

**MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Mehmet ÜNAL

**DOKTORA TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**OCAK 2008
ANKARA**

Mehmet ÜNAL tarafından hazırlanan MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Ferhat GÜL
Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı
Prof. Dr. Ercan CANDAN
Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi
Doç. Dr. Ferhat GÜL
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi
Prof. Dr. Ramazan ÇITAK
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi
Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Karabük Üniversitesi
Doç. Dr. Ramazan KAÇAR
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Karabük Üniversitesi

Tarih 04 / 01 / 2008

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nermin ERTAN
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Mehmet ÜNAL

**MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ
(Doktora Tezi)**

Mehmet ÜNAL

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Ocak 2008**

ÖZET

Bu çalışmada, otomotiv, elektronik, havacılık ve savunma sanayinde kullanılan AZ91 serisi ileri teknoloji magnezyum alaşımlarının döküm özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla alaşıma ağırlıkça % 0,5, 1 ve 2 oranlarında yüzey aktif (Sn, Pb), yüzey aktif olmayan (Si, Fe, Cu) ve aşındırıcı elemanları (Zr, Ti) ilave edilmiştir. Argon ve CO_2+SF_6 gazları alaşımın döküm pratiğine etkisi ile birlikte ilave edilen elementlerin kalıp sıcaklığı, akıcılık, sıcak yırtılma ve mekanik özelliklere etkileri araştırılmıştır. Söz konusu özelliklerin değerlendirilmesi kapsamında mikroyapı çalışmalarına da kısaca değinilmiştir. Sonuçlar, atmosferik ortamda döküm pratiği için argon altında ergitimin ve kalıpta CO_2+SF_6 gazının daha iyi olduğunu göstermiştir. Artan kalıp sıcaklığı ve Sn, Pb ve Cu ilaveleri akıcılığı artırmıştır. Diğer taraftan Si, Fe ve Ti akıcılığı düşürürken Zr kayda değer bir değişikliğe neden olmamıştır. Fe, Zr ve Ti'un sıcak yırtılmayı en fazla artıran elementler olduğu gözlenmiştir.

Sn, Pb, Si, Fe, Cu, Zr ve Ti elementlerinin hepsi düşük oranlarda çekme dayanımına olumlu etki yaparken oranların artması ile Si hariç olumlu etkileri de azalmıştır. Çekme dayanımı Si oranının artması ile artmıştır. Düşük oranlarda Pb % uzamayı artırırken Sn, Fe ve Ti % uzamayı düşürmüştür. Yüksek oranlarda (%2) Si hem sertliği hem de uzamayı artırırken Sn, Pb, Fe, Cu, Zr ve Ti sertlik ve uzamayı düşürmüştür.

Bilim Kodu	: 710.3.011
Anahtar Kelimeler	: Magnezyum ve alaşımları, AZ91, akıcılık, sıcak yırtılma, mekanik özellikler
Sayfa Adedi	: 138
Tez Yöneticisi	: Doç. Dr. Ferhat GÜL Prof. Dr. Ercan CANDAN

**AN INVESTIGATION OF CASTING PROPERTIES OF MAGNESIUM
ALLOYS**

(Ph.D. Thesis)

Mehmet ÜNAL

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

January 2008

ABSTRACT

In this study, surface active (Sn, Pb), non-surface active (Si, Fe, Cu) and nucleant (Zr, Ti) elements have been added to AZ91 magnesium alloy in the ranges between 0,5-2 wt. % aiming to develop its casting properties that is used in automotive, aerospace and defence industry. Effect of argon and CO₂+SF₆ gases and mould temperature on casting practice have been investigated as well as effect of added elements on fluidity, hot tearing and mechanical properties. A brief discussion has also been made on microstructural evaluations. Results showed that casting practice was better as the melting carried out under argon atmosphere while the mould atmosphere was CO₂+SF₆ gas. Fluidity has been increased with increasing mould temperature and additions of Sn, Pb and Cu to the alloy. On the other hand, additions of Si, Fe and Ti reduced the fluidity whereas Zr did not alter it. It was observed that Fe, Zr and Ti increased hot tearing the most amongs the other elements used.

Additions of Sn, Pb, Si, Fe, Cu, Zr and Ti had beneficial effect on tensile strength in lower concentrations while their effect is reduced at higher concentrations except Si. At lower concentrations Pb resulted in higher elongation while Sn, Fe and Ti reduced it. At higher concentrations (2 wt %), Si has improved both hardness and elongation while Sn, Pb, Fe, Cu, Zr and Ti deteriorated both hardness and elongation.

Science Code	: 710.3.011
Key Words	: Advanced magnesium alloys, AZ91, fluidity, hot tearing, mechanical properties
Page Number	: 138
Adviser	: Assoc. Prof. Dr. Ferhat GÜL Prof. Dr. Ercan CANDAN

TEŞEKKÜR

Çalışmam süresince değerli katkı ve yardımları ile beni yönlendiren hocalarım Prof. Dr. Ercan CANDAN ve Doç. Dr. Ferhat GÜL'e, yine kıymetli yardımlarından faydalandığım KB.Ü TEF Metal Eğitimi Döküm Anabilim Dalı Başkanı Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN'e, deney çalışmalarım ve tez yazım sırasında yardımlarından dolayı Doç. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a, Yrd. Doç. Dr. Mustafa Boz'a, Dr. Melik Çetin'e, Arş. Gör. Erkan KOÇ'a, ayrıca deneyler süresince huzurlu bir çalışma ortamının sağlanmasında emeği geçen KB.Ü Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü tüm elemanlarına teşekkürlerimi arz ederim.

Ayrıca bu günlere gelmemde desteğini esirgemeyen saygıdeğer tüm aileme sonsuz şükranlarımı sunarım. Ve tez çalışmalarım esnasında beni sabırla destekleyen ve bu günlerimi benimle paylaşan çok özel üç kişi; eşim Ayşe'ye, büyük oğlum Yaşar Boğaç'a ve küçük oğlum Miraç Göktürk'e teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xv
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xvi
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xix
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxii
1. GİRİŞ	1
2. MAGNEZYUM ve MAGNEZYUM ALAŞIMLARI	3
2.1. Magnezyum.....	3
2.2. Magnezyum Alaşımları ve Standartları	7
2.3. Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Alanları.....	12
2.4. Magnezyum Döküm Alaşımlarına Alaşım Elementlerinin Etkisi	16
2.4.1. Alüminyum (Al).....	19
2.4.2. Kalay (Sn)	19
2.4.3. Kurşun (Pb)	20
2.4.4. Çinko (Zn).....	21
2.4.5. Kalsiyum (Ca)	22
2.4.6. Mangan (Mn)	23
2.4.7. Zirkonyum (Zr)	23
2.4.8. Silisyum (Si)	24

Sayfa

2.4.9. Demir (Fe).....	25
2.4.10. Bakır (Cu)	25
2.4.11. Titanyum (Ti).....	26
2.4.12. Yitriyum (Y)	26
2.4.13. Toryum (Th).....	27
2.4.14. Stronsiyum (Sr)	28
2.4.15. Gümüş (Ag).....	28
2.4.16. Toprak alkali elementleri (RE).....	29
2.5. Magnezyum-Alüminyum İkili Sistemi	29
2.5.1. Magnezyum-alüminyum-silisyum alaşımları	30
2.5.2 Magnezyum-alüminyum-toprak elementleri alaşımları.....	31
2.5.3. Magnezyum-alüminyum-çinko alaşımları	31
3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI DÖKÜM YÖNTEMLERİ	38
3.1. Kum Kalıba Döküm	38
3.2. Kokil Kalıba Döküm.....	39
3.3. Basınçlı Döküm.....	39
3.4. Yarı-Katı Döküm Yöntemi	40
3.5. Magnezyum Alaşımları Ergitimi ve Dökümü.....	41
3.6. Magnezyum Döküm Alaşımlarında Sıcak Yırtılma.....	44
3.7. Magnezyum Alaşımlarında Akıcılık	45
3.7.1. Kesit kalınlığının akıcılığa etkisi	45
3.7.2. Döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi.....	46
3.7.3. Kalıp sıcaklığının akıcılığa etkisi.....	46

Sayfa

3.7.4. Toprak elementlerinin akıcılığa etkisi.....	47
3.8. Magnezyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri	48
3.9. Magnezyum-Alminum Alaşımları ile İlgili Yapılan Çalışmalar	51
3.9.1. Sıcak yırtılma ile ilgili çalışmalar	51
3.9.2. Akıcılık ile ilgili çalışmalar.....	52
3.9.3. Üretiminde kullanılan koruyucu gazlar ile ilgili çalışmalar.....	52
3.9.4. Tane boyutu ve mekanik özellikleri ile ilgili çalışmalar.....	53
3.9.5. Yanma sıcaklıkları ile ilgili çalışmalar	55
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	57
4.1. Atmosfer Kontrollü Ergitme Ünitesi Tasarımı	57
4.2. Ergitme ve Alaşımlama Pratiği	58
4.3. Kalıp ve Ocak Atmosferinin Seçimi	61
4.4. Kalıp Sıcaklığı Seçimi.....	61
4.5. Akıcılık Deneyi	61
4.6. Sıcak Yırtılma Deneyi.....	62
4.7. Mikroyapı İncelemeleri.....	64
4.8. Çekme Deneyi.....	65
4.9. Sertlik Deneyi	66
5. DENEYSEL SONUÇLAR	67
5.1. Kalıp ve Ocak Atmosfer Sonuçları	67
5.2. Kalıp Sıcaklığı Sonuçları	69
5.2.1. Kalıp sıcaklığının akıcılığa etkisi.....	69
5.2.2. Kalıp sıcaklığının sıcak yırtılmaya etkisi.....	71

Sayfa

5.3. İlave Elementlerin Akıcılığa Etkisi	73
5.3.1. Sn ilavesinin akıcılığa etkisi	74
5.3.2. Pb ilavesinin akıcılığa etkisi	74
5.3.3. Si ilavesinin akıcılığa etkisi	75
5.3.4. Fe ilavesinin akıcılığa etkisi.....	76
5.3.5. Cu ilavesinin akıcılığa etkisi	76
5.3.6. Zr ilavesinin akıcılığa etkisi	77
5.3.7.Ti ilavesinin akıcılığa etkisi	78
5.4. İlave Elementlerin Sıcak Yırtılma Etkileri.....	78
5.4.1. Çapları farklı, uzunlukları aynı sıcak yırtılma sonuçları.....	78
5.4.2. Çapları aynı, uzunlukları farklı sıcak yırtılma sonuçları.....	94
5.5. Mikroyapı Sonuçları.....	97
5.5.1. AZ91 alaşımı	97
5.5.2. Sn ilavesinin mikroyapıya etkisi	97
5.5.3. Pb ilavesinin mikroyapıya etkisi	98
5.5.4. Si ilavesinin mikroyapıya etkisi	99
5.5.5. Fe ilavesinin mikroyapıya etkisi	100
5.5.6. Cu ilavesinin mikroyapıya etkisi.....	101
5.5.7. Zr ilavesinin mikroyapıya etkisi.....	102
5.5.8.Ti ilavesinin mikroyapıya etkisi.....	103
5.6. Sertlik Deney Sonuçları	104
5.6.1. Sn ilavesinin sertliğe etkisi	104
5.6.2. Pb ilavesinin sertliğe etkisi	105

Sayfa

5.6.3. Si ilavesinin sertliğe etkisi	106
5.6.4. Fe ilavesinin sertliğe etkisi.....	106
5.6.5. Cu ilavesinin sertliğe etkisi	107
5.6.6. Zr ilavesinin sertliğe etkisi	108
5.6.7. Ti ilavesinin sertliğe etkisi	108
5.7. İlave Elementlerin Çekme Dayanımı ve % Uzamaya Etkisi	109
5.7.1. Sn ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi.....	109
5.7.2. Pb ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi.....	110
5.7.3. Si ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi.....	110
5.7.4. Fe ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi.....	111
5.7.5. Cu ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi	112
5.7.6. Zr ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi	112
5.7.7. Ti ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi	113
6. DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	115
6.1. Kalıp ve Ocak Atmosfer Sonuçlarının Değerlendirilmesi	115
6.2. Kalıp Sıcaklığı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	116
6.3. Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	117
6.4. Akıcılık Sonuçlarının Değerlendirilmesi	119
6.5. İlave Elementlerin Sıcak Yırtılma Sonuçlarının Değerlendirilmesi	121
6.6. Sertlik, % Uzama ve Çekme Dayanımı Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	122
6.6.1. Sertlik sonuçlarının değerlendirilmesi.....	124
6.6.2. % uzama sonuçlarının değerlendirilmesi.....	124

Sayfa

6.6.3 Çekme dayanımı sonuçlarının değerlendirilmesi.....	125
7. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	127
KAYNAKLAR	132
ÖZGEÇMİŞ.....	138

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Dünya Mg üreticilerinin, kullandıkları metod ve kapasiteleri.....	5
Çizelge 2.2. Alaşım elementleri ve kısaltmaları	7
Çizelge 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri	8
Çizelge 2.4. Ticari firmalar tarafından geliştirilen magnezyum alaşımları	9
Çizelge 2.5. Ticari firmalar tarafından geliştirilen magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri	9
Çizelge 2.6. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri.....	17
Çizelge 2.7. Katı fazlar, sembolleri ve ergime dereceleri	34
Çizelge 2.8. Kokil ve basınçlı dökümle üretilen AZ91'in tane boyutu	36
Çizelge 3.1. Mg alaşımlarının oda sıcaklığında mekanik özellikleri	48
Çizelge 3.2. Mg alaşımlarının oda sıcaklığında fiziksel özellikleri	49
Çizelge 3.3. AZ91 alaşımının çekme, akma ve uzama değerleri	49
Çizelge 4.1. AZ91'e ilave edilen alaşım elementleri ve % miktarları	60
Çizelge 4.2. Ocak ve kalıpta kullanılan atmosfer ortamları.....	61
Çizelge 5.1. Çalışmalarda kullanılan AZ91 Mg alaşımının bileşimi	69
Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda oluşan sıcak yırtılmalar	129

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. 1997 yılı dünya ülkeleri Mg üretimi ve oranları.....	4
Şekil 2.2. 1991-2007 yılları arasında avrupa ve ABD’de Mg kullanımı	6
Şekil 2.3. Batı dünyasında 1997 yılında Mg’un kullanım alanları	6
Şekil 2.4. Araç ağırlığı ile yakıt ekonomisi arasındaki ilişki	13
Şekil 2.5. Elementlerin uygun atomik boyutları	18
Şekil 2.6. Mg-Al denge diyagramı	19
Şekil 2.7. Mg-Sn denge diyagramı.....	20
Şekil 2.8. Mg-Pb denge diyagramı.....	21
Şekil 2.9. Mg-Zn denge diyagramı	22
Şekil 2.10. Mg-Ca denge diyagramı	22
Şekil 2.11. Mg-Mn denge diyagramı	23
Şekil 2.12. Mg-Zr denge diyagramı	24
Şekil 2.13. Mg-Si denge diyagramı	24
Şekil 2.14. Mg-Fe denge diyagramı.....	25
Şekil 2.15. Mg-Cu denge diyagramı	25
Şekil 2.16. Mg-Ti denge diyagramı	26
Şekil 2.17. Mg-Y denge diyagramı	27
Şekil 2.18. Mg-Th denge diyagramı	27
Şekil 2.19. Mg-Sr denge diyagramı	28
Şekil 2.20. Mg-Ag denge diyagramı	29
Şekil 2.21. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi.....	32
Şekil 2.22. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı	33

Şekil	Sayfa
Şekil 3.1. Mg alaşımları basınçlı döküm makinası	40
Şekil 3.2. Yarı-katı sıcaklık ve durumu.	41
Şekil 3.3. Yarı-katı döküm yöntemi	41
Şekil 3.4. Döküm sıcaklığına göre akıcılık değişimi	46
Şekil 3.5. Kalıp sıcaklığına göre akıcılık değişimi	47
Şekil 3.6. RE elementlerinin akıcılığa etkisi	48
Şekil 3.7. AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilim-uzama diyagramı	50
Şekil 3.8. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri	50
Şekil 4.1. Deneylerde kullanılan atmosfer kontrollü ergitme ünitesi	58
Şekil 4.2. Ocak ve metal sıcaklığı kalibrasyonu	59
Şekil 4.3. Kalıp ısıtma fırını kesit şekli	60
Şekil 4.4. Akıcılık spirali	62
Şekil 4.5. Çapları farklı, uzunlukları aynı sıcak yırtılma kalıbı	62
Şekil 4.6. Çapları aynı, uzunlukları farklı sıcak yırtılma kollu kalıbı	63
Şekil 4.7. Mikroyapı ve sertlik numunesi	64
Şekil 4.8. Çekme deney döküm numunesi için döküm numune kalıbı	65
Şekil 4.9. Çekme deney numunesi	65
Şekil 5.1. Kalıp sıcaklığına bağlı akıcılık değişimi	70
Şekil 5.2. AZ91'e ilave edilen Sn miktarına bağlı akıcılık değişim	74
Şekil 5.3. AZ91'e ilave edilen Pb miktarına bağlı akıcılık değişimi	75
Şekil 5.4. AZ91'e ilave edilen Si miktarına bağlı akıcılık değişimi	75
Şekil 5.5. AZ91'e ilave edilen Fe miktarına bağlı akıcılık değişimi	76
Şekil 5.6. AZ91'e ilave edilen Cu miktarına bağlı akıcılık değişimi	77

Şekil	Sayfa
Şekil 5.7. AZ91'e ilave edilen Zr miktarına bağlı akıcılık değişimi.....	77
Şekil 5.8. AZ91'e ilave edilen Ti miktarına bağlı akıcılık değişimi.....	78
Şekil 5.9. AZ91'e ilave edilen Sn miktarına bağlı sertlik değişimi	105
Şekil 5.10. AZ91'e ilave edilen Pb miktarına bağlı sertlik değişimi	105
Şekil 5.11. AZ91'e ilave edilen Si miktarına bağlı sertlik değişimi	106
Şekil 5.12. AZ91'e ilave edilen Fe miktarına bağlı sertlik değişimi	107
Şekil 5.13. AZ91'e ilave edilen Cu miktarına bağlı sertlik değişimi.....	107
Şekil 5.14. AZ91'e ilave edilen Zr miktarına bağlı sertlik değişimi.....	108
Şekil 5.15. AZ91'e ilave edilen Ti miktarına bağlı sertlik değişimi.....	109
Şekil 5.16. AZ91'e Sn ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi	109
Şekil 5.17. AZ91'e Pb ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi	110
Şekil 5.18. AZ91'e Si ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi	111
Şekil 5.19. AZ91'e Fe ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi	111
Şekil 5.20. AZ91'e Cu ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi.....	112
Şekil 5.21. AZ91'e Zr ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi.....	113
Şekil 5.22. AZ91'e Ti ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi.....	113
Şekil 6.1. AZ91'e ilave edilen elementlerin akıcılığa etkisi.....	120
Şekil 6.2. AZ91'e ilave elementlerin çekme dayanımı, % uzama ve sertlik sonuçları.....	123

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Otomobil üretiminde Mg alaşımından dökülmüş parçalar	14
Resim 2.2. AZ91 alaşımı döküm parçaları.....	14
Resim 2.3. AM alaşımı döküm parçaları	15
Resim 2.4. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu.....	15
Resim 2.5. Li katkılı Mg alaşımı döküm parçaları.....	16
Resim 2.6. Si'li Mg alaşımının mikroyapısı	31
Resim 2.7. AZ91 alaşımının mikroyapısı	35
Resim 2.8. AZ91 alaşımın mikroyapıda tane görünüşü.....	36
Resim 3.1. Kullanılan gaz karışımlarına göre çelik potanın durumu.....	43
Resim 3.2. Mg alaşım dökümlerinde gaz kullanımı	43
Resim 3.3. AZ91 alaşımında oluşmuş sıcak yırtılma çatlağı.....	45
Resim 3.4. Al-Mg alaşımlarında Al miktarına göre mikroyapı değişimleri	54
Resim 4.1. Ergitme işleminde kullanılan grafit pota resmi.....	59
Resim 4.2. Çapları farklı uzunlukları aynı sıcak yırtılma kalıp resmi	63
Resim 4.3. Çapları aynı uzunlukları farklı sıcak yırtılma kalıp resmi	64
Resim 5.1. AZ91 ön alaşım (ocak ve kalıp atmosferi:CO ₂ +%0,8 SF ₆)	67
Resim 5.2. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi:argon, kalıp: atmosferik ortam).....	67
Resim 5.3. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi:argon, kalıp: argon).....	68
Resim 5.4. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi:argon, kalıp: CO ₂ +%0,8 SF ₆)	68
Resim 5.5. Hazırlanan ön alaşımlar	69
Resim 5.6. Kalıp sıcaklığına bağlı akıcılık değişimi	70
Resim 5.7. Kalıp sıcaklığına bağlı sıcak yırtılma çatlakları.....	71

Resim	Sayfa
Resim 5.8. Kalıp sıcaklığına bağlı sıcak yırtılma çatlakları.....	73
Resim 5.9. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap:6 mm).....	79
Resim 5.10. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap:8 mm).....	80
Resim 5.11. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap:10 mm).....	81
Resim 5.12. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap:12 mm).....	82
Resim 5.13. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap:16 mm).....	83
Resim 5.14. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 6 mm).....	84
Resim 5.15. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 8 mm).....	85
Resim 5.16. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 10 mm).....	86
Resim 5.17. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 12 mm).....	87
Resim 5.18. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 16 mm).....	88
Resim 5.19. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 6 mm).....	89
Resim 5.20. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 8 mm).....	90
Resim 5.21. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 10 mm).....	91
Resim 5.22. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 12 mm).....	92

Resim	Sayfa
Resim 5.23. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 16 mm).....	93
Resim 5.24. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları.....	94
Resim 5.25. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları.....	95
Resim 5.26. AZ91'e %2 ilave elementlerin göre sıcak yırtılma çatlakları.....	96
Resim 5.27. AZ91 alaşımının mikroyapı görüntüsü	97
Resim 5.28. AZ91'e Sn ilavesi ile mikroyapıdaki değişim	98
Resim 5.29. AZ91'e Pb ilavesi ile mikroyapıdaki değişim	99
Resim 5.30. AZ91'e Si ilavesi ile mikroyapıdaki değişim	100
Resim 5.31. AZ91'e Fe ilavesi ile mikroyapıdaki değişim	101
Resim 5.32. AZ91'e Cu ilavesi ile mikroyapıdaki değişim.....	102
Resim 5.33. AZ91'e Zr ilavesi ile mikroyapıdaki değişim.....	103
Resim 5.34. AZ91'ea Ti ilavesi ile mikroyapıdaki değişim	104

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Kısaltmalar	Açıklama
AFNOR	Uluslararası Belgelendirme Hizmetleri Kurumu
ASTM	Amerika Malzeme ve Test Standartları Kurumu
DIN	Alman Norm Enstitüsü
EN	Avrupa Norm Enstitüsü
RE	Toprak alkali elementleri
Sr	Stronsiyum
Th	Toryum
Y	Yitriyum

1. GİRİŞ

Günümüzde enerji kaynaklarının ve ekolojik dengenin korunması bağlamında otomotiv sektörü yakıt tüketiminde zorunlu kısıtlamalara gitmektedir. Bu amaçla dünya ülkelerinde bir çok sistematik çalışmalar yapılmaktadır. Bu amaçla araç lastiklerinde sürtünmenin azaltılması, ağırlıkta azalma, motor ve transmisyon verimliliğinin artırılması, araç ön alanının küçültülmesi ve aerodinamik tasarım gibi yaklaşımlarla çalışılmaktadır. Örneğin bunlardan en önemlisi olan araç ağırlığında yaklaşık 100 kg'lık bir azalma ile 100 km'de 0,5 litre bir yakıt tasarrufu sağlanmaktadır [1, 2]. Ağırlıktan 40 kg'lık azalma, atmosfere verilen eksoz gazlarında da azalma sağlamaktadır [2]. Bu bağlamda Avrupa Birliği ülkeleri önümüzdeki yüzyılda motorlu araçlarda yakıt tüketiminde 3 litre/100km hedefine ulaşmak için karar almışlardır. Yakıt tüketimini azaltmak için, otomotiv endüstrisinin mutlaka hafif fakat aynı zamanda güvenilir malzeme kullanması zorunludur. Bu kapsamda özellikle otomobil üretiminde ağırlıktan azalma üretici firmaların en önemli hedefi haline gelmiştir [1]. Otomotiv endüstrisindeki Mg kullanımındaki artış, geçen 10 yıl içerisinde her yıl %15 olarak gerçekleşmiştir. Bu artışın önümüzdeki 10 yıl içerisinde %12'lik oranla artmaya devam edeceği beklenmektedir [3, 4].

Düşük ağırlık kadar önemli olan geri dönüşebilirlik dünya hammadde ve enerji kaynaklarının korunması için malzeme seçiminde etken bir faktör haline gelmiştir. Günümüzde konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılan metalik malzemeler içinde Magnezyum (Mg) en hafif olanıdır. Ağırlık olarak Mg, Alüminyum (Al)'dan %36, Demir (Fe) ve çelikten %78 daha hafiftir [5]. Avrupa Komisyonu Avrupa otomobillerinde kullanılacak malzemelerin 2007 yılına kadar % 85, 2015 yılına kadar % 95 geri dönüşebilir malzemelerden üretilme hedefleri getirirken, Japonya'da yeni otomobillerde 2007 yılına kadar % 90, 2015 yılına kadar % 95 geri dönüşebilir malzeme kullanımı zorunlu hale getirilmiştir. Mg bugün Japon taşıtlarında çok hızlı bir şekilde yerini almaktadır. Amerika Birleşik Devletleri'nde de otomobil üretiminde Mg kullanımı artarak gelişmektedir. Bu konudaki gelişmeler Alman otomobilleri için de geçerlidir [1].

Yoğunluğu ve buharlaşma özellikleri bakımından plastiklere benzetilirken, bu malzeme bir metalin mekanik özelliklerine sahiptir. Ayrıca Mg, mühendislik plastiklerine göre çok daha rijit ve çok daha fazla geri dönüşümü mümkün bir malzemedir [1, 3, 5].

Mg ve Mg alaşımları, düşük yoğunluğa sahip olmalarının yanı sıra, iyi süneklilik, dayanım ve iyi korozyon direncine sahip demir dışı metaldir. Ancak, kristal yapısının hegzagonal sıkı paket (HSP) olmasından kaynaklanan şekillenebilirlik ve ergitme sırasında yanma gibi döküm problemleri nedeni ile üzerinde Al kadar çalışmalar yapılamamıştır. Ancak daha önce belirtildiği üzere ekolojik denge, yakıt tasarrufu vb. konular son 10 yılda hızla gündeme geldiğinden, Mg kullanımı üzerinde daha fazla yoğunlaşma göze çarpmaktadır. Alaşımlandırma veya farklı döküm yöntemleri kullanılarak göreceli olarak şekillenebilirlik geliştirilebilmektedir [6].

Özellikle, AZ91 alaşımları çekme, akma ve çarpma dayanımlarındaki kayda değer mekanik özellikler sebebiyle daha fazla ilgi odağı oluşturmaktadır. Fakat diğer Mg alaşımları gibi AZ91 dökümü ve alaşım geliştirilmesi konuları literatürde çok az bulunmaktadır.

Dolayısıyla bu çalışmanın ana hedefi, AZ91 Mg alaşımlarının döküm özelliklerini geliştirmek için gerekli optimum şartları etkileyen parametrelerin (ocak tasarımı, atmosfer, kalıp sıcaklığı, yüzey aktif ve aktif olmayan elementlerle alaşımlandırma, sıcak yırtılma) incelenmesini kapsamaktadır.

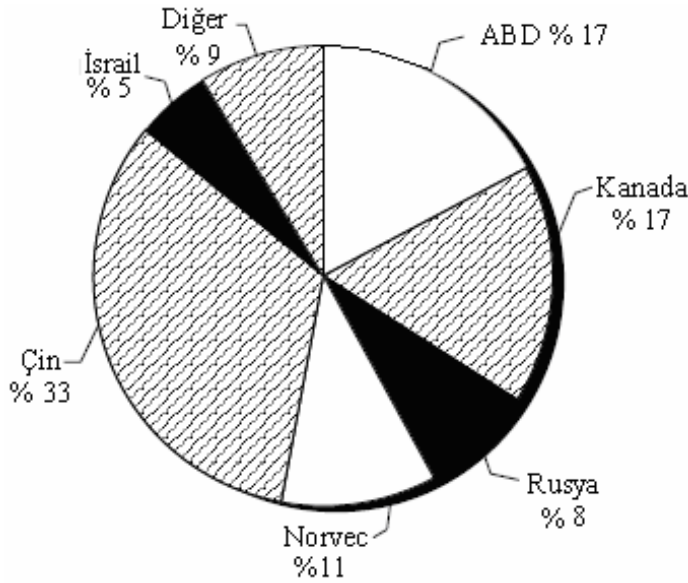
2. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

2.1. Magnezyum

Magnezyum (Mg) yapısal uygulamalarda kullanılabilecek en hafif metaldir [7]. Element ilk olarak Sir Humphrey Davey tarafından 1808 yılında keşfedilmiştir. Yerkabuğunun %2.7 sinde ve okyanusların %0,13'ünde bulunması sebebiyle Mg elementi yer kabuğunda yaygın olarak bulunan, periyodik tabloda IIA grubunda yer alan toprak alkali elementtir [3]. Mg'un fiziksel özellikleri aşağıda verilmiştir [7, 8].

Simgesi	: Mg
Atom numarası	: 12
Atom ağırlığı	: 24.312 g/mol
İyon değeri	: +2
Kaynama noktası	: 1107 °C
Ergime noktası	: 650 °C
Yoğunluğu	: 1.74 g/cm ³
Elektron düzeni	: 3s ²
Kristal yapısı	: hekzagonal
Kovalent yarıçapı	: 1.36 °A
Atom yarıçapı	: 1.60 °A (12 koordinasyon sayılı metalik durumda)
İyon yarıçapı	: 0.65 °A (6 koordinasyon sayılı kristaldeki)
Atom hacmi	: 14.0 (atom ağırlığı/yoğunluk)
Birinci iyonlaşma enerjisi	: 176 kcal/mol
Özgül ısı	: 0.25 cal/g °C
Isı iletkenliği	: 0.38 cal/cm ² , s.cm.°C (oda sıcaklığında)
Elektrik iletkenliği	: 0.224 mikroohm ⁻¹ (0° ile 20 °C arasında)
Erime ısı	: 2.14 kcal/atomgram
Kaynama ısı	: 32.517 kcal/atomgram
Asit-Baz özelliği	: baz

Mg üretiminin büyük bir kısmı, I. Dünya Savaşı'ndan önce fişekçilik sektöründe kullanılmakta idi. I. Dünya Savaşı sırasında güçlü askeri talep nedeniyle fabrikalar Britanya, Kanada ve AB.D.'ye yayılmıştır [9]. Şekil 2.1'de 1997 yılında Mg üretimi yapan ülkeler ve oranları verilmiştir.



Şekil 2.1. 1997 yılı dünya ülkeleri Mg üretimi ve oranları [10]

Mg metali magnezit ($MgCO_3$), karnolit ($K_2MgCl_4 \cdot 6H_2O$), veya dolomit $MgCa(CO_3)_2$ cevherlerinden, tuz depozitlerinden, doğal yeraltı ve yapay tuzlu sulardan ya da deniz suyundan üretilir. Mg üretimi ergimiş Magnezyumklorürün ($MgCl_2$) indirgenme prensibine göre elektrolizi, dolomitten kimyasal yollarla çökeltme ve arıtma yöntemleri ile veya doğrudan tuzlu sulardan Magnezyumoksitin (MgO) termal redüksiyonu ile üretimi yapılır [1].

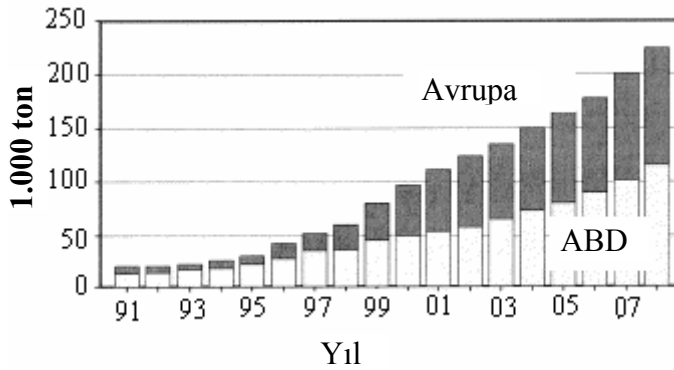
Mg'un üretildiği başka bir metod ise MgO 'in Silisyum (Si) ile redüksiyonudur. Bu işlemde Ferrosilis katı halde MgO ile reaksiyona girer ve yüksek sıcaklık, düşük basınç koşullarında Mg gaz hale geçer, reaktörün soğutucularında Mg kristalleri yoğunlaşırlar. Bu kristaller ergitilip, ingotlar halinde dökülür. Mg üretimi, düşük enerji maliyetinin olduğu ve/veya çok zengin yatakların bulunduğu bölgelerde yapılmaktadır. En büyük üretim bölgeleri İsrail, Avustralya, Norveç, Kanada, Çin ve

Rusya’da bulunmaktadır. Norsk-Hydro dünyadaki en önemli 13 üreticiden biridir. İki önemli yatakta üretim yapmaktadır. Bunlardan biri Norveç ve diğeri Kanada’dır. Bu firmanın birinci Mg üretimi Kanada yatağı ile birlikte yıllık üretimi 80.000 tonu bulmaktadır [1]. Çizelge 2.1’de Dünyadaki Mg üreticilerinin kullandıkları metod ve kapasiteleri verilmiştir.

Çizelge 2.1. Dünya Mg üreticilerinin, kullandıkları metod ve kapasiteleri [1]

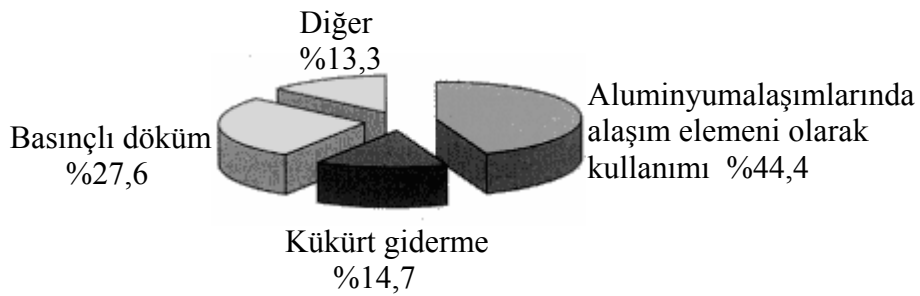
Üretici firma ve ülkeler	Metod	Normal kapasite ton/yıl
Dow Magnezyum	Elektrolitik-denizsuyu	103
Magcorp	Elektrolitik-tuzlu su	33
Northwest Alloys	Magnetherm	33
Chromasco	Pidgeon	12
Norsk Hydro-Canada	Elektrolitik-Magnezit	44
MagCan	Elektrolitik-magnezit	190
Toplam Amerika		420
Ube-Japon	Pidgeon	8
JMC-Japon	Magnetoterm	5
Toplam Japonya		13
Norsk-Hydro-Norveç	Elektrolitik-deniz suyu	55
Pechiney-Fransa	Magnezit	17
Siam-İtalya	Magnetoterm	12
Magnarhom-	Rezistans	5
Yugoslavya	Magnetoterm	
Toplam Avrupa		89
Brasmag-Brezilya	Rezistans	9
Toplam G.Amerika		9
Genel Toplam		531

Mg alaşımlarında tane inceltici etkisi ile ilgili 1938 yılındaki önemli buluşlar ve Manganezin (Mn) Mg-Al-Zn alaşımlarının korozyona karşı direncini artırabilecek etkilerinin 1925 yılında keşfedilmesi, Mg’un yapısal uygulamalarda kullanılmasını teşvik etmiştir [9]. Şekil 2.2’de 1991-2007 yılları arasında Avrupa ve ABD’de Mg kullanımı gösterilmiştir.



Şekil 2.2. 1991-2007 yılları arasında avrupa ve ABD’de Mg kullanımı [11]

II. Dünya Savaşı sırasında Mg’a olan talep yükselmiştir. Yalnızca A.B.D.’de üretim 1943 yılında, 1938 yılındaki üretim rakamının 8 katından biraz yüksek olan 184.000 ton’a ulaşmıştır. Yapısal uygulamalar savaş esnasında askeri amaçlı kullanımlarla, hava taşıtları öncelikli olmak üzere sınırlıydı. Bunun tipik uygulamaları motor parçaları, uçak iskeletleri ve iniş takımlarıdır. II. Dünya Savaşı sürecinde sağlanan Mg üretimi ve tasarımına ilişkin bilgilerdeki artış bunun sivil amaçlı kullanımında da önemli bir potansiyel oluşturmuştur [9]. Şekil 2.3’de Batı ülkelerinin 1997’deki Mg metalinin kullanım alanlarını göstermektedir.



Şekil 2.3. Batı dünyasında 1997 yılında Mg’un kullanım alanları (333.700 ton) [11]

1997 yılında en büyük kullanım alanı 146.150 ton/yıl ile Al-alaşımlandırma, 95.300 ton/yıl ile basınçlı döküm ve 47.950 ton/yıl ile kükürt giderme işlemidir.

2.2. Magnezyum Alaşımları ve Standartları

Mg alaşımları ASTM (A275) standard sistemi tarafından belirlenmiştir. Yöntem iki harfle birlikte iki rakamı kapsamaktadır. İki harf, iki en büyük elemanına verilmiş olan harf kısaltması ve rakamlar ise bu alaşımların en yakın tam sayıya yuvarlanmış yüzdelik dilimleridir. Çizelge 2.2’de yaygın bir şekilde kullanılan alaşım elementleri tek harfle listelenmiş şekilde verilmiştir.

Çizelge 2.2. Alaşım elementleri ve kısaltmaları [3, 5, 6, 7, 9]

Harf	A	C	E	H	J	K	L	M	Q	S	W	X	Z
Element	Al	Cu	RE	Tr	Sr	Zr	Li	Mn	Ag	Si	Yi	Ca	Zn

Örnek AZ91 alaşımının açıklaması aşağıda verilmektedir [3, 5, 6, 7, 9].

A→ Al’u yani Mg’dan sonra alaşımdaki en fazla elementi ifade eder.

Z→ Zn’yu yani 2.olarak en fazla kullanılan elementi ifade eder.

9→ Alaşımdaki Al oranının yaklaşık 8,6-9,4 arasında olacağını ifade eder.

1→ Alaşımdaki Zn oranının yaklaşık 0,6-1,2 arasında olacağını ifade eder.

Magnezyum alaşımları ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94 de göre standartları Çizelge 2.3’de gösterilmiştir.

Çizelge 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri (ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94) [9, 12, 13]

Alaşım Elementi	Mg Alaşımları									
	AM50	AM60	AS21	AS41	AZ31	AZ61	AZ80	AZ91	ZE10	ZK60
Al	4,5-5,3	5,6-6,4	1,9-2,5	3,7-4,8	2,5-3,5	6,5	7,8-9,2	8,5-9,5	0,05 max	0,05 max
Zn	0,20 max.	0,20 max.	0,15-0,25	0,10 max.	0,7-1,3	1,0	0,2-0,8	0,45-0,90	1,0-1,5	4,8-6,2
Mn	0,28-0,50	0,26-0,50	0,20 min.	0,35-0,60	0,20 min.	0,15	0,15-0,5	0,17-0,40	0,1 max.	0,1 max.
Si	0,05max.	0,05max.	0,70-1,2	0,60-1,4	0,05 max.	0,20 max.	0,10 max.	0,05 max.	0,05 max.	0,05 max.
Fe (max)	0,004	0,004	0,004	0,0035	0,005	-	0,05	0,004	0,03	0,03
Cu (max)	0,008	0,008	0,008	0,015	0,05	0,08	0,05	0,025	0,02	0,05
Ni (max)	0,001	0,001	0,001	0,001	0,005	0,010	0,005	0,001	0,005	0,005
Be	-	-	-	-	-	-	0,002	-	0,002	0,002
Ce	-	-	-	-	-	-	-	-	0,12-0,25	-
Zr	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,3-0,9
Diğer	0,01	0,01	0,01	0,01	-	-	-	0,01	-	-
Mg	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

ASTM, EN, DIN, AFNOR standartlarında da havacılık endüstrisi için kullanılan standartlar bulunmasına rağmen son yıllardaki hızlı gelişmeler nedeni ile havacılık endüstrisi üretici firmalarca çeşitli Mg alaşımları geliştirilmiştir [14,15]. Firmalarca geliştirilen bu alaşımların bileşimleri Çizelge 2.4 ve mekanik özellikleri Çizelge 2.5’de verilmiştir.

Çizelge 2.4. Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımları (ASTM B80) [14]

Alaşım adı	Alaşım elementleri (%)							
	Zn	RE	Y	Zr	Ag	Cu	Ne	Mg
RZ5	3,5-5	0,8-1,7	-	0,4-1	-	-	-	Kalan
WE43	-	2,4-4,4	3,7-4,3	0,4 min.	-	-	-	Kalan
MSR-B	-	2-3	-	0,4-1	2-3	-	-	Kalan
EQ21	-	1,5-3	-	0,4-1	1,3-1,7	0,05-0,1	-	Kalan
WE54	-	1-2	4,75-5,5	4 min.	-	-	1,5-2	Kalan

Çizelge 2.5. Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımlarının mekanik özellikleri [7, 14]

Alaşım adı	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama % (max.)	Akma gerilmesi (MPa)	(BSD) Sertlik
RZ5	200	3	135	55-70
EQ21	240	2	175	64-98
ZRE1	140	3	95	50-60
MSR-B (Afnor)	240	2	185	64-98
WE43	220	2	172	68-98
WE54	255	2	185	80-90

RZ5, toprak alkali elementleri çinko, ve zirkonyum içeren Mg döküm alaşımlarıdır. Düşük yoğunluk, iyi mekanik özelliklerinin sebebiyle helikopter vites iletim ve pervane rotorlarının dökümlerinde tercih edilen bir alaşımdır. Gelişmiş korozyon özelliklerine sahiptir [15].

WE43, yüksek dayanımlı ve korozyona dayanıklı ve yüksek sıcaklıklarda uzun süre dayanabilme özelliğine sahip Mg bazlı alaşımdır. WE43, uçak motorlarında,

helikopter vites kutularında ve yüksek performans gerektiren araçlarda kullanılmaktadır [15, 16].

MSR, en fazla kullanılan Mg alaşımıdır. MSR, yüksek sıcaklık uygulanmalarına dayanıklıdır ve gümüş ile nadir toprak elementleri içerir. Hava taşıtlarının motorlarında ve vites kutularının dökümlerine kullanılmaktadır [15, 16].

EQ21 Ag ve RE elementleri içerir. Fakat bileşiminde MSR'den daha az gümüş bulundurmaktadır. EQ21 alaşımları yüksek sıcaklıklarda yüksek dayanım gerektiren yerlerde kullanılmaktadır. Uçak, otomobil ve askeri uygulamalarda kullanılmaktadır [15, 16].

Araştırma sonuçları [9] AZ91 alaşımına sırasıyla Si (%1), RE/nadir toprak (%1), ve Ca (%0.2) eklenmesinin sürünme direncini geliştirdiğini göstermektedir. Ancak Si ve RE eklenmesi yeterli miktarda değildir ve bu üç katkı maddesinin eklenmesi sünekliliği düşürmektedir. Diğer bir alaşım olan Mg, %8 Al, %1 Ca alaşımı sürünme direncini kolayca karşılayabilmesine rağmen, bu alaşımın döküm problemleri tatmin edici bir şekilde çözülememiştir. Bu döküm problemine sıcak yırtılma örnek verilebilir [9, 15].

1966-1975 yıllarında alaşımlarla ilgili en başarılı gelişme AS41, AS21 ve AS11 alaşımlarının bulunmasıdır. AS41, AZ81 (yaklaşık 30°C)'den daha yüksek bir döküm sıcaklığına sahiptir. Bununla birlikte, AS21 ve AS11 alaşımları daha yüksek sürünme direnci sunabilmesine rağmen, düşük döküm performansı, basınçlı döküm uygulamalarında kullanımını kısıtlamıştır [9, 15].

1970'li yılların ilk bölümünde, üç alaşım, ZA124 (%4 Al, %0,4 Mn, %12 Zn), ZA102 (%2 Al, %0,7 Mn, %10 Zn) + %0,3 Ca ve AZ88 (%8 Al, %0,2 Mn, %8 Zn) NL Industries tarafından geliştirilmiştir [15]. ZA124, AS41'in sürünme direncine benzer bir sürünme direnci sunmaktadır. ZA124 alaşımı iyi korozyon direncine ve akışkanlığa sahiptir. Yüksek Çinko'lu (Zn) alaşıma az bir miktar Ca eklendiğinde sürünme direncinin önemli oranda geliştirilebildiği bulunmuştur. ZA102 (%0,3

Ca)'nin alaşımının sürünme direnci, AS21 alaşımının sürünme direncine benzer ve ZA124 alaşımının sürünme direncinden daha yüksektir. Bunun ötesinde, bu alaşımlara Ca eklendiğinde, sıcak yırtılma problemleri en aza inmiştir. Geliştirilen diğeri bir başarılı alaşım da AM60 alaşımıdır. Bu alaşım AZ91 alaşımının sünekliliğinden daha yüksek bir süneklilik sunabilir ve yüksek performanslı araçların jant üretiminde kullanılmaktadır [9, 15].

Mg alaşımlarının korozyon davranışı metalurji, mikroyapı ve alaşım elementlerine dayanmaktadır. Üretim sürecinde mevcut bulunan Demir (Fe), Bakır (Cu) ve Nikel (Ni) gibi katodik saflık bozucular, Mg alaşımının korozyon direncini etkilemiştir [9]. Bu saflığı bozan unsurların Mg'da çözünürlüğü düşüktür, korozyonu artıran mikrogalvanik çiftler, farklı taneciklerin ya da bileşiklerin çökmesine neden olur.

Mg alaşımlarının korozyon direncine ilişkin büyük gelişmeler 1975-1990 yılları arasında olmuştur. Mg alaşım üreticileri impüriteleri çökelten teknolojiler geliştirmişlerdir. Böylece alaşımda bulunan Fe impuritesini 100-200 ppm'den 20 ppm'e kadar düşürerek ticari olarak üretilmesini sağlamışlardır. Bu durum yüksek saflıktaki alaşımların korozyon direncinin 100 kat gelişmesinin, büyük ölçekli ve artan bir şekilde Mg alaşımlarının kullanılmasının esas nedenidir. Bu dönemde geliştirilen yeni alaşım AE42'dir ki, bu oldukça yüksek sıcaklık özelliklerini sunabilen ve sürünme direnci AS21'in sürünme direncini aşan bir alaşımdır [9, 15].

Derwent Dünya Patent Endeksi 1963-1996 dönemi magnezyum alaşımı anahtar sözcüğü ile araştırıldığında, 1648 patent arasında 27 adet basınçlı döküm ile ilgili patent vardır [17]. Bu buluşların bir çoğı Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Al, Mg-Al-Si, ve Mg-Zn-Nadir toprak elementleri (RE) üzerine temellendirilmiştir. Dökümdeki gelişmeler yüksek sıcaklıklarda ve oda sıcaklığında mekanik özellikleri geliştirmek için genellikle Mg ile Al, Zn, Mn, Si, Ca, Seryum (Ce), Yttriyum (Yi), Çinko (Zr), Cu, Ni, Gümüş (Ag) vb. ile alaşım haline getirilmiştir. Son zamanlardaki alaşım ile ilgili gelişmelerin birçoğı Mg-Al alaşımına Zn, Ca, Si veya RE eklemek sureti ile değiştirilmesi temellidir [9].

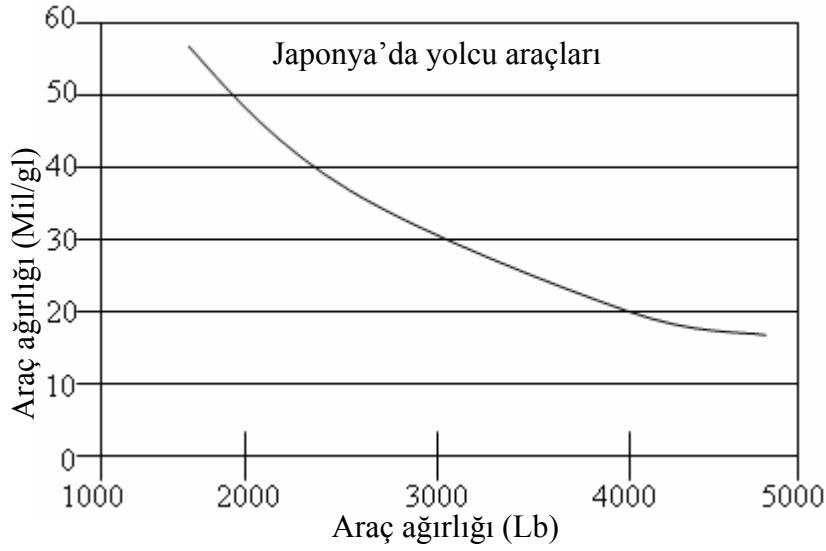
Mg-Bi, Mg-Y, Mg-Ca ve Mg- Sr sistemleri yüksek ergime derecelerine sahip olduğu için, bu alaşımlar yüksek sıcaklıklardaki uygulamalarında alaşım geliştirme potansiyeline sahiptirler. Ancak, bazı önemli alaşım elementleri (Yi, Ag ve RE) pahalıdır ve özel uygulamalar için kullanılır [9].

