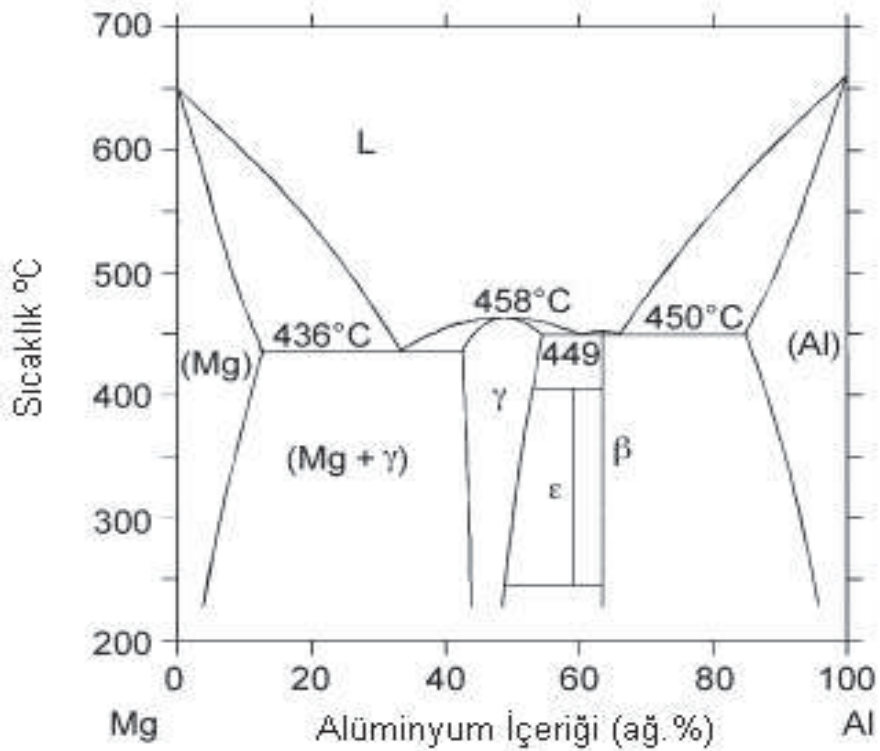
** Daha önceki işlemlerden gelebilir.

2.3.1. Magnezyum-alüminyum alaşımları

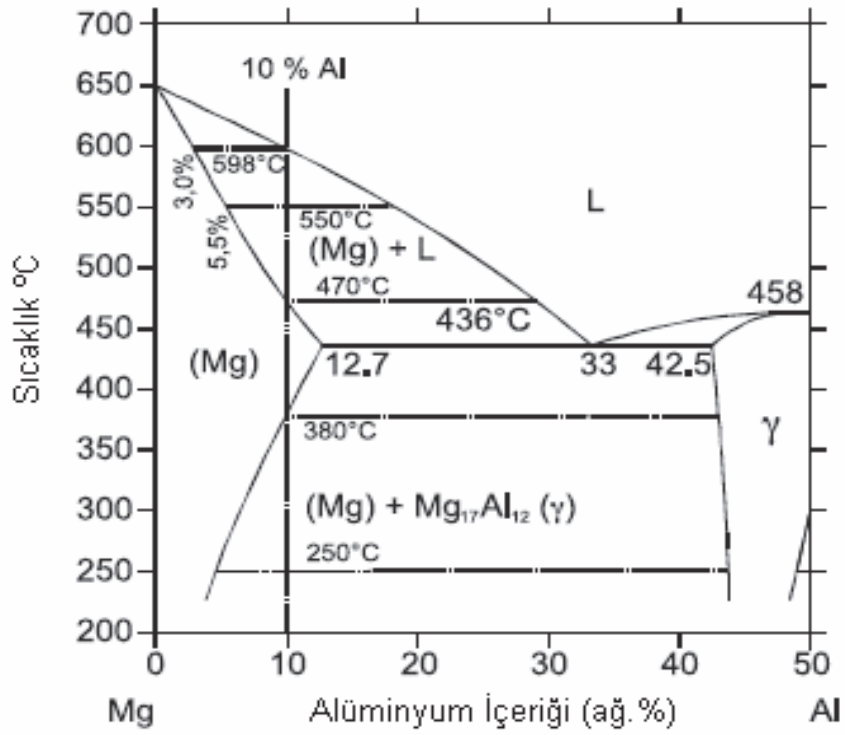
Magnezyum alaşımlarında en yaygın olarak Mg-Al sistemi kullanılmaktadır. Şekil 2.3 de Mg-Al ikili denge diyagramı görülmektedir. Denge diyagramından da görüldüğü gibi 436°C gibi çok düşük sıcaklıkta ötektik reaksiyon gerçekleşmektedir. Ötektik reaksiyon, $L \leftrightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha(Mg)$, düşük sıcaklıkta meydana gelir(437°C). Bu ötektik sıcaklıkta alüminyumun maksimum çözünürlüğü %12,7 ve azalan sıcaklık ile alüminyumun çözünürlüğü de keskin bir şekilde azalır. Buradaki karakteristikler Mg-Al alaşım sisteminin alaşımlarının iyi dökülebilirlik, katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi sağlayabileceğini göstermektedir [7, 9, 21, 61].

Şekil 2.4.'de görüldüğü gibi Mg-Al alaşım sistemleri % 2 den daha fazla alüminyum içerdiği zaman döküm mikroyapısında Mg₁₇Al₁₂ intermetalığı görülür. Eğer

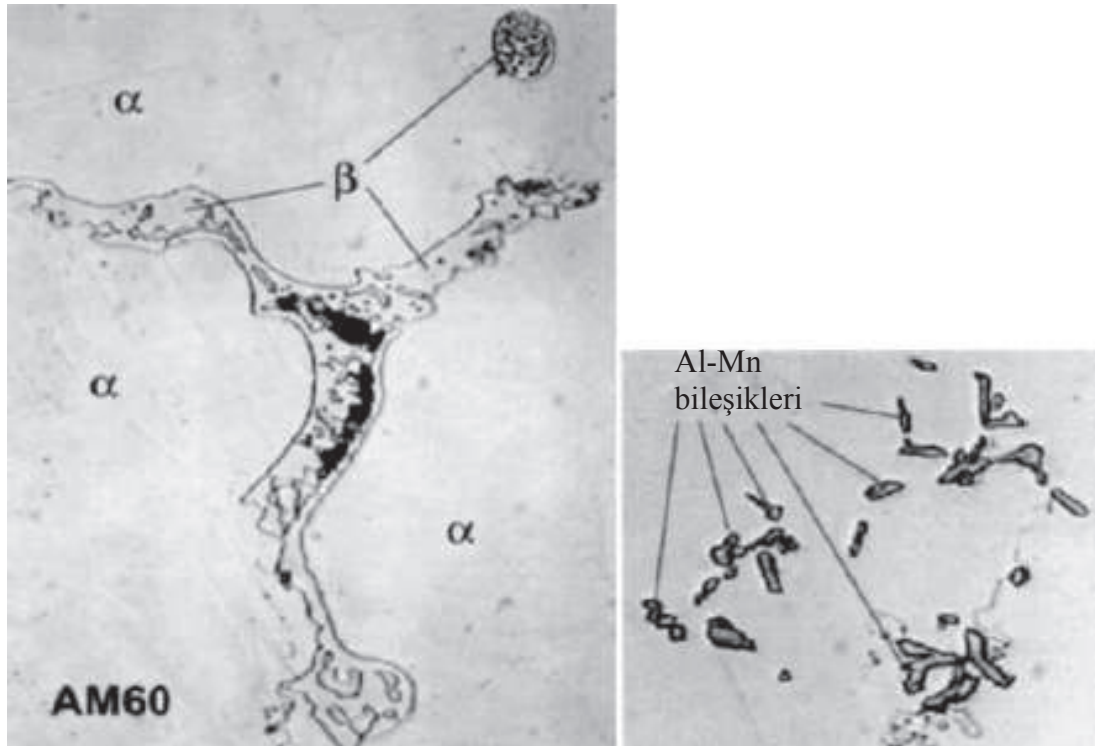
alaşımlarda alüminyum içeriği % 8'in üzerinde ise ağ yapısını tamamlamamış $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı tane sınırları boyunca dağılım gösterir ve bu durum sünekliliğin hızlı bir şekilde düşmesine neden olur. Yaklaşık $420^{\circ}C$ de çözelti işlemleri $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığının çözünmesine sebep olur, katı eriyik sertleşmesi meydana gelir ve her iki durumda çekme mukavemeti ve sünekliliği artırmaktadır. $150^{\circ}C$ ile $250^{\circ}C$ aralığında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı çökebilir ve bu çökelti partikülleri çekme mukavemetinin artmasını sağlar. Buna karşın Mg-Al alaşımları yapısal malzemeler olarak kullanılmak için gerekli özellikleri taşımamaktadır. Çinko, manganez, silisyum, nadir elementler gibi elementler Mg-Al alaşım sistemine ilave edilerek özelliklerin geliştirilmesi sağlamaktadır [9, 51, 54, 62-65].



Şekil 2.3 Magnezyum-Alüminyum ikili denge diyagramı[66].



Şekil 2.4. Mg-Al sisteminin magnezyumca zengin olan bölümü [8].

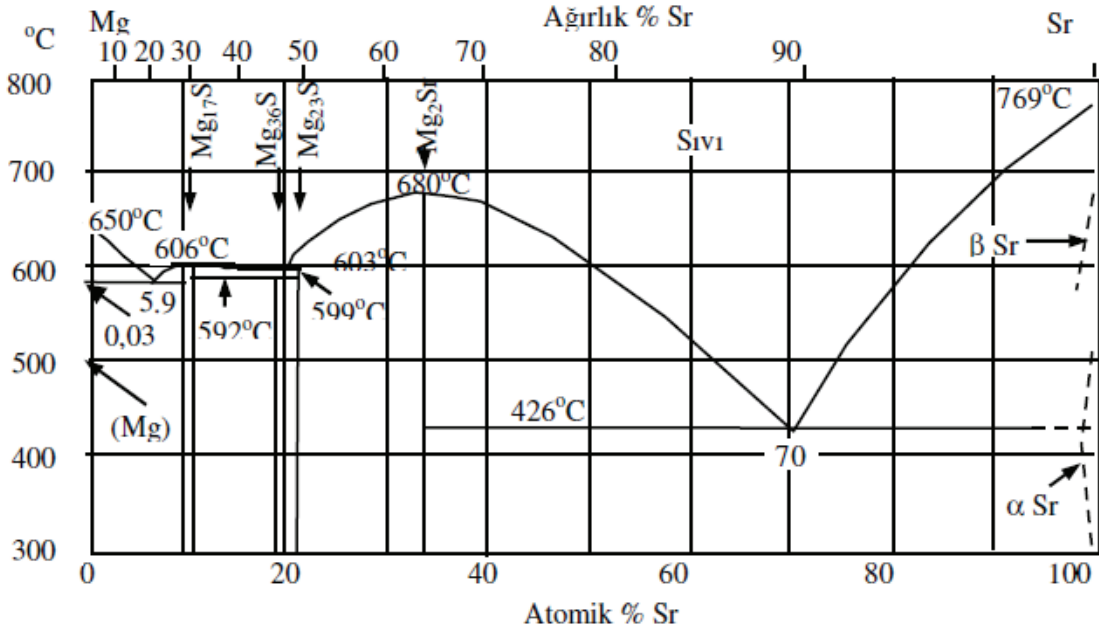


Şekil 2.5. Mg-Al alaşımının (AM60) tipik mikroyapı görüntüsü (α : Mg, β : $Mg_{17}Al_{12}$ ve farklı şekillerdeki Al-Mn bileşenleri)[8].

AM60 (Mg-6Al-Mn) alaşımı Mg-Al sisteminde en yaygın kullanılan alaşımdır. Şekil 2.5'de tipik AM60 alaşımının mikroyapısı görülmektedir. Mg-Al alaşım sistemine üçüncü alaşım elementi olarak manganez ilavesi, Fe-Mn kelti bileşeni vasıtası ile magnezyum eriyiğindeki demir içeriğini kontrol etmekte kullanılır. Bu nedenle manganez ilavesinin birincil nedeni demir kontrolü ile korozyon direnci geliştirmektir. Ergitme esnasında bu partiküllerin bir kısmı potanın altında çökelir, geri kalanı da katılaşma esnasında döküm içerisinde kalır. Şekil 2.5'de görüldüğü gibi oluşan partiküller yapıda aynı anda iğnemsiz, keskin köşeli, küresel veya ieksi Şekilde oluşabilir[61, 67-69]. Barbagallo ve arkadaşları yaptığı çalışmada, oluşan bu partiküllerin hem tane içinde hem de tane sınırında bulunabileceğini göstermiştir[68, 70]. Bu partiküller alaşım içerisinde muhtemelen Al_6Mn , Al_4Mn , Al_3Mn_5 ve çok az Fe içeren veya içermeyen $AlMn$ fazlarında bulunabilir. Bu fazlar Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık mukavemetini de geliştirebilir. Bu alaşım AZ91(Mg-9Al-1Zn) alaşımından daha yüksek süneklilik gösterir ve direksiyon simidi, araç koltuğu ve yüksek performans beklenen arabaların tekerleklerinin üretiminde kullanılır[61, 68-71].

2.3.2. Magnezyum-alüminyum-stronsiyum alaşımları

Magnezyum-Stronsiyum alaşımları literatürde (AJ) olarak isimlendirilmektedir. Şekil 2.6 magnezyum-stronsiyum(Mg-Sr) ikili denge diyagramını göstermektedir. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi, magnezyum içerisinde stronsiyumun çözünürlüğü $585^{\circ}C$ sıcaklıkta %0,11 ve $200^{\circ}C$ sıcaklıkta yok denecek kadar az çözünürlüğe sahiptir. Bu sistemde 4 kararlı intermetalik bileşen mevcuttur. $Mg_{17}Sr_2$, $Mg_{38}Sr_9$, $Mg_{23}Sr_6$ ve Mg_2Sr intermetaliklerin ergime noktaları sırasıyla 606, 592, 599 ve $680^{\circ}C$ 'dir [10, 29, 53].

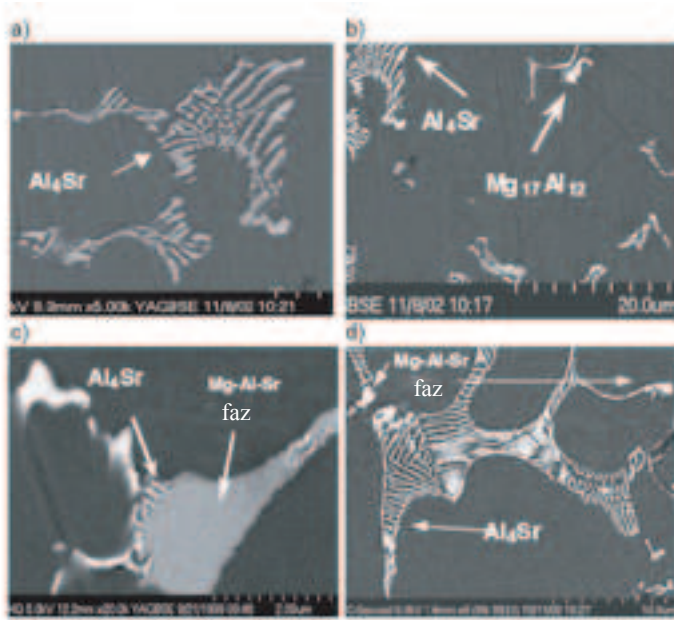


Şekil 2.6. Magnezyum-Stronsiyum ikili denge diyagramı [66].

Sr alaşım elementi içeren alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar sonucunda, stronsiyumun çekme boşluğu veya dağılımında olumlu etkiye sahip olduğu ve magnezyum alaşımının porozite eğilimini azalttığı tespit edilmiştir. Ayrıca Sr alaşım elementinin Mg-Al sistemlerinde tane inceltici etkiye sahip olduğu ve aynı zamanda sürünme direncini arttırdığı görülmüştür. Bunun yanında korozyon direncinde ise önemli bir etkiye sahip olmadığı tespit edilmiştir [10, 29, 49, 72-76].

Pekgülyüz ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalarda farklı mikro yapı oluşumunun Sr/Al oranına bağlı olduğu görülmüştür [10]. Bu oranın 0,3 değerinin altında olduğu durum için, Al₄Sr intermetalliği yapıda ikincil fazdır (Şekil 2.7). Bu oran daha yüksek olduğu zaman, iri yapıda ikincil intermetalik faz (üçlü Mg-Al-Sr fazı), Al₄Sr intermetalliği ile birlikte gözlenmiştir. İri yapılu üçlü Mg-Al-Sr fazı birçok araştırmacı tarafından tespit edilmeye çalışılmış ve ilk dönemlerde Pekgülyüz ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışma sonucunda mevcut üçlü faz Mg₁₃Al₃Sr olarak tanımlanmıştır [73]. Parvez ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışma Pekgülyüz ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmayı doğrulamaktadır [77]. Kunst ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada ise mevcut üçlü fazın Mg₉Al₃Sr fazı olduğu belirtilmiştir[78]. Buna karşın son yıllarda yapılan çalışmalar neticesinde Mg-Al-Sr alaşım sistemindeki Mg' ca zengin bölgelerde bulunan iri yapılu bu fazın, içerisinde

yüksek miktarda alüminyum çözüdüren $Mg_{17}Sr_2$ ikili fazı olduğu üzerine yoğunlaşmıştır [29, 79]. Aynı zamanda Sr/Al oranı $Mg_{17}Al_{12}$ fazının oluşumunu kontrol etmektedir. Sr/Al oranının çok düşük olduğu durumlarda bütün alüminyumun bağlanması için Sr miktarı yeterli olmamaktadır ve fazla alüminyum $Mg_{17}Al_{12}$ fazının oluşumuna neden olacaktır. Al_4Sr tetragonal fazdır ve birincil magnezyum fazı ile tutarlı bir faz olduğu henüz bildirilmemiştir. Sonuç olarak araştırmacıların ortak düşüncesi bahsedilen alaşım sistemlerinde daha fazla çalışma gerçekleştirip, üçlü faz diyagramının belirlenmesi ve mevcut fazların tanımlanması gerekliliğidir [10, 52, 53, 77].

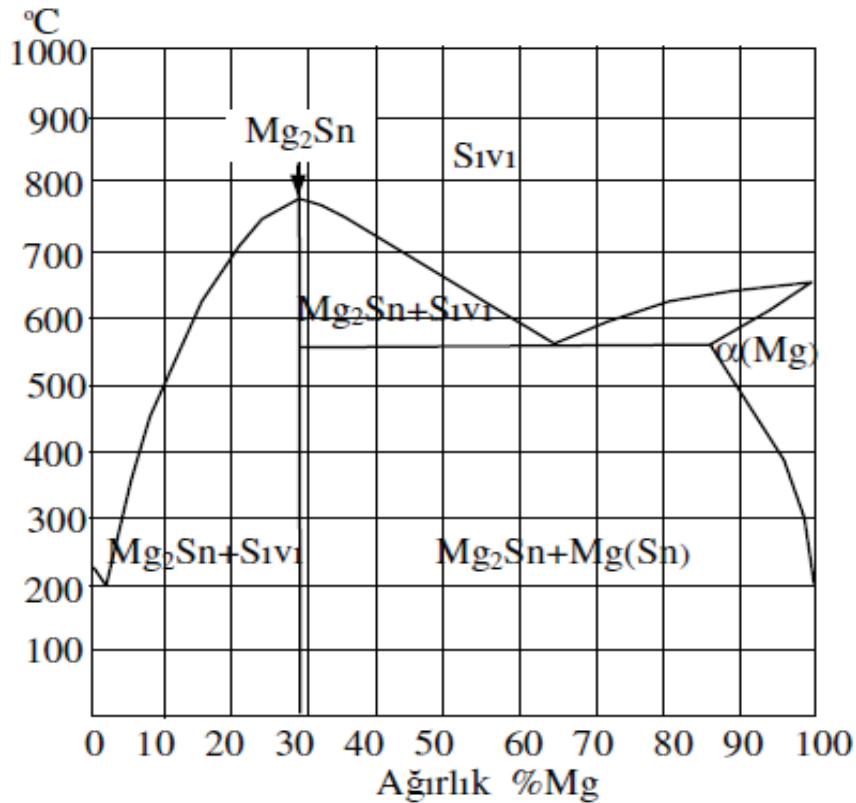


Şekil 2.7. Basınçlı döküm alaşımların mikroyapısı a) AJ51(Mg-5Al-1Sr) b) AJ62L (Mg-6Sr-1.6Sr) alaşımları ile Sr/Al oranı 0,3 den düşük, Al_4Sr ikincil faz, c) AJ52(Mg-5Al-2Sr) ve d) AJ62L (Mg-6Al-2Sr) alaşımları ile Sr/Al oranı 0,3 den yüksek ve iki tür ikincil faz mevcut, Al_4Sr ve Mg-Al-Sr üçlü bileşeni [10].

2.3.3. Magnezyum-kalay alaşımları

Kalay(Sn) ilaveli magnezyum alaşımları ilk olarak 1934 yılında denenmiştir. Magnezyum-Kalay alaşımları literatürde (AT) olarak isimlendirilmektedir. Şekil 2.8’de görüldüğü gibi kalay elementi $561^{\circ}C$ ’de yaklaşık ağırlıkça %14,85 değerlerinde magnezyum içerisinde çözünmektedir. Bu çözünürlük $200^{\circ}C$ ’de ağırlıkça %0,45 değerine düşer ve oda sıcaklığında çözünürlük yok deneye kadar azalır. Magnezyum-kalay ikili alaşımları yüksek ergime sıcaklığına sahip Mg_2Sn intermetalığı içermektedir. Mevcut Mg_2Sn intermetalığı termal kararlılığa sahiptir ve

bu alaşımlarda sürünme direncini geliştiren en önemli unsurdur. Ayrıca sıcaklık ile çözünürlüğün değişebilir olması Mg-Sn alaşım sistemlerini yaşlandırma ile sertleştirme işlemi için cazip kılmaktadır. Son dönemlerdeki çalışmalara göre Mg alaşımlarına ağırlıkça %5'e kadar kalay ilavesi, bu alaşımların çekme mukavemetini ve sürünme direncini arttırmaktadır. Buna karşın alüminyum ve/veya çinko elementi içeren alaşımlarda korozyon direncini düşürmektedir. Günümüzde halen bu alaşımlar ticari bir değer kazanamamıştır ve araştırmacılar bu alaşımların çeşitli kombinasyonları üzerine çalışmalarını sürdürmektedirler. Ayrıca son yıllarda yapılan çalışmalar sonucunda Mg-Sn ikili alaşım sistemine çeşitli oranlarda Kalsiyum(Ca) ilavesi ile dökülebilirlik, sürünme ve korozyon direncinde önemli gelişmeler elde edilmiştir [80-87].



Şekil 2.8. Magnezyum-Kalay ikili denge diyagramı[66].

2.3.4. Alkalin ve/veya nadir elementlerin eklenmesi ile magnezyum döküm alaşımları

Son yıllarda çoğu alüminyum içeren magnezyum alaşım sistemleri alkalin element veya nadir elementlerin(RE) eklenmesi ile geliştirilmiştir. Geliştirilmiş alaşımlar QE,

WE ve HK harfleri ile tanımlanmıştır. İlave edilen nadir elementlerden bir tanesi Neodimdur(Nd). Nd elementi gümüş ile kullanılır ve QE ile tanımlanır. Nd elementinin ilavesinin amacı kararlı çökelti partikülleri oluşturmaktır. Gümüş ise alaşımın mukavemetini arttırmak için ilave edilir. Bu alaşım yüksek sıcaklıkta sürünme direnci gerektiren uzay endüstrisinde kullanılmaktadır[46, 87-90]. Alternatif olarak magnezyum nadir elementler ve itriyum ile alaşımlandırılmış ve WE kodlaması kullanılmıştır. İtriyum elementinin magnezyum içinde yüksek çözünürlüğü, bu elementi ilgi çekici kılmıştır. Yapılan çalışmalar WE54 (Mg-5.25Y-3.5RE(Nd)-0.45Zr) ve WE43(Mg-4Y-2.25RE(Nd)) alaşımlarının geliştirilmesini sağlamıştır. Bu alaşımlar QE alaşımlarından daha iyi sürünme ve korozyon direnci göstermişlerdir [10, 89, 90].

Mg-Al-Ca-RE alaşımı Nissan Patentli ve Honda patentli alaşımın ACM522(Mg-5Al-2Ca-2RE) her ikisi de AE42(%4Al-%2RE) alaşımının üzerinde sürünme direnci göstermektedir. ACM522 alaşımında Al-Ca intermetaliklerine ek olarak Al-RE çökeltileri için Al/RE/Ca oranının önemi büyüktür. Bu alaşım Honda tarafından hibrid arabanın yağ deposunda kullanılmaktadır [10].

Dead Sea Magnezyum ve Volkswagen AG. Patentli Opsiyonel Sr ve Zn eklemiş Mg-Al-Ca-RE esaslı bir başka alaşım sistemidir. İki alaşımın kodları MRI153 ve MRI230'dur ve bu alaşımlar sırası ile 150°C ve 180°C de iyi yüksek sıcaklık performansına sahiptir. Dahası MRI 153 AZ91 alaşımı gibi iyi dökülebilirlik özelliğine sahiptir. Bu alaşım sisteminin karmaşık olması, element sayısının fazla olmasından dolayı mukavemet, sürünme direnci ve dökülebilirliğin optimum kombinasyonunu bulmak için daha fazla çalışmaya gereksinim duyulmaktadır[10].

Noranda ve General Motors tarafından geliştirilen Ca ve Sr ilaveli alaşım sistemlerinde nadir elementler mevcut değildir. Noranda alaşımı düşük miktarda Ca ve Sr içeren Mg-Al-Sr-Ca alaşımlarıdır(AJX). Noranda "N" alaşımı olarak kodlanan alaşım 150°C de AS41 alaşımı ile karşılaştırılabilir bir sürünme direncine sahiptir. Ayrıca bu alaşım 175°C sıcaklıkta AE42 alaşımı ile karşılaştırıldığında daha iyi sürünme direncine sahip olduğu görülmüştür. General motor versiyonu bir miktar Ca

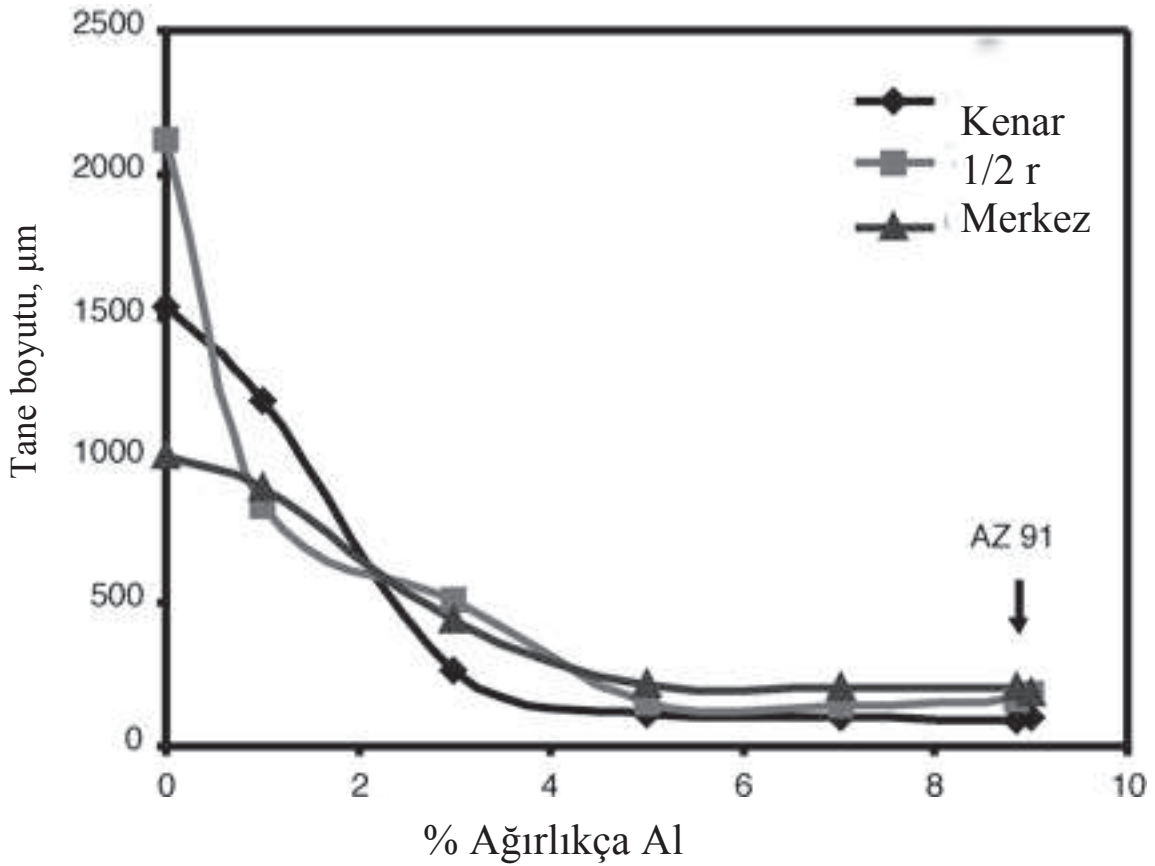
ve az miktarda Sr ilaveli Mg-Al-Sr-Ca(AXJ) alaşımıdır ve süper sürünme direnci sergilemektedir [10, 29].

2.3.5. Magnezyum alaşımlarının katılaşma davranışı

Magnezyum-alüminyum alaşımlarının mikroyapısı, birincil tanelerin ve ötektik yapının her ikisinde çekirdeklenmesine ve büyüme karakteristiğine bağlı olacaktır. Bu nedenle katılaşma esnasında alaşım elementleri, tane incelticiler ve soğuma hızı döküm alaşımının mikroyapı ve özellikleri üzerinde etkili olacaktır[7, 8, 29]. Çekirdeklenme, tane incelticiler kullanılarak kontrol edilebilir. Magnezyum döküm alaşımlarındaki tane incelticiler alüminyum alaşımlarındaki gibi iyi bir şekilde anlaşılmamıştır. Mg-Al ikili sisteminde birincil dendritler ve ötektik yapının büyüme morfolojisi, alüminyum içeriğine ve soğuma hızına oldukça bağlıdır. Mg-Al sistemi için güçlü bir tane inceltici mevcut değildir. Zirkonyum bazı magnezyum alaşımları için başarılı bir tane incelticidir. Buna karşın alüminyum ve zirkonyum magnezyum alaşımlarında bir arada bulunmaz çünkü kolayca kararlı Al-Zr intermetalıği oluşturabilirler [44]. Bunun yanında çoğu Mg-Al alaşımları yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilmektedir ve bu yöntem çok yüksek soğuma hızlarına sahiptir ki bu durum çekirdeklenme için önemli bir itici gücü oluşturur. Bu, çekirdeklenme artışına neden olur ve bu nedenle birincil tanelerin sayısı artar. Böylece tane inceltici ihtiyacı azalır. Mg-Zn ve Mg-RE(nadir element) sistemlerine ait alaşımlara Zr ilavesi yapıldığı zaman çok sayıda ince tanelerin oluştuğu görölmüştür. Zr elementinin tane inceltici mekanizması çok iyi anlaşılmış değildir. Ama tane inceltici mekanizmanın Zr ve Mg'un benzer latis parametresi ve kristal yapısına sahip olmasından kaynaklandığına inanılmaktadır [7, 8, 91, 92].

Son yıllarda yapılan çalışmalar sonucunda, Stronsiyum(Sr) alaşım elementinin Mg-Al sistemlerinde tane inceltici etkiye sahip olduğu görölmüştür. Sr alaşım elementinin tane inceltici mekanizması tam olarak tanımlanamamıştır. Buna karşın Sr elementi magnezyum içinde oldukça düşük çözünürlüğe sahiptir(%0,11). Bu nedenle katılaşma esnasında katı/sıvı arayüzeyine Sr elementi kusulması büyüme kinetiğinin azalmasına neden olur. Bu durumunda tane inceltici etkiye neden olduğu düşünölmektedir [49]. Lee ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, Sr ve Al

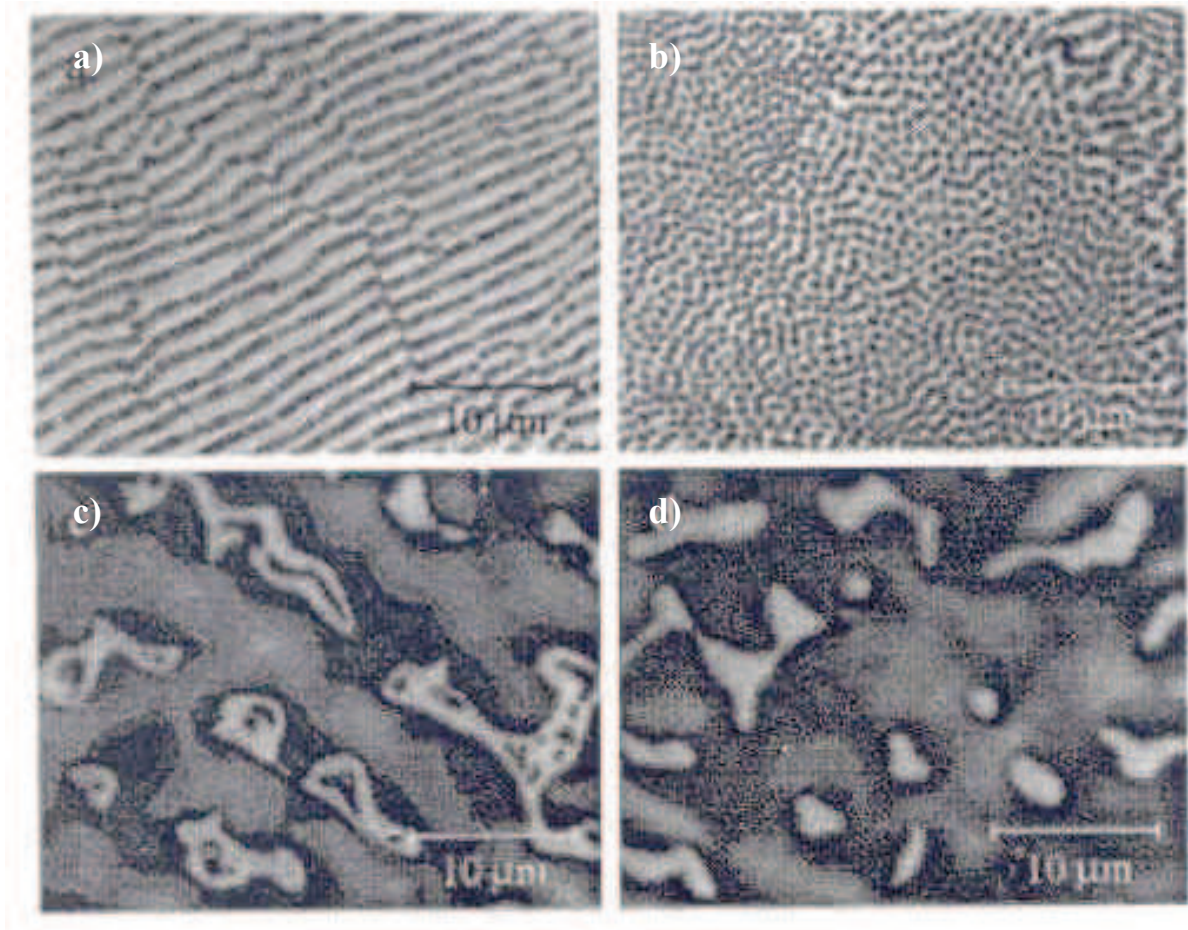
ilavesinin magnezyum alaşımının tane boyutuna etkisi incelenmiştir. Yapılan çalışmada, Al içeriğinin ağırlıkça %5'e kadar artışı ile tane boyutunun azaldığı görülmüştür. Daha fazla ilave tane boyutunu etkilememiştir. Şekil 2.9 saf Mg içerisine Al ilavesinin tane boyutuna etkisini göstermektedir. Ayrıca Lee ve arkadaşları ağırlıkça %3 ve %9 Al içeren Mg-Al sistemine Sr ilavesi ile ilgili çalışmalar yapmışlardır. Ağırlıkça %3 Al içeren alaşıma %0.01-0.1 Sr ilavesi son derece güçlü tane inceltici etkiye neden olurken, ağırlıkça %9 Al içeren alaşımda ise daha az tane inceltici etki görülmüştür [7]. Bir diğer benzer çalışmada Yichuan ve arkadaşları tarafından yapılmış ve diğer çalışmalar ile paralel sonuçlar elde edilmiştir [74].



Şekil 2.9 Saf Magnezyuma Al ilavesinin Tane Boyutuna Etkisi [7].

Birincil tane morfolojisi ve ötektik oluşumu birbiriyle oldukça ilişkilidir. Birincil fazın boyut ve şekli katılaşma esnasında oluşan ötektiğin boyutunu etkiler ve bu, alaşımın bileşimine ve katılaşma hızına bağlı olarak ötektiğin dört farklı morfolojide oluşmasına neden olacaktır. Şekil 2.10'da magnezyum alaşımlarında oluşabilecek

ötektik yapılar gösterilmektedir. Mg-Al sisteminde ötektik yapı $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ intermetaliklidir. Hemen tüm Mg-Al alaşımlarında (ağırlıkça %2 Al ve daha fazlası) bu ötektik oluşur. Ötektik yapı genel olarak tam veya parçalı ayrılmış şekildedir. Tam ayrılmış yapıda (şekil 2.10 d), “ötektik” Mg birincil dendritleri çevreler ve intermetalik faz, kaba partiküller veya çevrelenmiş dendritler arasında ince tabaka şeklinde varolur. Parçalı ayrılmış ötektik (şekil 2.10 c) yapı benzerdir. Buna karşın “ötektik” Mg yapısının tamamı birincil dendritleri çevrelemez, bir miktarı intermetalik faz içerisinde adacıklar şeklinde katılaştır. Tamamen ayrılmış ötektik yapı genellikle basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş alaşımlarda rastlanırken, parçalı ayrılmış ötektik yapı daha düşük soğuma hızlarına sahip üretim yöntemlerinde oluşur[93].



Şekil 2.10 Çeşitli bileşimlerdeki Mg-Al alaşımlarında (a) Lamel, (b) lifli, (c) parçalı ayrılmış ve (d) tamamen ayrılmış yapı[93].

2.3.6. Magnezyum alaşımlarındaki intermetalikler

İntermetalik fazlar hemen hemen tüm magnezyum alaşımlarında mevcuttur. Tablo 2.7’de magnezyum ikili alaşım sistemlerinde var olan intermetalikler özetlenmiştir. Bu intermetalik bileşenler mikroyapı ve mekanik özellikleri optimize etmekte çok önemli rol oynar. Magnezyum alaşımlarındaki intermetaliklerin etkisi yüksek sıcaklıkta termal kararlılığa ve düşük sıcaklıkta çözünebilirliğe bağlıdır [10, 94].

İntermetalik çökelti tavlama esnasında yeniden kristalleşme çekirdeklenmesini arttırabilir ve bu durum ince taneli yapı elde etmeyi sağlar. Ayrıca intermetalik çökelti tavlama esnasında tane büyümesini engeller. Kumar’ın araştırmaları göstermiştir ki AZ91 alaşımının yüksek sıcaklıktaki ekstrüzyonu esnasında dinamik yeniden kristalleşme ile 5 mikrondan daha küçük taneler üretilebilir[95].

Yapılan bir başka çalışmada Mg-4Y-3RE alaşımının termo mekaniksel işlemi gerçekleştirilmiş ve uygulanan yöntem ile mikroyapının incelendiği ve alaşımın mukavemetini ve sünekliliğini iyileştirilebildiği gözlenmiştir [96].

Termo mekaniksel prosesden sonra veya esnasında, yüksek yoğunluklu dislokasyonlar ve/veya boşluklar ortaya çıkabilir. Bu hataların oluşumu çözücü atomlarının difüzyonunu hızlandırabilir ki bu durum yaşlanma kinetiğini iyileştirir. Diğer taraftan, çözücü atomları minimum enerji ihtiyaçlarından dolayı bu hatalarda birikmeyi tercih ederler. İntermetalik çökelti bu bölgelerde oluşmayı tercih eder ve intermetalik çökelti dağılımını etkileyebilir. İkinci fazlar termomekanik proseslerin ve tavlama işleminin kombinasyonu kullanıldığı zaman sadece tane sınırlarında değil, aynı zamanda tane içinde de oluşabilirler [10, 94, 96].

AZ, ZK ve WE alaşımları gibi dövme ve döküm alaşımlarının her ikisinde de çökelme sertleşmesi yapılabilir. Mg-Al alaşımlarının yaşlandırma işlemi $Mg_{17}Al_{12}$ fazların çökeltmesi ile ilgilidir. Mg-Zn alaşımlarında, çökelme sertleşmesinde yer alan intermetalik çökelti, $[0001]_{Mg}$ yönüne paralel uzun eksen de β_1 dikdörtgensel çubuklar ve magnezyum matrisinin bazal düzlemine paralel uzun yüzeyde hegzagonal tabletler β_2 içerir. WE alaşımlarında, yaşlandırma prosesi β' ($Mg_{12}NdY$),

β_1 çökeltileri ve son denge fazı β' ($Mg_{14}Nd_2Y$) ile alakalıdır. Yarı kararlı β' fazı ortorombik Bravais latis kafes yapısına sahiptir ki latis parametreleri $a=0.64nm$, $b=2.223nm$ ve $c=0.521nm$ dir. Denge fazı β' yüzey merkezli kristal yapıya sahiptir [94].

Tablo 2.7 Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri[3, 8].

Sistem	Maksimum Çözünürlük		Faz	Ergime noktası °C	Sistem	Maksimum Çözünürlük		Faz	Ergime noktası °C
	% Ağ.	% at.				% Ağ.	% at.		
Mg-Al	12.7	11.6	$Mg_{17}Al_{12}$	402	Mg-Gd	23.5	4.53	Mg_6Gd	640
Mg-Ca	0.95	0.58	Mg_2Ca	714	Mg-Dy	25.8	4.57	$Mg_{24}Dy_5$	610
Mg-Mn	2.2	1.0	Mn	1245	Mg-Ho	28.0	5.44	$Mg_{24}Ho_5$	610
Mg-Zn	8.4	3.3	$MgZn$	347	Mg-Er	32.7	6.56	$Mg_{24}Er_5$	620
Mg-Ga	8.5	3.1	Mg_5Ga_2	456	Mg-Tm	31.8	6.26	$Mg_{24}Tm_6$	645
Mg-Y	12.0	3.6	$Mg_{24}Y_5$	620	Mg-Yb	3.3	0.48	Mg_2Yb	718
Mg-Zr	3.6	0.99	Zr	1855	Mg-Hg	3.0	0.4	Mg_3Hg	508
Mg-Ag	15.5	4.0	Mg_3Ag	492	Mg-Tl	60.5	15.4	Mg_5Tl_2	413
Mg-In	53.2	19.4	Mg_3In	484	Mg-Pb	41.7	7.75	Mg_2Pb	538
Mg-Sn	14.85	3.45	Mg_2Sn	770	Mg-Bi	8.85	1.12	Mg_3Bi_2	821
Mg-Ce	0.74	0.13	$Mg_{12}Ce$	611	Mg-Th	5.0	0.49	$Mg_{23}Th_6$	772
Mg-Pr	1.7	0.31	$Mg_{12}Pr$	585	Mg-Nd	3.6	0.63	$Mg_{41}Nd_5$	560

Çökelme sertleşmesi yapılabilir ve dövme magnezyum alaşımları için bileşim belirleme işlemi yapısal çelik ve alüminyum alaşımları ile bazı benzerliklere sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda magnezyum matris içerisinde geniş çözünebilirlik aralığına sahip çözeltiler atomlarına ihtiyaç vardır. Sıcaklık azaltıldığı zaman, düşük sıcaklıkta ikincil fazlar çökebilirsin diye çözeltiler atomunun çözünürlüğü uygun bir şekilde azalır. Düşük sıcaklıklarda normalde düşük termal kararlılığa sahip intermetalikler oluşur. Bu β fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltileri gibi yüksek sıcaklıkta çözünmez ve düşük sıcaklıklarda yaşlandırılabilir. Katılma esnasında oluşmuş intermetalikler ile karşılaştırıldığında daha küçük boyutlara sahiplerdir. Denge durumuna ulaşılmadan önce, buradaki intermetalikler çökeltiler birkaç yarı kararlı işlemde geçirilir. Bu yarı kararlı fazlar genelde magnezyum matris ile ilgili kristalografik oriyantasyona

sahiptir. Magnezyum alaşımlarında, intermetalik çökelti ler dislokasyonlar ile etkileşimleri sayesinde düşük sıcaklıklarda mukavemet arttırmak için kullanılır [10, 94].

BÖLÜM 3. MAGNEZYUMUN BASINÇLI DÖKÜMÜ

3.1. Giriş

Ham malzemeyi kullanılabilir bileşen haline getirmek için en ekonomik üretim yöntemlerinden bir tanesi döküm ile üretimdir [24]. Yüksek basınçlı döküm, kokil döküm (kum kalıba döküm ve sürekli kalıba döküm), sıkıştırma döküm ve çeşitli yarı-katı döküm metotları mevcuttur. Döküm ile üretilmiş alaşımlar, kullanılan yönteme göre farklı mekanik özellikler içerirler [3, 8, 23]. Magnezyumun akıcılık özelliği, alüminyum ve çinko gibi demir dışı metallerden çok daha iyidir. İyi akıcılık özelliği basınçlı döküm yöntemi ile ince cidarlı parçaların dökümüne izin verir [8, 97]. Günümüzde çeşitli sektörlerde kullanılan Mg-Al(AM serisi) ve Mg-Al-Zn(AZ serisi) gibi magnezyum alaşımları için en yaygın kullanılan döküm yöntemi, yüksek basınçlı döküm yöntemidir. Bu alaşımlar göreceli olarak oda sıcaklığında iyi mukavemet veya yüksek süneklilik özelliklerinden birine sahiptirler. Buna karşın yüksek basınçlı döküm teknolojisi ile üretilmiş alaşımlarda porozite, sıcak yırtılma ve segregasyon gibi hataların oluşması araştırmacıları yeni arayışlara yöneltmiştir [8, 9, 22, 69, 72, 98-107]. Kalıcı kalıba dökümün özel bir şekli olan sıkıştırma döküm (squeeze casting) yüksek basınç altında kapalı kalıp içinde ergimiş metalin katılaşmasını içeren bir yöntemdir. Uygulama, alüminyum otomotiv bileşenlerinin üretiminde son derece başarılıdır. Bu teknoloji hem dövme hem de döküm özelliklerini içerdiği için hafif alaşımların çekme mukavemeti, yorulma ve darbe direnci gibi mekanik özellikleri ve sünekliliğini iyileştirir. Buna karşın sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum bileşenlerinin üretimi geniş çapta araştırılmamıştır. Magnezyum alaşımları için dövme döküm teknolojisinin geliştirilmesi otomotiv sektöründeki magnezyum bileşenlerinin yarışabilirliğini arttıracaktır [23-26, 108, 109].