2.3. Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

Otomotiv ve uzay-uçak sanayilerindeki ağırlık tasarrufuna yönelik arayışlarda Mg metali düşük yoğunluğu ile mühendislik uygulamaları açısından en hafif yapısal metal olarak ön plana çıkar. Günümüzde Mg alaşımlarına olan en büyük ilgi otomotiv sektöründen gelmektedir. Bunun başlıca nedeni, hafif Mg alaşımlarının kullanımı ile araç ağırlığında yapılan azalmanın yakıt ekonomisi sağlaması ve bunun sonucu olarak gaz emisyonlarının da azaltılabilecek olmasıdır. Özellikle otomotivde hafif metalik malzemelere yöneliş sadece günümüzün otomobilleri ile ilgili değildir. Güneş enerjisi, elektrik veya hidrojen gibi alternatif enerji kaynakları ile çalışacağı öngörülen geleceğin otomobillerinde hafiflik bugünküne kıyasla çok daha önemli bir gereksinimdir. Önümüzdeki yıllarda binek otomobillerde ulaşılması planlanan yakıt tüketimi 3 litre/100 Km gibi zorlu bir hedeftir ve bunun için otomobil ağırlığında yaklaşık %30'luk bir azalma gerekmektedir [18]. Şekil 2.4'de araç ağırlığı ile yakıt ekonomisi arasındaki ilişki gösterilmiştir.

Mg'un Al ve çelikle karşılaştırıldığında yüksek fiyatlı olmasına rağmen, net şekle yakın döküm parçalar üretildiğinden otomobillerde kullanımı fazladır [16].

Mg-Al-Zn (AZ91) alaşımları, çoğunlukla otomobil parçalarının dökümü için kullanılır. Diğer Mg alaşımlarıyla karşılaştırıldığında; AZ91 Mg alaşımı daha iyi döküm, daha iyi dayanım özellikleri göstermektedir.



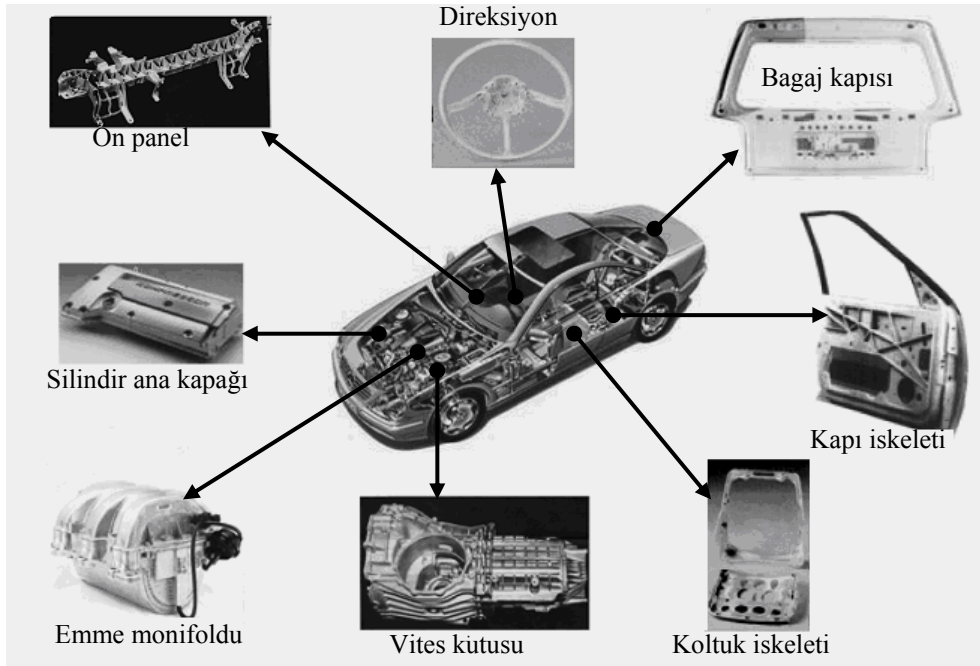
Şekil 2.4. Araç ağırlığı ile yakıt ekonomisi arasındaki ilişki [16]

Son yıllarda, Mg'un otomobil parçalarında kullanılması hızla artmıştır. Otomobillerde kullanılan birçok parça, basınçlı döküm ile Mg'den imal edilmiştir.

Mg'un otomobil parçalarında kullanımı yaklaşık olarak son 80 yıldadır. 1930 yılında Louse Chevrolet tarafından bir prototip arabada Mg pistonları ve Volkswagen Beetle motorunda ve aktarma organlarında 20 kg'dan fazla Mg kullanılmıştır [18]. Bu süreç zarfında, Mg genellikle sınırlı potansiyele sahip özel bir materyal olarak varsayılmıştır. 1970'lerdeki petrol krizinden beri Mg, otomobil endüstrisinde çok daha önemli bir rol oynamıştır. Resim 2.1'de otomobil parçalarında Mg alaşımının kullanımı gösterilmiştir.

Basınçlı döküm metodu en çok kullanılan üretim metodu olarak göze çarpmaktadır. Yüksek miktarlı talepler düşük maliyetli basınçlı döküm metodu için itici bir kuvvet olmuş ve basınçlı döküm metodu hızla gelişmiştir [16, 18].

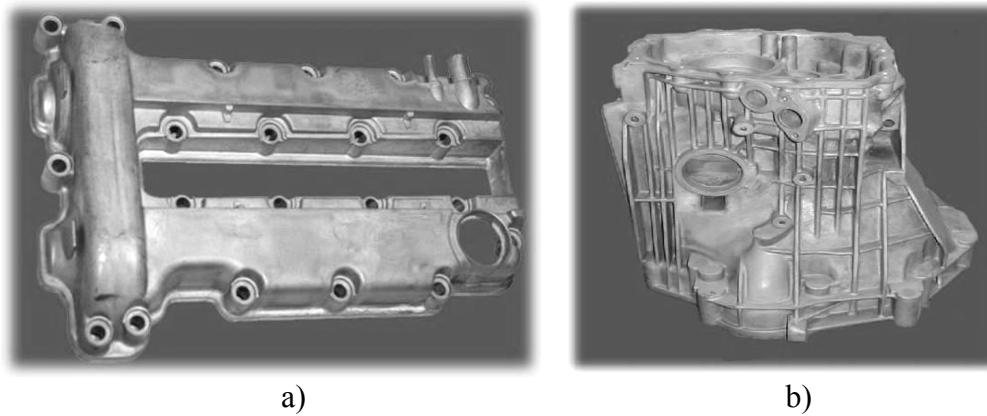
1930'lardan 1965'lere kadar, yalnızca ticari olarak kullanılan alaşımlar Mg-Al-Zn-Mn esaslıdır. Parçaların çoğunluğu AZ91 alaşımından üretilmiştir. Bu alaşım, gerilme kuvvetini biraz düşmesine rağmen, yüksek yumuşaklık ve darbe etki direncini sağlamıştır [9, 15].



Resim 2.1. Otomobil üretiminde Mg alaşımından dökülmüş parçalar [19, 20]

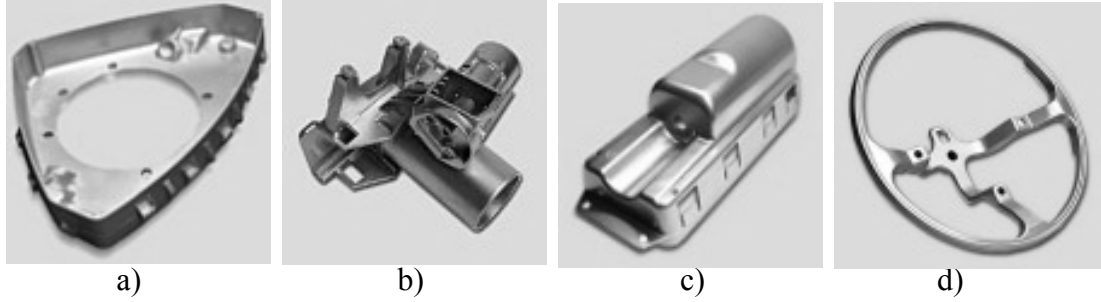
Mg-Al-Mn esaslı alaşımlar (AM50, AM60 iyi uzama ve darbe dayanımlarına sahiptirler [8]. AS41, AS21 (Mg-Al-Si-Mn) ve AE42 (Mg-Al-Re) alaşımları artan sıklıkla, Mg-Al-Mn ve Mg-Al-Zn-Mn alaşımlarından daha yüksek sürünme dayanımıyla karakterize edilen aktarma parçaları imalı için kullanılır [9].

AZ serisi alaşımlar otomobil, havacılık, bilgisayar ve mobil telefonlarda kullanılır [1]. Resim 2.2’de AZ91 alaşımından üretilmiş döküm parçalar görülmektedir.



Resim 2.2. AZ91 alaşımı döküm parçaları a) üst yağ kapağı b) aktarma parçası [21]

Mg alaşımlarından AM serisi alaşımlar yüksek toklukları ve enerji absorblama özellikleri bakımından özellikle direksiyon, tekerlek, otomobil koltuk iskeleti yapımında kullanılır [1]. Resim 2.3’de AM alaşımından dökülmüş parçalar görülmektedir.



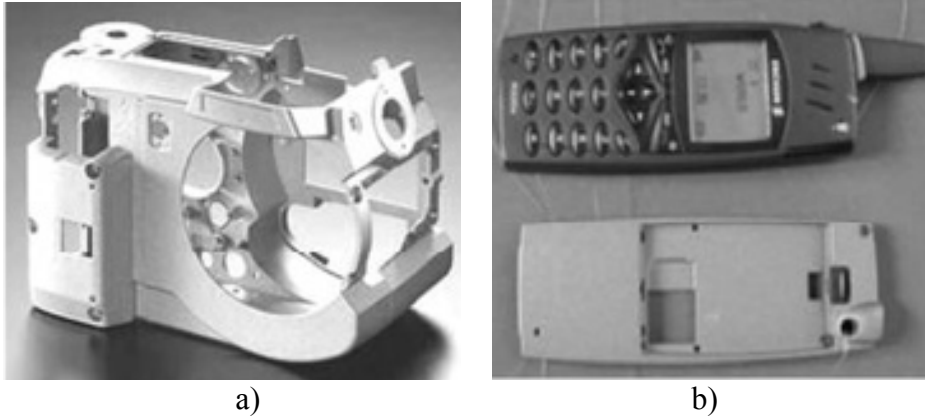
Resim 2.3. AM alaşımı döküm parçaları [7, 11,13, 21, 22] a) Hava yastığı kutusu b) direksiyon kilit kutusu c) Yolcu hava yastığı kiliti d) Direksiyon simidi

AE42 alaşımları 200 °C’nin üzerindeki servis koşullarında, transmisyon elemanı ve motorlarda kullanılır [1]. Resim 2.4’de WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu görülmektedir.



Resim 2.4. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu [15, 23]

Süper hafif Mg-Li esaslı alaşımlar bilgisayar elemanı olarak plastik ve diğer benzer malzemelerin yerine kullanılabilmektedir [1, 2]. Resim 2.5’de Li esaslı Mg alaşımından dökülmüş kamera ve cep telefon kutusu görülmektedir.



Resim 2.5. Li katkılı Mg alaşımı döküm parçaları a) kamera kutusu b) cep telefonu kutusu [2]

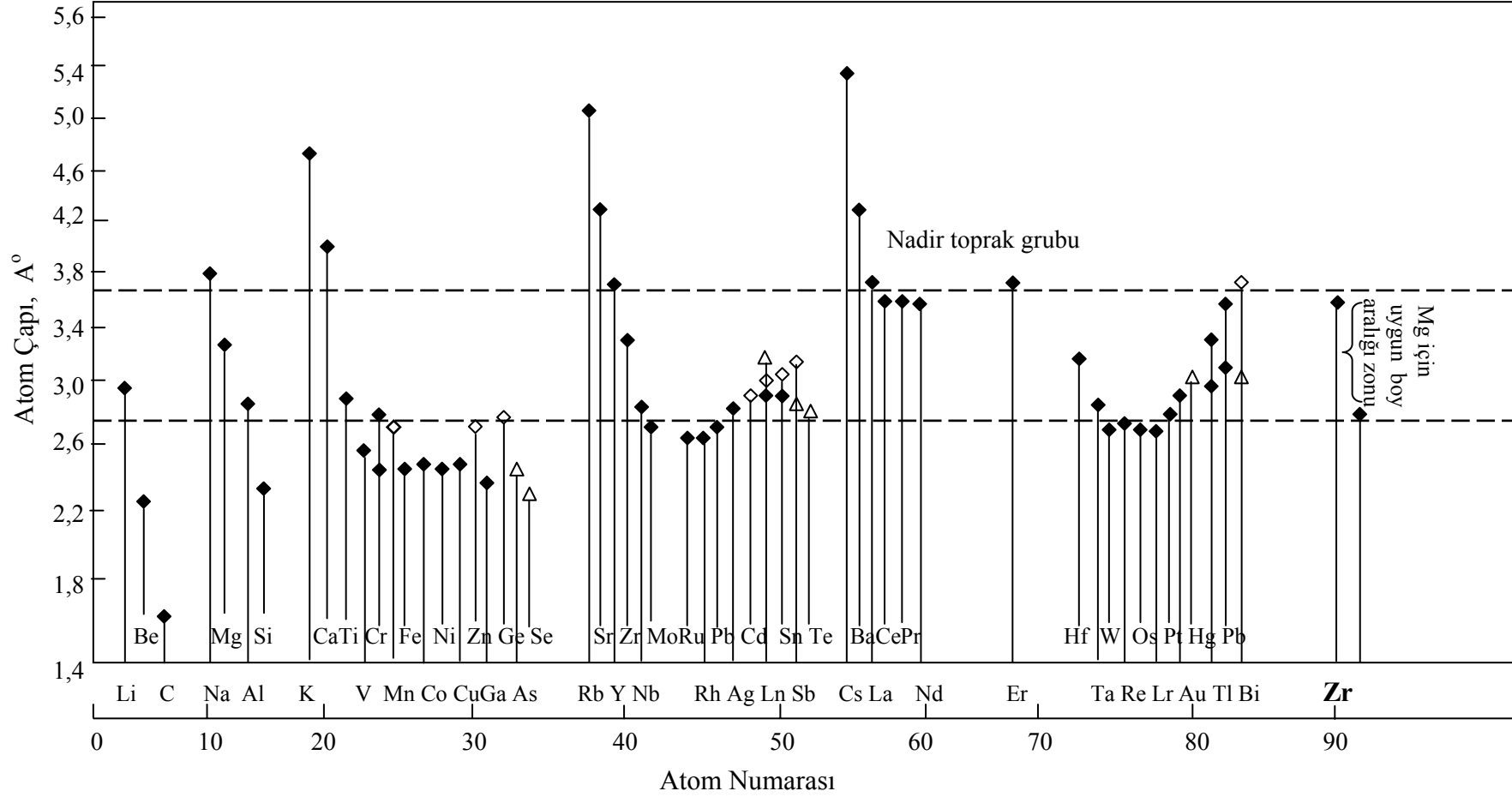
2.4. Magnezyum Döküm Alaşımlarına Alaşım Elementlerinin Etkisi

Mg'un özelliklerini geliştirmek için alaşım elementleri katılarak döküm ürünler elde edilmektedir. Mg hegzagonal bir kafes yapısına sahiptir ve sahip olduğu tane çapı da çok fazla sayıda elementle katı çözünebilirliğe müsaade eder. Alaşımlandırmadaki esas prensip malzemenin dayanım özelliklerinde belirli gelişimler sağlamaktır. Mg yapısal bir malzeme olarak kullanıldığında Al, Mn, RE, Ag, Th, Ce, Zn ve Zr gibi elementler katılarak alaşımlandırılır. Bu elementlerin biri veya birkaçı ile alaşımlandırıldığı zaman alaşımlar genellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olur. Mg alaşımlarındaki en çok kullanılan alaşım elementi Al'dir [3, 9, 24].

Mg alaşımları için katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi iki önemli sertleştirme mekanizmalarıdır. Hume-ruthery kurallarına göre; Eğer çözünen ve çözen atomların atomik çapları arasındaki fark % 14-15'i aşarsa, katı çözelti oluşmayabilir. Ayrıca, katı çözelti oluşturabilmek için iki elementinde aynı kristal yapıya sahip olması gerekir [9, 15]. Çizelge 2.6'da ikili Mg alaşımlarında oluşan katı intermetalik fazlar ve çözünebilirlik verileri, Şekil 2.5'de elementlerin uygun atomik boyutları verilmiştir.

Çizelge 2.6. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri [15]

Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C	Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C
	% ağı.	% at.				% ağı.	% at.		
Mg-Al	12,7	11,6	Mg ₁₇ Al ₁₂	402	Mg-Sm	5,8	0,99	Mg ₆₂ Sm	-
Mg-Ca	0,95	0,58	Mg ₂ Ca	714	Mg-Gd	23,5	4,53	Mg ₆ Gd	640
Mg-Sc	25,9	15,9	MgSc	-	Mg-Tb	24,0	4,57	Mg ₂₄ Tb ₅	-
Mg-Mn	2,2	1,0	Mn	1245	Mg-Dy	25,8	4,83	Mg ₂₄ Dy ₅	610
Mg-Zn	8,4	3,3	MgZn	347	Mg-Ho	28,0	5,44	Mg ₂₄ Ho ₅	610
Mg-Ga	8,5	3,1	Mg ₅ Ga	456	Mg-Er	32,7	6,56	Mg ₂₄ Er ₅	620
Mg-Y	12,0	3,6	Mg ₂₄ Y ₅	620	Mg-Tm	31,8	6,26	Mg ₂₄ Tm ₅	645
Mg-Zr	3,6	0,99	Zr	1855	Mg-Yb	3,3	0,48	Mg ₂ Yb	718
Mg-Ag	15,5	4,0	Mg ₃ Ag	492	Mg-Lu	41,0	8,80	Mg ₂₄ Lu ₅	-
Mg-In	53,2	19,4	Mg ₃ Ln	484	Mg-Hg	3,0	0,4	Mg ₃ Hg	508
Mg-Sn	14,85	3,45	Mg ₂ Sn	770	Mg-Tl	60,5	15,4	Mg ₅ Tl ₂	413
Mg-Ce	0,74	0,13	Mg ₁₂ Ce	611	Mg-Pb	41,7	7,75	Mg ₂ Pb	538
Mg-Pr	1,7	0,31	Mg ₁₂ Pr	585	Mg-Bi	8,85	1,12	Mg ₃ Bi ₂	821
Mg-Nd	3,6	0,63	Mg ₄₁ Nd ₅	560	Mg-Th	5,0	0,49	Mg ₂₃ Th ₆	772

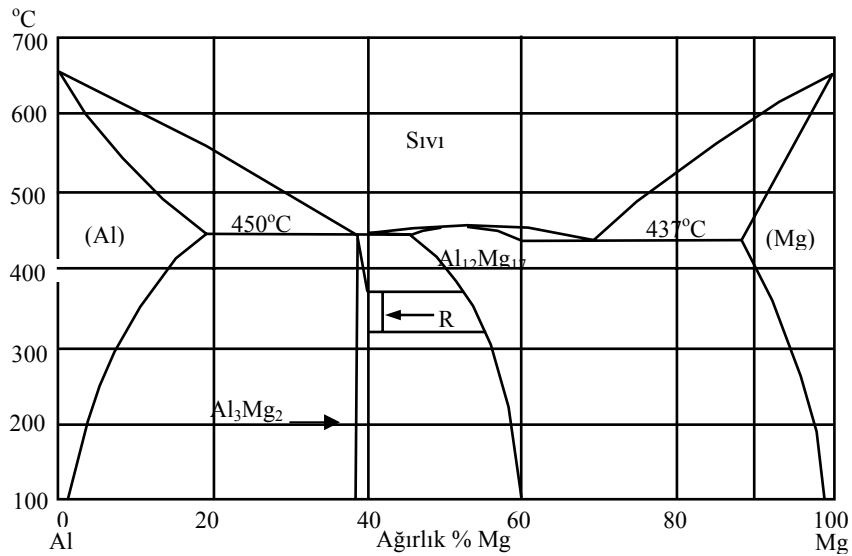


Şekil 2.5 Elementlerin uygun atomik boyutları [9]

Ticari Mg alaşımlarında kullanılan farklı alaşım elementlerinin etkisi kısaca aşağıda belirtilmiştir.

2.4.1. Alüminyum (Al)

Mg esaslı alaşımlarda Al, Mg'un katı çökelti dayanımını, ergiğin dökülebilirliğini geliştirir ve döküm alaşımlarının mikro gözeneklerini azaltır. Al katkısı alaşımın sertliğini, dayanımını ve katılaşıma zamanını artırmakta, fakat sünekliğini azaltmaktadır. Katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi ile oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikliği düşük sıcaklıklarda (≤ 120 °C) oluşarak alaşımın dayanımını geliştirir. Bununla birlikte, fazla miktarda Al içeren alaşımlar mikro gözeneklere karşı eğilimlidirler [3, 9, 24, 25]. Şekil 2.6'da Mg-Al denge diyagramı görülmektedir. Mg-Al ikili sistemi ve Mg-Al-Zn sistemleri Bölüm 2.5'de daha detaylı anlatılacaktır.

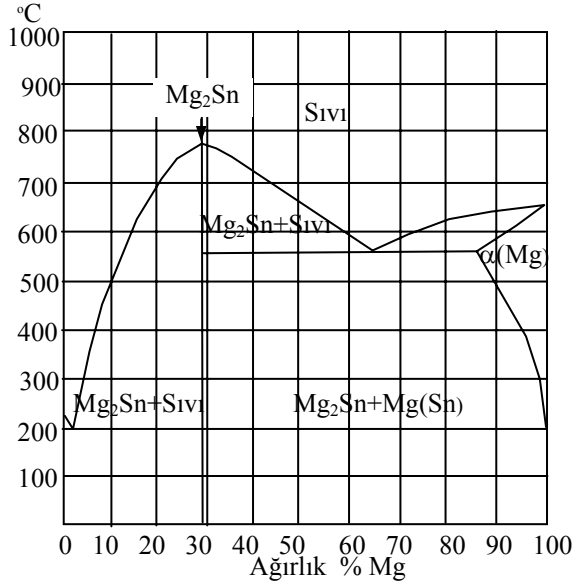


Şekil 2.6. Mg-Al denge diyagramı [26, 27]

2.4.2. Kalay (Sn)

Sn, sünek bir element olmakla beraber, Mg'den daha düşük ergime sıcaklığına sahip ve Mg'den daha az akıcılığı olan bir elementtir [28]. Sn içeren alaşımda Mg_2Sn intermetalik faz oluşumu soğuma hızına bağlıdır. Yüksek soğuma hızlarında çubuk

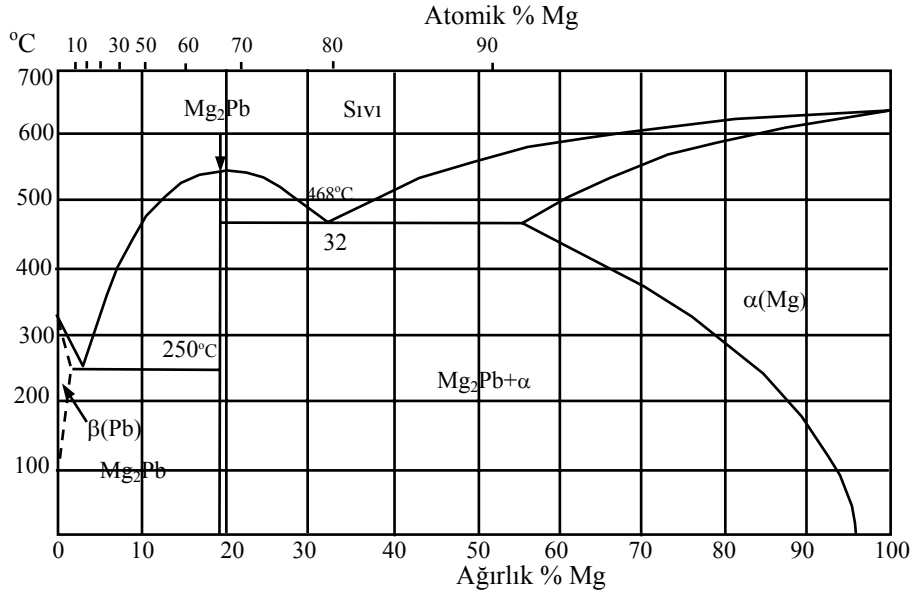
tipi Mg_2Sn partiküllerin gözlenmesi Mg matrisi ile birlikte olur [29]. Şekil 2.6'da Mg-Sn denge diyagramı görülmektedir



Şekil 2.7. Mg-Sn denge diyagramı [27, 28]

2.4.3. Kurşun (Pb)

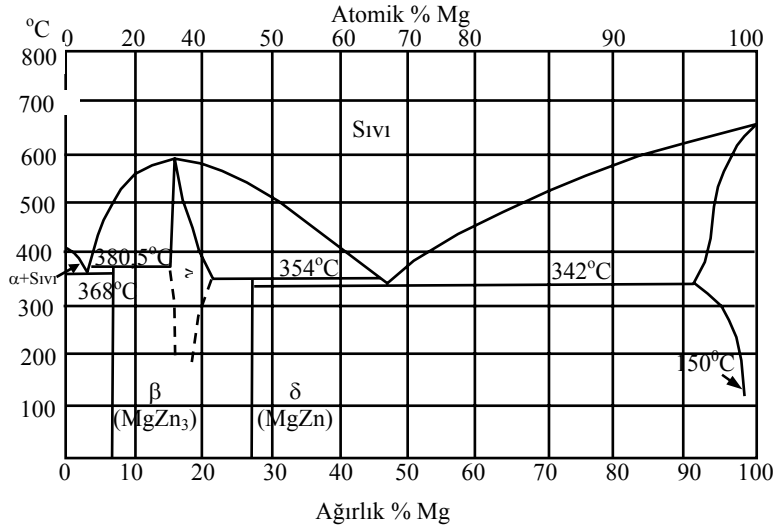
Alaşıma ilave edilen Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan; yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 460 °C) %40'a kadar Pb çözünmekte ve ayrı faz olarak ortaya çıkmamaktadır. Şekil 2.6'da verilen Mg-Pb denge diyagramı incelendiğinde alaşım sıcaklığı azaldıkça $Mg_2Pb + \alpha$ fazı oluşmaktadır. Pb, iyi bir çözünürlüğe sahip element olduğundan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını inceltmektedir [30].



Şekil 2.8. Mg-Pb denge diyagramı [27]

2.4.4. Çinko (Zn)

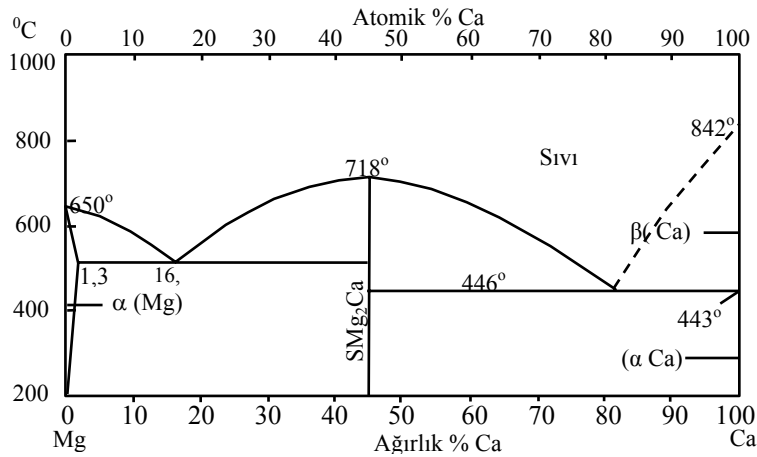
Zn, tane sınırlardaki ötektik miktarını artırarak, alaşımın katılaşma sıcaklığını düşürmektedir. Korozyon özelliklerinde Cu'nın kötü etkisini yok etmek için Zn ilave edilmektedir [3, 19, 25]. Zn, çökelti sertleşmesi sayesinde ortam sıcaklıklarında dayanımı ve aynı zamanda ergiyeğin akıcılığını artırmakla birlikte, tane sınırlarına çökmesi ile sıcak yırtılma oluşturduğu için %2 ile sınırlıdır. Malzeme, segregasyonlu bölgenin ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda deforme edildiğinde, tane sınırları boyunca ayrışır [3, 9]. Şekil 2.9'da Mg-Zn denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.9. Mg-Zn denge diyagramı [9, 25]

2.4.5. Kalsiyum (Ca)

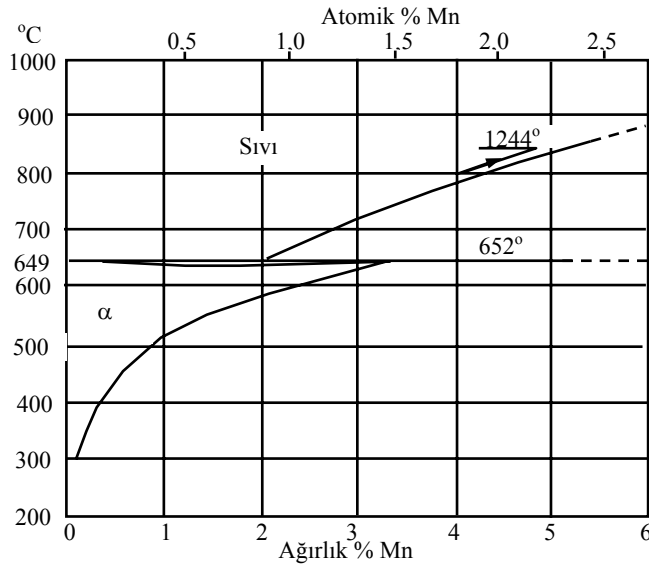
Şekil 2.10'da Mg-Ca denge diyagramı verilmiştir. Ca'nın, Mg içerisinde maksimum çözünübilirliği 565 °C'de %1,34, 200 °C'de ise yaklaşık % 0'dır. İntermetalik bileşim olan Mg_2Ca 'un ergime noktası 715 °C'ye ulaşır (Şekil 2.10). Çünkü Mg'de Ca sınırlı çözünübilirliği ile katı eriyik sertleşmesine etkisi sınırlıdır. Genellikle Ca, alaşımın sürünme direncini geliştirir. Ayrıca, azda olsa ergiyik metalin oksidasyonunu azaltmaktadır. Ca'un, korozyon dayanımı üzerinde zararlı etkisi vardır [8, 9, 25]. Ca miktarının artması ile sıcak yırtılma eğilimi artmaktadır.



Şekil 2.10. Mg-Ca denge diyagramı [9, 27]

2.4.6. Mangan (Mn)

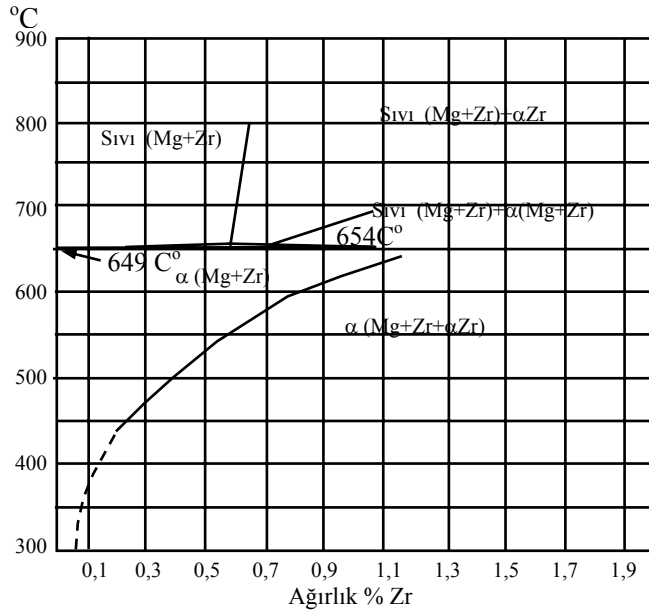
Alaşıma ilave edilen Mn daha çok korozyon direncini artırmak için kullanılır. Mn'ın Mg alaşımlarında, korozyon direncine etkisi fazladır. Fe-Mn çökeltlerinde, Fe'in kontrolü için Mn kullanılır. Mn, Mg alaşımlarının sürünme direncini geliştirir ve Fe'in etkisini azalttığı için, korozyonu engeller. Fakat, Mg alaşımlarının dayanımında Mn'ın etkisi azdır [3, 8, 9, 25]. Şekil 2.11'de Mg-Mn denge diyagramına göre Mn, Mg içersinde % 3,4'e kadar sıcaklığa bağlı olarak katı eriyik oluşturabilmektedir.



Şekil 2.11. Mg-Mn denge diyagramı [27]

2.4.7. Zirkonyum (Zr)

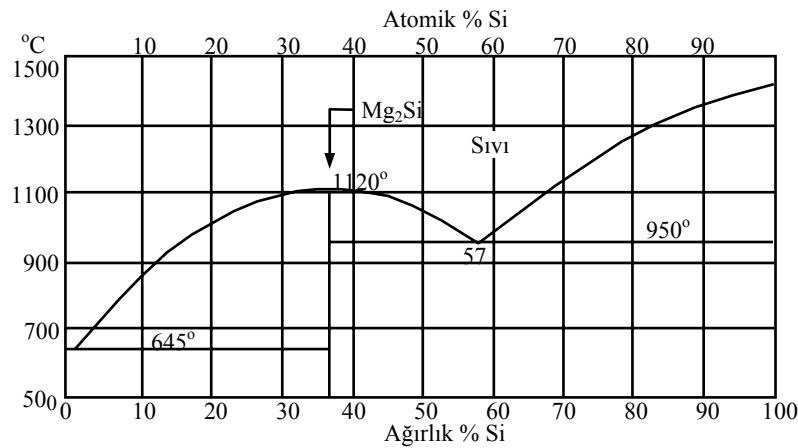
Alaşıma ilave edilen Zr, Mg alaşımlarında tane inceltici olarak kullanılır. Zr, oda sıcaklığında mekanik özellikleri geliştirir. Ancak; Si, Al, ve Mn elementleri ile uyumsuzluk gösteririr. Bundan dolayı Si, Al ve Mn içeren alaşımlarda Zr kullanılmamaktadır [3, 9, 31]. Zr'un katı eriyik oluşturma oranı denge diyağramında görüldüğü (Şekil 2.12) üzere % 1,2 civarındadır.



Şekil 2.12. Mg-Zr denge diyagramı [27, 31]

2.4.8. Silisyum (Si)

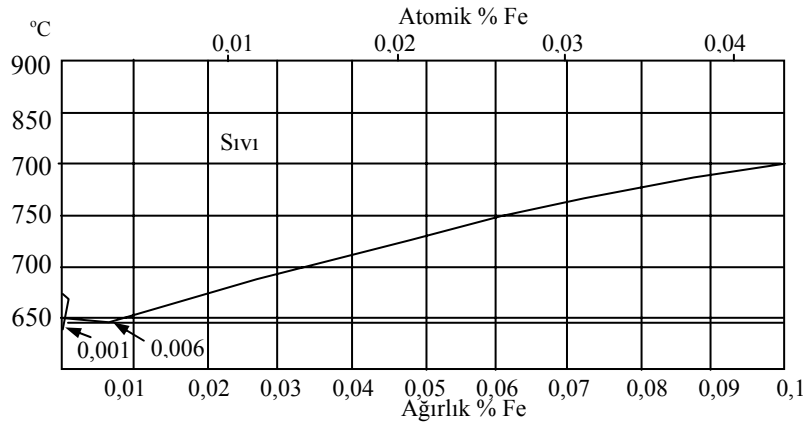
Litaratürde Si'un Mg alaşımlarının dökülebilirliğini ve akıcılığını düşürdüğü açıklanmaktadır [1, 8, 9]. Korozyon özelliklerinin iyileştirilmesinde ihmal edilebilir derecede etkisi vardır [8, 9]. Si atomları, Mg matrisinde kritik çaptan aşağı düştüğünde, oda sıcaklığında katı halde Mg_2Si intermetalik oluşturur [28]. Şekil 2.13'de Mg-Si denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.13. Mg-Si denge diyagramı [27, 28]

2.4.9. Demir (Fe)

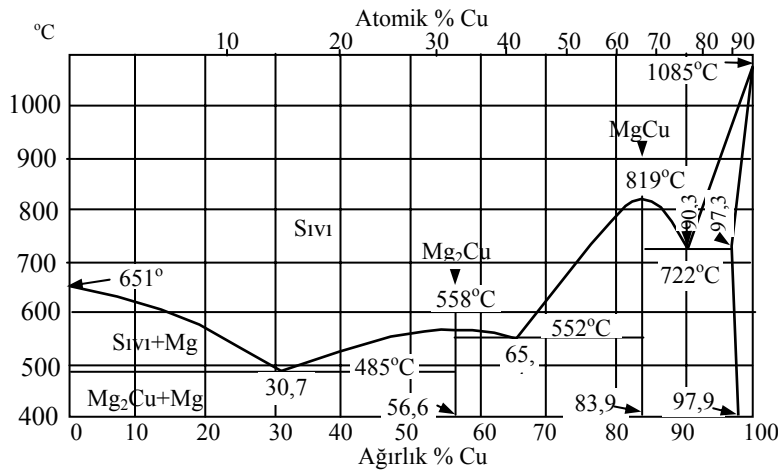
Mg'un çelik kalıplarla kuvvetli reaksiyona girmesini artırır. Korozyon özelliklerini büyük oranda azaltır. Kalıpları nemden korumak için gereklidir [1]. Şekil 2.14'de Mg-Fe denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.14. Mg-Fe denge diyagramı [27]

2.4.10. Bakır (Cu)

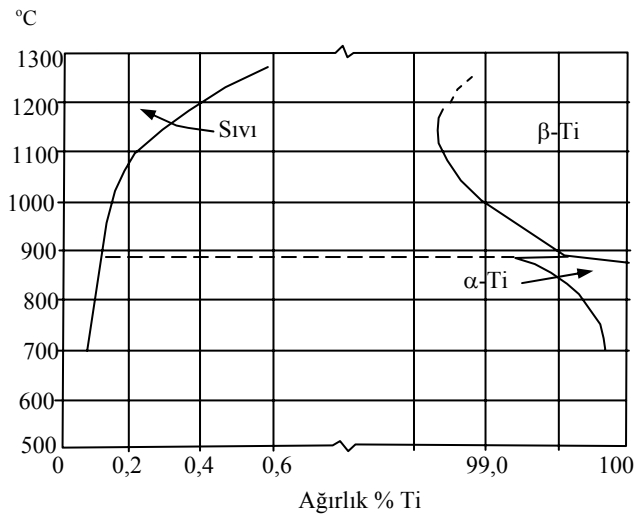
Cu, dökülebilirliği iyileştirir. Korozyon özelliklerine zararlı olduğundan sınırlı kullanılmalıdır [1]. Şekil 2.15'de Mg-Cu denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.15. Mg-Cu denge diyagramı [27]

2.4.11. Titanyum (Ti)

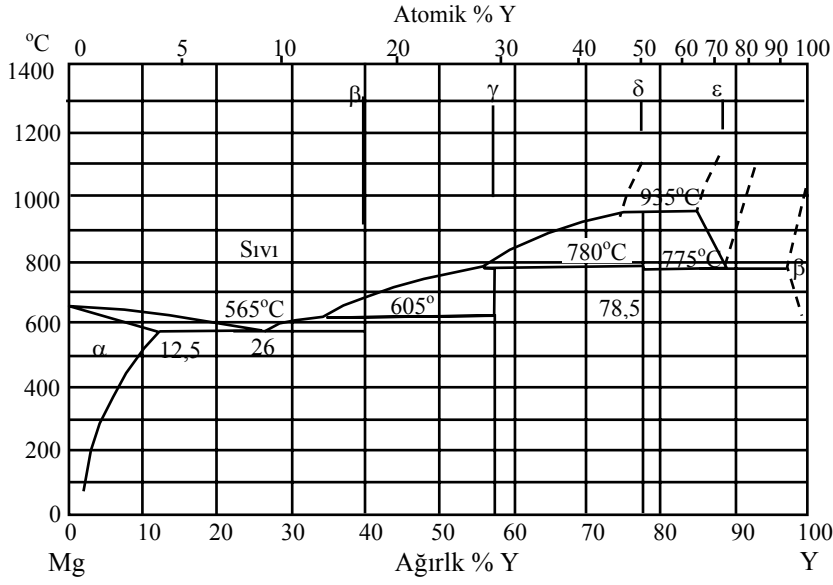
Alaşıma ilave edilen Ti, Mg içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaşma ile Mg alaşımları üretilirse Ti'un çözünürlük miktarı artırılabilir [32]. Şekil 2.16'da Mg-Ti denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.16. Mg-Ti denge diyagramı [27]

2.4.12. Yttriyum (Y)

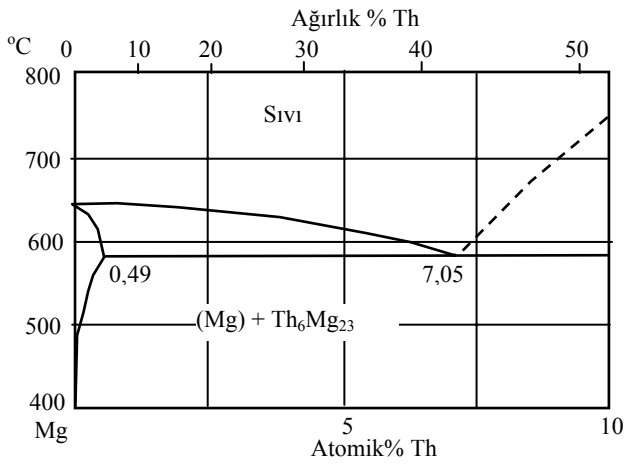
Y, Mg alaşımlarının dayanımını artırır. Yüksek sıcaklıklarda gerilme ve sürünme özelliklerini geliştirir. Ayrıca, Y'nin ilavesi alaşımın korozyon özelliklerini geliştirir. Y, Mg'de yüksek çözünürlüğe sahiptir (%12,5) ve azalan sıcaklıkla birlikte çözünürlük de azalmakta ve çökelti sertleşmesi oluşmasına sebep olmaktadır [9]. Şekil 2.17'de Mg-Y denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.17. Mg-Y denge diyagramı [7, 27]

2.4.13. Toryum (Th)

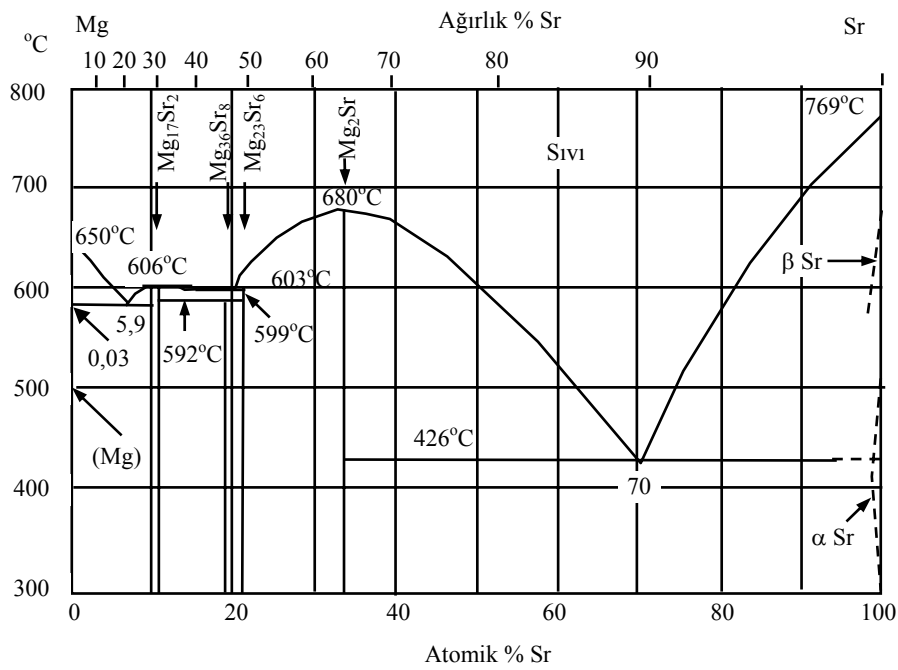
Alaşıma ilave edilen Th, Y’da olduğu gibi, yüksek sıcaklıklarda gerilme ve sürünme özelliklerini geliştirir. Dökülebilirliği iyileştirir, mikroporozite eğilimini azaltır [9]. Şekil 2.18’deki Mg-Th denge diyagramından Th yaklaşık %0,49 oranında katı eriyik yaparken, %7,05 değerinde ötektik oluşturduğu görülmektedir.



Şekil 2.18. Mg-Th denge diyagramı [27]

2.4.14. Stronsiyum (Sr)

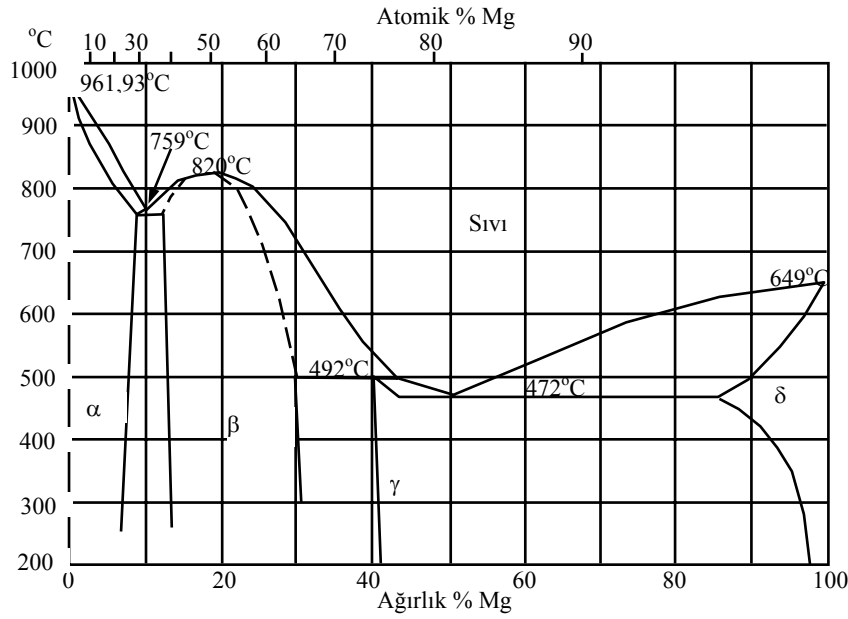
Stronsiyum'un (Sr) mikrogözeneklerin dağılmasında etkisi vardır ve Mg alaşımlarının porozite eğilimini azaltır. Sürünme direncini artırır. Sr ilavesinin Mg alaşımlarında korozyona etkisi çok azdır [9]. Şekil 2.19'da Mg-Sr denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.19. Mg-Sr denge diyagramı [9, 27]

2.4.15. Gümüş (Ag)

Ag elementi katkısı Mg alaşımlarının sertliğini geliştirir, ancak Ag'ün yüksek maliyetli oluşundan dolayı kullanımı sınırlıdır [3, 9]. Şekil 2.20'de Mg-Ag denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.20. Mg-Ag denge diyagramı [27]

2.4.16. Toprak alkali elementleri (RE)

RE elementleri yüksek ısı dayanımını ve sürünme direncinin artırdığını ve döküm porozitesini azalttığı araştırmalar sonucunda bilinmektedir [3, 9].

RE elementleri dökülebilirliği iyileştirir ve Mg alaşımlarında mikroporoziteyi azaltır. Oda sıcaklıklarında ve yüksek sıcaklıklarda alaşımda katı eriyik ve çökeltme sertleşmesi yaparlar. Bu elementler, dayanım özelliklerini iyileştirir ve yükselen sıcaklıklarda alaşımların iyi sürünme dirençleri sayesinde kararlı çökeltileri matriste ve tane sınırlarında dağılır. Sodyum (Na), Potasyum (K), Li gibi RE elementleri korozyon özelliklerini de iyileştirir [3, 6, 9].

2.5. Magnezyum-Alüminyum İkili Sistemi

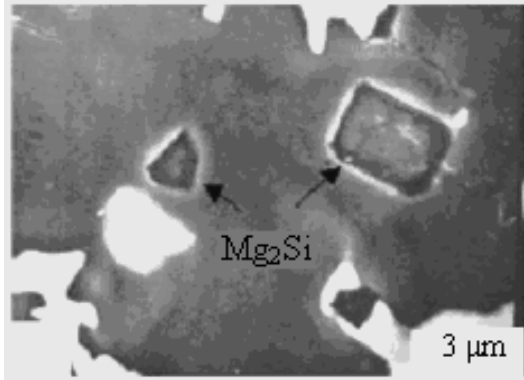
Mg-Al ikili sistemi en eski ve en yaygın kullanılan döküm alaşımlarıdır. AZ91, AM50 ve AM60 gibi alaşımlar tüm Mg alaşım dökümünün büyük bir bölümünü kapsamaktadır [3, 9]. Şekil 2.6'da verilen ikili Mg-Al diyagramı incelendiğinde ötektik reaksiyon, bir başka deyişle $Sıvı \rightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha (Mg)$ dönüşümü, 437 °C gibi

düşük bir sıcaklıkta olduğu gözlenmektedir. Bu sıcaklıkta Al'un maksimum çözünebilirliği %12,7 dir. Alaşım %2'den fazla Al içerdiğinde, dökümün mikroyapısında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik bileşiği oluşur. Eğer alaşımdaki Al içeriği %8'in üzerinde olursa $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiği tane sınırları boyunca yayınır ve sonuçta şekillenebilirlik hızla azalır. Çözünme işlemi, 420 °C civarında $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiğinin yayınmasıyla sonuçlanır ve şekillendirebilirlik yükselir. $Mg_{17}Al_{12}$ çökmesi 150 °C'de yaşanmaya neden olur ve bu çökelti dayanımı geliştirir. Zn, Mn, Si gibi diğer elementler Mg-Al sistemi içerisinde alaşımlandırılarak özelliklerinin gelişimi için kullanılır [3, 6, 8, 9].

Mg-Al ikili alaşımları oldukça iyi döküm özelliklerine ve iyi mekanik özelliklere sahiptir. Mg-Al alaşımları Mn, Zn, RE ve Si gibi ilave elementlerle üçlü ve dörtlü alaşımlar oluştururlar. Bu ilave elementler daha önce de belirtilen özellikleri geliştirilerek alaşımların dökümünü daha uygun hale getirirler. Fakat ilave edilen bu elementler alaşımın katılaşma davranışını zorlaştırırlar [3, 7, 9]. En fazla kullanılan alaşım elementleri Al, Zn, Mn ve Zr dir. RE, Yi ve Ca genellikle yüksek sıcaklıklar için kullanılır [6, 9].

2.5.1. Magnezyum-alüminyum-silisyum alaşımları

Mg alaşımlarında 150 °C'ye kadar sürünme direncini geliştirmek için AS41 (%4,2 Al, %1 Si, %0,35 Mn) basınçlı döküm alaşımı geliştirilmiştir [9]. Bu alaşımın dayanımı, hızlı katılaşma sonucu ince taneli yapıya sahip olan Mg_2Si fazından kaynaklanmaktadır. Alaşım kuma döküm uygulamalarında kullanılamamıştır. Çünkü, kuma döküm işleminde yavaş soğumadan dolayı Mg_2Si fazı kaba taneli olmuştur. Alaşımın kaba taneli olmasından dolayı, süneklik ve çekme dayanımı azalmaktadır [33]. Resim 2.6'da Si'li Mg alaşımlarının mikroyapısı görülmektedir.



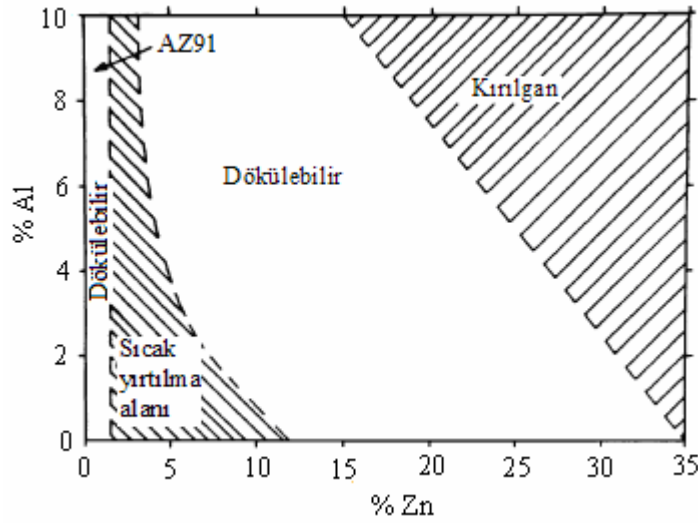
Resim 2.6. Si'li Mg alaşımlarının mikroyapısı [33]

2.5.2. Magnezyum-alüminyum-toprak elementleri alaşımları

1930'larda RE'nin Mg alaşımlarının özellikleri üzerinde yararlı etkileri olduğu keşfedilmiştir. RE'nin %1'den fazla eklenmesiyle, Mg- Al esaslı alaşımların sürünme dirençlerinde iyileşme olduğu görülmüştür. Belli başlı toprak alkali elementler RE, kararlı $Mg_{12}RE$ intermetalik bileşiği oluşturduğundan; hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda kararlılırlar ve düzenli bir matris yapısına sahiptirler. Artan Al içeriği ile birlikte dökülebilirliğin yükselmesine rağmen, RE'nin sürünme dirençlerindeki etkisi, bir dereceye kadar Al ilavesini sınırlı kılar [9]. RE miktarı AZ91 ve AM60'a %0,1'e kadar sıcak yırtılmayı artırmakta ve mikro sertliği geliştirmektedir. RE miktarı arttıkça sıcak yırtılma eğilimi azalmaktadır [34].

2.5.3. Magnezyum-alüminyum-çinko alaşımları

Mg-Al-Zn alaşım sistemi, Mg döküm alaşımlarında önemli bir yere sahiptir. 1913 yılında keşfedilen bu alaşım sistemi daha sonra bir çok araştırmacı tarafından geliştirilmiştir [9, 35]. Şekil 2.21'de Mg-Al-Zn esaslı döküm alaşımlarının dökülebilirlik aralıkları verilmiştir.

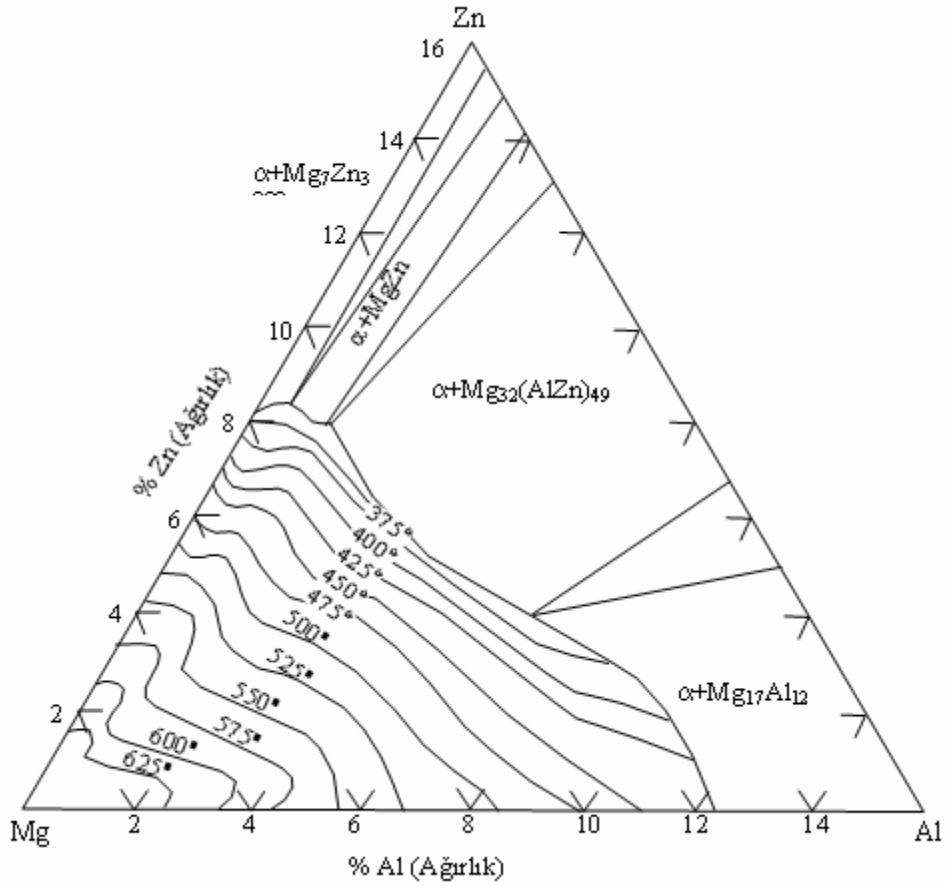


Şekil 2.21. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi [6, 35, 36]

Diyagram incelendiği zaman dört bölgeden oluştuğu görülmektedir.

- 1) Düşük Zn’de dökülebilir bölge : α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazları vardır ve AZ alaşımı bu bölgededir.
- 2) Sıcak yırtılma bölgesi
- 3) Yüksek Zn’da dökülebilir bölge: Yüksek Zn’li alaşımın dökülebilirliğini gösterir ve $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ intermetalik bileşiği bu bölgededir.
- 4) Kırılgan bölge

Şekil 2.22’de gösterilen Mg-Al-Zn alaşım sisteminin üçlü faz diyagramında Al’ce zengin bölge incelendiğinde, üç temel metalik faz olduğu görülmektedir. Bunlar; $MgZn$, $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$, ve $Mg_{17}Al_{12}$ ’dir. Bazı durumlarda $Al_2Mg_5Zn_2$ fazı 393 °C’den yüksek sıcaklıklarda ortadan kaybolur. $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ fazının oluşma sıcaklığı 535 °C’dir. $MgZn$ ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazlarının ergime sıcaklıkları sırasıyla 347 °C ve 460 °C’dir [9, 36].



Şekil 2.22. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı [9, 36, 15]

Mg-Al-Zn sisteminde sıvı bölgesindeki en yüksek sıcaklık Al'un ergime sıcaklığı olan 650 °C'dir. Üçlü ötektik reaksiyon sıcaklığı olan 338 °C en düşük sıcaklık noktasıdır. (sıvı $\leftrightarrow$ ϵ +(Mg)+ τ) Bu üçlü sistemde 12 intermetalik bileşik içeren 14 katı fazlar ve sembolleri Çizelge 2.7'de verilmiştir. Bu intermetalik fazlar içinde en yüksek çözünme sıcaklığına sahip iki faz τ ve η fazlarıdır ve sıcaklıklarında τ =535 °C ve η =590 °C'dir. Bu yüzden bu iki faz termal kararlılıkları sayesinde, yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek en umut verici intermetalik bileşiklerdir [9, 36, 15].

Çizelge 2.7. Katı fazlar, sembolleri ve ergime dereceleri [9]

Faz	Sembol	Ergime derecesi °C
Al	-	<660,5
Mg	-	<650
Zn	-	<419,6
Mg ₂ Al ₃	β	<453
Mg ₂₃ Al ₃₀	X	450 – 428
Mg ₄₈ Al ₅₂	Y	-
Mg ₁₇ Al ₁₂	γ	<460
Mg ₇ Zn ₃	δ	342 – 325
MgZn	ε	<347
Mg ₃ Zn ₃	ξ	<416
MgZn ₂	η	<590
Mg ₂ Zn ₁₁	θ	<381
Mg ₃₂ (Al,Zn) ₄₉	τ	<535
Al ₁₂ Mg ₅ Zn ₂	φ	393 - 535

Mg-Al-Mn ya da AZ91(%9 Al, %0,7 Zn, %0,2 Mn) ve AM60 (%6 Al, %0,2 Mn) gibi alaşımlar en sık kullanılan Mg alaşımlarıdır. Bu alaşımlar; iyi dökülebilirliğe, iyi mekanik özelliğe ve korozyon direncine sahiptirler. Ancak, bu alaşımlar 120 °C üzerindeki sıcaklıklarda düşük sürünme dirençlerinden dolayı kullanılmazlar [9, 15].

AZ91 Alaşımı

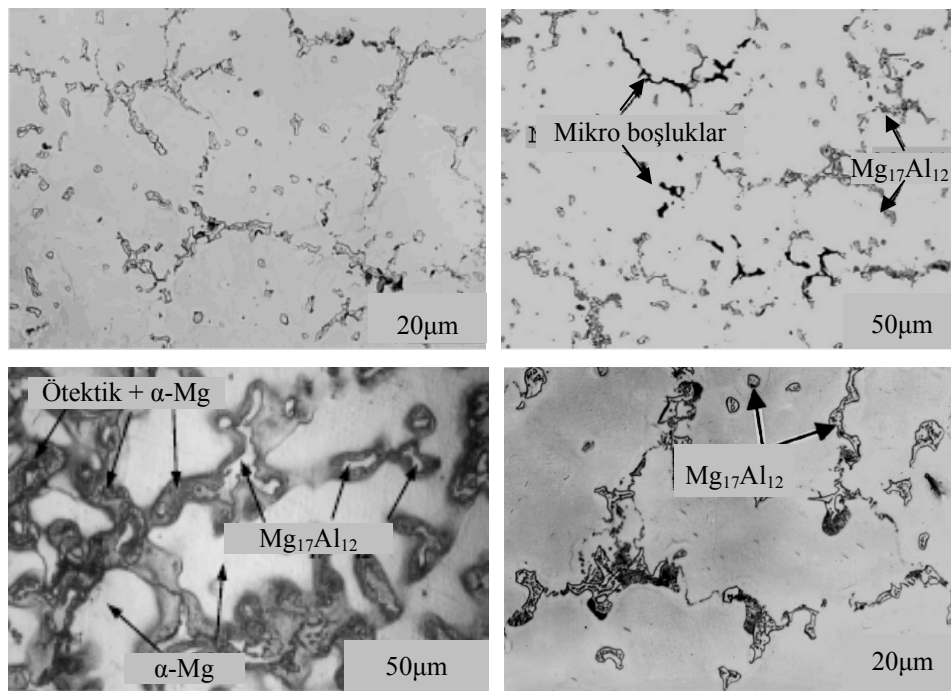
AZ91 serisi iyi döküm özelliği ve mekanik özelliği olmasından dolayı en çok kullanılan ticari, yapısal Mg alaşımıdır. AZ91 alaşımı otomotiv endüstrisinde kokil kalıp döküm olarak kullanıldığından son yıllarda incelenmek için ilgi çekmektedir. Alaşımın özelliklerini ve mikroyapılarını geliştirmek için değişik alaşımlamalar uygulanmaktadır. Örneğin; bu alaşım elementlerinden biri olan Ca'un oksidasyonu azalttığı, sızıntı emniyetini artırdığı, sıcak uygulamalara (130 -150 °C) olan yeteneği artırdığı fakat % 0.2 den fazla olduğu zaman, alaşımı kırılganlaştırdığı ve sıcak yırtılma eğilimini artırdığı gözlenmiştir [9, 37]. Yorulma dayanımı, sürünme direnci

ve gerilim direnci çok iyidir. Bununla birlikte AZ91 için en iyi sürünme direnci oda sıcaklığında gerçekleştiği rapor edilmiştir [9].

Mikroyapı

Basınçlı döküm ve kokil kalıba dökümle üretilen Mg AZ91 alaşımı dökümün mikroyapı ve mekanik özellikleri literatürlerde karşılaştırılmış ve iki döküm çeşidi mikroyapısı arasındaki farklılıklar tartışılmaktadır [9].

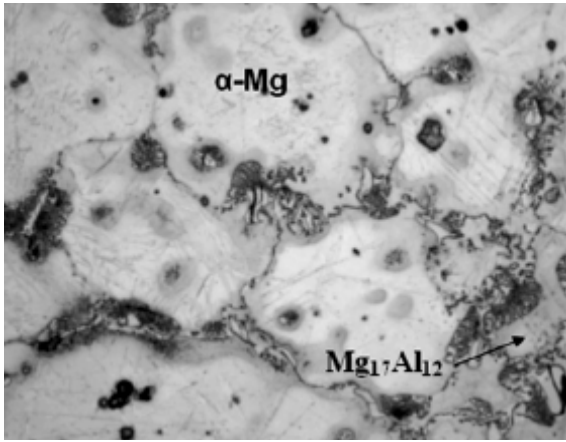
Mg-Al alaşımlarında Zn/Al oranı 1/3 oranını aştığında mikroyapıda üçlü Mg-Al-Zn fazı görülür [15]. Böylece faz oluşumu ve alaşımın denge katılaşma karakteristikleri ikili Mg-Al faz diyagramı ile anlaşılabilir (Şekil 2.6). AZ91'in dengeli katılaşması, birincil Mg olan α (Mg) katı eriyik çekirdeklenmesi ile yaklaşık 600 °C'de başlar. Bu çekirdekler büyür ve katılaşma 470 °C'de son bulur [3, 9]. α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazından oluşmuş ayrık bir ötektik oluşumu mikroyapıda görülür. Böylece denge dışı AZ91'in mikroyapısı α (Mg) ve bir intermetalik faz olan $Mg_{17}Al_{12}$ 'den oluştuğu anlaşılır. Resim 2.7'de AZ91'alaşımının mikroyapıları görülmektedir.



Resim 2.7. AZ91 alaşımının mikroyapısı [38, 39, 40]

Tane boyutu

Normal dökülen AZ91’ deki tane sınırları baskın bir şekilde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı ile çevrili olduğu için ısıtıl işlem sonucu tane sınırları kolayca görülmektedir [29]. Resim 2.8.’de AZ91 numunelerinin mikroyapıda tanelerinin resmi görülmektedir. Tane boyutları ise Çizelge 2.8’de verilmiştir.



Resim 2.8. AZ91 alaşımlarının mikroyapıda tane görünüşü [29]

Çizelge 2.8. Kokil ve basınçlı dökümle üretilen AZ91’in tane boyutu [9]

Döküm işlemi	Kaba tane boyutu(μm)	Sapma R.C.L (μm)
Kokil kalıp	290	40
Basınçlı döküm	24	2

Çizelge 2.8’e göre basınçlı döküm numunelerinin kaba tane boyutu, kokil kalıba dökümün yaklaşık olarak 10’da 1’i kadardır. Bu hızlı katılaşma hızlı soğumadan dolayı olur ve ergiyik bir çok çekirdeklenme oluşturur. Ayrıca tane artışı, kalıp dolumu sırasında ince tanelerin oluşumuna katkıda bulunur. Enjekte edilmiş ergiyeğin yüksek hızı ergiyikte türbilans oluşturur. Bu türbilans, kalıp yüzeyinde henüz çekirdeklenmemiş dendritlerin kırılmasına neden olur ve sonunda tane sayısı artmaktadır. Bundan başka, kalıp boşluğu bazı döküm teknikleri ile hızlı bir şekilde

doldurulduğu zaman oluşan damlacıklar yeni çekirdeklenme yüzeyleri oluşturabilmektedirler [9].

Gözeneklilik

Genellikle Mg alaşımları geniş katılaşma aralığına sahip alaşımlardır. AZ91'in katılaşma aralığı, denge koşulları altında 130 °C'da meydana gelir. 0,4 °C/s ve 7,8 °C/s arasındaki soğuma oranları değişerek, katılaşma aralığı sırasıyla 169 °C ve 270 °C'a yükselir [9, 25]. Bu katılaşma koşulları ile katılaşma esnasında yarı-katı bölgelerin oluşmasına katkıda bulunur ve beslemenin etkililiğini sınırlar. Bu yüzden, Mg alaşımları dökümlerinde çekme gözenekleri değişiktir. Kokil kalıba dökümlerde, gözenekler çoğunlukla katılaşma sırasında çekmeye neden olur. Bu gözenekler yine çoğunlukla tane sınırları boyunca ve dentritik kollarda oluşmaktadır. Gözeneklerin düzensiz şekilleri aslında, ilk katılaşan dendritler ve hücrelerle çevrelenir. Kokil döküm numunelerinin gözenek seviyesi %0,6'dan az olmaktadır [9].

Basınçlı dökümlerde, sadece mikro çekme değil, aynı zamanda küresel şekilde olan gaz boşlukları meydana gelmektedir. Mikro çekme gözeneklerin boyutları kokil kalıp dökümünden daha küçüktür ve ince taneli mikroyapı meydana getirebilirler. Basınçlı döküm işleminde ergimiş metal, kalıp boşluğuna yüksek enjeksiyon basınç altında gönderilerek, beslemenin etkisi geliştirilmektedir. Kalıbı yüksek hızda doldurma türbülansa neden olmakta ve bu sebepten dolayı ergiyik içine hava girişi olmaktadır. Kalıp boşluğunda kalan hava kalıptan çıkmak için zaman bulamamaktadır. Basınçlı döküm numunelerinde gözenek seviyesi %1,7 civarındadır [9].

3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ

Mg alaşımlarının dökülmesindeki ana problem, oksitlenme ve yanma kaybıdır. Havacılıkta kullanılan Mg esaslı parçaların büyük oranının döküm yoluyla üretildiği göz önüne alınırsa parça üretiminde döküm problemlerinin çözümü ana öncelikler arasında yer almaktadır [3, 9]. Mg döküm teknikleri 4 grupta toplanır [1, 3, 9].

- 1) Kum kalıba döküm
- 2) Kokil kalıba döküm
- 3) Basınçlı döküm
- 4) Yarı-katı döküm

Döküm süreçlerinden birinin seçimi diğer döküm malzemelerine benzer bir şekilde büyüklük, gerekli tolerans ve üretim miktarına göre belirlenir. Son yıllarda basınçlı döküm alaşımlarının kullanımı hızla yükselmektedir [1, 41].

3.1. Kum Kalıba Döküm

Kum kalıp dökümü, bilinen geleneksel döküm yöntemidir. Bu yöntemde kum aralarından hava alacağından Mg'un yanma tehlikesine karşı önlemler alınmalıdır. Kalıp boşluğu koruyucu gaz ile korunmalıdır. Mg alaşımlarında bilinen ve uygulanan en iyi kum döküm yöntemi kabuk kalıpcılığıdır. Bu kalıpta kumlar arasında reçine tabaka oluşturduğundan Mg'un kalıp içinde yanma tehlikesi azalmış olacaktır.

Mg-Al ve Mg-Al-Zn alaşımları genelde kolay dökülmelerine rağmen, belli durumda sınırlılıkları vardır. Kum kalıba döküldüklerinde mikro çekme gösterirler ve 95 °C'in üzerindeki sıcaklıklardaki uygulamalar için uygun olmadığı gözlenmiştir. Mg-RE-Zr alaşımları bu sınırlamaların üstesinden gelmek için geliştirilmiştir. EZ33A alaşımında kuma dökümler çok iyi dayanım gösterirler [41].

3.2. Kokil Kalıba Döküm

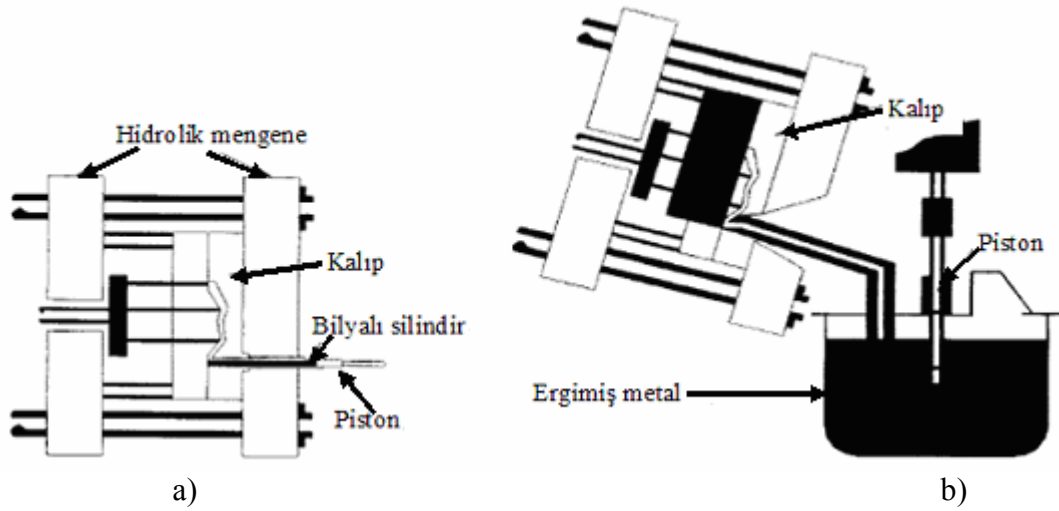
Kokil kalıp döküm, iki yada daha fazla parçadan oluşan metal kalıba döküm teknolojisidir. Aynı şekilli birçok parçanın dökümü hızlı bir şekilde yapılabilmektedir. Sıvı metal yer çekimi etkisiyle kalıba girer. Kokil döküm özellikle yüksek yoğunluklu parça üretimi için uygundur. Kum dökümle kıyaslandığında kokil kalıp dökümünün üstünlüğü; boyutsal toleransları ve yüzey kalitesi sayesinde, daha uniform döküm parçaların üretiminin sağlanmasıdır. Döküm işleminin süresinin uzaması ile ergimiş metal kalıba keskin bir türbilans ve sıçrama ile girer. Ergimiş metalin uzun sürede düşmesini önlemek amacıyla eğik döküm makinesi, üretimde sıklıkla kullanılmaktadır [9, 42]. Eğik döküm işleminde kokil kalıp dikey yönelmiş parçalarla kalıp içerisine yerleştirilir.

Mg-Al-Zn tipi metaller kokil döküm yöntemiyle üretilen alaşımlardır. Bu yöntemde Mg alaşımları Al alaşımlarından çok daha hızlı dökülür. Al alaşımlarına göre kalıp ömrü daha uzundur. Çünkü Mg’de kalıp yüzeyine yapışma daha az Al’de ise daha fazladır. Mg kalıpları, Al kalıplarından 2 kere daha fazla dayanır. Doğru bir biçimde kullanıldığında ve korunduğunda, koruyucu kaplama yöntemleri ile de kalıp ömrü daha da çok artırılabilir. Mg alaşımının farklı fiziksel ve kimyasal özellikleri Al ile karşılaştırıldığında farklı pota malzemeleri kullanılır. Ergimiş Mg, ergimiş Al’de olduğu gibi Fe ile reaksiyona girmez bu nedenle Mg ve alaşımları Fe ve çelik potalarda ergitilebilir ve tutulabilir [41].

3.3. Basınçlı Döküm

Mg alaşımları genellikle yerçekimi veya basınçlı döküm ile üretilirler. Basınçlı döküm hidrolik sistem yardımıyla yüksek hızda ergimiş metali metal kalıbın içine doldurma işlemidir. Basınçlı dökümün soğuk kamaralı ve sıcak kamaralı olmak üzere iki ana işlemi vardır. Sıcak kamaralı işlemde düşük ergime noktalı malzemeler kullanılır. Sıcak kamaralı işlemde hidrolik sistemde sıvı metalin transferi sırasında ergimiş metaldeki türbilans, ısı kaybı ve oksitlenmeye yol açar. Bu işlemde metalin kalıp içerisine enjeksiyon yoluyla ilerlemesi sağlanır [9].

Mg alaşımlarının döküm yöntemlerinden düşük basınçlı döküm tekniğinde tamamen kapalı sistemde kaliteli temiz alaşım üretimi sağlanır. Şekil 3.1’de Soğuk ve sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin şematik resmi görülmektedir.

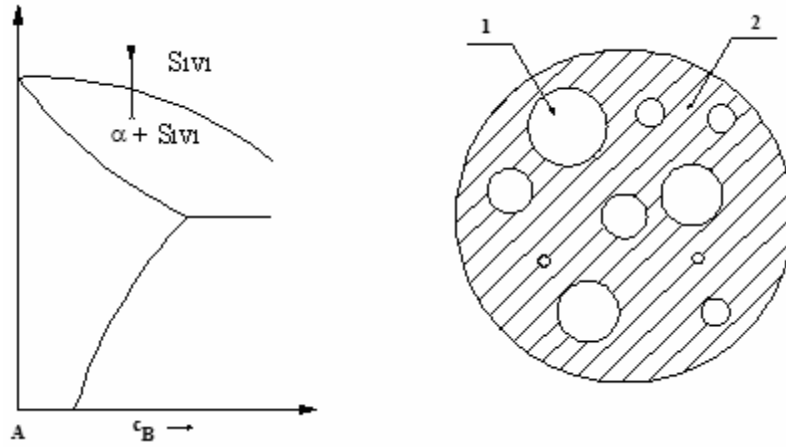


Şekil 3.1. Mg alaşımları basınçlı döküm makinesi a) soğuk b) sıcak kamaralı [1, 22]

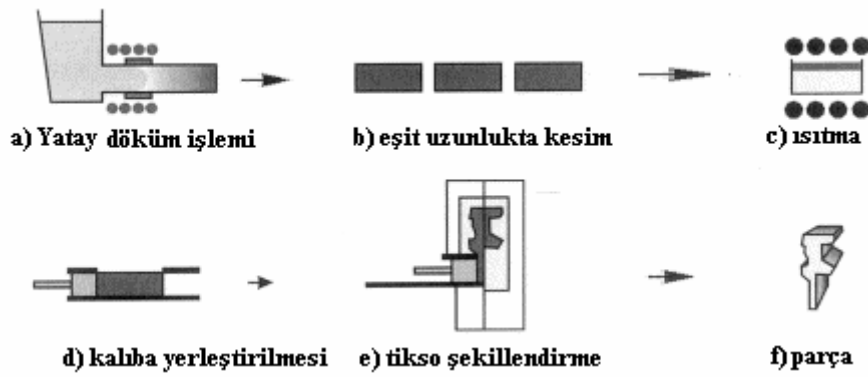
Sıcak kamaralı döküm işleminde, ergimiş metalin türbilansı azalmaktadır. AZ91, basınçlı dökümde kullanılan en önemli Mg alaşımıdır. AZ91 basınçlı döküm numunelerinin çekme özellikleri kokil ve kum döküme göre daha iyidir.

3.4. Yarı-Katı Döküm Yöntemi

Mg alaşımlarının kullanımı, esas olarak döküm teknolojisine ve yarı-katı şekillendirmeye bağlıdır. Otomobil üreticileri, otomotiv saclarının yapımında çelik ve Al yerine yarı-katı üretilmiş Mg alaşımlarının uygunluğu üzerine çalışmalar yapmaktadır [43]. Alaşım sıvı durumdan soğutulur ve sıvı-katı sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta tutularak bir karıştırma hareketi uygulanırsa, normal dendritik büyüme durdurulur ve burada kaba, küresel, farklı dendrit parçacıkları oluşur. Şekil 3.2’de yarı-katı durum şematik olarak, Şekil 3.3’de yarı-katı döküm yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Yarı-katı sıcaklık ve durumu (1) katı, (2) sıvı [1]



Şekil 3.3. Yarı-katı döküm yöntemi [11]

Yarı-katı yöntemlerle üretilmiş bir alaşımda iyi mekanik özelliklerin yanında düşük gözenek miktarı elde edilir. Mg alaşımlarının yarı-katı yöntemiyle yüksek kaliteli, ince taneli ürünler, basınçlı döküme nazaran daha ucuz bir şekilde üretilir. Buradaki esas amaç HSP sahip Mg ana matrisini küresel hale getirip nispeten şekillenebilen Mg-x fazı ile çevrelendirip tok bir malzeme elde etmektir [1, 43].

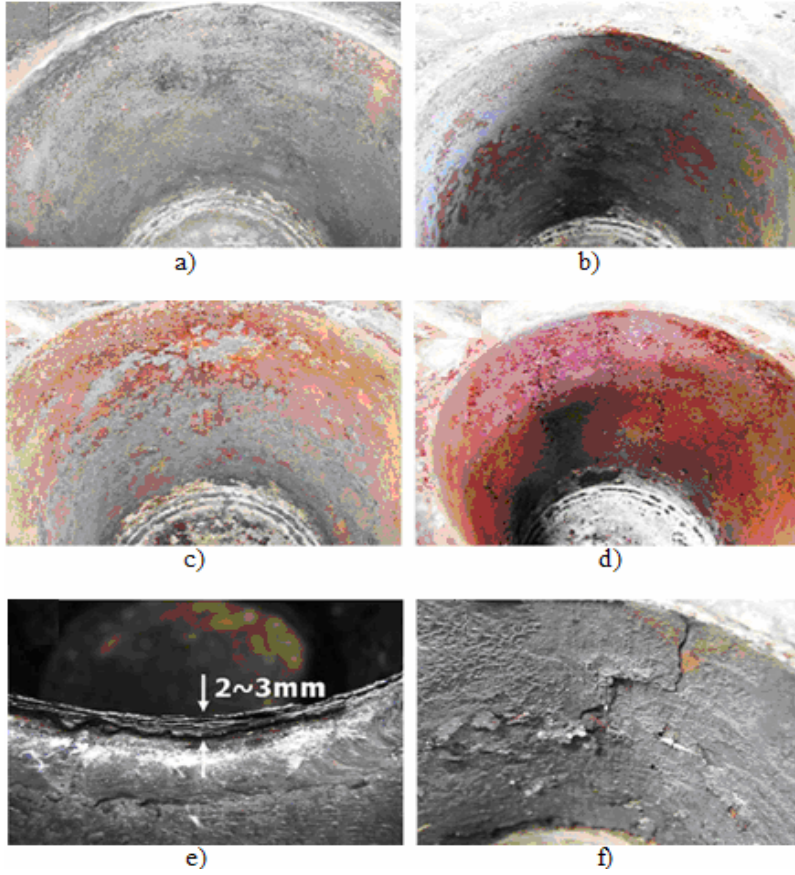
3.5. Magnezyum Alaşımlarının Ergitilmesi ve Dökümü

Önlem alınmazsa Mg oksitlenmeye meyillidir. Ergimiş Mg alaşımları Al'dan farklı olarak davranır. Ergiyik üzerinde oksijen geçirgen ince bir film oluşturur ve oksitlenme artar. Bu oluşum oksijenin içeriye girmesini ve oksit tabakası altında

yanmanın oluşmasına sebep olur. Oksitlenmenin önlenmesi için ergimiş metalin korunmasında ve dökümünde koruyucu gazlar kullanılır. Mg alaşımının ergitilmesinde ve dökümünde koruyucu olarak kullanılan gazların (Ar, SF₆, N ve HFC-134a) etkileri araştırmacıların ilgisini çekmektedir [44]. Döküm malzemesi içindeki curuf kalıntıları korozyon dayanımını düşürmektedir. Günümüzde SF₆ içeren gaz karışımları sıvı Mg'yi korumak için daha sık kullanılmaktadır. Tipik koruyucu gaz karışımı için aşağıda üç örnek verilmiştir [1, 45].

- 1- AZ91 650-725 °C → Hava+%2 SF₆
- 2- AZ91 650-725 °C → %75 Hava+%25 CO₂+%0,2 SF₆
- 3- AZ91 650-725 °C → %50 Hava+%50 CO₂+%0,3 SF₆

SF₆ %5'in üstündeki konsantrasyonlarda kullanıldığında Mg için çok iyi bir koruyucu olmakta, ancak çelik kalıplar ve pota ile reaksiyona girmektedir. Mg alaşımlarına çok az miktarda berilyum ilavesi alaşımın yanmasını engelleyici ekisi vardır [1]. Alaşımların ergitilmesinde özel olarak dizayn edilip hazırlanmış ergitme ocakları kullanılmaktadır. Bu ocaklarda Mg alaşımları atmosfer ortamından tamamen uzak ve koruyucu gaz altında ergitmeler yapılmıştır. Resim 3.1'de 6,5 saat 720 °C'de gaz atmosferine maruz kalmış potaların içi görülmektedir. SO₂ ve SF₆ gaz karışımlarındaki potalarda önemli değişiklikler yoktur. Kullanılan çelik potanın yüzeyi hafif şekilde zarar görmüştür. Fakat HFC-134a gaz karışımına maruz kalan pota ciddi şekilde zarara uğramıştır. 2-3 mm kalınlığında olan oksit tabakalar kabarmış ve soyulmuştur [44].



Resim 3.1. Kullanılan gaz karışımlarına göre çelik potanın durumu a) Potanın ilk hali b) 720 °C'de, 5 saat atmosfer ortamında c) 720 °C'de, 5 saat SF₆ gaz ortamında d) 720 °C'de, 5 saat %0,3 SO₂/hava gaz ortamında, e) ve f) 720 °C'de, 5 saat %0,3 HFC-134a gaz ortamında [44]

Resim 3.2'de Mg alaşımlarında döküm yapılırken Atmosfer ortamı ve SF₆ gazı kullanımı görülmektedir.



Resim 3.2. Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımı a) atmosfer ortamı b) SF₆ [45]

3.6. Magnezyum Döküm Alaşımlarında Sıcak Yırtılma

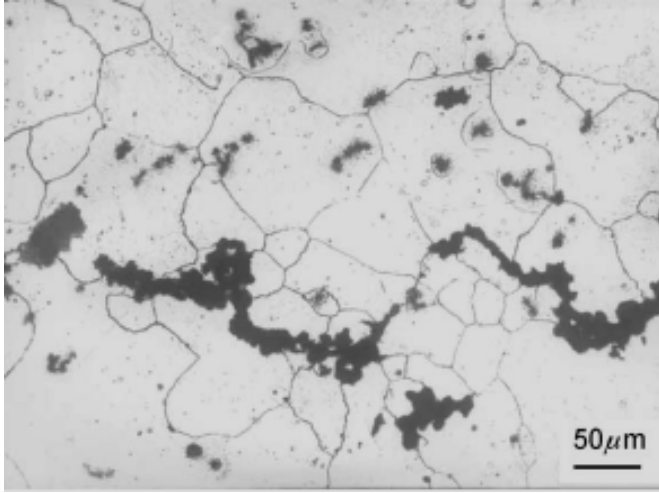
Katılaşma çatlağı veya sıcak yırtılma gibi oluşan hatalar, alaşım dökümünde büyük öneme sahip hatalardır. Bu tür hatalar katılaşma sırasında yüksek sıcaklıklarda ve dökümdeki son katılaşmanın olduğu bölgede sıcaklık noktalarında sık sık meydana gelmektedir.

Döküm parçada kesit farklılıklarındaki farklı soğuma hızı ve yüksek sıcaklıklarda dökülen alaşım farklı kesitler içeren döküm parçada sıcaklık farklılıkları oluşturacak, bu sıcaklık farklılıklarında iç gerilmeye sebep olacağından sıcak yırtılma hatası meydana gelecektir. Alaşıma ilave elementler ile tane sınırlarında oluşacak intermetalik fazlar ve miktarları da sıcak yırtılmaya neden olacaktır [46].

Litaratürde, sıcak yırtılma ve çatlama deneyleri için değişik metodlar kullanılmıştır. Yapılan araştırmalarda Mg-Al alaşımlarında Al oranı %8 iken sıcak yırtılmanın en az olduğu tespit edilmiştir. Al %8 miktarını geçerse yırtılmaların daha fazla oluşacağı belirlenmiştir. Al miktarının daha fazla artmasıyla alaşımın kırılganlığının ve sıcak yırtılma eğiliminin olduğu görülmüştür. Yüksek Al içerikli alaşımda hangi çatlamanın nerede meydana geldiğini bulmak için katılaşan bölgeye bakmak gerekir. Saf Mg sıcak yırtılmaya hassas değildir. Çünkü, sıcak yırtılmaya sebep olacak tane sınırı yoktur [47].

Sıcak yırtılmayı etkileyen diğer bir faktör ise alaşıma katılan element ve miktarıdır. Yapıda Ca %0,2'den fazla olduğu zaman alaşım kırılgan ve sıcak yırtılmaya sebep olmaktadır. Yapılan bir çalışmada, sıcak yırtılma hassasiyeti farklı çaplarda çubukları olan metal kalıp içersine Ca ilaveli Mg alaşımı dökülerek sıcak yırtılmalar gözlenmiştir. Bu yöntemlerde, çubuklarda daha hızlı soğuma ve deformasyon oranlarının daha kolay yırtılmalar oluşumuna neden olduğu gözlenmiştir. Yapılan çalışmada ince çubuklarda daha fazla yırtılmanın olduğu tesbit edilmiştir. Alaşımın sıcak yırtılma oluşturma eğilimi Ca miktarının %0'dan %1'e çıkmasıyla aşırı derecede artmaktadır [48].

Sıcak yırtılma, alaşımın katılaşması sonunda taneler boyunca oluşur. Alaşıma katılan %1'den fazla Zn'nun tane sınırlarında çökmesi sonucu sıcak yırtılma oluşmaktadır [49]. Resim 3.3'de Mg-%9 Al-%0,8 Zn alaşımında oluşmuş sıcak yırtılma çatlağı görülmektedir.



Resim 3.3. AZ91 alaşımında oluşmuş sıcak yırtılma çatlağı [49]

3.7. Magnezyum Alaşımlarında Akıcılık

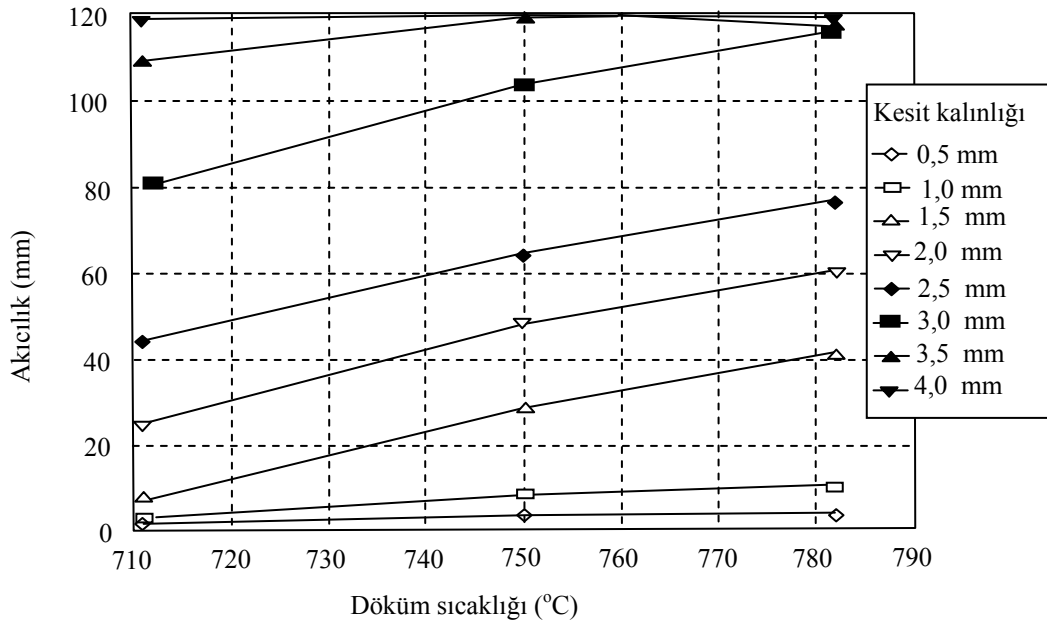
Farklı döküm şartları, kalıp sıcaklıkları ve farklı kesit kalınlıkları Mg alaşımlarında akıcılığa etki etmektedir. Mg alaşımlarına katılan toprak elementleri akıcılığı arttırmaktadır [50].

3.7.1. Kesit kalınlığının akıcılığa etkisi

Akıcılık, dökülecek parçanın kesit kalınlığına bağlı olarak artmaktadır. İnce kesitli parçalarda kesit kalınlığı yükseldikçe akıcılık çok yavaş artmaktadır. Ancak kalın kesitli parçalarda kesit kalınlığı arttıkça akıcılık oldukça yükselmektedir. Kesit kalınlığına bağlı olarak değişen akıcılıkta, döküm sıcaklığının ve kalıp sıcaklığının da etkisi vardır [38, 50].

3.7.2. Döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi

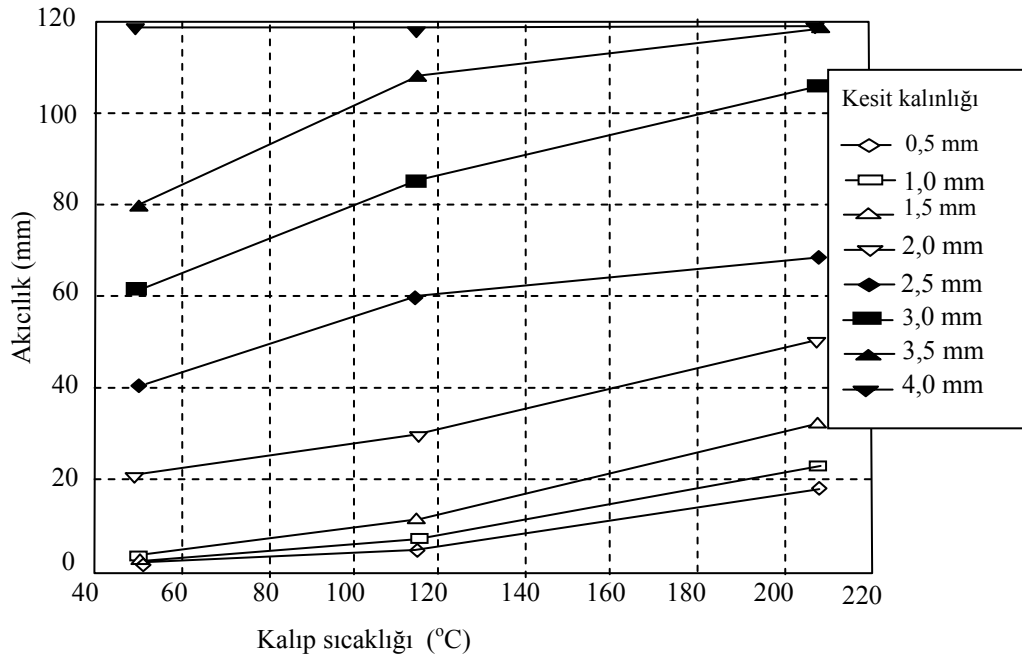
İnce kesitli parçalarda döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi az iken, kalın kesitli parçalarda döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi oldukça fazladır. Kesit kalınlığı 0,5 ve 1 mm ise, yükselen döküm sıcaklıklarında akıcılık çok az artmaktadır. Eğer kesit kalınlığı 1,5 mm üzerinde ise döküm sıcaklığı 711 °C'den 750 °C'ye yükseldiğinde akıcılık artmaktadır. Ancak döküm sıcaklığı 750 °C'den 782 °C'ye yükseldiğinde bahsedilen kesit kalınlıklarında akıcılıkta azalma görülmektedir [38]. Değişik kesit kalınlıklarına göre döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi Şekil 3.4'de görülmektedir.



Şekil 3.4. Döküm sıcaklığına göre akıcılık değişimi [38]

3.7.3. Kalıp sıcaklığının akıcılığa etkisi

Kalıp sıcaklığının artmasıyla Mg alaşımlarının akıcılığında artmaktadır. Akıcılıktaki bu artış, döküm parçanın kalın kesitlerinde, ince kesitlere göre daha az olmaktadır. Değişik kesit kalınlıklarına göre kalıp sıcaklığının akıcılığa etkisi Şekil 3.5'de görülmektedir.

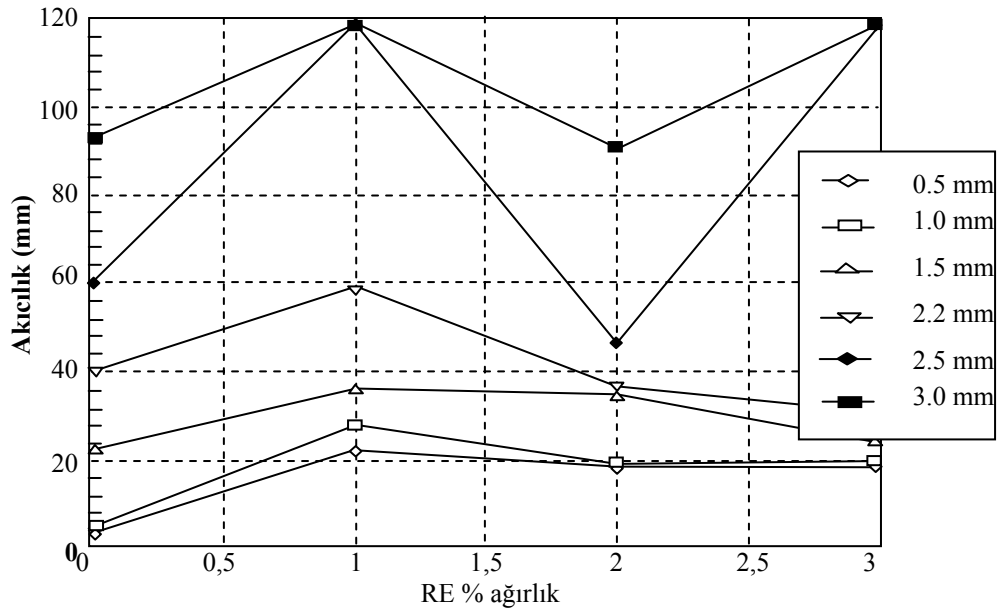


Şekil 3.5. Kalıp sıcaklığına göre akıcılık değişimi [38]

3.7.4. Toprak elementlerinin akıcılığa etkisi

Mg alaşımlarına %1'e kadar RE eklendikten sonra, AZ91'in akıcılığı yükselmektedir. Mg alaşımlarına eklenen RE'ler %1'den fazla eklenirse 2 farklı sonuç ortaya çıkmaktadır [34, 47, 50].