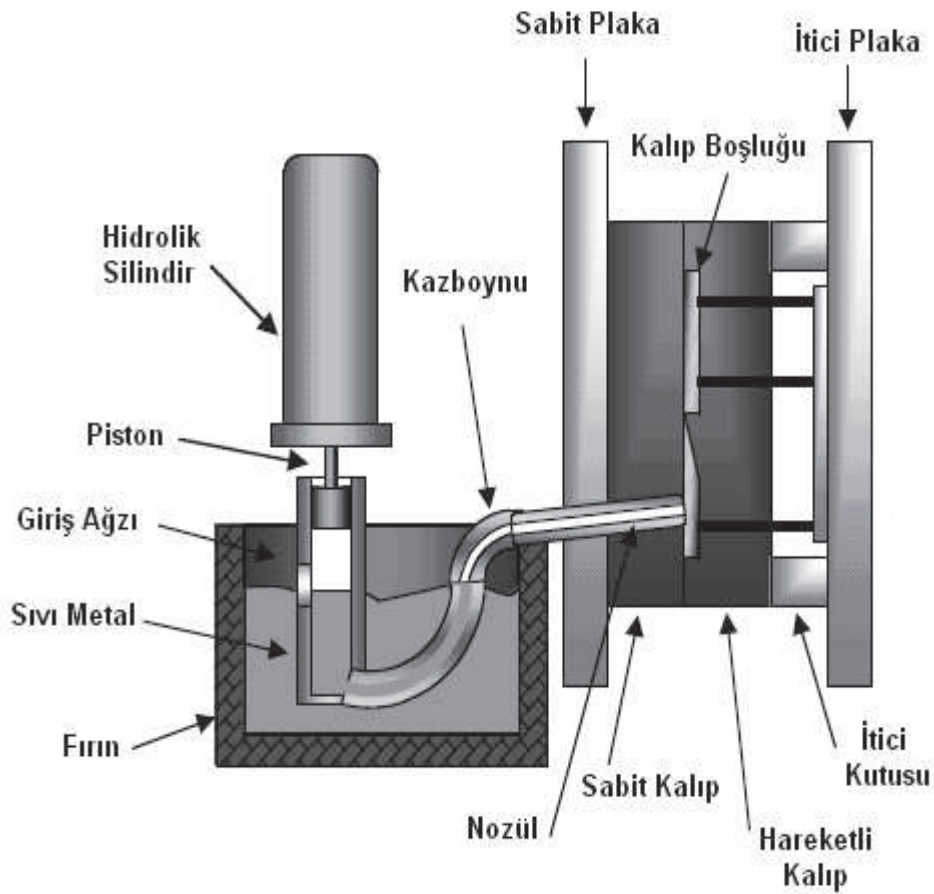
3.2. Magnezyum Alaşımlarının Yüksek Basınçlı Döküm Yöntemi

Yüksek basınçlı döküm yöntemi oldukça mekanize olmuş, karmaşık şekilli demir dışı metal parçaların yüksek kalitede üretimine imkan sağlayan bir üretim yöntemidir. Basınçlı döküm, yüksek basınç altında sıvı metalin, kalıcı metal kalıbı ayırmaya zorlamasına dayanan bir prosestir. Kum ve kokil döküm ile karşılaştırıldığında kalıbı doldurma, yerçekimi kuvveti altında basit bir şekilde meydana gelmez. Bu durum yerine eriyik üzerindeki basınç kinetik enerjiye çevrilir ve sonuçta da kalıp yüksek hızlarda dolar. Bu nedenle kalıp dolana kadar eriyik içinde çok fazla türbülans olur. Özetle, basınçlı dökümün avantajları; yüksek hızda üretilebilirlik ve ince cidarlı karmaşık parçaların üretim mümkünlüğü, nihai ürüne yakın ürün elde edilmesi, hızlı soğuma ile iyi mekanik özellikli çok ince taneli mikro yapının oluşması şeklinde sıralanabilir. Magnezyum alaşımlarının üretimi için en yaygın üretim yöntemi basınçlı dökümdür. Bu döküm yöntemi kullanılarak elde edilen magnezyum alaşımları, alüminyum ve çinko alaşımları ile karşılaştırıldığında çok daha fazla avantajlara sahiptir. Örneğin, AZ91 alaşımı için (2 kJ/cm^3) enerji ihtiyacı AlSi12CuFe alüminyum alaşımı için gerekli olan değer yaklaşık %77 sidir. Magnezyumun yüksek fiyatı genelde hacmi değil ağırlığı göz önüne alınarak bulunur. Şayet hacim açısından göz önüne alınırsa diğer malzemelerden gerçekten çok daha ucuz olabilir. Ayrıca, magnezyum metali alüminyum gibi demir kalıplar ile reaksiyona girmez, kalıplar dik çeperlere sahip olabilir ve alüminyum döküm ile karşılaştırıldığında takımlar yaklaşık %50 daha fazla kullanım ömrüne sahip olabilirler. Buna karşın magnezyum dökümü esnasında birkaç önemli özelliği göz önünde bulundurmaya ihtiyaç vardır. Örneğin, magnezyum eriyiğinin oksijene çok yüksek duyarlılığı, fırın, borular ve pompalar içinde inört atmosfer oluşturulmasını gerekli kılmaktadır [3, 9, 21, 24].

Basınçlı döküm, kullanılan makineye bağlı olarak sıcak kamaralı ve soğuk kamaralı basınçlı döküm olmak üzere iki tür yöntemeye ayrılabilir. Vakum altında basınçlı döküm gibi özel yöntemler bu proseslerin varyasyonlarıdır. Sıcak kamaralı makinenin ön kısmında, ergimiş metali döküm sıcaklığında tutan bir fırın bulunmaktadır ve enjeksiyon işlemi genellikle ergimiş metalin içine daldırılmış silindir-piston (kazboynu) düzeneği ile sağlanır (şekil 3.1) [1, 21].

Fırın metali akışkan olarak tutar; ergime, bölünmüş fırın içinde yapılır. Sıcak kamaralı döküm özellikleri:

- Eriyik, bölünmüş bölümde bulunmaktadır. Ayrıca kalıp kapalıdır ve kaz boynu silindir ergimiş metal ile doludur.
- Makine büyüklüğü 900 ton kenetlenme kuvvetine kadar uzanmaktadır
- Eriyik basıncı 150 ile 200 bar arasındadır
- Vuruş 5-6 kg ile sınırlıdır
- Yüksek üretilebilirlik(saatte 100 vuruştan daha fazlası mümkün)
- Cidar kalınlığı: 0,8 ile 10 mm.
- AZ91,AM50 ve AM60 alaşımlarına uygulanabilir.

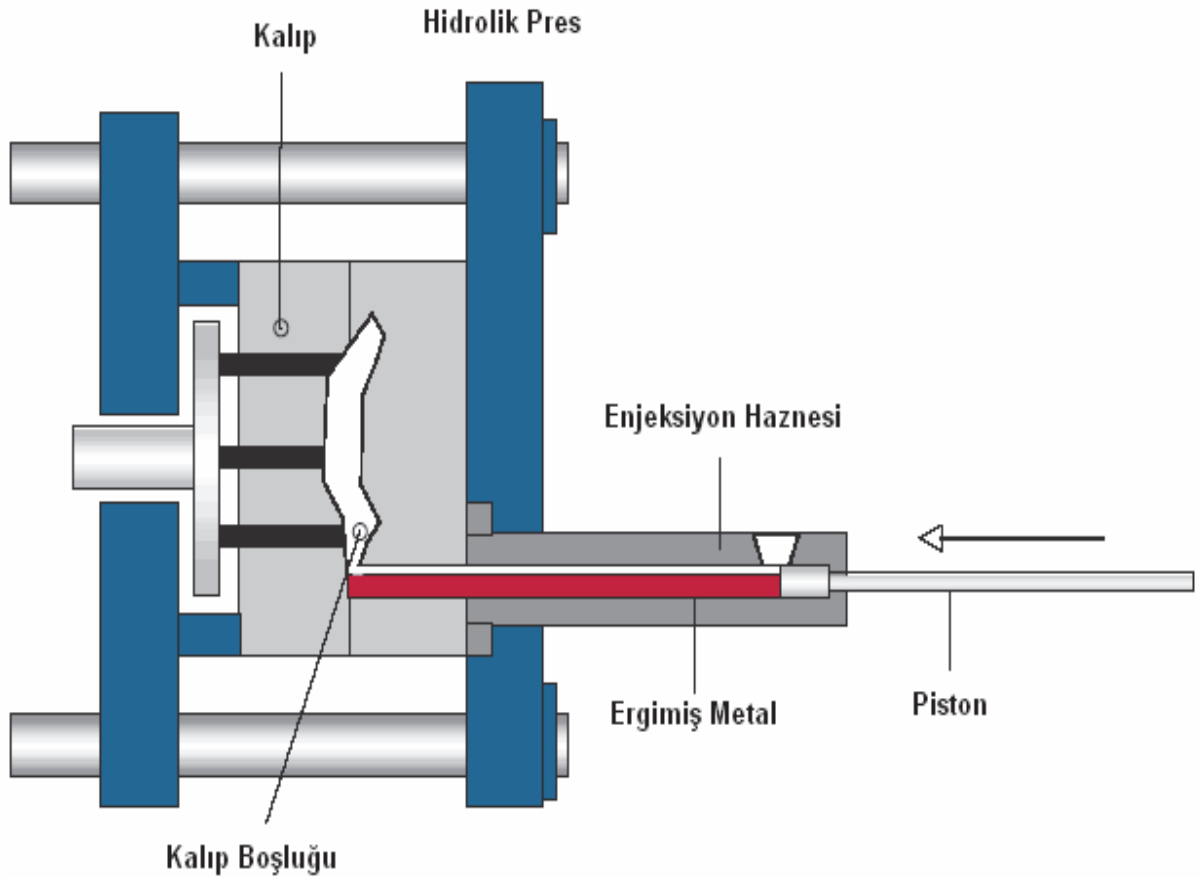


Şekil 3.1 Sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü

Eğer parça ince cidarlara sahipse, sıcak kamaralı makinede döküm, soğuk kamaralı prosesin kullanımından daha ekonomiktir. Buna karşın tüm alaşımlar sıcak kamaralı makinede üretilemezler [21, 110].

Soğuk kamaralı basınçlı döküm makinalarında metal basma haznesi ısıtılmaz(Şekil 3.2). Hazne yalnızca sıvı metalin etkisiyle ısınır. Soğuk kamaralı makinenin özellikleri aşağıdaki gibidir[3, 8, 21]:

- Harici bölünmüş bölge vardır ve ayrıca kalıp kapalı ve ergimiş metal soğuk kamaraya el ile konur.
- Düşük üretilebilirlik
- 4500 tona kadar makine büyüklüğü
- Eriyik basıncı 300 ile 900 bar arasında
- Vuruş 60 kg ile sınırlı
- Cidar kalınlığı 1.5 mm den 30 mm ye
- Tüm magnezyum alaşımlarına uygulanabilir.



Şekil 3.2 Soğuk kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü[8]

Sonuç olarak, basınçlı döküm etkili ve ekonomik bir üretim yöntemidir. Kum kalıba döküm ile karşılaştırıldığında basınçlı döküm yöntemi ile karmaşık şekilli parçalar seri olarak nihai ürüne yakın şekilde üretilebilir. İnce cidarlı parçalar rahatlıkla üretilebilir. Büyük hacimli parçalar daha uniform olarak üretilebilir. Buna karşın yüksek basınçlı döküm teknolojisi ile üretilmiş parçalarda başta porozite olmak üzere, sıcak yırtılma ve segregasyon gibi hatalar mevcuttur. Porozite dört ana nedenden dolayı meydana gelir. Birincisi katılma sıcaklığında katılmış metal ve sıvı sıcaklığındaki eriyik metalin hacmindeki farklılıktan dolayı oluşan çekilme boşluğudur. İkincisi katılma esnasında çözünmüş hidrojenin bünyeyi terk etmesi sonucunda yerine boşlukların oluşması, üçüncüsü kalıp yağlayıcılarından dolayı oluşan porozitedir. Sonuncusu da kalıpta kalan hapsolmuş havadan meydana gelmektedir[8, 21, 98].

3.2.1. Basınçlı döküm ile üretilmiş magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri

Tablo 3.1. Basınçlı döküm ile üretilmiş çeşitli magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri[8, 21, 98, 103, 107, 111-117].

Özellik	Birim	AZ91	AM60	AM50	AM20	AS41	AS21	AE42
Çekme Mukavemeti	MPa	240	225	210	190	215	175	230
Akma Mukavemeti	MPa	160	130	125	90	140	110	145
Uzama	%	3	8	10	12	6	9	10
Darbe mukavemeti (Çentiksiz Charpy)	J	6	17	18	18	4	5	5

Yüksek basınçlı magnezyum döküm alaşımlarının mekanik özellikleri üzerine birçok çalışma bulunmaktadır. Yapılan çalışmalar sonucunda bazı magnezyum alaşımlarının basınçlı döküm yöntemi ile üretilmesi sonucunda elde edilen mekanik özellikler tablo 3.1' de özetlenmiştir. Buna karşın halen basınçlı döküm ile üretilmiş alaşımların mikroyapısı ve mekanik özellikleri tam olarak anlaşılammıştır. Yapılan çalışmaların sonucunda döküm parçalarının mekanik özelliklerinin üretim yöntemine, eriyiğin kalıpta katılma durumuna ve alaşımın genel bileşimine bağlı olduğu anlaşılmıştır[8, 21, 98, 103, 107, 111-117].

T. Haavard ve arkadaşları farklı kalınlıklarda AZ91D ve AM50 alaşımlarının yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretimini çalışmışlardır[21]. Yapmış oldukları çalışmada mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine soğuma hızının etkisini incelemişlerdir. Sonuç olarak magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin tane boyutuna oldukça bağlı olduğunu tespit etmişler ve küçük taneli yapının döküm parçasının sünekliliğini ve mukavemetini arttırdığını bildirmişlerdir. Ayrıca parçanın kalınlığı da arttıkça mukavemet ve sünekliliğin azaldığı gözlenmiştir. Chadha ve arkadaşları[15] AM50 ve AM60 alaşımlarını, Aghion ve arkadaşlarının Mg-Al-Ca-Sr alaşımını[111] kullanarak yapmış oldukları çalışmalarda benzer sonuçları elde etmişlerdir. Bir diğer benzer çalışmada Wei ve arkadaşları tarafından AZ91D alaşımı için gerçekleştirilmiş ve benzer sonuçlar elde edilmiştir.[98]. Kainer ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilmiş çalışmada AZ91 alaşımı soğuk kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş ve elde edilen alaşımda çekilme boşluklarına rastlanmıştır. Oluşan çekme boşluklarının yorulma ömrünü olumsuz etkilediği görülmüştür[103]. Yapılan çalışmalar göstermiştir ki yüksek basınçlı magnezyum döküm alaşımlarının mikroyapı oluşumu iki bölgede gerçekleşmektedir. Birincisi kalıba eriyik enjekte edilmeden önce iticide birincil magnezyum dendritlerin oluşmasıdır. Bu nedenle kalıba malzeme girişi esnasında bir miktar (sıcak ve soğuk kamaralı sisteme bağlı olarak değişiklik gösterir ve yaklaşık hacimce %20'si katılaşır) eriyik katılaşmış olmaktadır. İkincisi yarı katı eriyiğin yüksek hızlarda dar bir girişten zorlanarak kalıp boşluğunu doldurması esnasındadır. Dar giriş bölümünden yarı katı eriyiğin akışı çekirdeklenmenin meydana geldiği katı hacmin morfolojisini etkileyebilir. Bu durum döküm parçasının yüzeyinde ve iç bölgelerinde tane boyutunun farklı olmasına neden olur ve buna bağlı olarak mekanik özellikler ve mikroyapı değişkenlik gösterir[21, 102].

3.3. Sıkıştırma Döküm

Sıkıştırma döküm prosesi nihai şekle yakın malzemeyi üretmek için son derece uygun bir prosestir. Alüminyum, magnezyum ve bakır alaşımları bu proses ile kolayca üretilebilir. Sıkıştırma döküm basit ve ekonomik bir sistemdir. Uygulanan basınç ve kalıp yüzeyi ile eriyik metalin temas anında ısı transferi çok hızlıdır ve ürünler dövme alaşımlarına yakın mekanik özellikler ile porozitesiz ve ince taneli

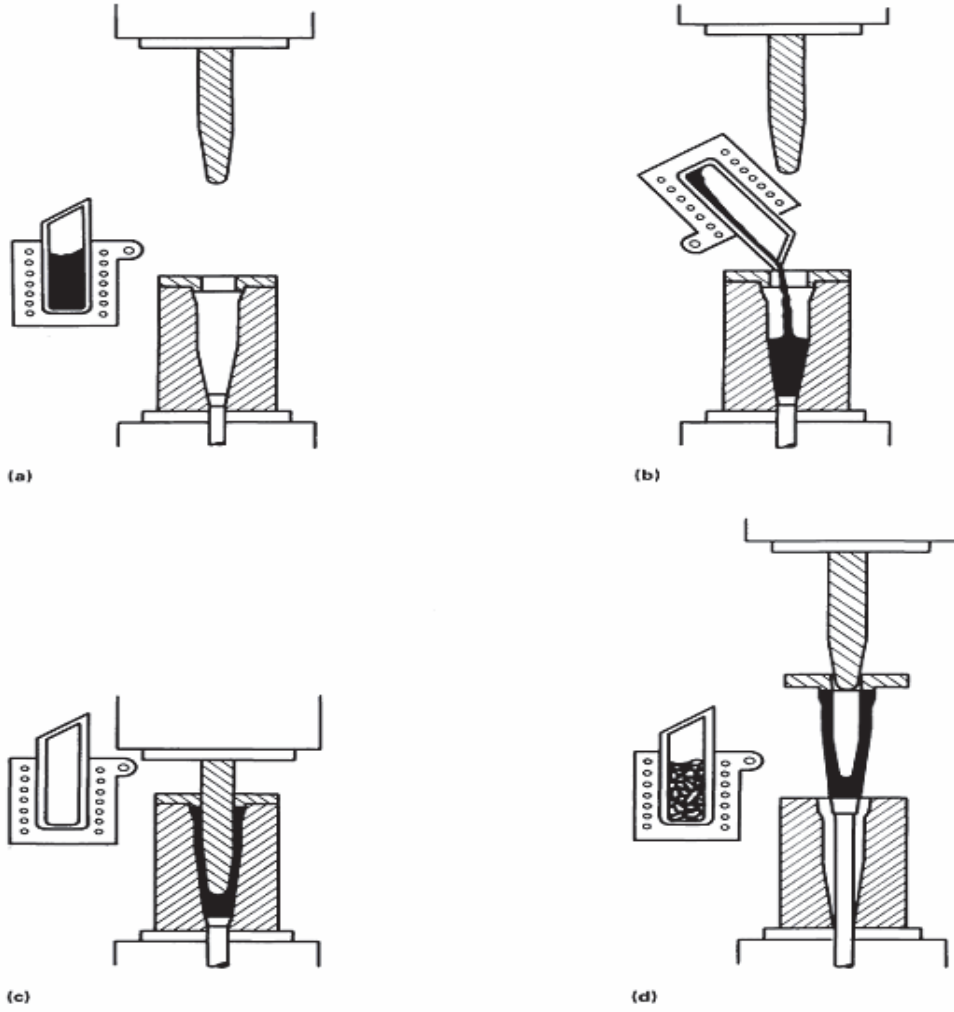
yapıda elde edilirler. Döküm ürünlerinde en yüksek mekanik özellikler sıkıştırma döküm ile elde edilebilir[23-26]

Sıkıştırma döküm ve çeşitleri uzun zamandır eski Sovyetler Birliği'nde ticari olarak kullanılmasına rağmen, proses son dönemlerde batı endüstrisi tarafından ticari uygulamalarda da yerini aldı. Sıkıştırma-Döküm düşey tertipte döndürülebilir döküm ünitesi ve kalıp yönü ile özel bir prostestir. Ünite doldurulduğu zaman kapatılır ve kalıba yanaştırılır. Daha sonra piston yukarı hareket ettirilir ve gerçek doldurma başlar (şekil 3.3). Basınçlı dökümün tersine sıkıştırma döküm yönteminde kalıp yavaşça doldurulur (minimum türbülans ve bu nedenle düşük porozite) ve katılaşma esnasında uygulanan son basınçta aynıdır. Buna karşın sıkıştırma-dökümde basınç tamamen soğuyana kadar uygulanır ve hatta yarı soğuma durumunda daha fazla besleme yapılır. Genelde enjeksiyon basınçlar kompakt, ince taneli mikroyapı elde etmek için 70 ile 100 MPa arasındadır. Sıkıştırma-döküm basınçlı döküm, düşük porozite, kaynaklanabilirlik, ısıl işlem uygulanabilirlik de yüksek kalitede tekrar üretilebilirlik için mükemmel bir metottur. Gittikçe artarak kokil dökümün yerini almaktadır. Mekanik özelliklerin geliştirilmesi için düşük poroziteden dolayı T6 ısıl işlemleri bile mümkündür. Döküm hızı yavaş olduğundan dolayı parçalar çapaklara sahip değildir. Sıkıştırma döküm yöntemi ile kaliteli bir döküm alabilmek için eriyik hacmi ve kalitesi, uygulanan basıncın süresi ve büyüklüğü, kalıp sıcaklığı, eriyiğin kalıbı doldurma sıcaklığı, basıncın uygulanmasından önce geçen zaman, kullanılan yağlayıcı gibi parametreleri optimize etmek gerekmektedir[3, 23, 25].

Sıkıştırma-dökümün avantajları aşağıda özetlenmiştir[3, 8, 23, 25]:

- Düşük porozite miktarı
- Geniş soğuma aralığında sıcak yırtılmayı önleme
- Mukavemet ve süneklilikte artış:
 - o İnce taneli mikro yapıdan dolayı
 - o Hatasız mikroyapıdan dolayı
- Isıl işlemin mümkünlüğü (örneğin T6)
- Dökümü zor alaşımların üretilebilirliği
 - o Konvansiyonel sürünme dirençli alaşımlar (örneğin, WE54, QE22)

- Thixotropik ergiyikler
- Alaşım geliştirme
- Magnezyum kompozit üretimi



Şekil 3.3. Sıkıştırma döküm prosesinin şematik görünümü; a: metalin ergitilmesi, kalıbın yağlanması ve ısıtılması, b: ergimiş metalin kalıp boşluğuna dökülmesi, c: kalıbın kapanması ve eriyiğin basınç altında katılaştırılması, d: döküm parçasının çıkarılması ve ergitilecek metalin şarj edilmesi[8].

Proses direkt ve endirekt olmak üzere ikiye ayrılır.

3.3.1. İndirekt sıkıştırma-döküm

İndirekt sıkıştırma-döküm basınçlı döküm ile karşılaştırıldığında, basınçlı döküm sisteminde kullanılan enjeksiyon kanalından daha büyük bir kanaldan kalıba sıvı magnezyum enjekte edilir. Eriyiğin akış hızı yaklaşık 0.5 m/s ve bu nedenle basınçlı

dökümde(30 m/s) olduğundan çok daha düşük bir değerdir. Bu düşük enjeksiyon hızı hava absorpsiyonundan eriyiği korur ve kalıp türbülanssız bir şekilde dolar. Basınç ve sıcaklık sürekli olarak kontrol edilir ve sonuçta soğuma esnasında ve sonrasında boşluk içindeki basınç neredeyse sabit kalır. Bu aynı zamanda maça ve boşluktaki erkek kalıpların kullanımına izin verir. Oysa basınçlı dökümde yüksek basınç bu parçaları deforme eder[8, 23].

Endirekt sıkıştırma-döküm preform olarak adlandırılan (poroziteli fiber veya partikül şekilleri) yapıya sıvı metalin girişine ve kompozit üretimine olanak sağlar. Sanayi tek adımda çeşitli bileşenler üretmek için endirekt sıkıştırma-döküm kullanır[3, 23, 25].

3.3.2. Direkt sıkıştırma-döküm

Direkt sıkıştırma-dökümde basıncı sağlayan punç, kalıbın en küçük parçasıdır, oysa endirekt döküm standart girişe ihtiyaç duyar. Bu, kalıp üretiminin çok daha kolay olmasını sağlar. Bir veya iki parçadan yapılabilir. Basınç üst punç tarafından uygulanır; alttaki döküm parçasını atar. Bu basit kalıp endirekt döküm yöntemindeki ile karşılaştırıldığında kenetleme kuvveti gerektirmez ve neden ile maliyetler düşüktür[23].

Diğer taraftan direkt sıkıştırma-döküm yönteminde eriyik miktarının tam belirlenmiş olması gerekmektedir, sonuçta bu durum direk olarak döküm parçasının şeklini etkileyecektir. Karmaşık parçalar maça ve punçlar eklenerek şekillendirilebilir. Parçanın soğumasını, kalıp ve punçların farklı sıcaklıklara sahip olması etkileyebilir. Porozitesiz parça elde etmek için soğuma ve basınç özelliklerinin direk döküm kullanılacağı zaman giriş kısmı olmadığı için kritik değildir. Diğer taraftan endirekt döküm bu faktörlere daha fazla bağımlıdır[23].

Eriyik (örneğin döküm parçası) ve kalıp arasındaki ısı transferi sıkıştırma-döküm prosesindeki yüksek basınçtan dolayı oldukça iyidir, çünkü takım ile parçanın cidarı arasında hava boşluğu yoktur. Sonuç olarak yüksek soğuma hızları sağlandığından, mikroyapı çok ince tane yapısına sahip olacaktır[3].

3.3.3 Sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum alaşımlarının mekanik Özellikleri

Literatürde sıkıştırma döküm ile üretilmiş alüminyum alaşımları hakkında çok sayıda çalışma bulunmaktadır. Buna karşın sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum alaşımları hakkında çok az sayıda çalışma bulunmaktadır[21, 23, 25, 108, 118,119]. Yapılan çalışmaların bir çoğu sıkıştırma döküm yönteminin parametrelerinin belirlenmesi hakkında olmuş ve geleneksel olarak kullanıma başlanmış AZ91 alaşımı kullanılmıştır. Örneğin, Ha ve arkadaşları yapmış oldukları bir çalışmada, uygulanan basıncın, kalıp sıcaklığının ve döküm sıcaklığının AZ91 ve AZ31 alaşımlarının mikroyapı ve katılaşma davranışına etkisini incelemiştir. Sonuçlar uygulanan basıncın(115 MPa) her iki alaşımın katılaşma zamanında önemli derecede azalmaya neden olduğunu göstermiştir. Ayrıca, uygulanan basınç AZ91 alaşımı için 100 MPa ve AZ31 alaşımı için 50 MPa altında olduğu zaman porozite miktarının minimum değere inmekte olduğu bulunmuştur[25]. Bir başka çalışmada, Yong ve arkadaşları artan basınç ile tane boyutunun azaldığını görmüştür[26]. Zhou ve arkadaşları bir çalışmada, sıkıştırma döküm ve yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş AM50A alaşımının mekanik özelliklerinin karşılaştırmasını yapmıştır. Elde edilen sonuçlar neticesinde sıkıştırma döküm ile üretilmiş alaşımın çekme mukavemeti ve yüzde uzama değerleri daha yüksek elde edilmiş ve bu durum daha düşük porozite oranının elde edilmesine bağlanmıştır[118]. Benzer bir çalışma Luo ve arkadaşları tarafından AZ91D alaşımı için gerçekleştirilmiş ve benzer sonuçlar elde edilmiştir[21]. Goh ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada farklı basınç, eriyik sıcaklığı ve kalıp sıcaklıklarında AZ91-2Ca alaşımını üretmişlerdir. AZ91-2Ca alaşımı için en iyi parametrelerin 111 MPa basınç, 800°C eriyik ve 200°C kalıp sıcaklığı olduğunu tespit etmişlerdir[119]. Benzer bir çalışma da Sachdeva ve arkadaşları tarafından AM50 alaşımı için gerçekleştirilmiş ve uygulanan basıncın mikroyapıyı değiştirdiği bu durumda korozyon direncini etkilediği gözlenmiştir[108]. Yapılan çalışmalar göstermektedir ki en iyi sonucu alabilmek için her bir üretilecek alaşıma farklı parametreler belirlenmesi gerekmektedir.

BÖLÜM 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

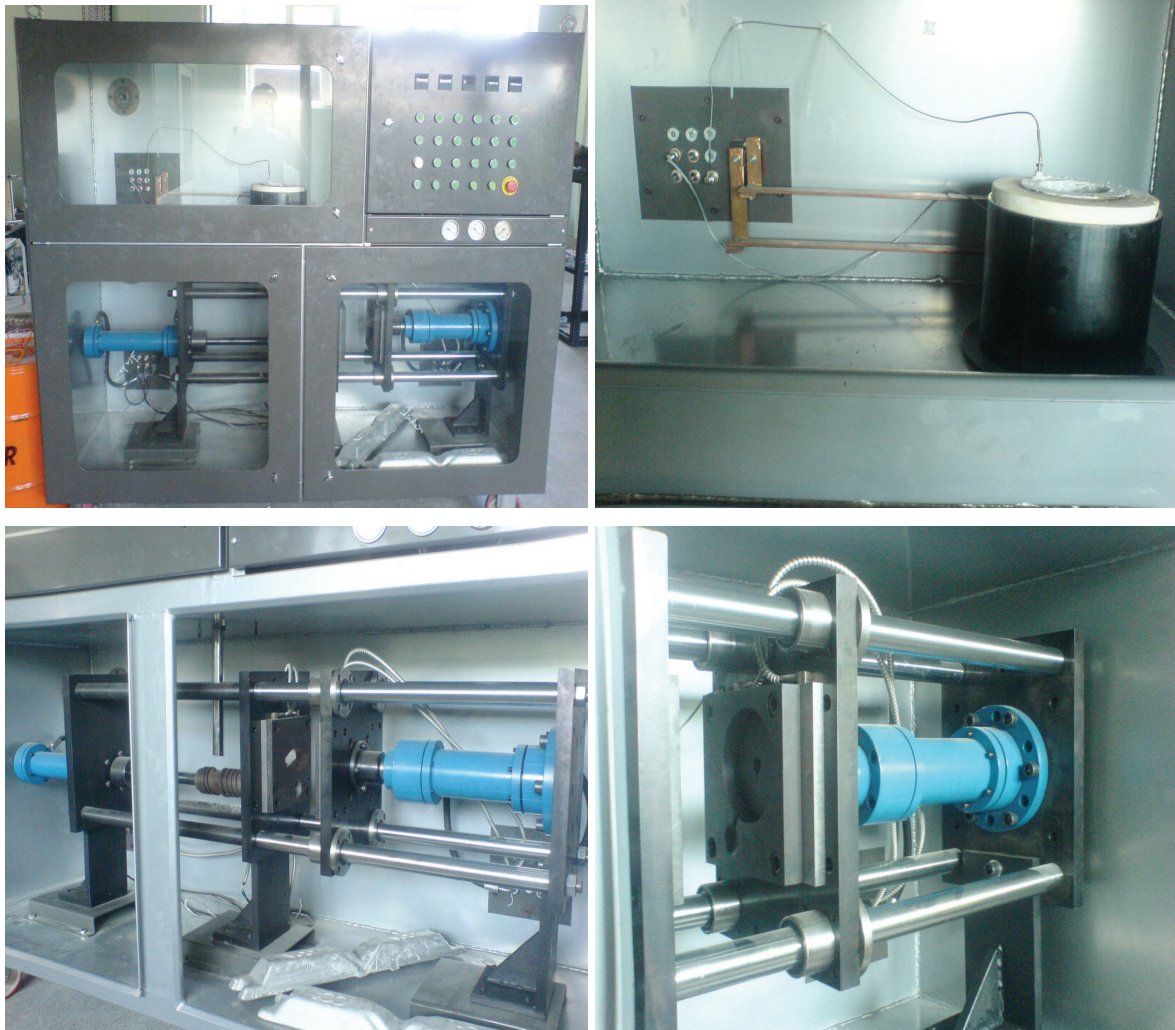
4.1. Çalışma Programı

Bu çalışma, magnezyum alaşımlarının üretimi ve alaşım elementlerinin özelliklere etkisinin incelenmesini içermektedir. Bu nedenle magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Bu çalışmada ağırlıklı olarak ticari kullanımı mevcut AM60 alaşımı temel alınmıştır. İlk etapta magnezyum-alüminyum temelli alaşım olan Mg-6Al alaşımının üretimleri kontrollü atmosferde 100 MPa basınç uygulanmak koşuluyla sıkıştırılmalı döküm kullanılarak gerçekleştirilmiş ve bu alaşımın dökülmesi tecrübe edilmiştir. Daha sonra AM60 alaşımının üçüncü elementi olan manganez elementi ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 ilavesi gerçekleştirilmiş ve Mn ilavesinin özelliklere etkisi belirlenmiştir. Ayrıca aynı ağırlık oranlarında üçüncü alaşım elementi olarak titanyum ilave edilmiştir. Ti alaşım elementi alüminyum alaşımlarına ilave edilmekte ve bu alaşımların özelliklerini olumlu yönde etkilemektedir. Aynı olumlu etkilerin magnezyum alaşımları için de geçerli olup olmadığı araştırılmıştır. Alaşım üretiminde yeterli deneyim sağlandıktan sonra, elde edilen bilgiler doğrultusunda Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının ana alaşım olmasına karar verilmiştir. Bu nedenle bu araştırma için Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımı 8 kg 'lık ana alaşım olarak üretilmiştir. Ana alaşım üretimi esnasında saf Mg, Al ve Al-%7Mn ile Al-%6Ti alaşımları kullanılmıştır. Al-%7Mn alaşımı laboratuarda bu çalışma için üretilmiş ve kimyasal olarak test edilmiştir. Sn ve Sr'nin magnezyum alaşımları üzerine olumlu etkilerinin birçok araştırmacı tarafından vurgulanması nedeniyle, sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak ana alaşıma çeşitli ağırlık oranlarında Sr (ağırlıkça %0,3-0,5-1-2) alaşım elementi ilavesiyle elde edilen alaşımların üretimleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca ağırlıkça %1 Sn ilavesi sabit tutulmak koşuluyla yukarıda bahsedilen ağırlık oranlarında Sr alaşım elementi ilavesiyle elde edilen alaşımlar aynı yöntem ile üretilmiştir. Elde edilen alaşımlara

sertlik, çekme ve darbe deneyleri uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Ayrıca XRD kullanılarak faz analizi yapılmış ve mikroyapı çalışmaları desteklenmiştir.

4.2. Deney Malzemeleri

Mg-6Al alaşımı ve farklı element ilavesi ile elde edilecek alaşımların üretimi için saf Mg, saf Al, saf kalay, Mg-%20Sr, Al-%7Mn ve Al-%6Ti master alaşımları kullanılmıştır. Magnezyum alaşımlarının kontrollü atmosferde sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmesi esnasında sıvı metal % 99,8 CO₂ +%0,2 SF₆ gaz karışımı ile korunmuştur.



Şekil 4.1. Sıkıştırma Döküm sistemi

Bu çalışmada tüm dökümler şekil 4.1’de görülen özel olarak üretilmiş sıkıştırma döküm cihazında gerçekleştirilmiştir. Sıkıştırma döküm ünitesi ergitme, sıkıştırma ve kontrol ünitesi olmak üzere üç ana bölümden oluşmaktadır. Alaşımların üretiminin ilk kademesinde 2 KW gücünde, 1100°C ‘ye çıkabilen bir fırında ana alaşım, koruyucu gaz atmosferinde paslanmaz çelik pota içerisinde ergitilmiştir. Ergime esnasında elde edilmesi amaçlanmış alaşım için gerekli alaşım elementleri ilave edilmiştir.

3. bölümde bahsedildiği gibi öncelikle üretilecek alaşımlar için döküm şartlarının belirlenmesi gerekmektedir. Bu nedenle ilk etapta döküm için optimizasyon yapılmıştır. Başlangıçta üretilen alaşımlarda sıcak yırtılma hataları gözlenmiştir (şekil 4.2). Yapılan deneme dökümleriyle mevcut hataların giderilmesi sağlanmış ve en iyi eriyik, kalıp sıcaklığı ve uygulanacak basınç belirlenmiştir. Her bir alaşım için eriyik 750°C sıcaklıkta 30 dakika bekletilmiştir. Bekleme esnasında sıkıştırımlı döküm makinesine ait disk şeklindeki kalıp 300°C sıcaklığa kadar ısıtılmıştır. Bekleme gerçekleşikten sonra koruyucu gaz ortamında karıştırma gerçekleştirilmiş ve 85 MPa basınç uygulanmak koşuluyla sıkıştırımlı döküm makinesinde koruyucu gaz altında döküm işlemi gerçekleştirilmiştir.

Tüm alaşımlar yukarıda anlatılan prosedür kullanılarak 2’şer disk şeklinde üretilmiştir. Elde edilen diskler şekil 4.3’de görülmektedir.



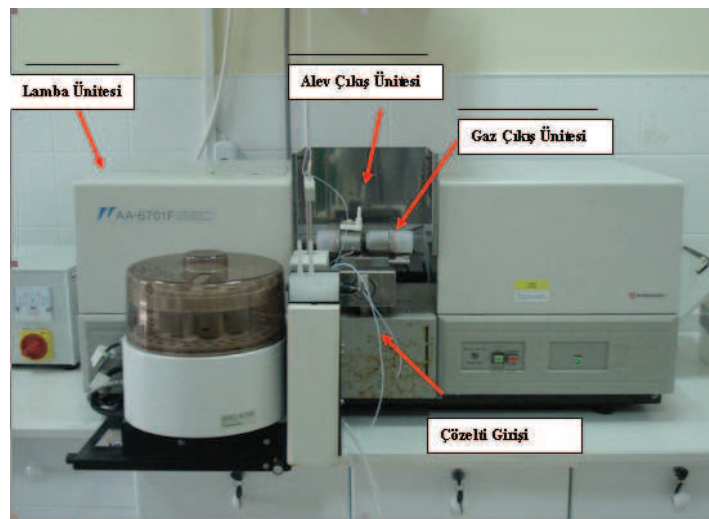
Şekil 4.2. Deneme döküm görüntüleri (ok ile gösterilen sıcak yırtılma).



Şekil 4. 3 Üretilen disk şeklindeki alaşımlar.

4.3. Kimyasal Analiz

Üretilen numunelerden hazırlanan ince tozların kimyasal analizi, kimya laboratuvarında alevli atomik absorpsiyon spektrometrik (AAS) tekniği ile tayin edilmiştir. Kullanılan AAS cihazı şekil 4.4.'de gösterilmektedir. Hazırlanan tozların analizinin yapılması için gerekli bileşenler sulu faza çekilmiştir. Uygulanan çözünürleştirme işlemi ile seyreltilmiş ve belli bir hacme tamamlanarak magnezyum, alüminyum, manganez, titanyum, kalay ve stronsiyum oranları alevli atomik absorpsiyon spektrometri cihazı ile ölçülmüştür. Bu çalışma için üretilen master ve diğer alaşımların AAS cihazı ile elde edilen değerleri tablo 4.1' de yer almaktadır.



Şekil 4.4. Kimyasal Analizde Kullanılan Alevli Atomik Absorpsiyon Spektrometri Cihazının Görüntüsü.

Tablo 4.1. Üretilen alaşımların kimyasal analizi (ağırlıkça oran, %).

Alaşım No:	Alaşım	Al	Mn	Sn	Ti	Sr	Mg
D1	Mg-6Al	5.941	-	-	-	-	Kal.
D2	Mg-6Al-0.3Mn	5.987	0.289	-	-	-	Kal.
D3	Mg-6Al-0,3Ti	5.879	-	-	0.261	-	Kal.
D4	Mg-6Al-0.3Mn-1Sn	5.957	0.154	0.949	-	-	Kal.
A1	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti	6.018	0.241	-	0.311	-	Kal.
A2	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti-0.3Sr	5.901	0.285	-	0.307	0.289	Kal.
A3	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti-0.5Sr	5.972	0.251	-	0.289	0.521	Kal.
A4	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti-1Sr	5.959	0.289	-	0.291	0.987	Kal.
A5	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti-2Sr	5.952	0.261	-	0.249	1.891	Kal.
B1	Mg-6Al-0.3Mn-0.3Ti-1Sn	5.875	0.296	0.924	0.274	-	Kal.
B2	Mg-6Al-1Sn-0.3Mn-0.3Ti-0.3Sr	5.911	0.275	0.987	0.297	0.289	Kal.
B3	Mg-6Al-1Sn-0.3Mn-0.3Ti-0.5Sr	5.939	0.251	0.958	0.280	0.483	Kal.
B4	Mg-6Al-1Sn-0.3Mn-0.3Ti-1Sr	5.992	0.287	0.898	0.239	0.897	Kal.
B5	Mg-6Al-1Sn-0.3Mn-0.3Ti-2Sr	6.032	0.269	0.978	0.289	1.965	Kal.

4.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

4.4.1. Numune hazırlama

Magnezyum alaşımlarının metalografik olarak hazırlanması esnasında bazı problemlerle karşılaşmaktadır. En önemli problem magnezyum alaşımlarının yumuşak Mg matris ve sert intermetalikleri bir arada içermesinden kaynaklanmaktadır. Aynı zamanda magnezyum alaşımları su ile reaksiyona girdiği için çoğu parlatma solüsyonunun kullanımı mümkün değildir. Bu nedenle üretilen her bir alaşım için farklı teknik ve dağlayıcı kullanılması gerekmektedir [120]. Çünkü daha yüksek hızlarda intermetalik fazların malzeme yüzeyinden koptuğu görülmüştür. Parlatma işlemi tamamlanmasına yakın esnada intermetalik fazların belirginleşmesi için Nital (%2 nitrik asit, %98 etil alkol) ile numunelerin yüzeyi ön dağlamaya maruz bırakılmıştır.

Magnezyum-Alüminyum alaşımları için birçok dağlayıcı mevcuttur ve tablo 4.2’de bu çalışmada denenmiş dağlayıcılar verilmiştir. Alaşımların mikroyapı görüntüleri için en iyi sonucu veren dağlayıcı kimyasalları olarak asetik glikol (20 ml asetik asit, 1 ml nitrik asit, 60 ml etilen glikol, 19 ml su) ve asetik-pikrik (5ml asetik asit, 6g pikrik asit, 10ml distile su, 100 ml etil alkol) kullanılmıştır.

Tablo 4.2. Mg-Al alaşımları için kullanılan dağlayıcılar [120].

İsim	Kompozisyon	Yorum
Glikol	1 ml HNO ₃ 24 ml Distile su 75 ml Etilen Glikol	Genel yapı. 3-5 saniye arası uygulama yapılır.
Asetik Glikol	20 ml Asetik asit 1 ml HNO ₃ 24ml Distile su 55 ml Etilen Glikol	Genel yapı. 1-3 saniye arası uygulama yapılır.
Asetik-Pikrik	5 ml Asetik asit 6g Pikrik asit 10 ml Distile su 100 ml Etil alkol	Tane sınırları görünür. Malzeme yüzeyinde kahverengi film tabakası oluşana kadar uygulama yapılır.
Pikrik	5g Pikrik asit 50 ml Distile su 50 ml Etil alkol	Tane sınırları görünür. 3-5 saniye arasında uygulama yapılır.
Nital	2 ml Nitrik asit 98 ml Etil alkol	Tane sınırları görünür. İntermetalikler belirginleşir. 1-5 saniye arasında uygulama yapılır.

4.4.2 Optik ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri

Tüm optik mikroyapı görüntüleri için Nikon Epiphot marka optik mikroskop kullanılmıştır. Ayrıca görüntü analiz programı (Clemex) kullanılarak tane boyutu hesaplanmıştır. Ayrıntılı mikroyapı çalışmaları JEOL 6060LV marka enerji dağınlı element analizi (EDS) aparatına

sahip taramalı elektron mikroskobunda (SEM) gerçekleştirilmiştir. Üretilen alaşımların SEM görüntüsü ikincil elektron (SE) ve geri saçılım elektronları (BSE) kullanılarak elde edilmiştir. Ayrıca faz analizi için Bakır (Cu) $K\alpha$ ışınımlı Rigaku D-Max 1000 X-ışınları cihazı kullanılmıştır.

4.5. Mekanik Testler

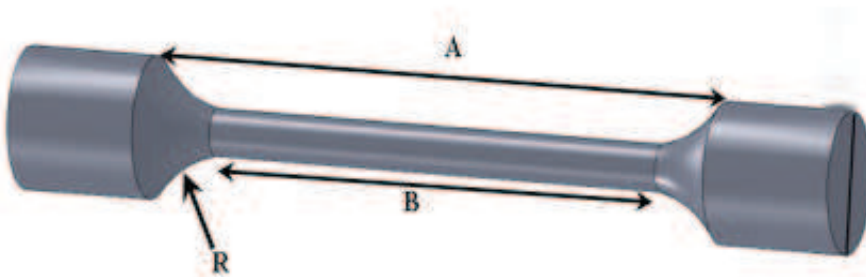
4.5.1. Sertlik deneyi

Üretilen alaşımların makro sertlik deneyleri 31,25/2.5/30 kombinasyonuna sahip Brinell sertlik(HB) skalasında Brooks marka sertlik cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm alaşım sınıflarından alınan numuneler 200x200x100mm boyutlarında hazırlanmış ve her birinden 8'er ölçüm yapıp sertlik değeri olarak bu ölçümlerin ortalaması alınmıştır. Üretilen alaşımlarda meydana gelen fazların sertlikleri ise Leica VHMT MOT mikrosertlik cihazında gerçekleştirilmiştir.

4.5.2. Çekme deneyi

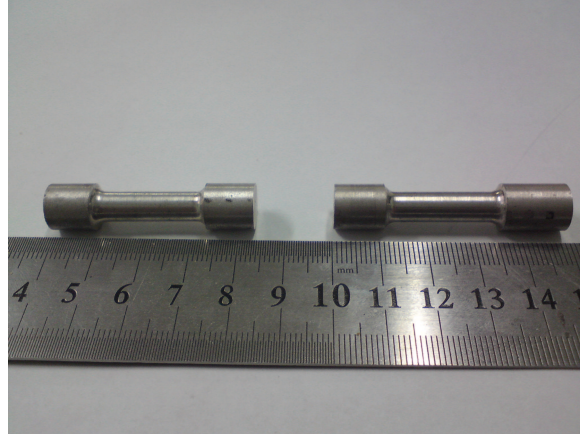
Üretilen alaşımların çekme deneyleri INSTRON 3367 3kN'luk çekme cihazında yapılmıştır. Her bir numunenin mukavemeti ve yüzde uzama değerlerinin hesaplanması için 4 adet numune kullanıldı. Çekme testleri esnasında çene hızı 2×10^{-1} olarak ayarlanmıştır. Şekil 4.5 a ve b'de sırasıyla, çekme mukavemeti deneylerinde kullanılan yuvarlak kesitli numunelerin teknik resmi ve bilgisayarlı sayısal kontrol cihazında hazırlanmış hali görülmektedir.

a)



- A= 32 mm. Daralan kesitin boyu.
- D= 6 mm numunenin çapı.
- B= 25 mm ölçü uzunluğu
- R= 6 mm eğrilik çapı.

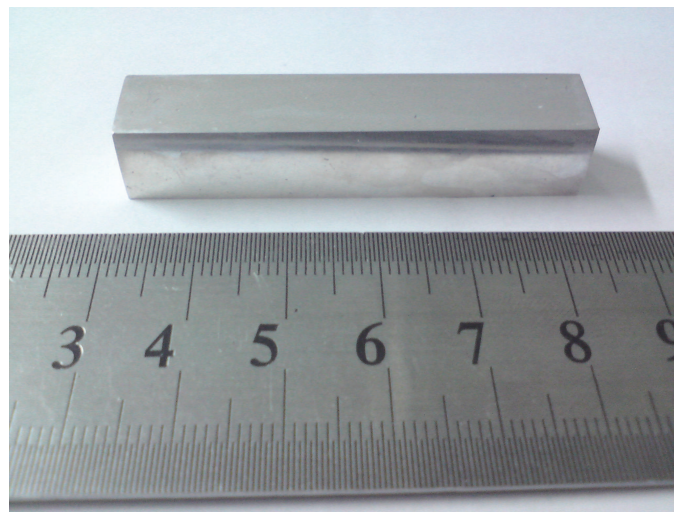
b)



Şekil 4.5 a) Çekme mukavemeti deneylerinde kullanılan ASTM E8-81 AASHTO No: T68 standardına göre hazırlanan yuvarlak kesitli numunelerin şematik olarak gösterimi b) Çekme deneyinde kullanılan örnek numuneler

4.5.3. Darbe deneyi

Üretilen alaşımların çentiksiz darbe deneyleri Charpy darbe deneyi cihazında gerçekleştirilmiştir. Deney numuneleri 55x10x10mm boyutlarında hazırlanmış, zımparalama ve parlatma işlemleri gerçekleştirildikten sonra her bir alaşımdan 4 adet numune olmak üzere darbe testine tabi tutulmuştur. Elde edilen sonuçların ortalaması darbe enerjisi olarak alınmıştır. Şekil 4.6' da darbe deneyinde kullanılan numunelere bir örnek görülmektedir.



Şekil 4.6 Darbe deneyinde kullanılan örnek numune

BÖLÜM 5. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELENMESİ

5.1. Ön Çalışmalar

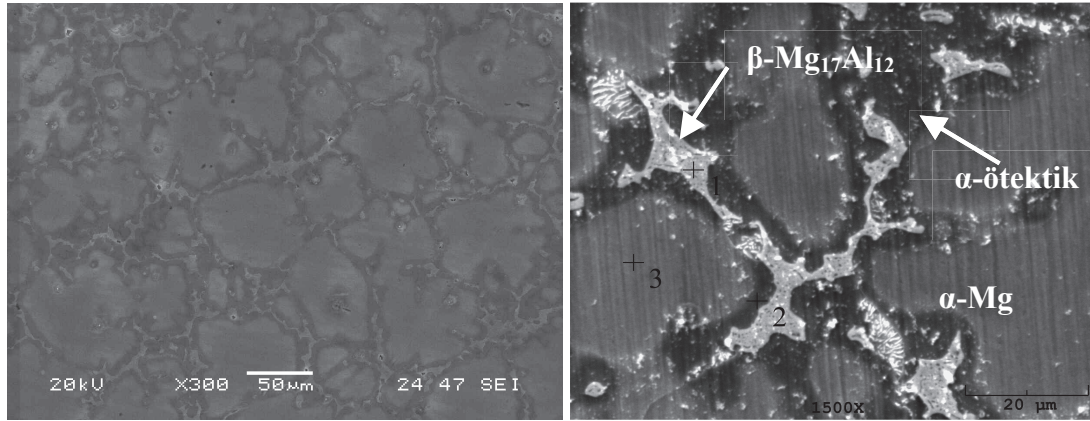
Günümüzde magnezyum alaşımları arasında yaygın olarak bilinen Mg-Al ve Mg-Al-Zn esaslı alaşımlara, manganez, silisyum, gümüş, kalsiyum, stronsiyum ve nadir elementler gibi çeşitli alaşım elementlerinin ilavesi ile bu alaşımların özellikleri artırılmakta ve böylece ticari kullanım alanları bulmaktadırlar. Buna karşın bu alaşımların mekanik özellikleri konvansiyonel alaşımlara göre istenilen seviyelere henüz ulaşamamış ve kullanım alanları sınırlı kalmıştır. Bu nedenle değişik üretim teknikleri kullanılarak alaşım elementleri ile yeni alaşımların üretilmesi ve istenilen ihtiyaçları karşılayabilmesi için birçok araştırmacı çalışmalarını alaşım geliştirmek üzerine yoğunlaştırmıştır. Bu çerçevede son zamanlarda yapılan çalışmalar arasında Sn, Sr ve Ca elementlerinin Mg-Al alaşımlarına etkileri araştırılmış ve olumlu sonuçlar elde edilmiştir [39-55, 109, 121-131]. Bu nedenle bu çalışmada magnezyum-alüminyum alaşım sistemi esas alınmıştır. Daha sonra Mg alaşımlarının döküm ile üretilmesinden kaynaklanan zorluklar (koruyucu atmosfer gibi) bilindiğinden, basınçlı döküm yöntemi kullanılarak üretim konusunda yeterli tecrübe kazanılması sağlanmış ve çalışmanın ana amacını oluşturan alaşım elementleri ilavesi ile özelliklerdeki değişimin incelenmesi aşamasına geçilmiştir.