- 1) Kesit kalınlığı 2mm'den az ise RE miktarı arttıkça akıcılık azalmaktadır.
- 2) Kesit kalınlığı 2mm'den fazla olduğunda RE içeriği %1'den %2'ye yükseldiğinde akıcılık düşmekte ve RE içeriği %2'den %3'e yükseldiğinde de akıcılık da yükselmektedir. RE elementlerinin akıcılığa etkisi Şekil 3.6'da görülmektedir.



Şekil 3.6. RE elementlerinin akıcılığa etkisi [38]

3.8. Magnezyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri Çizelge 3.1’de, fiziksel özellikleri Çizelge 3.2’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Mg alaşımlarının oda sıcaklığında mekanik özellikleri (basınçlı döküm) [13, 51]

Özellik	Birim	Mg alaşımları						
		AZ91	AM60	AM50	AM20	AS41	AS21	AE42
Max.Gerilme	MPa	230	247	237	206	240	230	237
Akma Dayanımı	MPa	148	123	116	94	130	120	130
Kopma Uzaması	%	6	12	14	16	10	12	13
Elastik Modül	GPa	45	45	45	45	45	45	45
Brinell Sertlik	BSD	70	65	60	45	60	55	60
Darbe Dayanımı	J	6	17	18	18	4	5	5

Çizelge 3.2. Mg alaşımlarının oda sıcaklığında fiziksel özellikleri (basınçlı döküm)
[13, 51]

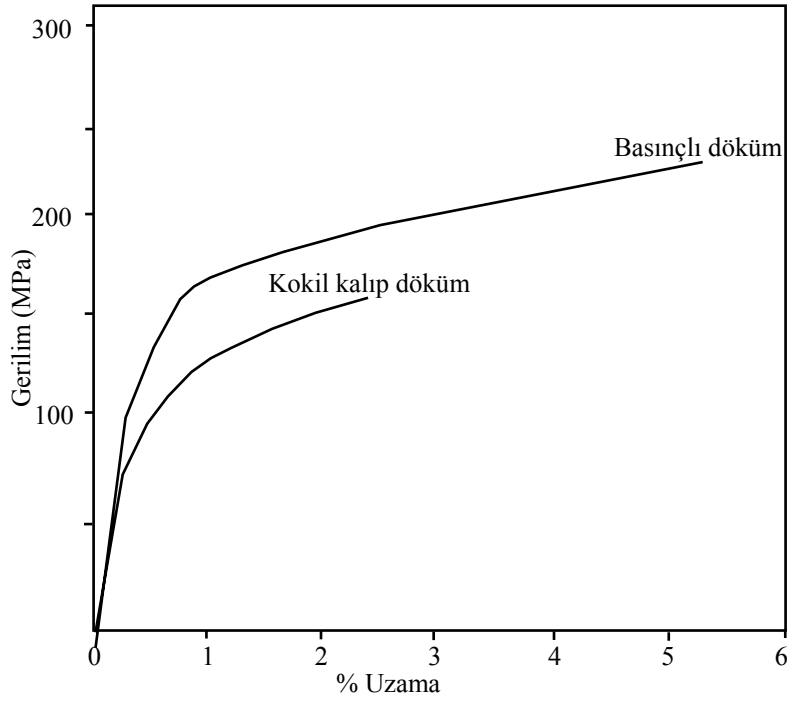
Özellik	Birim	Sıcaklık °C	Mg alaşımları						
			AZ91	AM60	AM50	AM20	AS41	AS21	AE42
Yoğunluk	g/cm ³	20	1,81	1,80	1,77	1,75	1,77	1,76	1,79
Ergime derecesi	°C	-	598	615	638	638	617	632	625
Isı iletim kats.	µm/mK	20-100	26	26	26	26	26,1	26,1	26,1
Isı iletkenliği	W/Km	20	51	61	65	94	68	84	84
Elektrik iletkenli.	MS/m	20	6,6	-	9,1	13,1	-	10,8	11,7

Çekme özelliklerinden genellikle, maksimum çekme dayanımı, uzama ve elastik modülü gibi bilgiler malzemelerin özelliklerinin belirlenmesinde önemlidir. Çizelge 3.3.'de AZ91 alaşımının çekme test sonuçları görülmektedir. Çizelgeye bakıldığında, AZ91 alaşımının çekme dayanımı, akma dayanımı ve uzama değerleri, basınçlı dökümde kokil döküme göre daha yüksektir.

Çizelge 3.3. AZ91 alaşımının çekme, akma ve % uzama değerleri [9]

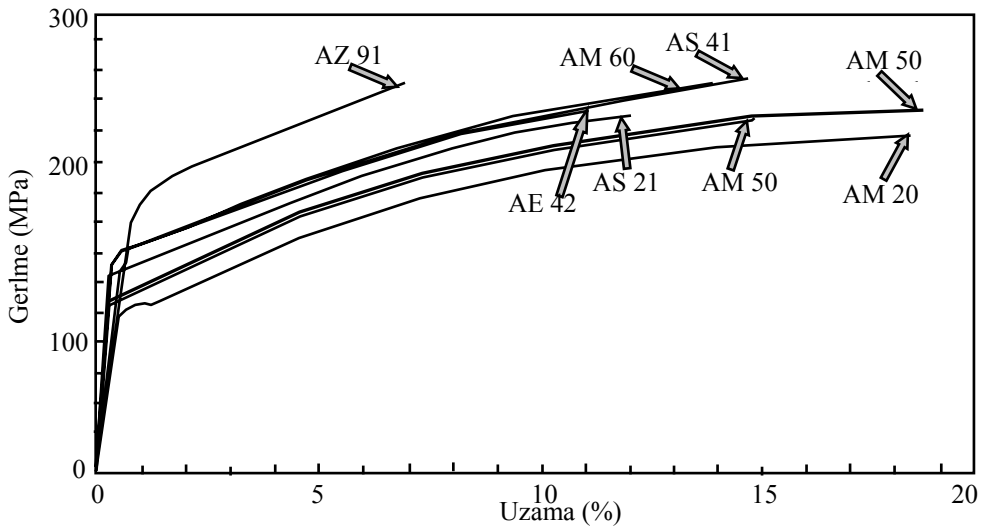
Döküm işlemi	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (% 0,2) (MPa)	% uzama
Kokil kalıp döküm	145	87	2,6
Basınçlı döküm	230	148	6,0

Şekil 3.7'de kokil kalıp döküm ve basınçlı döküm için tipik bir gerilme - gerinim test eğrileri verilmiştir. Bu verilen iki eğri, sınırlı bir elastik deformasyonu göstermektedir. Özellikle eğri, kokil döküm numuneleri için uygundur. Bu durum dentritler arası kollar ve tane sınırları boyunca yayılan çekme gözeneklerden kaynaklanmakta ve gözenekler tane sınırlarının dayanımını zayıflatmaktadır [9].



Şekil 3.7. AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilim-uzama diyagramı [9]

Genellikle, Mg alaşımları belli bir akma göstermezler ve akma dayanımları bazen % 0,2 uzamaya karşı gelen dayanım olarak alınır. Mg alaşımlarında tane boyutunun küçülmesiyle akma dayanımı artmaktadır [52]. Bazı Mg basınçlı döküm alaşımlarının gerilim-uzama diyagramı Şekil 3.8'de gösterilmiştir.



Şekil 3.8. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri (basınçlı döküm) [9, 13, 15]

3.9. Magnezyum-Alüminyum Alaşımları ile İlgili Yapılan Çalışmalar

3.9.1. Sıcak yırtılma ile ilgili çalışmalar

Li ve ark. (2005) çalışmalarında AZ91'e % 0.1'den %1'e kadar Ca ilavesinin alaşımın sıcak yırtılma ve mekanik özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Yapılan çalışmalar sonucunda AZ91'e ilave edilen Ca miktarının artması ile β -Mg₁₇Al₁₂ tanelerinin incelendiği ve Al₂Ca fazının ortaya çıktığı görülmüştür. Alaşımın Ca miktarının %0'dan %1'e çıkarken sıcak yırtılma oluşma eğiliminin aşırı derecede arttığı tespit edilmiştir. Artan Ca miktarı ile çekme dayanımı ve uzama miktarı azalırken akma dayanımlarının arttığı gözlemlenmiştir. Li ve ark. (2005) çekme ve uzama dayanımlarının azalma sebebinin tane sınırlarında oluşan Al₂Ca fazının varlığına bağlamışlardır [48]. Diğer taraftan Wang ve ark. (2002) Mg-%9Al-Zn alaşımlarında Zn miktarının artmasının sıcak yırtılma hassasiyetine olan etkisini incelemişlerdir [49]. Yapılan çalışmalar sonucunda, Zn miktarı arttıkça alaşımın sıcak yırtılma hassasiyetinin artmakta olduğunu tespit etmişlerdir. Bunun sebebinin de Zn miktarının tane sınırlarındaki bileşim farklılığından kaynaklandığını ifade etmişlerdir.

Cao,G ve Kou (2006) Mg-Al alaşımlarında sıcak yırtılma ve çatlamanın %8 Al oranında en az olduğunu, Al miktarının % 8'i geçtikten sonra sıcak yırtılmanın daha fazla olacağını tespit etmişlerdir [47]. Al miktarı çok fazla artınca malzemede kırılmalar başladığını da gözlemlemişlerdir.

Zeng ve ark. (2001) Mg esaslı alaşımlarının yanma direnci, mekanik özelliklerine, akıcılık ve sıcak yırtılmaya Berilyum (Be) ve RE'nin etkisini çalışmışlardır [53]. Alaşımda Be miktarı arttıkça sıcak yırtılma özellikleri AZ91'den daha iyi olduğu tespit edilmiştir.

3.9.2. Akıcılık ile ilgili çalışmalar

Zeng ve ark. (2001) Mg esaslı alaşıma Be ilavesinin akıcılık özelliğini geliştirdiğini ve alaşımın akıcılığının AZ91 alaşımından daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir [53].

Qudong ve ark. (1999) RE elementlerinin, parçanın kesit kalınlığının, kalıp ve döküm sıcaklığının etkisini incelemişlerdir [38]. Buna göre % 1'e kadar RE AZ91'in akıcılığını yükseltmekte, fakat daha fazla RE eklenmesi durumunda akıcılık parçanın kesit kalınlığına bağlı olarak artmaktadır. Ayrıca kalıp sıcaklığı arttıkça akıcılık artmaktadır. Bu artış kalın kesitlerde daha az, ince kesitlerde daha fazla gözlenmektedir. Bunun yanında döküm sıcaklığının akıcılığa etkisi ince kesitli parçalarda daha az, kalın kesitli parçalarda ise daha fazla olduğunu gözlemlemişlerdir.

YIM ve ark. (2006) çalışmalarında Ca içeren AZ31B alaşımlarında ergiyik sıcaklığı ve kalıp sıcaklığının akıcılık üzerindeki etkisini incelemişlerdir [54]. Yapılan çalışmalar sonucunda, Ca içerikli AZ31B alaşımlarında, kalıp sıcaklığı ve döküm sıcaklığının yükselmesiyle ergiyeğin viskozitesinin azalıp kalıp doldurma yeteneğinin arttığı ve bu sayede akıcılığın da yükseldiği gözlenmiştir.

Lun Sin ve Dube (2004) AZ91 alaşımlarının akıcılığına işlem parametrelerinin etkisi üzerine çalışmışlardır [55]. Yapılan çalışmalar sonucunda, döküm ve kalıp sıcaklığı arttıkça akıcılığın arttığı gözlenmiştir. 750 °C döküm sıcaklığı ve 350 °C kalıp sıcaklığında akıcılığın maksimum seviyede olduğunu belirtmişlerdir.

3.9.3. Üretiminde kullanılan koruyucu gazlar ile ilgili çalışmalar

Mg alaşımlarının ergitiliminde koruyucu gaz olarak SF₆ gazının yerine HFC-134a ve SO₂ gazlarının kullanımının yüzeye etkisi Ha ve ark. (2006) tarafından incelenmiştir [44]. Mg'un daha fazla buharlaşmasını ve oksitlenmesini önleyen magnezyum florini oluşturduğu için HFC-134a ve SF₆ gibi florin içeren gazların SO₂ gibi florinsiz gazlardan daha iyi koruyucu özelliğe sahip olduğu bildirilmiştir. Ayrıca, Be ve RE.

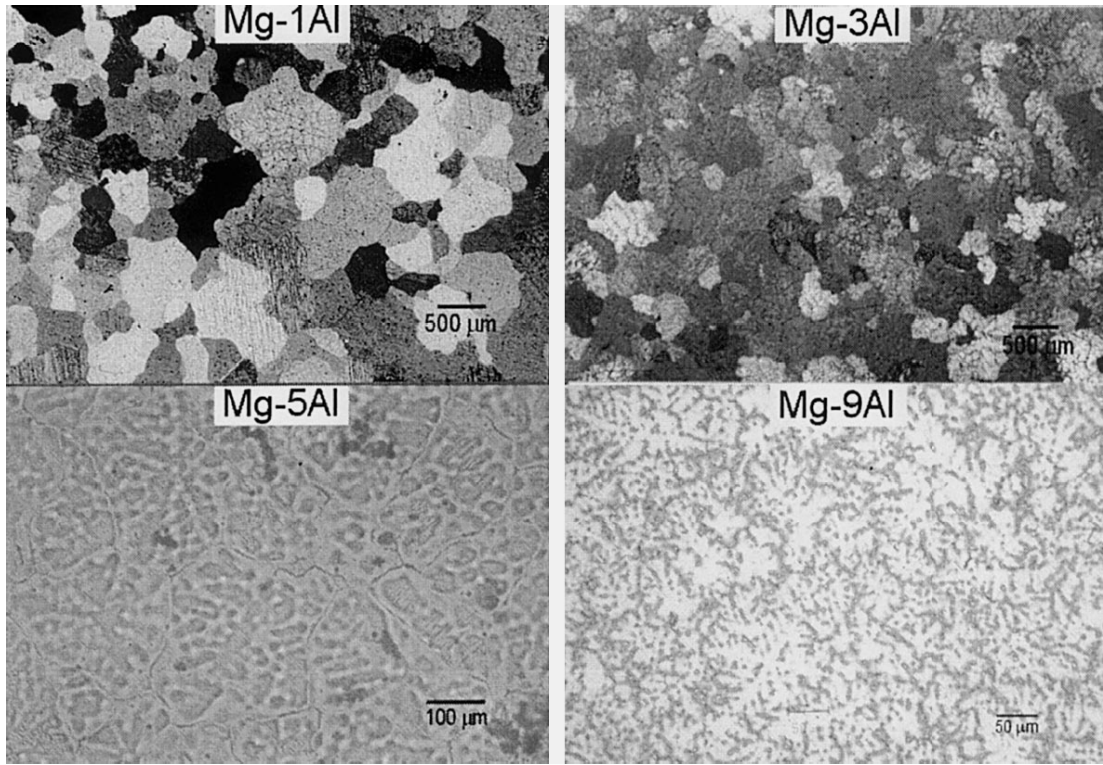
elementlerinin döküm sırasında AZ91 Mg alaşımının yüzey korumasına ve çekme özelliklerine etkisine Zeng ve ark. (2000) tarafından incelenmiştir [56]. % 0.1 Be ilave edilen AZ91 alaşımının yüzeyinde koruyucu gaz kullanılmadığı halde oksit filmi oluşmadığı bildirilmiştir.

Cashion ve ark. (2000) ergimiş magnezyum ve alaşımlarının döküm esnasında yanma korunması üzerine çalışmışlardır [57]. Yapılan çalışmalar sonucunda, HFC-134a (hidroflorokarbon) gazının SF₆ gazına göre şu avantajları gözlenmiştir :

- 1) Küresel ısınmaya karşı düşük potansiyele sahip
- 2) Ozon tabakasına karşı zararsızdır
- 3) Oda sıcaklığında korozyona karşı dirençli, güvenli ve zehirsizdir
- 4) Yanma özelliği yoktur
- 5) SF₆ gazından daha ucuzdur
- 6) Kullanışlıdır

3.9.4. Tane boyutu ve mekanik özellikleri ile ilgili çalışmalar

Lee ve ark.(2000) çalışmalarında Al ve Sr katkılarının Mg alaşımlarının tane boyutu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir [58, 59]. Alaşımın Al içeriği % 0 'dan % 5'e çıktığında tane boyutunun küçüldüğünü ve daha da fazla ilave edildiğinde ise tane büyüklüğünde herhangi bir etkinin olmadığını rapor etmişlerdir. Lee ve arkadaşları ayrıca hem Mg- % 3 Al hem de Mg-%9 Al için Mg-Al alaşımlarında Sr katkılarının etkilerini araştırmıştır. Sonuçlarda % 0.01-0.1 Sr katkısının ortalama tane çapını yaklaşık 100 µm azaltma ile çok güçlü tane küçültme etkisinin var olduğunu gözlemlemişlerdir. % 9 Al alaşımı için sonuçlar daha az aralıkta tane küçültme olduğunu, Al-Mg nin mikroyapısının %1 Al katkısıyla küreselleştiğini Al içeriğinin % 9'a kadar artırıldığında küresel yapıdan dentritik yapıya geçiş olduğunu rapor etmişlerdir. Şekil 3.4'de bu geçiş gösterilmiştir.



Resim 3.4. Al-Mg alaşımlarında Al miktarına göre mikroyapı değişimleri

Yichuan ve ark. (2007) çalışmalarında Sr ile mikro alaşımlandırma yaparak AZ91 Mg alaşımının tane boyutunun inceltilmesini incelemişlerdir [60]. Lee ve arkadaşlarının sonuçlarına benzer Sr elementinin tane boyutunu incelttiğini gözlemişlerdir. AZ91 alaşımına %0.6 Sr ilavesi ile tane boyutunun 235.4μm'den 52.5 μm'ye kadar inceltmiş ve bunun nedenini Mg-Sr faz diyagramına göre, Sr atomlarının Mg içerisindeki çözünübilirliğinin çok sınırlı olması ve katılaşma sırasında sıvı-katı ara yüzeyini geçememeleri ve tane büyümesini engellemeleri olarak açıklamışlardır.

Zeng ve ark. (2000) çalışmalarında Be ilavesinden sonra $Mg_{17}Al_{12}$ partiküllerinin küreselleştiği ve çekme dayanımının azalmasına neden olan kaba tanelerin oluştuğu gözlemiştir [56]. Bunun sebebinin de Be'nin Mg yüzeyinde oksidasyon direncini geliştirmesine bağlamışlardır. Ayrıca % 0.3 Be ilave edilen AZ91 alaşımına %1 RE ilave edildikten sonra tanelerin incelendiği ve bunun sonucunda Al_4RE kalıntıların oluştuğu ve böylece çekme özelliklerinin istenilen seviyeye ulaştığı tespit edilmiştir.

Xiaoqin ve ark. (2001) yaptıkları çalışmada berilyum miktarı arttıkça magnezyumun yanmasının engellenebildiği, ancak tanelerin kabalaştığı ve çekme özelliklerinin düştüğünü belirtmişlerdir [53]. Diğer yandan %0.3 Be ilavesi ile malzemenin çekme ve uzaması azalmakta ancak %0.3 Be ilavesinin yanı sıra %1 toprak elementi ilave edildiğinde çekme özelliği artmakta ancak uzamadaki azalma değişmemektedir.

Xue ve ark. (2007) çalışmalarında AZ91 alaşımına Ca ve Si elementlerinin her ikisinin de ilavesiyle mikroyapıda ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimleri incelemişlerdir [33]. Yapılan çalışmalar sonucunda, AZ91 alaşımına küçük miktarlarda Ca eklenmesi, mikroyapının ince taneli olmasına ve akma dayanımının yükselmesine neden olduğunu gözlemişlerdir. Ayrıca Ca ile birlikte Si eklenmesinin Mg_2Si intermetalik bileşiğinin oluşumuna neden olduğu ve çekme, akma ve sürünme dayanımının hem oda hem de yüksek sıcaklıklarda artmasını sağladığını gözlemişlerdir. Mekanik özelliklerin artması Mg_2Si intermetalığının β fazına göre mikrosertliğinin daha yüksek ve ortalama tane boyutunun daha düşük olmasına bağlanmıştır. Srinivason ve ark. (2007) Si ve Sb elementlerinin magnezyum alaşımlarına ilavesi ile mikroyapıda ve mekanik özelliklerde oluşan değişimleri incelemişlerdir [61]. Yapılan çalışmalar sonucunda Si elementinin eklenmesiyle yapıda çatlak bölgelerin oluştuğu ancak Sb elementinin eklenmesiyle alaşımın çekme dayanımı ve sünekliliğin önemli ölçüde arttığını tespit etmişlerdir. Diğer taraftan Ho ve ark. (2004) ince Cu partikülleriyle takviye edilmiş AZ91 Mg alaşımının mekanik özellikleri üzerine çalışmışlardır [62]. Cu takviyeli AZ91 alaşımının sertliği, akma dayanımı, çekme dayanımı gibi mekanik özelliklerinin SiC takviyeli AZ91 alaşımından çok daha iyi olduğunu, ancak sünekliliğin daha düşük olduğunu rapor etmişlerdir.

3.9.5. Yanma sıcaklıkları ile ilgili çalışmalar

Kumar ve ark. (2003) saf Mg ve Mg alaşımlarının (AZ91, WE43) yanma dirençlerine alaşım elementlerinin etkisini incelemişlerdir [63]. Saf Mg'un $630^{\circ}C$ civarında yani katı halde yandığı, Al içeren AZ91 alaşımının $680-690^{\circ}C$ arasında yanma gösterdiği, Yi içeren WE43 alaşımının ise $750^{\circ}C$ 'ye kadar yanmadığı

gözlemişlerdir. Böylece AZ91 alaşımındaki Al miktarının artmasıyla yanma sıcaklığının azaldığı, WE43 alaşımındaki Y miktarının artmasıyla yüzeydeki oksit tabakasının ve yanma sıcaklığının arttığı belirtilmektedir

Diğer taraftan Be elementinin %0.1'den %0.2'ye yükseltildiğinde, Mg alaşımının yanma sıcaklığı 560 °C'den 760 °C'ye çıktığı Zhao ve ark. (2006) tarafından rapor edilmiştir [64]. Ancak, Be elementinin %0.25 seviyelerine çıkması alaşımın mekanik özelliklerini düşürmektedir. Oluşan oksit filminin yoğunluğu %1'den yüksekse oksit film daha yoğun olmakta ve ergiyik metal oksitlenmeden korunabilmektedir. Be ve toprak elementi katıldığında yüzeyde oluşan BeO Re_2O_3 gibi oksit filmleri yoğunlukları %1'den yüksek olduğu için daha uniform ve gözeneksizdirler, bu yüzden oksijen gazı oksit filmin içerisinden geçemez ve Mg yanması durur. Evangelista ve ark. (2004) Mg-Al-Si alaşımının basınçlı olarak dökümü ve ısıtılma işlem görmüş halinin yüksek sıcaklıklardaki davranışı üzerine çalışmalar yapmışlardır [65]. 70-180 °C aralığında ısıtılma uğratılmış alaşımda Mg_2Si intermetaliklerinin gözlenmediği, fakat Al'ce zengin tane sınırlarında α fazı içerisinde $Mg_{17}Al_{12}$ 'nin ince çökelti halinde oluştuğunu rapor etmişlerdir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Günümüzde havacılıkta kullanılan Mg esaslı parçaların büyük oranının döküm yoluyla üretildiği göz önüne alındığında döküm problemlerinin çözümü ana öncelikler arasında yer almaktadır. Bu bağlamda, yapılan çalışma;

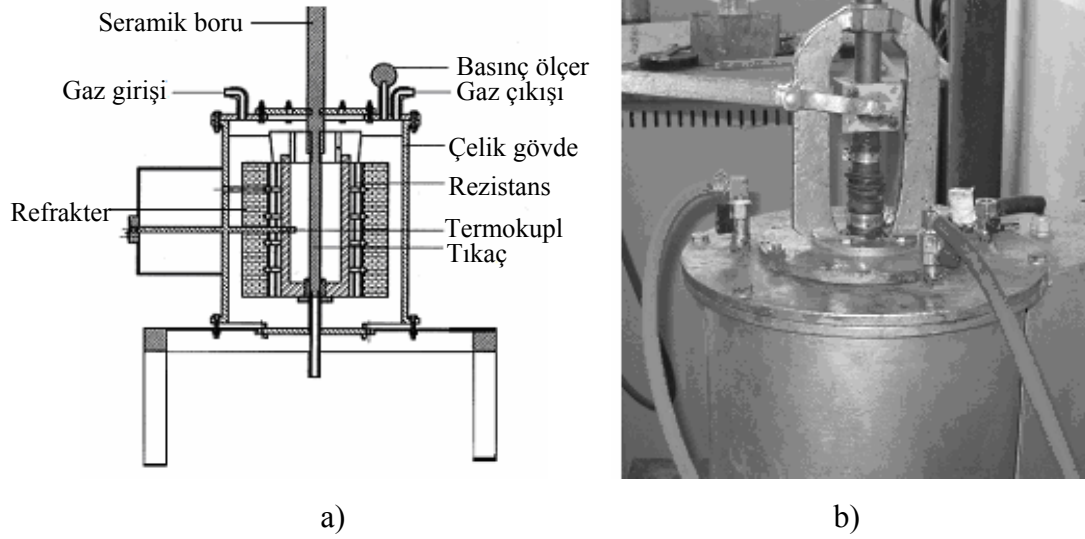
- Atmosfer kontrollü ergitme ünitesinin tasarlanması,
- Alaşım elementlerinin etkisi,
 - *Yüzey aktif (Sn, Pb)*
 - *Yüzey aktif olmayan (Fe, Cu, Si)*
 - *Tane inceltici (Ti, Zr)*
- Koruyucu gaz (Ar, CO₂+%0,8 SF₆),
- Döküm ve kalıp sıcaklığı,
- Sıcak yırtılma ve akıcılık testlerini kapsamaktadır.
- Bazı mekanik özellikler de incelenmiştir.

Ayrıca, yukarıdaki deneysel çalışmalarda ortaya çıkan sonuçlar ve etkilerin daha iyi anlaşılması açısından;

- Mikroyapı incelemesi yapılmıştır.

4.1. Atmosfer Kontrollü Ergitme Ünitesi Tasarımı

Magnezyum alaşımlarının ergitiminde ve dökümünde Şekil 4.1’de görülen elektrikli direnç ocağı tasarlanıp kullanılmıştır.



Şekil 4.1. Deneylerde kullanılan atmosfer kontrollü ergitme ünitesi a) kesit şekli b) yapım resmi

Ergitme ocağı, dış gövdesi 340 mm çapında çelik malzemeden yapılmış ve iç kısmı 170 mm çapında refrakter tuğla ile kaplanmıştır. Tuğla ile çelik gövde arasına ısı yalıtımı için dolgu malzemesi kullanılmıştır. Ocak içi sıcaklığını ölçmek için ısılıçif yerleştirilmiştir. Ocak üst kapağına sızdırmazlık sağlamak için dairesel (“O” ring) conta yerleştirilmiştir. Yapılan ocak bir tezgah üzerine monte edilmiştir.

4.2. Ergitme ve Alaşımlama Pratiği

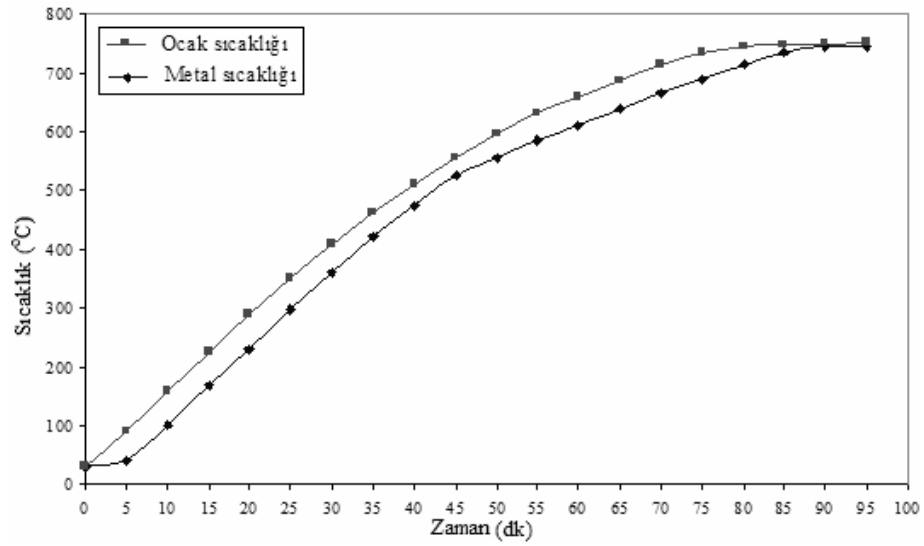
Magnezyum ve alaşımlarının ergitilmesi, ocağın içine yerleştirilen 2 kg Mg ergitme kapasiteli grafit potada yapılmıştır. Ergitme işlemi esnasında ortamın atmosferle temasını kesmek için ergitme süresince ocağa koruyucu gaz verilmiştir. Ergitme tamamlandıktan sonra açma-kapama kolu ile ocağın içindeki potanın altından direkt kalıplara döküm yapılmıştır

Ergitme işleminde kullanılan grafit pota Karasu Metal A.Ş’den temin edilmiştir. Grafit potanın tabanına, açma kapama kolu ile kontrol edilebilen ve sıvı metalin akacağı yaklaşık 15 mm çapında delikli sistem yapılmıştır. Kullanılan grafit pota Resim 4.1’de görülmektedir.



Resim 4.1. Ergitme işleminde kullanılan grafit pota resmi

Ocak ve metal sıcaklığı 750°C olarak seçilmiştir. Ocak istenilen sıcaklığa çıktıktan sonra yaklaşık 10 dakika bekletilerek alaşımın döküm sıcaklığına gelmesi sağlanmıştır. Ocak ve metal sıcaklığının kalibrasyonu Şekil 4.2’de verilmiştir.

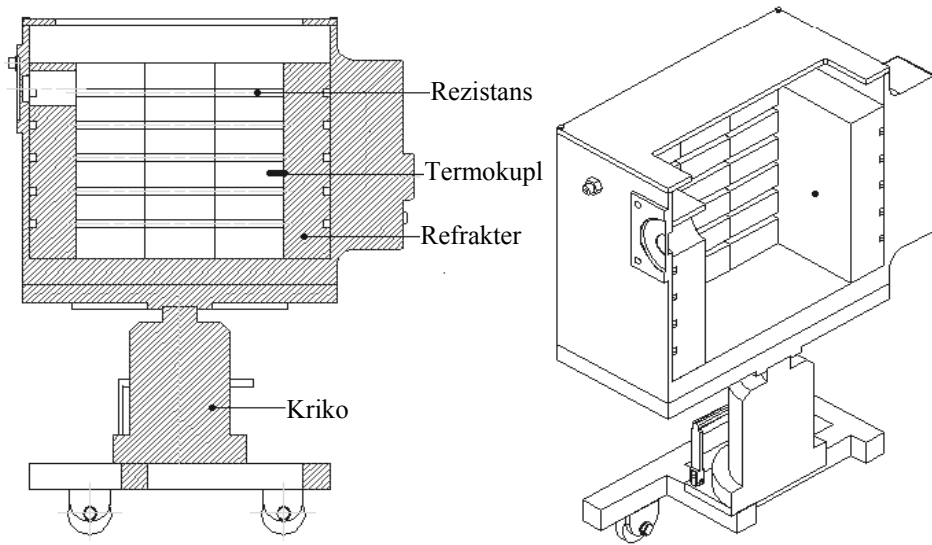


Şekil 4.2. Ocak ve metal sıcaklığı kalibrasyonu

Alaşım döküm sıcaklığına ulaştıktan sonra, ergitme ocağı açma kapama kolu vasıtası ile kontrollü olarak ergitme potasının tabanı açılarak kalıba sıvı metalin akması

sağlanmıştır. Döküm işlemi, kalıplara koruyucu gaz verilerek; oda sıcaklığında, 100, 175 ve 250 °C'deki kalıp sıcaklıklarında yapılmıştır.

Deney kalıplarını istenilen sıcaklığa çıkarmak için, sıcaklığı 300 °C'e çıkabilen kalıp ısıtma fırını kullanılmıştır. Yapılan kalıp ısıtma fırını, tekerlekli krika sisteminin üzerine yerleştirilip, ergitme ocağının altına sürülerek fırın içindeki kalıplara dökümler yapılmıştır. Kullanılan fırın kesiti resmi Şekil 4.3'de görülmektedir.



Şekil 4.3. Kalıp ısıtma fırını kesit şekli

Mg alaşımlarının hazırlanmasında % 99,8 saflıkta Mg kullanılmıştır. Mg-Al-Zn (AZ91) esaslı alaşımın hazırlanmasında ve diğer alaşım elementlerinin ilavesi ön alaşım ile gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan ön alaşımlar ikinci bir ergitme ile deney numunelerinin dökümü yapılmıştır. AZ91 alaşımına deneysel çalışmalarda ilave edilen alaşım elementleri ve % miktarları Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. AZ91'e ilave edilen alaşım elementleri ve % miktarları

% Miktar	Alaşım Elementleri						
	Sn	Pb	Si	Fe	Cu	Zr	Ti
0,5	√	√	√	√	√	√	√
% 1	√	√	√	√	√	√	√
%2	√	√	√	√	√	-	√

4.3. Kalıp ve Ocak Atmosferinin Seçimi

Çizelge 4.2’de deneylerde kullanılan ocak ve kalıp atmosfer ortamları görülmektedir. CO₂ + % 0,8 SF₆ gazı ve % 99,9 saflıkta Argon gazı BOS firmasından sertifikalı olarak temin edilmiştir. Ocağa ve kalıba verilen gaz miktarı yaklaşık 0,5 l/dak olarak seçilmiştir. Gazın akış miktarını ölçmek için tüp akış ölçer (flowmetre) kullanılmıştır.

Çizelge 4.2. Ocak ve kalıpta kullanılan atmosfer ortamları

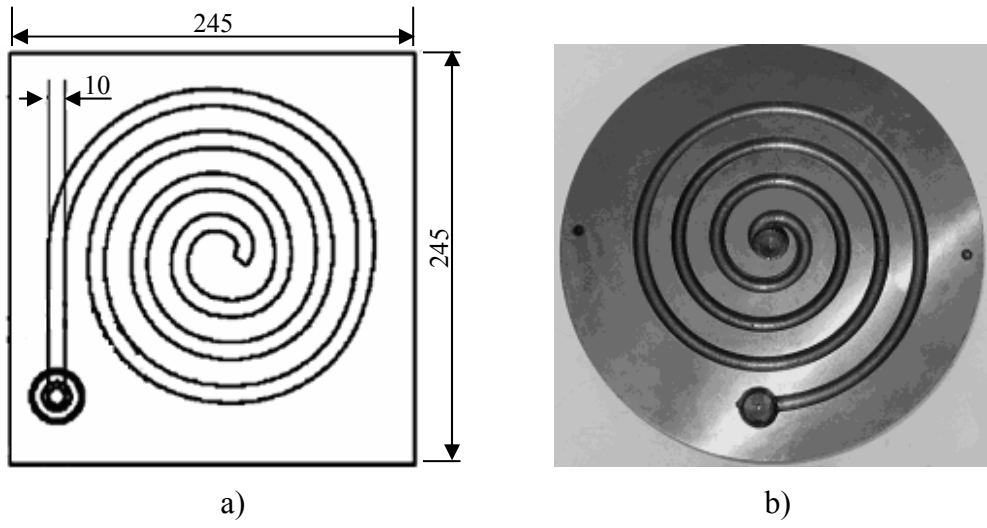
Uygulamalar	I.Uygulama	II.Uygulama	III.Uygulama	IV.Uygulama	V.Uygulama
Ocak Atmosferi	CO ₂ +% 0,8 SF ₆	CO ₂ +% 0,8 SF ₆	Argon	Argon	Argon
Kalıp atmosferi	CO ₂ +% 0,8 SF ₆	Argon	-	Argon	CO ₂ +% 0,8 SF ₆

4.4. Kalıp Sıcaklığı Seçimi

Dört farklı kalıp sıcaklığı (oda sıcaklığı, 100, 175 ve 250 °C) kullanılarak, deneysel çalışmalarda uygulanacak kalıp sıcaklığı tespit edilmiştir.

4.5. Akıcılık Deneyi

Akıcılık, spiral akış kanalının dolma ölçüsüdür ve bir çok sıvı akıcılığı için standart olarak kullanılmaktadır. Bu çalışma için M. Di Sabatino ve ark. (2005) yer çekimi etkisi ile dökülen dökümler için tasarladıkları akıcılık çalışmalarından faydalanılarak akıcılık spirali imal edilmiştir [66]. Spiralin görünüşü Şekil 4.4’te verilmiştir.

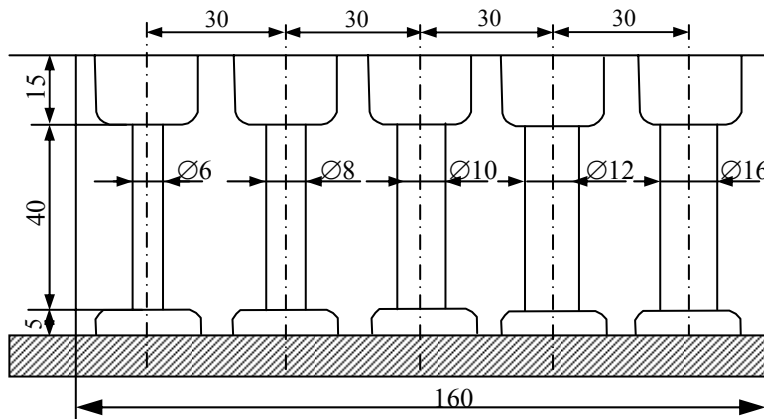


Şekil 4.4. Akıcılık spirali a) kesit şekli b) yapım resmi [66]

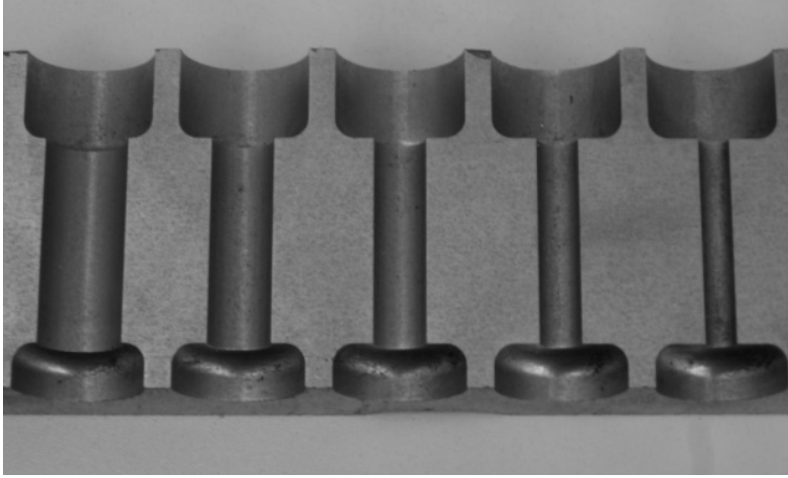
4.6. Sıcak Yırılma Deneyi

Deneysel çalışmalarda dökme demir malzemeden yapılmış iki farklı sıcak yırtılma deney kalıbı (uzunlukları aynı çapları farklı ve uzunlukları farklı çapları aynı) kullanılmıştır.

Çapları farklı uzunlukları aynı olan sıcak yırtılma kalıbı Weichao ve ark. (2006) çalışmalarında kullandıkları deney kalıbından tasarlanarak dökme demir malzemeden yapılmıştır [34]. Kullanılan deney kalıbı kesit görünüşü Şekil 4.5’de ve kalıp resmi ise Resim 4.2’de verilmiştir.

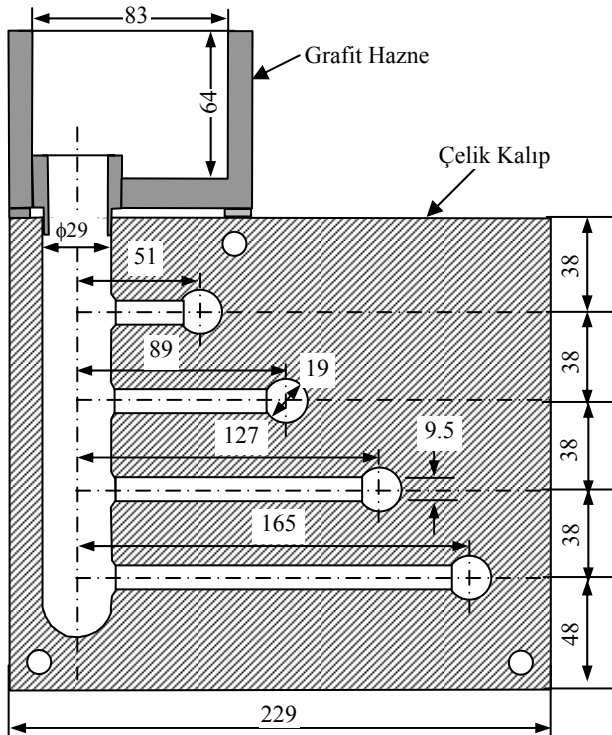


Şekil 4.5. Çapları farklı, uzunlukları aynı sıcak yırtılma kalıbı [34]

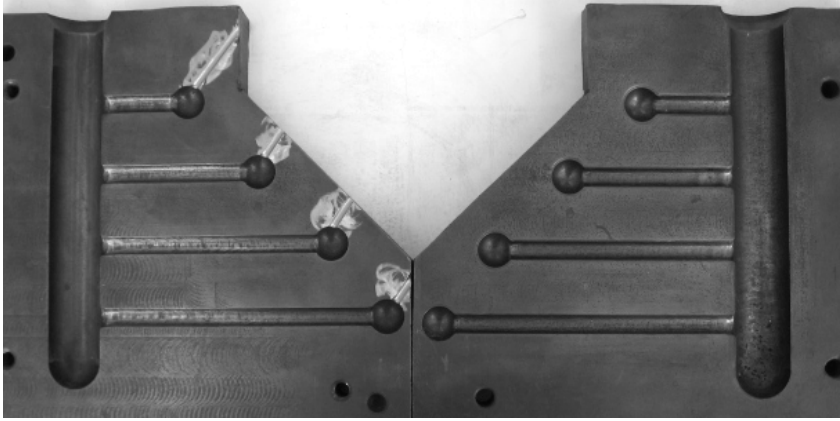


Resim 4.2. Çapları farklı uzunlukları aynı sıcak yırtılma kalıp resmi [34]

Çapları aynı uzunlukları farklı olan sıcak yırtılma kalıbı Cao ve Kou (2006) çalışmalarında kullandıkları kalıp dökme demir malzemenen imal edilmiştir [47]. Deneysel çalışmalarda kullanılan kalıp kesit görünüşü Şekil 4.6’da ve kalıp resmi ise Resim 4.3’de verilmiştir.



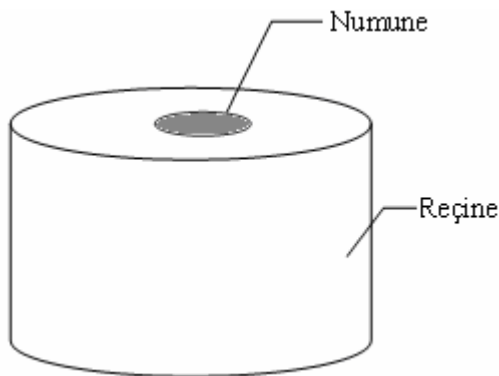
Şekil 4.6. Çapları aynı uzunlukları farklı sıcak yırtılma kollu kalıbı [47]



Resim 4.3. Çapları aynı uzunlukları farklı sıcak yırtılma kalıp resmi [47]

4.7. Mikroyapı İncelemeleri

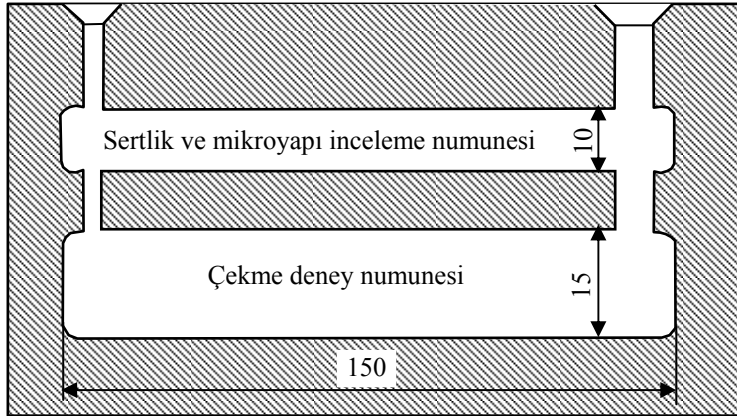
Dökümü yapılan çekme çubuğundan 10x10x10 mm boyutlarında numuneler çıkartılarak bakalite alma işlemi yapılmıştır (Şekil 4.7). Metalografik incelemeleri yapılacak numunelerin yüzeyleri sırası ile 400 ve 600 mesh'lik zımparalar ile saf su kullanılarak zımparalanıp ve 1µm alumina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatılmıştır. Numuneler (5ml asitik asit, 10 ml pikrik asit, 10 ml saf su, 100 ml etil alkol) solüsyonu ile dağlanmıştır. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, malzeme laboratuarında Nikon Epiphot 200 marka optik metal mikroskobunda x500 büyüttmelerle mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Görüntüler CCD kamera ve TV kartı bulunan bir bilgisayar ortamında optik mikroskopla kayıt edilmiştir.



Şekil 4.7. Mikroyapı ve sertlik numunesi

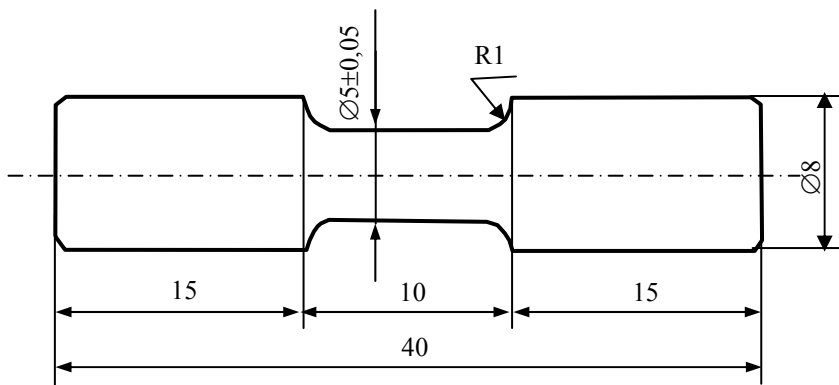
4.8. Çekme Deneyi

Çekme numuneleri için dökme demir malzemeden kalıp hazırlanmıştır. Şekil 4.8’de çekme deneyi numune kalıp kesit resmi görülmektedir.



Şekil 4.8 Çekme deney numunesi için döküm numune kalıbı

Şekil 4.8’de görülen dökme demir kalıba dökümü yapılan çekme deney numune çubukları torna tezgahında işlenmiştir. Her alaşım için 3’er adet çekme numunesi hazırlanmıştır. Çekme deneyleri KBÜ Teknik Eğitim Fakültesi laboratuvarındaki SHIMADZU marka 5 ton çekme kapasitesine ayarlanabilen çekme cihazında ve 0,5 mm/dk çekme hızında yapılmıştır. Şekil 4.9’da çekme numunesinin şekli ve ölçüsü görülmektedir.



Şekil 4.9. Çekme deney numunesi (ASTM E 8M-99) [67]

4.9. Sertlik Deneyi

Sertlik deneyi numuneleri çekme çubuğundan $\varnothing 8 \times 5$ boyutlarında çıkartılmış ve yüzeyleri zımparalanarak parlatılmıştır (Şekil 4.7). Sertlik deneylerinde KB.Ü Safranbolu Meslek Yüksek Okulu laboratuvarındaki FV-700 model FUTURE-TECHCOPP marka dijital BRINELL sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. 1 mm çaplı çelik bilya ve 15 g. ağırlık kullanılarak sertlik ölçümleri yapılmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR

5.1. Kalıp ve Ocak Atmosferi Sonuçları

Deneylede optimum kalıp ve ocak atmosferinin belirlenmesi için Bölüm 4’de bahsedildi gibi, ocak ve kalıp içersine $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gaz karışımı veya argon gazı uygulaması yapılmıştır. Ön ergitme işlemi yapılan alaşım, metal kalıplara (kokil) dökülmüştür. Sırası ile Resim 5.1-5.4’de farklı atmosfer ortamlarında elde edilen döküm parçalar gösterilmiştir.



Resim 5.1. AZ91 ön alaşım (ocak ve kalıp atmosferi: $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$)



Resim 5.2. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi: argon, kalıp: atmosferik ortam)



Resim 5.3. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi: Argon, kalıp atmosferi: argon)



Resim 5.4. AZ91 ön alaşım (ocak atmosferi: argon, kalıp atmosferi: $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$)

Resim 5.1’de görüldüğü üzere ocak içerisine ergitme esnasında $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ uygulaması sonucunda döküm parçada gözenekli yapı oluşmuştur.

Ocak atmosferinde argon gazı kullanılarak Resim 5.1’deki gözenekli yapı giderilmiş fakat sıvı metalin dökümü sırasında hava ile teması sonucu oksitli bir döküm parça elde edilmiştir (Resim 5.2).

Resim 5.3’de görüldüğü üzere, ocak ve kalıp atmosferi olarak argon gazı kullanılarak sıvı metalin döküm sırasında hava ile teması kesilmiş ve oksitlenme azaltılmıştır.

Ocak atmosferi olarak argon gazı, kalıp atmosferinde ise $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gaz karışımı kullanılarak yapılan döküm parça yüzeyinin gözeneksiz ve daha temiz, dış

yüzeyde oksitlenmenin en az olduğu döküm parça elde edilmiştir (Resim 5.4). Dolayısıyla deneysel çalışmalar ocak atmosferi olarak argon gazı, kalıp atmosferi olarak ise $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gaz karışımı ortamı ile yapılmıştır. Elde edilen ön alaşımlar Resim 5.5’de görülmektedir.



Resim 5.5. Hazırlanan ön alaşımlar

II. ergitme sonunda elde edilen Mg alaşımının analizi Çizelge 5.1’de görülmektedir. Elde edilen AZ91 alaşımına ilave elementlerle yapılan deneysel çalışmalarda, ilave element miktarı kadar Mg element miktarından düşürülüp, alaşımlar tekrar hazırlanarak ön alaşım ve II. ergitme işlemleri yapılmıştır. İ

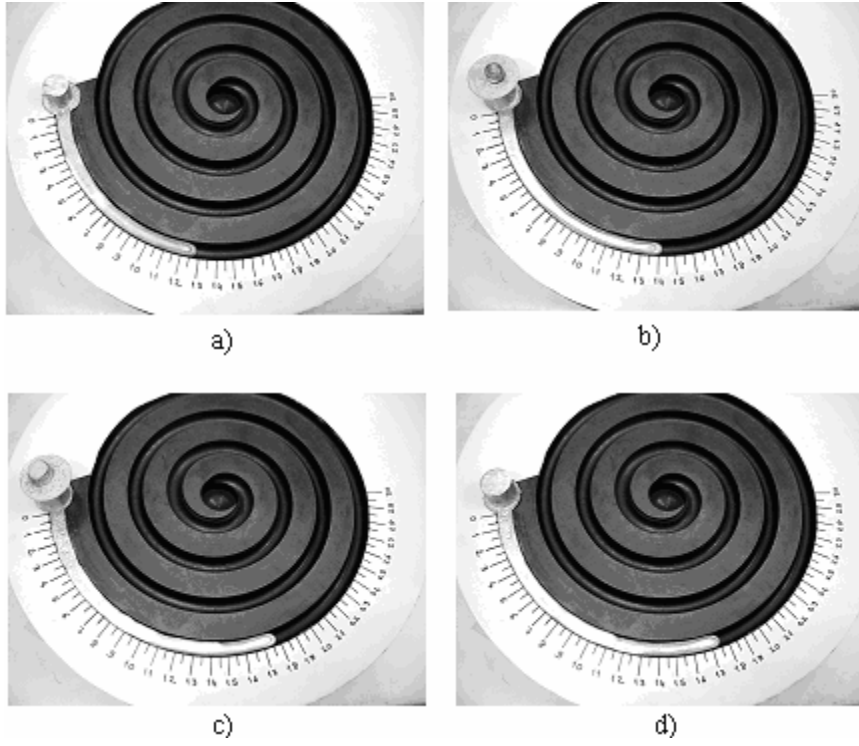
Çizelge 5.1. Çalışmalarda kullanılan AZ91 Mg alaşımının bileşimi

Element	Mg	Al	Zn	Diğer
%	89,8	9,25	0,77	0,18

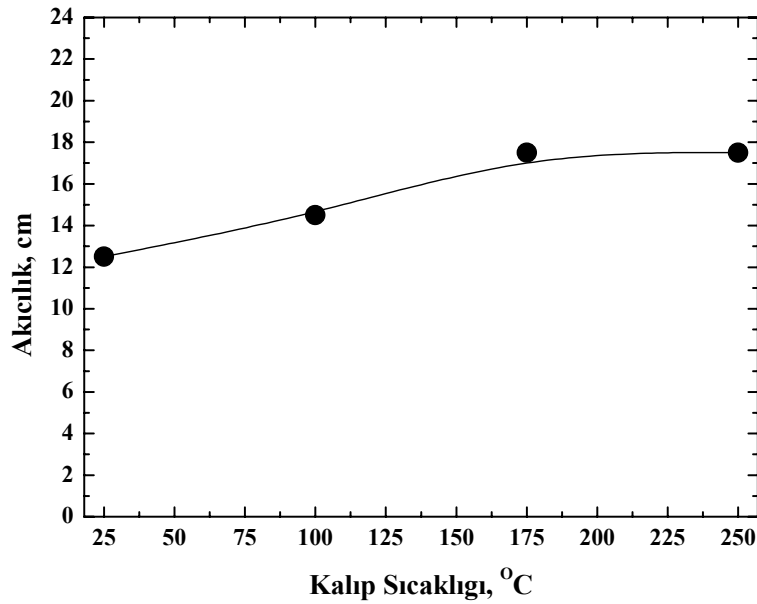
5.2. Kalıp Sıcaklığı Sonuçları

5.2.1. Kalıp sıcaklığının akıcılığa etkisi

Resim 5.6’da farklı kalıp sıcaklığına göre akıcılık resimleri, Şekil 5.1’de kalıp sıcaklığına göre akıcılık grafiği verilmiştir.



Resim 5.6. Kalıp sıcaklığına bağlı akıcılık değişimi a) oda sıcaklığı b) 100 °C c) 175 °C ve d) 250 °C

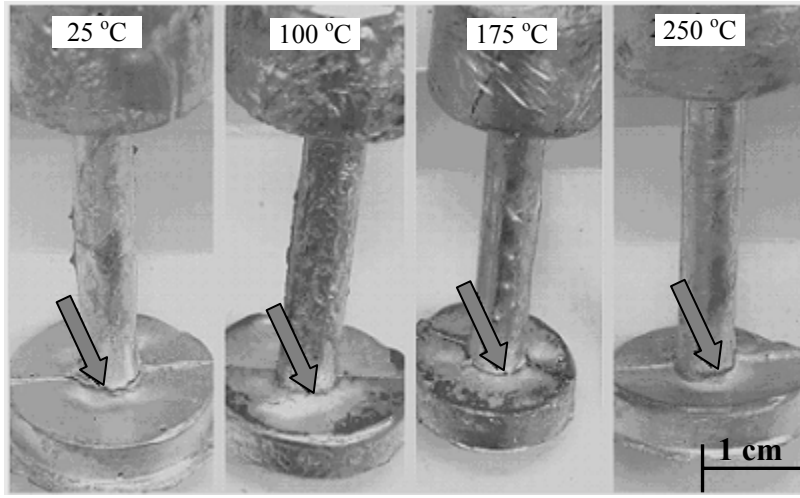


Şekil 5.1. Kalıp sıcaklığına bağlı akıcılık değişimi

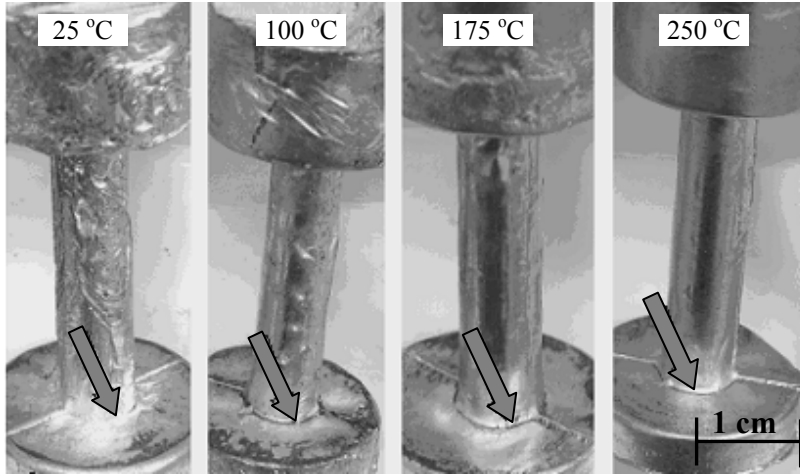
Deneysel sonuçlar; AZ91 alaşımının, kalıp sıcaklığı artışı ile beraber akıcılığında arttığını, ancak 175 °C den sonra akıcılığın fazla değişmediğini göstermiştir.

5.2.2. Kalıp sıcaklığının sıcak yırtılmaya etkisi

Resim 5.7’de görüldüğü üzere küçük çaplı (6 ve 8 mm) numunelerin hepsinde kalıp sıcaklığı artmasına rağmen sıcak yırtılma çatlakları mevcuttur. Numune çapı ve kalıp sıcaklığı arttıkça AZ91 alaşımında sıcak yırtılma çatlakları azalmaktadır.

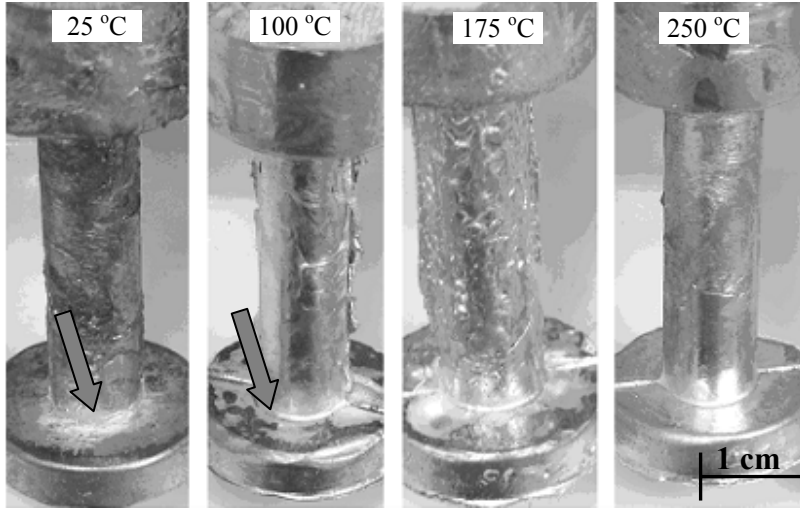


a)

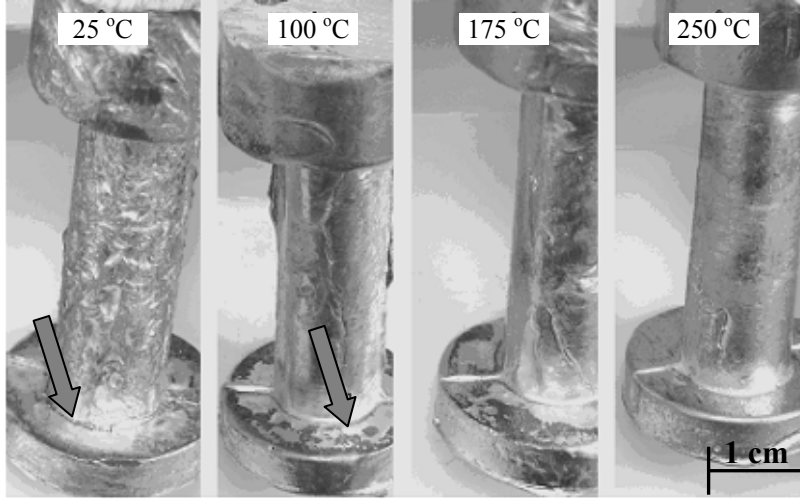


b)

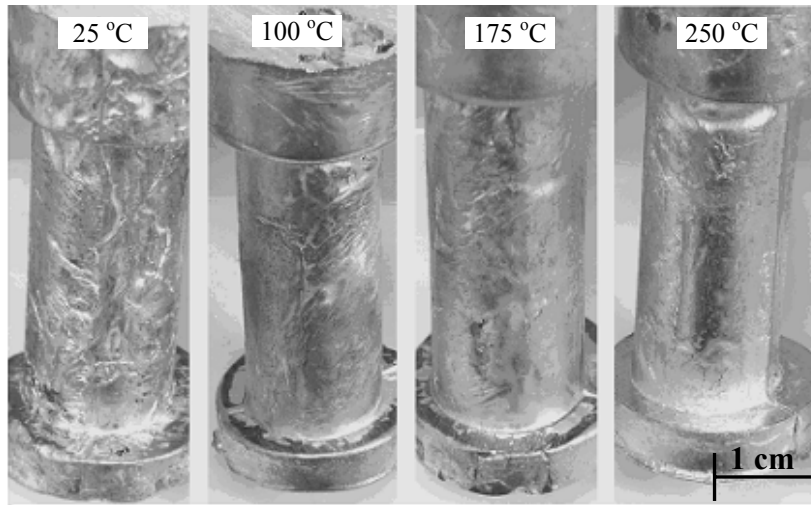
Resim 5.7. Kalıp sıcaklığına bağlı sıcak yırtılma çatlakları a) 6mm b) 8 mm



c)



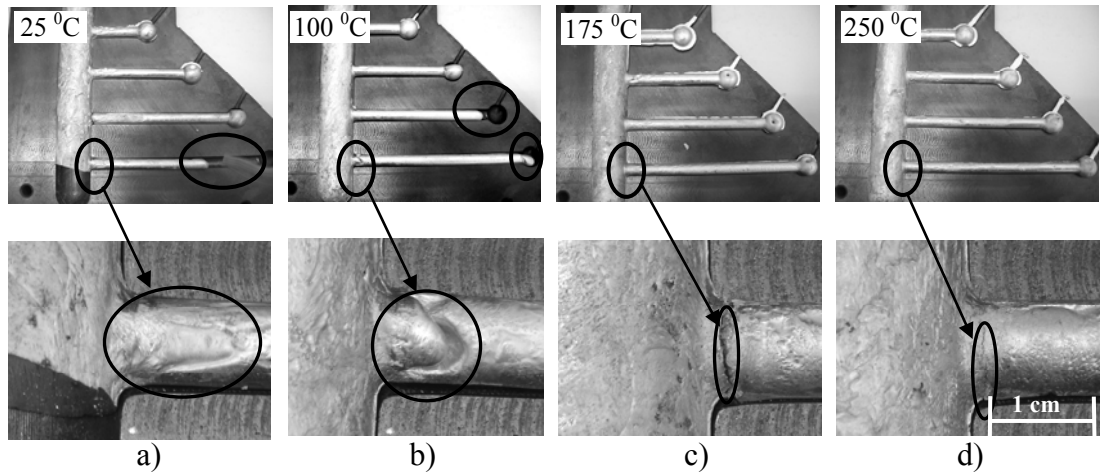
d)



e)

Resim 5.7 (Devam). Kalıp sıcaklığına bağlı sıcak yırtılma çatlakları c) 10 mm d) 12 mm e) 16 mm

Resim 5.8’de ise çapları aynı boyları farklı döküm numuneler gösterilmektedir. Düşük sıcaklıkta (oda ve 100  C) uzun kollarda sıvı metalin ilerlemesi mümkün olmamakta ve kollar tam olarak çıkmamaktadır. Ancak kalıp sıcaklığı arttıkca (175 ve 250  C) kollarda sıvı metalin ilerlemesi artmaktadır. Bu duruma akıcılık ile ilgili Bölüm 5.2.1’de değinilmiştir.



Resim 5.8. Kalıp sıcaklığına bağlı sıcak yırtılma çatlakları a) oda sıcaklığı b) 100  C c) 175  C d) 250  C

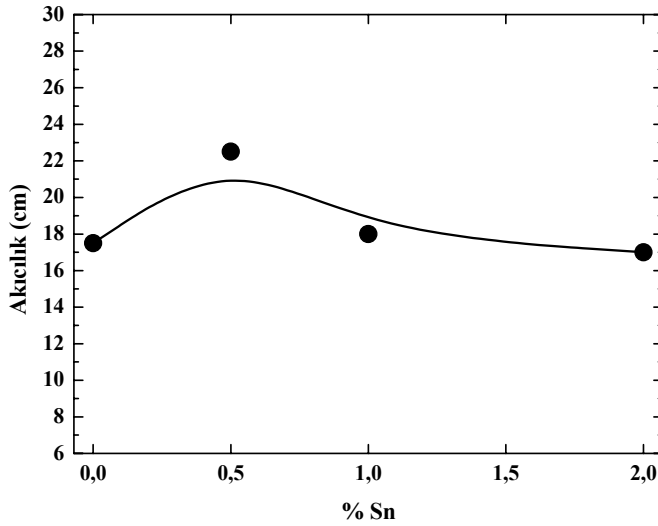
Yapılan döküm numuneler incelendiğinde; 250  C kalıp sıcaklığında yapılan deneylerde döküm numunelerin yüzeyi daha temiz çıktığı görülmüştür (Resim 5.7). Her ne kadar 175  C kalıp sıcaklığında yapılan döküm akıcılıkta iyi sonuçlar verse de numunenin yüzey temizliği ve akıcılık sonuçlarının optimum noktada keşiştiği kalıp sıcaklığı 250  C’de elde edilmiştir. Dolayısı ile bundan sonraki bölümlerde yapılan dökümlerde 250  C kalıp sıcaklığı sabit tutularak deneyler yapılmıştır.

5.3. İlave Elementlerin Akıcılığa Etkisi

Alaşım elemanlarına bağlı akıcılık deney sonuçları aşağıda verilmiştir.

5.3.1. Sn ilavesinin akıcılığa etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Sn miktarına bağlı olarak akıcılık değişimleri grafik olarak Şekil 5.2’de gösterilmiştir.

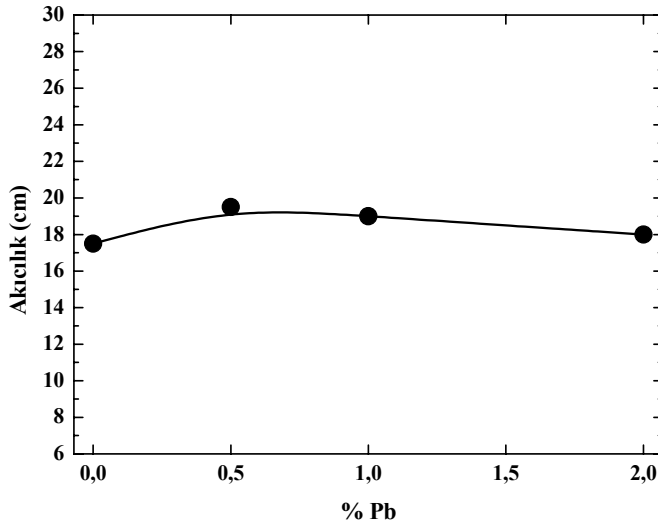


Şekil 5.2. AZ91’e ilave edilen Sn miktarına bağlı akıcılık değişimi

Şekil 5.2’de görüldüğü gibi, en fazla akıcılık 22,5 cm ile %0,5 Sn ilavesinde gözlenmiştir. AZ91 alaşımına %1 ve %2 Sn ilavelerinde kayda değer bir değişim gözlenmemiştir.

5.3.2. Pb ilavesinin akıcılığa etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Pb miktarına bağlı olarak akıcılık değişimleri grafik olarak Şekil 5.3’de gösterilmiştir.

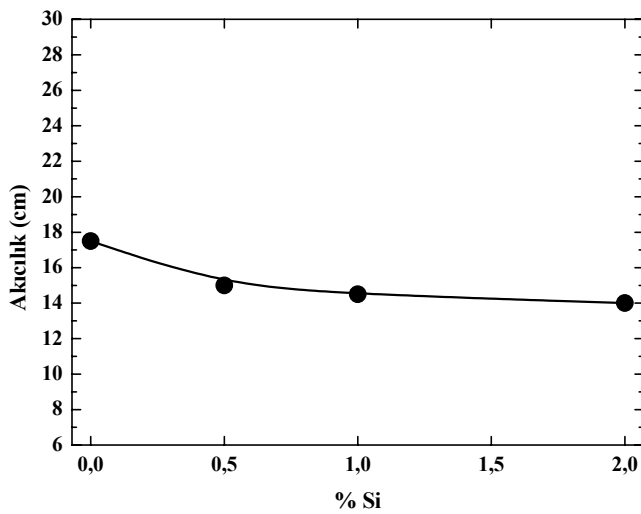


Şekil 5.3. AZ91'e ilave edilen Pb miktarına bağlı akıcılık değişimi

AZ91'e %0,5 ve %1 Pb ilavesi ile akıcılık artarken, %2 Pb ilavesi ile bu artışta bir miktar azalma gözlenmiştir.

5.3.3. Si ilavesinin akıcılığa etkisi

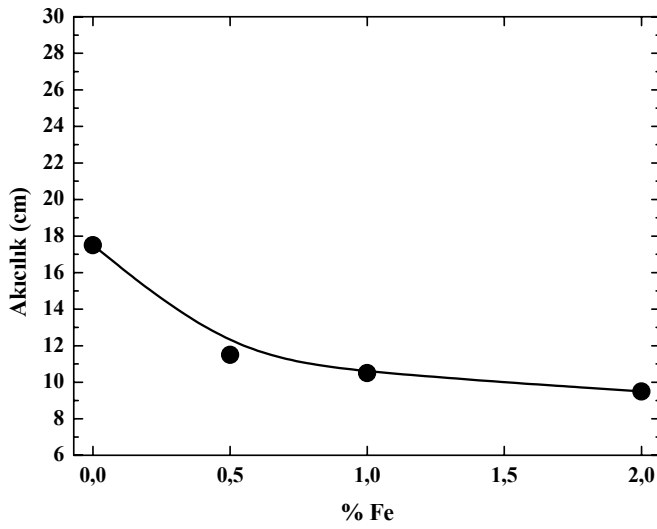
Şekil 5.4'de görüldüğü gibi AZ91'e ilave edilen Si miktarının artması ile akıcılıkta düşme gözlenmiştir. Akıcılık AZ91'de 17,5 cm iken %2 Si ile 14 cm'ye düşmüştür.



Şekil 5.4. AZ91'e ilave edilen Si miktarına bağlı akıcılık değişimi

5.3.4. Fe ilavesinin akıcılığa etkisi

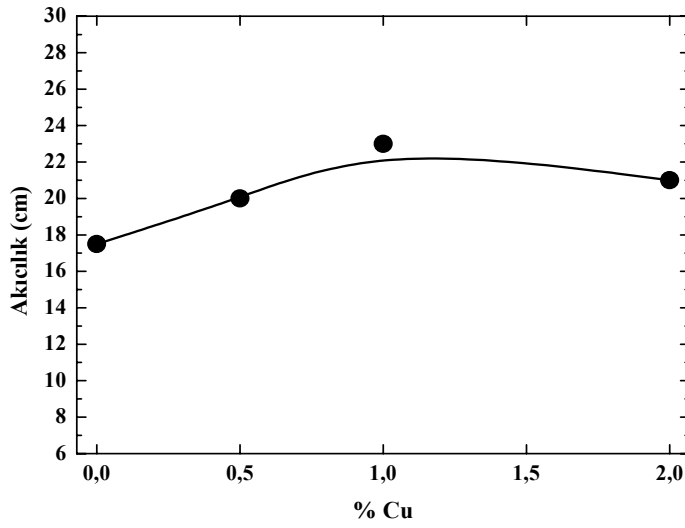
Şekil 5.5’de görüldüğü gibi AZ91’e ilave edilen Fe miktarının artması ile akıcılıkta kayda değer bir azalma gözlenmiştir. En düşük akıcılık AZ91’e %2 Fe ilavesinde 9,5 cm olmuştur.



Şekil 5.5. AZ91’e ilave edilen Fe miktarına bağlı akıcılık değişimi

5.3.5. Cu ilavesinin akıcılığa etkisi

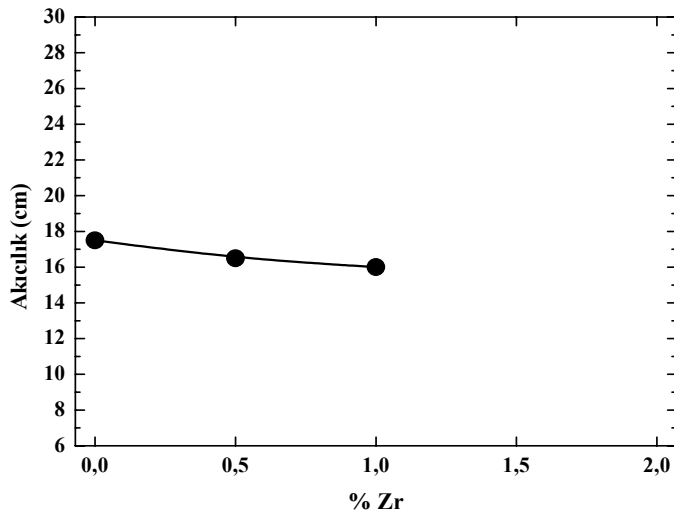
%0,5 ve %2 Cu ilavesi ile AZ91 alaşımına göre akıcılık artarken, Şekil 5.6’da görüldüğü gibi AZ91’e ilave edilen %1 Cu miktarı en fazla etkiyi göstererek akıcılığı 23 cm’ye yükseltmiştir.



Şekil 5.6. AZ91'e ilave edilen Cu miktarına bağlı akıcılık değişimi

5.3.6. Zr ilavesinin akıcılığa etkisi

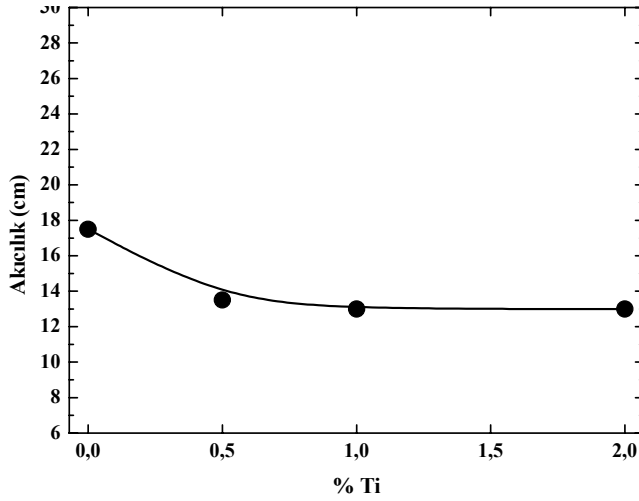
AZ91 alaşımına ilave edilen Zr miktarına bağlı olarak akıcılık değişimleri grafik olarak Şekil 5.7'de gösterilmiştir. AZ91 alaşımına artan Zr ilavesi ile akıcılık bir miktar düşmüştür.



Şekil 5.7. AZ91'e ilave edilen Zr miktarına bağlı akıcılık değişimi

5.3.7. Ti ilavesinin akıcılığa etkisi

Şekil 5.8’de görüldüğü gibi AZ91’e ilave edilen Ti miktarının artması ile akıcılıkta bir miktar azalma göstererek bütün Ti ilavelerinde 13 cm civarı olmuştur.



Şekil 5.8. AZ91’e ilave edilen Ti miktarına bağlı akıcılık değişimi

5.4. İlave Elementlerin Sıcak Yırılma Etkileri

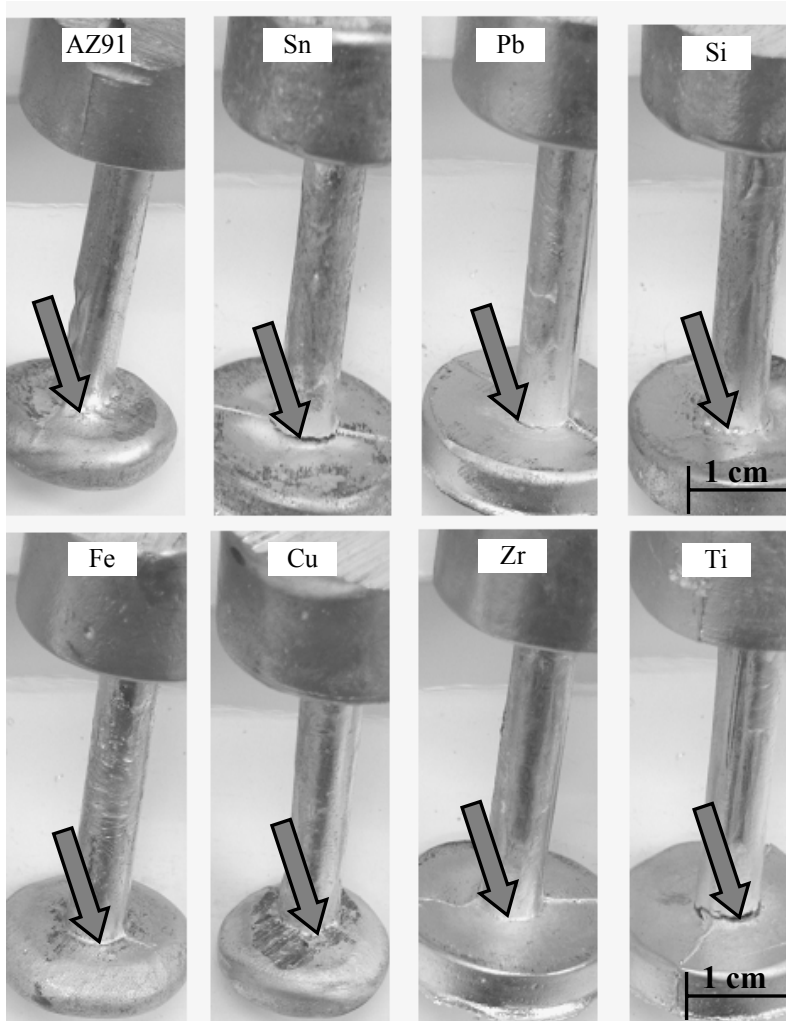
Aşağıda AZ91 alaşımına ilave edilen elementlerin miktarlarına göre sıcak yırtılma deney sonuçları “uzunlukları aynı, çapları farklı” ve “uzunlukları farklı, çapları aynı” olmak üzere iki farklı yöntem olarak verilmiştir.

5.4.1. Çapları farklı, uzunlukları aynı sıcak yırtılma sonuçları

AZ91 alaşımına ilave edilen alaşım elementlerine ve miktarlarına göre; Çapları 6, 8, 10, 12 ve 16 mm olan deney çubuklarının sıcak yırtılma yırtılmaları resimler halinde aşağıda gösterilmiştir.

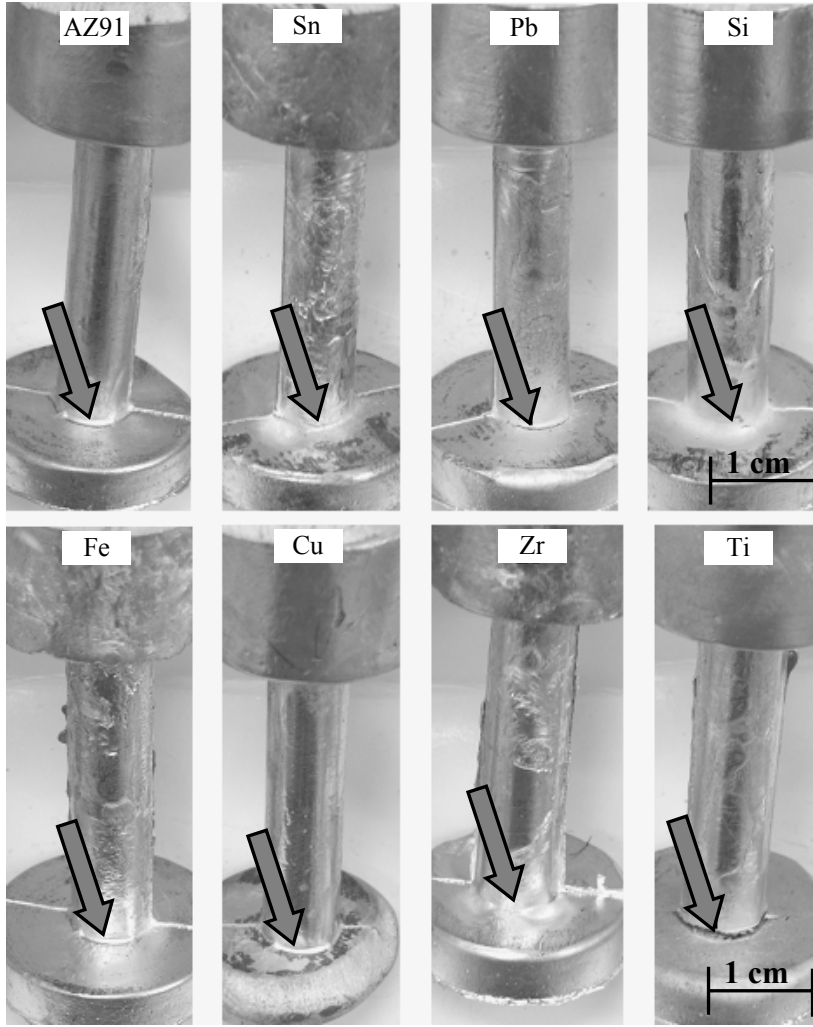
%0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %0,5 ilave edilen elementlerin farklı çaplardaki kalıplarda döküm sonrası sıcak yırtılma deney sonuçları sırasıyla Resim 5.9-5.13 arasında gösterilmiştir. Numune üzerindeki oklar sıcak yırtılmaları göstermektedir.



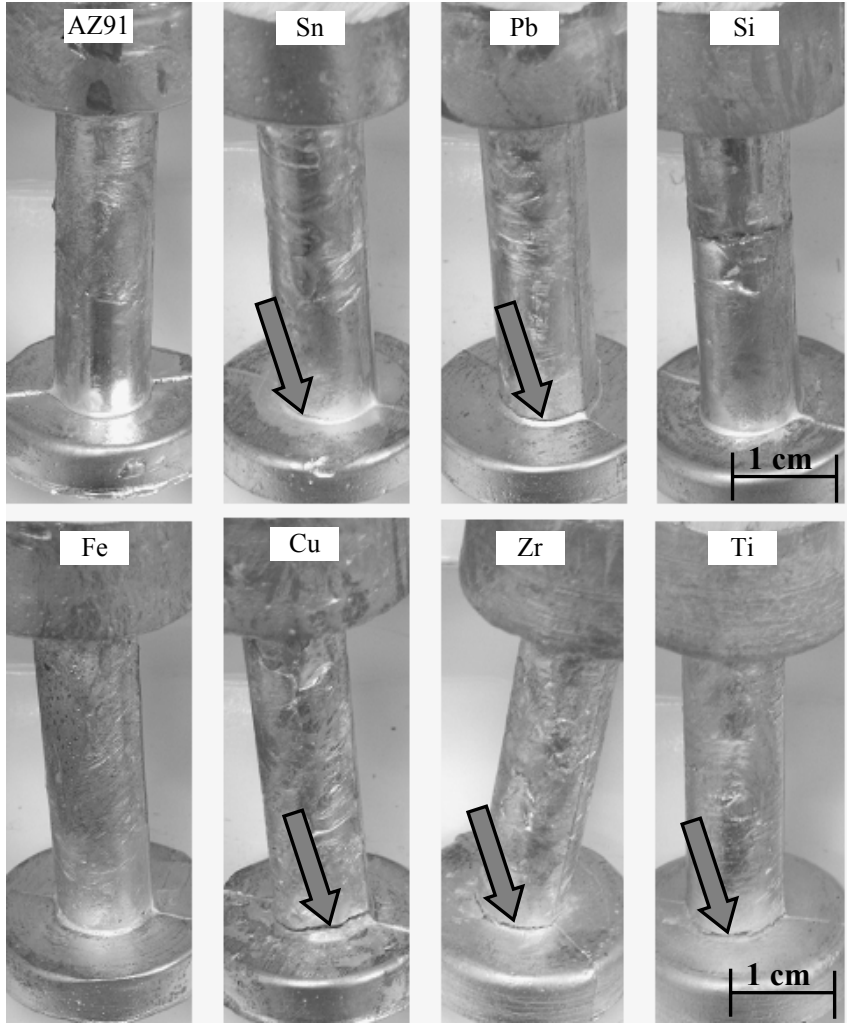
Resim 5.9. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 6 mm)

AZ91 alaşımına %0,5 elementlerin ilavesi ile 6 mm çapındaki döküm çubuklarının tümünde sıcak yırtılma çatlakları meydana gelmiştir. En çok sıcak yırtılma çatlakları ise Ti 'un alaşıma ilavesinde meydana geldiği tespit edilmiştir.



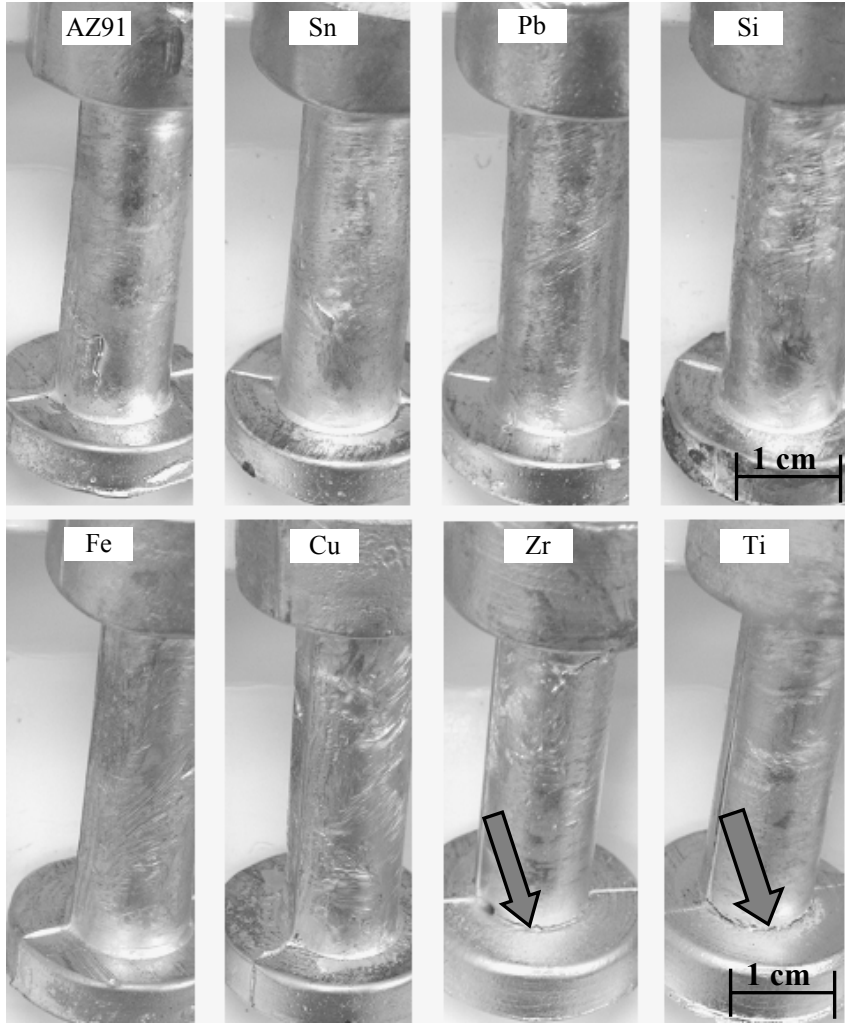
Resim 5.10. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 8 mm)

İlave elementlerin AZ91 alaşımına %0,5 katkısı ile sıcak yırtılma çatlağının 8 mm çapındaki döküm çubuklarının tümünde oluştuğu görülmüştür. En fazla sıcak yırtılma çatlağı 6 mm çaplı döküm çubukta olduğu gibi, Ti 'un ilavesinde meydana gelmiştir.



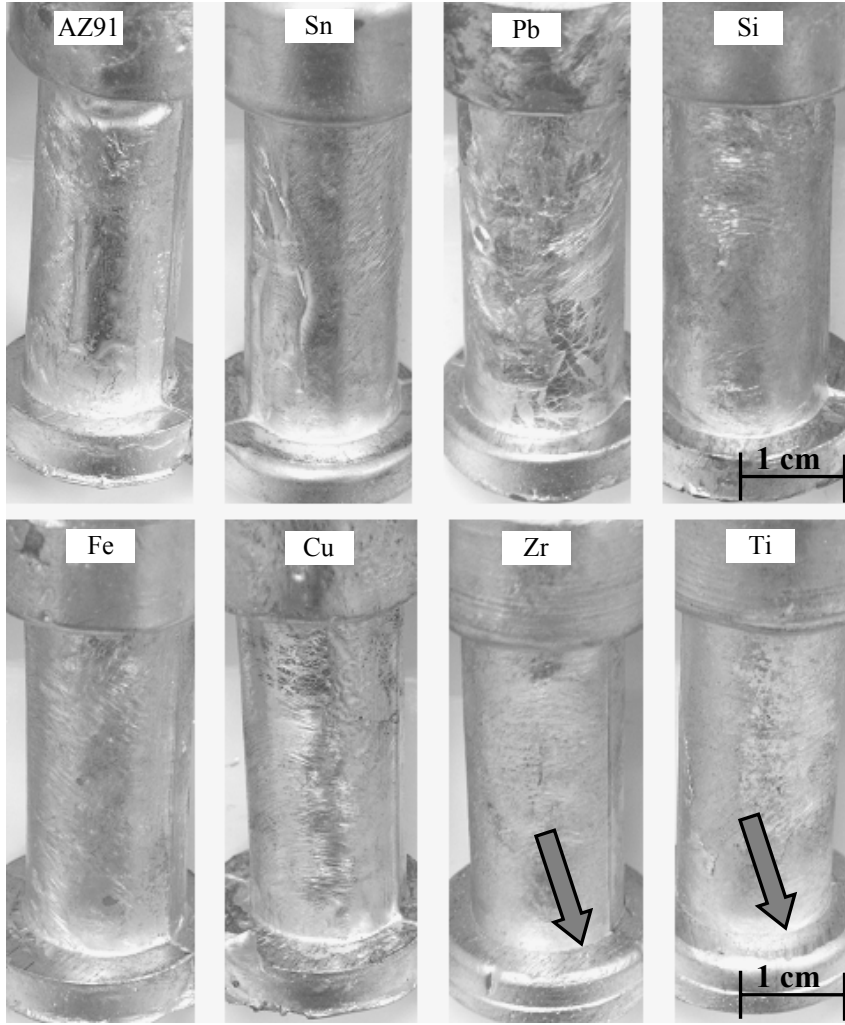
Resim 5.11. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 10 mm)

AZ91 alaşıma %0,5 ilave edilen Sn, Pb, Cu, Zr ve Ti elementleri, 10 mm çaplı deney döküm çubuklarında sıcak yırtılma çatlakları oluşturduğu gözlenmiştir. Sıcak yırtılma çatlakları Cu ve Ti 'un AZ91 alaşımına ilavesinde daha fazla meydana gelmiştir.



Resim 5.12. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 12 mm)

Zr ve Ti elementlerin AZ91 alaşımına %0,5 ilavesinde, 12 mm çaplı döküm çubuklarında sıcak yırtılma çatlağının olduğu görülmüştür. Sıcak yırtılma çatlağının alaşıma Ti'un ilavesinde daha fazla meydana geldiği gözlenmiştir.

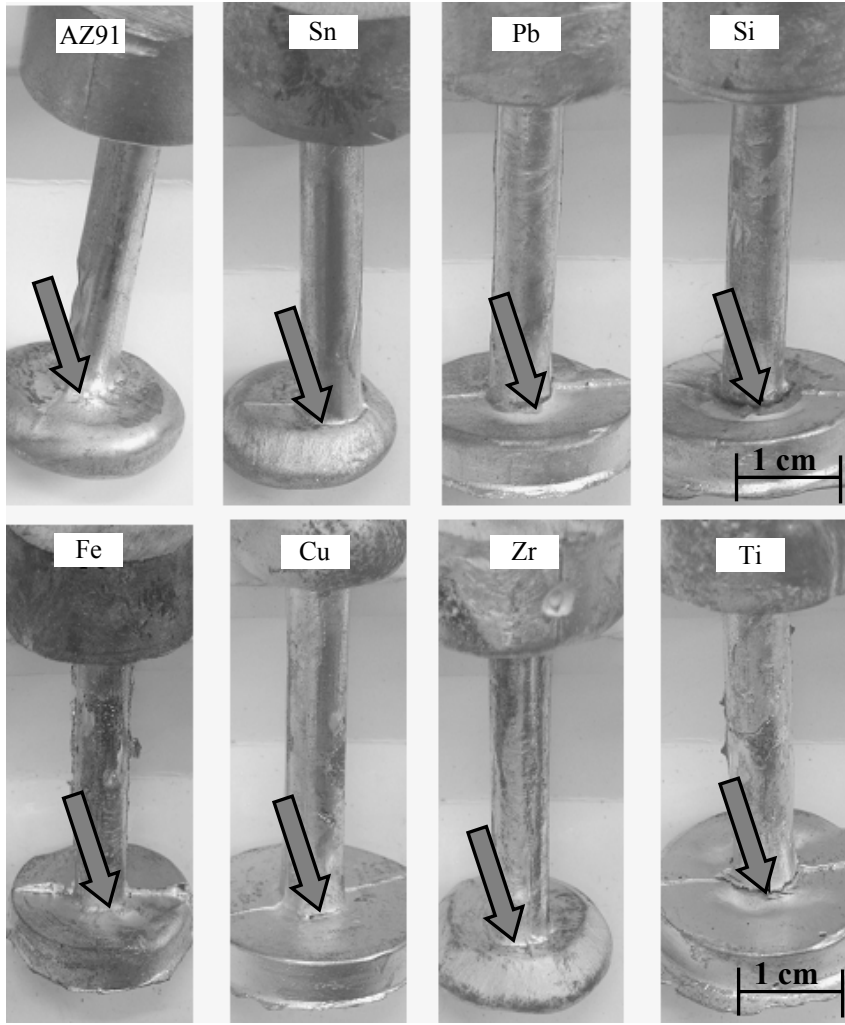


Resim 5.13. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 16 mm)

AZ91 alaşımına sadece %0,5 Zr ve Ti elementlerinin ilavesi ile, 16 mm döküm deney çubuklarında sıcak yırtılma çatlağı meydana geldiği gözlenmiştir.

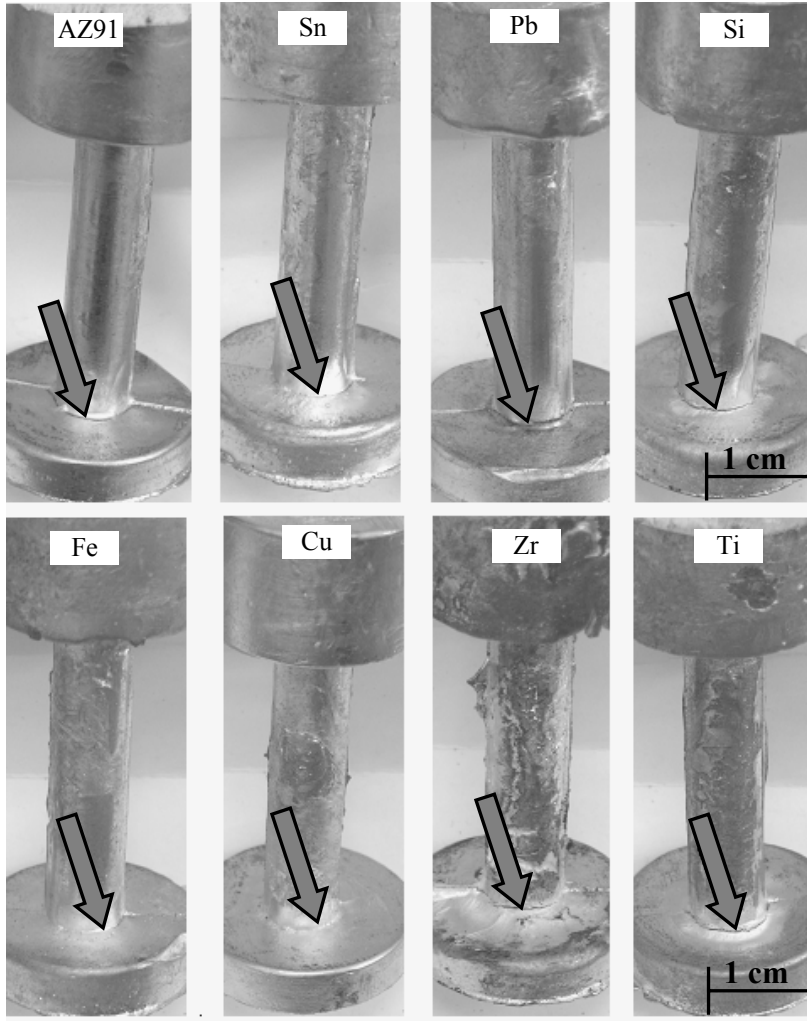
%1 ilave elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %1 ilave edilen elementlerin çapları farklı kalıplarda döküm sonrası sıcak yırtılma sonuçları sırasıyla Resim 5.14-5.18 arasında gösterilmiştir.