5.1.1. Mikroyapı çalışmaları

Literatür çalışmasında bahsedildiği gibi Mg-Al alaşımlarında % 2'den daha fazla alüminyum içeriği döküm mikroyapısında β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının oluşmasına neden olmaktadır[7, 8, 16, 93].

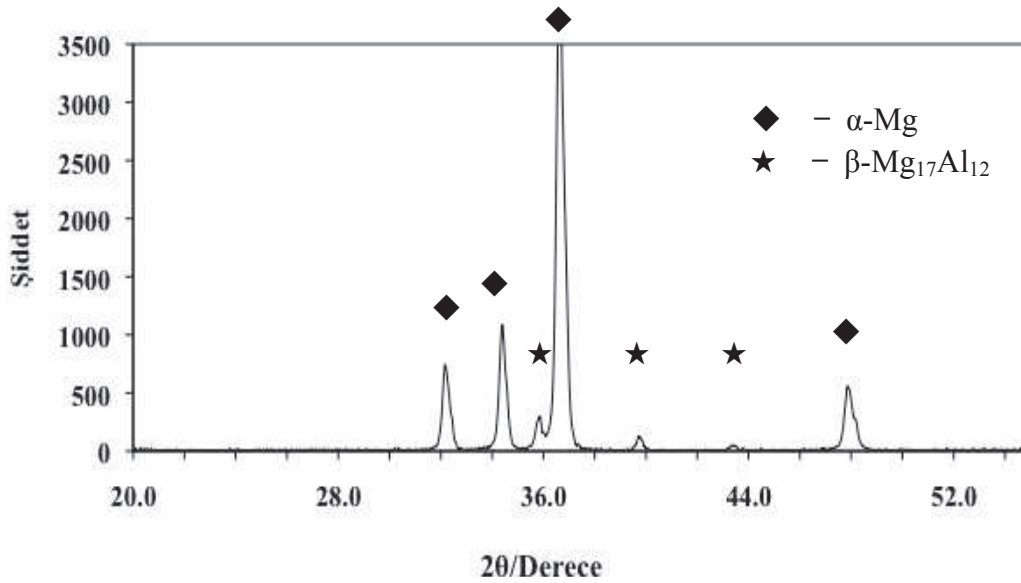
Şekil 5.1'de Mg-6Al alaşımının (Alaşım D1) sıkıştırma döküm sonrası SEM ve EDS analiz sonuçları görülmektedir. Şekil 5.1'deki alaşım D1'in SEM görüntüsü, alaşımın

3 farklı fazdan oluştuğunu göstermektedir. Şekil 5.1'deki EDS analizlerinden elde edilen atomik oranlara göre, beyaz bölge ötektik dönüşüm esnasında dentritler arasında oluşan β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını (analiz no 1), koyu gri bölge alüminyumca zengin α -ötektik fazını (analiz no 2) ve gri renkteki bölge magnezyumca zengin birincil α -Mg fazını (analiz no 3) oluştuğu görülmektedir.



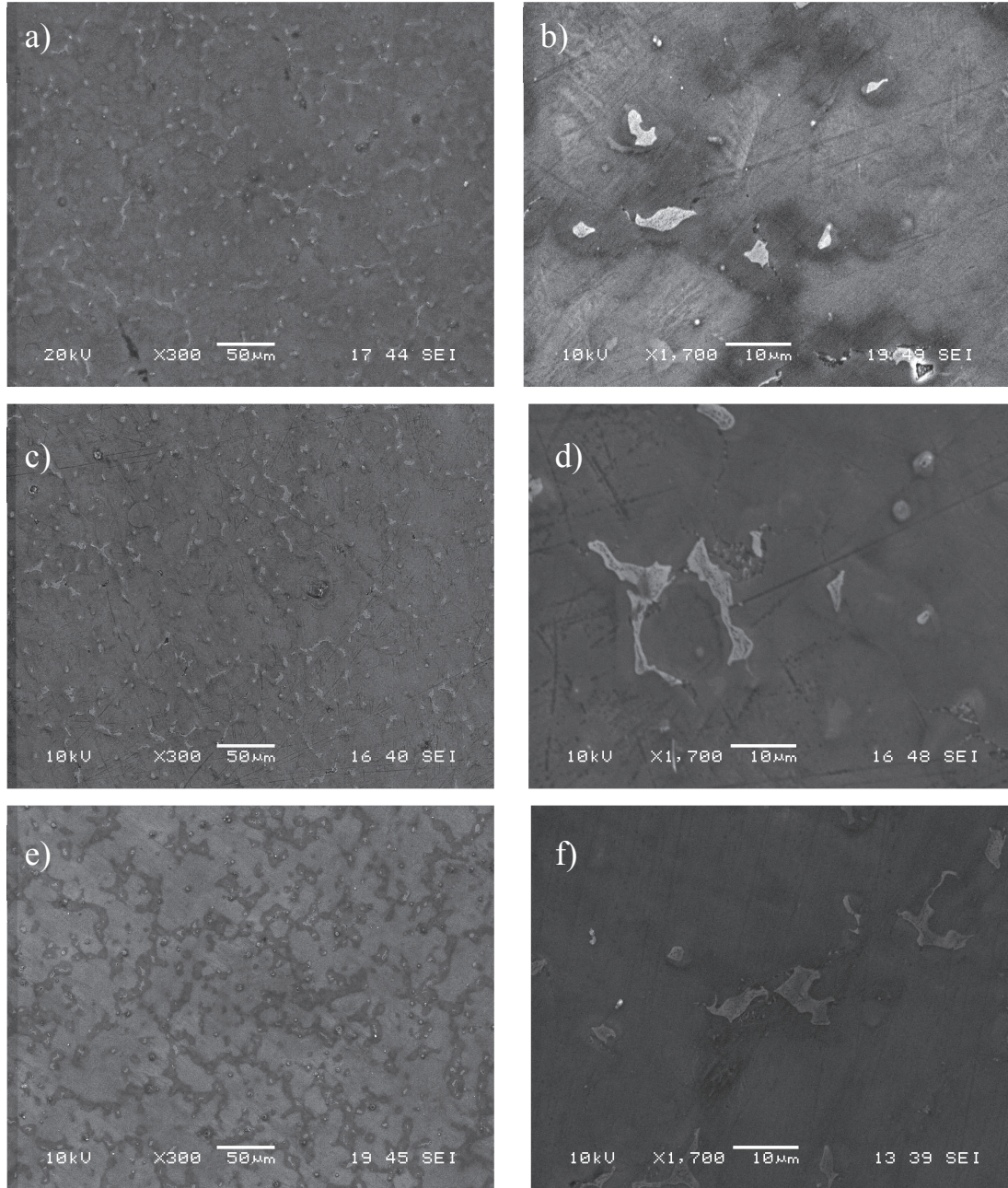
Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)		Atomik Oran
	Al	Mg	Mg/Al
1	34.67	65.33	1.88
2	14.61	85.39	5.84
3	2.71	97.29	-

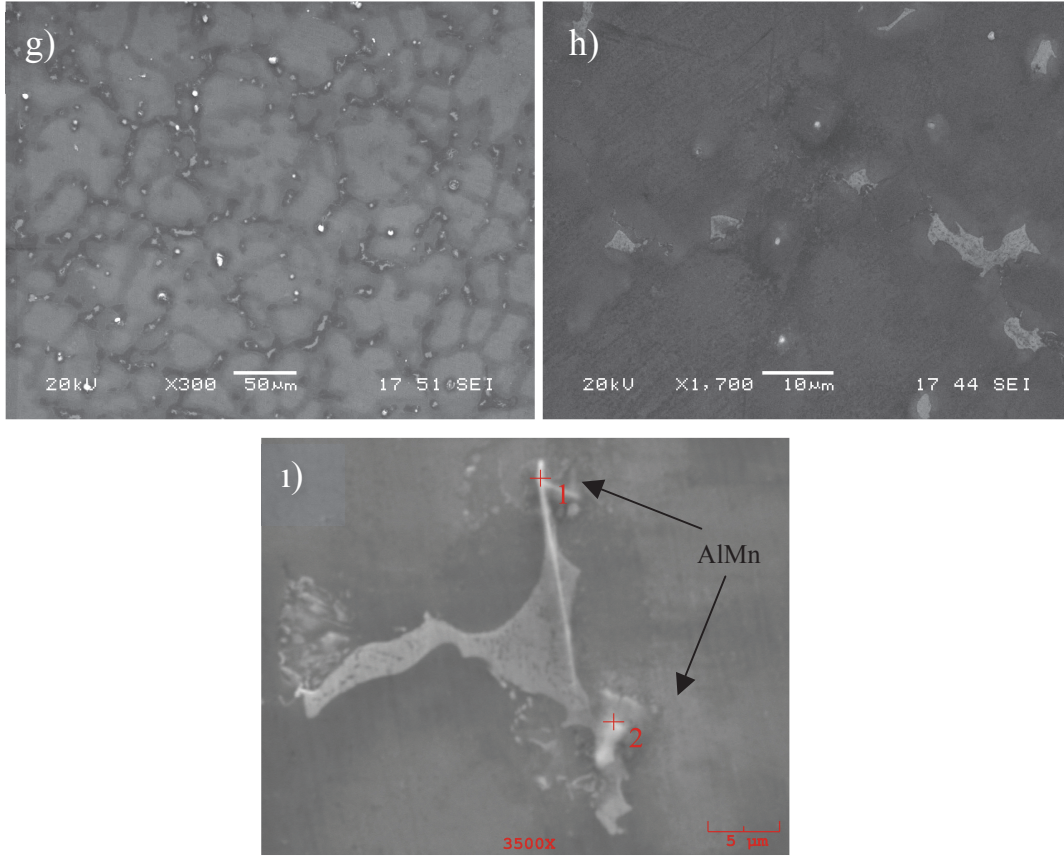
Şekil 5.1. Alaşım D1'in farklı büyütmelerdeki SEM mikroyapısı ve EDS analizi (asetik glikol).



Şekil 5.2 Alaşım D1 'in X-ışınları analizi.

Şekil 5.2 alaşım D1'in X-ışınları analizini vermektedir. EDS analizindeki atomik oranlar ile belirlenen fazlar, Şekil 5.2'deki X-ışınları analizi vasıtasıyla doğrulanmaktadır.



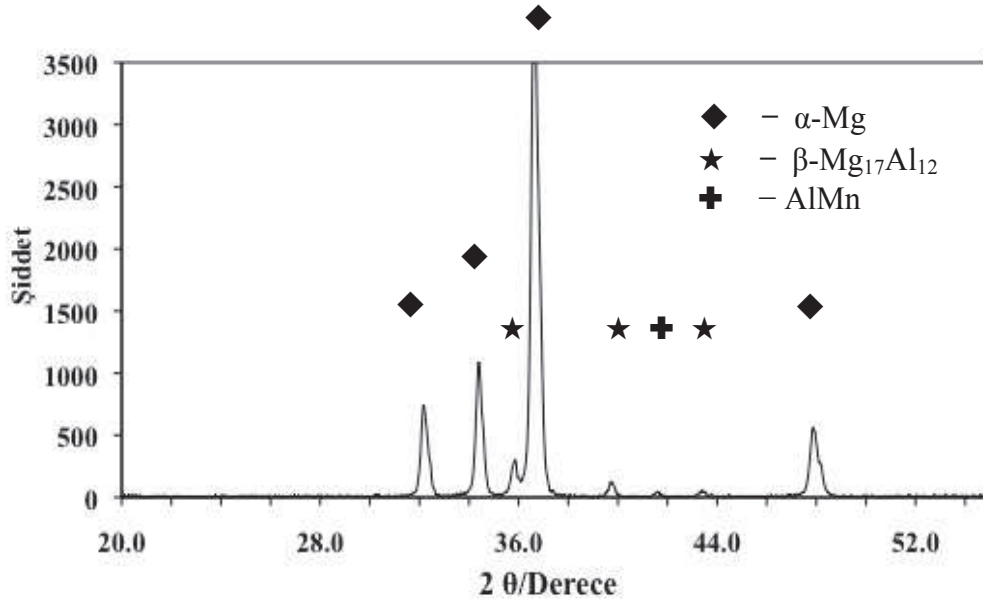


Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)			Atomik Oran
	Al	Mg	Mn	
1	40.67	24.91	34.42	1.18
2	44.21	15.38	40.41	1.09

Şekil 5.3. Alaşım D1'e a) ve b) %0,1Mn, c) ve d) %0,2Mn, e) ve f) %0,3Mn, g) ve h) %0,4Mn ilavesinin farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı (asetik glikol) ve i) Mg-6Al-0,3Mn alaşımının EDS analizi.

Mg-Al alaşımlarının ticari olarak en yaygın kullanılan alaşım kombinasyonları AM50, AM60 olarak adlandırılan alaşımlardır. Bu alaşımlar %1'in altında ikinci alaşım elementi olarak manganez(Mn) içerirler. Manganez ilavesinin birincil nedeni Al-(Fe, Mn) partiküllerin oluşumu ile Mg-Al alaşım sistemindeki demirin konsantrasyonunu azaltıp korozyon direncine olan zararlı etkisini azaltmaktır. Ergitme esnasında bu partiküllerin bir kısmı potanın altında çöker, geri kalanı da katılma esnasında döküm içerisinde kalır[71]. Oluşan partiküller yapıda aynı anda iğnemsî, keskin köşeli, küresel veya çiçeksi şekilde oluşabilir. Barbagallo ve arkadaşları yaptığı çalışmada, oluşan bu partiküllerin hem tane içinde hem de tane sınırında bulunabileceğini göstermiştir. Yapılan çalışmalar, bu partiküllerin alaşım

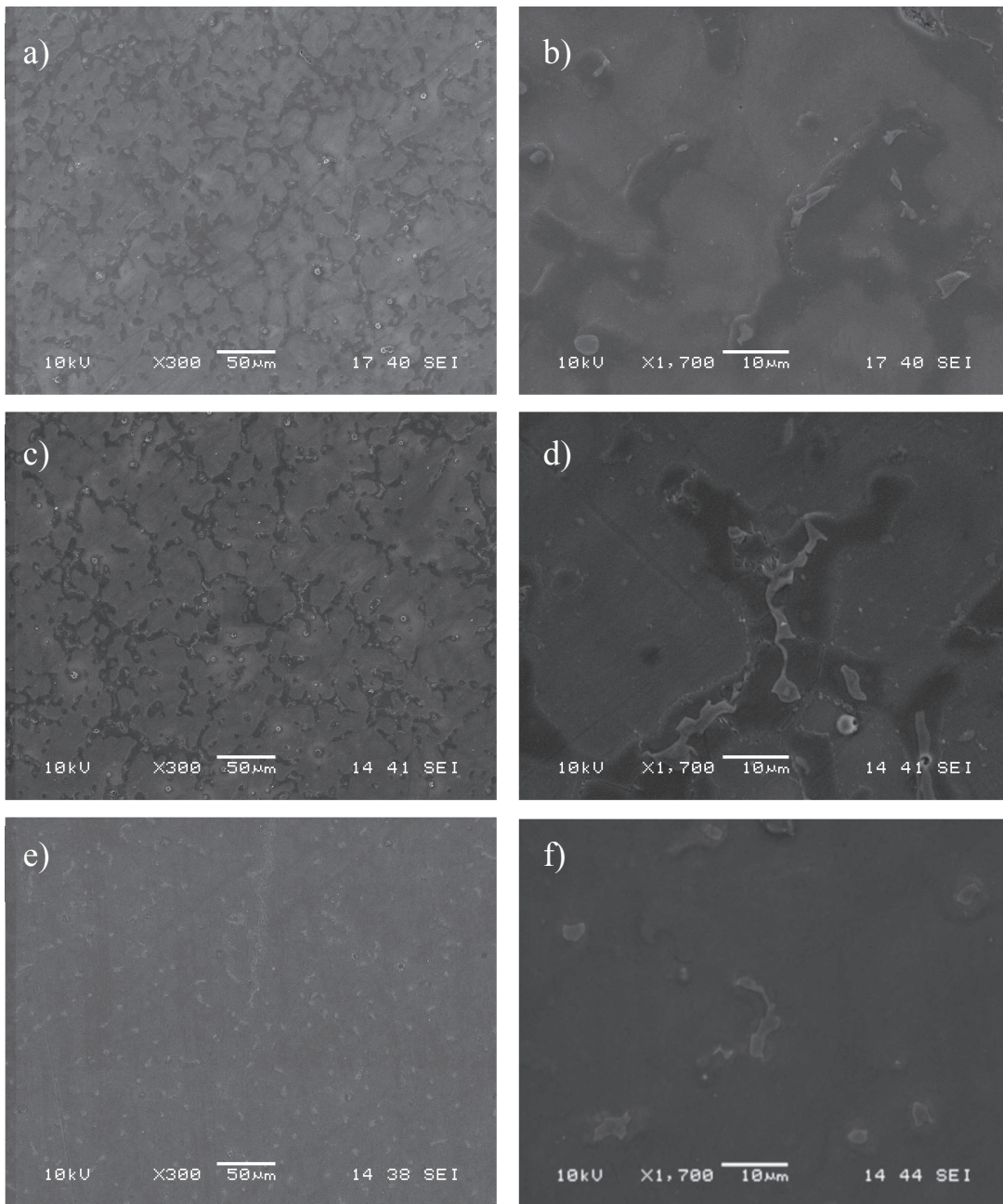
içerisinde Al_6Mn , Al_4Mn , $Al_{11}Mn_4$, $Al_{89}Mn_{11}$, Al_8Mn_5 ve çok az Fe içeren veya içermeyen $AlMn$ fazlarında bulunabileceğini göstermektedir [63, 64, 67-69, 128, 132, 133]. Bu nedenle Mg-6Al alaşımına ağırlıkça %0,3 Mn ilave edilerek ticari olarak kullanılan AM60 alaşımı elde edilmiş ve mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.3 ve 5.4 sırasıyla Alaşım D1'e ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 Mn ilaveli alaşımların mikroyapısını ve Mg-6Al-0,3Mn(Alaşım D2) alaşımının X-ışınları analizini göstermektedir. Manganez elementi ilavesi alaşım D1'deki β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının sürekli görünümündeki ağ yapısını bozmuş ve birincil α -Mg dendritlerinin de şeklini değiştirmiştir. Ayrıca manganez ilavesi ile alüminyumca zengin α -Mg fazının artışı gözlenmektedir. Şekil 5.3 (1)'daki EDS analizlerinden elde edilen atomik oranlara göre, alaşım D2'nin tane sınırlarında β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının üzerinde iğnemi (analiz no 1) ve küresel (analiz no 2) şekle sahip $AlMn$ intermetalik fazı oluşmuştur. Mn ilavesi ile oluşan $AlMn$ intermetalik fazının varlığı X-ışınları analizinde de doğrulanmaktadır (Şekil 5.4).

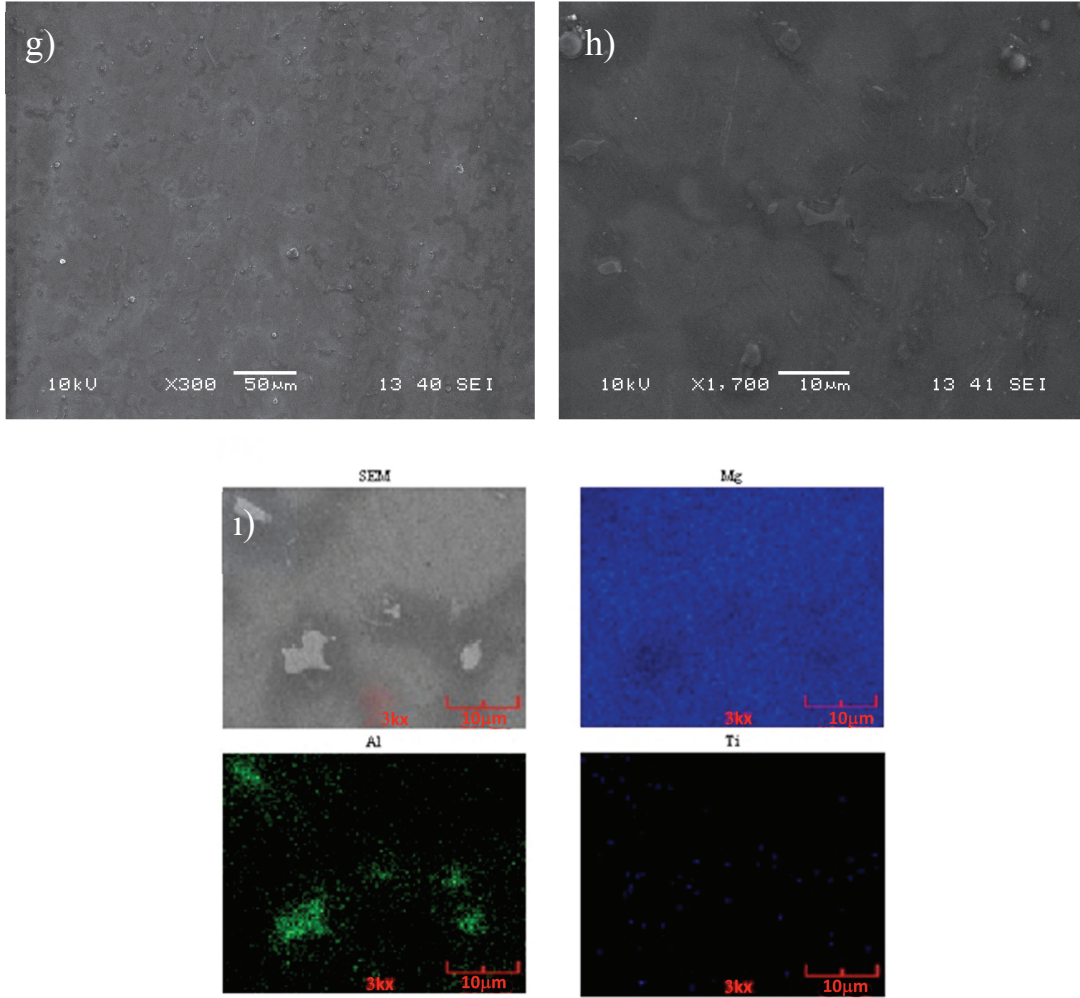


Şekil 5.4 Alaşım D2'nin X-ışınları analizi.

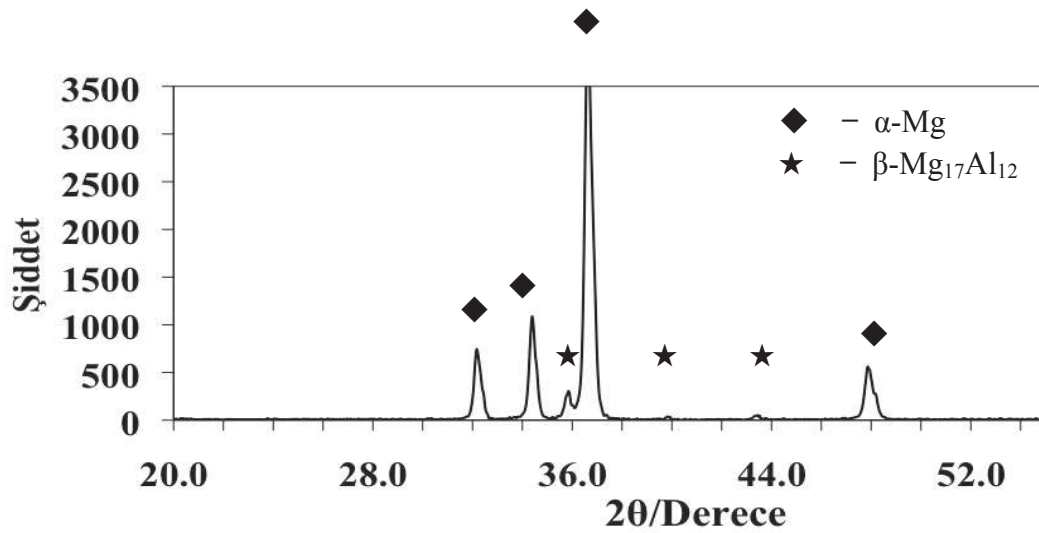
Alüminyum alaşımlarında Ti alaşım elementinin tane inceltici ve mukavemet artırıcı rol oynadığı bilinmektedir[134-136]. Bu nedenle Mg-6Al alaşımına Ti alaşım elementi ilave edilmiş ve meydana gelen değişiklikler incelenmiştir.

Alaşım D1'e ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 Ti ilaveli alaşımların mikroyapısını ve Mg-6Al-0,3Ti (Alaşım D3) EDS analizi şekil 5.5'de verilmektedir. Şekil 5.5'den görüldüğü gibi Ti ilavesi Mn ilavesi gibi alaşım D1'deki keskin köşeli β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının ağ yapısını bozmuş, daha küçük ve nispeten yuvarlak, ayrılmış ötektik faz haline dönüştürmüştür. Ayrıca titanyum alaşım elementinin magnezyum latisi içerisinde çok düşük çözünürlüğe sahip olduğu bilinmektedir[137]. Bu nedenle EDS analizi olarak alan taraması yapılmıştır. EDS analizinden (Şekil 5.5 (i)) titanyumun tane sınırlarında bulunduğu görülmektedir.





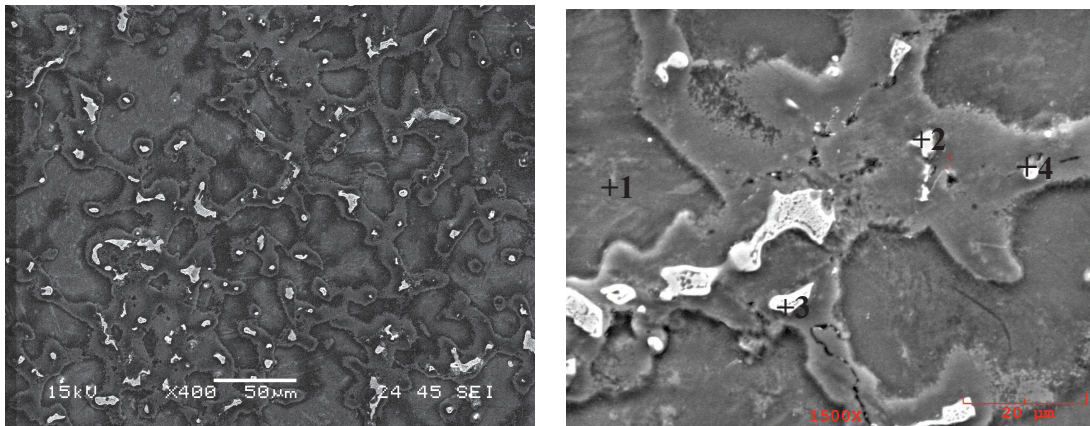
Şekil 5.5 Alaşım D1'e a) ve b) %0,1Ti, c) ve d) %0,2Ti, e) ve f) %0,3Ti, g) ve h) %0,4Ti ilavesinin farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı (asetik glikol) ve 1) Mg-6Al-0,3Ti alaşımının EDS analizi.



Şekil 5.6 Alaşım D3'ün X-ışınları analizi.

Şekil 5.6’da Alaşım D3’ün X-ışınları analizi görülmektedir. X-ışınları analizlerinden görüldüğü gibi alaşım D3 α -Mg ve β -Mg₁₇Al₁₂ fazlarını içermekte ve Ti ilavesi ile herhangi bir yeni faz oluşumu gerçekleşmemektedir. Buna karşın Alaşım D1’in X-ışınları analizi ile karşılaştırıldığında Ti ilavesi ile β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının pik şiddetinin azaldığı fark edilmektedir. Bu azalmaya β ’nın şeklinin değişmesi ve miktarının azalmasının neden olduğu düşünülmektedir.

Son dönemlerdeki çalışmalara göre Mg alaşımlarına farklı ağırlık oranlarında kalay ilavesi, bu alaşımların oda ve yüksek sıcaklıktaki mukavemetini arttırmaktadır. Buna karşın günümüzde halen bu alaşımlar ticari bir değer kazanamamış ve araştırmacılar bu alaşımların çeşitli kombinasyonları üzerine çalışmalarını devam ettirmektedir[80, 83-86, 125, 127, 129, 138]. Bu nedenle bu çalışmada Alaşım D2’ye kalay alaşım elementi ilave edilerek, meydana gelen değişimler incelenmiştir.

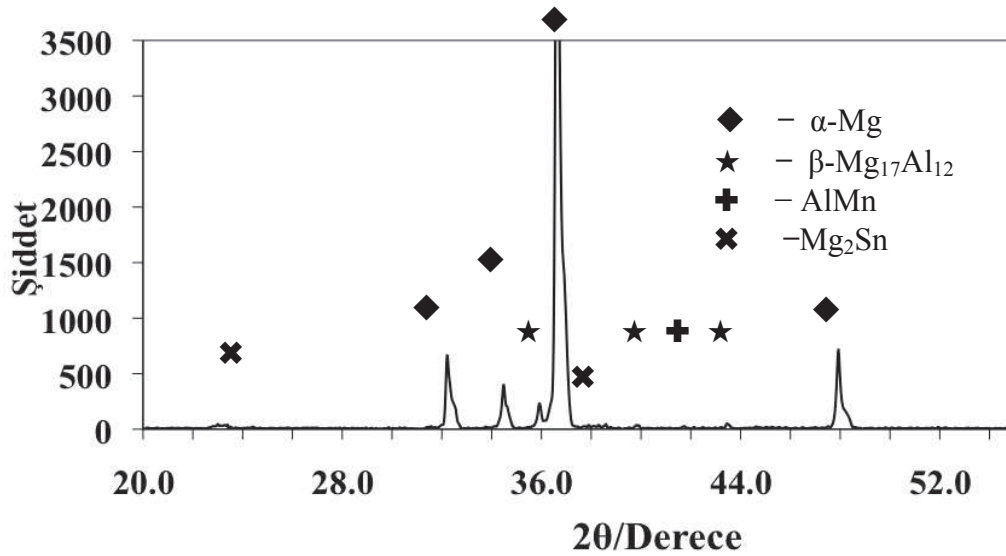


Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)					Atomik Oran	
	Al	Mn	Sn	Si	Mg	Mg/Sn	Mg/Al
1	3.22	0.00	0.40	0.00	96.38	-	-
2	32.79	1.60	1.52	1.10	62.99	-	1,92
3	38.30	0.31	0.94	0.00	60.45	-	1,57
4	8.30	0.00	30.24	0.00	61.46	2,03	-

Şekil 5.7 Alaşım D4’ün farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı ve EDS analizi (asetik pikrik).

Şekil 5.7 Alaşım D2’ye ağırlıkça %1 Sn ilave edilerek elde edilen alaşım D4’ün farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapısı ve EDS analizini göstermektedir. Şekil 5.7’deki EDS analizleri, ilave edilen Sn alaşım elementinin bir miktarının α -Mg içerisinde çözüldüğünü (analiz no 1), bir miktarının β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının içerisinde

çözündüğünü (analiz no 2 ve 3) ve kalan kısmında Mg_2Sn intermetalik fazını (analiz no 4) oluşturduğunu göstermektedir.



Şekil 5.8 Alaşım D4'ün X-ışınları analizi.

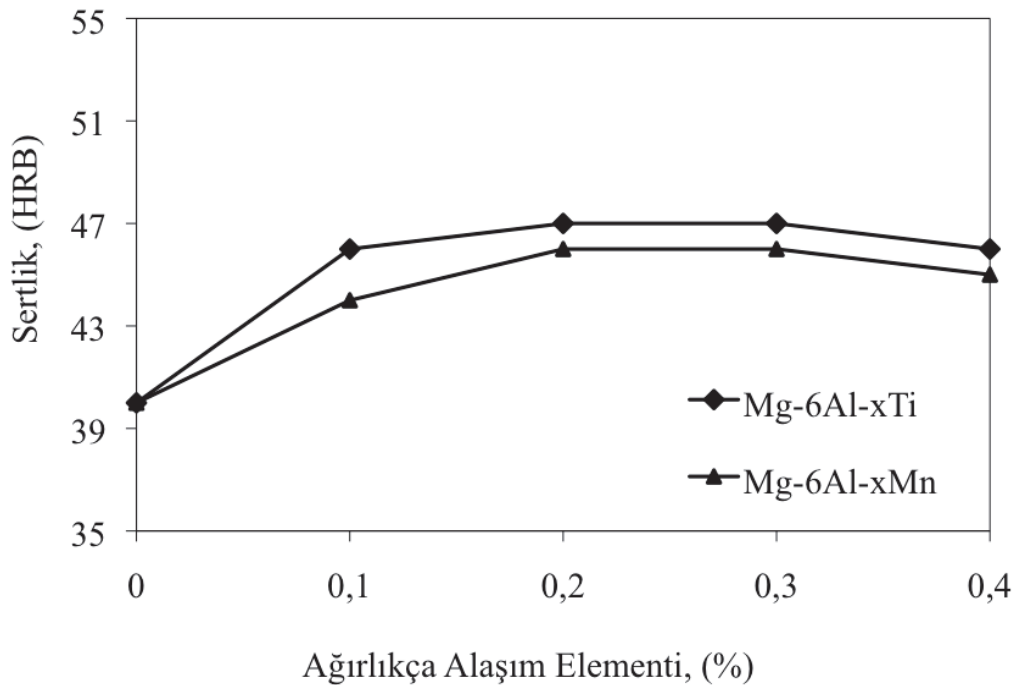
Şekil 5.8 Alaşım D4'ün X-ışınları analizini göstermektedir. X-ışınları analizinden görüldüğü gibi Alaşım D4 α -Mg, β - $Mg_{17}Al_{12}$, AlMn ve Mg_2Sn fazlarını içermektedir. Ayrıca x-ışınları analizi, ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile alaşımın bünyesinde Mg_2Sn intermetalik fazının oluşması için yeterli olduğunu göstermektedir.

5.1.2. Mekanik testler

5.1.2.1. Sertlik

Şekil 5.9'da manganez ve titanyum elementlerinin ayrı ilavesinin Alaşım D1'in sertliğine etkisi görülmektedir. Şekil 5.9'dan, manganez ve titanyum alaşım elementlerinin Alaşım D1'e ayrı ilave edilmesi sonucu sertlik değerlerinin ağırlıkça %0,3 alaşım elementi miktarına kadar arttığı, fakat bu değerden sonra artış olmadığı gözlenmiştir. Bu alaşımların döküm sonrası sertlik değerleri hakkında fazla literatür bilgisi bulunmamasına rağmen, ısıl işlem sonrası sertlik değerlerinin 60-70 Brinell kadar olduğu ifade edilmektedir[8, 68, 139]. Alaşım D1'e ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 manganez ilavesi ile elde edilen sertlik değerleri sırasıyla 43, 44, 45, 44 Brinell bulunmuştur. Alaşım elementlerinden Mn elementinin ilavesi ile ölçülen sertlik

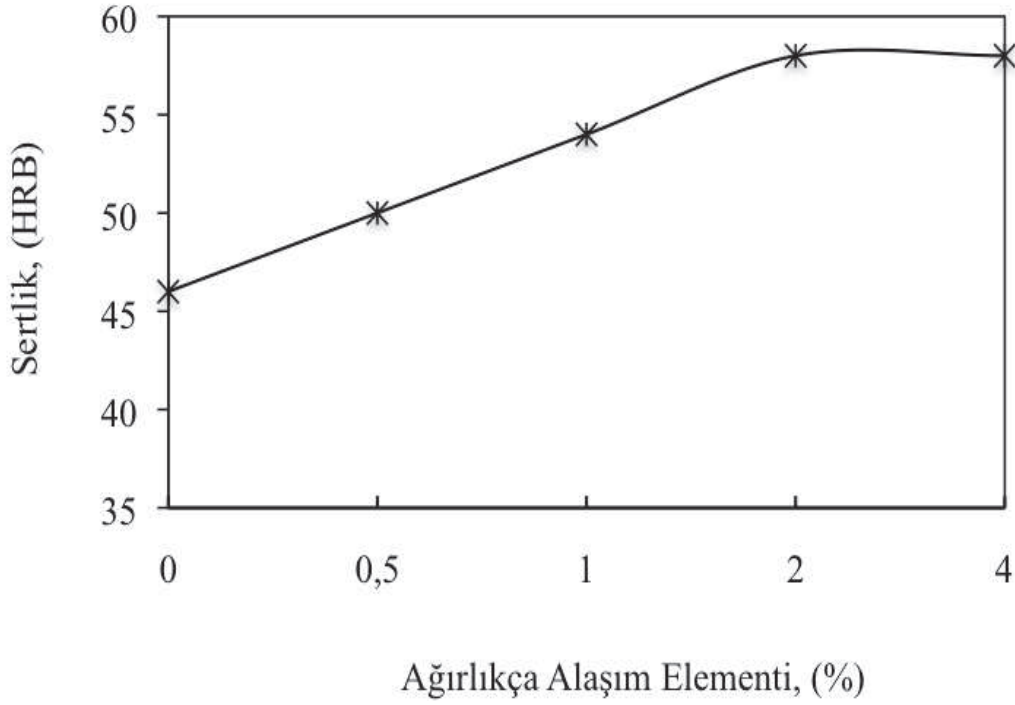
değerlerinin sayısal değerleri göz önüne alındığında, sertlik artış oranının ortalama 5 Brinell(HB) kadar olduğu ve alaşım elementinin Alaşım D1'in sertlik değerini önemli ölçüde değiştirmedeği tespit edilmiştir. Manganez elementinin % 0,3 oranlarında ilavesi Mg-6Al alaşımının sertliğini %12,5 oranlarında arttırarak Alaşım D1'in sertliği 40 HB'den 45 HB değerine ulaşmaktadır. Daha yüksek ilaveler durumunda sertlik değeri artmadığı görülmüştür. Alaşımın sertliğinin manganez ilavesi ile artışının nedenleri, tane sınırlarında AlMn intermetalığının oluşması ve keskin köşeli β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının ağ yapısının bozulması ile daha küçük adacıklar halinde malzeme içinde homojen dağılmasına bağlanabilir.



Şekil 5.9. Alaşım elementlerinin Alaşım D1'in sertliğine etkisi.

Alaşım D1'e ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 titanyum ilavesi ile elde edilen sertlik değerleri sırasıyla 46, 47, 47, 46 Brinell bulunmuştur. Titanyum alaşım elementinin Alaşım D1'e ilave edilmesi sonucu sertlik değerlerinin belli bir orandaki alaşım elementi miktarına kadar arttığı, fakat bu değerden sonra artış olmadığı gözlenmiştir. Ölçülen sertlik değerlerinin sayısal değerleri göz önüne alındığında, sertlik artış oranının ortalama 7 Brinell kadar olduğu ve alaşım elementinin Alaşım D1'in sertlik değerini önemli ölçüde değiştirmedeği tespit edilmiştir. Titanyum elementinin % 0,3 oranlarında ilavesi, Alaşım D1'in sertliğini %17,5 oranlarında arttırarak 40

Brinell'den 47 Brinell'e çıkarılmıştır. Daha yüksek ilave durumunda sertlik değerinin artmadığı görülmüştür. Titanyum ilavesi ile sertliğin artmasının nedenleri, çözünmeyen titanyum atomlarının ötektik bölgede bulunması ve β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının ağ yapısını bozarak daha küçük adacıklar şeklinde homojen dağılıma neden olması olarak düşünülmektedir.



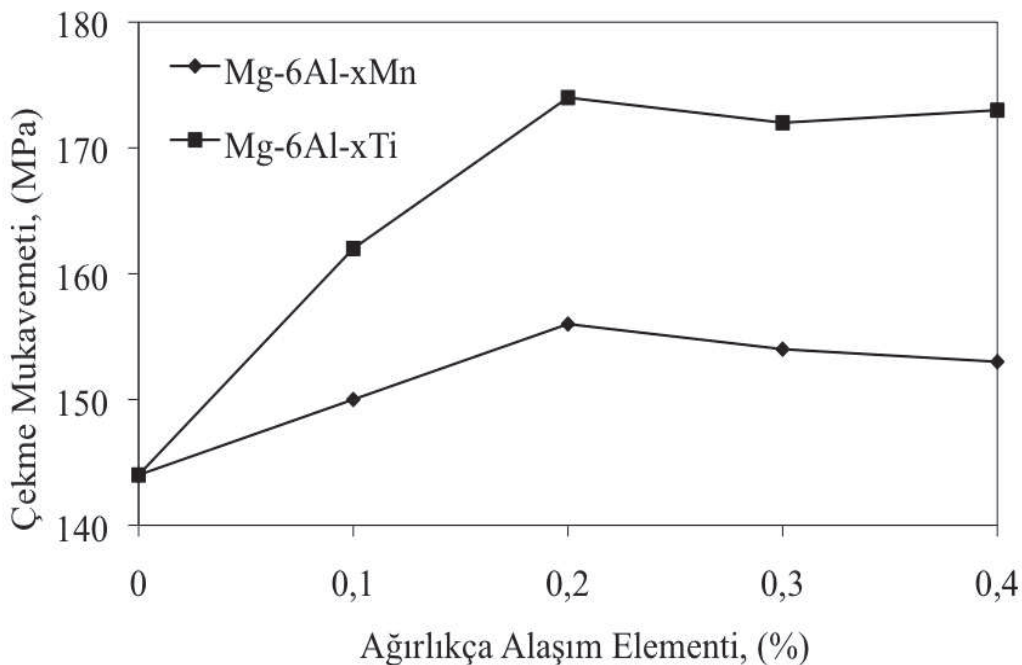
Şekil 5.10. Alaşım D2'nin Sn ilavesi ile sertlik değişimi.

Bu çalışmada Alaşım D2 olarak kodlanan alaşımın kimyasal analizine bakıldığı zaman aslında endüstriyel kullanıma sahip AM60 alaşımını temsil ettiği görülmektedir. Alaşım D2'nin mekanik özelliklerini geliştirebilmek için ön çalışmalar olarak farklı ağırlık oranlarında Sn alaşım elementi ilave edilmiştir. Şekil 5.10'da Alaşım D2'ye farklı ağırlık oranlarında Sn ilavesinin sertliğe etkisi görülmektedir. Şekil 5.10'da görüldüğü gibi ağırlıkça % 0,5, 1, 2 ve 4 kalay ilavesi ile Alaşım D2'nin sertliği sırasıyla 50, 54, 58 ve 58 HB değerine ulaşmıştır. Alaşım elementinin ilavesi matriks alaşımının sertliğini yaklaşık % 26 arttırmıştır. Magnezyum latis içerisinde kalay alaşım elementinin çözünürlüğünün ~ağırlıkça %0,45 olduğu literatür kısmında bahsedilmiştir. Mevcut bu çözünürlük katı eriyik sertleşmesini sağlamıştır ki sertlik değerinin artışının temel nedenlerinden birinin bu

durum olduğu ve diğerinin Mg_2Sn intermetaliğinin varlığının sertlik değerinin artışına katkıda bulunduğu dőřünőlmektedir.

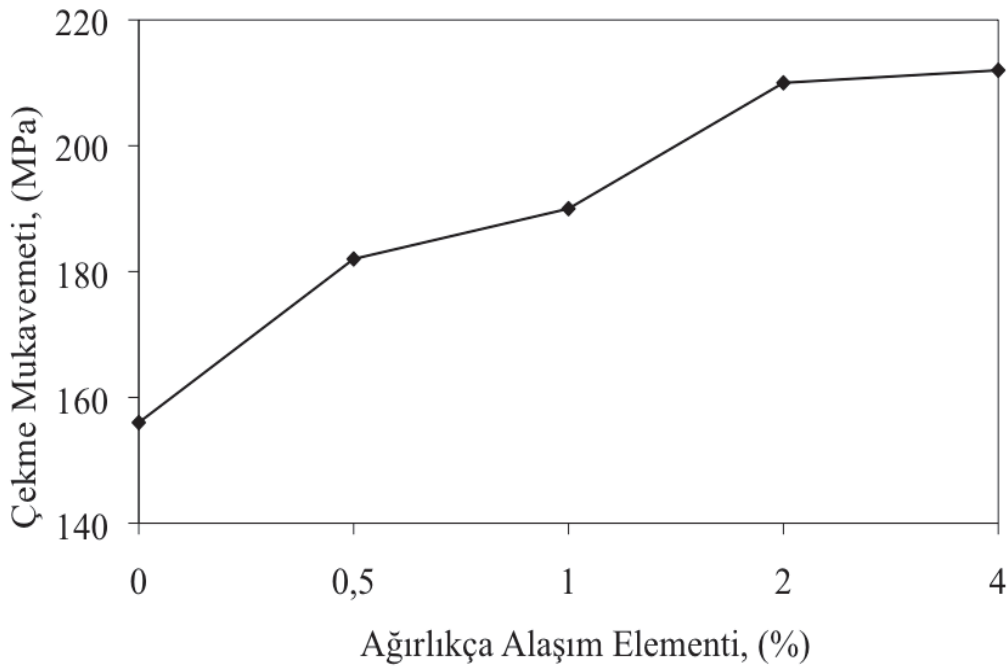
5.1.2.2. Çekme mukavemeti

Zhou ve arkadaşları sıkıştırma basınçlı dőkőm yőntemi ile AM50 alaşımını űretmiř ve ısıl işlem uygulamadan yaptığı çekme deneyleri sonucu çekme mukavemetini 186 MPa ve T6 ısıl işleminden sonra ise 203 MPa olarak tespit edilmiştir[21]. Wang ve arkadaşları AM60 alaşımı űzerine yaptıkları mekanik testler sonucu çekme mukavemetini 160 MPa civarında bulmuştur[17]. Bařka bir çalışmada Hu ve arkadaşları AM50 alaşımını sıkıştırma dőkőm yőntemi ile űretmiřler ve çekme testine tabi tutmuşlardır. Yapmış oldukları test sonucunda AM50 alaşımının çekme mukavemetini 175 MPa olarak elde etmişlerdir [118]. Yine başka bir çalışmada Fu ve arkadaşları dőřük basınçlı dőkőm yőntemi ile yaptıkları çalışmada farklı basınç uygulama zamanları deneyerek AM50 alaşımının űretimini gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri malzemelere uyguladıkları çekme testi sonucu AM50 alaşımının çekme mukavemetinin 153 MPa ile 192 MPa arasında değiştiğini gėrmőřlerdir[140].



şekil 5.11. Alaşım elementlerinin Alaşım D1'in çekme mukavemetine etkisi.

Şekil 5.11’de manganez ve titanyum alaşım elementlerinin Alaşım D1’e ilavesinin çekme mukavemetine etkisi görülmektedir. Alaşım D1’in çekme mukavemetindeki artış, alaşım elementlerinin belirli oranlarda ilavesi ile gerçekleşmiştir. Alaşım D1’in çekme mukavemeti 144 MPa olarak bulunmuştur. Mg-6Al alaşımına ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 mangan ilavesi ile çekme mukavemeti sırasıyla 150, 156, 154, 153 MPa bulunmuştur. Aynı oranlarda titanyum ilavesi ise Mg-6Al alaşımının çekme mukavemetini sırasıyla 162, 174, 172, 173 MPa olarak değiştirmiştir. Maksimum mukavemet değeri her iki elementin ağırlıkça %0,2 ilavesi ile elde edilmiştir. Mn ilavesinin % 0,2 olması durumunda Mg-6Al alaşımının çekme mukavemeti yaklaşık % 8 artarak 156 MPa’ya ulaşırken, ağırlıkça %0,2 Ti ilavesi Mg-6Al alaşımının çekme mukavemetini yaklaşık %21 arttırarak 174 MPa değerlerine çıkarmıştır. Alaşım elementlerinin %0,2’den daha fazla ilavesi çok fazla bir değişiklik oluşturmamıştır. β -Mg₁₇Al₁₂ fazı hacim merkezli kübik yapıya, α -Mg ise hegzagonal sıkı paket kristal yapısına sahiptir. Bu nedenle β -Mg₁₇Al₁₂ fazı α -Mg matrisi ile uyumsuzluk göstermekte ve Mg-Al esaslı alaşımların mukavemeti bundan dolayı olumsuz olarak etkilenmektedir[22, 29, 78, 84, 141]. Alaşım elementi ilavesi ile Mg-6Al alaşımının mevcut keskin köşeli, gevrek β -Mg₁₇Al₁₂ fazının ağısı yapısı bozulmuş ve daha yuvarlak şekilli parçalı ayrılmış ötektik yapı oluşmuştur. Bu durum uyumsuz arayüzeyin sürekliliğini bozmuş ve muhtemelen mukavemetin artışına yardımcı olmuştur.



Şekil 5.12. Kalay ilavesinin Alaşım D2'nin çekme mukavemetine etkisi.