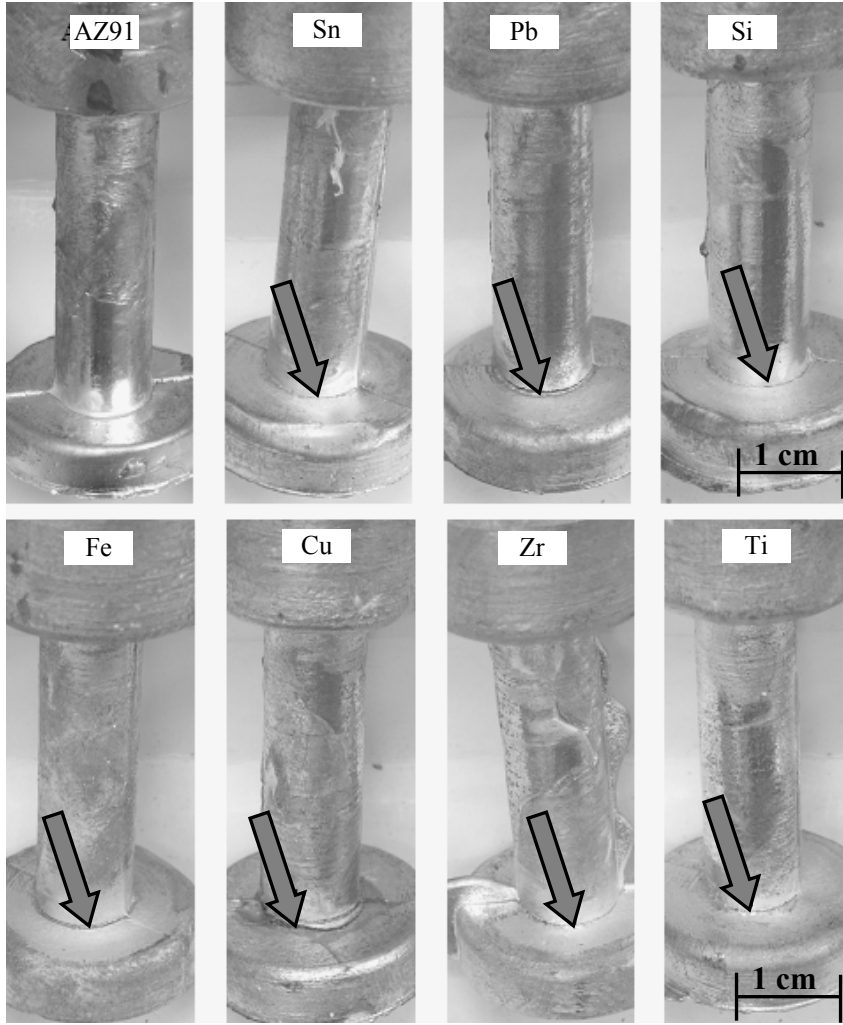
Resim 5.14. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 6 mm)

6 mm çaplı deney çubuklarının dökümünde tüm elementlerin AZ91 alaşımına %1 ilavesinde sıcak yırtılma çatlağının olduğu görülmüştür. En fazla sıcak yırtılma Si ve Ti'un ilavesinde meydana geldiği gözlenmiştir.



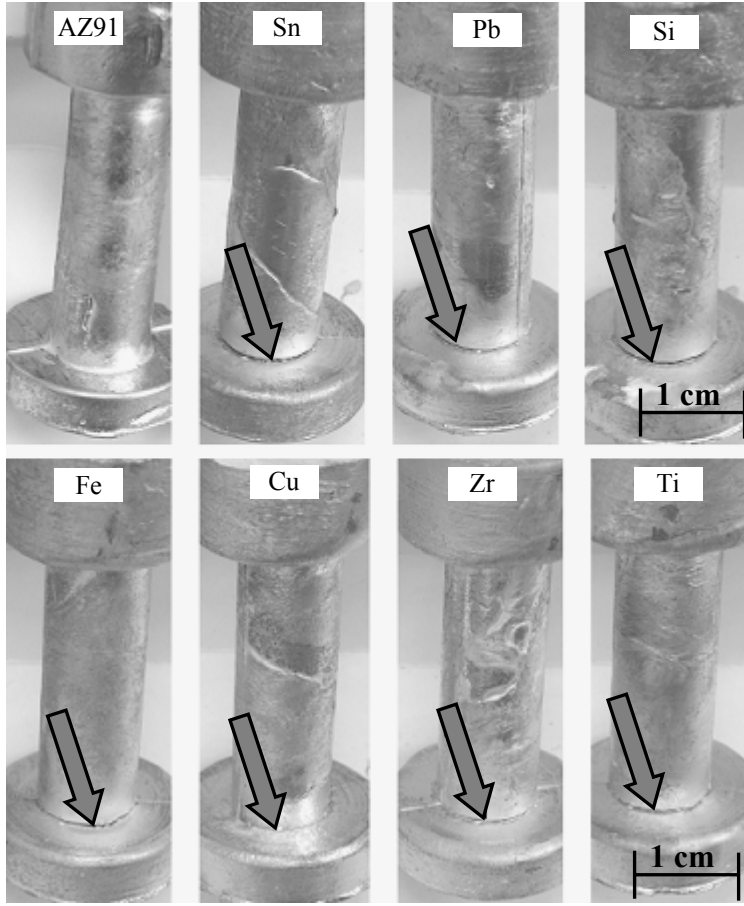
Resim 5.15. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 8 mm)

8 mm çaplı çubukların dökümünde sıcak yırtılma çatlağının, tüm elementlerin AZ91 alaşımına %1 ilavesinde olduğu görüldü. En fazla sıcak yırtılma çatlağı Zr ve Ti'un ilavesinde meydana gelmiştir.



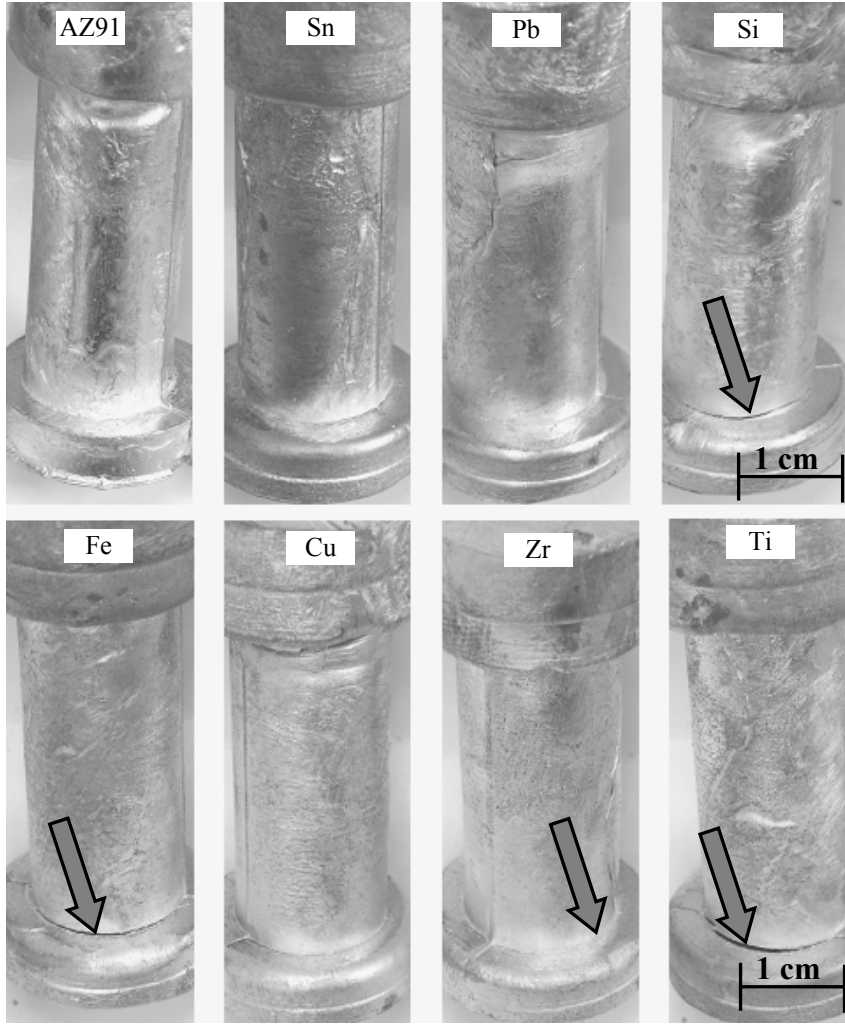
Resim 5.16. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 10 mm)

10 mm çaplı döküm deney çubuklarında, AZ91 alaşımına tüm elementlerin %1 ilavesinde sıcak yırtılma çatlağının meydana geldiği görülmüştür. Cu, Zr ve Ti'un AZ91 alaşımına ilavesinde sıcak yırtılmalar daha fazla meydana gelmiştir.



Resim 5.17. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 12 mm)

AZ91 alaşımına ilave elementlerin %1 kakısı ile, 12 mm çaplı döküm deney çubuklarının tümünde sıcak yırtılma çatlağının olduğu gözlenmiştir.

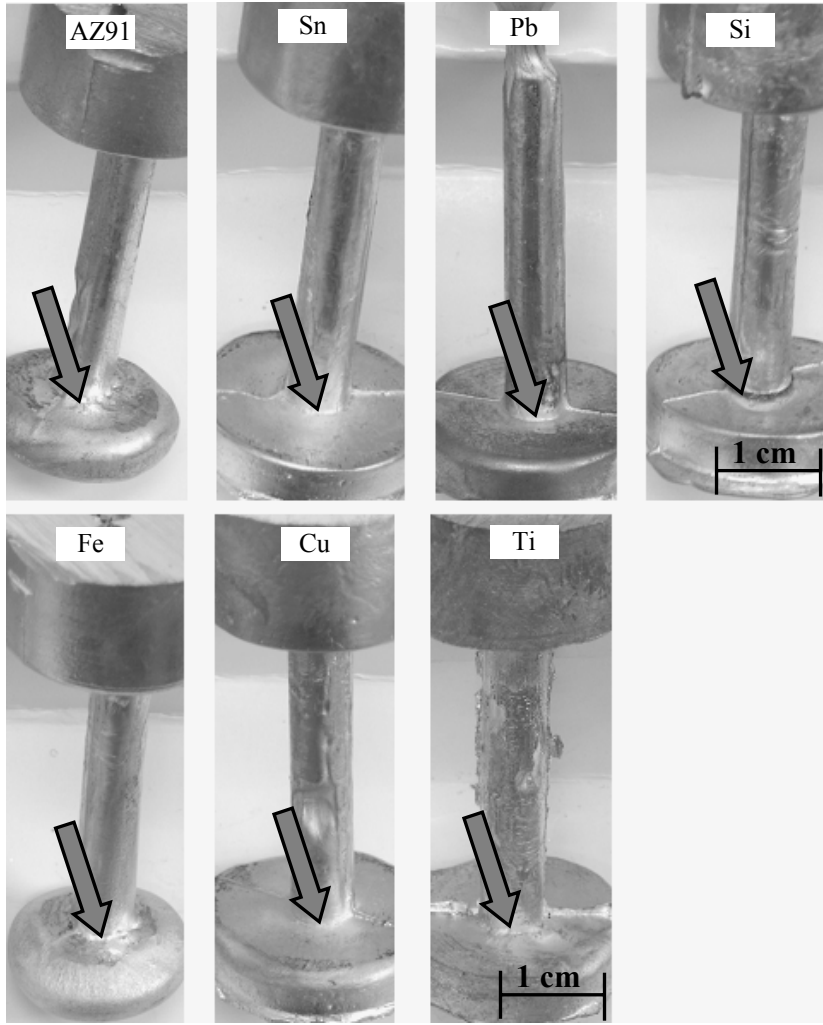


Resim 5.18. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 16 mm)

Si, Fe, Zr ve Ti elementlerin AZ91 alaşımına %1 ilavesinde, 16 mm çaplı deney çubuklarının döküm sonrasında sıcak yırtılma çatlaklarının oluştuğu gözlenmiştir.

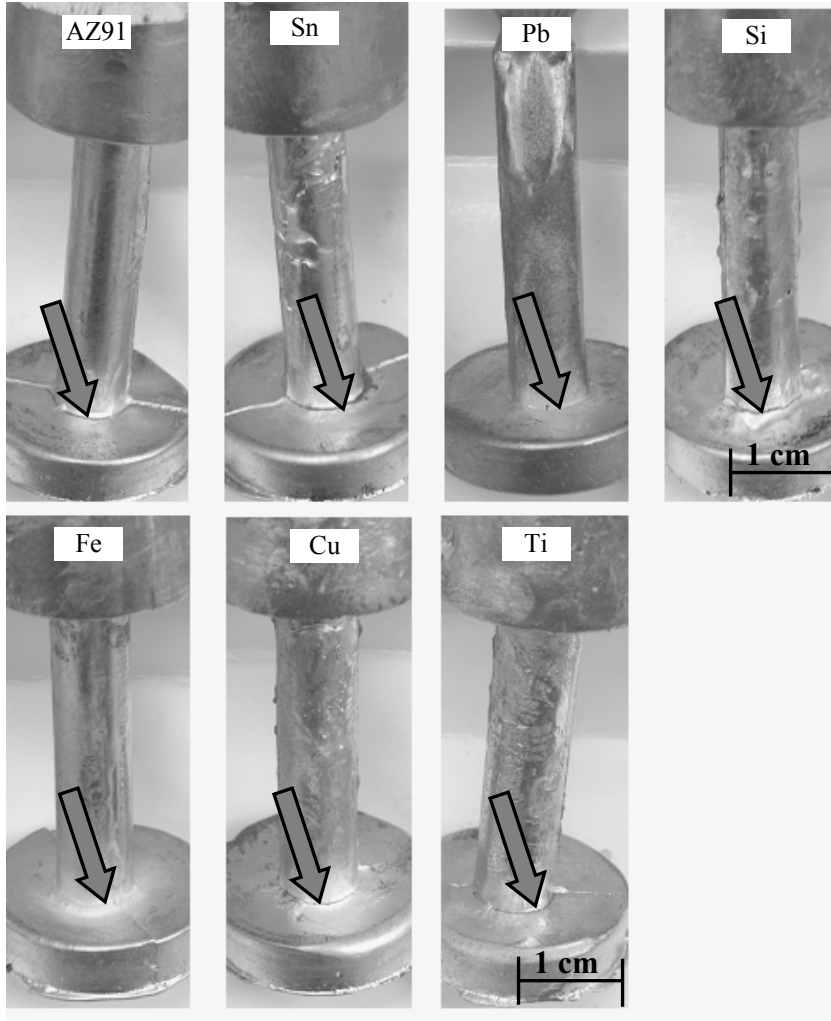
%2 ilave elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %2 ilave edilen elementlerin farklı çaplardaki kalıplarda döküm sonrası sıcak yırtılma sonuçları sırasıyla Resim 5.19-5.23 arasında gösterilmiştir.



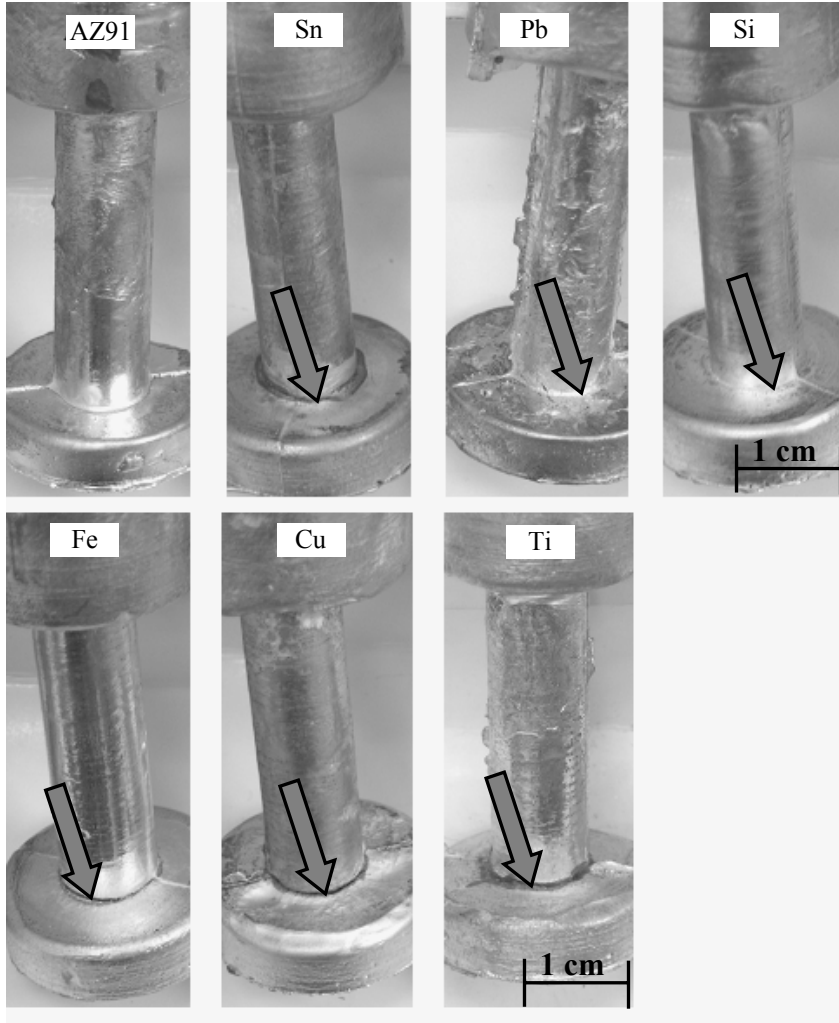
Resim 5.19. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 6 mm)

6 mm çaplı deney çubuklarının döküm sonrasında sıcak yırtılma çatlağı ilave elementlerin AZ91alaşımına %2 katkısı ile meydana geldiği gözlenmiştir.



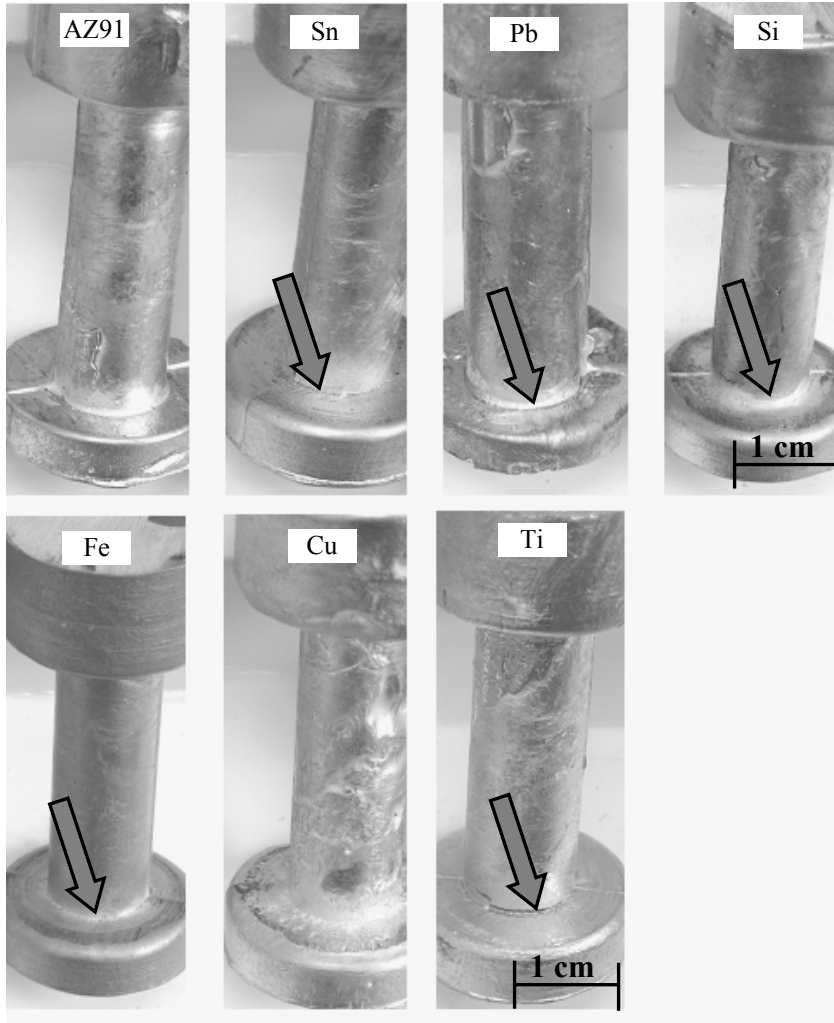
Resim 5.20. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 8 mm)

AZ91 alaşımına tüm elementlerinin %2 ilavesinde, 8 mm çaplı deney çubuklarının döküm sonrasında sıcak yırtılma çatlağının meydana geldiği görülmüştür.



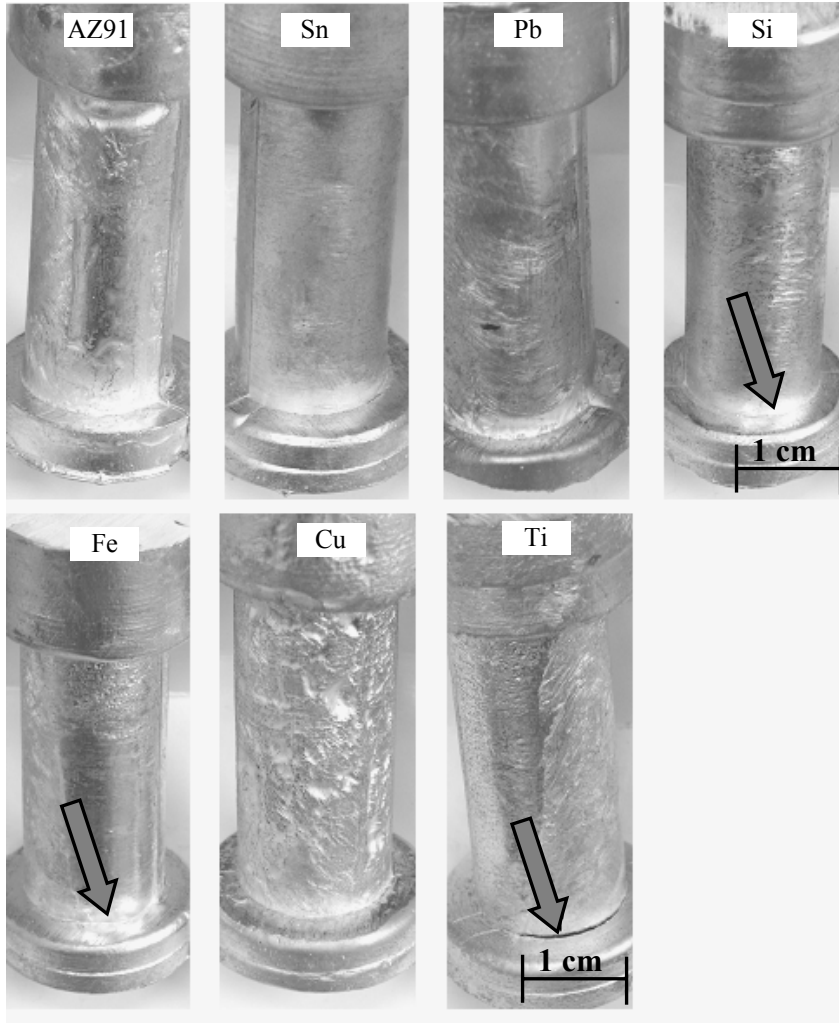
Resim 5.21. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 10 mm)

10 mm çaplı deney çubuklarında döküm sonrasında meydana gelen sıcak yırtılma çatlağının, tüm elementlerin AZ91 alaşımına %2 ilavesinde oluştuğu görülmüştür.



Resim 5.22. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 12 mm)

AZ91 alaşımına Sn, Pb, Si, Fe ve Ti'un alaşıma %2 ilavesinde döküm sonrasında sıcak yırtılma çatlağının meydana geldiği gözlenmiştir. 12 mm çaplı deney çubuklarında en fazla sıcak yırtılma çatlağı alaşıma Ti ilavesinde meydana gelmiştir.



Resim 5.23. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları (çap: 16 mm)

AZ91 alaşımına Si, Fe ve Ti elementinin alaşıma %2 ilavesinde sıcak yırtılma çatlağının meydana geldiği gözlemlendi 16 mm deney çubuklarının döküm sonrasında en fazla sıcak yırtılma çatlağı AZ91 alaşımına Ti ilavesi ile oluşmuştur.

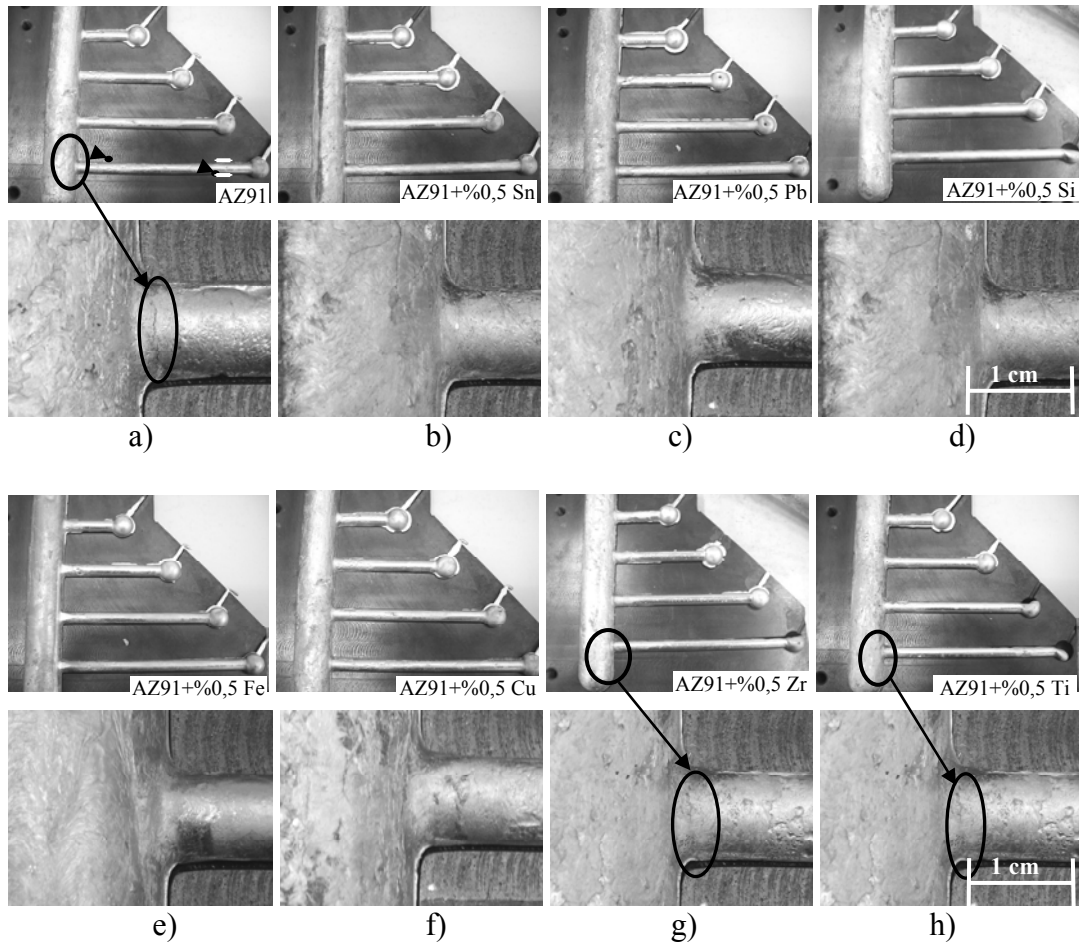
Uzunlukları aynı çapları farklı sıcak yırtılma deney numunelerinde en fazla sıcak yırtılma çapı küçük olan çubuklarda meydana gelmiştir. Katkı elementlerinden Ti, Cu ve Fe'in sıcak yırtılma çatlağı oluşmasına etkisinin daha fazla olduğu gözlenmiştir.

5.4.2. Çapları aynı, uzunlukları farklı kalıba dökümlerde sıcak yırtılma sonuçları

Çapları aynı, uzunlukları farklı kalıba dökümlerde sıcak yırtılma çatlağının öncelikle uzun kolda en fazla olacağından, uzun kolun başlangıç noktalarının resimleri alınmıştır.

%0,5 ilave elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %0,5 ilave edilen elementlerin sıcak yırtılma deney sonuçları Resim 5.24'de verilmiştir.

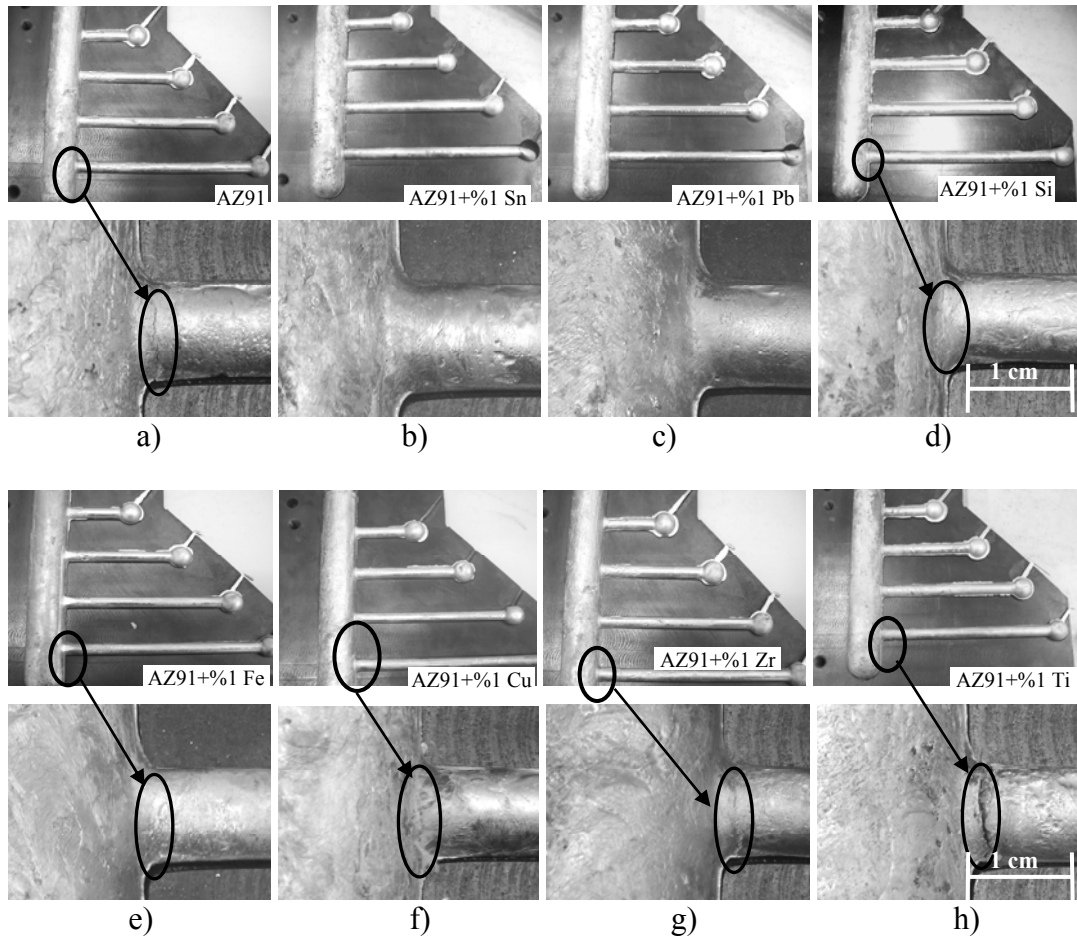


Resim 5.24. AZ91'e %0,5 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Sn c) AZ91+%0,5 Pb d) AZ91+%0,5 Si e) AZ91+%0,5 Fe f) AZ91+%0,5 Cu g) AZ91+%0,5 Zr h) AZ91+%0,5 Ti

Döküm sonrası kolların küresel kısım ile birleşim noktalarında sıcak yırtılma çatlağı gözlenememiştir. AZ91 alaşımına %0,5 ilave edilen elementlerden Zr ve Ti'un, kalın kesitle çubuğun birleşim noktasında sıcak yırtılma çatlağı oluşturduğu gözlenmiştir.

% 1 ilave elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %1 ilave edilen elementlerin sıcak yırtılma deney sonuçları Resim 5.25'de verilmiştir.

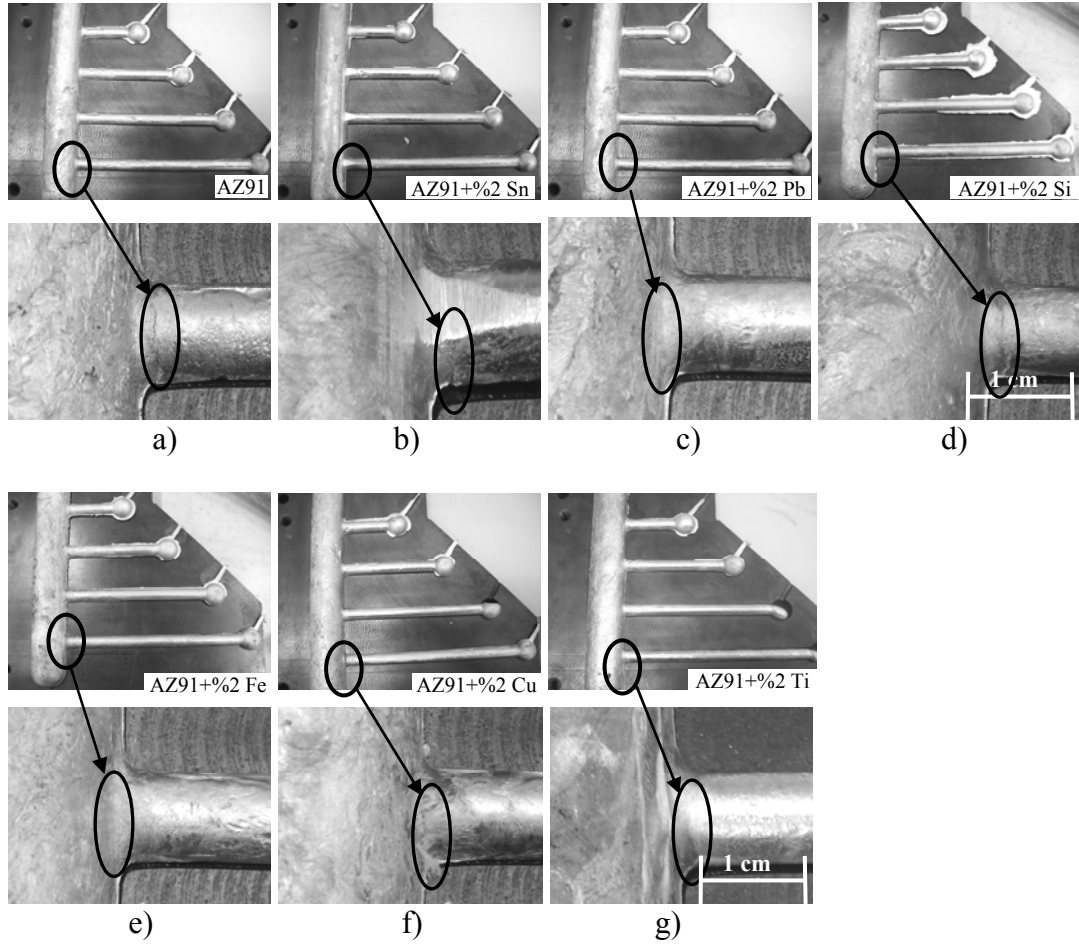


Resim 5.25. AZ91'e %1 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları a) AZ91 b)AZ91+1% Sn c) AZ91+1% Pb d) AZ91+1% Si e) AZ91+1% Fe f) AZ91+1% Cu g) AZ91+1% Zr h) AZ91+1% Ti

Si, Zr ve Ti elementlerinin AZ91 alaşımına %1 ilavesi ile sıcak yırtılma çatlağı oluşturduğu gözlenmiştir.

%2 ilave elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi

AZ91 alaşımına %2 ilave edilen elementlerin sıcak yırtılma deney sonuçları Resim 5.26'da verilmiştir.



Resim 5.26. AZ91'e %2 ilave elementlerin sıcak yırtılma çatlakları a) AZ91 b) AZ91+%2 Sn c) AZ91+%2 Pb d) AZ91+%2 Si e) AZ91+%2 Fe f) AZ91+%2 Cu g) AZ91+%2 Ti

AZ91 alaşımına %2 ilave edilen tüm elementlerin katkısı ile uzun kolda sıcak yırtılma çatlakları oluşturduğu gözlenmiştir.

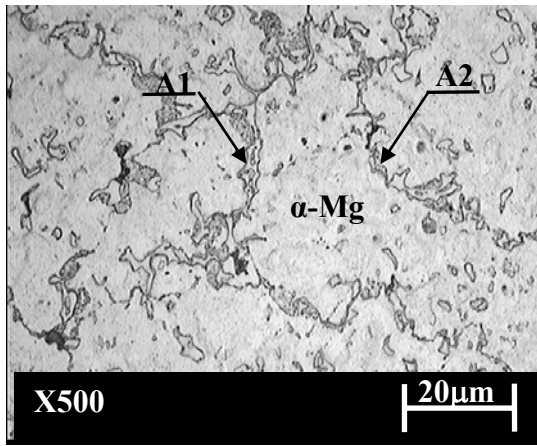
Çapları aynı, uzunlukları farklı kalıplara dökülen numuneler incelendiğinde, ilave edilen elementlerinin sıcak yırtılmaya etkisi; çapları farklı, uzunlukları aynı kalıplara göre etkili bir şekilde gözlenememiştir.

5.5 Mikroyapı Sonuçları

AZ91 alaşımı ve ilave elementlerine göre mikroyapı sonuçları aşağıda verilmiştir. Mikroyapılardaki fazların açıklamaları ve sonuçları Bölüm 6.3’de verilecektir.

5.5.1. AZ91 alaşımı

AZ91 alaşımının mikroyapısı Resim 5.27’de verilmiştir.

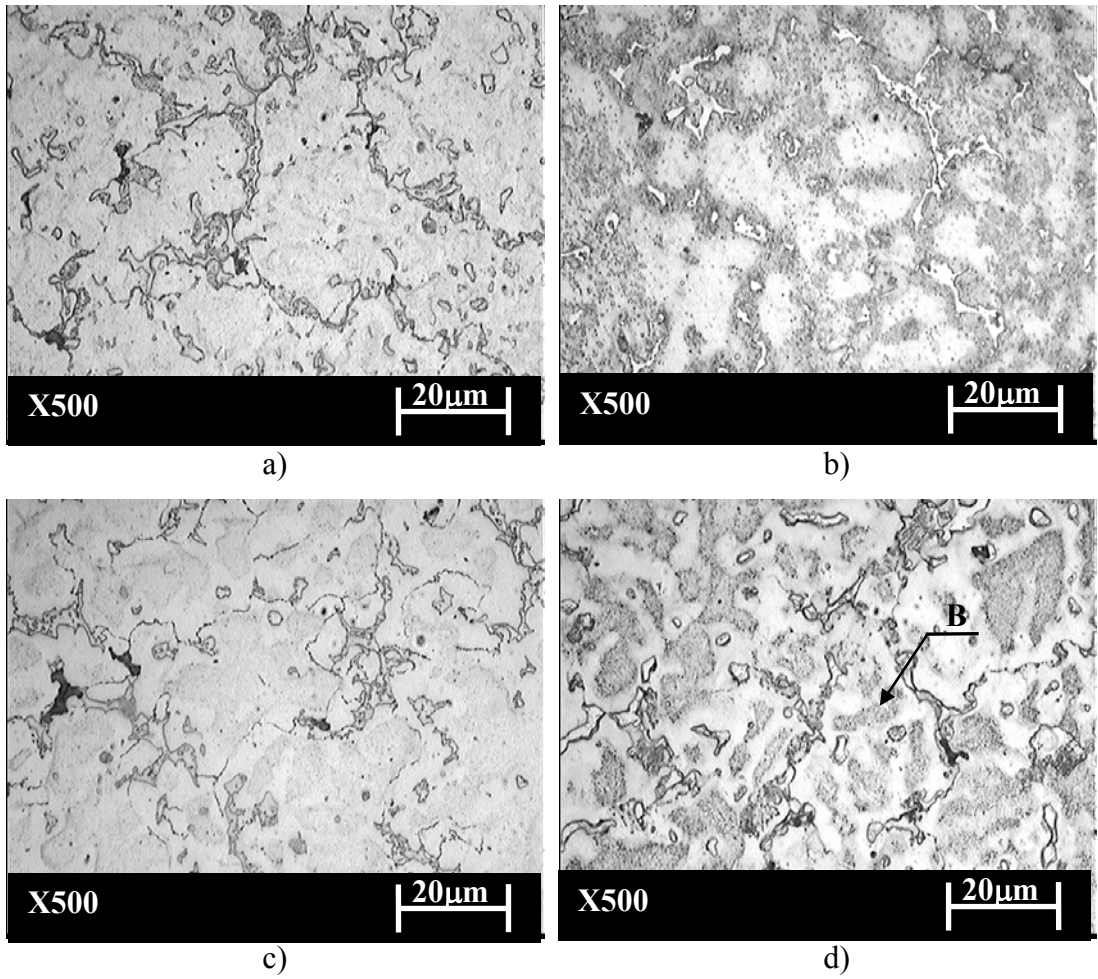


Resim 5.27. AZ91 alaşımının mikroyapı görüntüsü

AZ91 alaşımının mikroyapısında α -Mg matris fazı yer alırken diğer fazların (A) tane sınırları boyunca dağıldığı görülmektedir (Resim 5.27).

5.5.2. Sn ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Sn ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.28’de verilmiştir.

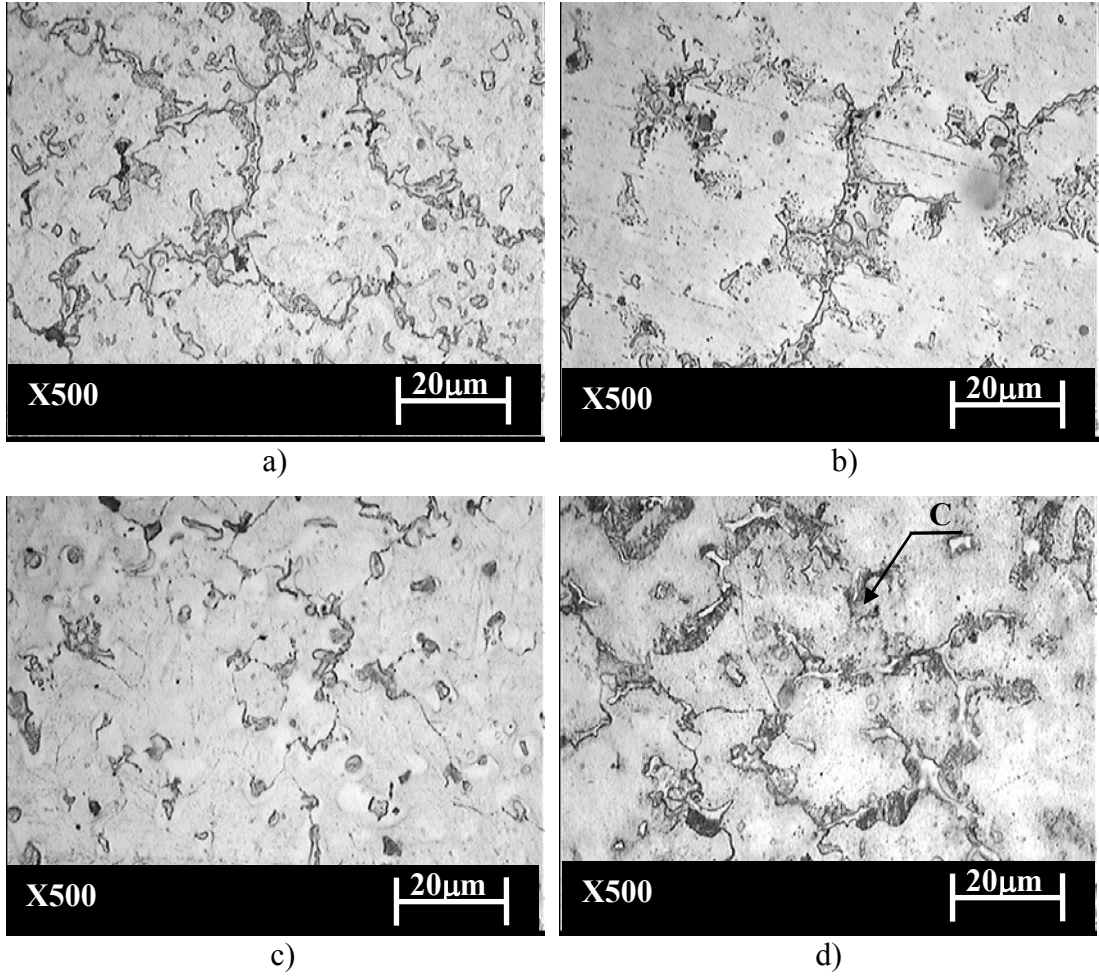


Resim 5.28. AZ91'e Sn ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Sn c) AZ91+%1 Sn d) AZ91+%2 Sn

AZ91 alaşımına, Sn ilavesi α haricindeki Y fazlarının dağılımını dikkate değer şekilde etkilemiştir. Y fazı tane sınırlarında azalma gösterirken %2 Sn ile fazlar tamamen farklı bir morfolojiye dönüşmüştür. Y fazları %1 Sn ile daha koyu ve ince dağılmış fazlara yerini bırakırken %2 Sn ile bu fazlar kabalaşarak tane sınırlarında, daha ince fazlar ise α fazı içinde adacıklar halinde bulunmaktadır.

5.5.3. Pb ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Pb ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.29'da verilmiştir.

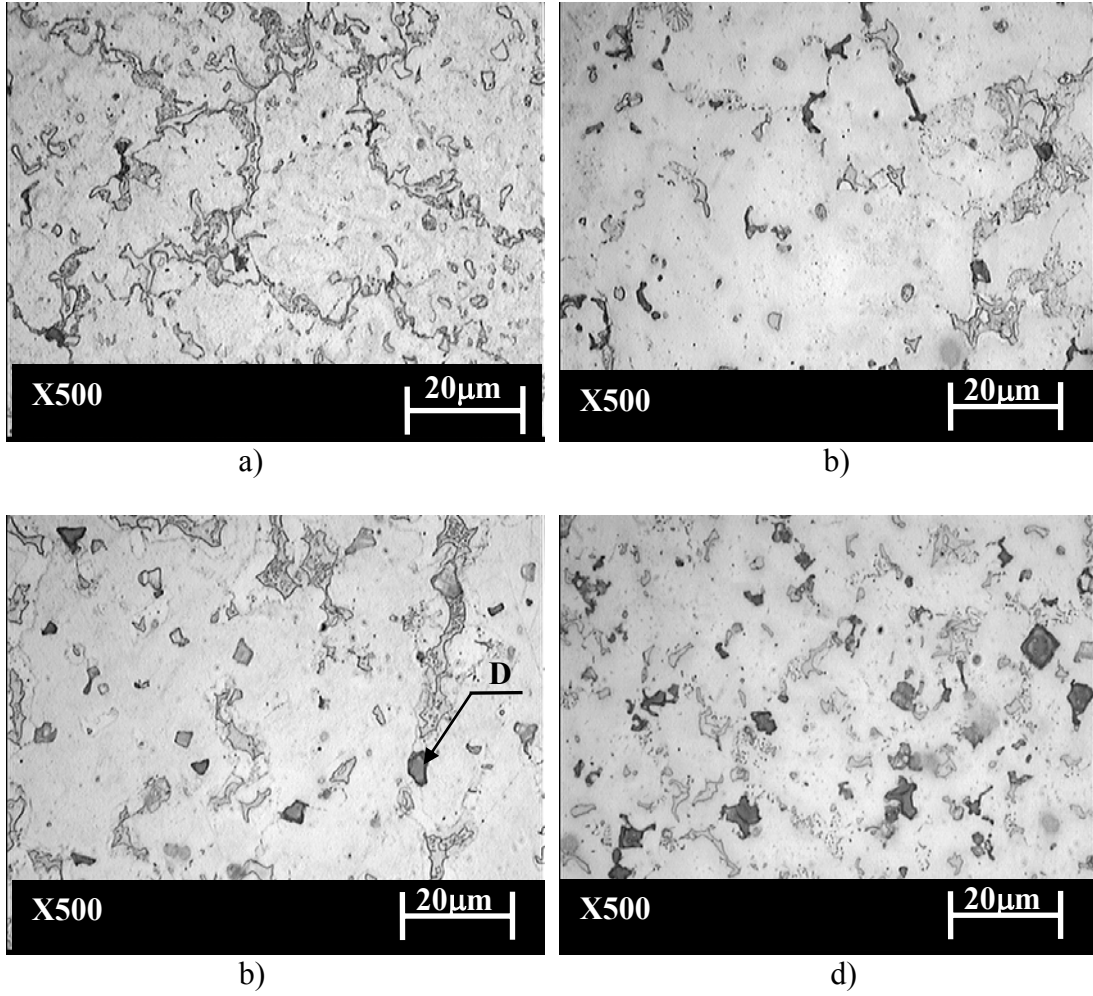


Resim 5.29. AZ91'e Pb ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Pb c) AZ91+%1 Pb d) AZ91+%2 Pb

AZ91'e ilave edilen düşük miktarlarda Pb ile mikroyapıda belirgin bir değişim gözlenmemekle birlikte Pb artışıyla tane sınırlarında oluşan fazlar parçalanarak α fazı içerisinde ve tane sınırlarında daha kaba fazlar olarak görülmektedir. %2 Pb oranı ile α fazındaki ince dağılımlar kaybolmuş, tane sınırlarında daha kaba fazlar olarak oluşmuşlardır (C fazı).

5.5.4. Si ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Si ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.30'da verilmiştir.

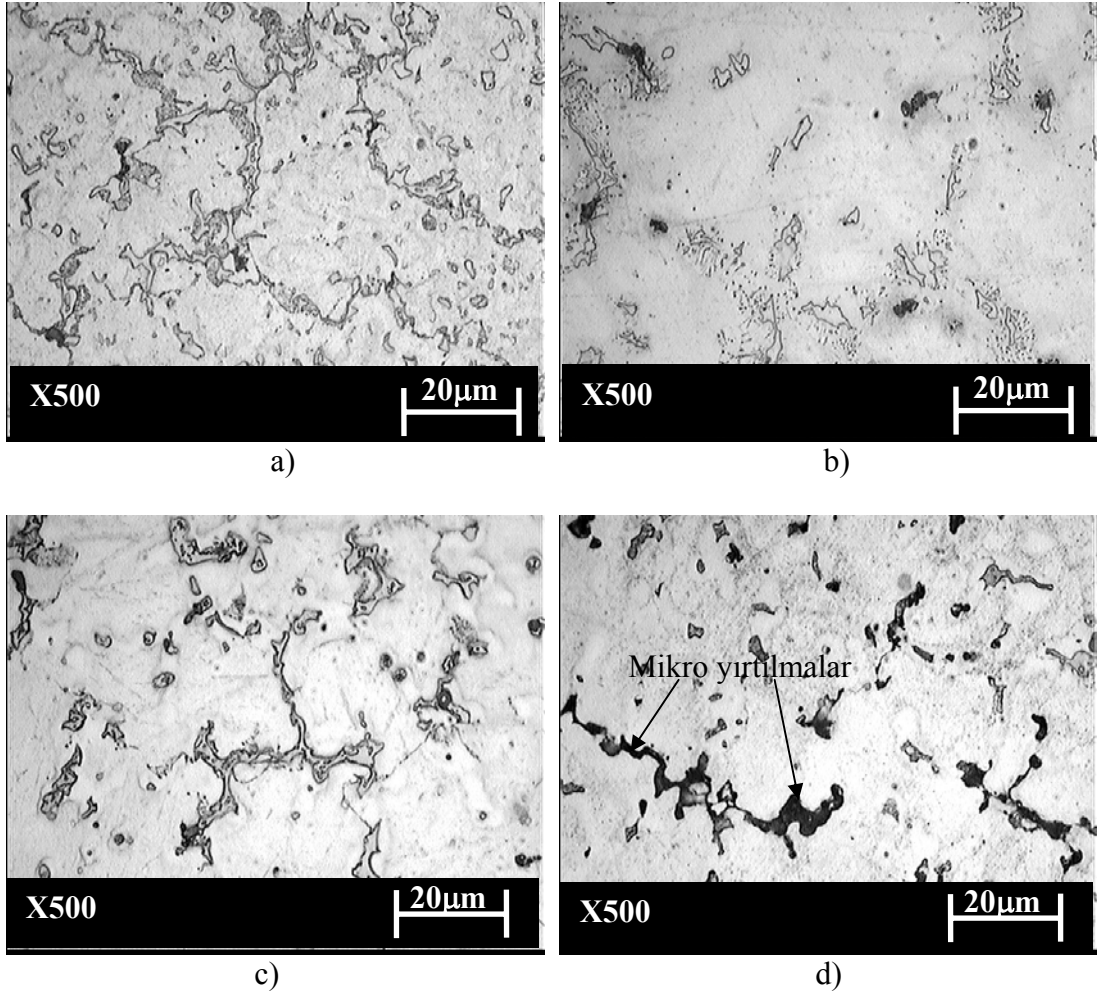


Resim 5.30. AZ91'e Si ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Si c) AZ91+%1 Si d) AZ91+%2 Si

Mikroyapılarda AZ91'e ilave edilen Si ile tane sınırlarındaki fazlarda değişim gözlenmekte, Si miktarının artması ile "D" ile gösterilen siyah fazlar oluşmaktadır.

5.5.5. Fe ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Fe ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.31'de verilmiştir.

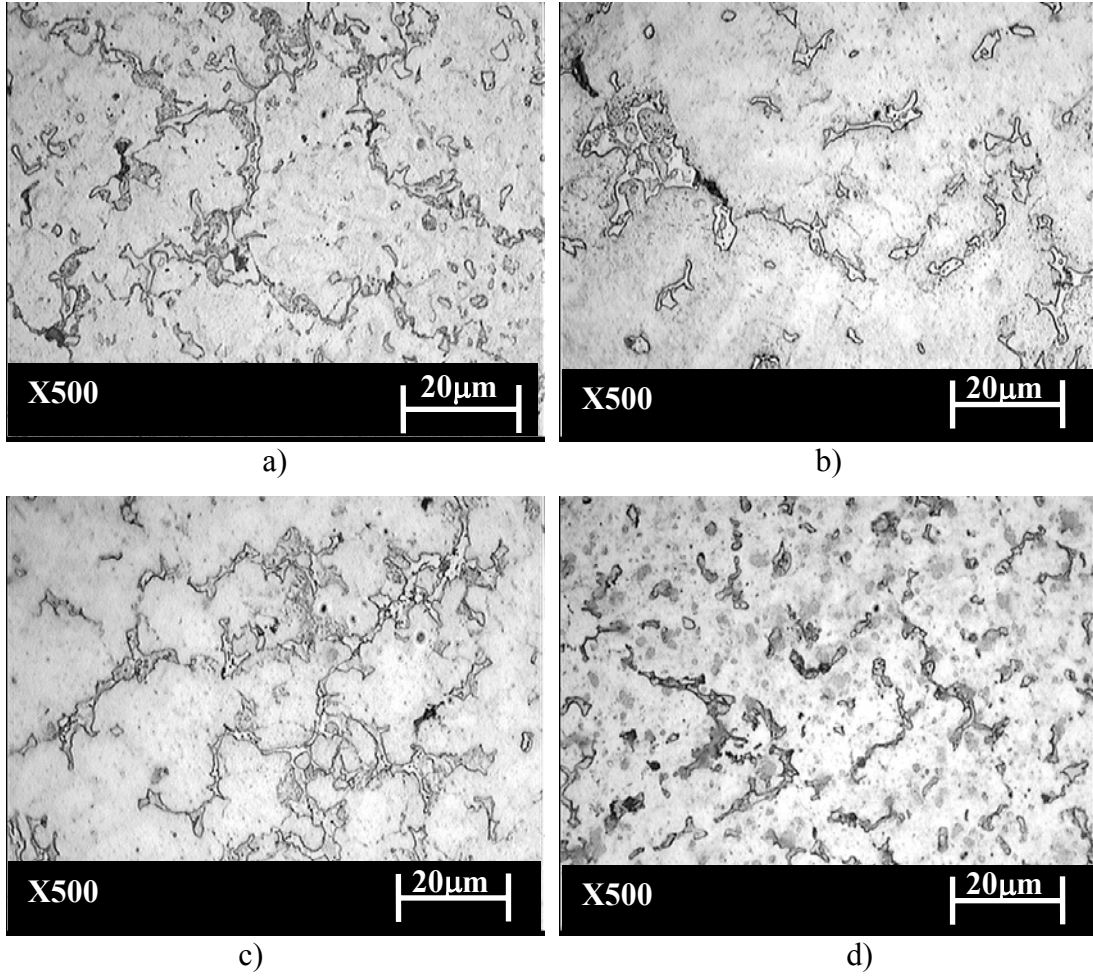


Resim 5.31. AZ91'e Fe ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Fe, c) AZ91+%1 Fe d) AZ91+%2 Fe

AZ91'e artan Fe ilavesi ile düşük oranlarda mikroyapıda görülen "A" fazı %0,5 Fe ile ince dağılım gösterirken, %1 Fe ile tane sınırlarında kaba koyu renkli fazlar olarak ortaya çıkmaktadır. Ayrıca %2 Fe ilavesi ile yapıda dikkate değer mikro yırtılmalar oluşmaktadır.

5.5.6. Cu ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Cu ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.32'de verilmiştir.

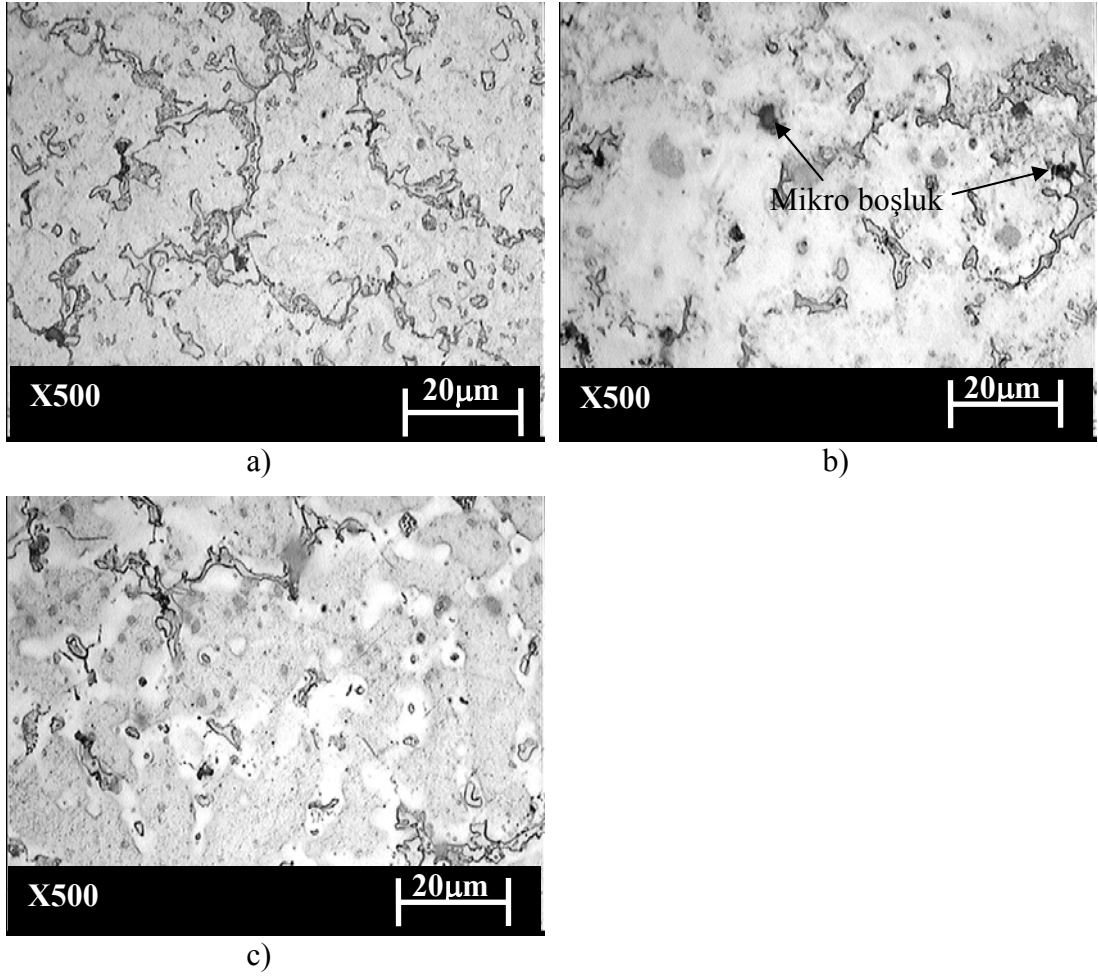


Resim 5.32. AZ91'e Cu ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Cu c) AZ91+%1 Cu d) AZ91+%2 Cu

AZ91 alaşımına %1 Cu ilavesi tane sınırlarında oluşan fazların kabalaşmasına neden olmuştur. %2 Cu ilavesi daha koyu fazlar oluşturarak yapı içerisinde daha homojen dağılım göstermektedir.

5.5.7. Zr ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Zr ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.33'de verilmiştir.

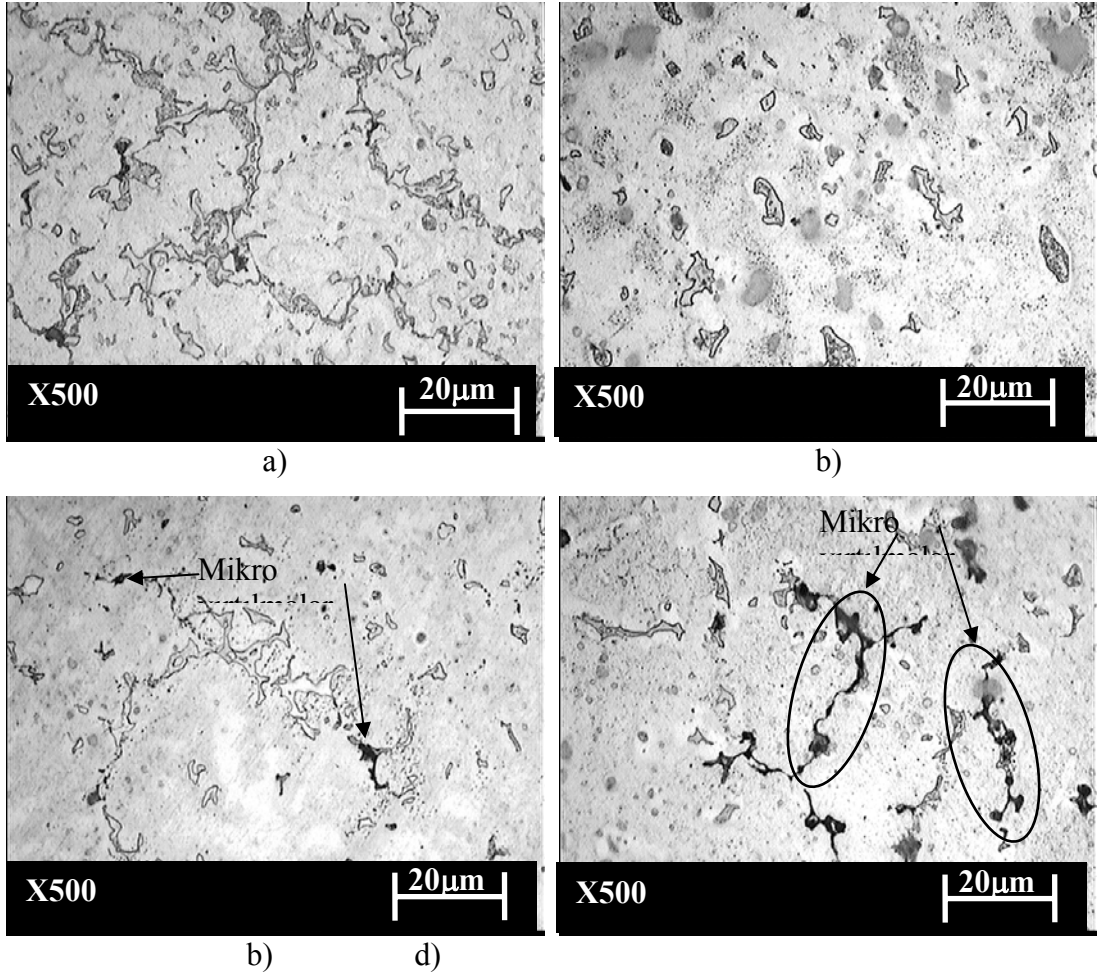


Resim 5.33. AZ91'e Zr ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Zr c) AZ91+%1 Zr

AZ91'e Zr ilavesi ile mikroyapıda oluşan diğer fazların parçalanarak incelendiği gözlenmiştir. Ayrıca mikroyapıda bir miktarda mikro boşluklar meydana gelmiştir.

5.5.8. Ti ilavesinin mikroyapıya etkisi

AZ91 alaşımına Ti ilavesi ile mikroyapıdaki değişim Resim 5.34'de verilmiştir.



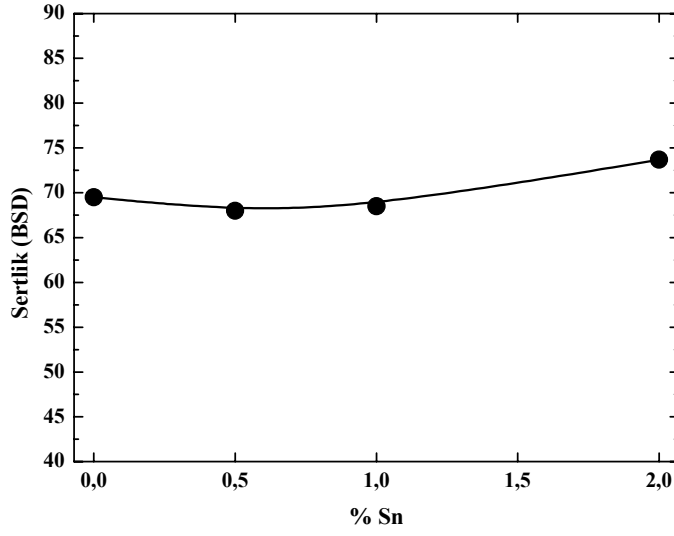
Resim 5.34. AZ91'e Ti ilavesi ile mikroyapıdaki değişim a) AZ91 b) AZ91+%0,5 Ti c) AZ91+%1 Ti d) AZ91+%2 Ti

AZ91 alaşımına Ti ilavesi ile mikroyapıda tane sınırları boyunca oluşan diğer fazların ağ şeklinin bozulduğu gözlenmektedir. Ayrıca Ti ilavesi ile az miktarda mikro boşluklar görünürken, %2 Ti ilavesinde mikro boşlukların tane sınırları boyunca birleşerek büyüdüğü gözlenmektedir.

5.6. Sertlik Deney Sonuçları

5.6.1. Sn ilavesinin sertliğe etkisi

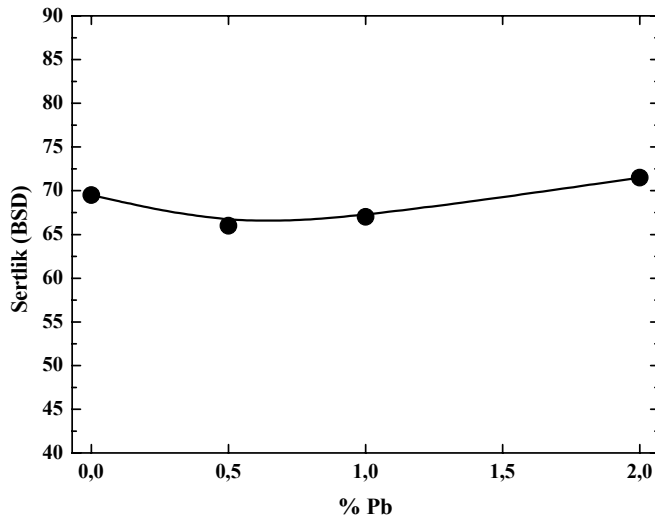
AZ91 alaşımına %0,5 ve %1 Sn ilavesi sertlikte önemli değişiklik göstermezken, %2 Sn ilavesi AZ91 alaşımının sertliğini az miktarda artırmıştır (Şekil 5.9).



Şekil 5.9. AZ91'e ilave edilen Sn miktarına bağlı sertlik değişimi

5.6.2. Pb ilavesinin sertliğe etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Pb elementi miktarına bağlı olarak sertlik değişimi Şekil 5.10'da gösterilmiştir.

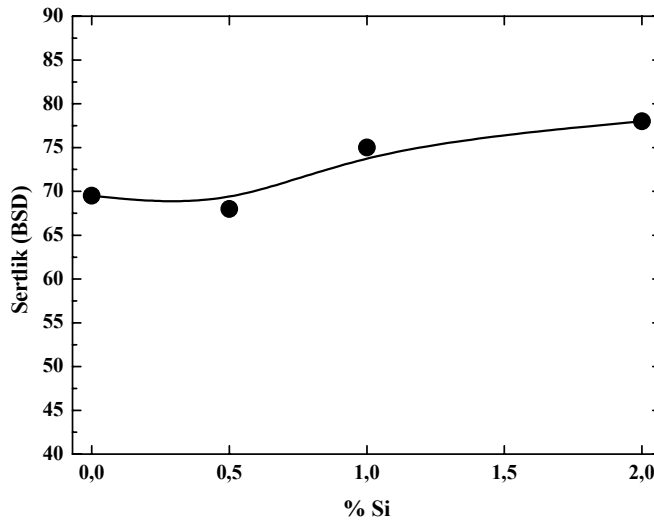


Şekil 5.10. AZ91'e ilave edilen Pb miktarına bağlı sertlik değişimi

AZ91 alařımına %0,5 Pb ilavesi sertlięi bir miktar dūřurırken %1 Pb ilavesinden sonra sertlik deęeri dikkate deęer bir deęiřiklięe uęramıř ve %2 Pb ilavesi ile alařımın sertlięi az miktarda arttıęı gōrūlmūřtur.

5.6.3. Si ilavesinin sertliğe etkisi

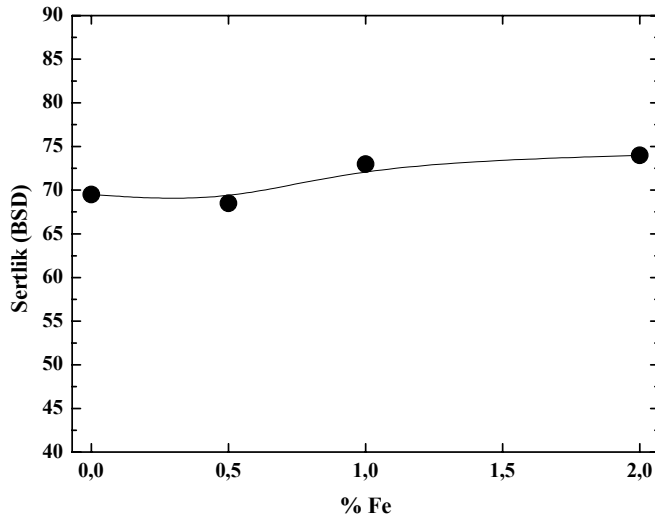
AZ91 alaşımının sertliğine ilave edilen Si'un etkisi şekil 5.11'de gōsterilmiřtir. AZ91 alaşımına %0,5 Si sertlikte çok fazla değişiklik gōstermemesine karşın %1 Si ve %2 Si ilavesi alaşımın sertlik değerini bir miktar artırmıştır.



şekil 5.11. AZ91'e ilave edilen Si miktarına bağlı sertlik değişimi

5.6.4. Fe ilavesinin sertliğe etkisi

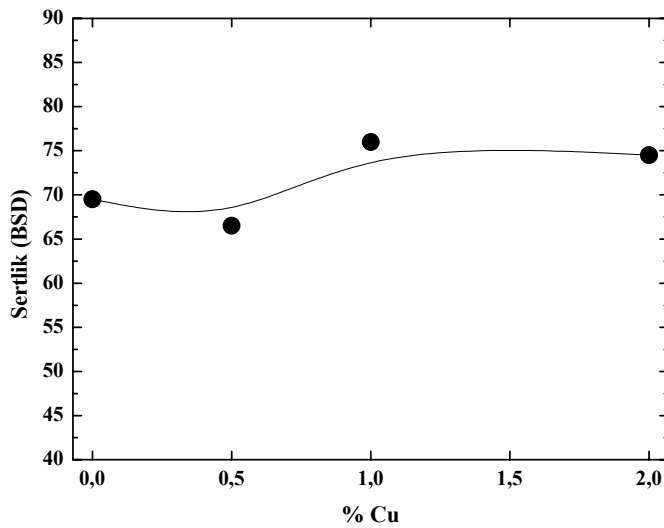
AZ91 alaşımına ilave edilen Fe elementi miktarına bağlı olarak sertlik değişimi şekil 5.12'de gōsterilmektedir. Sonuçlar Si ilavesine benzer eğilimler gōstermektedir. %0,5 Fe ilavesi sertlikte değişiklikler gōstermez iken %1 ve %2 Fe katkısı sertlikte bir miktar artış gōstermiřtir.



Şekil 5.12. AZ91'e ilave edilen Fe miktarına bağlı sertlik değişimi

5.6.5. Cu ilavesinin sertliğe etkisi

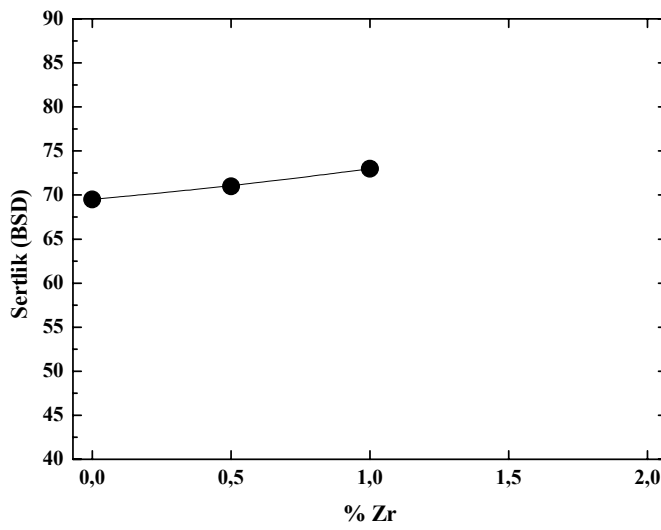
AZ91 alaşımına ilave edilen diğer elementlerle kıyaslandığında %0,5 Cu ilavesi bir miktar sertlik düşüşü göstermiştir. Bununla birlikte %1 ve %2 Cu ilavesi sertlikte bir miktar artış göstermiştir (Şekil 5.13).



Şekil 5.13. AZ91'e ilave edilen Cu miktarına bağlı sertlik değişimi

5.6.6. Zr ilavesinin sertliğe etkisi

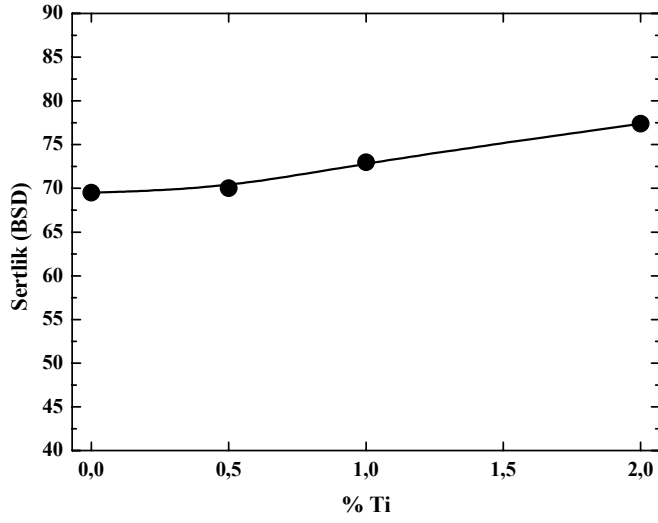
Zr oranı iki noktada verildiğinden diyagram olarak gösterimi doğru bir yaklaşım olmamakla birlikte diğer alaşım elemanları sonuçları formatının dışına çıkılmaması açısından bu formatta gösterilmiştir. AZ91 alaşımına ilave edilen Zr elementi miktarın artışıyla sertlikte oransal olarak çok az miktarda artış gözlenmiştir. Sertlik artışı Şekil 5.14'te gösterilmiştir.



Şekil 5.14. AZ91'e ilave edilen Zr miktarına bağlı sertlik değişimi

5.6.7. Ti ilavesinin sertliğe etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Ti miktarının artışıyla sertlik değerinde de paralel az miktarlarda artma gözlenmiştir. Bu durum Şekil 5.15'de gösterilmektedir.

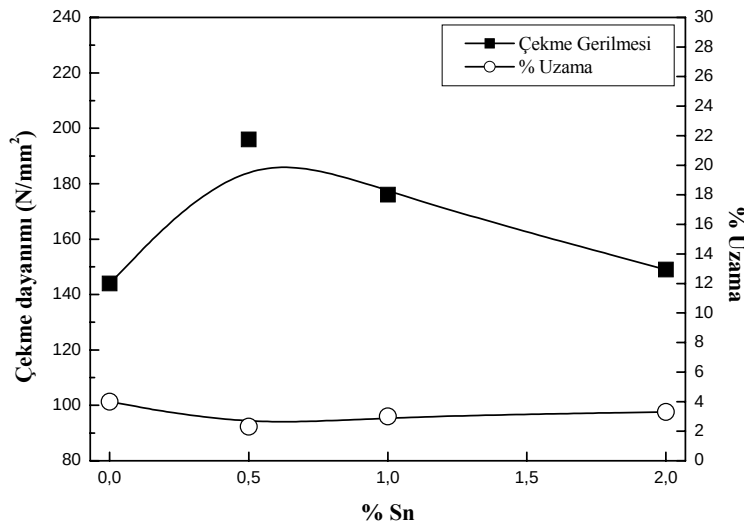


Şekil 5.15. AZ91'e ilave edilen Ti miktarına bağlı sertlik değişimi

5.7. İlave Elementlerin Çekme Dayanımı ve % Uzamaya Etkisi

5.7.1. Sn ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Sn miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve % uzama değişimi Şekil 5.16'da gösterilmiştir.

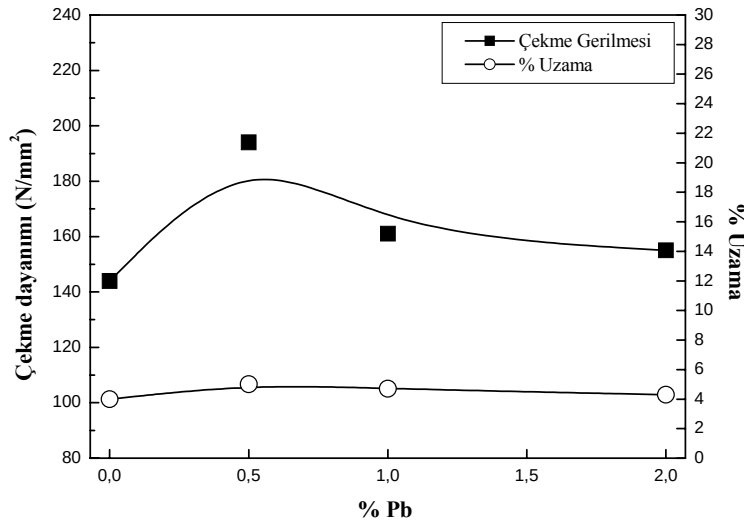


Şekil 5.16. AZ91'e Sn ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

AZ91 alaşımına %0,5 ve %1 Sn ilavesinde çekme dayanımında kayda değeri artışlar gözlenirken, % uzama bir miktar düşmüştür. %0,5 Sn ilavesi ile çekme dayanımı 196 N/mm²'ye ulaşmıştır. %2 Sn ilavesinde ise çekme dayanımında AZ91 alaşımına göre kayda değeri değışiklik gözlenmemiştir.

5.7.2. Pb ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

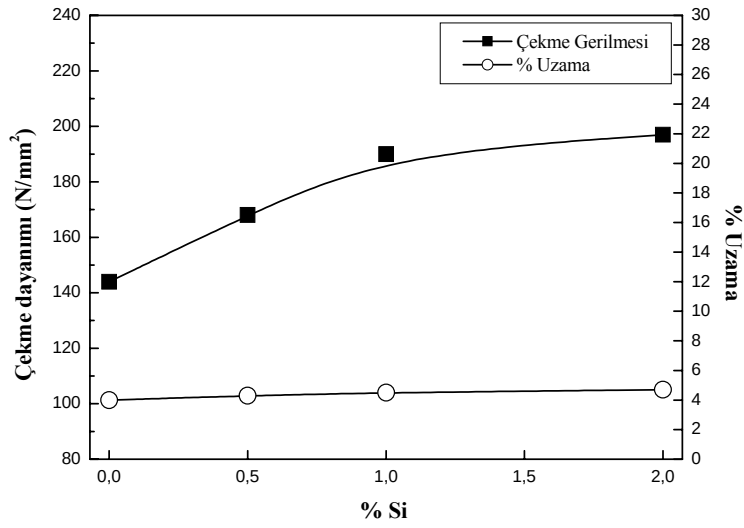
AZ91'in çekme dayanımı %0,5 Pb ilavesi ile kayda değeri bir artış gösterirken, %1 ve %2 Pb ilavesinde AZ91 alaşımına göre artmış, fakat etkisi %0,5 Pb ilavesinin etkisinden daha az olmuştur. AZ91'in % uzama değeri ise %0,5 Pb miktarı ile biraz artmış, fakat daha fazla Pb ilavesi ile bir değışim göstermemiştir (Şekil 5.17).



Şekil 5.17. AZ91'e Pb ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değışimi

5.7.3. Si ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

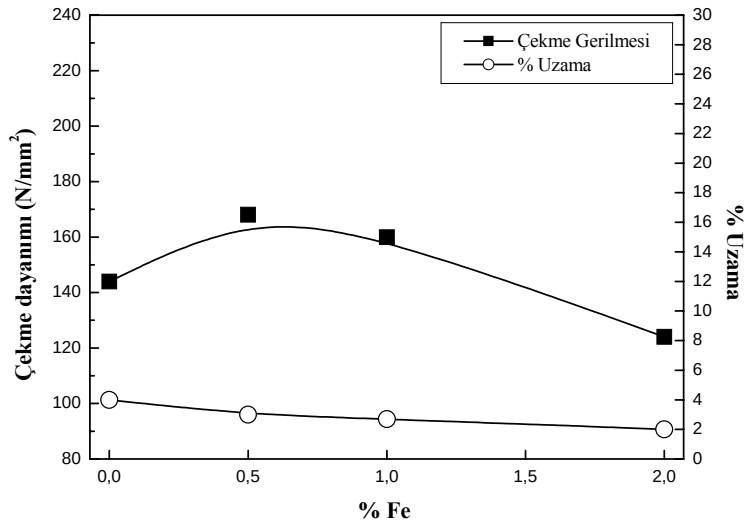
AZ91 alaşımına artan Si miktarına bağılı olarak çekme dayanımı artış gösterirken, % uzama değeri az miktarlarda artış göstermektedir (Şekil 5.18).



Şekil 5.18. AZ91'e Si ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

5.7.4. Fe ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Fe miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve % uzama değişimi Şekil 5.19'da gösterilmiştir.

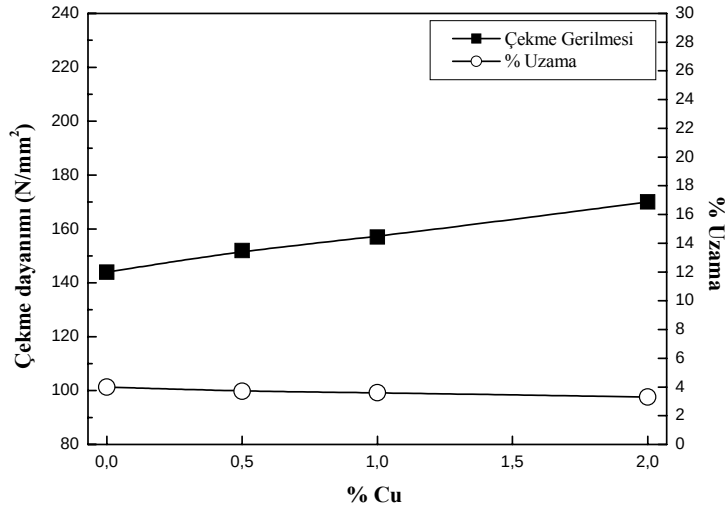


Şekil 5.19. AZ91'e Fe ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

AZ91 Alaşımına ilave edilen %0,5 Fe miktarı çekme dayanımını 168 N/mm²'ye artırırken, %1 ile biraz artmış, fakat %2 Fe ilavesi çekme dayanımını belirgin bir

oranda azaltmıştır. % uzama miktarında ise Fe ilavesine ters oranda bir miktar düşmeler gözlenmiştir.

5.7.5. Cu ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

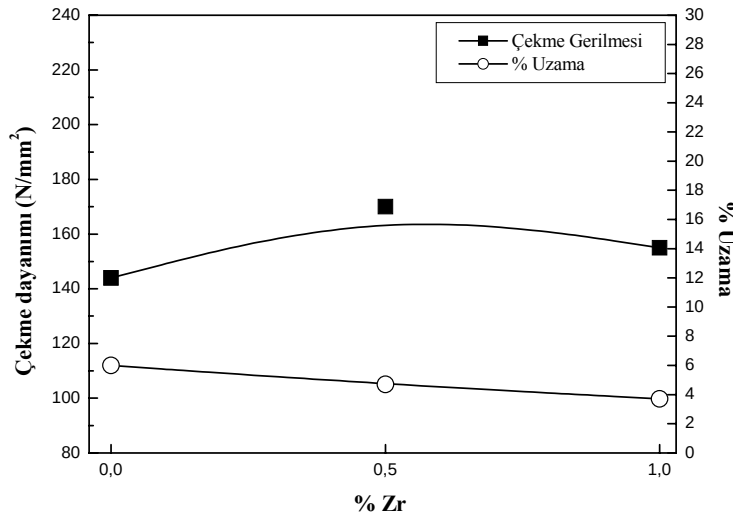


Şekil 5.20. AZ91'e Cu ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

AZ91 alaşımına %0,5, %1 ve %2 Cu ilavesi alaşımın çekme dayanımını orantılı olarak yükseltmekle birlikte, AZ91 alaşımının uzama miktarını da bir miktar düşürdüğü gözlenmiştir (Şekil 5.20).

5.7.6. Zr ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

Zr ilavesinin çekme dayanımına etkisi Şekil 5.21'de gösterilmiştir.

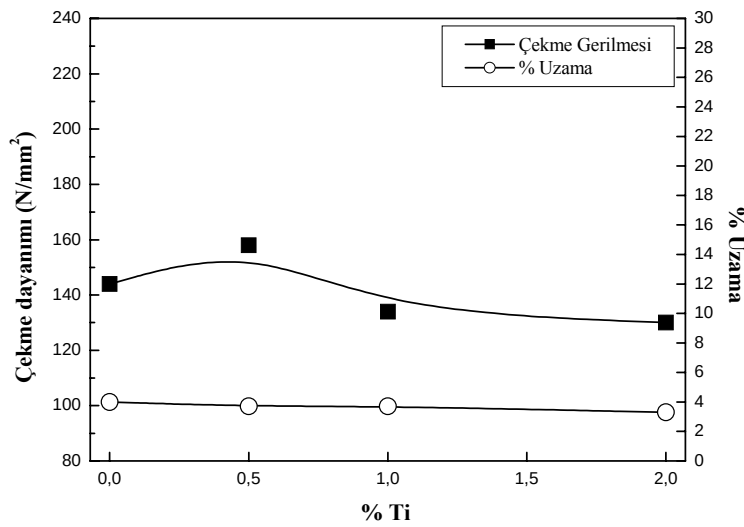


Şekil 5.21. AZ91'e Zr ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

%0,5 Zr çekme dayanımını artırırken %1 Zr etkisi %0,5 Zr kadar olmamıştır. % uzama değerlerinde ise Zr miktarının artışı ile düşüş kaydedilmiştir.

5.7.7. Ti ilavesinin çekme dayanımı ve % uzamaya etkisi

AZ91 alaşımına ilave edilen Ti miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve % uzama değişimi Şekil 5.22'de gösterilmiştir.



Şekil 5.22. AZ91'e Ti ilaveleri ile çekme dayanımı ve % uzama değişimi

%0,5 Ti ile alaşımın çekme dayanımını bir miktar yükseltmiştir. Ancak %1 ve %2 Ti ilavesi ise alaşımın çekme dayanımını düşürürken, % uzamalarda ise Ti ilave miktarına bağlı olarak kayda değer düşmeler gözlenmemiştir.

6. DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

6.1. Kalıp ve Ocak Atmosferi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Resim 5.1’de görülen gözeneklerin ocak içerisine ergitme esnasında $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ uygulaması sonucunda sıvı metal içerisine hapsolan SF_6 gazından meydana geldiği düşünülmektedir. SF_6 gazının yoğunluğu $5,11 \text{ g/cm}^3$ ’dür [68]. Mg sıvı metalinin yoğunluğunun $1,72 \text{ g/cm}^3$ olduğu gerçeğinden ergitme sırasında sıvı içerisine hapsolan gazların dışarı atılma güçlüğüne meydana geleceği ön görülmektedir. Ayrıca, döküm sonrası katılaşma nedeniyle yoğun gazların dışarı atılamaması ek bir etken olarak düşünülebilir. Her ne kadar literatürde [44, 45, 69] SF_6 gazı atmosferi altında ergitmeden bahsedilse de ergitmenin hangi koşullar altında yapıldığı açıklanmamaktadır. Çalışmalarda genelde SF_6 gazı ortamında döküm olarak bahsedilmektedir. Söz konusu gaz problemlerinin o çalışmalarda da yaşandığı fakat bir döküm tecrübesi olarak saklı kalması, açıklamadan kaçınma nedenlerinden biri olabilir kanısı ağır basmaktadır.

Resim 5.2’de ise ocak atmosferinde argon gazı kullanılarak kalıp içersine normal şartlarda döküm yapılmıştır. Burada Mg’un oksijene karşı afinitesinin fazla olmasından dolayı sıvı metalin kalıp içerisinde yüksek oranda oksitlendiği gözlenmektedir. Ellingham diyagramında da Zr ve Ti’den hemen sonra gelen Mg, oksit serbest oluşum enerjisi en negatif olan metaller arasında yer almaktadır.

Resim 5.3’te ocak ve kalıp atmosferi olarak argon gazı kullanılarak, Mg’un oksijenle teması bir miktar engellenmiştir. Resim 5.2 ile kıyaslandığında döküm parça yüzeyinden daha az oksit oluştuğu görülmüştür. Bu ergitme ve kalıp ortamında Ar varlığı nedeniyle birim hacimdeki O_2 oranının düşmesinden kaynaklanmaktadır.

Resim 5.4’te ocak atmosferi olarak argon gazı, kalıp atmosferinde ise $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gaz karışımı kullanıldığında diğer atmosferdeki döküm parçalarla kıyaslandığında iç yüzeyler gözeneksiz ve daha temiz olduğu ve dış yüzeylerde oksitlenmenin en az olduğu gözlenmiştir. Ocak atmosferinin Ar gazı ile ergitme süresince temizlenmesi

(flush) ocakta O_2 miktarını azaltacaktır. Ergitmenin atmosfere kapalı olması da yeni O_2 kaynağını engelleyeceğinden oksitlenmenin sınırlı olduğu varsayılmaktadır. Bunun yanında kalıp her ne kadar atmosfere açık olsa da temiz döküm yüzeylerinin parlak olması çok yoğun SF_6 gazının, O_2 ve diğer atmosferik gazları dışarı attığının bir göstergesidir. Dolayısıyla, ocak ve kalıp atmosferi seçimlerinde sonuçlar; Ocakta ergitme esnasında argon gazının kullanımını, kalıp ortamında ise $CO_2 + \%0,8 SF_6$ karışımının kullanımını gerektirdiğini işaret etmektedir.

6.2. Kalıp Sıcaklığı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Deneysel sonuçlar, kalıp sıcaklığının artışı ile AZ91 alaşımının akıcılığının arttığını göstermektedir (Şekil 5.6). Kalıp sıcaklığının artışı ile akıcılıkta logaritmik olarak artmaktadır. Sıvı metalin akmasına karşı gelen dirençler :

- Entalpideki düşüş, yani atomlararası mesafenin daralması ve dolayısı ile vizkositedeki artış
- İlerlemenin ucunda meydana gelen oksitlenme ile buna bağlı direnç ve
- Sıvı metalin yüzey gerilimi olarak sınıflandırılabilir.

Düşük kalıp sıcaklıklarında sıvı metalin kalıp içerisindeki ilerlemesi için verilen fazla ısı nispeten soğuk kalıp tarafından absorbe edilmiş ve dolayısıyla entalpideki azalma ile atomlar arası mesafe daralmış ve akıcılıkta düşme olarak elde edilmiş olabilir. Ayrıca, burada katılaşma modunu da dikkate almak gerekmektedir. İlk çekirdeklenme için gerekli olan aşırı alt soğuma (ΔT) soğuk kalıpta daha kuvvetli olduğundan kanal içersinde ilk katı çekirdekler de sıvı ile ilerleyecektir ve dolayısı ile akıcılık azalacaktır. Diğer taraftan yüksek sıcaklıklarda ΔT daha az olacağından sıvı içersindeki katı çekirdek miktarı da az olacak ve akıcılık göreceli olarak daha fazla olacaktır. Kalıp sıcaklığının artması ile akıcılıkta artmıştır. Bu durum literatür ile paralellik göstermektedir [38]. $175\text{ }^{\circ}C$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda akıcılıkta sabitleşmenin nedeni ise çekirdekleşme için gerekli ΔT alt soğuma şiddetinin etkisinin daha az olması olarak şeklinde açıklanabilir.

Kalıp sıcaklığının artması ile numune yüzeylerinin temiz çıkması arasındaki ilişki kalıp içersindeki birim hacimdeki O_2 ve buna bağlı olarak rutubet miktarının azalması olarak açıklanabilir. Resim 5.7 ve 5.8’de incelendiğinde düşük kalıp sıcaklıklarında (oda, 100 ve 175 $^{\circ}C$) numune yüzeylerinin pürüzlü ve gözenekli olduğu görülmektedir ki bu da yukarıdaki savı desteklemektedir.

6.3. Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Bu çalışmanın ana amacı mikroyapı incelemesi olmadığından burada detaya girilmeyecektir. Ancak ayrıca detaylı bir araştırma gerekmektedir.

AZ91 alaşımının genel mikroyapısı Şekil 5.27’de gösterilmiştir. Yapı genelde α -Mg ana matrisi içersinde tane sınırları boyunca uzanan ötektik ve intermetalik fazlarından meydana geldiği görülmektedir. Bu fazların Mg-Al ötektiği ile $Mg_{17}Al_{12}$ (Şekil 5.27 sırasıyla A1 ve A2 işaretli) intermetalığı olduğu varsayılmaktadır. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının morfolojik yapısı literatür (38,39) ile benzerlik taşımaktadır ve genellikle Çin alfabesine “Chinese script” benzer yapı olarak görülmektedir.

Resim 5.28.b incelendiğinde AZ91 alaşımına Sn ilavesi ile tane sınırlarındaki $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının dağılımının etkilendiği gözlenmiştir. Resim 5.28.b’de $Mg_{17}Al_{12}$ fazının tane sınırlarındaki ağ şeklindeki dağılımını bozarak, bu fazın parçalandığı gözlenmektedir. Sn ilavesinin yükselmesi ve hızlı soğuma ile poligonal şeklinde oluşan Mg_2Sn partiküllerinin [29], Mg matrisi tane sınırlarında konsantre olmuştur (bkz. Şekil 5.28 B işaretli).