Literatür çalışmasında belirtildiği gibi, kalay elementi oda sıcaklığında yaklaşık ağırlıkça %0,45 değerinde magnezyum içerisinde çözünmektedir. Bu özellik kalay elementini magnezyum alaşımlarında katı eriyik sertleşmesi prosesi için cazip kılmaktadır. Bakke ve arkadaşları yaptığı çalışmada[80] soğuk kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile kalay elementi içeren çeşitli alaşımlar üretmişlerdir. Ürettikleri alaşımlara yaptıkları çekme testleri sonucunda % 6 Sn ve % 5 Al içeren alaşımlarda çekme mukavemetini 238 MPa bulmuşlardır. Mingbo ve arkadaşlarının yapmış olduğu bir başka çalışmada, AZ61-0,7Si alaşımına ağırlıkça %0,5 Sn ilavesi kokil döküm yöntemi ile gerçekleştirmişlerdir. Ürettikleri alaşıma yaptıkları çekme deneyi sonucunda çekme mukavemetinin arttığını ve 147 MPa'dan 161 MPa yükseldiğini tespit etmişlerdir[142]. Bir başka çalışma da Jihua ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilmiştir. Jihua ve arkadaşları kokil döküm yöntemini kullanarak Mg-6Zn-2Al alaşımına ağırlıkça %0,5 ile 3 arasında kalay ilave etmişler ve kalay ilavesinin %0,5'e kadar mukavemeti arttırdığını(190 MPa'dan 225 MPa) daha fazla ilavenin ise mukavemetin azalmasına neden olduğunu belirtmişlerdir. Genel olarak kalayın ötektik bölgeyi inceltmesi ve alaşımda Mg₂Sn intermetalini oluşturması, artışın nedenleri olarak tanımlanmış, %0,5 'den sonra mukavemetin düşmesi ise Mg₂Sn intermetalininin kabalaşmasından dolayı olduğu Jihua tarafından belirtilmiştir[143]. Kim ve arkadaşlarının AZ51 alaşımına yapmış oldukları çalışmada ise, ağırlıkça % 5' kadar kalay ilavesinin mukavemeti arttırdığı ve daha fazla ilavenin mukavemeti düşürmeye başladığını ifade etmişlerdir[144]. Sonuç olarak yapılan çalışmalar incelendiğinde Mg₂Sn intermetalininin alaşımın mukavemetinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmektedir.

Şekil 5.12' de ağırlıkça %0,5, 1, 2 ve 4 kalay alaşım elementi ilavesinin Alaşım D2'nin çekme mukavemetine etkisi görülmektedir. Şekil 5.12'de görüldüğü gibi, kalay alaşım elementinin ilavesi ile Alaşım D2'nin çekme mukavemeti artmıştır. Alaşım D2'nin çekme mukavemeti 154 MPa olarak bulunmuşken, ağırlıkça % 0,5, 1, 2 ve 4 kalay alaşım elementi ilavesi ile çekme mukavemeti sırasıyla 182, 190, 210 ve 212 MPa olarak bulunmuştur. Maksimum çekme mukavemeti yaklaşık %37 artış ile ağırlıkça % 4 kalay ilavesinde gerçekleşmiştir. Çekme mukavemetinin artmasına neden olan mekanizmalardan birisinin magnezyum latis içerisinde çözünen kalay ile

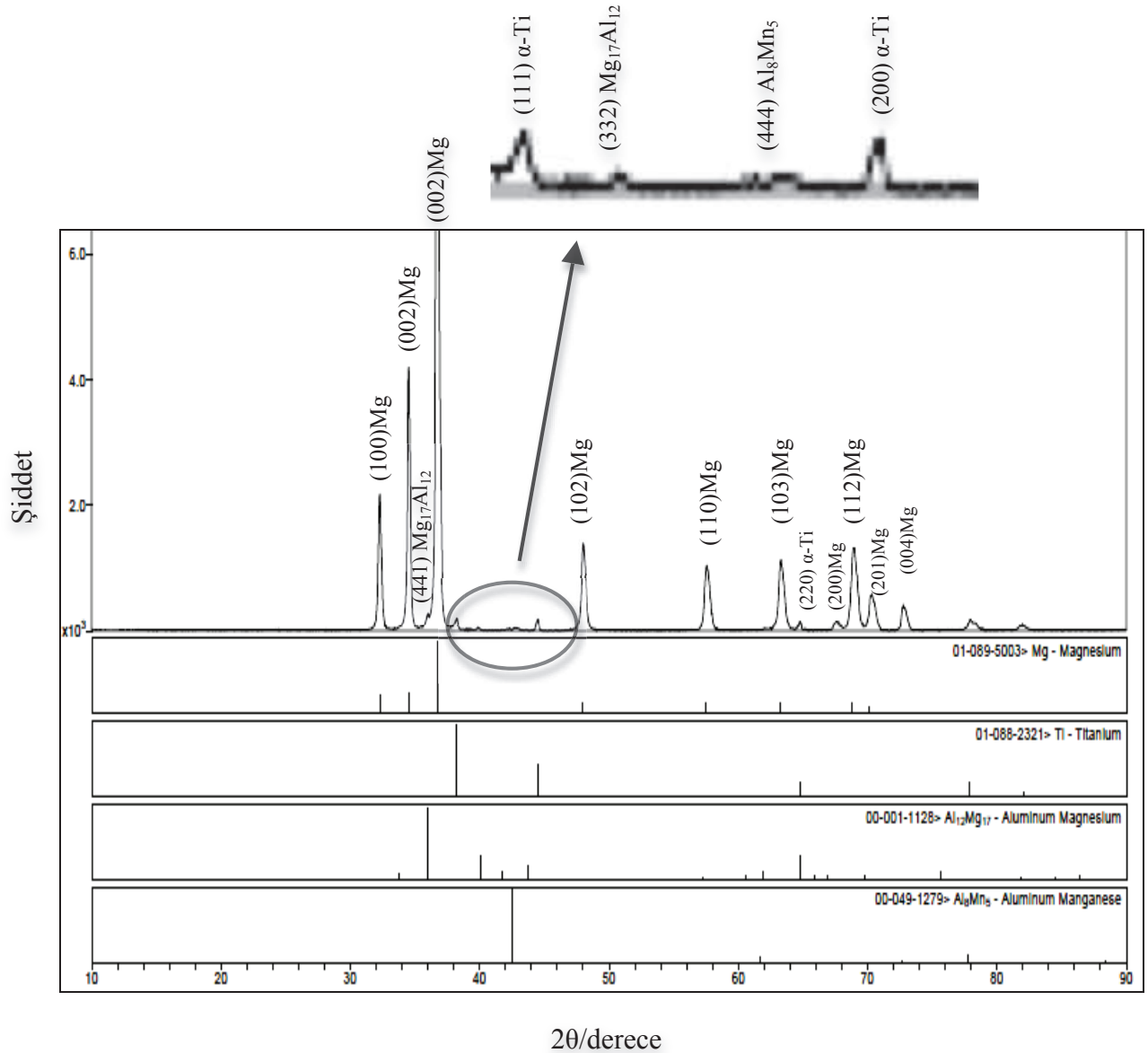
katı eriyik sertleşmesinin gerçekleşmesi olduğu düşünülmektedir. Bunun dışında diğer bir temel mekanizma ise ağırlıkça % 2 ve 4 kalay içeren alaşımların tane sınırlarında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı ile birlikte ikincil faz olarak Mg_2Sn intermetalığının bulunmasıdır. Mevcut bu ikincil intermetalik fazın dislokasyon hareketini engelleyici etki gösterdiği düşünülmektedir.

Bu tez kapsamında yapılan ön çalışmaların amacı, ana alaşımın belirlenmesidir. Elde edilen bulgular doğrultusunda Mg-6Al alaşımına Ti ve Mn alaşım elementinin ilavesinin mikroyapıyı değiştirdiği ve mekanik özellikleri iyileştirdiği görülmüştür. Bu doğrultuda elde edilen bulgular değerlendirilmiş ve Mg-6Al-0,3Mn-0,3Ti alaşımını ana alaşım olarak belirlenmiş ve Alaşım A1 olarak adlandırılmıştır. Önceki bölümlerde bahsedildiği gibi Sr alaşım elementi Mg alaşımlarının geliştirilmesindeki ana metallere biridir. Bu nedenle bu çalışmada belirlenen ana alaşıma farklı oranlarda Sr alaşım elementi ilave edilmiştir. Ayrıca Sn alaşım elementi ile yapılan çalışmalar sonucunda Sn ilavesinin artışı ile mekanik özelliklerin iyileştiği görülmüştür. Buna karşın ağırlıkça %1 Sn ilavesi bu çalışmada sabit tutulmuştur. Bu durum Mg alaşımlarının en önemli özelliği olan düşük yoğunluk avantajını kaybetmememizi ve segregasyondan kaynaklı olumsuz sonuçların elde edilmemesini sağlayacaktır.

5.2. Deneysel Çalışmalar

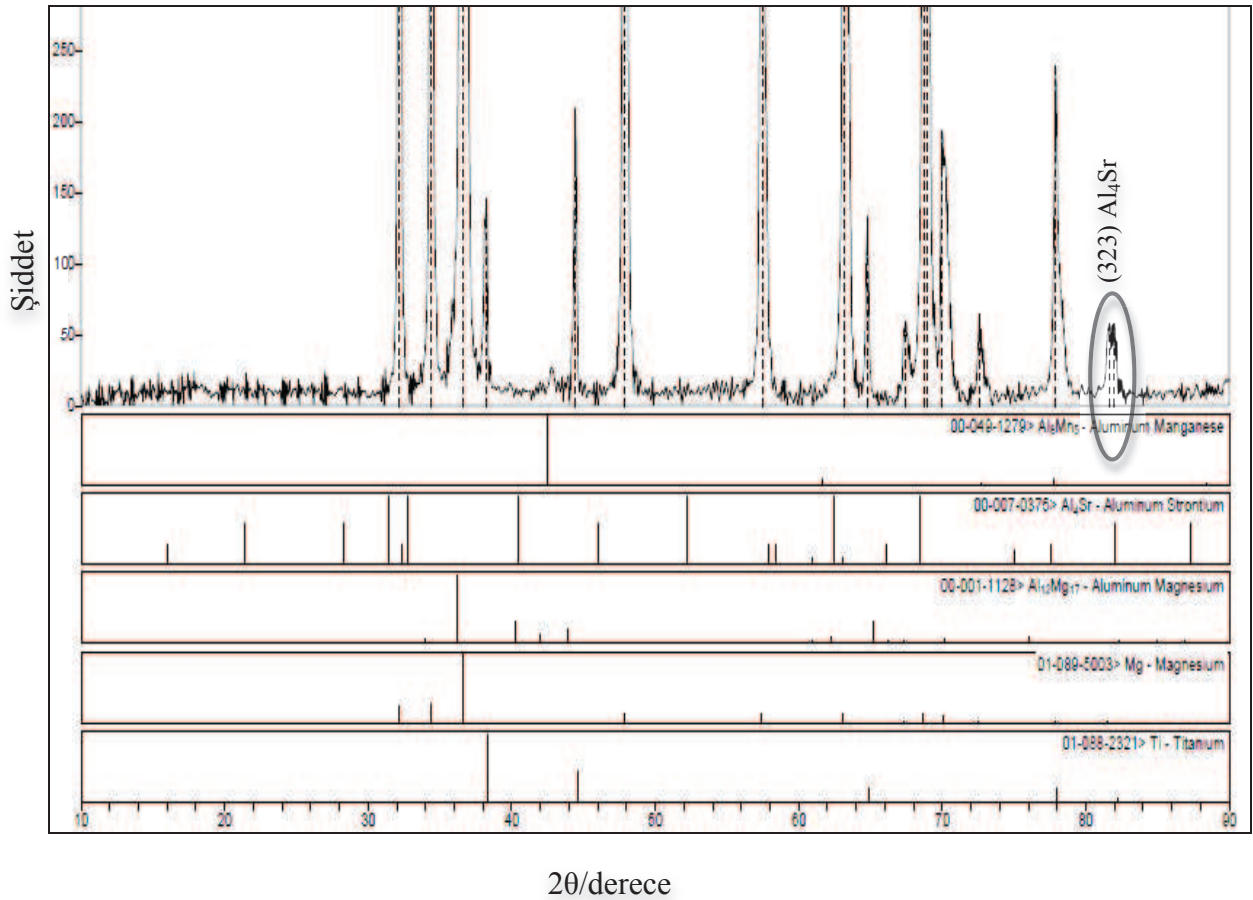
5.2.1. X-ışınları çalışmaları

Ana alaşım olarak belirlenen ve A1 ile kodlanan Mg-6Al-0,3 Mn-0,3Ti alaşımının x-ışınları analizi sonuçları aşağıda yer alan Şekil 5.13’de gösterilmektedir.



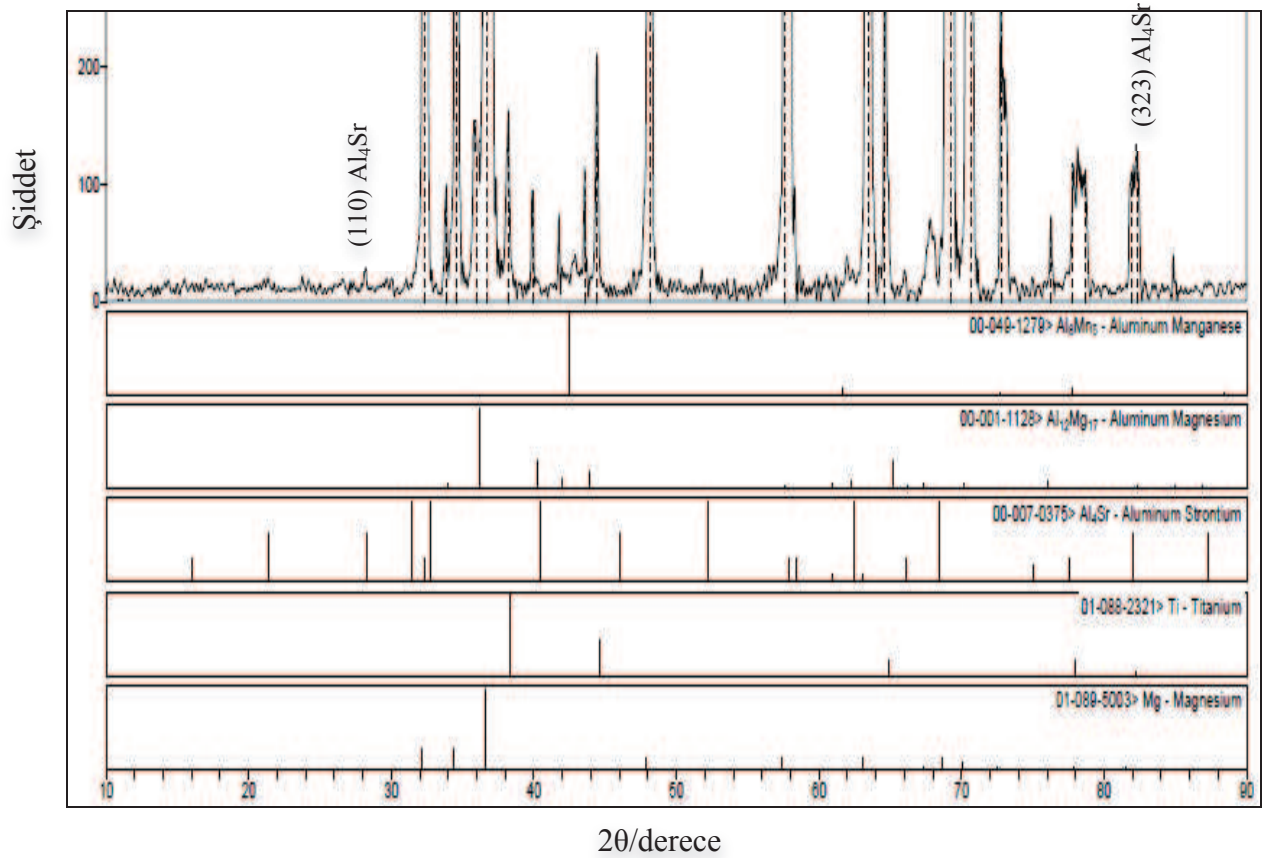
Şekil 5.13 Alaşım A1'in X-ışınları analizi.

Şekil 5.13'de görüldüğü gibi Alaşım A1 α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarından oluşmaktadır. Ön çalışmalarda üretilen ve sadece Mn içeren Mg-6Al alaşımında AlMn fazı oluşurken, bu alaşıma Ti ilavesi ile AlMn fazı yerine Al₈Mn₅ fazının oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca Şekil 5.13'deki X-ışınları analizi Şekil 5.4'deki sonuçlar ile karşılaştırıldığı zaman Alaşım D3'e ağırlıkça %0,3 Ti ilavesi β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının şiddetini azaltmıştır. Benzer sonucun Alaşım A1 için de geçerli olduğu Şekil 5.13'de görülmektedir. Bununla birlikte farklı bir faz olarak α -Ti fazının varlığına da rastlanmıştır.



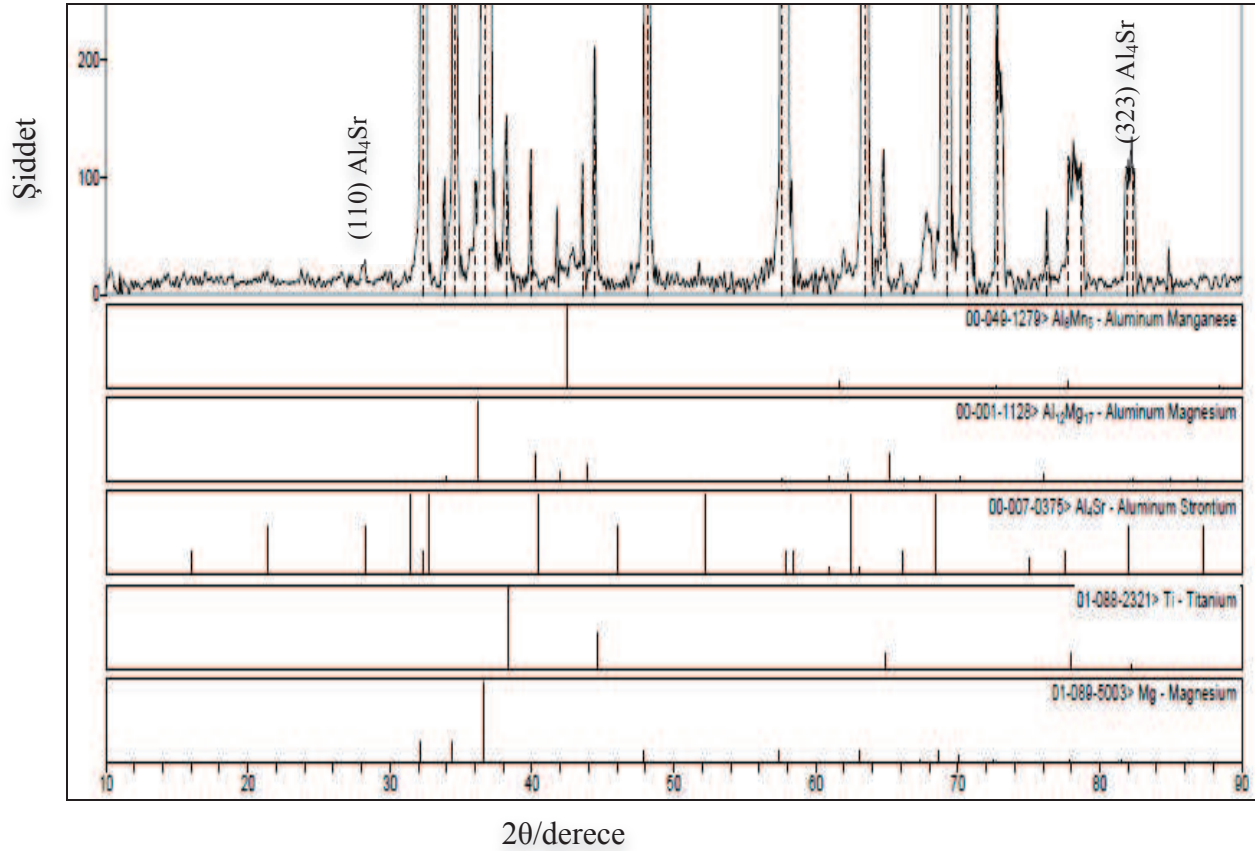
Şekil 5.14 Alaşım A2'nin X-ışınları analizi.

Şekil 5.14'de ağırlıkça %0,3 stronsiyum içeren Alaşım A2'nin X-ışınları analizi görülmektedir. Şekil 5.14'de görüldüğü gibi Alaşım A1'de de mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlar Alaşım A2'de gözlenmektedir. Mg-Al-Sr alaşımları ile yapılan çalışmalarda [145, 146], Mg-Al alaşımlarına çok düşük oranlarda Sr ilavesi yapıldığı zaman Sr elementinin bir kısmının β fazında çözüldüğü, kalan kısmının ise ikincil faz olan Al₄Sr fazını oluşturduğu, fakat çok az miktarda alaşımın bünyesinde olduğu belirtilmiştir. Alaşım A2'deki Sr/Al oranı 0,048'dir. Bu nedenle x-ışınları analizinde sadece yuvarlak içine alınmış yerde Al₄Sr pikine rastlanmıştır. Ayrıca şekil 5.14'den β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının halen varolmasına rağmen pik şiddetinin azaldığı gözlenmiştir.



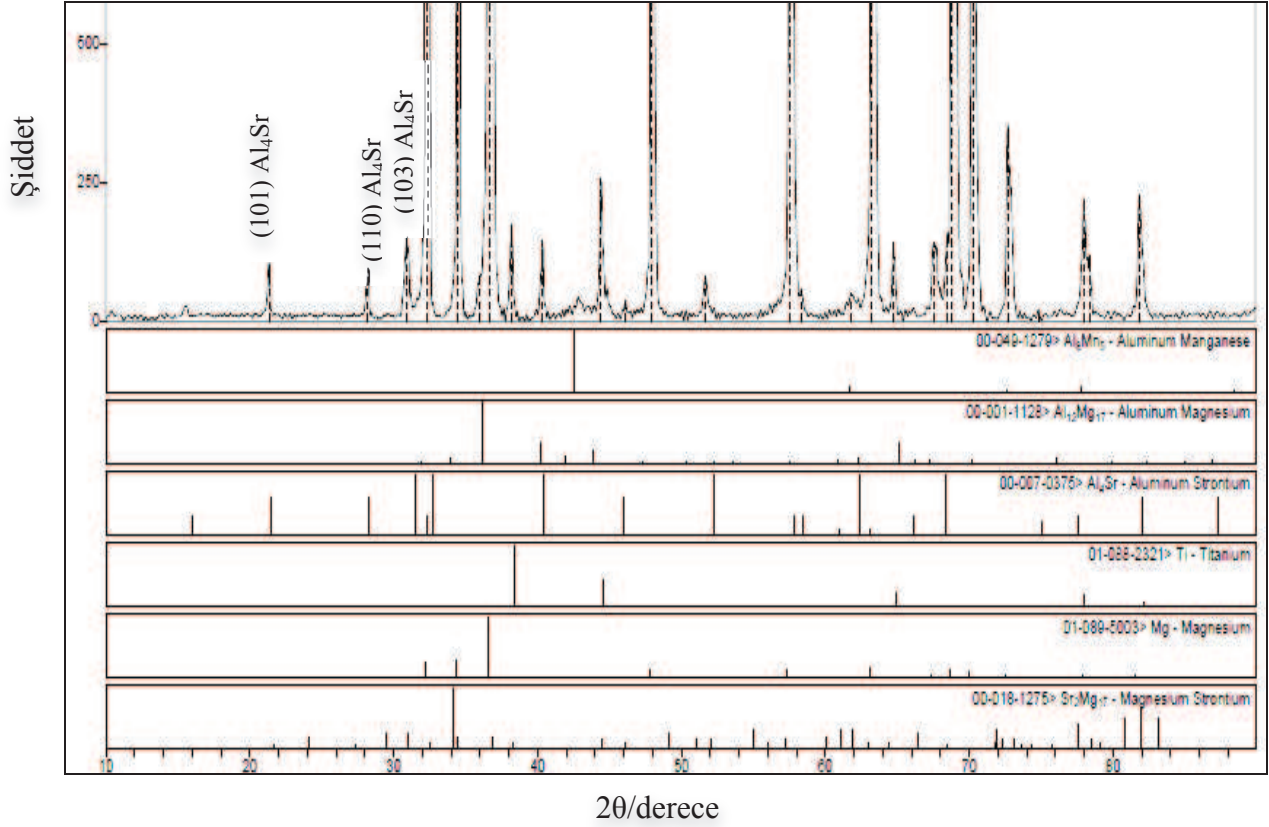
Şekil 5.15 Alaşım A3'ün X-ışınları analizi.

Şekil 5.15'de ağırlıkça %0,5 stronsiyum içeren Alaşım A3'ün X-ışınları analizi görülmektedir. Şekil 5.15'de görüldüğü gibi Alaşım A1'de mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlar Alaşım A3'de de gözlenmektedir. Bunun dışında Alaşım A3'deki Sr/Al oranı 0,082'dir. Al₄Sr intermetalığının Alaşım A3'de mevcut olması, ilave edilen stronsiyum miktarının alüminyum ile intermetalik yapması ve x-ışınlarında görülmesi için yeterli olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.16 Alaşım A4'ün X-ışınları analizi.

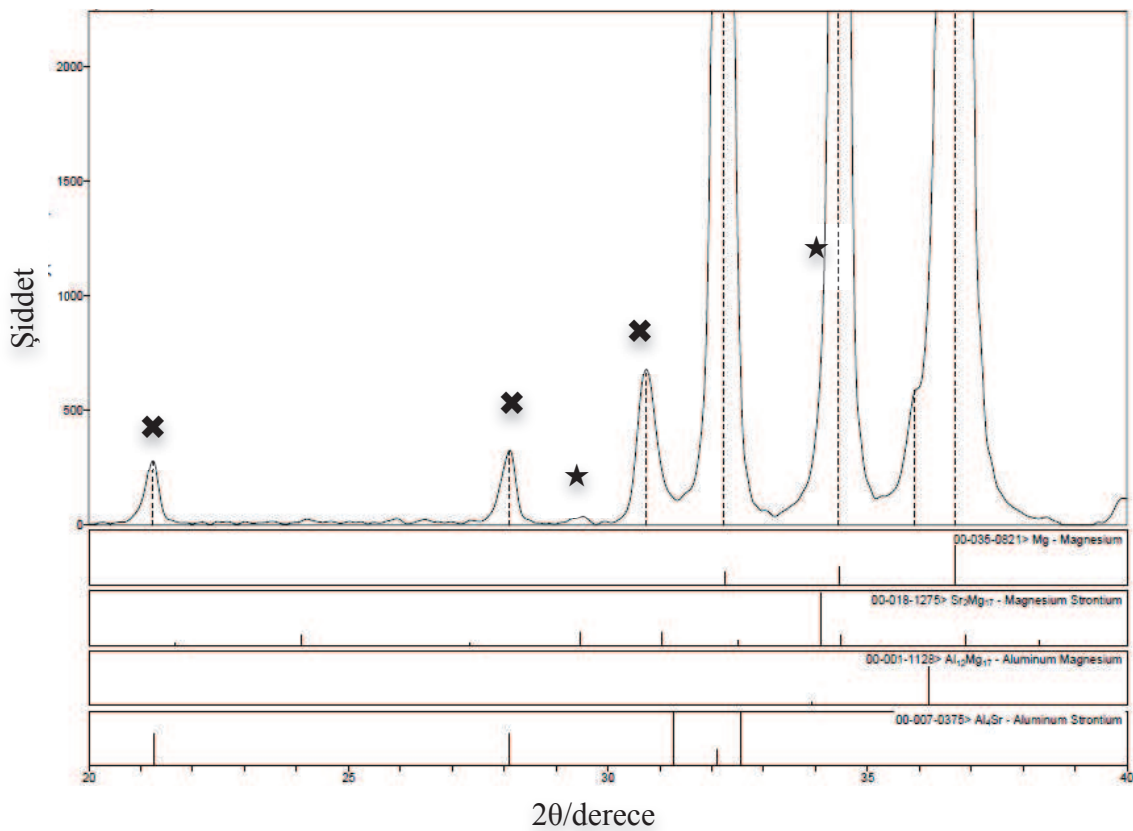
Şekil 5.16'da ağırlıkça %1 stronsiyum içeren Alaşım A4'ün X-ışınları analizi görülmektedir. Şekil 5.16'da görüldüğü gibi Alaşım A1'de mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlar Alaşım A4'de de gözlenmektedir. Bunun dışında Alaşım A4'deki Sr/Al oranı 0,165'dir. Bu nedenle artan pik şiddeti ile Al₄Sr intermetalığının mevcut olduğu şekil 5.16'da görülmektedir. Ayrıca β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının halen varolmasına rağmen pik şiddeti azalmaktadır.



Şekil 5.17 Alaşım A5'in X-ışınları analizi.

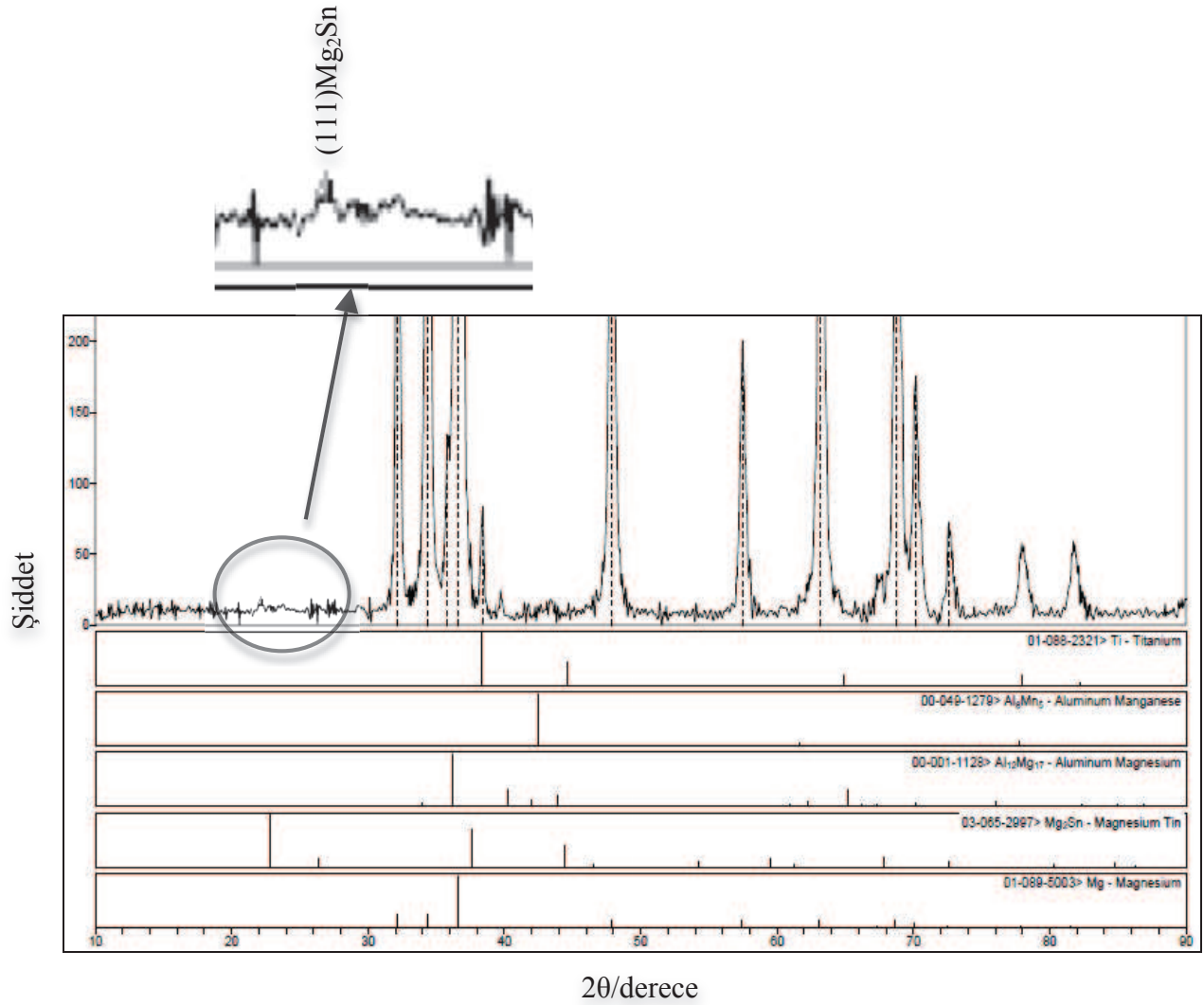
Şekil 5.17'de ağırlıkça %2 stronsiyum içeren Alaşım A5'in X-ışınları analizi görülmektedir. Şekil 5.17'de görüldüğü gibi Alaşım A2 ve A3'de mevcut olan α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ ve Al₄Sr intermetalik fazları Alaşım A5'de de gözlenmektedir. Literatür kısmında bahsedildiği gibi Sr/Al oranı 0,3'den yüksek olduğu zaman, kaba yapıda ikincil intermetalik faz, Al₄Sr intermetalitiği ile birlikte gözlenmektedir. Bir çok araştırmacı, bu kaba intermetalik fazın bileşimini belirlemek için çalışmalar gerçekleştirmiştir. Örneğin Baril ve arkadaşları[53] yapmış oldukları çalışmada bu fazın Mg₁₃Al₃Sr olduğunu savunurken diğer araştırmacılar ise Mg₁₁Al₃Sr ya da Mg₉Al₃Sr intermetalitiği olduğunu düşünmektedir[78, 79]. Buna karşın son yıllarda araştırmacıların yapmış olduğu çalışmalar neticesinde iri yapılı bu fazın, içerisinde yüksek miktarda alüminyum çözüdüren Mg₁₇Sr₂ ikili fazı olduğu üzerine yoğunlaşmıştır[29, 147, 148]. Czerwinski ve arkadaşları Mg-5Al-2Sr(AJ52) alaşımı için yapmış oldukları çalışmada, Sr/Al oranı 0,318-0,361 arasında olduğu zaman, levhasal Mg₁₇Sr₂ intermetalitiğinin oluştuğunu gözlemlemiştirlerdir[149]. Bu çalışmada üretilen Alaşım A5'deki Sr/Al oranı 0,317'dir. Şekil 5.17'deki Alaşım A5'in X-ışınları analizinde yukarıda bahsedilen intermetalik fazların varlığı tespit

edilememiştir. Bu nedenle dakikada 0,25°/dakika hız ile yeniden birçok analiz gerçekleştirilmiş ve 20° ile 40° arasında yapılan analizde $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazının olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen X-ışını sonucu Şekil 5.18’de verilmiştir. $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazı ile α -Mg fazının en şiddetli pikleri (100’lük pik, $Mg_{17}Sr_2$ fazı için 34,09° ve α -Mg fazı için 34,38°) birbirine çok yakındır. Bu nedenle $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazını tanımlamak zordur. Buna karşın Şekil 5.18’de görüldüğü gibi $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazının bir diğer pik şiddeti (25’lik pik) mevcuttur. Sonuç olarak $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazının Alaşım A5’te mevcut olduğu söylenebilmektedir.



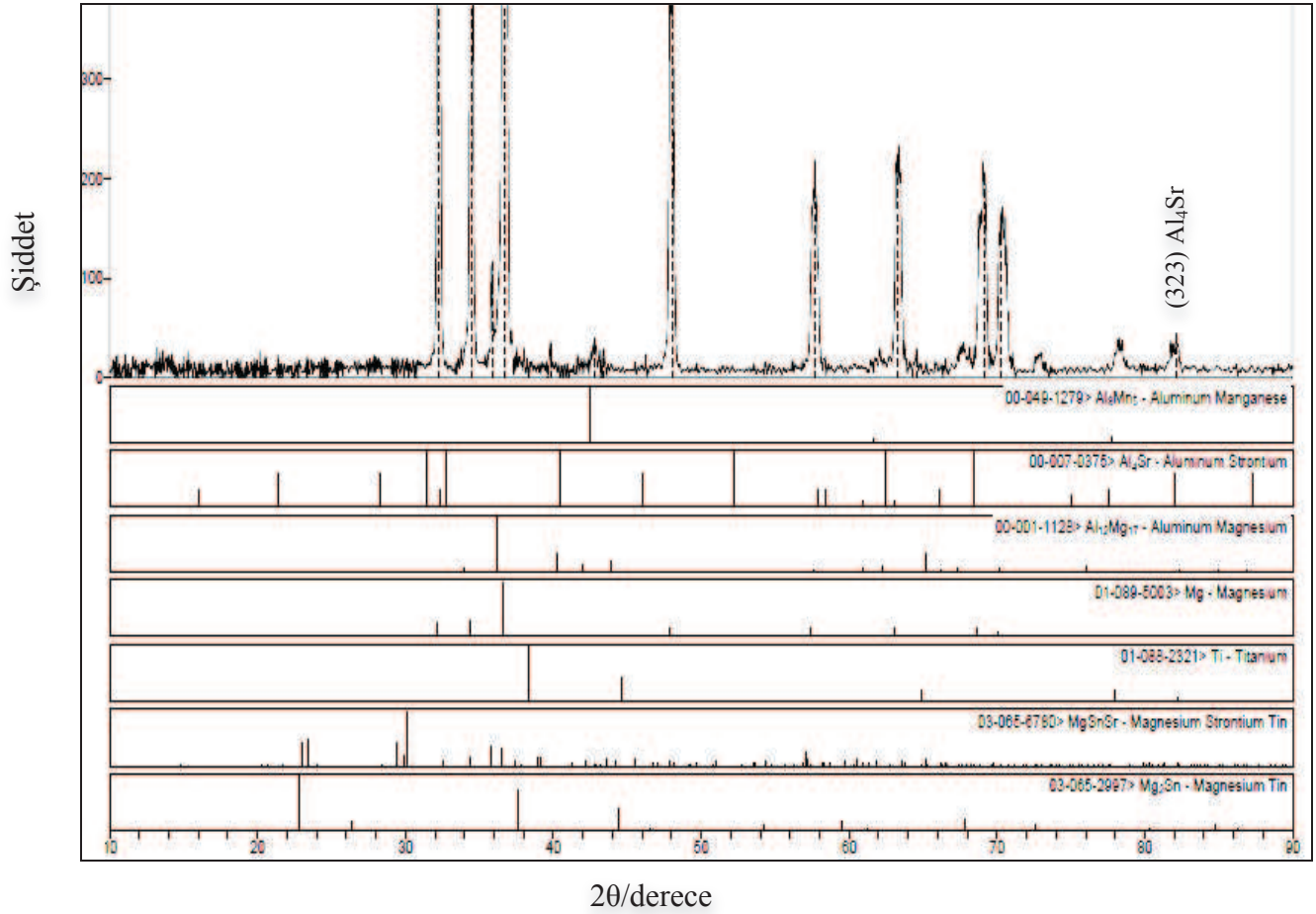
Şekil 5.18 Alaşım A5’in X-ışınları analizi; ✕- Al_4Sr ; ★- $Mg_{17}Sr_2$

Literatür kısmında bahsedildiği gibi 200°C civarında magnezyum içerisinde kalay ağırlıkça %0.45 çözünürlüğe sahiptir ve oda sıcaklığında çözünürlük yok denecek kadar azdır. Bu nedenle hızlı soğutma yöntemleri ile üretilmiş kalay içerikli magnezyum alaşımlarında Mg_2Sn intermetalik fazının alaşım içerisinde var olması beklenmektedir.



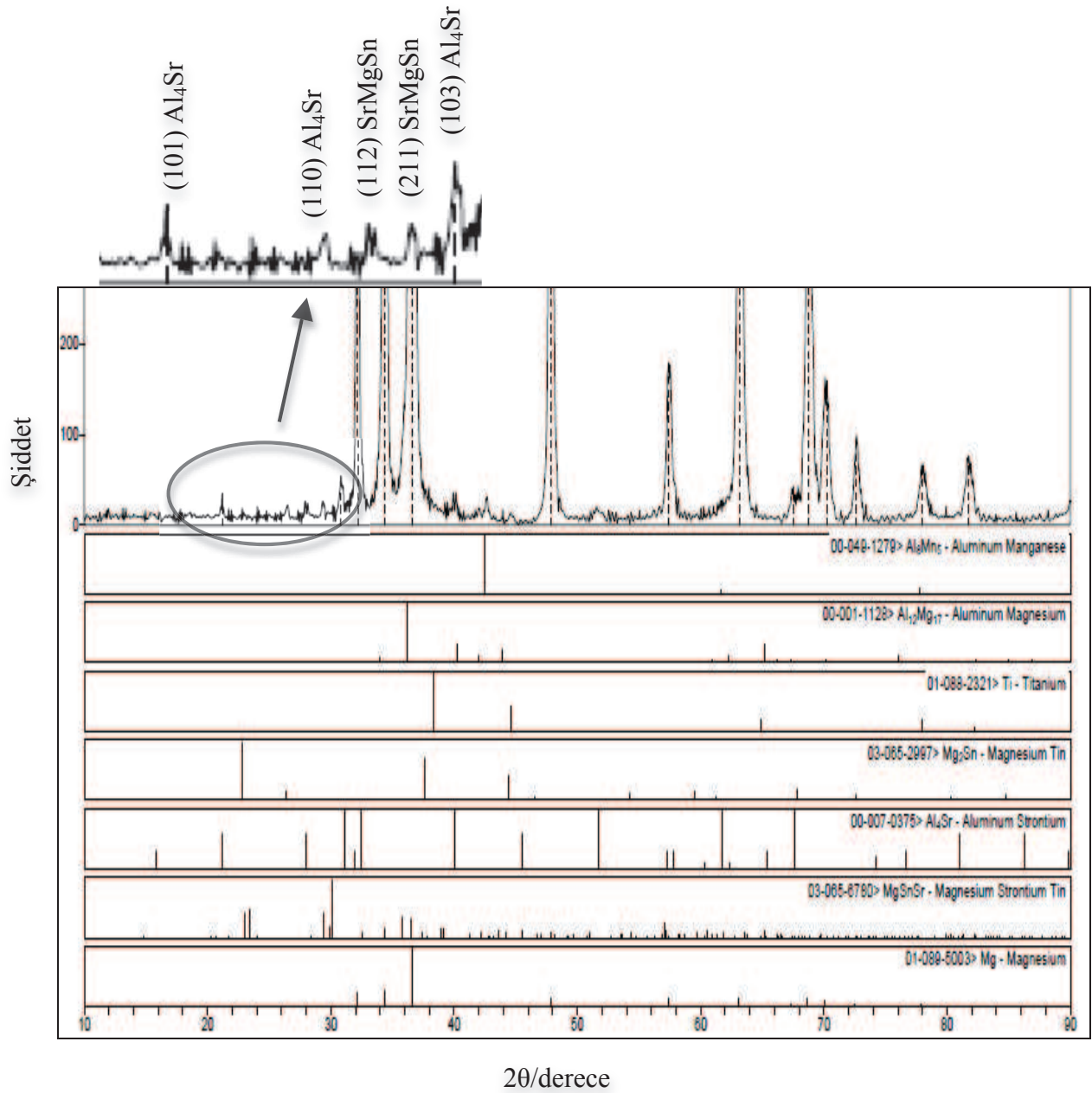
Şekil 5.19 Alaşım B1'in X-ışınları analizi.

%1 Sn içeren B grubu alaşımlardan Alaşım B1'in X-ışınları analiz sonucu şekil 5.19'da gösterilmektedir. Şekil 5.19'da görüldüğü gibi Alaşım B1'de Alaşım A1'deki gibi α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarının mevcut olduğu görülmektedir. Ayrıca şekil 5.19'dan görülebileceği gibi Alaşım A1 içerisinde mevcut olan fazlara ek olarak Mg₂Sn intermetalik fazının varlığı tespit edilmektedir.



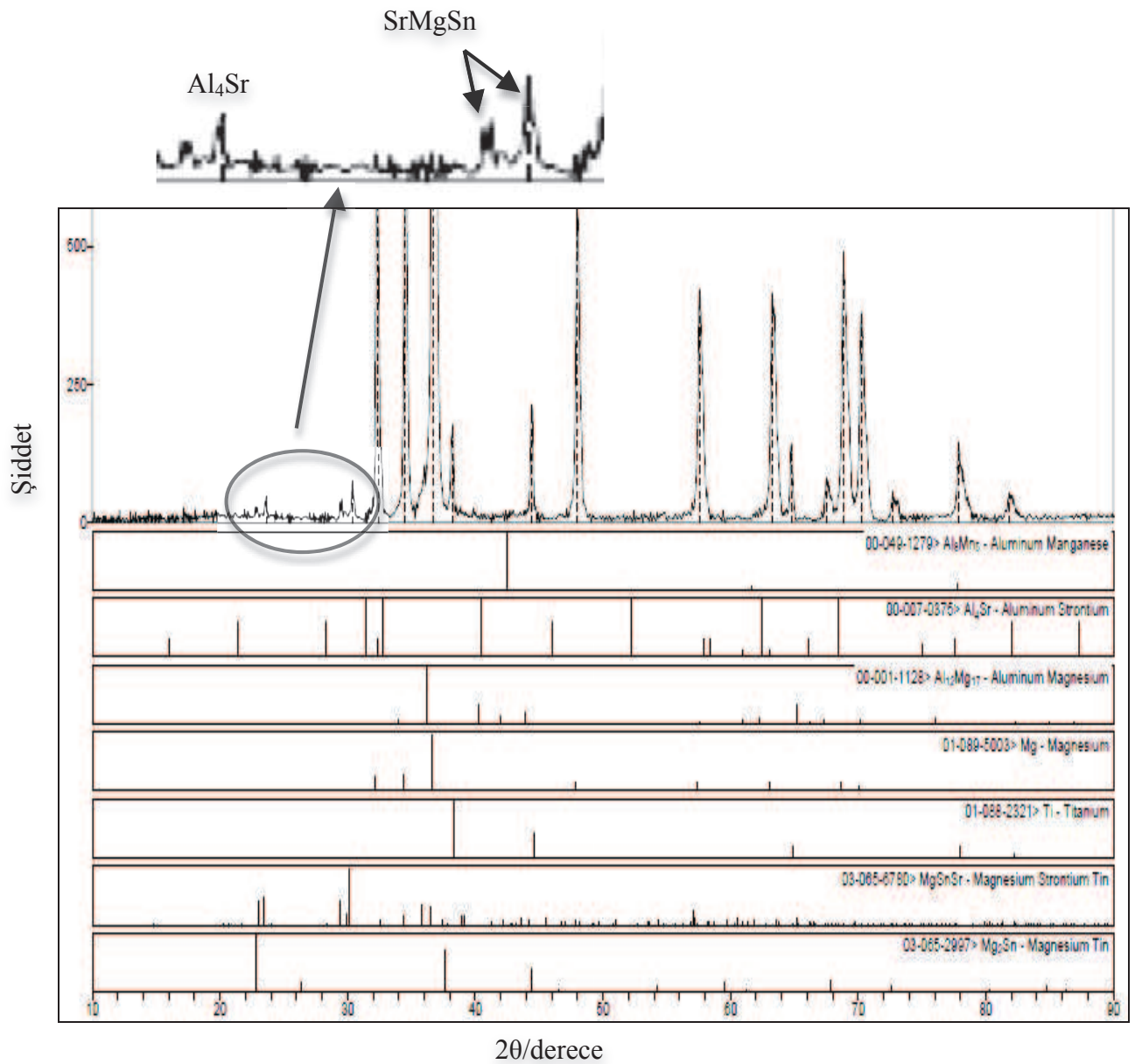
Şekil 5.20 Alaşım B2'nin X-ışınları analizi.

Şekil 5.20'de Alaşım B2'nin X-ışınları analiz sonucu görülmektedir. Alaşım B1'e ağırlıkça %0,3 stronsyum ilavesi ile Alaşım B1'deki α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarının mevcut olduğu buna karşın Mg₂Sn intermetalik fazının varlığına rastlanmadığı görülmektedir. Mg-Al alaşımlarına çok düşük oranlarda Sr ilavesi yapıldığı zaman Sr elementinin bir kısmının β fazında çözüldüğü, kalan kısmının ise ikincil faz olan Al₄Sr fazını oluşturduğu, fakat çok az miktarda alaşımın bünyesinde olduğuna daha önce değinilmiştir[145]. Ayrıca B grubu alaşımlar kalay içerdiği için alaşımda SrMgSn intermetalik fazının da bulunması beklenmektedir[125, 129]. Şekil 5.20'den görüldüğü gibi B2 alaşımının x-ışınları analizinde Al₄Sr intermetalğine ait pik mevcuttur. Buna karşın SrMgSn intermetalğinin oluştuğuna dair belirgin bir pik tespit edilememiştir. Çok az olsa dahi Alaşım B2'de SrMgSn ve Al₄Sr intermetalik fazının mevcut olduğu ve böylece Mg₂Sn intermetalik fazının oluşmasını engellediği düşünülmektedir. Bu düşünce ile ilgili ayrıntılı bilgi mikroyapıların ele alındığı bölümlerde daha detaylı verilmiştir.



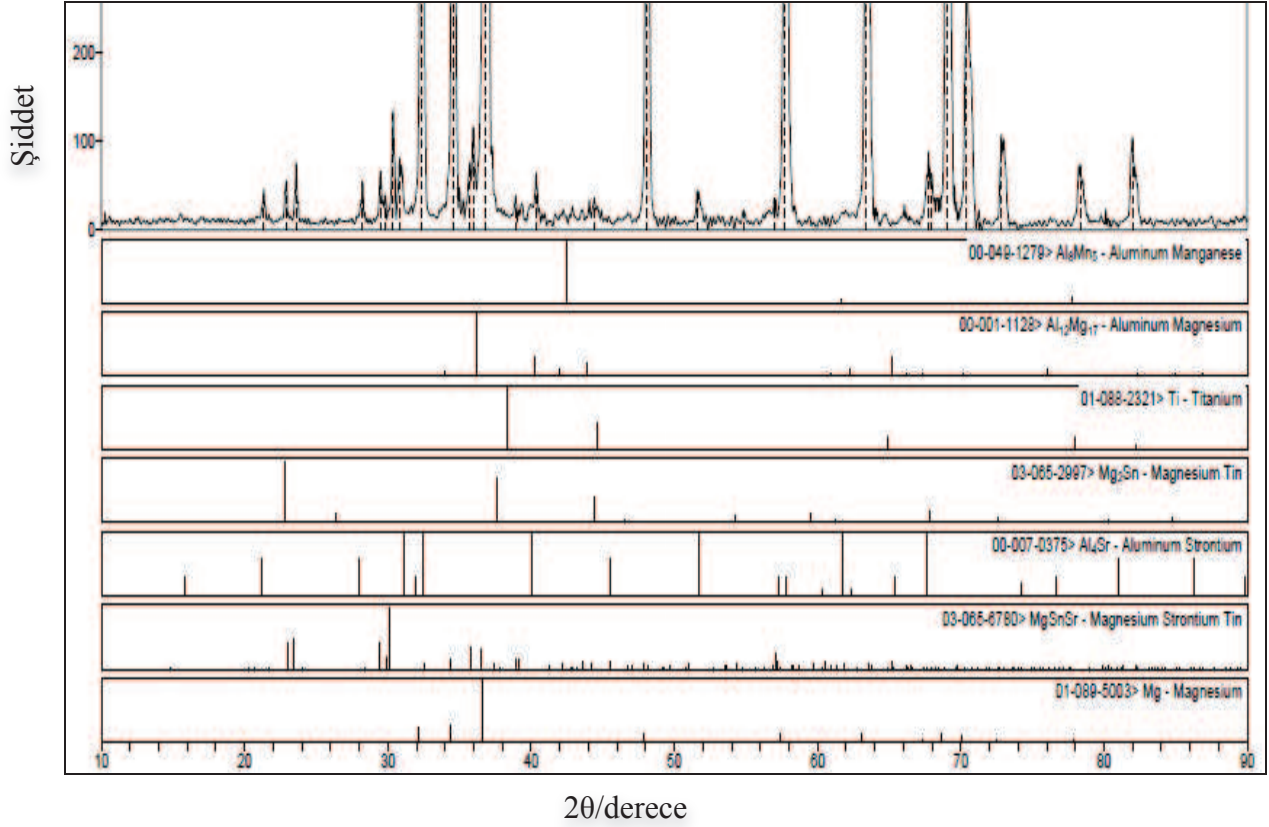
Şekil 5.21 Alaşım B3'ün X-ışınları analizi.

Şekil 5.21'de Alaşım B3'ün X-ışınları analizi görülmektedir. Alaşım B1' e ağırlıkça %0.5 Sr ilavesi ile Alaşım B3'deki Sr/Al oranı 0.081 değerine yükselmiştir. Bu nedenle Alaşım B3'ün X-ışınları analizinde Alaşım B2'deki mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarının yanında Al₄Sr intermetalik fazında var olduğu görülmektedir. Ayrıca X-ışınları analizinden SrMgSn intermetalik fazının var olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.22 Alaşım B4'ün X-ışınları analizi.

Alaşım B4'ün X-ışınları analizi şekil 5.22'de verilmektedir. Alaşım B1' e ağırlıkça %1 Sr ilavesi ile Alaşım B4'deki Sr/Al oranı 0.149 değerine yükselmiştir. Bu nedenle, Alaşım B4'ün X-ışınları analizinde Alaşım B3'deki mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ Al₄Sr ve SrMgSn intermetalik fazlarının olduğu görülmektedir.



Şekil 5.23 Alaşım B5'in X-ışınları analizi.

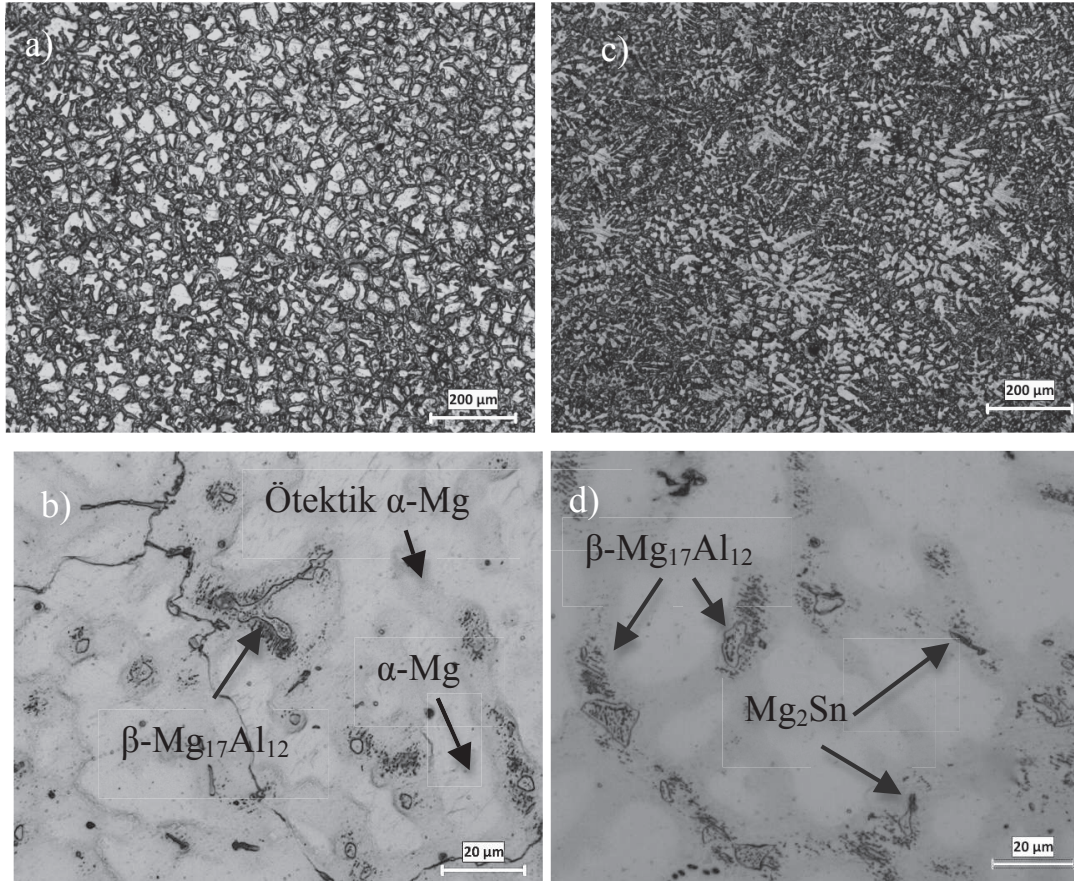
Alaşım B5'in X-ışınları analizi şekil 5.23'de görülmektedir. Alaşım B1' e ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile Alaşım B5'deki Sr/Al oranı 0.325 değerine yükselmiştir. Bu nedenle Alaşım B5'in X-ışınları analizinde Alaşım B3'deki mevcut α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ Al₄Sr ve SrMgSn intermetalik fazlarının olduğu görülmektedir. Alaşım B5'in X-ışınları analizinden, Mg₂Sn fazının oluşmadığı ve Stronsyum alaşım elementi miktarının artması ile SrMgSn intermetalliği pik şiddetinin arttığı tespit edilmektedir.

5.2.2. Mikroyapı çalışmaları

5.2.2.1. Alaşım A ve B'nin optik ve SEM mikroyapı çalışmaları

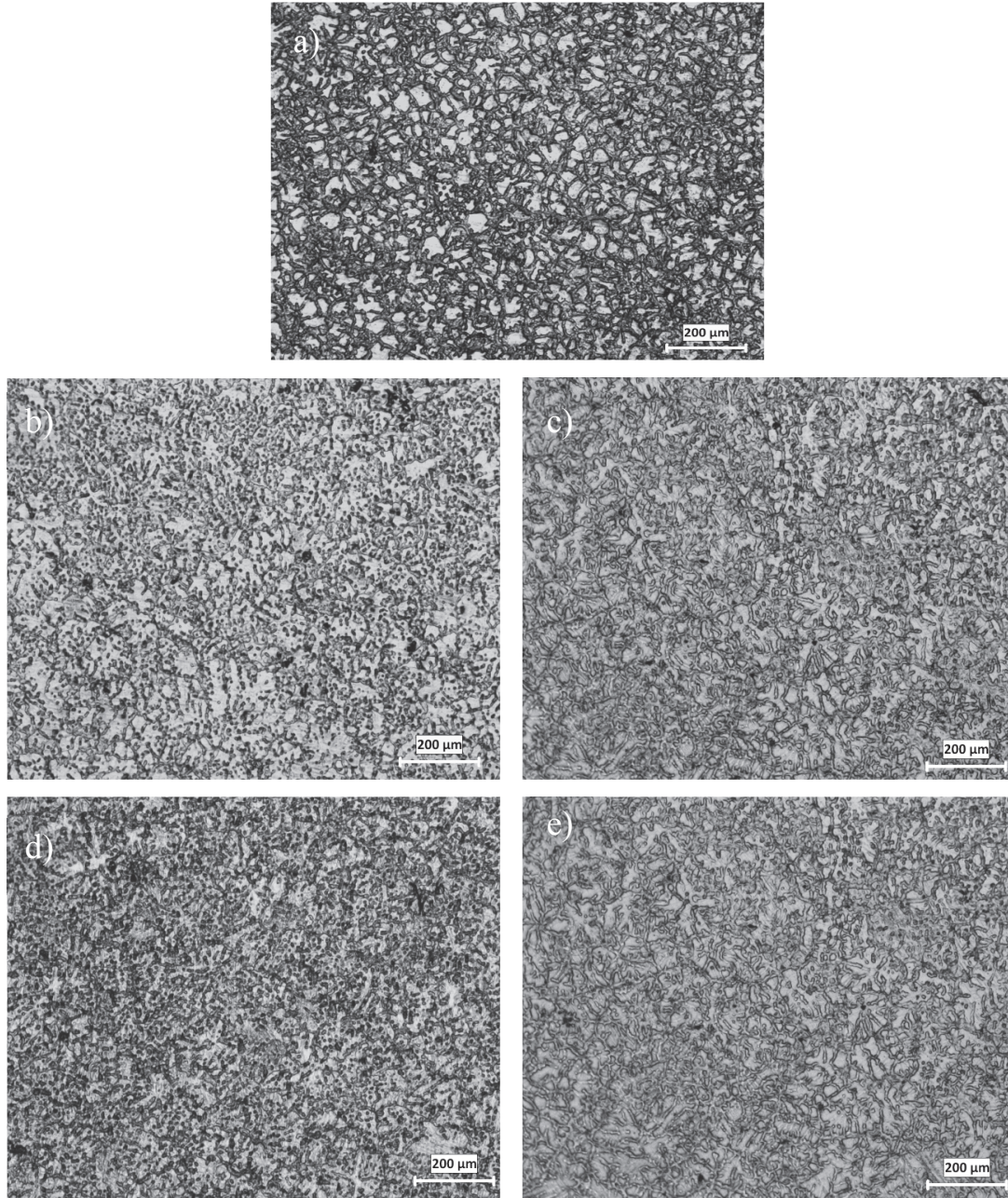
Şekil 5.24 a) ve b) Alaşım A1, c) ve d) Alaşım B1'in farklı büyütmelelerdeki optik mikroyapısını göstermektedir. Şekil 5.24 (a)'dan Alaşım A1'in başlıca α -Mg(beyaz bölge) ve ötektik yapı(kalan koyu bölge) olmak üzere 2 farklı bölgeden oluştuğu görülmektedir. X-ışınları analizinde bahsedildiği gibi Alaşım A1, α -Mg ve β -

$Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı içermektedir. Mevcut $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik faz alüminyumca zengin $\alpha-Mg$ fazı ile birlikte ötektik bölgeyi oluşturmaktadır (şekil 5.24 (b)). Ayrıca şekil 5.24 (a) ve (c) karşılaştırıldığında %1 Sn ilavesi ile hücrel görünümdeki mikroyapının dendiritik yapıya dönüştüğü ve tanelerin daha küçüldüğü gözlenmektedir. Bununla birlikte ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının yanında bünyede Mg_2Sn intermetalik fazının oluştuğuna X-ışınlarından elde edilen sonuçlarda bahsedilmişti (şekil 5.19). Mg_2Sn intermetalik fazının ötektik bölgede $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının üstünde oluştuğu şekil 5.24 (d)'de görülmektedir.



Şekil 5.24 a) ve b) Alaşım A1, ve c) ve d) Alaşım B1'nin farklı büyütmelerde optik mikroyapı görüntüsü.

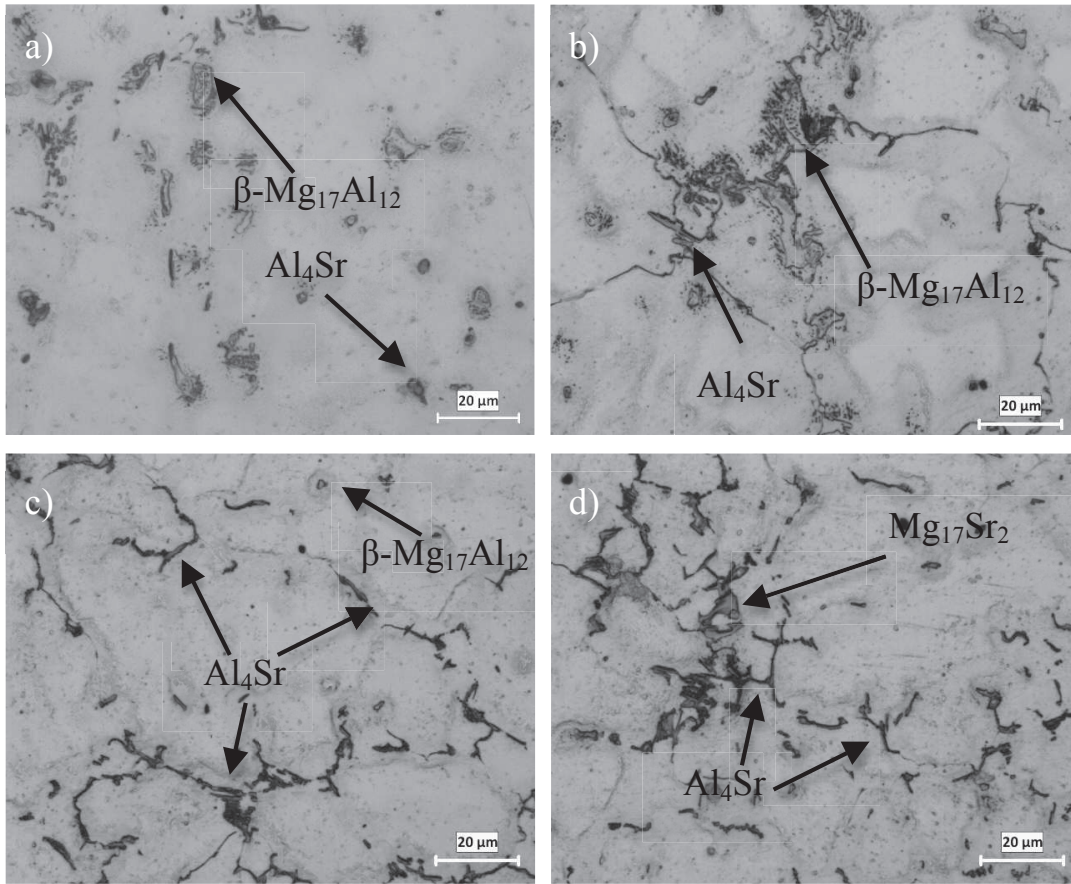
Şekil 5.25 Alaşım A1'e farklı ağırlık oranlarında Sr alaşım elementinin ilavesinin mikroyapıya etkisini göstermektedir. Optik mikroyapı görüntülerine bakıldığında genel olarak Sr ilavesi ile hücrel görümlü birincil α 'nın boyutunu azaltarak dendiritik yapıya dönüştüğü tespit edilmektedir.



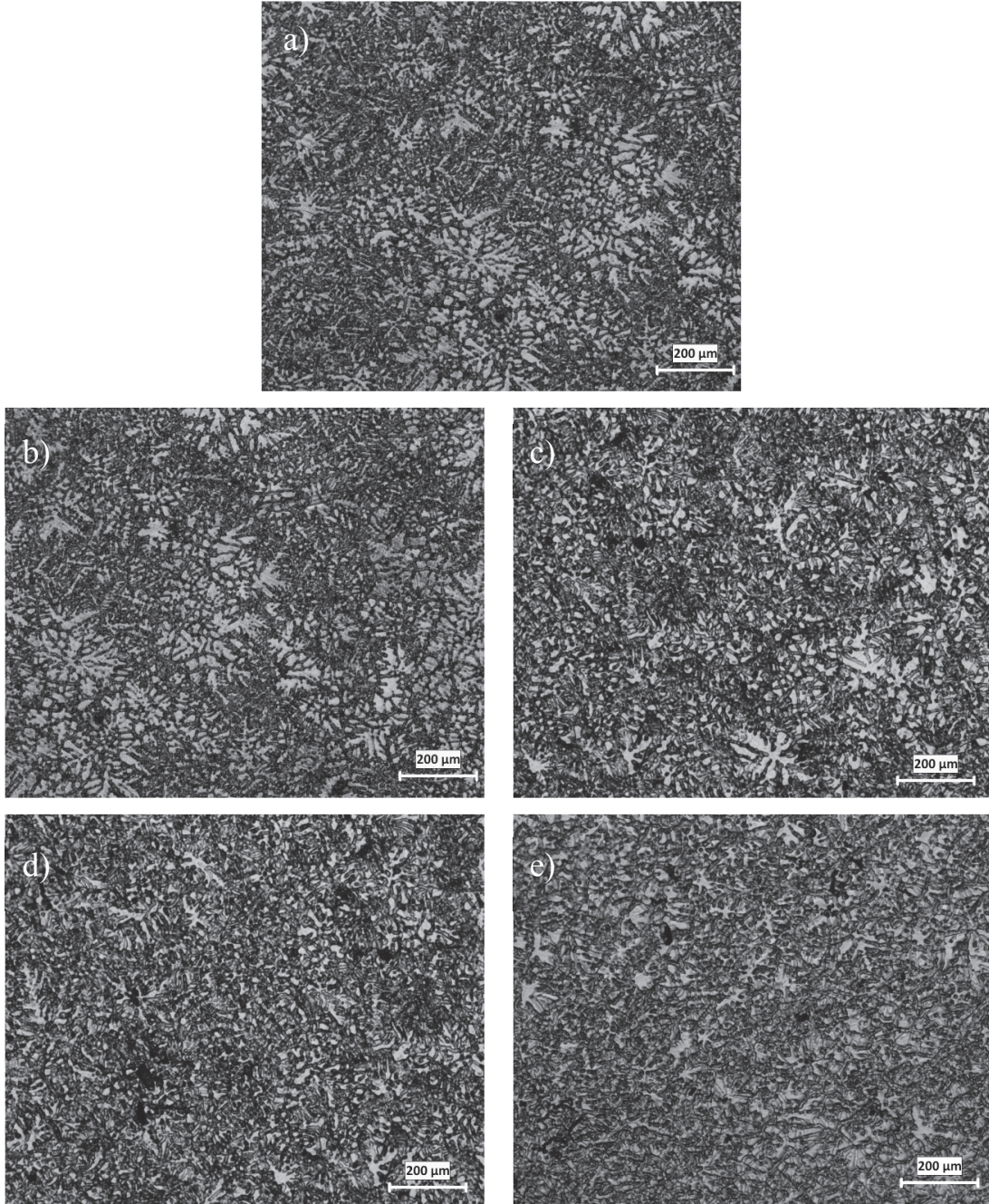
Şekil 5.25. Alaşım A'nın optik mikroyapı görüntüleri; a) A1, b)A2, c)A3, d)A4 ve e)A5.

Alaşım A1'e Sr elementinin ilavesinin etkisi daha ayrıntılı olarak şekil 5.26'daki optik görüntülerde görülmektedir. Literatür kısmında bahsedildiği gibi Sr içerikli Mg-Al alaşımlarının mikroyapısı Sr/Al oranına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Bu çalışmada ağırlıkça %0,3 0,5, 1 ve 2 Sr elementi içeren Alaşım A2, A3, A4 ve A5'deki Sr/Al oranı sırasıyla 0,048, 0,082, 0,165 ve 0,317 olarak hesaplanmıştır. Şekil 5.26 (a)'da, Alaşım A2'deki Sr/Al oranı 0,048 gibi düşük değerdedir ve alaşımın mikroyapısında A1 alaşımının yapısında bulunan fazlar

mevcut durumdadır. Ayrıca yeni bir faz olarak Al_4Sr intermetaline de rastlanmaktadır. Alaşım A3'de, A1 alaşımında bulunan ana fazların varlığı devam ederken, Al_4Sr intermetalinin daha belirgin olduğu ve çubuksu şekilde oluştuğu görülmektedir (şekil 5.26 (b)). Alaşım A4'ün optik görüntüsünde görüldüğü gibi tane sınırlarında Al_4Sr intermetalini baskın bir şekilde bulunmaktadır (şekil 5.26 (c)). Buna karşın Sr oranı arttıkça $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalinin azaldığı fark edilmektedir. %2 Sr içeren Alaşım A5'de ise $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetaline rastlanmamıştır. Bununla birlikte Sr/Al oranı 0,3 değerinin üzerinde olan A5 alaşımında, Al_4Sr intermetalinin yanı sıra, X-ışınları analizlerinde de görülen $Mg_{17}Sr_2$ intermetalini tespit edilmektedir.(Şekil 5.26 (d)).

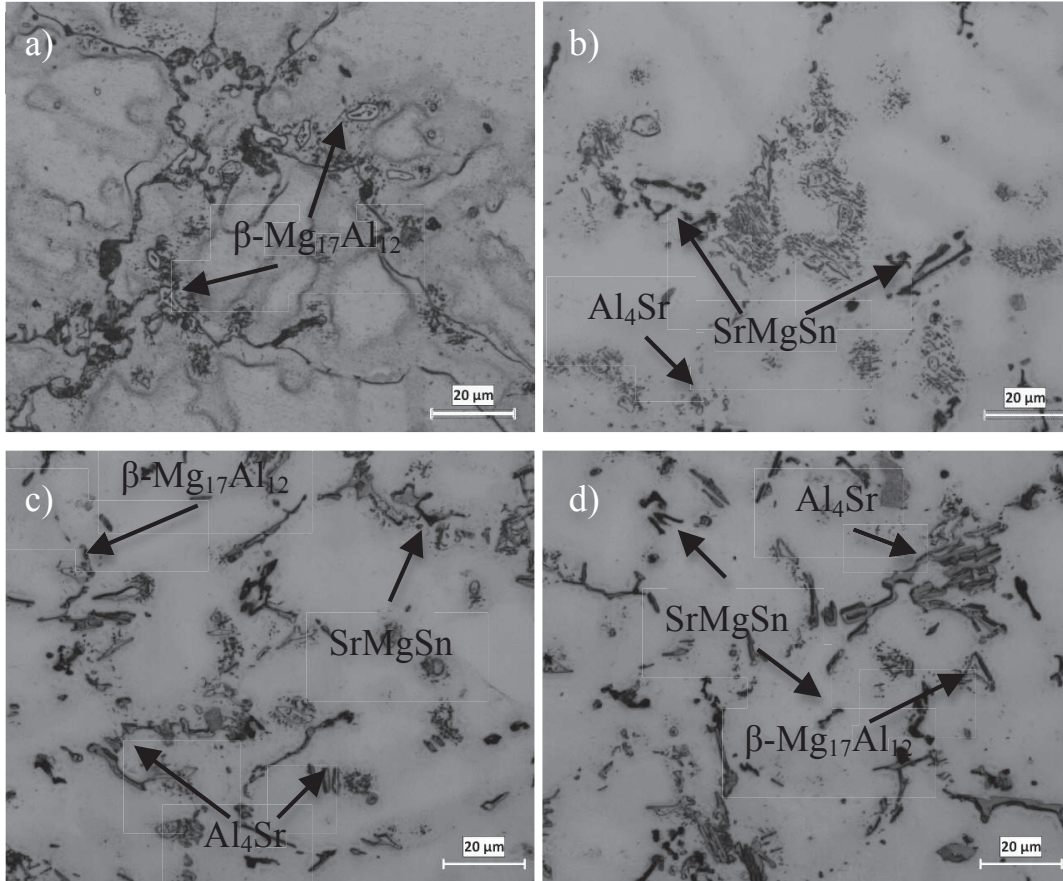


Şekil 5.26. Alaşım A'nın optik mikroyapı görüntüleri; a) A2, b)A3, c)A4 ve d)A5.



Şekil 5.27. Alaşım B'nin optik mikroyapı görüntüleri; a) B1, b)B2, c)B3, d)B4 ve e)B5.

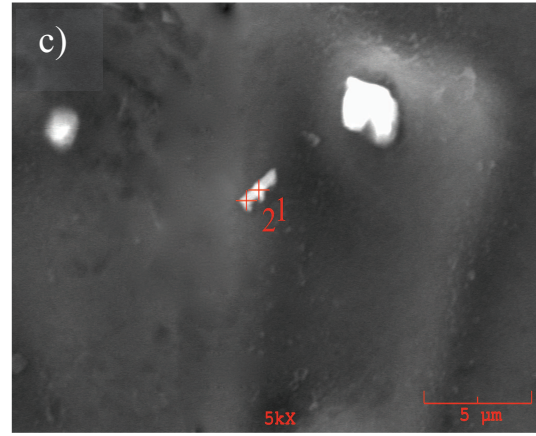
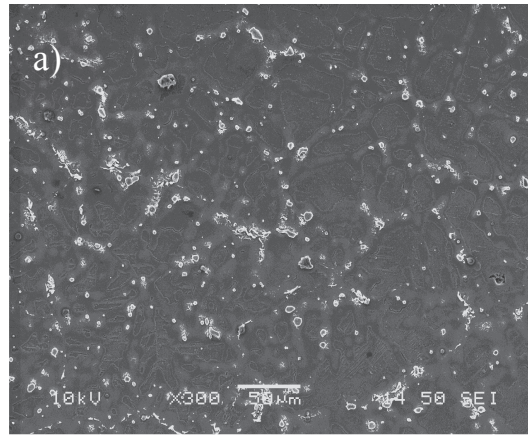
Şekil 5.27 Alaşım B1'e farklı ağırlık oranlarında Sr alaşım elementinin ilavesinin mikroyapıya etkisini göstermektedir. Optik mikroyapı görüntülerine genel olarak bakıldığı zaman Sr ilavesi ile dendiritik katılaşmanın devam ettiği, fakat yüksek oranlarda Sr içeriğinde dendirit boyutunun azaldığı gözlenmektedir.



Şekil 5.28. Alaşım B'nin optik mikroyapı görüntüleri; a) B2, b)B3, c)B4 ve d)B5.

Alaşım B1'e Sr elementinin ilavesinin etkisi, daha ayrıntılı olarak şekil 5.28'deki optik yapılardan görülmektedir. Şekil 5.28 (a)'da, Sr/Al oranı çok düşük olan Alaşım B2'de Mg_2Sn intermetalik fazı ile $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı bulunmaktadır. Ayrıca Al_4Sr intermetalığı bu mikroyapıda görülmemekle birlikte, B2 grubu alaşımlar üzerinde yapılan EDS analizlerinde az miktarda olsa da varlığı tespit edilmiş ve ileriki kısımlarda açıklanmıştır. Alaşım B3'de $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının varlığının devam ettiği, buna karşın Al_4Sr intermetalığının görülebildiği ve Alaşım A3'deki gibi çubuksu şekil yerine partikül şeklinde oluştuğu görülmektedir (şekil 5.28 (b)). B3 grubu alaşımlardaki en önemli değişiklik ise ağırlıkça %0,5 Sr ilavesi ile mikroyapısında ilave $SrMgSn$ fazının oluşması ve bununla birlikte Mg_2Sn fazının varlığını sürdürmemesi olarak tespit edilmektedir. Alaşım B4'ün optik görüntüsünden ise tane sınırlarında Al_4Sr intermetalığının ve $SrMgSn$ fazının bulunduğu fark edilmektedir. Al_4Sr fazı mevcut morfolojisini değiştirerek çubuksu yapıda oluşmaya başlamaktadır (şekil 5.28 (c)). Buna karşın artan Sr oranı ile birlikte $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığının miktarı fark edilir ölçüde azalmaktadır. %2 Sr içeren

Alaşım B5’de ise yüksek stronsyum içeriğine rağmen bir miktar kaba yapıda β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı görülmektedir. Sn içermeyen fakat %2 Sr içeren A5 alaşımında β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı, mikroyapıdan tamamen yok olmuş ve tespit edilememiştir. Buna ek olarak A5 grubu alaşımlarda olduğu gibi yüksek Sr/Al oranlarında oluşan alüminyumca zengin $Mg_{17}Sr_2$ intermetalığı, Alaşım B5’de görülmemiştir (şekil 5.28 (d)). SrMgSn fazının optik mikro yapıdaki görüntüsü incelendiğinde siyah küresel ve/veya çubuksu yapıda oluştuğu, hem tane sınırlarında hem de tane içinde bulunabildiği gözlenmektedir.

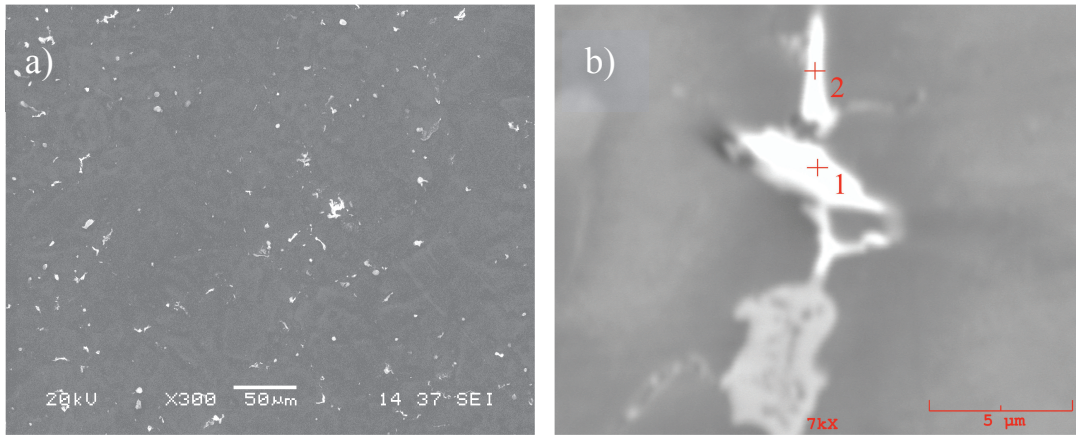


Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)			Atomik oran	
	Al	Mn	Mg	Mg/Al	Al/Mn
1	39,1	30,6	30,3	0,77	1,27
2	38,7	-	61,3	1,58	-
3	6,7	-	93,3	-	-
4	2,1	-	97,9	-	-

Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran		
	Al	Mn	Ti	Mg	Mg/Al	Al/Mn	Al/Ti
1	13,1	5,6	6,4	74,9	-	2,33	2,04
2	9,8	9,6	10,4	70,2	-	1,02	0,94

Şekil 5.29. Alaşım A1’in SEM ve EDS görüntüsü.

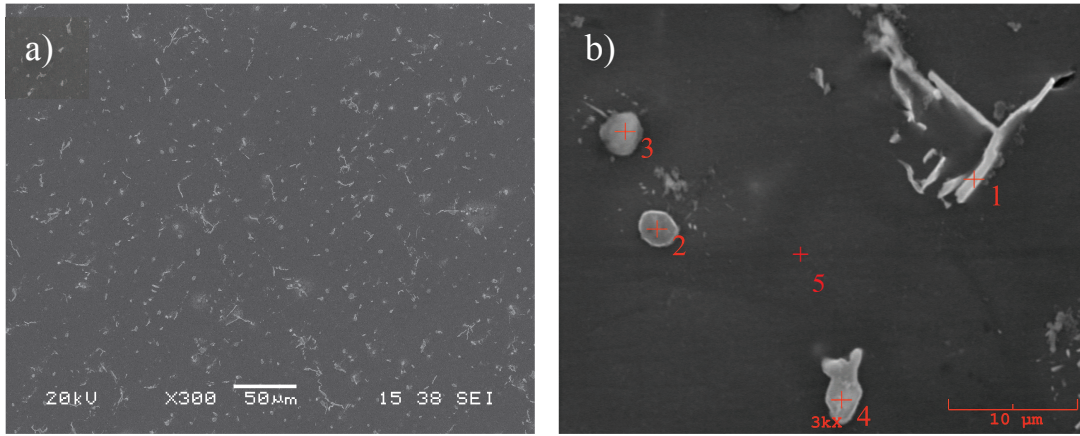
Bu çalışmada üretilen alaşımlar üzerinde yapılan X-ışınları çalışmalarında bulunan fazların daha ayrıntılı olarak incelenmesi için SEM ve EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.29(a) Alaşım A1'in SEM görüntüsünü, (b) ve (c) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.29(a)'da Alaşım A1'in genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde Şekil 5.29(b) analiz no 1 optik mikroyapılarda görülemeyen Al_8Mn_5 intermetalini, analiz no 2 ise $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalini göstermektedir. Analiz no 3 alüminyumca zengin ötektik bölgeyi ve analiz no 4 ise $\alpha-Mg$ fazını göstermektedir. Yapılan X-ışınları analizi sonucu tüm alaşımlarda metalik $\alpha-Ti$ fazına rastlanmıştır. Buna karşın şekil 5.29(c) analiz no 1'deki atomik oranlara bakıldığı zaman titanyumun sadece metalik halde değil çok azda olsa Al_3Ti intermetalini olabileceğini göstermektedir. Ana alaşım hazırlanırken Titanyum ilavesi için Al_6Ti ana alaşımı kullanılmıştır. Mevcut bu alaşım bünyesinde Al_3Ti intermetalini içermektedir. Bu intermetalik yaklaşık $1350^\circ C$ erimektedir[150]. Bu çalışmada üretilen alaşımların dökümleri $750^\circ C$ sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Analiz no 2 göz önüne alındığında ise muhtemel Al_3Ti intermetalini çevresinde metalik titanyum bulunmakta olduğu söylenebilir. Ayrıca şekil 5.29'dan Al_8Mn_5 intermetalini tane sınırlarında bulunduğu gibi tane içinde de var olduğu görülmektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran
	Al	Mn	Sr	Mg	
1	62,16	-	18,70	19,14	3,32
2	48,94	-	14,14	36,92	3,46

Şekil 5.30 Alaşım A2'nin SEM ve EDS analizi.

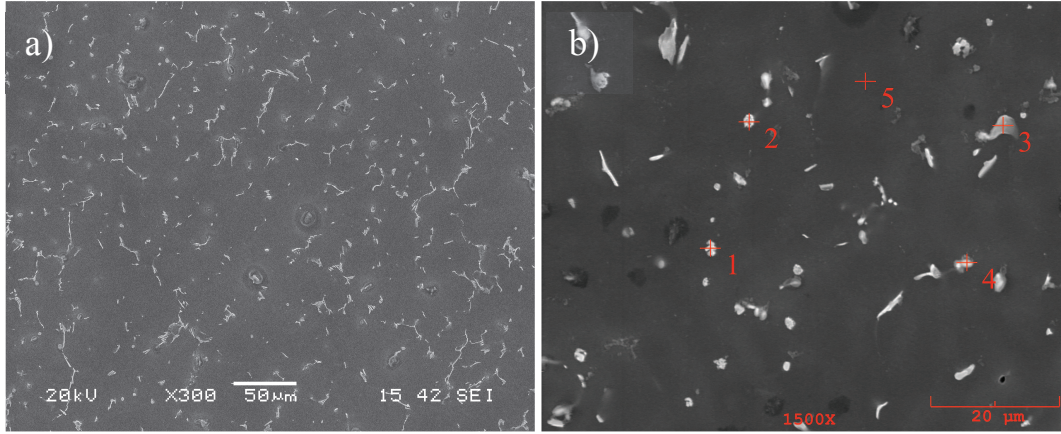
Şekil 5.30(a) Alaşım A2'nin SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.30(a)'da Alaşım A2'in genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde Şekil 5.30(b) analiz no 1 ve 2'den görüldüğü gibi Alaşım A 1' e ağırlıkça %0,3 Sr ilavesi ile ötektik bölgede Al_4Sr intermetalik fazının çok az olsa da oluştuğu görülmektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran	
	Al	Mn	Sr	Mg	Mg/Al	Al/Sr
1	44,78	-	11,98	43,24	0,96	3,73
2	32,44	-	0,76	66,80	2,05	-
3	25,04	-	1,32	70,64	2,82	-
4	31,95	-	5,04	63,01	1,97	6,33
5	2,31	-	-	97,69	-	-

Şekil 5.31 Alaşım A3'ün SEM ve EDS analizi.

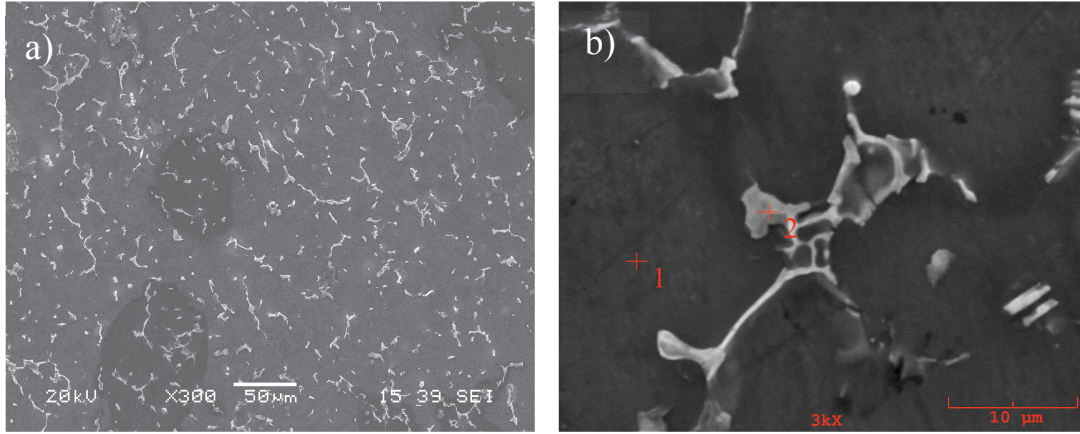
Şekil 5.31(a) Alaşım A3'ün SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.31(a)'da Alaşım A3'ün genel görüntüsü görülmektedir. Şekil 5.31(a) ile karşılaştırıldığı zaman Al_4Sr intermetalik fazının çubuksu şekilde oluşmaya başladığı görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde Şekil 5.31(b) analiz no 1'in çubuksu Al_4Sr intermetalik fazı olduğu, analiz no 2, 3 ve 4'ün ise farklı oranlarda stronsiyum çözülmüş $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı olduğu görülmektedir. Analiz no 5 ise $\alpha-Mg$ tanesinin içinde alüminyumun çözüldüğünü göstermektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran		
	Al	Mn	Sr	Mg	Al/Mn	Mg/Al	Al/Sr
1	32,18	-	10,29	57,52	-	-	3,12
2	42,62	-	13,02	44,36	-	-	3,27
3	37,14	-	3,06	59,80	-	1,61	12,13
4	24,03	19,95	-	56,02	1,20	-	-
5	2,04	-	-	97,96	-	-	-

Şekil 5.32. Alaşım A4'ün SEM ve EDS analizi.

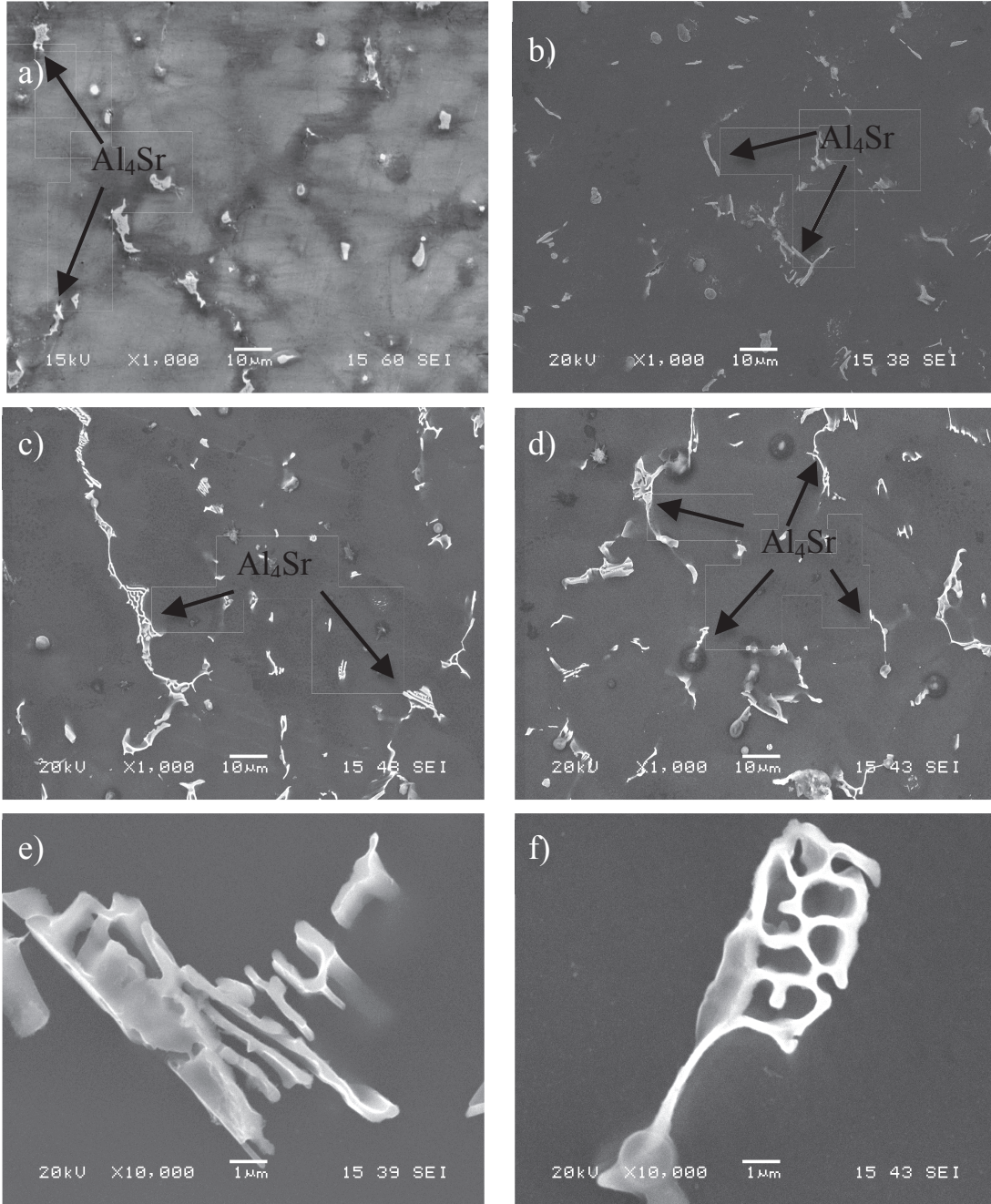
Şekil 5.32(a) Alaşım A4'ün SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.32(a)'da Alaşım A4'ün genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde Şekil 5.32(b) analiz no 1 ve 2'nin Al_4Sr intermetalik fazı olduğu, analiz no 3'ün bir miktar stronsyum çözünmüş $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı olduğu görülmektedir. Ayrıca Al_8Mn_5 intermetalığının var olduğu analiz no 4'den görülmektedir. Dahası analiz no 5'den stronsyumun $\alpha-Mg$ fazı içerisinde çözünmediği görülmektedir. Ek olarak analiz no 5'den görülmektedir ki %1 Sr ilavesi ile $\alpha-Mg$ fazının içerisinde Al çözünürlüğünün halen yaklaşık %2 olduğu söylenebilir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran	
	Al	Mn	Sr	Mg	Mg/Sr	Al/Sr
1	0,39	-	-	99,61	-	-
2	7,41	-	19,43	72,16	3,71	2,62

Şekil 5.33. Alaşım A5'in SEM ve EDS analizi.

Şekil 5.33(a) Alaşım A5'in SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.33(a)'da Alaşım A5'in genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde Şekil 5.33(b) analiz no 1'in α -Mg fazı olduğu görülmektedir. Analiz no 1'den ağırlıkça %2 Sr ilavesinin α -Mg fazı içerisinde Al çözünürlüğünü azalttığı görülmektedir. Son yıllarda araştırmacıların yapmış olduğu çalışmalar neticesinde, Mg-Al-Sr alaşımlarında oluşan iri yapılı fazın, içerisinde yüksek miktarda alüminyum(yaklaşık %16'ya kadar) çözüdüren $Mg_{17}Sr_2$ ikili fazı olduğuna daha önce değinilmiştir[29, 147, 148]. Bu çalışmada Alaşım A5'e ait analiz no 2 incelendiği zaman benzer sonuç elde edilmiştir. Alaşım A5'in x-ışınları ile EDS analiz sonuçları ve literatürde belirtilen bulgular beraber değerlendirildiğinde analiz no 2'nin $Mg_{17}Sr_2$ intermetaliği olduğu tespit edilmiştir.

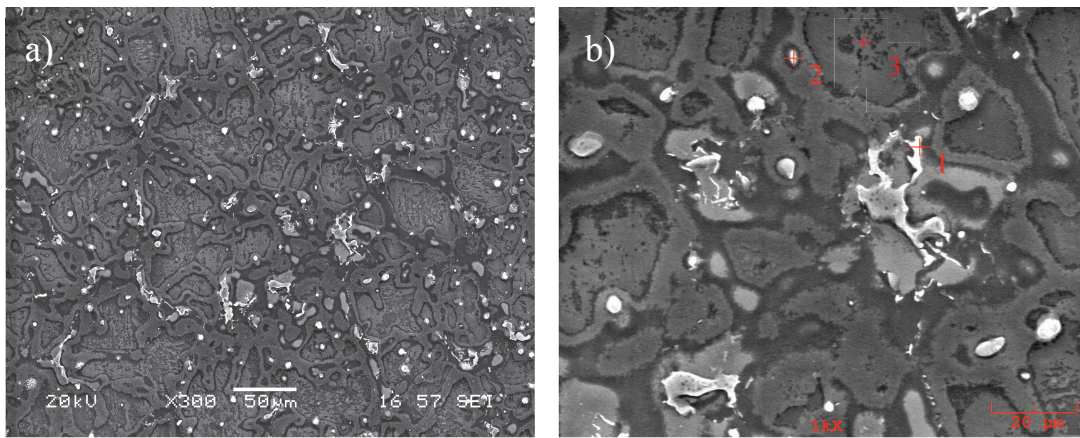


Şekil 5.34 Yüksek büyütmede Al_4Sr intermetalliğinin SEM görüntüsü; a)Alaşım A2, b)Alaşım A3, c)Alaşım A4, d)Alaşım A5, e) ve f) Al_4Sr intermetalliği.

Şekil 5. 34 (a), (b), (c) ve (d) sırasıyla Alaşım A2, A3, A4 ve A5 alaşımalarında var olan Al_4Sr intermetalliğinin yüksek büyütmedeki SEM mikroyapısını göstermektedir. Şekil 5.34'e genel olarak bakıldığında Al_4Sr intermetalliğinin %0,3 stronsyum ilavesi ile $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalliğinin üzerinde olduğu, %0,5 ilave ile çubuksu görüntüye dönüştüğü, %1 ilavesi ile ağsı görüntü aldığı ve %2 stronsyum ilavesi ile ağsı yapının devam ettiği ve kabalaştığı görülmektedir. Şekil 5.34 (e) ve (f) Al_4Sr

intermetalik fazının yüksek büyütmedeki görüntüsüdür. Şekil 5.34 (e) ve (f) Al_4Sr intermetalik fazının lamelli ve peteksi şekilde oluşabildiğini göstermektedir.

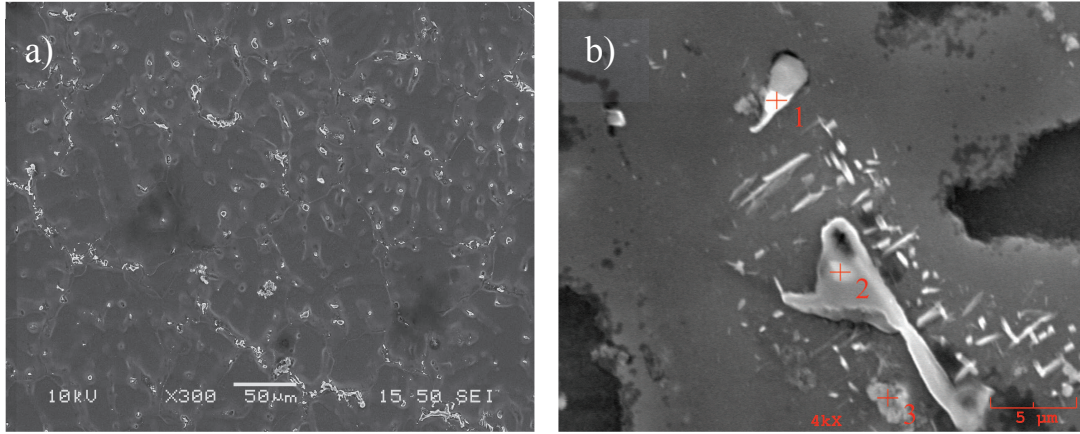
Kalay elementi oda sıcaklığında yaklaşık ağırlıkça %0,45 değerlerinde magnezyum içerisinde çözünmektedir. Daha fazla kalay ilavesi ile alaşım bünyesinde Mg_2Sn intermetalğine üretim yöntemine bağlı olarak rastlanabileceğine literatür kısmında değinilmiştir. Bu çalışmada Alaşım A1'e ağırlıkça %1 kalay ilavesi gerçekleştirilmiş ve elde edilen alaşım Alaşım B1 olarak kodlanmıştır.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)					Atomik Oran	
	Al	Si	Sn	Mn	Mg	Mg/Sn	Al/Mn
1	7,21	9,43	24,91	-	58,45	2,34	-
2	31,37	-	0,20	24,20	44,23	-	1,29
3	2,12	-	0,28	-	97,60	-	-

Şekil 5.35. Alaşım B1'in SEM ve EDS analizi.

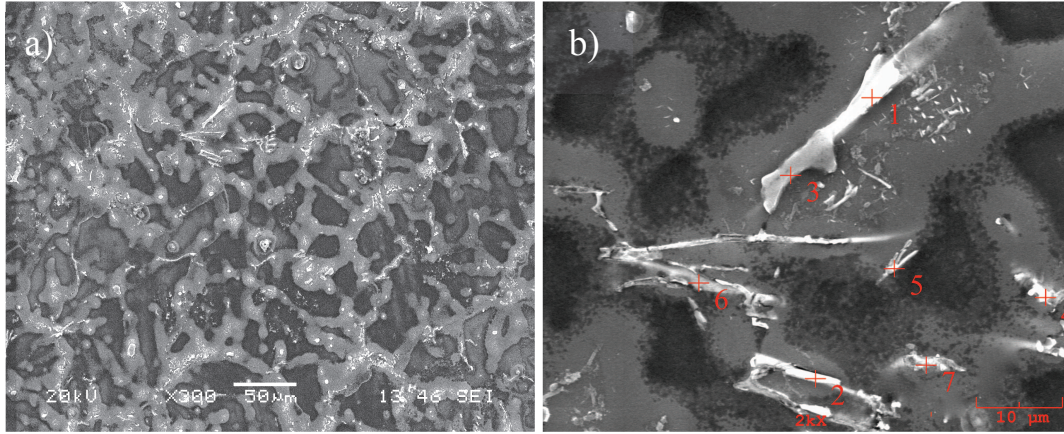
Şekil 5.35(a) ağırlıkça %1 Sn içeren Alaşım B1'in SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.35(a)'da Alaşım B1'in genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde şekil 5.35(b) analiz no 1 Mg_2Sn intermetalğini, analiz no 2 Al_8Mn_5 intermetalğini ve analiz no 3 ise α -Mg fazını göstermektedir.



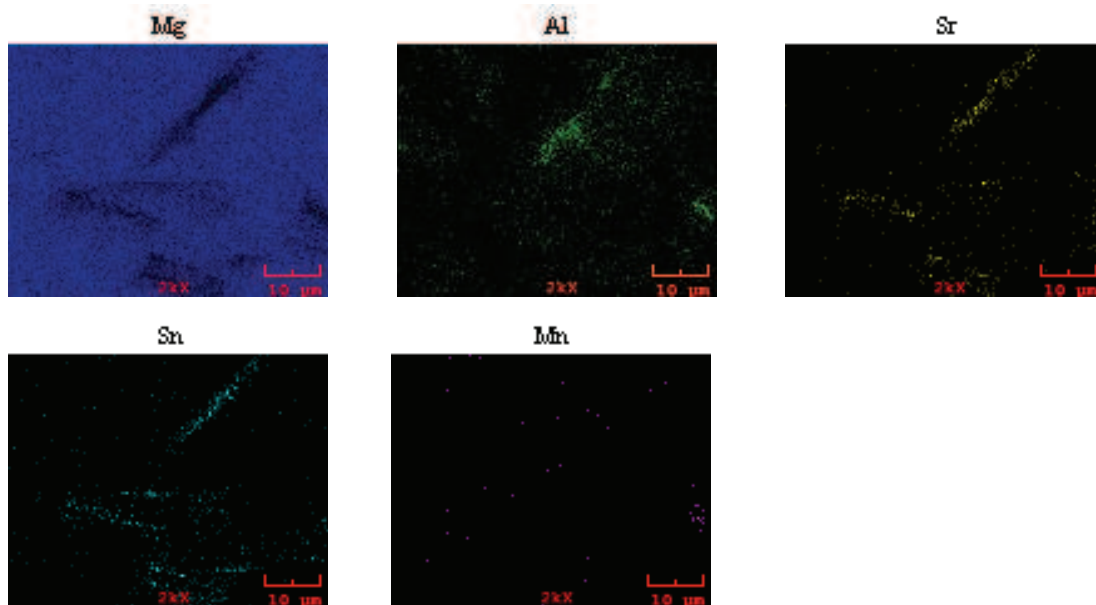
Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran		
	Al	Sn	Sr	Mg	Mg/Sn	Mg/Al	Al/Sr
1	35,93	1,15	11,14	51,78	-	1,44	3,22
2	36,43	-	-	63,57	-	1,74	-
3	27,67	-	-	72,33	-	2,60	-

Şekil 5.36. Alaşım B2'in SEM ve EDS analizi.

Şekil 5.36(a) ağırlıkça %0,3 stronsyum ilave edilmiş Alaşım B2'nin SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.36(a)'da Alaşım B2'nin genel görüntüsü görülmektedir. Şekil 5.36 (b)'deki EDS analizi sonuçları ile elde edilen atomik oranlar değerlendirildiğinde analiz no 1, Al_4Sr intermetalini, analiz no 2 ve 3 ise $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalini göstermektedir.



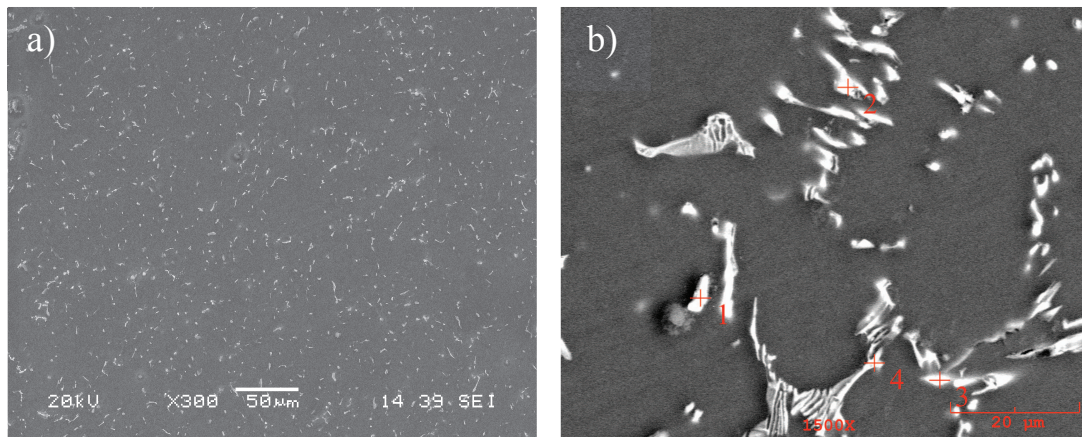
Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)					Atomik Oran		
	Al	Sn	Sr	Mn	Mg	Mg/Al	Sn/Sr	Al/Sr
1	10,01	6,62	5,17	-	78,20	-	1,28	1,93
2	5,41	4,77	4,78	-	85,04	-	0,99	1,13
3	30,32	1,05	2,06	-	66,57	2,19	0,50	14,71
4	30,13	3,55	3,62	3,77	58,90	1,95	0,98	8,32
5	5,10	2,49	2,01	-	90,4	-	1,23	2,53
6	4,02	4,49	4,58	-	86,91	-	0,98	0,87
7	5,43	2,85	1,65	-	90,05	-	1,72	3,29



Şekil 5.37. Alaşım B3'in SEM ve EDS analizi.

Şekil 5.37(a) ağırlıkça %0,5 stronsyum ilave edilmiş Alaşım B3'ün SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.37(a)'da Alaşım B3'ün genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde şekil

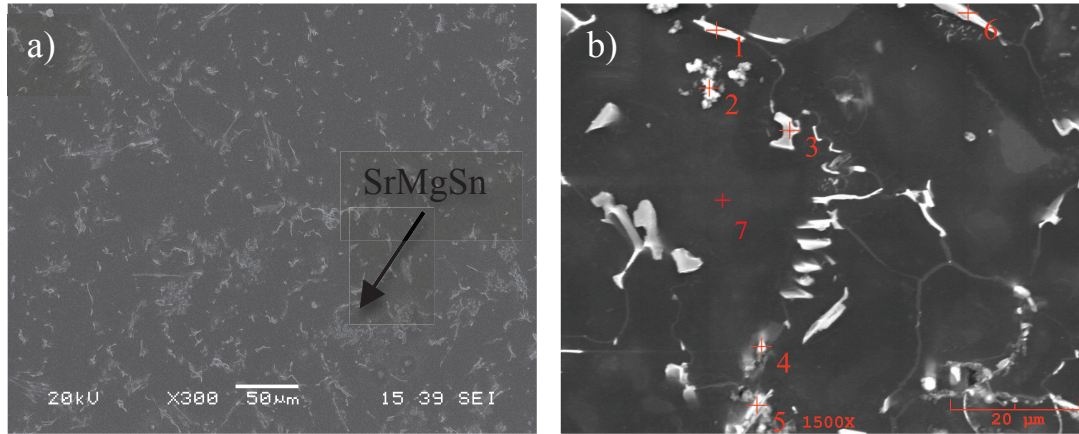
5.37(b) analiz no 3 ve 4'ün dışındaki analizlerin Sn/Sr \approx 1 atomik oranına sahip çubuksu yapıda yeni faz olan SrMgSn intermetalliğini göstermektedir. Buna karşın analiz 3 ve 4 bir miktar kalay ve stronsyumun çözülmüş olduğu β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalliğini göstermektedir. EDS nokta analiz sonuçlarını desteklemek amaçlı alan taraması yöntemi kullanılmıştır. Alan taraması yöntemi de SrMgSn intermetalliğinin varlığını desteklemektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)				Atomik Oran	
	Al	Sn	Sr	Mg	Sn/Sr	Al/Sr
1	3,82	4,34	3,13	88,71	1,38	-
2	1,16	2,86	2,82	93,16	1,01	-
3	3,74	4,71	3,80	87,73	1,23	-
4	41,89	-	12,29	45,82	-	3,40

Şekil 5.38. Alaşım B4'ün SEM ve EDS analizi.

Şekil 5.38(a) ağırlıkça %1 stronsyum ilave edilmiş Alaşım B4'ün SEM görüntüsünü, (b) EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.38(a)'da Alaşım B4'ün genel görüntüsü görülmektedir. Atomik oranlar değerlendirildiğinde şekil 5.38(b) analiz no 1, 2 ve 3 çubuksu yapıdaki SrMgSn intermetalliğinin Alaşım B4 de varlığını devam ettirdiğini, analiz no 4 ise Al₄Sr intermetalliğinin çubuksu yapıda Alaşım B4'de var olduğunu göstermektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)					Atomik Oran			
	Al	Mn	Sn	Sr	Mg	Sn/Sr	Al/Mn	Al/Sr	Mg/Al
1	38,00	-	-	9,76	52,23	-	-	3,89	1,37
2	25,80	22,96	-	-	51,46	-	1,12	-	1,99
3	34,01	-	-	2,55	63,42	-	-	-	1,86
4	4,08	-	2,07	1,95	91,9	1,06	-	2,09	-
5	8,69	-	5,09	4,69	82,06	1,08	-	1,85	-
6	37,54	-	-	14,03	48,42	-	-	2,67	1,28
7	2,13	-	0,22	-	97,65	-	-	-	-

Şekil 5.39. Alaşım B5'in SEM ve EDS analizi

Şekil 5.39(a) ve (b) ağırlıkça %2 stronsyum ilave edilmiş Alaşım B5'in farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüsünü ve EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 5.39(a)'da Alaşım B4'ün genel görüntüsü görülmektedir. Şekil 5.39(a)'dan görüldüğü gibi Stronsyum ve kalay içeren alaşımlarda oluşan SrMgSn intermetalığı tane sınırlarında ve tane içinde var olmaktadır. Atomik oranlar değerlendirildiğinde şekil 5.39(c) analiz no 1 ve 6 çubuksu yapıdaki Al_4Sr intermetalığını göstermektedir. Analiz no 2 Al_8Mn_5 intermetalığının varlığını devam ettirdiğini göstermektedir. Analiz no 3, Alaşım B5'in yüksek stronsyum içeriğine rağmen β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığının mikroyapıda bulunabilirliğini, analiz no 4 ve 5 ise SrMgSn intermetalığının çubuksu yapıda Alaşım B5'de oluştuğunu göstermektedir. Analiz no 7 α -Mg tanesinde yaklaşık %2 alüminyumun ve %0,2 kalayın çözüldüğünü göstermektedir.

Sonuç olarak, Sr ilavesi ile Mg-Al alaşımlarında mevcut ana fazlara ilaveten Al_4Sr ve $Mg_{17}Sr_2$ fazları oluşmaktadır. İlave edilen Sr elementinin bir miktarı β fazı

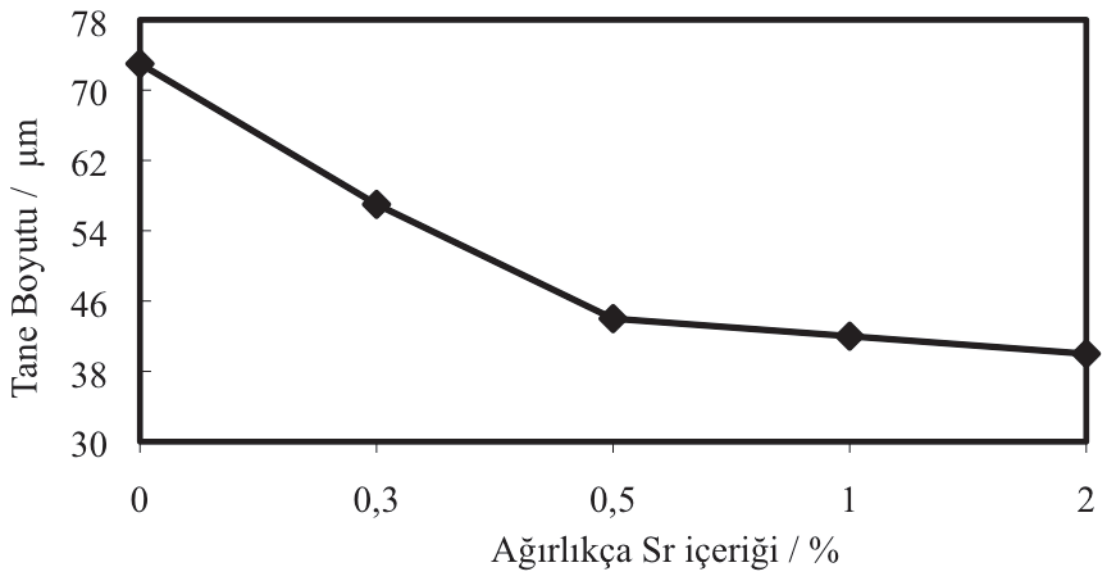
içerisinde çözünmektedir. Artan Sr oranı ile β fazı oranı azalmakta ve nerdeyse oluşumu tamamen engellenmektedir. Fakat %1 Sn ilave edilerek üretilen Sr içerikli Mg-Al alaşımlarında ise yapıda ana fazlara ek olarak başlangıçta Mg_2Sn ve Al_4Sr fazları oluşmakta, fakat artan Sr içeriği ile Mg_2Sn 'nin oluşumu engellenmekte, yerine $SrMgSn$ fazı oluşmaktadır. Bununla birlikte Al_4Sr fazı varlığını sürdürmekte, fakat yapıda düşük oranlarda kaba biçimde β görülmektedir. Ayrıca $Mg_{17}Sr_2$ fazının varlığı da tespit edilmemiştir. Bir diğer sonuç ise A grubu alaşımlarda Sr ilavesi arttıkça, α -Mg tanelerindeki alüminyum çözünürlüğünün düştüğü tespit edilmiştir. Buna karşın B grubu alaşımlarda ise α -Mg tanelerindeki alüminyum çözünürlüğünün sabit kaldığı görülmüştür.

5.2.3. Tane boyutu ölçümü

İnce taneli magnezyum alaşımlarının elde edilmesi için literatürde heterojen çekirdeklenme, çözünen atomların tane büyümesini engellemesi gibi mekanizmaların aktif olduğu birçok yöntem mevcuttur[136]. Buna karşın tane inceltici mekanizmaların neler olduğu henüz tam olarak açıklanamamaktadır. Bu nedenle mekanizmaları daha iyi anlamak için birçok çalışma yapılmaktadır. Yapılan ilk çalışmalar magnezyum alaşımlarındaki Al içeriğinin tane boyutuna etkisi üzerine olmuş ve ağırlıkça %5'e kadar alüminyum içeriğinin tane boyutunu azalttığı görülmüştür. Daha fazla alüminyum ilavesinin ise tane boyutunu çok fazla etkilemediği tespit edilmiştir. Al alaşım elementinin tane inceltici mekanizması başlıca, Mg içerisinde çözünebilirliğinin olmasından dolayı çözünen atomların ve artan yapısal aşırı soğumanın neden olduğu tane büyümesi engellenme etkisidir[7, 136, 151]. Son yıllarda yapılan çalışmalar sonucunda Sr alaşım elementinin, Mg-Al sistemlerinde tane inceltici etkiye sahip olduğu görülmüştür. Sr elementi magnezyum içinde oldukça düşük çözünürlüğe sahiptir(%0,11). Bu nedenle katılaşma esnasında katı/sıvı arayüzeyine Sr elementi kusulması, büyüme kinetiğinin azalmasına neden olmaktadır. Bu durumun da tane inceltici etkiye neden olduğu düşünülmektedir[74, 152-158]. Benzer sonuç düşük çözünürlüğe sahip Mn elementinin ilavesi ile de bulunmuş ve tane inceltici mekanizmanın, katılaşma esnasında oluşan Al-Mn(-Fe) intermetalliğinin heterojen çekirdeklenme rolü oynaması olduğu bildirilmiştir. Fakat Sr elementi kadar etkili olmadığı tespit edilmiştir[61, 63, 64, 159]. Yapılan bazı

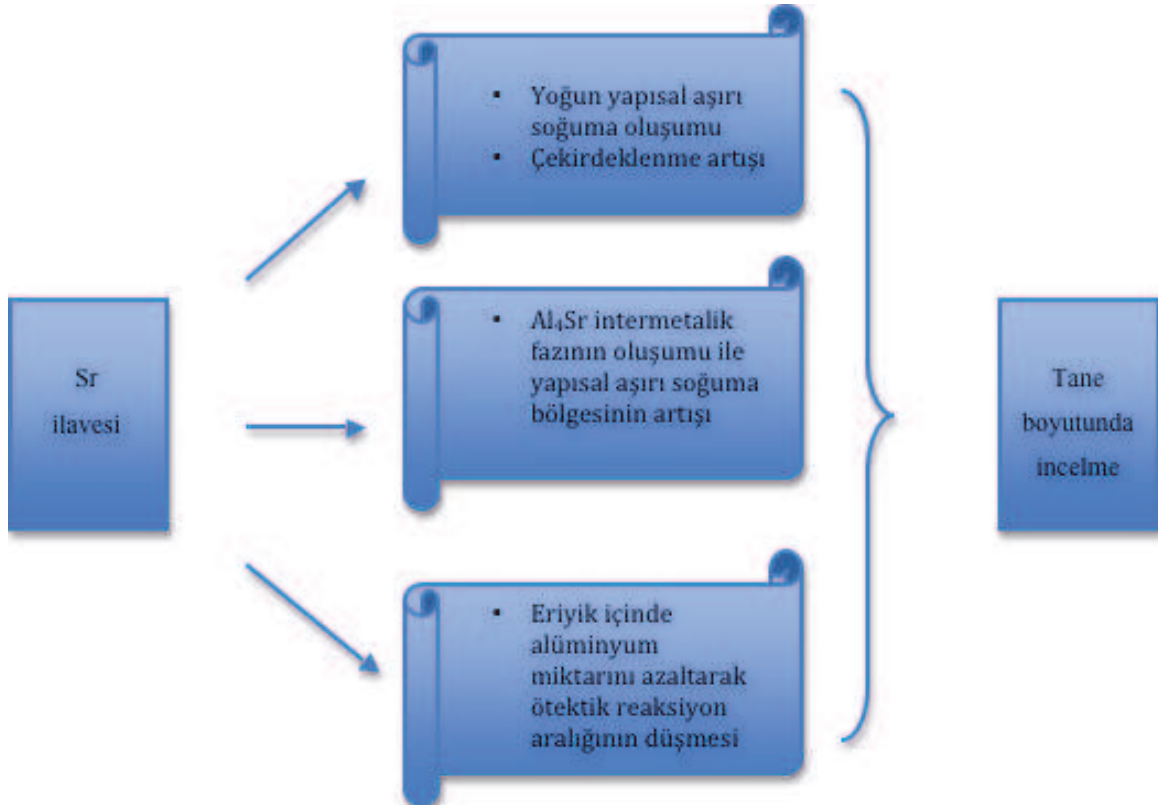
çalışmalarda ise alüminyum alaşımlarının tane inceltme işleminde kullanılan Al-Ti ve Al-Ti-B alaşımları AZ31, AZ61 ve ZA84 alaşımlarına ilave edilmiş ve bu alaşımların tane boyutunun düştüğü tespit edilmiştir. İlave edilen tane inceltici alaşımın içerisinde Al_3Ti ve TiB_2 partikülleri bulunmaktadır. Sonuç olarak yapılan tane inceltme çalışmalarında genel kanı, mevcut bu partiküllerin katılaşma esnasında heterojen çekirdeklenme bölgeleri olarak rol oynadığıdır[7, 44, 74, 116, 127, 136, 160-162]

Bu çalışmada üretilen tüm alaşımların tane boyutu hesaplamaları görüntü analiz programı ile gerçekleştirilmiştir. Ön alışmalarda 100 MPa basınç altında üretilen Alaşım D1'in tane boyutu 107 μm olarak hesaplanmıştır. Mn ve Ti ilavesi ile Alaşım D1'in tane boyutu sırasıyla 80 μm ve 50 μm olarak bulunmuştur. Alaşım D1'e ilave edilen Mn ile elde edilen Alaşım D2'nin X-ışınları analizinde, AlMn intermetaline rastlandığı ön çalışmalarda bahsedilmiştir. Varolan bu intermetaligin, tane incelmesinde heterojen çekirdeklenmeye neden olduğu düşünülmektedir. Alaşım D3'ün üretilmesinde Al-6Ti alaşımı kullanılmıştır. Al-6Ti alaşımı Al_3Ti intermetalige içermektedir. Bu nedenle varolan bu intermetaligin, yukarıda bahsedildiği gibi heterojen çekirdeklenmeye neden olduğu sonucuna varılmıştır.

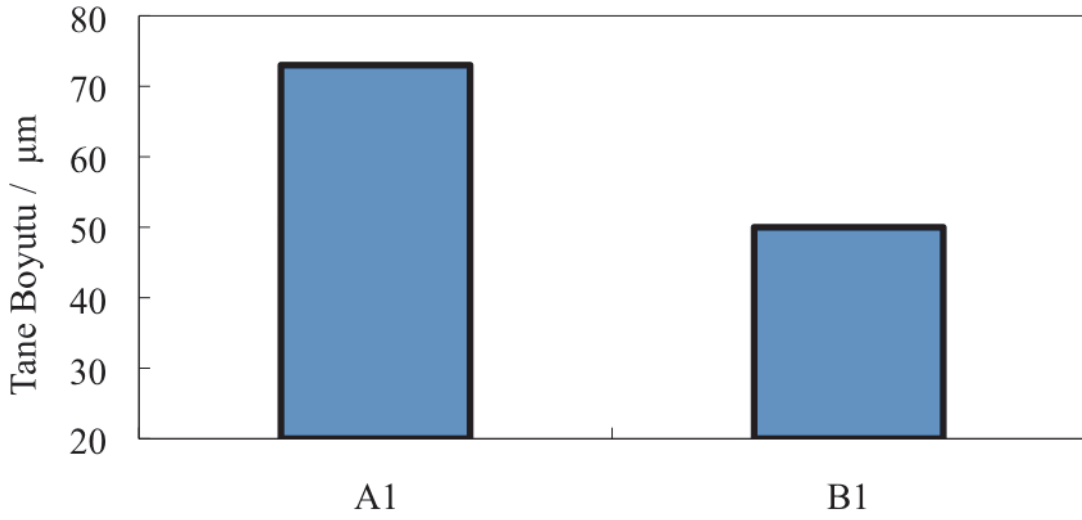


şekil 5.40. Alaşım elementinin Alaşım A1'in tane boyutuna etkisi.

85 MPa basınç uygulanarak üretilen Sr ilaveli A grubu alaşımlardaki tane boyutu değişimi Şekil 5.40'da görülmektedir. Şekil 5.40'dan görüldüğü gibi Alaşım A1'in tane boyutu 73 μm olarak bulunmuştur. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5 ve 1 Sr ilavesi ile tane boyutu sırasıyla 57 μm , 44 μm ve 42 μm olarak hesaplanmıştır. En iyi sonuç ise, ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile yaklaşık %45 azalma ile tane boyutunu 40 μm 'a düşürülmesi ile tespit edilmiştir. Yukarıda bahsedilen Sr elementinin tane inceltici etkisi, yapmış olduğumuz bu çalışmada da görülmüştür. Sr elementinin tane inceltici özelliği 2 ana mekanizma ile açıklanabilir. Birincisi düşük çözünürlüğe sahip stronsiyumun katılaşma esnasında sıvı/katı arayüzeyinde bulunarak tane büyüme kinetiğini etkilemiş olması, ikincisi X-ışınları çalışmasında bahsedilmiş olan stronsiyum içeren tüm alaşımlarda varolan ince plaka şekilli yüksek ergime sıcaklığına sahip (1040°C) Al_4Sr ve $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ (634°C) intermetaliklerinin varlığı katı/sıvı ara yüzeyindeki yapısal aşırı soğuma etkisini artırması ve Al_4Sr intermetaliklerinin oluşumu ile eriyik içinde alüminyum miktarını azaltarak ötektik reaksiyon aralığını daraltmasıdır. Burada bahsedilen Sr elementinin alaşım A1'e ilavesi ile oluşan tane inceltici mekanizmalar Şekil 5.41'de şematik olarak özetlenmiştir.

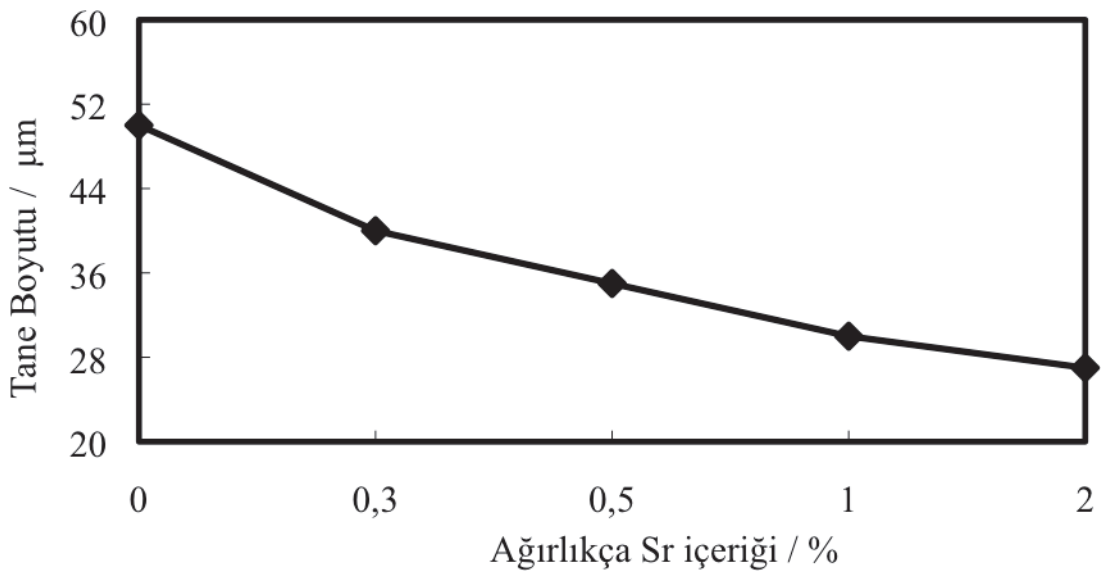


Şekil 5.41 Sr ilavesi ile Alaşım A1'in tane boyutuna etkisinin şematik gösterimi.



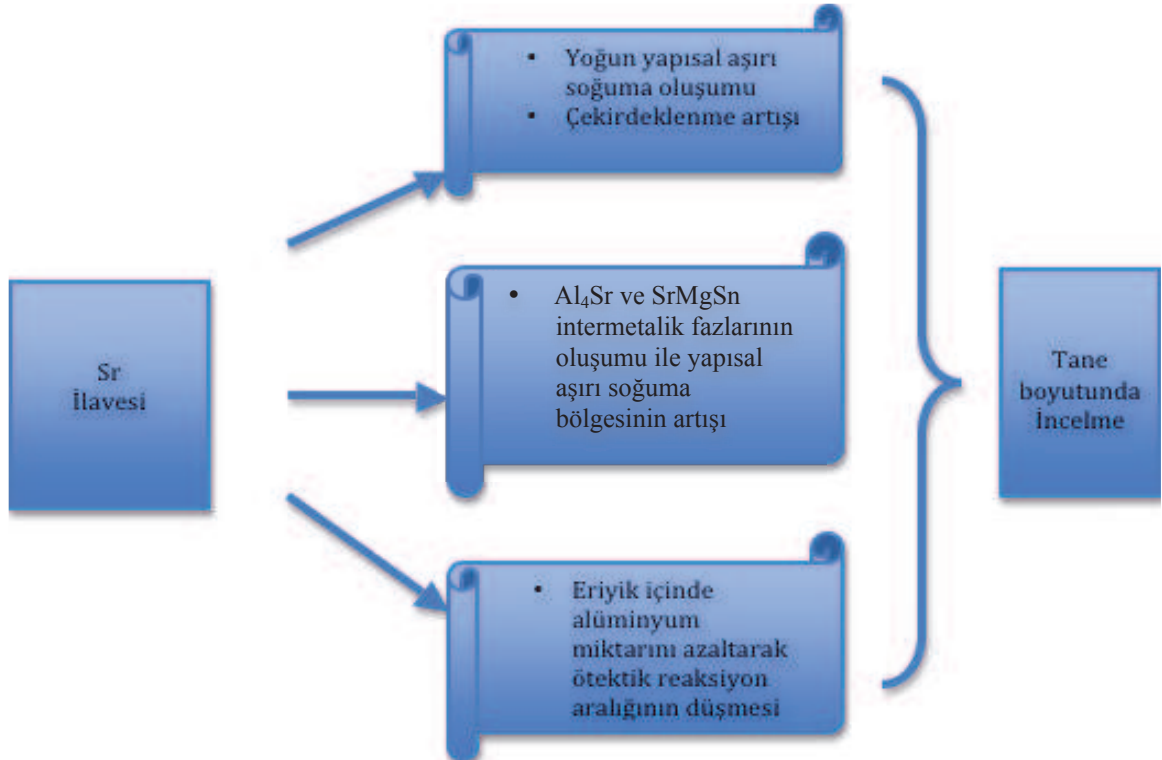
Şekil 5.42. Alaşım A1 ve B1'in tane boyutu grafiği.

Őekil 5.42 Alařım A1 ve B1'in tane boyutlarını vermektedir. Alařım A1'e ađırlıkça %1 Sn ilavesi, tane boyutunu 73 μm 'dan 50 μm 'a dűőürműűtűr. Sn alařım elementinin tane inceltici mekanizmalarının Sr elementindeki ile benzer olduđu dűűőünűlmektedir. Mg iđerisinde dűűőűk ęűűűnűrlűđe sahip saf kalay elementi ve Mg_2Sn intermetaliiđinin varlıđı, katılařma esnasında sıvı/katı arayűzeyinde bulunarak yapısal ařırı sođumanın etkisini arttırdıđı dűűűnűlmektedir.



Şekil 5.43. Alaşım elementinin Alaşım B1'in tane boyutuna etkisi.

Sr alaşım elementinin B grubu alaşıma ilavesi ile tane boyutu değişimi Şekil 5.43’de görülmektedir. Şekil 5.43’de grldği gibi Alaşım B1’in tane boyutu 50 μm olarak bulunmuştur. Alaşım B1’e ağırlıkça %0,3, 0,5 ve 1 Sr ilavesi ile sırasıyla 40 μm , 35 μm ve 30 μm olarak hesaplanmıştır. En iyi sonuç ise, ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile yaklaşık %46 azalarak, 27 μm ’a düşmüştür. Sr alaşım elementinin Alaşım A1’in tane boyutunu inceltmesindeki aktif mekanizmaların burada da geçerliliğini koruduğu görülmektedir. Ek olarak ağırlıkça %0.3 Sr ilavesinden sonra X-ışınları analizi bölümünde bahsedilen SrMgSn intermetaliniğinin varlığı yapısal aşırı soğumanın etkisini daha da fazlalaştırdığı ve bir miktar daha taneleri incelttiği düşünülmektedir. Sr elementinin alaşım B1’e ilavesi ile oluşan tane inceltici mekanizmalar Şekil 5.44’de Şematik olarak özetlenmiştir.



Şekil 5.44 Sr ilavesi ile Alaşım B1’in tane boyutuna etkisinin Şematik gösterimi.

5.2.4. Mekanik testler

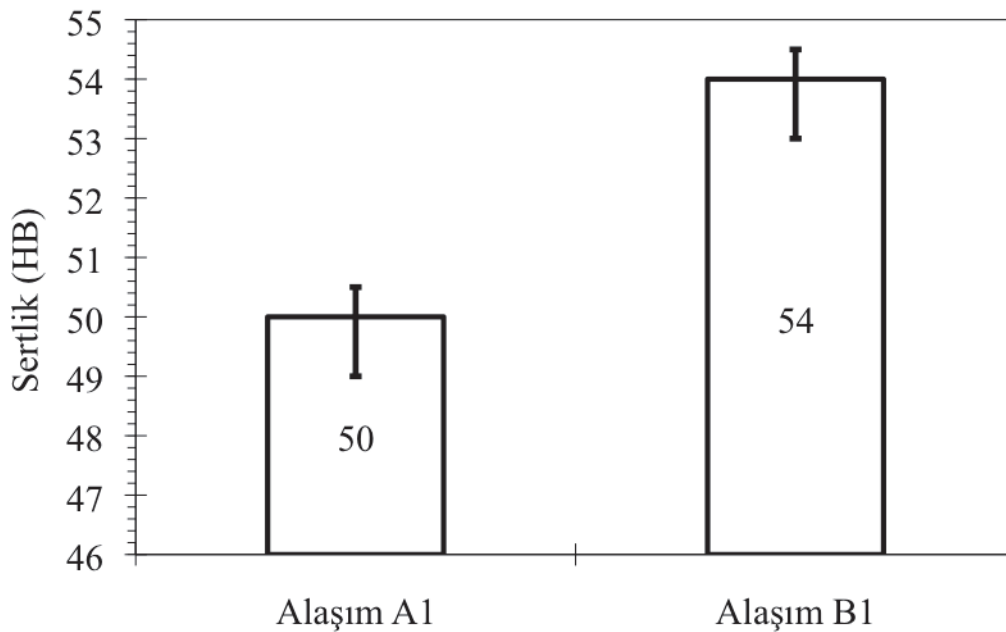
Üretilen alaşımlar kullanılarak yapılan mekanik testler sonucunda elde edilen sonuçlar Tablo 5.1’de özetlenmiştir.

Tablo 5.1. Üretilen alaşımların mekanik test sonuçları.

Alaşım No:	%e	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Darbe Dir. (Joule)	Sertlik (Brinel)
Alaşım A1	9,3	105	180	16	50
Alaşım A2	9,0	115	190	17,3	53
Alaşım A3	8,7	118	230	20,2	53
Alaşım A4	7,5	122	237	20,4	55
Alaşım A5	6,4	128	220	14,1	57
Alaşım B1	8,7	115	210	18	54
Alaşım B2	8,3	124	247	20,3	56
Alaşım B3	8,3	130	260	23,1	58
Alaşım B4	8,1	145	262	23,4	61
Alaşım B5	7,8	150	250	21,1	67

5.2.4.1. Üretilen alaşımlarda sertlik

Bu bölümün ön çalışmalar kısmında bahsedildiği gibi mangan ve titanyum elementinin ağırlıkça % 0.3 oranında ilavesi, Alaşım D1'in sertliğini sırasıyla 40 HB'den 46 ve 47 HB değerine ulaştırmıştır. Her iki alaşım elementinin beraber ilavesi ile elde edilen Alaşım A1 ve ilave olarak ağırlıkça %1 kalay ilaveli Alaşım B1'in makro sertlik değerleri şekil 5. 45'de verilmektedir. Şekil 5.45'den görüldüğü gibi, Alaşım A1 ve B1'in makro sertlikleri sırasıyla 50 ve 54 Brinell olarak bulunmuştur.



Şekil 5.45. Alaşım A1 ve B1'in sertlik grafiği.

Elde edilen makro sertlikteki artışın nedenlerini ayrıntılı bir şekilde irdeleyebilmek için üretilen tüm alaşımlardaki mevcut fazların mikro sertlik değerleri tespit edilmiştir. Tablo 5.2’de elde edilmiş mikro sertlik değerleri görülmektedir.

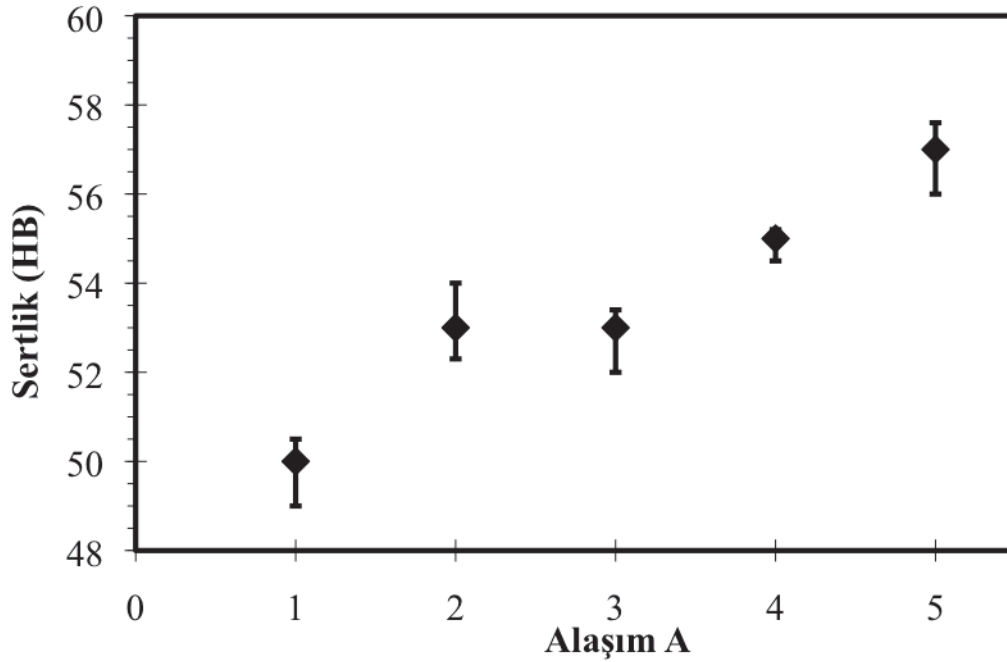
Tablo 5.2 Üretilen alaşımlarda mevcut fazların Mikro sertlik(Hv) değerleri.

Alaşım No	α -Mg	α -Ti*	β -Mg ₁₇ Al ₁₂ + Ötektik	Mg ₂ Sn	Al ₄ Sr + Ötektik	Mg ₁₇ Sr ₂ + Ötektik	SrMgSn + Ötektik	SrMgSn + α -Mg
A1	51	190	190	-	-	-	-	-
A2	53	190	195	-	-	-	-	-
A3	52	190	210	-	155	-	-	-
A4	55	190	204	-	160	-	-	-
A5	54	190	-	-	155	175	-	-
B1	73	190	206	105	-	-	-	-
B2	74	190	225	-	180	-	143	-
B3	75	190	-	-	170	-	150	-
B4	72	190	-	-	177	-	153	-
B5	73	190	-	-	184	-	147	136

* 163 ve 164. Kaynaktan derlenmiştir.

Alaşım D1’e ağırlıkça %0,3 Mn ve Ti ilavesi ile α -Mg tane boyutu küçülmüş ve Mg₁₇Al₁₂ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp daha küçük ve adacıklar halinde yapıda dağılım göstermişlerdir. Bu çalışmada Alaşım A1’de bulunan ötektik+ β -Mg₁₇Al₁₂ ‘in sertliği 190 Hv olarak bulunmuştur. Alaşım A1’deki β -Mg₁₇Al₁₂ fazının küçük ve adacıklar halinde dağılması ile bu fazın sert ve gevrek yapısı bütün matrise homojen dağılarak matrisin sertliğini arttırmıştır (şekil 5.34). Ayrıca α -Ti fazı üretilen tüm alaşımlarda bulunmaktadır. Tane sınırlarında bulunan α -Ti fazının çok küçük partiküller halinde bulunmasından dolayı mikro sertlik cihazında tespit edilememiş ve sertlik değeri ölçülememiştir. Bu nedenle literatür araştırması yapılmış ve α -Ti fazının sertliğine 190 Hv olarak karar kılınmıştır. Sert α -Ti fazı sertliğin artışına katkıda bulunmuştur. Ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile elde edilen Alaşım B1, Alaşım A1’in makro sertlik değerini %8 artırarak 54 Brinell değerine çıkarmıştır. Alaşım A1’e kalay ilavesi tane boyutunun daha fazla azalmasına neden olmuştur. Bir miktar kalay bir önceki bölümdeki EDS analizlerinden görüldüğü gibi α -Mg tanelerinde çözünmüş ve sertliğini 51Hv’den 73Hv değerine çıkarmıştır. Kalay alaşım elementinin kalan kısmı Mg₂Sn intermetaliğinin oluşmasına neden olmuştur. Mg₂Sn fazının sertliği ise yaklaşık 105 Hv olarak ölçülmüştür. Sonuç olarak kalay ilavesi

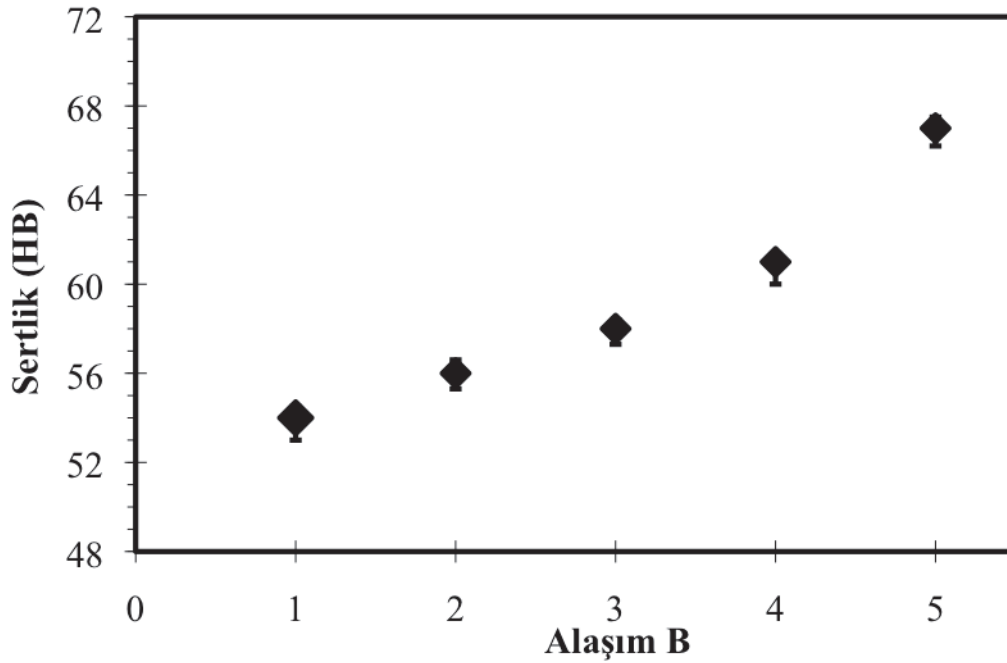
ile tane boyutunun daha fazla düşmesi, α -Mg tanelerinin sertliğinin artması ve ilave sert intermetalik oluşması Alaşım B1'in daha sert olmasını açıklamaktadır.



Şekil 5.46. Alaşım A1'e stronsiyum ilavesinin sertliğe etkisi.

Şekil 5.46'da Alaşım A1'e farklı ağırlık oranlarında stronsiyum alaşım elementinin ilavesinin makro sertliğe etkisi görülmektedir. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5 ve 1 stronsiyum ilavesi Alaşım A1'in makro sertliğini sırasıyla 53, 53 ve 55 Brinell değerine yükseltmiştir. En yüksek makro sertlik değeri Alaşım A1'e ağırlıkça %2 stronsiyum ilavesi ile elde edilmiştir. Ağırlıkça %2 stronsiyum ilavesi Alaşım A1'in makro sertliğini %14 arttırarak 57 Brinelle çıkarmıştır. Sert β - $Mg_{17}Al_{12}$ fazının oluşumunu stronsiyum elementinin engellediğine daha önce değinilmişti. Buna karşın çubuksu ve lamel görünümlü Al_4Sr fazının mikroyapıya hakim olduğu da bilinmektedir. Varolan Al_4Sr intermetalik fazının ötektik faz ile birlikteki sertliği yaklaşık 160Hv olarak ölçülmüştür. Tane boyutunun stronyum ilavesi ile azalması, Al_4Sr intermetalik fazının bütün matrise homojen dağılmasını sağlamaktadır. Ayrıca ağırlıkça %2 stronsiyum ilavesi ile alaşımda $Mg_{17}Sr_2$ intermetalik fazının oluştuğu tespit edilmiştir. Var olan $Mg_{17}Sr_2$ intermetalığı ile ötektik bölgenin birlikteki sertliği 175Hv olarak ölçülmüştür. Sonuç olarak yukarıda bahsedilen sonuçlar değerlendirildiği zaman stronsiyum ilavesi ile makro sertliğin artış mekanizması aşağıdaki mekanizmalar ile açıklanabilir;

- Tane boyutunun azalması,
- Çubuksu ve lamel Al_4Sr intermetalığı oluşması ve matrikse homojen dağılması,
- Kaba $Mg_{17}Sr_2$ intermetalığı oluşması.



Şekil 5.47. Alaşım B1'e stronsyum ilavesinin sertliğe etkisi.

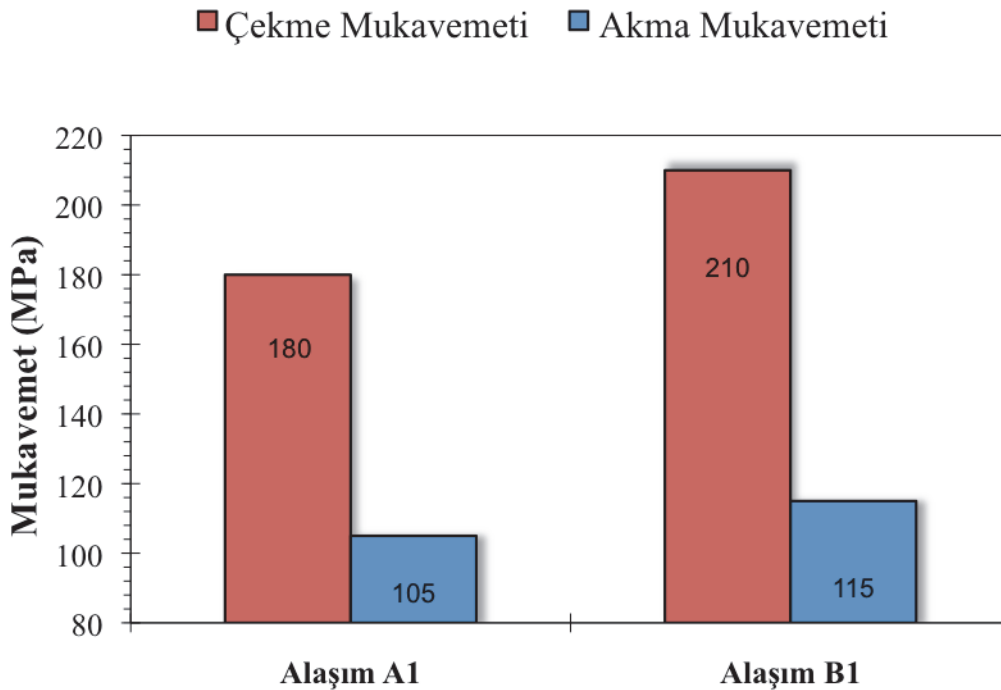
Şekil 5.47'de Alaşım B1'e farklı ağırlık oranlarında stronsyum alaşım elementlerinin ilavesinin makro sertliğe etkisi görülmektedir. Alaşım B1'e ağırlıkça %0,3, 0,5 ve 1 stronsyum ilavesi Alaşım B1'in makro sertliğini sırasıyla 56, 58 ve 61 Brinell değerine yükseltmiştir. En yüksek makro sertlik değeri Alaşım B1'e ağırlıkça %2 stronsyum ilavesi ile elde edilmiştir. Ağırlıkça %2 stronsyum ilavesi Alaşım A1'in makro sertliğini %24 arttırarak 67 Brinelle çıkarmıştır. Bu çalışmada en düşük tane boyutu değerleri kalay içeren alaşımlara stronsyum ilavesi ile elde edilmiştir. Ayrıca kalay ve stronsyum içeren alaşımlarda çubuksu ve lamel görünümlü Al_4Sr intermetalik fazına ilave olarak $SrMgSn$ intermetalığının varolduğu görülmektedir. Ötektik ile birlikte $SrMgSn$ intermetalığının sertliği yaklaşık 150Hv olarak ölçülmüştür. Tane boyutunun stronyum ilavesi ile azalması, Al_4Sr ile $SrMgSn$

intermetalik fazının bütün matrise homojen dağılmasını sağlamaktadır. Ayrıca ağırlıkça %2 stronsyum ilavesi SrMgSn intermetalik fazının α -Mg tanelerinin içinde de oluşmasına ve α -Mg tanelerinin 136Hv sertlik değerine çıkmasına neden olmuştur. Ek olarak %2 stronsyum içeren Alaşım B5’de düşük oranlarda da olsa kaba ve sert β -Mg₁₇Al₁₂ fazı varolmaktadır. Sonuç olarak yukarıda bahsedilen sonuçlar değerlendirildiği zaman stronsyum ilavesi ile makro sertliğin artış mekanizması aşağıdaki gibi özetlenebilir;

- Tane boyutu azalır,
- Al₄Sr ve SrMgSn intermetalığı oluşur ve matrise homojen dağılır,
- SrMgSn intermetalığının ötektik bölge dışında tane içinde de varolması,
- Bir miktar β -Mg₁₇Al₁₂ fazının bulunması.

5.2.2. Üretilen alaşımlarda çekme mukavemeti

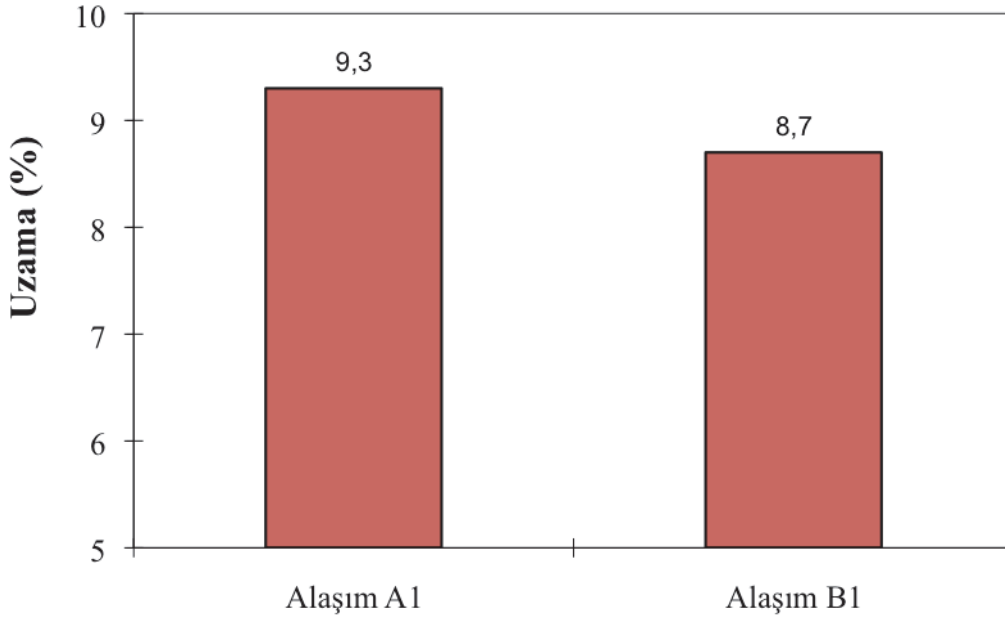
Bu bölümün ön çalışmalar kısmında bahsedildiği gibi manganez ve titanyum elementinin ağırlıkça % 0.3 oranında ilavesi Alaşım D1’in çekme mukavemetini sırasıyla 144 MPa’dan 164 ve 172 MPa ve yüzde uzama 3,7 değerinden 5,8 ve 6,4 değerine ulaştırmıştır.



Şekil 5.48 Alaşım A1 ve B1’in çekme ve akma mukavemeti grafiği.

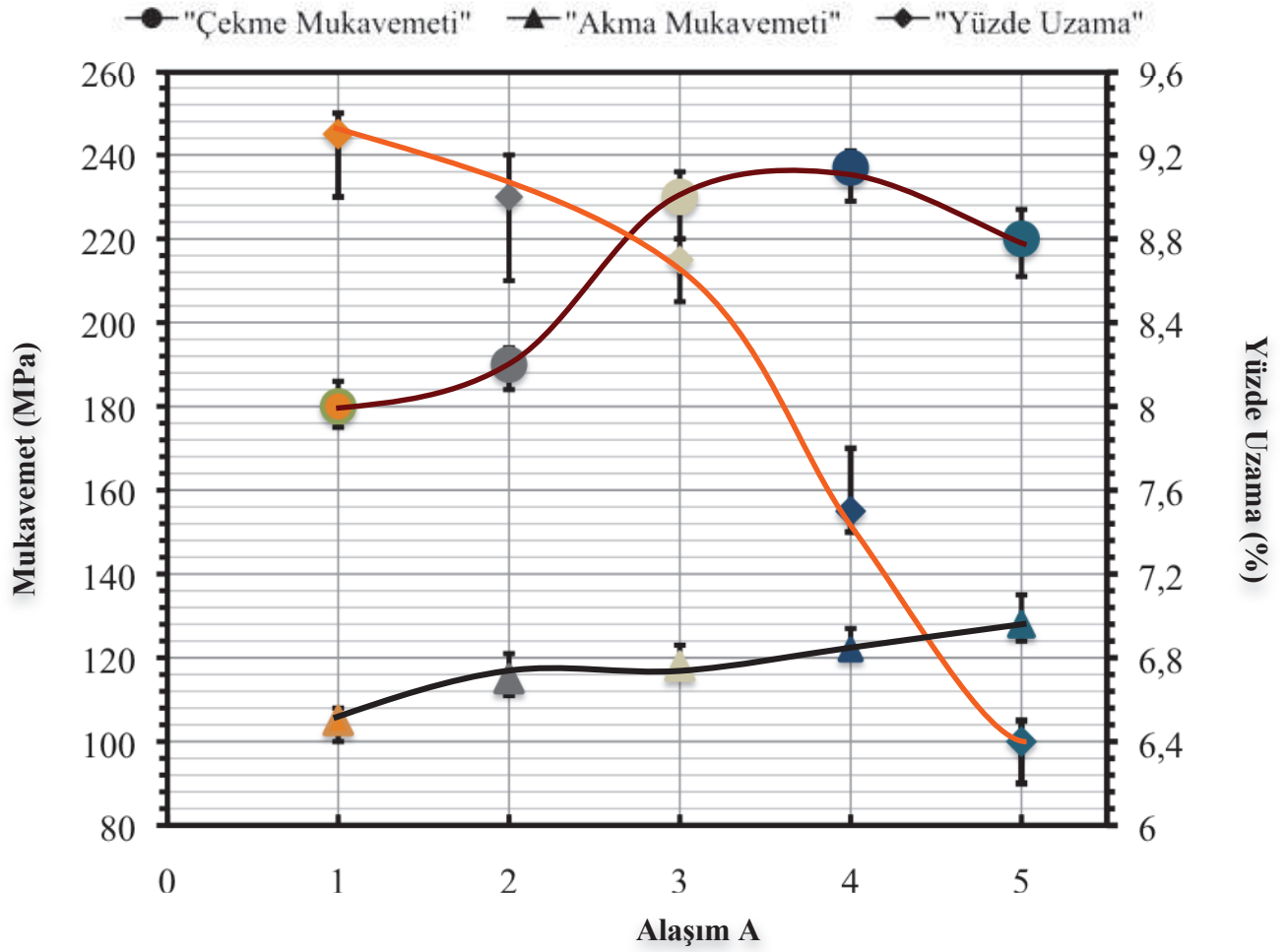
Her iki alaşım elementinin beraber ilavesi ile elde edilen Alaşım A1 ve ilave olarak ağırlıkça %1 kalay ilaveli Alaşım B1'in mukavemet ve yüzde uzama değerleri şekil 5.48 ve 5.49'da verilmektedir. Şekil 5.48 ve 5.49'dan görüldüğü gibi Alaşım A1'e ağırlıkça %1 Sn ilavesi, çekme mukavemetini %16 arttırarak 180 MPa'dan 210 MPa'a çıkarmıştır. Akma mukavemeti ise yaklaşık %9 artarak 105MPa'dan 115MPa'a yükselmiştir. Daha önceki bölümlerde bahsedildiği gibi alüminyum esaslı magnezyum alaşımlarının mukavemetini arttırmak için çeşitli yöntemler uygulanmaktadır. Bu yöntemler tane inceltme, farklı üretim yöntemleri ile alaşımı üretme, katı eriyik veya çökeltme sertleştirilmesi, alaşım içerisinde farklı intermetalikler oluşturmak olarak özetlenebilir. Ayrıca magnezyum-alüminyum alaşımları β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazı içermektedir. Mevcut bu faz mukavemeti olumsuz etkilemektedir. Çünkü β -Mg₁₇Al₁₂ fazı hacim merkezli kübik yapıya, α -Mg ise hegzagonal sıkı paket kristal yapısına sahiptir ve iki faz arasında uyumsuzluk oluşmakta ve bu da gevrek arayüzey oluşturmaktadır. Bu nedenle birçok araştırmacı yukarıda bahsedilen yöntemlerin yanı sıra β -Mg₁₇Al₁₂ fazının olumsuz etkisini de azaltmaya çalışmaktadır[22, 69, 72, 75, 78, 80, 126-128, 141, 165-168]. Bu çalışmada ticari olarak kullanılan AM60 alaşımı Alaşım D3 olarak kodlanmıştır. Alaşım D3'e ağırlıkça %0,3 titanyum ilave edilmiş ve A1 kodlu alaşım elde edilmiştir. Titanyum ilavesi ile tane incelmesinin gerçekleştiği tane boyutu bölümünde, tane sınırlarında sert metalik α -Ti'un oluştuğuna mikro yapı çalışmalarında değinilmiştir. Bu nedenle, Alaşım D3'ün mukavemetinin artışının temel nedenleri tane boyutunun azalması ve tane sınırlarında oluşan metalik titanyumun dislokasyon hareketini engellemekte yardımcı olması olarak özetlenebilir. Alaşım A1'e ağırlıkça %1 kalay ilavesiyle B1 kodlu alaşım üretilmiştir. Alaşım A1'e kalay ilavesi mekanik özellikleri iyileştirdiği görülmektedir. Mikroyapı çalışmalarında bahsedildiği gibi, ilave edilen kalayın bir miktarı tane içerisinde çözünmüştür. Bu durum katı eriyik sertleşmesine neden olmuştur. Ek olarak kalay Alaşımın tane boyutunu da düşürdüğü elde edilen sonuçlardan bir diğeridir. Ayrıca Alaşım B1'in tane sınırlarında sert ve gevrek Mg₂Sn intermetalığı bulunmaktadır. Sonuç olarak meydana gelen katı eriyik sertleşmesi, tane boyutunun azalması ve ikincil Mg₂Sn intermetalik fazının oluşması dislokasyon hareketini kısıtlayan unsurlardır ve mukavemetin artışının temel nedenleri olduğu düşünülmektedir.

Ayrıca şekil 5.49’da görüldüğü gibi kalay ilavesi mukavemeti arttırırken, süneklilikte düşüş olmuştur. Alaşımın deformasyon kabiliyeti %6,5 azalarak %9,3’den 8,7’ye düşmüştür. Sert ve gevrek Mg_2Sn intermetalığının Alaşım B1’in sünekliliğinin azalmasında etkin rol oynadığı düşünülmektedir.



Şekil 5.49 Alaşım A1 ve B1’in yüzde uzama grafiği.

Benzer sonuçlar birçok çalışmacı tarafından bulunmuş ve genel kanı magnezyum alaşımlarına kalay alaşım elementinin belli orana kadar ilavesi alaşımın mukavemetini arttırmakta olduğu fakat sünekliliğinin bir miktarını kaybettiği yönündedir[126, 142-144]. Son yıllarda kalay gibi stronsyum alaşım elementi de birçok araştırmacının ilgi odağı olmuştur. Hatta günümüzde kalayın ticari kullanımı mevcut değilken, Pekgülyüz ve arkadaşlarının geliştirmiş olduğu stronsyum içerikli AJ52(Mg-5Al-2Sr), AJ62(Mg-6Al-2Sr) kodlu alaşımlar otomotiv sektöründe güç aktarma organlarının yapımında kullanılmaktadır[5, 10, 73, 146]. Mg-Al alaşımlarında stronsyum alaşım elementinin kullanılmasının en önemli nedenleri; iyi tane inceltici olması, alüminyumu bağlayıcı ve $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ fazının olumsuz etkisini azaltması, mukavemet artışında önemli rol oynayan yüksek ergime sıcaklığına sahip ikincil intermetalik fazları bulundurması şeklinde özetlenebilir[74, 152-158].

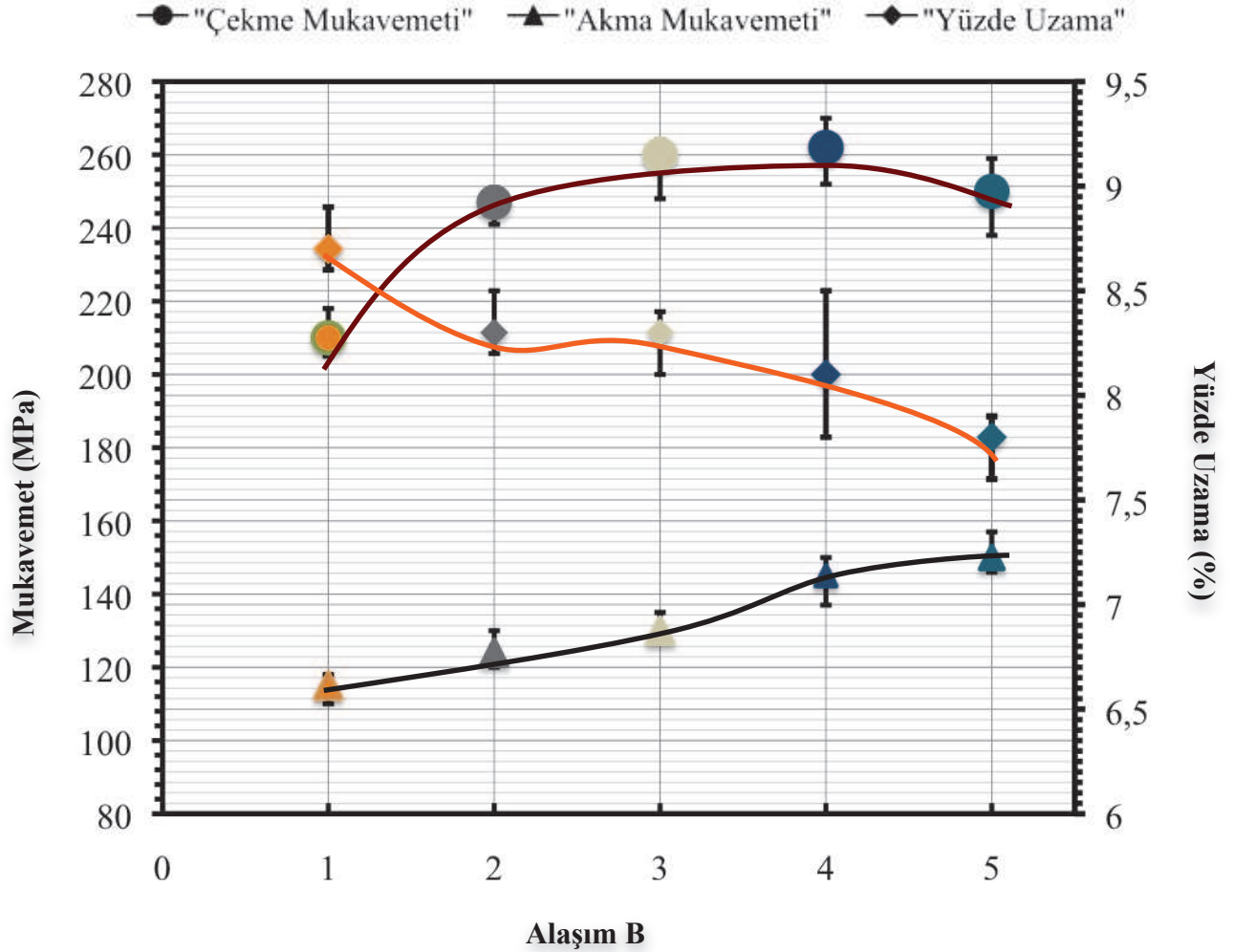


Şekil 5.50 Stronsiyum ilavesinin Alaşım A1'in mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi.

Araştırmacılar tarafından magnezyum-alüminyum-stronsiyum alaşım sistemlerine ilgi her geçen gün artmasına rağmen ülkemizde henüz yeterli araştırma yapılmamaktadır. Bu çalışmanın amaçlarından bir tanesi magnezyum-alüminyum-stronsiyum alaşım sistemlerinin mekanik metalurji çalışmaları ile ülkemizde günümüz magnezyum alaşımları hakkında bilgi dağarcığını genişletmek olmuştur. Bu nedenle magnezyum-alüminyum alaşımına farklı ağırlık oranlarında stronsiyum ilavesi yapılmıştır. Şekil 5.50'de Alaşım A1'e stronsiyum alaşım elementinin mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi görülmektedir. Şekil 5.50'den Alaşım A1'in çekme mukavemeti ağırlıkça %1 stronsiyum(Alaşım A4) ilavesine kadar artmakta, daha fazla ilave edildiğinde ise düşmekte olduğu görülmektedir. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesi ile sırasıyla çekme mukavemeti 190, 230, 237 ve 220 MPa bulunmuştur. Sonuç olarak A grubu alaşımlarda en iyi çekme mukavemeti %1 stronsiyum ilavesi ile elde

edilmiş ve yaklaşık % 31 arttırılarak 180 MPa'dan 237 MPa değerine çıkarılmıştır. %2 Sr ilavesi ile çekme mukavemeti 220 MPa değerine düşmüştür. Buna karşın stronsyum ilavesi ile alaşımın akma mukavemetinin sürekli arttığı görülmektedir. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesi ile sırasıyla akma mukavemeti 115, 118, 122 ve 128 MPa bulunmuştur. A grubu alaşımlarda en iyi akma mukavemeti %2 stronsyum ilavesi ile elde edilmiş ve yaklaşık % 21 arttırılarak 105 MPa'dan 128 MPa değerine çıkarılmıştır. Akma mukavemetinin aksine yüzde uzama değerinin ise stronsyum ilavesiyle azalmakta olduğu şekil 5.50'de görülmektedir. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesi ile yüzde uzama değeri sırasıyla 9,0, 8,7, 7,5 ve 6,4 bulunmuştur. Tane boyutu ve mikroyapı çalışmalarına tekrar göz gezdirilecek olunursa Alaşım A1'e stronsyum ilavesinin, alaşımın tane boyutunu düşürdüğü görülmektedir. Tane boyutunun azalması alaşımda bulunan tane sınırlarının yoğunluğunu arttırdığı ve bu durumun dislokasyon hareketlerini kısıtladığı bilinmektedir. Stronsyum elementinin Alaşım A1'in hem çekme hem de akma mukavemetini arttırmasının nedenlerinden bir tanesinin tane boyutunu azaltması olduğu düşünülmektedir. Magnezyum-alüminyum alaşımlarında hacim merkezli kübik yapıya sahip β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazı ile hegzagonal sıkı paket yapıya sahip α -Mg arasındaki arayüzey, uyumsuz ve kırılğan davranış sergiler. Bu uyumsuzluğun, mukavemeti ve sünekliliği olumsuz etkilediği bilinmektedir. Mikroyapı çalışmasında görüldüğü gibi stronsyum alüminyumu bağlayarak, β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının yerine daha kararlı tetragonal Al₄Sr intermetalik fazını oluşturmaktadır. Böylece alaşımdaki β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının miktarı azalmakta ve uyumsuz arayüzey etkisi düşmektedir. Buda mukavemetin yükselmesine neden olan bir özellik olarak düşünülmektedir. Ayrıca stronsyumun %1'e kadar ilavesi ile meydana gelen Al₄Sr intermetalik faz ayrık olarak tane sınırlarında oluşmaktadır. %1'den daha fazla ilave edildiğinde ise Al₄Sr intermetalik fazı ağsı yapıda oluşmaktadır. Ağsı yapının arayüzeyi uyumsuz hale getirdiği ve çatlak oluşumunu ve ilerlemesini arttırdığı öngörülmektedir. Bu durumun stronsyumun %1'den daha fazla ilavesinde, çekme mukavemetinin ve deformasyon kabiliyetinin azalmasına neden olduğu kabul edilmektedir. Bunun yanı sıra Alaşım A5'te hegzagonal yapıya sahip kaba Mg₁₇Sr₂ intermetalığının oluştuğu gözlenmiştir. Mevcut bu intermetalik nispeten sert bir fazdır ve çatlak ilerlemesine katkıda bulunduğu düşünülmektedir. Ayrıca ağırlıkça %1 stronsyum ilavesine kadar α -Mg

tanelerindeki alüminyum çözünürlüğünü %2 civarında bulunurken, % 2 Sr içeren alaşımlarda bu oran %0,2 ye azalmış olduğu EDS analizlerinden tespit edilmiştir. Bu durumun mukavemet artış mekanizmalarından biri olan katı eriyik sertleşmesini engelleyen bir durum oluşturduğu sanılmaktadır.



Şekil 5.51 Stronsiyum ilavesinin Alaşım B1'in mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi.

2000 yılından sonra önemli alaşım sistemlerinden bir tanesi magnezyum-kalay alaşım sistemleri olmuştur. Yapılan çalışmalarda çeşitli ağırlık oranlarında magnezyum içerisine kalay alaşım elementinin ilavesi ile elde edilen alaşımların, magnezyum-alüminyum alaşımlarından daha performanslı olduğu görülmüştür. Hatta magnezyum-alüminyum alaşımlarına alaşım elementi olarak ilave edilerek, katı eriyik sertleşmesi ve tane sınırlarında Mg_2Sn intermetalik fazının oluşması ile

mekanik özelliklerin iyileştirilebilir olduğu görülmüştür[80, 85, 87, 124, 126, 143, 144, 169-171]. Son birkaç yılda ise Mg-Sn ikili sisteme veya Mg-Al-Sn üçlü sistemine çeşitli ağırlık oranlarında stronsyum ilavesi ile mikroyapı ve mekanik özelliklerin nasıl değiştiği üzerine çalışmalar yapılmaktadır, fakat halen tam olarak anlaşılmış değildir[125, 129, 138, 153].

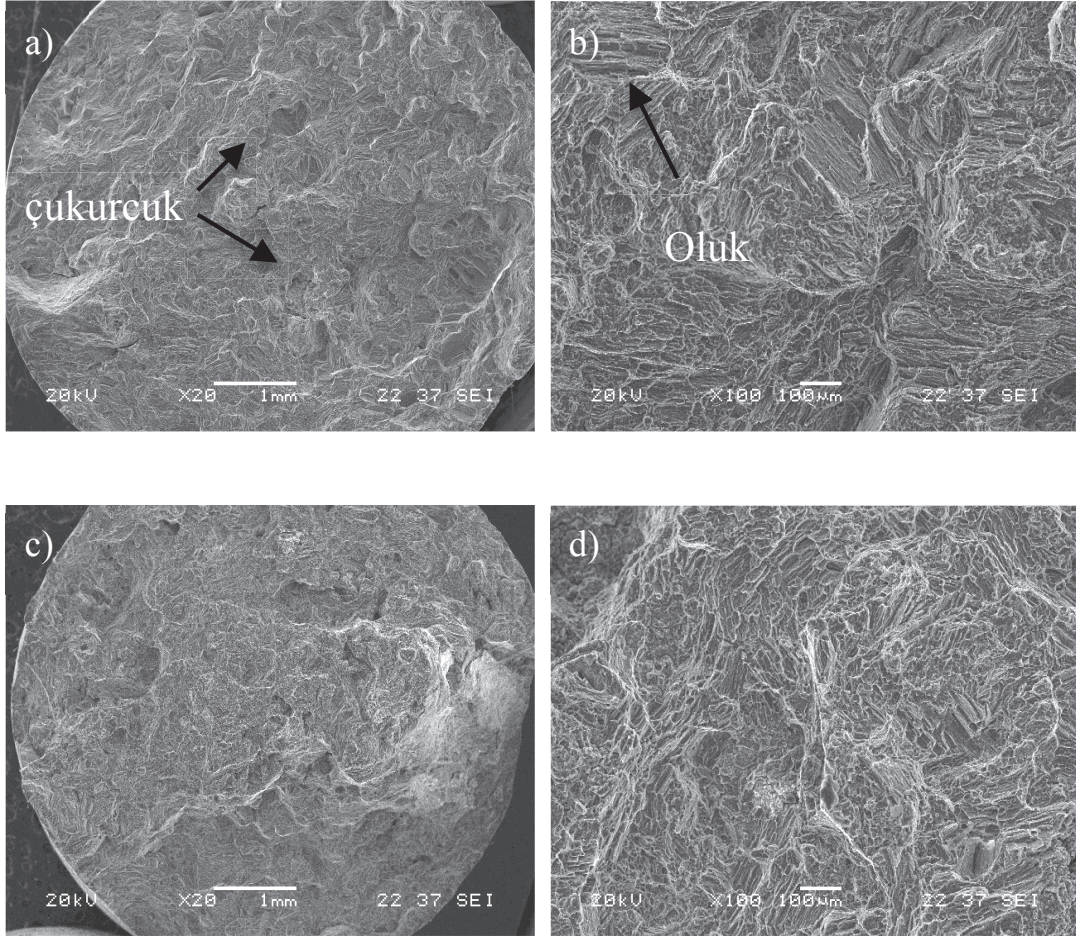
Şekil 5.51'de Alaşım B1'e stronsyum alaşım elementinin mukavemet ve yüzde uzamasına etkisi görülmektedir. Şekil 5.51'den Alaşım B1'in çekme mukavemeti ağırlıkça %1 stronsyum(Alaşım B4) ilavesine kadar artmakta, daha fazla ilave edildiğinde ise düşmekte olduğu görülmektedir. Alaşım B1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesi ile çekme mukavemeti sırasıyla 247, 260, 262 ve 250 MPa bulunmuştur. En iyi çekme mukavemeti Alaşım B1'e %1 stronsyum ilavesi ile elde edilmiş ve yaklaşık % 24 arttırılarak 210 MPa'dan 262 MPa değerine çıkarılmıştır. %2 Sr ilavesi ile 250 MPa değerine düşmüştür. Buna karşın stronsyum ilavesiyle Alaşım B1'in akma mukavemetinin sürekli arttığı görülmektedir. Alaşım B1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesi ile sırasıyla akma mukavemeti 124, 130, 145 ve 150 MPa bulunmuştur. B grubu alaşımlarda en iyi akma mukavemeti %2 stronsyum ilavesi ile elde edilmiş ve yaklaşık % 30 arttırılarak 115 MPa'dan 150 MPa değerine çıkarılmıştır. Akma mukavemetinin aksine yüzde uzama değerinin ise stronsyum ilavesi ile azalmakta olduğu Şekil 5.51'den görülmektedir. Alaşım A1'e ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 Sr ilavesiyle yüzde uzama değeri sırasıyla 8,3, 8,3, 8,1 ve 7,8 olarak değişmiştir. Tane boyutu ve mikroyapı çalışmalarına tekrar göz gezdirilecek olunursa, Alaşım B1'e stronsyum ilavesinin artışı ile alaşımın tane boyutunun düştüğü ve bu çalışmada en düşük tane boyutuna Alaşım B5'in sahip olduğu görülmektedir. Tane boyutunun azalması alaşımda bulunan tane sınırlarının yoğunluğunu arttırdığı ve bu durumun dislokasyon hareketlerini kısıtladığı bilinmektedir. Bu çalışmada stronsyum elementinin Alaşım B1'in hem çekme hem de akma mukavemetini arttırmasının nedenlerinden bir tanesinin tane boyutunu azaltması olduğu düşünülmektedir. Alaşım B1'e stronsyum ilavesi ile alaşımın tane sınırlarında Mg₂Sn intermetalığı yerine yeni bir faz olan çubuksu SrMgSn intermetalığı oluşmaktadır. Bunun yanı sıra Alaşım B1'e ağırlıkça %0,5 stronsyum ilavesinden sonra Al₄Sr intermetalığı oluşmaktadır. Ayrıca ağırlıkça %2 stronsyum ilavesi SrMgSn intermetalik fazının α-Mg tanelerinin içinde de oluşmasına neden

olmaktadır. Bunun da dispersiyon sertleşmesini sağladığı düşünülmektedir. Dispersiyon sertleşmesi dislokasyon hareketini zorlaştıracak için mukavemet artışında etkili olmaktadır. Buna karşın çubuksu SrMgSn intermetalığının yoğunluğunun artması akma mukavemetinin halen artmasına neden olurken çekme mukavemetinde ters etki oluşturmaya başladığı görülmektedir. Stronsyum ilavesi Alaşım A'daki gibi Alaşım B'nin sünekliliğini azaltmaktadır. Sertliğin artışı ile malzemenin daha gevrek davranış sergilemesi beklenen bir sonuçtur. Ayrıca Sr ilavesi ile A grubu alaşımlarda oluşan Al_4Sr intermetalik fazının sünekliliğe olumsuz etkisinin B grubu alaşımlarda da etkin olduğu düşünülmektedir. Stronsyum ilaveli Alaşım B'nin akma ve çekme mukavemetinin Alaşım A'nın akma ve çekme mukavemetinden daha yüksek olmasının nedenleri aşağıdaki gibi özetlenebilir;

- Al_4Sr ve SrMgSn intermetalığı oluşması ve matrikse homojen dağılması,
- SrMgSn intermetalığının ötektik bölge dışında tane içinde de varolması,
- Yüksek stronsyum içeriğine rağmen halen $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ fazının bulunması,
- $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ fazında stronsyumun dışında kalayında bir miktar çözünmesi ve daha kararlı hale gelmesi,
- A grubu alaşımlarda stronsyum ilavesi ile $\alpha-Mg$ tanelerinde alüminyum çözünürlüğünün %0,2 değerine düşmesine rağmen B grubu alaşımlarda %2 değerini koruması ve hem alüminyumun hem de kalayın $\alpha-Mg$ tanelerinde çözünmesi ile katı eriyik sertleşmesi mekanizmasının etkin rol oynaması.

5.2.4.3. Üretilen alaşımlarda kırılma davranışı

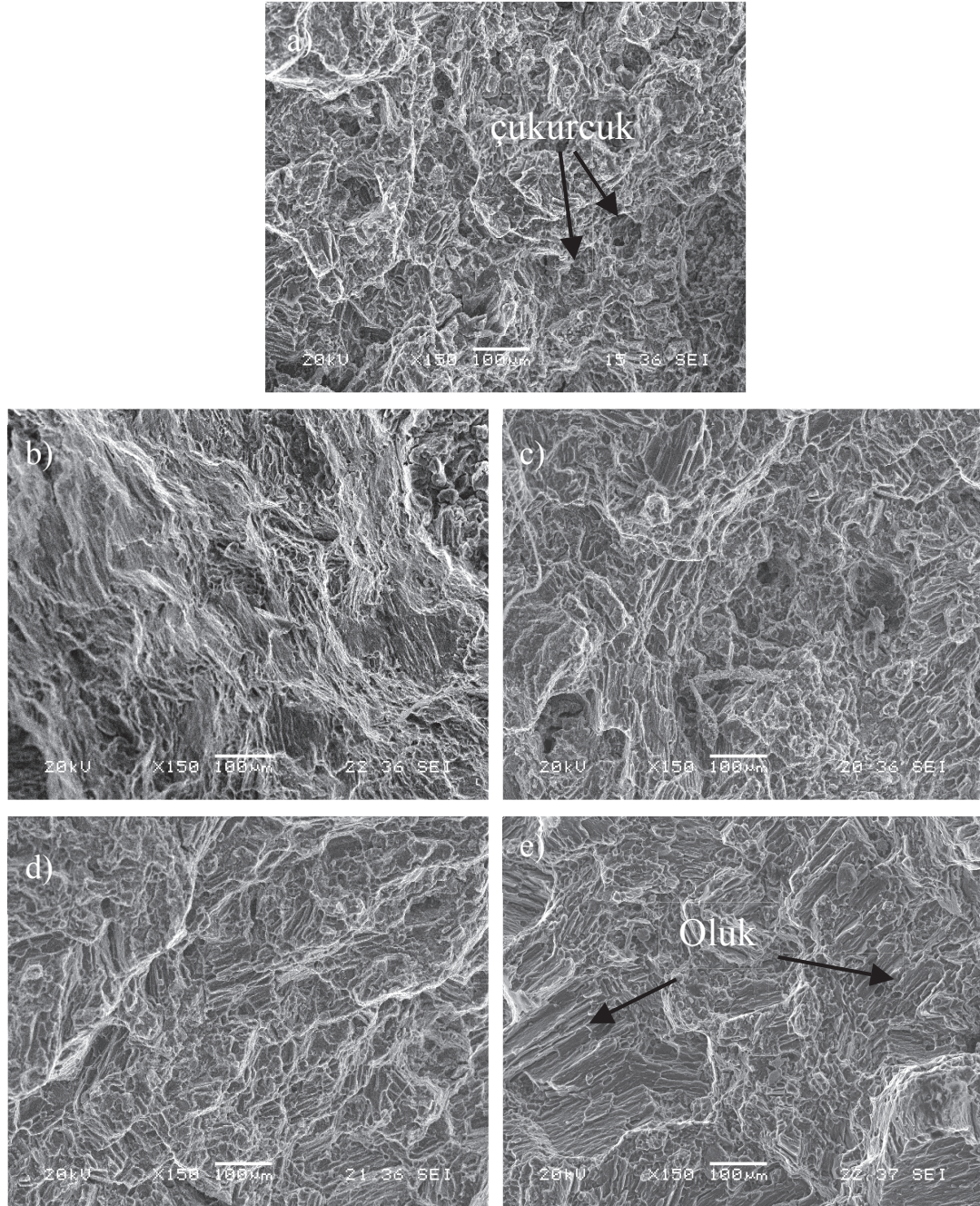
HSP kristal kafes yapısına sahip malzemelerin deformasyon kabiliyeti yeterli kayma düzlemlerinin bulunmamasından dolayı kısıtlıdır. Magnezyum, hegzagonal sıkı paket(HSP) kristal kafes yapısına sahiptir. Bu nedenle yüke maruz kalan magnezyum alaşımlarının genel olarak deformasyon kabiliyetleri düşük olduğundan gevrek kırılma sergiler. Magnezyum alaşımlarında genel olarak görülen kırılma türleri klivaj ve yarı klivaj kırılmadır. Özellikle, magnezyum-alüminyum alaşımlarında ötektik bölgede bulunan $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı ile $\alpha-Mg$ arasındaki arayüzeyin uyumsuzluğundan dolayı çatlak oluşumu ve ilerlemesi tane sınırlarında veya yakınında meydana gelmektedir[10, 31, 99, 117, 118, 141, 144, 172].



Şekil 5.52 Alaşım A1 ve B1'in çekme deneyi sonucu farklı büyütmelerde kırık yüzey görüntüsü; a) ve b) Alaşım A1, c) ve d) Alaşım B1.

Alaşım A1 ve B1'in çekme deneyi sonucunun farklı büyütmelerde ki kırık yüzey görüntüsü şekil 5.52'de görülmektedir. Şekil 5.52'deki kırık yüzey görüntüleri göz önüne alındığında her iki alaşım genel olarak karışık kırılma yani hem sünek hem de gevrek kırılma davranışı sergilediği görülmektedir. Düşük büyütmelere bakıldığında, Alaşım A1'in kırılma yüzeyinde yerel mikro boşlukların birleşmesinden oluşmuş derin çukurecik bölgelerin Alaşım B1'in kırılma yüzeyindekinden bir miktar daha fazla olduğu görülmektedir. Kırılma yüzeyindeki bu oluşumlar yerel deformasyon oluşumu ile enerji absorpsiyonunun belirtilerini göstermektedir. Bu durum Alaşım A1'in Alaşım B1'den biraz daha sünek davranış gösterdiği sonucunu çıkarmamızı sağlar. Ayrıca büyük büyütmelerde her iki alaşımında paralel düzlemler boyunca tane içinden çatlakların ilerlemesi ile oluşan oluk içerdiği görülmektedir. Bu olukların kırılma yüzeyinde daha baskın olması ve düz bölgeler olarak görülmesi ve

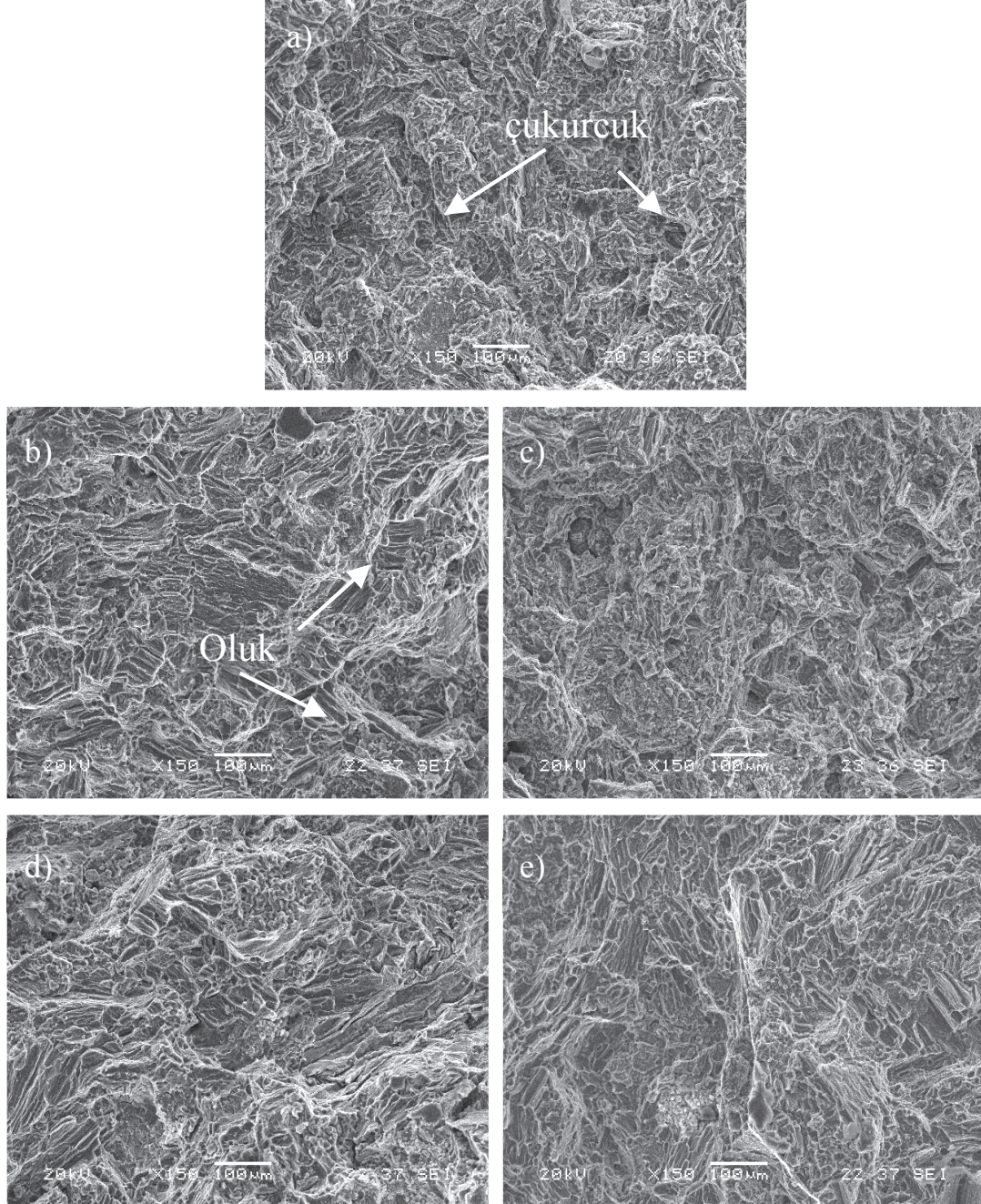
ayrıca çukurcuk gölgelerinde mevcut olması alaşımların yarı sünek-gevrek davranış sergilediğini göstermektedir.



Şekil 5.53 Alaşım A1'e stronsyum ilavesinin çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü; a)A1, b)A2, c)A3, d)A4 ve e)A5.

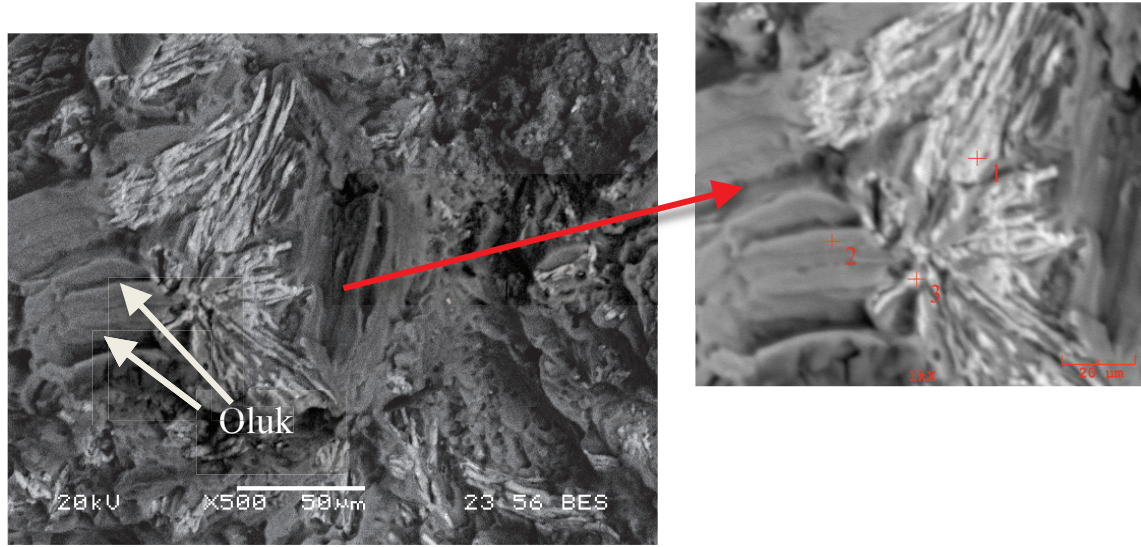
Şekil 5.53 sırasıyla Alaşım A1, A2, A3, A4 ve A5'in çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü görülmektedir. Şekil 5.53'den genel olarak Alaşım A1'in kırık yüzeyinde çukurcuklar yoğun olarak görülürken stronsyum ilavesi ile oluk görüntünün baskın hale geldiği görülmektedir. Mikroyapı çalışmalarında

bahsedildiği gibi Alaşım A1'e stronsyum ilavesi ile tane sınırlarında çubuksu Al_4Sr intermetalığı oluşmaktadır. Alaşım içerisinde Al_4Sr intermetalığının yoğunluğunun artması çentik etkisini arttırdığı ve sünekliliği azalttığı düşünülmektedir. Bu nedenle stronsyum ilavesinin Alaşım A1'in yarı sünek görüntüden gevrek görüntüye geçişinde etkin rol oynadığı düşünülmektedir.



Şekil 5.54 Alaşım B1'e stronsyum ilavesinin çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü; a)B1, b)B2, c)B3, d)B4 ve e)B5.

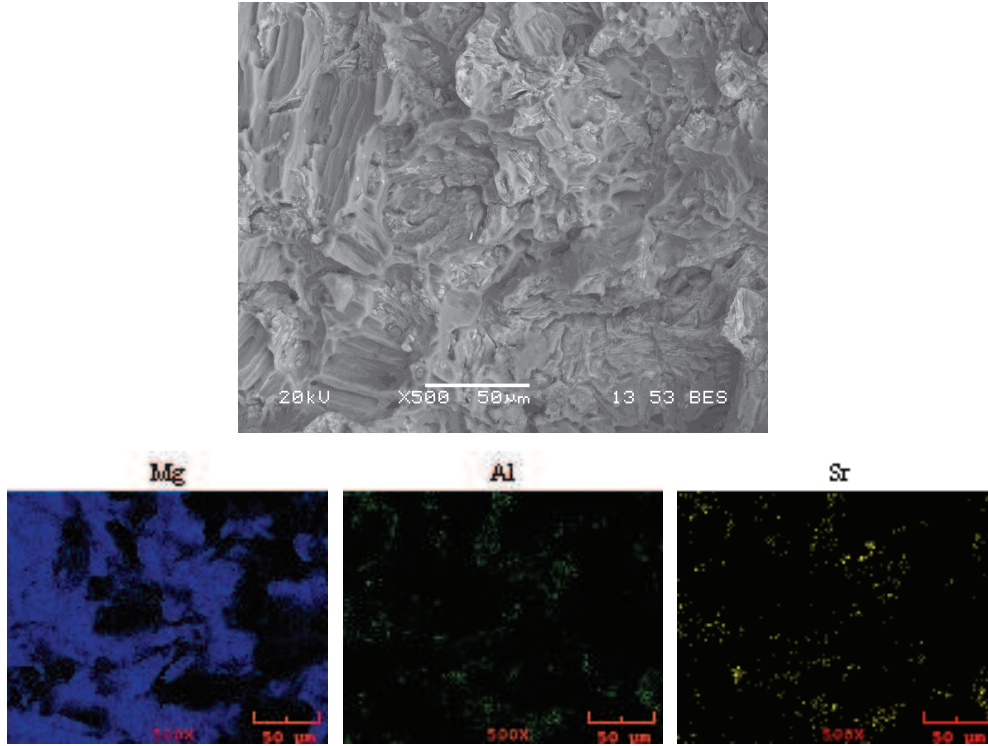
Şekil 5.54 sırasıyla Alaşım B1, B2, B3, B4 ve B5'in çekme deneyi sonucu kırık yüzey görüntüsü görülmektedir. Şekil 5.54'den genel olarak Alaşım B1'in kırık yüzeyinde çukurcuklar yoğun olarak görülürken stronsyum ilavesi ile oluk görüntünün baskın hale geldiği görülmektedir. Alaşım B1'e stronsyum ilavesi ile alaşım içerisinde SrMgSn ve Al₄Sr intermetaliti oluşmaktadır. Alaşım B1 ile karşılaştırıldığında her iki intermetalitin miktarı arttıkça alaşımların kırık yüzeylerinde oluk bölgelerinin arttığı ve sünekliliğinin azaldığı görülmektedir. Bu nedenle stronsyum ilavesinin her iki alaşım türünde de yarı sünek görüntüden gevrek görüntüye geçişinde etkin rol oynadığı düşünülmektedir.



Analiz No	Kimyasal Bileşim (at.%)						Atomik Oran			
	Al	Mn	Sn	Sr	Ti	Mg	Sn/Sr	Al/Mn	Al/Sr	Mg/Al
1	2,60	-	11,99	12,59	-	72,82	0,95	-	-	-
2	2,15	22,96	-	-	-	97,85	-	-	-	-
3	3,78	2,75	5,51	8,58	4,38	75,00	0,64	1,33	-	-

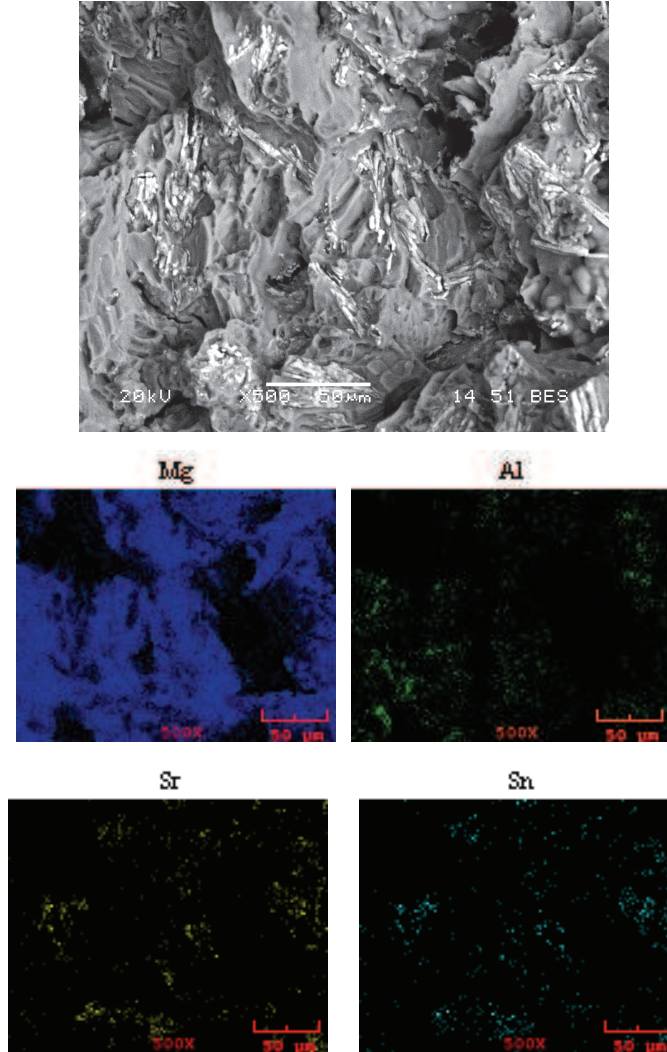
Şekil 5.55 Alaşım B4'ün çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.

Şekil 5.55'de Alaşım B4'e ait kırılma yüzeyinden alınmış EDS analiz sonuçları görülmektedir. Atomik oranlar göz önüne alındığı zaman, analiz no 1'in SrMgSn intermetaliti, analiz no 2'nin α -Mg ve analiz no 3'ün Al₈Mn₅ intermetalik fazı olduğu görülmektedir. Her iki intermetalitin tane içinde bulunduğu daha önce değinilmiştir. Analiz sonuçları intermetalik fazların alaşımların kırılma davranışı üzerinde etkin rol oynadıklarını göstermektedir.



Şekil 5.56 Alaşım A5'in çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.

Şekil 5.56 ve 5.57 sırasıyla Alaşım A5 ve Alaşım B5'in çekme deneyi sonucu elde edilen kırık yüzeylerinin geri saçınımlı elektron(BSE) ve alan taraması görüntüsünü göstermektedir. A ve B grubu alaşımların her ikisinde yüzde uzama miktarının düştüğü tablo 5.1'den görülmektedir. Buna karşın, tablo 5.1'e bakıldığı zaman B grubu alaşımların A grubu alaşımlardan bir miktar daha sünek olduğu görülmektedir. Şekil 5.56'den alaşım A5'in kırılma yüzeyindeki Al_4Sr intermetalikliğinin gevrek bir davranış sergilediği tespit edilmektedir. Şekil 5.57'de ise Alaşım B5'de bulunan $SrMgSn$ intermetalikliğinin kırılma yüzeyinin daha sünek bir görüntü sergilediği görülmektedir.

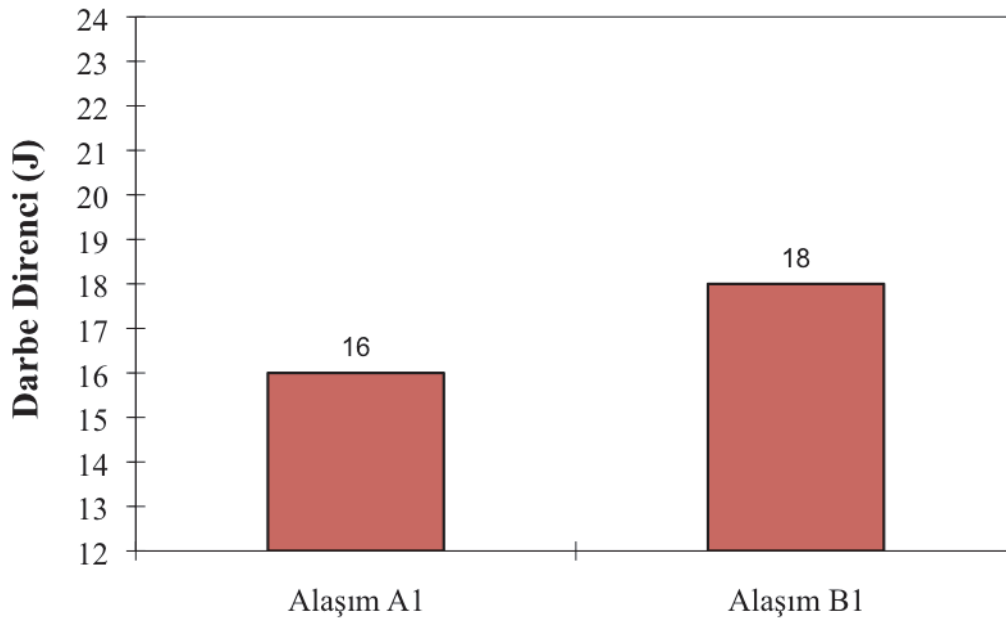


Şekil 5.57 Alaşım B5'in çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyinin EDS analizi.

5.2.4. Üretilen alaşımlarda darbe direnci

Otomotiv endüstrisinde karbondioksit emisyonunu azaltmak için her geçen gün daha hafif araçlar üretilmeye çalışılmaktadır. Araçlar hafifletilirken göz önüne alınması gereken en önemli unsurlardan bir tanesi çarpışma esnasında aracın yolcu güvenliğini sağlayacak derecede enerji absorblayabilmesidir. Bu nedenle bir çok araştırmacı magnezyum alaşımlarının kullanılabilirliğini arttırmak için bu alaşımların darbe direncini geliştirmek üzerine çalışmaktadır. Örneğin, Aune ve arkadaşları[173] magnezyum-alüminyum alaşımlarında alüminyum miktarının darbe direncini nasıl etkilediği üzerine çalışmalar gerçekleştirmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda alüminyum miktarının artması alaşımın darbe direncini düşürdüğü tespit edilmiştir. Bu düşüş gevrek β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının miktarının artışına ve tane

sınırlarında ağ şeklinde oluşmasına bağlanmıştır. Buna karşın, alüminyum miktarının artması mukavemetin artmasına katkıda bulunmaktadır. Bu nedenle, kabul edilebilir darbe direncine ve mukavemet değerine sahip magnezyum-alüminyum alaşımları yaklaşık ağırlıkça %5-6 alüminyum içermektedir. Otomotiv sanayinde tekerlek jantı koltuk iskeleti ve direksiyon simidi olarak kullanılmaktadır[1, 3, 8, 14, 126, 127, 174].



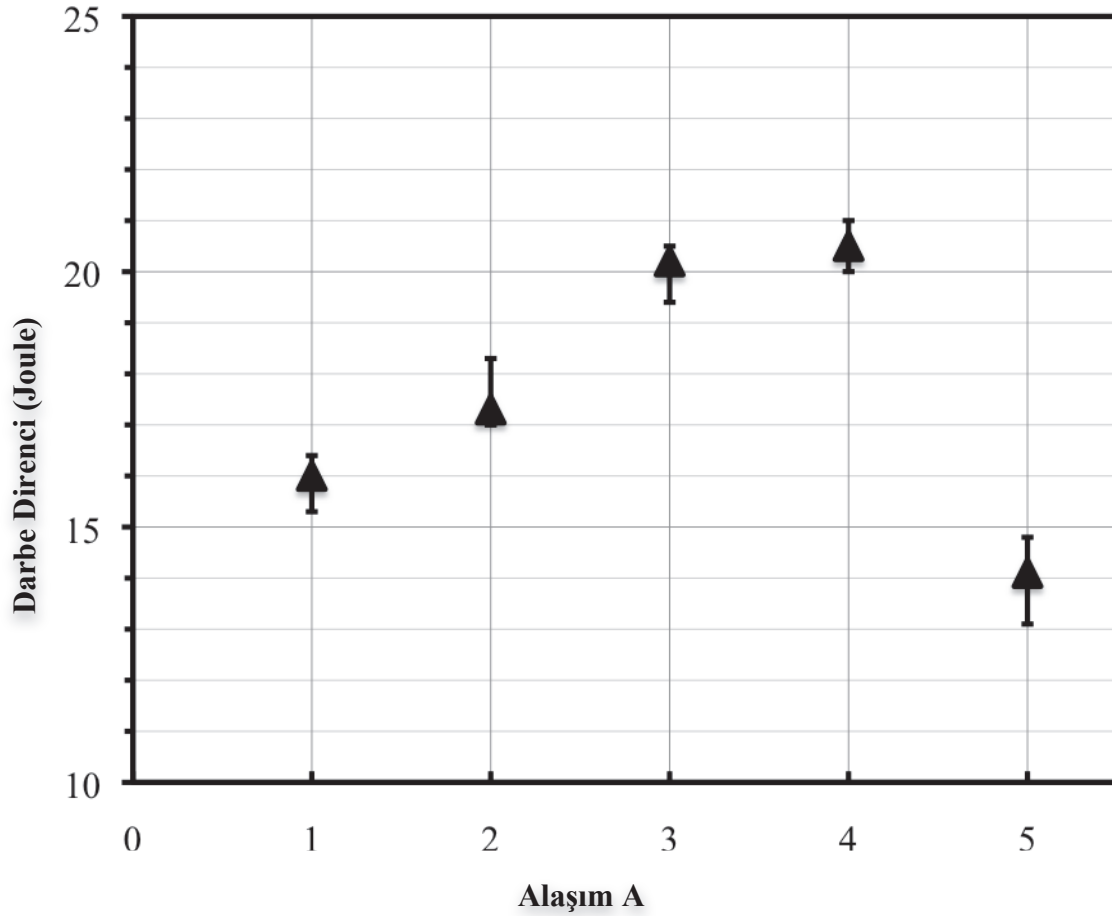
Şekil 5.58 Alaşım A1 ve B1'in darbe direnci grafiği.

Şekil 5.58 Alaşım A1 ve B1'in darbe direnci değerlerin göstermektedir. Şekil 5.58'den görüldüğü gibi Alaşım A1'e ağırlıkça %1 kalay ilave edilmesi ile darbe direnci 16 Joule değerinden yaklaşık %12,5 artarak 18 Joule değerine ulaşmıştır.

Kalay ilavesi ile darbe direncindeki artışın nedenleri

- Tane boyutunun azalması ile tane sınırlarının artması ve dislokasyon hareketine direncin artması,
- Daha kararlı Mg_2Sn intermetaliğinin oluşması,
- α -Mg içerisinde bir miktar kalay çözünmesi,

olarak özetlenebilir.



Şekil 5.59 Stronsyum ilavesinin Alaşım A1'in darbe direncine etkisi.

Şekil 5.59 Alaşım A1'e stronsyum alaşım elementi ilavesinin darbe direncine etkisi görülmektedir. Şekil 5.59'dan Alaşım A1'in direnci ağırlıkça %1 stronsyum(Alaşım A4) ilavesine kadar artmakta, daha fazla ilave edildiğinde ise düşmekte olduğu görülmektedir. Sonuç olarak Alaşım A1'in darbe direnci %1 stronsyum ilavesi ile yaklaşık % 28 arttırılarak 16 Joule'dan 20,5 Joule değerine çıkarılmıştır. Daha fazla stronsyum ilavesinde ise Alaşım A1'in darbe direncinin 14,1 Joule değerine düştüğü tespit edilmiştir. Stronsyum alaşım elementinin Alaşım A1'in darbe direncini arttırmasının nedenleri;

- Tane boyutunun azalması ile tane sınırlarının yoğunluğunun artması ve bu durumun dislokasyon hareketlerini kısıtlaması,
- Alüminyumu bağlayarak β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik oluşumunu kısıtlaması ile β -Mg₁₇Al₁₂ - α -Mg fazı arasındaki arayüzeyi uyumsuzluğunu azaltması,

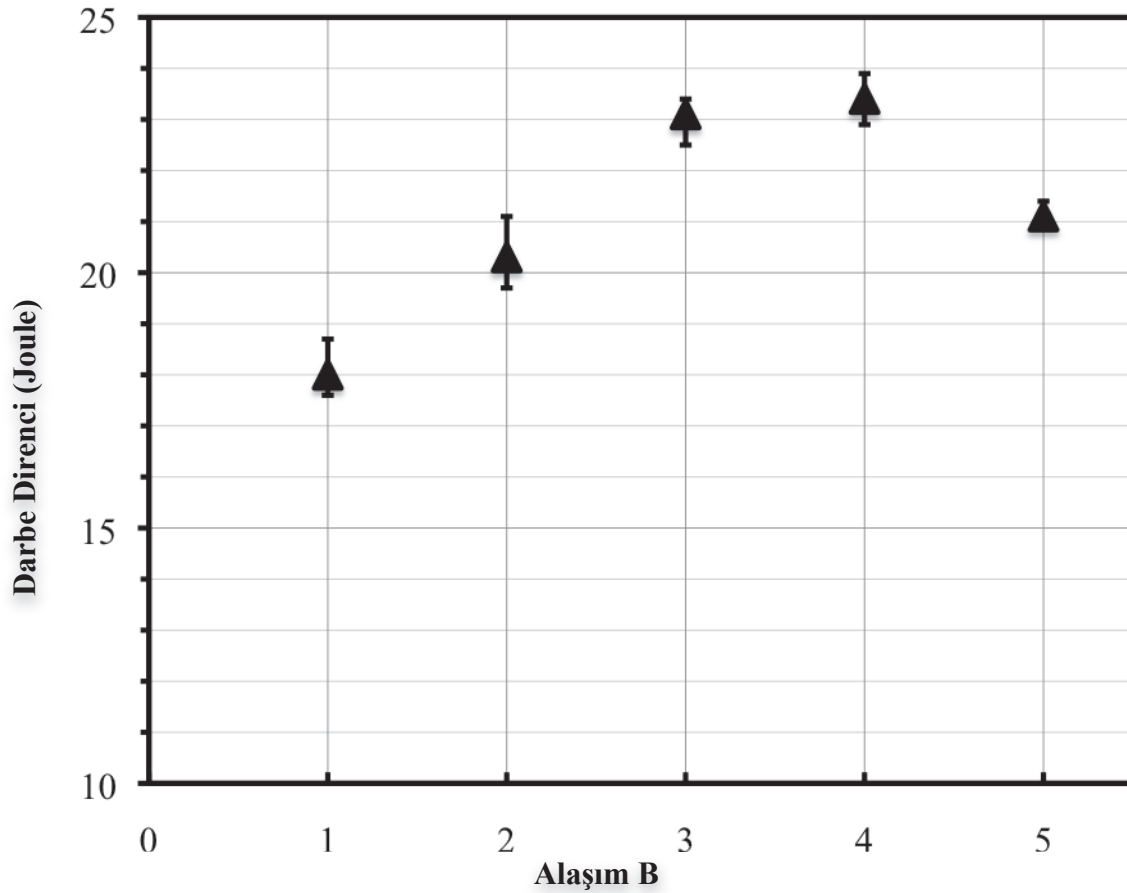
- $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ intermetalik fazından daha yumuşak fakat daha kararlı Al_4Sr intermetalığının oluşması,

olarak özetlenebilir.

Ağırlıkça %2 stronsyum alaşım elementi içeren Alaşım A1'in darbe direncinin azaltmasının nedenleri;

- Çubuksu Al_4Sr intermetalığının ağsı şekilde oluşması ve tekrar uyumsuzluğunun baskın hale geçmesi,
- Kaba $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ intermetalik fazının oluşması.

olarak özetlenebilir.



Şekil 5.60 Stronsyum ilavesinin Alaşım B1'in darbe direncine etkisi.

Şekil 5.60 Alaşım B1'e stronsyum alaşım elementi ilavesinin darbe direncine etkisi görülmektedir. Şekil 5.60'dan Alaşım B1'in direnci ağırlıkça %1 stronsyum(Alaşım B4) ilavesine kadar artmakta, daha fazla ilave edildiğinde ise düşmekte olduğu görülmektedir. Sonuç olarak Alaşım B1'in darbe direnci %1 stronsyum ilavesi ile yaklaşık % 30 arttırılarak 18 Joule'dan 23,4 Joule değerine çıkarılmıştır. Daha fazla stronsyum ilavesinde ise Alaşım B1'in darbe direncinin 21,1 Joule değerine düştüğü tespit edilmiştir. Stronsyum alaşım elementinin Alaşım B1'in darbe direncini arttırmasının nedenleri;

- Tane boyutunun azalması ile tane sınırlarının yoğunluğunun artması ve bu durumun dislokasyon hareketlerini kısıtlaması,
- Alüminyumu bağlayarak β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik oluşumunu kısıtlaması ile β -Mg₁₇Al₁₂ - α -Mg fazı arasındaki arayüzeyi uyumsuzluğunu azaltması,
- β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazından daha yumuşak fakat daha kararlı Al₄Sr ve SrMgSn intermetalığının oluşması,

olarak özetlenebilir.

Ağırlıkça %2 stronsyum alaşım elementi içeren Alaşım B1'in darbe direncinin azaltmasının nedenleri;

- Çubuksu Al₄Sr intermetalığının ağsı şekilde oluşması ve tekrar uyumsuzluğunun baskın hale geçmesi,
- Tane içinde SrMgSn intermetalığının oluşması ile sertliğin daha fazla artması

olarak özetlenebilir.

BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, magnezyum esaslı alaşımların sıkıştırma döküm yöntemiyle kontrollü atmosferde üretilmesi ve konvansiyonel alaşımlara göre kıyaslanması amaçlanmıştır. Bu nedenle, magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Üretilen alaşımlara sertlik, çekme ve darbe gibi mekanik deneyler uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yapılan çalışmalar ışığında elde edilen sonuçlar bu bölümde özetlenmektedir;

1. Yapılan çalışma sonucunda, Mg-6Al alaşımının mikroyapı ve x ışınları çalışması; α -Mg, alüminyumca zengin α -ötektik ve β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı olmak üzere 3 farklı fazdan oluştuğunu göstermiştir. β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının ağsı yapıda olduğu tespit edilmiştir. Tane boyutu analizi ile Mg-6Al alaşımının ortalama tane boyutu $107\mu m$ olarak hesaplanmıştır.
2. Mg-6Al alaşımına ağırlıkça %0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 oranlarında mangan ve titanyum ilave edilmiş ve titanyum ilavesi ile Mg-6Al alaşımında yeni bir faza rastlanmamıştır. Buna karşın, alaşımın tane boyutu artan titanyum miktarı ile azalmış ve β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının ağsı yapısının bozulup adacıklar halinde oluştuğu tespit edilmiştir. Mangan ilavesi ağırlıkça %0,3'den sonra Mg-6Al alaşımında AlMn intermetalik fazının oluşmasına neden olmuştur. Ayrıca mangan ilavesi de titanyum gibi Mg-6Al alaşımının tane boyutunu azalttığı ve β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının ağsı yapısını bozarak adacıklar şeklinde oluştuğu tespit edilmiştir. Tane boyutu analiz yöntemiyle ağırlıkça %0,3 Ti ve Mn ilaveli alaşımların ortalama tane boyutu sırasıyla 80 ve $50\mu m$ olarak hesaplanmıştır.

3. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına ağırlıkça %1 kalay alaşım elementi ilave edilmiştir. Elde edilen alaşımın SEM ve X-ışınları çalışmalarından kalayın bir miktarının α -Mg fazı içerisinde çözündüğü ve kalan kısmının Mg₂Sn intermetalini oluşturduğu tespit edilmiştir.
4. Mg-%6Al-%0,3Mn alaşımına ağırlıkça %0,3Ti ilavesi ile elde edilen alaşımın X-ışınları analizi sonucu alaşımda α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Mikroyapı alışmaları sonucu α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂ ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarının tane sınırlarında olduğu görülmüştür. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 oranlarında Sr ilave edilmiştir. X-ışınları analizlerinde %1 Sr ilavesine kadar alaşımda α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ ve Al₄Sr fazlarına ve %2 Sr ilavesi ile ek olarak Mg₁₇Sr₂ intermetalini varlığı tespit edilmiştir. Mikroyapı alışmaları oluşan tüm intermetaliklerin tane sınırında olduğunu göstermiştir. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının tane boyutu 73 μ m olarak hesaplanmıştır. Stronsyum ilavesi ile tane boyutu azalmıştır. En düşük tane boyutu ağırlıkça %2 Stronsyum ilavesi ile elde edilmiş ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının tane boyutunu yaklaşık % 46 azaltmıştır.
5. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile elde edilen alaşımın X-ışınları analizi sonucu alaşımda α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Mg₂Sn ve Al₈Mn₅ fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Mikroyapı alışmaları sonucu α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Mg₂Sn ve Al₈Mn₅ intermetalik fazlarının tane sınırlarında olduğu görülmüştür. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımına ağırlıkça %0,3, 0,5, 1 ve 2 oranlarında stronsyum ilave edilmiştir. X-ışınları sonucu stronsyum ilavesi ile Mg₂Sn intermetalini oluşmadığı ve ağırlıkça %0,3 Sr ilavesinden sonra α -Mg, α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ ve Al₄Sr fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir. %0,5 Sr ilavesinden sonra ilave olarak SrMgSn intermetalini de oluştuğu görülmüştür. Mikroyapı alışmaları sonucu α -Ti, β -Mg₁₇Al₁₂, Al₈Mn₅ ve Al₄Sr fazlarının tane sınırlarında, SrMgSn intermetalini ise hem tane sınırında hem de tane içinde oluştuğu tespit edilmiştir. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn

alaşımının tane boyutu 50 μm olarak hesaplanmıştır. Alaşıma ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile tane boyutu %46 azalarak 50 μm 'dan 27 μm 'a düşmüştür.

6. Mg-6Al alaşımının sertlik değeri 40 Brinell olarak bulunmuştur. Mangan elementinin % 0.3 oranlarında ilavesi Mg-6Al alaşımının sertliğini %12,5 oranlarında arttırarak 40 HB'den 45 HB değerine ulaşmaktadır. Titanyum elementinin % 0.3 oranlarında ilavesi, Mg-6Al alaşımının sertliğini %17,5 oranlarında arttırarak 40 Brinell'den 47 Brinelle çıkmıştır.
7. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına ağırlıkça %4 Sn ilavesi ile alaşımın sertlik değeri yaklaşık % 28 arttırılarak 45 Brinell'den 58 Brinell değerine yükselmiştir.
8. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sertliği 50 Brinell olarak ölçülmüştür. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile alaşımın sertlik değeri yaklaşık % 14 arttırılarak 50 Brinell'den 57 Brinell değerine yükselmiştir.
9. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ağırlıkça %1Sn ilave edilerek alaşımın sertlik değeri 50 Brinell'den 54 Brinell'e çıkmıştır. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımına ağırlıkça %2 Sr ilavesi ile alaşımın sertlik değeri yaklaşık % 24 arttırılarak 54 Brinell'den 67 Brinell değerine yükselmiştir.
10. Mg-6Al alaşımının çekme mukavemeti 144 MPa olarak bulunmuştur. Ağırlıkça %0,2 Mn ilave edilmesi durumunda Mg-6Al alaşımının çekme mukavemeti yaklaşık % 8 artarak 156 MPa'a ulaşırken, ağırlıkça %0,2 Ti ilavesi Mg-6Al alaşımının çekme mukavemetini yaklaşık %21 arttırarak 174 MPa değerlerine çıkarmıştır.
11. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına ağırlıkça % 4 kalay ilavesi ile alaşımın çekme mukavemeti yaklaşık %37 artarak 212 MPa değeri elde edilmiştir.
12. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına ağırlıkça %0,3Ti ilavesi ile alaşımın akma mukavemeti 105 MPa, çekme mukavemeti 180 MPa ve yüzde uzama değeri 9,3 olarak bulunmuştur. Alaşıma ağırlıkça % 2 Sr ilave edilerek akma mukavemeti % 22

arttırılmış ve 115 MPa değeri elde edilmiştir. En iyi çekme mukavemeti ise yaklaşık %31 artış ile ağırlıkça %1 Sr ilavesinde elde edilmiştir. Artan Sr ilavesi ile yüzde uzama değeri düşmüştür.

13. Mg-6Al-0,3Mn-0,3Ti alaşımına ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile akma mukavemeti 115 MPa, çekme mukavemeti 210 MPa ve yüzde uzama değeri 8,7 olarak bulunmuştur. Alaşıma ağırlıkça % 2 Sr ilave edilerek akma mukavemeti % 30 arttırılmış ve 150 MPa değeri elde edilmiştir. En iyi çekme mukavemeti ise yaklaşık % 24 artış ile ağırlıkça %1 Sr ilavesinde elde edilmiştir. Artan Sr ilavesi ile yüzde uzama değeri düşmüştür.
14. Mg-6Al-0,3Mn alaşımına ağırlıkça %0,3Ti ilavesi ile alaşımın darbe direnci 16 Joule bulunmuştur. Alaşıma ağırlıkça % 1 Sr ilave edilerek alaşımın darbe direnci yaklaşık %27 artarak 20.4 Joule değerine yükselmiştir.
15. Mg-6Al-0,3Mn-0,3Ti alaşımına ağırlıkça %1 Sn ilavesi ile alaşımın darbe direnci 18 Joule bulunmuştur. Alaşıma ağırlıkça % 1 Sr ilave edilerek alaşımın darbe direnci % 30 artarak 23.4 Joule değerine yükselmiştir.

İleri ki çalışmalar için öneriler aşağıda sunulmuştur;

1. Deneysel çalışmalarda üretilen alaşımlarda yüksek sıcaklıkta kararlı intermetalik fazlar oluşmuştur. Bu nedenle üretilmiş alaşımların yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerinin nasıl değiştiği ileriki çalışmalardan bir tanesi olabilir.
2. Mg-Al alaşımlarının çökeltme sertleşmesine uygun alaşımlar olması farklı koşullarda ısıl işlem gerçekleştirilebileceğini göstermektedir. Bu nedenle ileriki çalışmalar olarak farklı koşullarda uygulanacak ısıl işlemin mekanik özelliklere etkisi incelenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] BLAWERT, C., HORT, N., KAINER, K. U., Trans. Indian Inst. Met., Vol. 57, No. 4, sayfa 397-408, 2004.
- [2] AGHION, E., BRONFIN, B., FRIEDRICH, H., RUBINOVICH, Z., Magnesium Tech., sayfa 167-172, 2004.
- [3] KAINER, K.U., Magnesium Alloys and Technology, 2003.
- [4] LYON, P., Magnesium Techology, sayfa 311-315, 2004.
- [5] BEALS, R., TISSINGTON, C., KAINER, K., ZHANG, X., PETRILLO, J., VERBRUGGE, M., PEKGULERYUZ, M., JOM, 2007, sayfa 39-42.
- [6] BALASUBRAMANI, N., SRINIVASAN, A., PILLAI, U., PAI, B., Materials Science and Engineering A, 457, sayfa 275-281, 2007.
- [7] BARBER, L., Master Thesis, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, 2004.
- [8] FRIEDRICH, H., MORDIKE, B., 'Magnesium Technology' 2006.
- [9] ZHANG, Z., Ph.D. Thesis, University of Naval, Quebec, 2000.
- [10] PEKGULERYUZ, M.O., KAYA, A.,A., Advanced Engineering Materials, 5, No 12, sayfa 866-878, 2003.
- [11] ZHONG, Y., LUO, A., SOFO, J., LIU, Z., Magnesium Technology, sayfa 317-323, 2004.
- [12] OZTURK, K., LIU, Z., Magnesium Technology, sayfa 195-200, 2003.
- [13] LI, S., TANG, B., ZENG, D., Journal of Alloys and Compounds, 437, sayfa 317-321, 2007.
- [14] FRIEDRICH, H., SCHUMANN, S., Journal of Materials Processing Technology, 117, sayfa 276-281, 2001.
- [15] CHADHA, G., ALLISON, J., JONES, W., Magnesium Techology, sayfa 181- 186, 2004.
- [16] BASSANI, P., GARIBOLDI, E., TUISSI, A., Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 80, sayfa 739-747, 2005.

- [17] WANG, L.G., ZHANG B.,F., Transactions of Nonferrous Metals Society of China, sayfa 551-555, 2006.
- [18] SONG, G., ATRENS, A., Advanced Engineering Materials, 1, No. 1, sayfa, 11-33, 1999.
- [19] <http://www.roskill.com/reports/magnesium>. (Son giriş: 08-07-2011).
- [20] SONG, J., XIONG, S., LI, M., ALLISON, J., Journal of Alloys and Compounds, 477, sayfa 863-869, 2009.
- [21] ZHOU, M., M.Sc. Thesis, University of Windsor, Ontario, 2004.
- [22] KLEINER, S., BEFFORT, O., WAHLEN, A., Journal of Light Metals 2, sayfa 277-280, 2002.
- [23] MASOUMI, M., M.Sc. Thesis, University of Windsor, Ontario, 2003.
- [24] GHOMASHCHI, M., R., VIKROV, A., Journal of Materials Processing Technology 101, sayfa 1-9, 2000.
- [25] HU, H., Journal of Materials Science, 33, sayfa 1579-1589, 2008.
- [26] YONG, M., S., CLEGG, A., J., Journal of Materials Processing Technology, 145, sayfa 134-141, 2004.
- [27] GAINES, L., CUENCA, R., STODOLSKY, F., WU, S., Automotive Technology Development, Michigan.
- [28] LIHONG, W., LIGUO, W., PAN, W., SHAOKANG, G., Rare Metal Materials and Engineering, 39, sayfa 194-198, 2010.
- [29] SADDOCK, N., D., Ph.D., The University of Michigan, Michigan, 2008.
- [30] AGNEW, S., R., YOO, M., H., TOME, C., N., Acta Materialia, 49, sayfa 4277-4289, 2001.
- [31] YOO, M., H., AGNEW, S., R., MORRIS, J., R., HO, K., M., Materials Science and Engineering A 319, sayfa 87-92, 2001.
- [32] LIU, G., WANG, Y., FAN, Z., Materials Science and Engineering A 472, sayfa 251-257, 2008.
- [33] CHINO, Y., KISHIHARA, R., SHIMOJIMA, K., HOSOKAWA, H., YAMADA, Y., WEN, C., IWASAKI, H., MABUCHI, M., Materials Transactions, 43, sayfa 2437-2442, 2002.
- [34] CHINO, Y., HOSHIKA, T., MABUCHI, M., Materials Science and Engineering A, 435, sayfa 275-281, 2006.

- [35] JAYALAKSHMI, S., KAILAS, S.,V., SESHAN, S., Composites Part A 33, sayfa 1135-1140, 2002.
- [36] RUDAJEVOVA, A., PADALKA, O., Composites Science and Technology, 65, sayfa 989-995, 2005.
- [37] TROJANOVA, Z., GARTNEROVA, V., JAGER, A., NAMESNY, A., CHALUPOVA, M., PALCEK, P., LUKAC, P., Composites Science and Technology, 69, sayfa 2256-2264, 2009.
- [38] GRAY, J.E., LUAN B., Journal of Alloys and Compounds 336, sayfa 88–113, 2002.
- [39] MORDIKE, B.L., Materials Science and Engineering A 324, sayfa 103–112, 2002.
- [40] WANG, N., WANG, R., PENG, C., FENG, Y., ZHANG, X., Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 20, sayfa 1936-1943, 2010.
- [41] COULTES, B.J, WOOD, J.T., WANG, G., BERKMORTEL, R., Magnesium Technology, sayfa 45-51, 2003.
- [42] LEIL, T., HORT, N., DIETZEL, W., BLAWERT, C., HUAMG, Y., KAINER, K., RAO, K., Trans. Nonferrous Soc. China 19, sayfa 40-44, 2009.
- [43] YANG, M., SHEN, J., PAN, F., Trans. Nonferrous Met. Soc. China 19, sayfa 32-39, 2009.
- [44] CAO, P., QIAN, M. , STJOHN, D.H., Scripta Materialia 51, sayfa 647-651, 2004.
- [45] CIZEK, L., PAWLICA, L., KOCICH, R., JANOSEK, M., TANSKI, T., PRAZMOWSKI, M., Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 27, sayfa 127-130, 2008.
- [46] BARUCCA, G., FERRAGUT, R., LUSSANA, D., MENGUCCI, P., MOIA, F., RIONTINO, G., Acta Materialia, 57, sayfa 4416-4425, 2009.
- [47] RZYCHON, T., KIELBUS, A., SZALA, J., Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 26, sayfa 135-138, 2008.
- [48] HUANG, D., DIERINGA, H., HORT, N., MAIER, P., KAINER, K., LIU, Y., Journal of Alloys and Compounds, 463, sayfa 238-245, 2008.
- [49] LEE, Y., DAHLE, A., STJOHN, D., H., Metallurgical and Materials Transactions A, 31, sayfa 2895-2906, 2000.

- [50] QIU, D., ZHANG, M.X., *Journal of Alloys and Compounds*, 488, sayfa 260-264, 2009.
- [51] SUZUKI, A., SADDOCK, N., D., RIESTER, L., CURZIO, E., JONES, J., W., POLLOCK, T., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, sayfa 420-427, 2007.
- [52] PEKGULERYUZ, M., BARIL, E., *Magnesium Technology*, sayfa 119-125, 2001.
- [53] BARIL, E., LABELLE, P., PEKGULERYUZ, M., O., *Journal of Materials*, sayfa 34-39, 2003.
- [54] YANG, Z., LI, J., P., ZHANG, J., X., LORIMER, G., W., ROBSON, J., *Acta Metallurgica Sinica*, 21, sayfa 313-328, 2008.
- [55] HIRAI, K., SOMEKAWA, H., TAKIGAWA, Y., HIGASHI, K., *Materials Science and Engineering A*, 403, sayfa 276-280, 2005.
- [56] AARSTAD, K., TRANELL, G., PETTERSEN, G., ENGH, T., A., *Magnesium Technology*, sayfa 5-11, 2003.
- [57] ARGO, D., LEFEBVRE, M., *Magnesium Technology*, sayfa 15-21, 2003.
- [58] BROWN, J., R., *Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook*, Oxford, 2002.
- [59] HILLIS, J., E., *The International Program to Identify Alternatives to SF₆ for Magnesium Melt Protection*, sayfa 1-11, 2002.
- [60] RIDDLE, Y., W., MAKHLOUF, M., M., *Magnesium Technology*, sayfa 101-106, 2003.
- [61] WANG, Y., XIA, M., FAN, Z., ZHOU, X., THOMPSON, G., E., *Intermetallics*, 18, sayfa 1683-1689, 2010.
- [62] ZHANG, L., CAO, Z., Y., LIU, Y., SU, G., CHENG, L., *Materials Science and Engineering A*, 508, sayfa 129-133, 2009.
- [63] GUANG, H., GUOLONG, M., ZIANGFA, L., *Journal of Alloys and Compounds*, 486, sayfa 136-141, 2009.
- [64] CAO, P., QIAN, M., STJOHN, D.H., *Scripta Materialia* 54, sayfa 1853-1858, 2006.
- [65] NAVE, M., D., DAHLE, A., K., STJOHN, D., H., *Magnesium Technology*, sayfa 233-242, 2000.
- [66] *ASM Handbook*, Vol.3, sayfa 305, 1108.

- [67] SIN, S., L., DUBE, D., TREMBLAY, R., *Materials Characterization* 58, sayfa 989-996, 2007.
- [68] MA, Y., ZHANG, J., YANG, M., *Journal of Alloys and Compounds*, 470, sayfa 515-521, 2009.
- [69] BARBAGALLO, S., LAUKLI, H., LOHNE, O., *Journal of Alloys and Compounds*, 378, sayfa 226-232, 2004.
- [70] TARTAGLIA, J., M., GREBETZ, J., C., *Magnesium Technology*, sayfa 113-121, 2000.
- [71] WEI, L., WARREN, R., *Materials Science and Technology*, 23, sayfa 745-752, 2007.
- [72] KULEKCI, M., K., *International Journal Adv. Manuf. Technology*, 2007.
- [73] PEKGULERYUZ, M., LABELLE, P., ARGO, D., BARIL, E., *Magnesium Technology* 2003, sayfa 201-206
- [74] YICHUAN, P., XIANGFA, L., HUA, Y., *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science*, sayfa 74-76, 2007.
- [75] TROJANOVA, Z., DROZD, Z., LUKAC, P., CHATEY, A., *Archives of Materials Science and Engineering*, 29, sayfa 97-104, 2008.
- [76] ARGO, D., PEKGULERYUZ, M., LABELLE, P., VERMETTE, P., BOUCHARD, R., LEFEBVRE, M., *Magnesium Technology*, sayfa 1-7, 2002.
- [77] PARVEZ, M., A., MEDRAJ, M., ESSADIQI, E., MUNTASAR, A., DENES, G., *Journal of Alloys and Comp.*, 402, sayfa 170-185, 2005.
- [78] KUNST, M., FISCHERSWORRING, A., L'ESPERANCE, G., PLAMONDON, P., GLATZEL, U., *Materials Science and Engineering A*, 510, sayfa 387-392, 2009.
- [79] L'ESPERANCE, G., KUNST, M., FISCHERSWORRING, A., L'ESPERANCE, G., PLAMONDON, *Intermetallics*, 18, sayfa 1-7, 2010.
- [80] BAKKE, P., PETERSEN, K., *Magnesium Techn.*, sayfa 289-296, 2004.
- [81] COHEN, S., DEHM, G., *Magnesium Technology*, sayfa 301-305, 2004.
- [82] PRASADA, Y.V.R.K., RAOA, K.P., HORT, N., KAINER, K.U., *Materials Science and Engineering A*, 502, sayfa 25-31, 2008.
- [83] SHI, B., Q., CHEN, R., S., KE, W., *Journal of Alloys and Compounds*, sayfa 453-461, 2010.

- [84] JIHUA, C., ZHENHUA, C, HONGGE, Y., FUQUAN, Z., Journal of Alloys and Compounds, 467, sayfa L1–L7, 2009.
- [85] LIU H., CHEN Y., TANG Y., WEI S., NIU G., Journal of Alloys and Compounds, 440, sayfa 122–126, 2007.
- [86] MIN, Z., WEN-ZHENG, Z., GUO-ZHEN, Z., KUN, Y., Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 17, sayfa 1428-1432, 2007.
- [87] KIM, B.H., JEON, J.J., PARK, K.C., PARK, B.G., PARK, Y.H., PARK, I.M., Archives of Materials Sci. and Engineering, 30, sayfa 93-96, 2008.
- [88] STLOUKAL, I., CERMAK, J., Composites Science and Technology, 68, sayfa 2799–2803, 2008.
- [89] QUDONG, W., JIE, C., ZHENG, Z., SHANGMING, H., Materials Science and Engineering A, 528, sayfa 323-328, 2010.
- [90] SMOLA, B., STULIKOVA, I., VON BUCH, F., MORDIKE, B.L., Materials Science and Engineering A, 324, sayfa 113-117, 2002.
- [91] QIAN, M., STJOHN, D.,H., FROST, T. Magnesium Technology, sayfa 209-213, 2003.
- [92] QIAN, M., STJOHN, D. H., International Journal of Cast Metals Research, 22, sayfa 256-259, 2009.
- [93] STJOHN, D.H., DAHLE, A., K., ABBOTT, T., NAVE, M.D., QIAN, M., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), sayfa 95-100, 2003.
- [94] HORT, N., KAINER, K., U., Advanced Engineering Materials, 8, No 4, sayfa 235-240, 2006.
- [95] KUMAR, N. V. R., BLANDIN, J. J., DESRAYAUD, C., MONTHEILLET, F., SUERY, M., Materials Science Engineering A, 359, sayfa 150-155, 2003.
- [96] MOHRI, T., MABUCHI, M., SAITO, N., NAKAMURA, M., Materials Science Engineering A, 257, sayfa 281-287, 1998.
- [97] DAHLE, A., K., SANNES, S., STJOHN, WESTENGEN, D.H., The Minerals, Metals & Materials Society, sayfa 305-319, 2000.
- [98] WEI Y., HOUA, L., YANGA, L., XUA, B., KOZUKAB, M., ICHINOSEB, H., Journal of Materials Processing Technology, 209, sayfa 3278–3284, 2009.

- [99] LEO PRAKASHA, D.G., REGENERB, D., VORSTER, W.J.J., *Journal of Alloys and Compounds*, 470, sayfa 111-116, 2009.
- [100] LEE SOON G., GOKHALE, M., *Scripta Materialia*, 56, sayfa 501-504, 2007.
- [101] BEALS, R., KOPKA, L., ALLISON, J., HINES, A. J., MCCUNE, B., LUO, A., POWELL, B., RIED, P., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), sayfa 11-14, 2004.
- [102] COULTES, B.J., WOOD, J.T., WANG, G., BERKMORTEL, R., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), sayfa 45-50, 2003.
- [103] POTZIES, C., KAINER, K. U., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), sayfa 275-278, 2004.
- [104] OTARAWANNA, S., GOURLAY, C.M., LAUKLI, H.I., DAHLE, A.K., *Materials Characterization*, 60, sayfa 1432-1441, 2009.
- [105] PEKGULERYUZ, M., VERMETTE, P., *International Journal of Cast Metals Research*, 22, NO 5, sayfa 357-366, 2009.
- [106] BICHLER, L., Ph.D. Thesis, Ryerson University, Ontario, 2009.
- [107] STROBEL, K., EASTON, M. A., TYAGI, V., MURRAY, M., GIBSON, M. A., SAVAGE, G., ABBOTT, T. B., *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 23, No 2, sayfa 81-91, 2010.
- [108] SACHDEVA, D., TIWARI, S., LUO, A., *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2010.
- [109] ZHANG, Q., WANG, S. P., HU, H., *Materials Technology*, Vol 24, No 3, sayfa 166-169, 2009.
- [110] BAKKE, P., *Advanced Engineering Materials*, 12, sayfa 879-885, 2003.
- [111] AGHION, E., MOSCOVITCH, N., ARNON, A., *Materials Science and Engineering A*, sayfa 341-346, 2007.
- [112] SCHAFFER, P. L., LEE, Y. C., DAHLE, A. K., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), sayfa 87-94, 2001.
- [113] KIELBUS, A., *Archives of Materials Science and Engineering*, 28, sayfa 345-348, 2007.
- [114] JI, S., QIAN, M., FAN, Z., *Metallurgical And Materials Transactions A*, 37, sayfa 779-787, 2006.

- [115] GIBSON, M., EASTON, M., TYAGIA, V., MURRAY, M., DUNLOP G., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2008.
- [116] DAHLE, A. K., LEE, Y. C., NAVE, M. D., SCHAFFER, P. L., STJOHN, D. H., Journal of Light Metals 1, sayfa 61-72, 2001.
- [117] DARGUSCH, M.S., EASTON, M.A., ZHU, S.M., WANG, G., Materials Science and Engineering A, 523, sayfa 282-288, 2009.
- [118] ZHOU, M., HU, H., LI, N., Journal of Materials Engineering and Performance, sayfa 342-347, 2005.
- [119] GOH, C. S., SOH, K.S., OON, P.H., CHUA, B.W., Materials and Design, 31, Sayfa 50-53, 2010.
- [120] VOORT, G., V., Buehler, 4, sayfa 1-7, 2010.
- [121] SADEGHI, A., HOSEINI, M., PEKGULERYUZ, M., Materials Science and Engineering A, 2011.
- [122] YOO, M., S., KIM, J., SHIN, K., S., KIM, N., J., Magnesium Technology, TMS, 2002.
- [123] KIM, B., H., PARK, K., C., PARK, Y., H., PARK, M., Materials Science and Engineering A, 527, sayfa 6372-6377, 2010.
- [124] GROBNER, J., JANZ, A., KOZLOV, A., MIRKOVIC, D., FETZER, R., S., Journal of Materials, 60, sayfa 32-38, 2008.
- [125] KIM, B., H., PARK, K., C., PARK, Y., H., PARK, M., Materials Science and Engineering A, 528, sayfa 808-814, 2011.
- [126] SEVIK, H., AÇIKGOZ, S., KURNAZ, S.,C., Journal of Alloys and Compounds, 508, sayfa 110-114, 2010.
- [127] SEVIK, H., AÇIKGOZ, S., KURNAZ, S.,C., ÖZEL, A., Journal of Alloys and Compounds, 509, sayfa 3190-3196, 2011.
- [128] SEVIK, H., AÇIKGOZ, S., KURNAZ, S.,C., Journal of Alloys and Compounds, 509, sayfa 7368-7372, 2011.
- [129] KIM, B., H., PARK, K., C., PARK, Y., H., PARK, M., Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 20, 2010, sayfa 1184-1191.
- [130] WANG, S, Master Thesis, The University of Windsor, Canada, 2007.
- [131] MASOUMI, M., HU, H., Materials Science and Engineering A, 528, sayfa 3589-3593, 2011.

- [132] ZHI, H., LIU, X., Y., Journal of Alloys and Compounds, 419, sayfa 54-60, 2006.
- [133] REN, Y., P., QIN, G., W., PEI, W.L., ZHAO, H., D., GUO, Y., LI, H., X., JIANG, M., HAO, S., M., Journal of Alloys and Compounds, 479, sayfa 237-241, 2009.
- [134] EBRAHIMI, S., H., EMAMY, M., Materials and Design, 31, sayfa 200-209, 2010.
- [135] YONDONG, H., XINMING, Z., ZHIQIANG, C., Rare Metal Materials and Engineering, 39, sayfa 1135-1140, 2010.
- [136] RAMACHANDRAN, T., R., K., BALASUBRAMANIAN, K., SHARMA, P., World Foundry Congress, sayfa 189-193.
- [137] BUHA, J., Journal of Materials Science, 43, sayfa 1220-1227, 2008.
- [138] SONG, G., Corrosion Science, 51, sayfa 2063-2070, 2009.
- [139] http://mg.tripod.com/asm_prop.htm#table27 (Son giriş: 08-07-2011).
- [140] FU, P., LUO, A., JIANG, H., PENG, L., SACHDEV, A., Journal of Materials Processing Technology, 205, sayfa 224-234, 2008.
- [141] LU, Y., Z., WANG, Q., D., DING, W., J., ZHU, Y., P., Materials Letters, 44, sayfa 265-268, 2000.
- [142] MINGBO, Y., FUSHENG, P., RENJU, C., JIA, S., Materials Science and Engineering A, 489, sayfa 413-418, 2008.
- [143] JIHUA, C., ZHENHUA, C., Hongge, Y., Fuquan, Z., Kun, L., Journal of Alloys and Compounds, 461, 2008, sayfa 209-215.
- [144] KIM, B., DO, J., LEE, S., PARK, I., Materials Science and Engineering A, 527, sayfa 6745-6757, 2010.
- [145] ZHAO, P., WANG, Q., ZHAI, C., ZHU, Y., Materials Science and Engineering A, 444, sayfa 318-326, 2007.
- [146] PEKGULERYUZ, M., CELIKIN, M., International Materials Reviews, 55, 2010, sayfa 197-217.
- [147] JANZ, A., GRÖBNER, J., MIRKOVIC, D., MEDRAJ, M., ZHU, J., CHANG, Y., A., FETZER, R., Intermetallics, 15, sayfa 506-519, 2007.
- [148] MEDRAJ, M., PARVEZ, M., ESSADIQI, E., LI, J., Materials Science Forum, 539, sayfa 1620-1625, 2007.

- [149] CZERWINSKI, F., LIPIEC, A., *Acta Materialia*, 53, sayfa 3433-3444, 2005.
- [150] YANG, Z., R., WANG, S., Q., CUI, X., H., ZHAO, Y., T., GAO, M., WEI, M., *Science and Technology of Advanced Materials*, 9, sayfa 1-6, 2008.
- [151] CAO, P., QIAN, M., STJOHN, D., H., *Scripta Materialia*, 53, sayfa 841-844, 2005.
- [152] YANG, M., PAN, F., CHENG, R., TANG, A., *Journal of Materials Science*, 42, sayfa 10074-10079, 2007.
- [153] LIU, H., CHEN, Y., ZHAO, H., WEI, S., GAO, W., *Journal of Alloys and Compounds*, 504, sayfa 345-350, 2010.
- [154] ZENG, X., WANG, Y., DING, W., LUO, A., A., SACHDEV, A., K., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, sayfa 1333-1341, 2006.
- [155] YANG, M., PAN, F., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 18, sayfa 32-37, 2009.
- [156] YANG, M., PAN, F., CHENG, R., TANG, A., *Materials Science and Engineering A*, 491, sayfa 440-445, 2008.
- [157] LIU, S., F., LI, B., WANG, X., H., SU, W., HAN, H., *Journal of Materials Processing Technology*, 209, sayfa 3999-4004, 2009.
- [158] YANG, M., SHEN, J., *China Foundry*, 6, sayfa 37-42, 2009.
- [159] ZHANG, M., X., KELLY, P., M., QIAN, M., TAYLOR, J., A., *Acta Materialia*, 53, sayfa 3261-3270, 2005.
- [160] LIANG, M., X., XIANG, W., LIN, L., X., LEI, Y., *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, sayfa 397-401, 2010.
- [161] SURESH, M., SRINIVASAN, A., RAVI, K., R., PILLAI, U., T., S., PAI, B., C., *Materials Science and Engineering A*, 525, sayfa 207-210, 2009.
- [162] LIU, S., F., LIU, L., Y., KANG, L., G., *Journal of Alloys and Compounds*, 450, sayfa 546-550, 2008.
- [163] HE, L., ZHANG, X., TONG, C., *Surface and Coating Technology*, 200, sayfa 3016-3020, 2006.
- [164] ROCHA, S., S., ADABO, G., L., HENRIQUES, G., E., P., NOBILO, M., A., *Brazilian Dental Journal*, 17, sayfa 126-129, 2006.

- [165] SRINIVASAN, A., SWAMINATHAN, J., GUNJAN, M., K., PILLAI, U., T., S., PAI, B., C., *Materials Science and Engineering A*, 527, sayfa 1395-1403, 2010.
- [166] ZHANG, J., LENG, Z., ZHANG, M., MENG, J., WU, R., *Journal of Alloys and Compounds*, 509, sayfa 1069-1078, 2011.
- [167] KIM, B., PARK, K., PARK, Y., PARK, I., *Materials Letters*, 65, sayfa 122-125, 2011.
- [168] ZHANG, Q., MASOUMI, M., HU, H., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011.
- [169] LIM, H., K., SOHN, S., W., KIM, D., H., LEE, J., Y., KIM, W., T., KIM, D., H., *Journal of Alloys and Compounds*, 454, sayfa 515-522, 2008.
- [170] LEE, S., PARK, B., PARK, Y., PARK, I., *Journal of Materials Science Technology*, 24, sayfa 296-298, 2008.
- [171] LUO, A., A., SACHDEV, A., K., POWELL, B., R., sayfa 463-469, 2010.
- [172] SUN, Z., ZHOU, M., HU, H., LI, N., *Research Letters in Materials Science*, sayfa 1-5, 2007.
- [173] SCHWAM, D., WALLACE, J., F., ZHU, Y., *Case Western Reserve University, Final Report*, 2000.
- [174] YAN, C., BAI, R., X., GU, Y., T., MA, W., J., *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, 31, sayfa 398-401, 2008.

ÖZGEÇMİŞ

Hüseyin ŞEVİK, 08.04.1980'de İskenderun'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini İskenderun/Hatay'da tamamladıktan sonra lise öğrenimini İzmir Hayrettin Duran lisesinde tamamladı. 1997 yılında Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü kazandı. 2001 yılında bu bölümde lisans eğitimini tamamladı. Aynı yıl Sakarya üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine başladı. 2003 yılında Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümüne araştırma görevlisi olarak atandı. 2004 yılında yüksek lisans eğitimini tamamladı. Aynı yıl aynı bilim dalında doktora eğitimine başladı. Halen araştırma görevlisi olarak görevine devam etmektedir.