Genelde Mg, IV gurup elementleriyle Mg_2X olarak bileşik yaparlar [28]. Örneğin Mg_2Si , Mg_2Sn vb. Burada oluşan bileşikler yapısal olarak matris içerisinde “kırılgan” (Mg_2Si) veya sünek (Mg_2Sn) fazları olarak sınıflandırılabilirler [28]. Mg_2Sn fazı daha çok küçük partiküller şeklinde kendini göstermektedir ki buda literatür ile uyumluluk göstermektedir [29]. AZ91+0,5Sn alaşımının tane sınırı yarı sürekli olarak gözlenmektedir. Bunların bir kısmı Mg, $Mg_{17}Al_{12}$ fazları iken bir kısmı Mg_2Sn fazı olduğu düşünülmektedir. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının morfolojik yapısı literatür ile

benzerlik taşımaktadır ve genellikle Çin alfabesi olarak görülmektedir. Bu Mg_2Sn fazlarının önemli karakteristiklerinden biri Mg matrisi içerisinde yönlenme göstermemesidir. Gerçekte $Mg-Sn$ alaşımları Mg_2Sn fazının çökmesi ile yaşlanma sertleşmesine yol açmaktadır [29] buda yönlenmenin bir işareti olarak kabul edilebilir. Genelde çökeltilerin matris ile belli bir yönlenme eğilimi ilişkisi bu çalışmanın kapsamı dışındadır. Kong ve ark. (2007) tarafından yönlenme çalışılmış ve yönlenmenin 396 K/s üstü soğuma evrelerinde meydana geldiğini tespit etmişlerdir [29]. Oysa söz konusu soğuma hızı 2 mm çapında Cu kalıpta elde edildiğinden bu çalışmadaki numune kalıp çapı 10 mm ve dökme demir kalıp olduğu gerçeğinden, soğuma hızının 396 K/s dan çok daha yavaş olacağı varsayılmaktadır. Dolayısıyla rasgele dağılmış yönsüz çökeltilerin oluşumu literatür ile uyumluluk göstermektedir.

AZ91 alaşımında Pb , iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan küçük miktarlardaki Pb ilavelerinde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazına ek olarak Mg_2Pb fazı ortaya çıkmamaktadır (Resim 5.29 C işaretli). Aynı zamanda Pb , $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını incelterek mikroyapıdaki dağılımını etkilediği daha önce rapor edilmiştir [30]. İlave edilen Pb miktarı arttıkça Mg_2Pb intermetalik fazı artma eğiliminde olduğu gözlenmiştir.

Resim 5.30'da mikroyapılar incelendiğinde, AZ91'e % 0,5 ve % 1 Si ilavesi ile tane sınırlarında oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazının parçalandığı tespit edilmiştir ve ilave olarak Mg_2Si fazı ortaya çıkmıştır ki bu daha önce Aizawa (2006) ve Balasubramani (2007) tarafından rapor edilmiştir [28, 30]. Artan Si miktarı ile Mg_2Si intermetalik fazının mikroyapıda orantılı olarak arttığı görülmüştür (bkz. Şekil 5.30 D işaretli). Resim 5.30.d'de alaşıma ilave edilen Si artışı ile beraber Mg_2Si fazının miktarında da bir artış ve kabalaşma gözlenmekte iken, $Mg_{17}Al_{12}$ fazının daha fazla incelendiği gözlenmiştir. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının incelmesi $Al-Mg_2Si$ ötektikini [28, 33] oluşturarak Al 'un harcanmasının sonucu olabilir.

AZ91 alaşımına Fe ilavesi ile mikroyapıda yine $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazında değişim gözlenmektedir. Resim 5.31.b ve c deki mikroyapı resimlerinde $Mg_{17}Al_{12}$

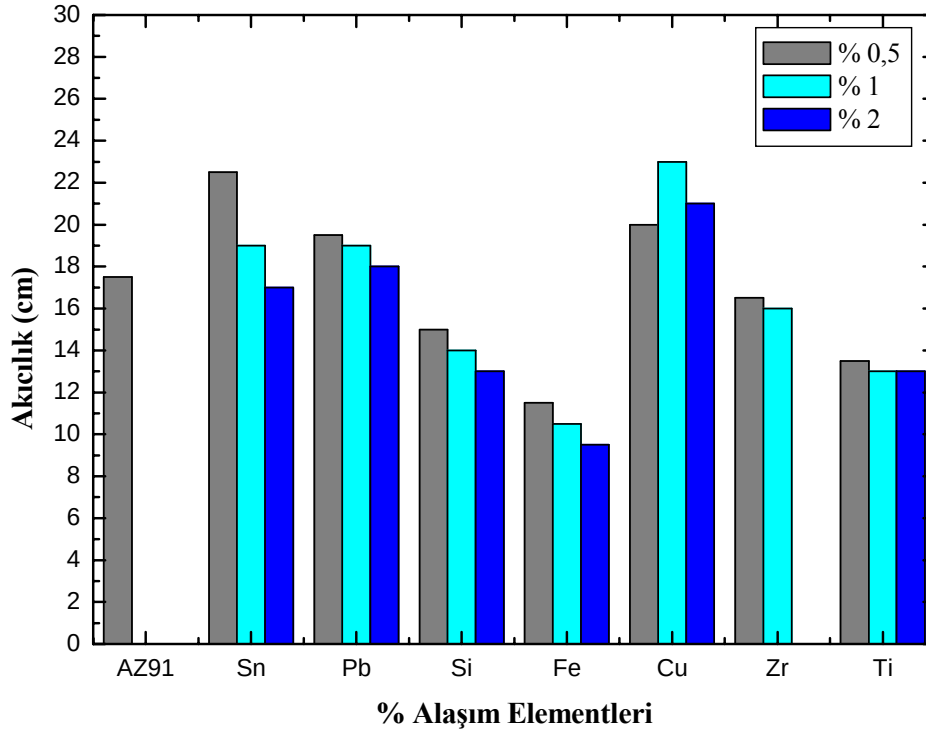
intermetalik fazının bölge bölge kabalaştığı gözlenmiştir. Bu durum Fe'in AZ91 içerisindeki Al'un miktarını Al_3Fe fazı oluşturarak azaltmasından kaynaklanabilir. AZ91 alaşımına Cu ilavesi ile (%0,5, %1)'e kadar mikroyapıda (Resim 5.32) AZ91'e göre bir değişim gözlenmemekle birlikte tane sınırlarında ikincil fazların artışı dikkati çekmiştir. Büyük ihtimalle bu fazlar ötektik ve intermetalik fazlarıdır.

AZ91 alaşımına ilave edilen Zr tane inceltici görevi yaparak [31] mikroyapıda oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının parçalanması ile, dağılımın değiştiği ve tanelerin incelendiği (Resim 5.33) yorumuna varılmıştır.

AZ91 alaşımına Ti ilavesi ile mikroyapıda tane sınırları boyunca oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazının ağ şeklini bozduğu ve bu bozunumun Al_3Ti fazı oluşumu sonucu Al'un harcanmasından kaynaklandığı öngörülmektedir.

6.4. Akıcılık Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Akıcılık deney sonuçları AZ91 alaşımına ilave edilen elementler ve miktarlarına göre Şekil 6.1'de toplu halde gösterilmiştir. Sn, Pb ve Cu akıcılığı artırırken, Si, Fe ve Ti akıcılığı azaltmaktadır. Katılaşma süresinin uzaması, entalpi, oksit oluşumu ve yüzey gerilimi akıcılığı etkileyen en önemli parametrelerdir. Bu bağlamda, Sn ve Pb'un yüzey aktif elementler olarak Mg'un yüzey gerilimini düşürmesi [70] ve buna bağlı olarak akıcılığı arttırması beklenir. Diğer taraftan Sn ve Pb buharlaşma sıcaklığı düşük [71] elementlerdir ve döküm sırasında yüzeyde oluşan MgO filminin buharlaşma nedeniyle kırılmasına neden olabilir. Bu durum ile ilgili çalışma yoktur ve araştırılması gerekmektedir. Değirmenci ve Candan (2003) Al-SiC kompozitlerinin karıştırma döküm yöntemiyle üretiminde Al'a %0,5 Pb ilavesi ile SiC fazlarının sıvı metale karışımlarının çok daha kolay olduğunu, bunun nedeninin Pb'un buharlaşmasından dolayı Al'un oksit filminin kırılması sonucu olduğunu rapor etmişlerdir [72]. Diğer taraftan artan Pb veya Sn ile akıcılıktaki artış % 0,5'teki etkisi kadar olmamıştır. Bunun nedeni artan Pb ve Sn miktarı ile sıvı içerisinde oluşan katı Mg_2Pb veya Mg_2Sn intermetalik fazlarının viskoziteyi artırması olabilir.



Şekil 6.1. AZ91'e ilave edilen elementlerin akıcılığa etkisi

Diğer taraftan Cu yüzey aktif element olmamasına karşın akıcılığı artırmıştır. Bunun nedeni Cu'nun Al, Mg ve Zn ile oluşturduğu düşük ergime dereceli ötektikler olabilir. Döküm sırasında ötektikler en son katılaştığından fazla ötektiğin katılaşması daha fazla zaman alacağından akıcılık artmış olabilir. Diğer ilave elementlerin tersine artan Cu miktarı ile akıcılığın artması bu yaklaşıma destek olmaktadır.

Diğer taraftan Si, Fe ve Ti ilaveleri akıcılığı azaltmıştır ve akıcılıktaki azalma bu elementlerin artan miktarı ile orantılıdır. Si, Fe ve Ti yüzey aktif elementler değildir [73], dolayısıyla bunların Mg'un ne oksit filmini ne de yüzey gerilimini etkilemesi beklenmez. Diğer taraftan oluşturdukları katı intermetalikler viskoziteyi artırarak akıcılığı düşürebilir. Mg ve Si'nin Mg_2Si fazını, AZ91'de bulunan Al ile Al_3Fe veya Al_3Ti intermetalik fazlarının oluşumu [75] akıcılığı etkileyen en önemli etkenler olabilir. Söz konusu fazların varlığında [28] rapor edilmiştir

6.5. İlave Elementlerin Sıcak Yırtılma Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Sıcak yırtılma testlerinde iki farklı kalıp sistemi kullanılmıştır. Bu fark kol uzunluğu ve kol çapı ile ortaya çıkmaktadır. AZ91 alaşımı ve ilave elementlerle elde edilen sonuçlara göre genel olarak sıcak yırtılma sonuçları kol çapları farklı olan kalıplarda sıcak yırtılmanın etkisi, kol çapları eşit olan kalıba göre daha etkili olduğunu göstermiştir.

Literatürden [47, 49] sıcak yırtılmanın katılaşmanın sonuna doğru tane sınırlarında kalan sıvının yırtılması ile oluştuğu bilinmektedir. Katılaşma sırasında meydana gelen gerilme, tanelerin ayrılmasına neden olmaktadır.

Tane sınırlarında düşük ergime dereceli sıvıyı artırmak taneler arası yapışmayı da azaltmakta ve küçük gerilmelerde ayrışmayı kolaylaştırmaktadır. Diğer taraftan kalan sıvı, tane sınırlarında ötektik olarak katılaşmaktadır.

Alaşımlarda sıcak yırtılmanın oluşum mekanizması için bir çok teori ortaya çıkmıştır Bunlar ;

- Sıvı film
- Sıvı dayanım
- Taneler arası köprü ve
- Katılaşma çekmesi teorileridir.

Aslında bu teorilerin en benzer yanları taneler arasında katılaşma sırasında en son sıvının davranış biçimidir. Bu bağlamda, denge dışı soğuma şartları altında Mg içerisindeki ötektik mikroyapı yeterince büyükse ve interdentritik kanalları merkeze doğru yönelmiş ise besleme kanalcıklarını açık tutarak beslemeyi artıracaktır. Bu noktadan, artan soğuma hızı ile sıcak yırtılmanın artması beklenir ki Çizelge 5.2'deki çapları farklı olan testlerde küçük çaplarda sıcak yırtılma gözlenmiştir ve yukarıdaki yaklaşımı desteklemektedir. Ti ve Zr çekirdeklenmeyi artırıcı aşılama elemanı olarak

alaşımlara ilave edilmektedir ve tane inceltici görevi yaparlar. Ancak AZ91 alaşımında ötektik yapının bozularak tane sınırlarındaki interdentritik kanalların kesintiye uğraması sonucu sıcak yırtılmayı artırdıkları varsayılmaktadır. Resim 5.27’de AZ91 mikroyapısı ile kıyaslandığında tanelerarası ötektik yapı bozunmaya uğramıştır ki bu yaklaşımı destekliyor görülmektedir.

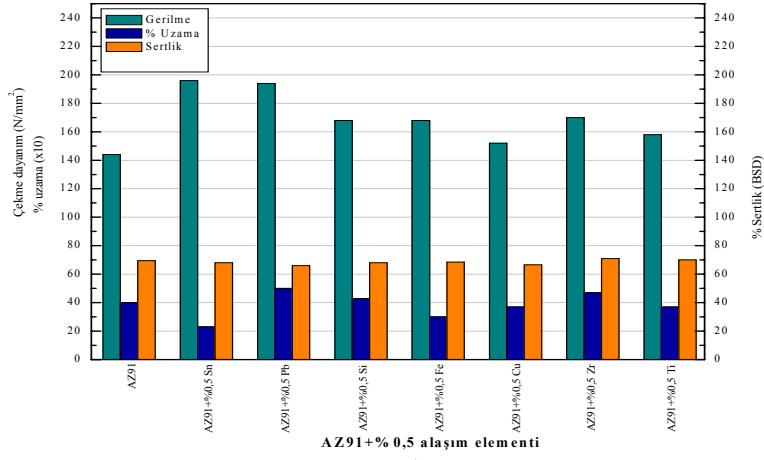
Ti’un sıcak yırtılmayı artırmasının diğer bir nedeni ise Al_3Ti fazının oluşumundan kaynaklanabilir. Akıcılık bölümünde değerlendirildiği gibi AZ91’de bulunan Al, Ti ile Al_3Ti katı fazını oluşturmaktadır. Söz konusu faz katılaşma sırasında taneler arasındaki besleme kanallarının tıkanmasına yol açarak sıcak yırtılmayı artıran bir etken olabilir. Si ve Fe ilavesi ile sıcak yırtılmanın artması bu değerlendirmeyi güçlendirmektedir. Fe Al_3Fe , Si ise Mg_2Si fazını oluşturarak benzer etki yapabilirler. Sıcak yırtılma sonuçları da bu değerlendirme ile paralellik göstermektedir.

Çapları aynı boyları farklı test metodunun farklı çap aynı boydaki metoda nazaran daha az hassas olması kalıp tasarımından kaynaklanıyor olabilir. Bu methodda döküm büyük çaplı yolluğa yapılır ve numuneler yatay konumdadır. Yolluğun dolması sırasında üstte kalan kısa kollar ön ısınmaya tabi kalacağından ve birim kısılma daha az olacağından sıcak yırtılmaya daha az rastlanmış olabilir. Diğer taraftan farklı çaplardaki methodda döküm dikey yapılmakta ve ön ısıtmanın etkisi diğer metoda nazaran ihmal edilebilir derecede olabilir.

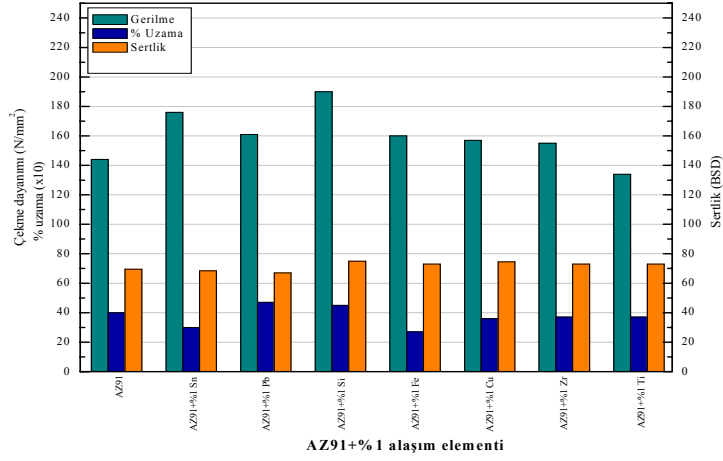
AZ91’de Zn’nun iki temel etkisi vardır. Bunlar; tane sınırlarında ötektik miktarını artırmak ve diğeri ise son katılaşma sıcaklığını düşürmektir. AZ91’in katılaşması sırasında Zn ve Al tane sınırlarında zenginleşmektedir, bu da kristaller arası segregasyona neden olmaktadır. Al ve Zn’nun zenginleşmesi ergime derecesini düşürmektedir.

6.6. Sertlik, % Uzama ve Çekme Dayanımı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

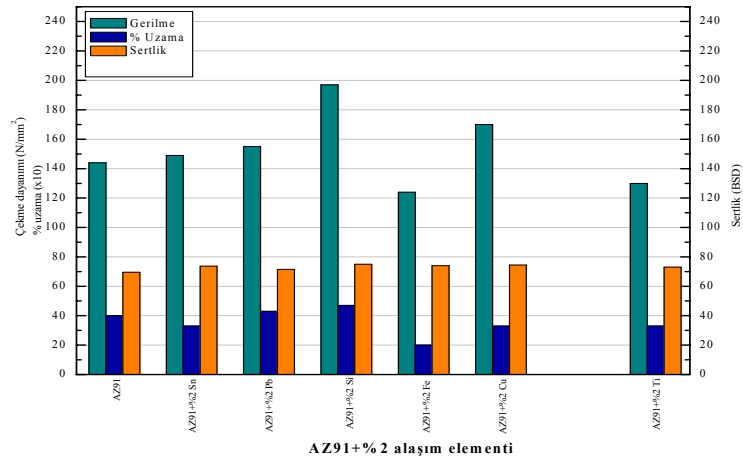
AZ91 alaşımına ilave edilen elementler ve miktarlarına göre elde edilmiş olan sertlik, çekme dayanımı ve % uzama deney sonuçları Şekil 6.2’de toplu halde gösterilmiştir.



a)



b)



c)

şekil 6.2. AZ91'e ilave elementlerin çekme dayanımı, % uzama ve sertlik sonuçları
a) %0,5 ilave elementler b) %1 ilave elementler c) %2 ilave elementler

6.6.1. Sertlik sonuçlarının değerlendirilmesi

AZ91'e ilave edilen alaşım elementlerinden, en yüksek sertlik değerlerinin %2 Si, Fe, Cu, ve Ti elementlerinin ilavesinde olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, en düşük sertlik değeri de %0,5 Pb ilavesi ile meydana geldiği görülmektedir. Sertlik artışı da yapıda meydana gelen Mg_2Sn , Mg_2Pb , Mg_2Si , Al_3Fe , Al_3Ti gibi intermetalik fazların varlığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 5.28'de mikroyapılar incelendiğinde tane sınırlarında Sn ilavesi ile $Mg_{17}Al_{12}$ fazına ilave olarak çökelti türü fazlar görülmektedir. Bunlar büyük ihtimalle polygonal Mg_2Sn fazlarıdır ve çökeltme sertleşmesi türü bir sertleşmeye neden olmaktadır. Aynı durum Pb içinde geçerlidir. Ancak Si hariç sertlikte meydana gelen artış çok büyük boyutlarda değildir, %1 ve %2 Si ile sertlik artışı gerçekleşmektedir. Bunun nedeni Şekil 5.30'da gösterildiği gibi Mg_2Si intermetalik fazlarının yapıda partikül şeklinde dağılmış olması olarak açıklanabilir.

6.6.2. % uzama sonuçlarının değerlendirilmesi

AZ91'e %0,5 oranında ilave edilen elementlerden Pb ve Zr % uzamayı bir miktar artırır iken Sn, Fe, Cu ve Ti % uzamayı az miktarda düşürmüş ve Si bir değişikliğe neden olmamıştır. % uzamaya Pb ve Zr'un katkısı tane sınırlarında meydana gelen intermetalik fazların değişik morfolojide oluşması olarak açıklanabilir. Şekil 5.27'de AZ91 mikroyapısı ile kıyaslandığında tane sınırlarında meydana gelen $Mg_{17}Al_{12}$ fazı değişikliğe uğramıştır. Aizawa ve ark. (2006) Mg_2Si ve Mg_2Sn fazlarının Mg metali içerisindeki oluşum sentezini ve elektrik iletkenliğini incelemiş ve Mg_2Si fazını kırılğan, Mg_2Sn fazını ise sünek olarak sınıflandırmıştır [28]. Bu noktadan, AZ91 alaşımında Mg_2Pb fazında sünek sınıfta kabul etmek mümkündür. Dolayısıyla tane sınırlarında biriken kırılğan $Mg_{17}Al_{12}$ fazı ile birlikte nispeten sünek olan Mg_2Pb fazı % uzamayı azda olsa artıran bir etki olabilir. Diğer tarafta Sn ilavesinin Mg_2Sn sünek fazını oluşturmaya rağmen uzamadaki düşüş bu fazın Pb'un aksine yapıda daha çok ince çökelti yığınları halinde bulunmasına dayandırılabilir.

Fe ve Ti'un % uzamayı bir miktar düşürmesi yapıda Al_3Fe ve Al_3Ti fazlarının oluşumuna bağlanabilir. Bu durum daha önce değerlendirildiği gibi sertliğin artışı ile de uyumluluk göstermektedir. Ayrıca söz konusu elementlerin % miktarı arttıkça % uzamanın düşmesi bu değerlendirmeyi desteklemektedir.

% uzama deneylerinde en ilginç sonuç Si'un etkisi olmuştur. Her ne kadar artan Si miktarı ile yapıda kabalaşmış Mg_2Si fazları artsada hem sertlik hemde % uzama artmıştır. Bunun nedeni detaylı çalışmayı gerektirmekle birlikte Mg_2Si fazının sertliği artırırken taneler arasında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ fazının bir miktarında Al-Mg₂Si ötekliği oluşturarak azalttığı kanısı ağır basmaktadır. Şekil 5.30'a dikkat edildiğinde AZ91 mikroyapısına kıyasla tane sınırlarındaki fazlar incelmış veya kesintiye uğramıştır ki bu yaklaşımı desteklemektedir.

6.6.3. Çekme dayanımı sonuçlarının değerlendirilmesi

Şekil 6.2'de çekme dayanımına ilave elementlerin etkileri toplu halde gösterilmiştir. Şekilden bu çalışmada % 0,5 oranında ilave edilen tüm elementler çekme dayanımını artırmıştır. En fazla etkiyi Sn ve Pb gösterirken Si, Fe, ve Zr'un etkileri birbirine çok yakın olmuştur. Ti daha az etki gösterirken en az etkiyi Cu göstermiştir. Sn ve Pb'un çekme dayanımını artırması daha önce % uzama ve sertlik bölümlerinde değerlendirildiği gibi Mg_2Sn fazı ince çökelti halinde yapıda bulunduğundan dislokasyonların hareketini engelleme ve buna bağlı olarak çekme dayanımında bir miktar artış olarak sonuçlanabilir. Diğer taraftan Pb ilavesi Mg_2Pb fazını oluşturmanın yanında Şekil 5.29'da görüldüğü üzere taneler arası $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımını, genişliğini ve sürekliliğini azaltmıştır. Bu bağlamda taneler arası mesafenin daha az olacağı ve taneler arası bağın daha güçleneceği yaklaşımından çekme dayanımının yüksek çıkması beklenebilir. Si, Fe, Cu, Zr ve Ti'de Pb'un yaptığı etkiye benzer etki yaptığını Şekiller 5.30-34 göstermektedir.

%1 oranında ilave edilen elementlerden Si en fazla çekme dayanımını artırır iken Sn'in etkisi %0,5 kadar olmasa da yine çekme dayanımını en fazla artıran elementtir. Pb, Fe, Cu ve Zr'un etkileri benzerdir. Diğer taraftan %1 Ti AZ91'in çekme

dayanımını düşürmüştür. Şekil 5.28 ve Şekil 5.30' dan Sn ve Si ihtiva eden mikroyapılar şaşırtıcı biçimde benzerlik göstermektedir. AZ91 mikroyapısında taneler arasında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ fazı dikkate değer biçimde değişikliğe uğramış ve tane sınırlarındaki fazlar incelererek α -Mg taneleri arası mesafe daralmıştır. Bu noktadan çekme dayanımının artması beklenen bir sonuçtur. Diğer taraftan Mg_2Sn ve Mg_2Si fazlarının dislokasyonları engelleme etkiside göz ardı etmemek gerekir. Fe ve Cu ihtiva eden mikroyapılarda da taneler arasındaki fazların morfolojisi benzerlik göstermektedir. Ti'un çekme dayanımını düşürmesinin nedeni daha önce sıcak yırtılma kısmında açıklandığı üzere yapıda meydana gelen taneler arasındaki boşluklar olarak açıklanabilir. Şekil 5.34'deki Ti'un mikroyapısında gösterilen boşluk söz konusu değerlendirmeyi desteklemektedir.

%2 oranında ilave edilen elementler arasında Si çekme dayanımını artırırken diğer elementlerin etkisi azalmaktadır. Özellikle Fe ve Ti AZ91'in çekme dayanımını orjinalinden de aşağılara düşürmüştür. Si'un çekme dayanımını artırması mikroyapıda Mg_2Si fazının oluşumunun yanı sıra taneler arası intermetalik fazların incelererek dağılım göstermesine dayandırılabilir. Fe ve Ti'un artması ile Al_3Fe ve Al_3Ti intermetaliklerinin taneler arası sıvı kanallarını bloklaştırılması sonucu sıvı çekmesinin lokalize olması ve bunun sonucu boşlukların oluşmasına dayandırılabilir. Şekil 5.31 ve Şekil 5.34'de %2 Fe ve Ti ihtiva eden mikroyapılarda taneler arasında boşluklar çok belirgin görülmektedir.

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

AZ91 Mg alaşımlarının ergitilmesinde ve dökümünde kullanılan koruyucu gazlar, kalıp sıcaklığı ve ilave elementlerin; akıcılık, sıcak yırtılma, mikroyapı ve bazı mekanik özelliklere etkisi incelenerek, aşağıdaki sonuçlar bulunmuştur.

1. Mg alaşımlarının ergitme esnasında ocak içersine $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gazı uygulaması ile sıvı içerisine hapsolan gazların dışarı atılma güçlüğüünden döküm parçalarda gözenekli yapının oluşmasına neden olmaktadır.
2. AZ91 alaşımlarının ergitilmesi ve dökümünde ocak ve kalıp atmosferi seçimlerinde ocak atmosferinde argon gazı ile O_2 miktarını azaltması, kalıp ortamında ise $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{ SF}_6$ gaz karışımı kullanımı ile O_2 ve diğer gazların dışarı atılmasından dolayı optimum sonuçlar elde edilmiştir.
3. AZ91 alaşımı dökümünde kalıp sıcaklığı arttıkça akıcılıkta artma gözlenmiştir. Kalıp sıcaklığının artması ile ΔT daha az olacaktır. Bu durum katı çekirdek miktarını düşürerek akıcılığın artmasına neden olmuştur.
4. AZ91 alaşımın dökümünde kalıp sıcaklığı arttıkça sıcak yırtılma eğiliminin azaldığı ve 250°C kalıp sıcaklığında birim hacimdeki O_2 ve buna bağlı olarak rutubet miktarının azalması ile dökülen parçaların döküm yüzeyinin daha temiz olduğu gözlenmiştir.
5. AZ91 alaşımına ilave edilen $\%1$ ve $\%2$ Sn miktarı akıcılıkta kayda değer değişme göstermez iken $\%0,5$ Sn ilavesinde akıcılığın yükseldiği gözlenmiştir.
6. AZ91 alaşımına ilave edilen Pb miktarı AZ91 alaşımının akıcılığını bir miktar yükselttiği görülmüştür. $\%0,5$ Pb en fazla akıcılığı gösterirken artan Pb miktarı ile iyileşmenin şiddeti azalmıştır.

7. AZ91 alařımına Si, Fe ve Ti ilaveleri yzey aktif elementler olmadıđından Mg'un oksit filmini ve yzey gerilimini etkilelemeyeceklerinden ve oluřturdukları katı intermetalikler ile vizkositeyi artırarak AZ91 alařımının akıcılık miktarını dūřurmūřlerdir. Ayrıca AZ91'de bulunan Al ile Al_3Fe ve Al_3Ti intermetalik fazlarının oluřması ile de akıcılık dūřmūřtūr.
8. AZ91 alařımına Cu ilaveleri Al, Mg ve Zn ile dūřūk ergime dereceli otektikler oluřturduklarından akıcılık miktarını kayda deđer řekilde yzekseltmiřtir.
9. Zr ilavelerinin AZ91 alařımının akıcılıđına kayda deđer etkisi olmadıđı gōrūlmūřtūr.
10. Uzunlukları aynı çapları farklı sıcak yırtılma deney dōkūmlerinde, sıcak yırtılma yırtılmaları çapları aynı uzunlukları farklı kalıplara nazaran daha iyi bir şekilde gōzlenmiřtir. En fazla sıcak yırtılma çapı kūūk olan çubuklarda meydana gelmiştir. İlave elementlerden Ti, Cu, Fe ve Si'un sıcak yırtılma çatlağı oluşmasına etkisinin olduğu, en fazla sıcak yırtılma çatlağının ise Ti ilavelerinde oluştuğu gōrūlmūřtūr. Deneysel çalışmalarda oluşan sıcak yırtılma çatlakları izelge 6.1'de gōsterilmiřtir.

Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda oluşan sıcak yırtılmalar

Alaşım Elementleri	Uzunlukları Aynı (40 mm), Çapları Farklı					Uzunlukları Farklı, Çapları Aynı (9,5 mm)			
	Çap ölçüsü (mm)					Kol boyu (mm)			
	6	8	10	12	16	51	89	127	165
AZ91	√	√							√
0,5 Sn	√	√	√						
1 Sn	√	√	√	√					
2 Sn	√	√	√	√					√
0,5 Pb	√	√	√						
1 Pb	√	√	√	√					
2 Pb	√	√	√	√				√	√
0,5 Si	√	√							
1 Si	√	√	√	√	√		√	√	√
2 Si	√	√	√	√	√		√	√	√
0,5 Fe	√	√							
1 Fe	√	√	√	√	√				√
2 Fe	√	√	√	√	√			√	√
0,5 Cu	√	√	√						
1 Cu	√	√	√	√					√
2 Cu	√	√	√						√
0,5 Zr	√	√	√	√	√			√	√
1 Zr	√	√	√	√	√		√	√	√
0,5 Ti	√	√	√	√	√				√
1 Ti	√	√	√	√	√			√	√
2 Ti	√	√	√	√	√		√	√	√

Not: Sıcak yırtılma gözlenen parçalara √ işareti konulmuştur

11. AZ91 alaşımına %0,5 ve %1 Sn ilavesinin AZ91 alaşımın sertliğinde kayda değer değişim gözlenmezken, %0,5 ve %1 Sn ilavesi alaşımını çekme dayanımını artırdığı görülmüştür. Artan Sn miktarı ile Mg₂Sn intermetalik fazının oluşma eğiliminden çekme dayanımındaki artış oranı düşmüştür. % uzama değerleri her oranda AZ91'den düşük olmuştur.
12. AZ91 alaşımına %0,5 Pb ve %1 Pb ilavesinde AZ91 alaşımın sertlik değerinde bir miktar azalma olur iken, %2 Pb ilavesi alaşımın sertliği AZ91'e

eşit olmuştur. Ayrıca Pb ilavesi Mg_2Pb oluşturmalarının yanında $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımını, genişliğini, sürekliliğini azalttığından taneler arası mesafe daha az olmuş ve taneler arası bağ güçlendiğinden alaşımın çekme dayanımını ve % uzama miktarını bir miktar arttırdığı gözlenmiştir. Çekme dayanımı ve % uzamaya en iyi etki %0,5 Pb ile elde edilmiştir.

13. AZ91 alaşımına ilave edilen Si miktarı arttıkça alaşımın sertliğini de artırdığı, çekme dayanımında ve uzama miktarında yükselme gözlenmiştir. %2 Si ilavesinde çekme dayanımının 197 N/mm^2 gibi en yüksek değere ulaştığı gözlenmiştir. Aynı oranda en yüksek % uzama değerleri de %2 Si ilavesi ile elde edilmiştir.
14. AZ91 alaşımına %0,5 Fe ilavesi alaşımın sertliğini bir miktar azaltırken, %1 ve %2 Fe ilavesi ise AZ91 alaşımın sertliğini bir miktar yükseltmiştir. Ayrıca Fe ilavesi ile alaşımın çekme dayanımının ve % uzama miktarının biraz düştüğü gözlenmiştir.
15. AZ91 alaşımına %0,5 ilave edilen Cu, AZ91 alaşımın sertliğini azaltırken, %1 ve %2 Cu ilavesi ile sertliğin arttığı gözlenmiştir. AZ91'alaşımına %0,5 ve %1 Cu ilavesi alaşımın çekme dayanımında ve % uzama miktarında kayda değer değişiklik göstermez iken, %2 Cu ilavesi alaşımın çekme dayanımını yükseltmiş, fakat % uzamayı bir miktar düşürmüştür.
16. AZ91 alaşımına Zr ilaveleri, AZ91 alaşımın sertliğinde çok fazla değişiklik göstermezken, %0,5 Zr ilavesi alaşımın çekme dayanımını az miktarda yükselttiği gözlenmiştir.
17. AZ91 alaşımına %0,5 Ti ilavesi AZ91 alaşımının sertliğinde önemli değişme göstermezken, %1 ve 2 Ti ilavesi ile alaşımın sertliğini arttırdığı gözlenmiştir. AZ91'e %0,5 Ti ilavesi çekme dayanımını bir miktar artırırken, %2 ve %1 Ti ilavesi ise çekme dayanımını ve % uzamayı bir miktar düşürdüğü belirlenmiştir.

İlerideki çalışmalar için öneriler aşağıda sunulmuştur:

1. AZ91 alaşımına deneysel çalışmalarda kullanılan elementlerin %0,1-0,2-0,3-0,4 oranlarında mekanik özellikleri, akıcılık ve sıcak yırtılma özellikleri araştırılabilir.
2. Mg alaşımlarının ergitme ve döküm atmosferlerinde değişik gazlar kullanılarak dökümler yapılabilir.
3. Yapılan çalışmalarda elde edilen numunelerin homojenleştirme sonrası mekanik özelliklerinin değişimi incelenebilir.
4. AZ91 alaşımına yüzey aktif ve yüzey aktif olmayan başka elementler ilavesi ile dökümler yapılarak bir modelleme çalışması yapılabilir.

KAYNAKLAR

1. Kazdal, H.K., “Magnezyum Alaşımları : Otomotiv Endüstrisinde Uygulaması ve Geleceği”, Tubitak, **Marmara Araştırma Merkezi**, Kocaeli, 3-39 (1999).
2. Dobrzanski, L.A., Tanski, T., Cizek, L., Brytan, Z., “Structure and properties of magnesium cast alloys”, **Journal of Materials Processing Technology**, 192-193: 567-574 (2007).
3. Barber, L.P., “Characterization of the Solidification Behavior and Resultant Microstructures of Magnesium-Aluminum Alloys”, A Thesis of Master, **Worcester Polytechnic Institute**, Worcester, 10-46 (2004).
4. Luo, A.A., “Materials Comparison And Potential Applications Of Magnesium In Automobiles”, **Magnesium Technology 2000**, Nashville, 89-99 (2000).
5. Gaines, L., Cuenca, R., Stodolsky, F., Wu, S., “Potential Automotive Uses of Wrought Magnesium Alloys”, **Automotive Technology Development**, Detroit, Michigan, 1-7 (1996).
6. Polmear I.J., “Magnesium Alloys”, Light Alloys, 669.2, Honeycombe, R.V.K., Hancock, p., **Metallurgy and Materials Science Series**, New York, 169-210 (1989).
7. Beffort, O., Hausmann, C., “Das Leichtmetall Magnesium und seine egierungen”, **EMPA Mg seminar**, Thun, 15-22 (1999).
8. Vogel, M., “Mikrostruktur und Kriechverhalten von Magnesium-Druckgusslegierungen im System Mg-Zn-Al-Ca”, Doktors , **Max-Planck-Institut für Metallforschung**, Stuttgart, 6-20 (2002).
9. Zhang, Z., “Development of Magnesium-Based Alloys for Elevated Temperature Applications”, Doctor of These, **Faculte Des Sciences Et De Genie Universite**, Quebec-Canada, 2-75 (2000).
10. Wagner, W., “Magnesium”, **Canadian Minerals YearBook**,:, Canada, 31: 1-19 (1999).
11. Mordike, B.L., Ebert, T., “Magnesium Properties-applications-potential”, **Materials Science&Engineering A**, 302: 37-45 (2001).
12. Sarennah, J.P., “The Bolting of Magnesium Components in Car Engines”, Master, **University of Cambridge**, Cambride, 6-10 (2001).
13. Bolstad, J., “Magnesium Alloy Development for Intelligent Magnesium Designs”, **SinoMaG seminar**, Beijing-China, 8-14 (2000).

14. Davis, J.R., "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", *ASM HANDBOOK*, 2: 480-516 (1998).
15. "Magnesium Alloys And Their Applications",. Mordike, B.L., Kainer, K.U., *Werkstoff-Informationsgesellschaft*, Frankfurt, 34-47, 125-132, 289-294, 477-482 (1998).
16. Eliezer, D., Aghion, E., Froes, F.H., "Magnesium Science, Technology and Applications", *Advanced Performance Materials*, 201-212 (1998).
17. Zhan, Z., "Review and Classification for Magnesium Patents", Report for the Institute of Magnesium Technologies, *Derwent World Patents Index*, 14 (1997).
18. Friedrich, H., Schumann, S., "Research for a new age of magnesium in the automotive industry", *Journal of Materials Processing Technology*, 117: 276-281 (2001).
19. Watarai, H., "Trend of Research and Development for Magnesium Alloys", *Science and Technology Trends*, 18: 84-97 (2006).
20. Jambor, A., Beyer, M., "New cars-new materials", *Materials&Design*, 4/6: 203-209 (1997).
21. Li, N., "Automotive Magnesium Applications and Life Cycle Environmental Assesment", *3rd International Conference on SF₆ and the Environment*, Scottsdale, Arizona, 1-26 (2004).
22. Landkof, B., "Magnesium alloys applications", Magnesium Alloys Science, Teknology and Application, Aghion, E., Eliezer, D., *Dead Sea Magnesium*, Ben-Guron Üniversity, 8: 293-316 (2005).
23. Žaludová, N., "Mg-RE Alloys and Their Applications", *WDS'05 Proceedings of Contributed Papers*, III: 643-648 (2005).
24. Johansson, S., "Magnesium Alloys", Summary of chapter 1-7 in Light alloys by I.J.Polmear, *Engineering Materials*, 5: 17-20 (2002).
25. Schwam, D., Wallace, J.F., Zhu, Y., Viswanathan, S., Iskander, S., "Enhancements in Magnesium Die Casting Impact Properties, Final Report", *Case Western Reserve University DOE-FC07-98ID13611*, Ohio, 5-22 (2000).
26. Guthrie, S.E., Thomas, G.J., Bauer, W., Yang, N.Y.C., "The Development of Lightweight Hydride Alloys Based on Magnesium", Master, *Sandia National Laboratories Department of Energy*, California, 1-35 (1996).
27. Baker, H., "Alloy Phase Diagrams,Volum", *ASM HANDBOOK*, 3: 280-285 (1998).

28. Aizawa, T., Song, R., “Mechanically induced reaction for solid-state synthesis of Mg_2Si and Mg_2Sn ”, *Intermetallics*, 14: 382-391 (2006).
29. Kang, D.H., Park, S.S., Oh, S., Kim, N.J., “Effect of nano-particles on the creep resistance of Mg-Sn based alloys”, *Materials Science & Engineering*, 449 (451): 318-321 (2007).
30. Balasubramani, N., Srinivasan, A., Pillai, U.T.S., Pai, B.C., “Effect of Pb and Sb additions on the precipitation kinetics of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Science & Engineering*, 457: 275-281 (2007).
31. Schaum, J.H., Burnett, H.C., “Magnesium-Rich Side of the Magnesium-Zirconium Constitution Diagram”, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 49 (3):155-160 (1952).
32. Zhao, P., Wang, Q., Zhai, C., Zhu, Y., “Effects of strontium and titanium on the microstructure, tensile properties and creep behavior of AM50 alloys”, *Materials Science and Engineering*, 444: 318-326 (2007).
33. Feng, X., Xuegang, M., Yangshan, S., “Microstructures and mechanical properties of AZ91 alloy with combined additions of Ca and Si”, *Journal Materials and Science*, 41: 4725-4731 (2006).
34. Weichao, Z., Shuangshou, L., Bin T., Daben, Z., Xutao, G., “Effect of Rare Earths on Hot Cracking Resistant Property of Mg-Al Alloys”, *Journal of Rare Earths*, 24: 346-351 (2006).
35. Zhang, J., Guo, Z.X., Pan, F., Li, Z., Xiaodong, L., “Effect of Composition on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Al Alloys”, *Materials Science and Engineering*, 456: 43-51 (2006).
36. Zhang Z., Couture, A., Luo, A., “An Investigation of The Properties of Mg-Zn-Al Alloys”, *Scripta Materialia*, 39: 45-53 (1998).
37. Wang, Q.D, Chen, W., Zeng, X., Lu, Y., Ding, W., Zhu, Y., Xu, X., “Effects of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Journal Of Materials Science*, 36: 3035-3040 (2001).
38. Wang, Q., Lu, Y., Zeng, X., Ding, W., Zhu, Y., Li, Q., Jie, L., “Study on the fluidity of AZ91+xRE magnesium alloy” *Materials Science and Engineering*, 271: 109-115 (1999).
39. Lee, C.D., Shin, K.S., “Effect of microporosity on the tensile properties of AZ91 magnesium alloy”, *Acta Materialia*, 55: 4293-4303 (2007).

40. Lin, M.C., Tsai, C.Y, Uan, J.Y., “Converting hcp Mg-Al-Zn alloy into bcc Mg-Li-Al-Zn alloy by Electrolytic deposition and diffusion of reduced lithium atoms in a molten salt electrolyte LiCl-KCl”, *Scripta Materialia*, 56: 597-600 (2007).
41. Looze, G.; Carrig, J., Nguyen, V., “High-yield, high-integrity, permanent mould magnesium casting” *Foundry Trade Journal*, 3629: 280-282 (2005).
42. West, C. E., Gnibach, T. E., “Permanent Mould Casting”, *Metals Handbook. ASM international*, Metals Park, 15: 275-285 (1988).
43. Watari, H., Davey, K., Rasgado, M.T., Haga, T., Izawa, S., “Semi-Solid Manufacturing Process of Magnesium Alloys By Twin-Roll Casting”, *Journal of Materials Processing Technology*, 155 (156): 1662-1667 (2004).
44. Ha, W., Kim, Y., “Effects of Cover Gases on Melt Protection of Mg Alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, 422: 208-213 (2006).
45. Hillis, J.E., “The International Program to Identify Alternatives to SF₆ for Magnesium Melt Protection”, *The International Magnesium Association*, San Diego, 1-8 (2002).
46. “Sıcak Yırtılma, Döküm Hataları Atlası”, By the American Foundrymens Society *TÜDÖKSAD*, Ankara, 55-58 (1999).
47. Cao, G., Kou, S., “Hot cracking of binary Mg–Al alloy castings”, *Materials Science and Engineering*, 417: 230-238 (2006).
48. Li, P., Tang, B., Kandalova, E.G., “Microstructure and properties of AZ91D alloy with Ca additions”, *Materials Letters*, 59: 671-675 (2005).
49. Wang, Y., Wang, Q., Wu, G., Zhu, Y., Ding, W., “Hot-tearing susceptibility of Mg-9Al-xZn alloy”, *Materials Letters*, 57: 929-934 (2002).
50. Lu, Y., Wang, Q., Zeng, X., Ding, W. Zhai, C., Zhu, Y., “Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg–Al alloys” *Materials Science and Engineering*, 278: 66-76 (2000).
51. Aghion, E., Bronfin, B., “Physical metallurgy of Mg alloys”, *Magnesium Technologies Users Assotiation*, 7-44 (2005).
52. Bowles, A.L., Caceres, C.H., “Anomalous Hardness Behaviour of High Pressure Die-Cast Mg-Al Alloys”, Metallurgical Science and Technology, *Associato alla Unione Stampa Periodica Italiana*, Sergio, G., Torino, 25-26 (1983).
53. Zeng, X., Qudong, W., Lu, Y., Zhu, Y., Ding, W., Zhao, Y., “Influence of beryllium and rare earth additions on ignition-proof magnesium alloys”, *Journal of Materials Science*, 112: 17-23 (2001).

54. Yim, C.D., You, B.S., Jang, R.S., Lim, S.G., "Effects of melt temperature and mold preheating temperature on the fluidity of Ca containing AZ31 alloys", *Journal of Materials Science*, 41: 47-2350 (2006).
55. Sin, S.L., Dube, D., "Influence of process parameters on fluidity of investment-cast AZ91D magnesium alloy", *Materials Science and Engineering*, 386: 34-42 (2004).
56. Zeng, X.Q., Wang, Q.D., Lü, Y.Z., Ding, W.Z., Lu, C., Zhu, Y.P., Zhai, C.Q., Xu, X.P., "Study On Ignition Prof Magnesium Alloy With Beryllium And Rare Earth Additions", *Scripta Materialia*, 43: 403-409 (2000).
57. Cashion, S. P., Ricketts, N. J., Frost, M. T., Korn, C., "The Protection of Molten Magnesium and its Alloys During Die-Casting", *CSIRO Manufacturing Science and Technology*, 3-9 (2000).
58. Lee, Y.C., Dahle, A.K., StJohn, D.H., "The Role of Solute in Grain Refinement of Magnesium", *Metallurgical and Materials Transactions*, 31: 2895-2906 (2000).
59. Lee, Y.C., Dahle, A.K., StJohn, D.H., "Grain Refinement of Magnesium", *Magnesium Technology2000*, Tennessee, 211-218 (2000).
60. Yichuan, P., Xiangfa, L., Hua, Y., "Sr Microalloying for Refining Grain Size of AZ91D Magnesium Alloy", *Journal of Wuhan University of Technology-Mater.Sci Ed.*, 22:74-76 (2007).
61. Srinivasan, A., Pillai, U.T.S., Pai, B.C., "Effect of Pb Addition on Ageing Behavior of AZ91 Magnesium Alloy", *Materials Science and Engineering*, 452 (453): 87-92 (2007).
62. Ho, K.F., Gupta, M., Srivatsan, T.S., "The Mechanical Behavior of Magnesium Alloy AZ91 Reinforced With Fine Copper Particulates", *Materials Science and Engineering*, 369: 302-308 (2004).
63. Kumar, N.V., Blandin, J.J., Suery, M., Grosjean, E., "Effect of alloying elements on the ignition resistance of magnesium alloys", *Scripta Materialia*, 49: 225-230 (2003).
64. Zhao, W., Sun, Y., Li, H., Liang, C., "The effects of some elements on the igniting temperature of magnesium alloys", *Materials Science and Engineering*, 127: 105-107 (2006).
65. Evangelista, E., Gariboldi, E., Lohne, O., Spigarelli, S., "High-temperature behaviour of as die-cast and heat treated Mg-Al-Si- AS21X magnesium alloy", *Materials Science and Engineering*, 387 (389): 41-45 (2004).

66. Sabatino, M.D., Syvertsen, F., Arnberg, L., Nordmark, A., “An improved method for fluidity measurement by gravity casting of spirals in sand moulds”, *International Journal of Cast Metals Research*, 18: 59-62 (2005).
67. Yokoyama, T., “Impact Tensile Stress-strain Characteristics of Wrought Magnesium Alloys”, *Published in Strain*, 39: 167-175 (2003).
68. Laporte, S., Virgone, J., Catagnet, S., “A comparative study of two tracer gases: SF₆ and N₂O”, *Building and Environment*, 36: 313-320 (1999).
69. Kim, K.S., Lee, J.K., Yoon, Y.O., Jo, H.H., “Development of AZ31 Mg alloy wrought process route without protective gas”, *Journal of Materials Processing Technology*, 187 (188): 757-760 (2007).
70. Gravert, B., Yu, Y., Nisancioglu, K., “Passivity Breakdown of Aluminium Alloys by Surface Enrichment of Group IIIA-VA Trace Elements”, *9th International Symposium*, Paris, 627-632 (2006).
71. Korolkov, A.M., “Casting Properties of Metals and Alloys”, *USSR Academy of Sciences Press*, 3:25-38 (1960).
72. Değirmenci, C., “Karıştırma Döküm Metoduyla Al/SiCp Kompozitlerin Üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 33-34 (2003).
73. Candan, E., “Wettability and Pressurized Infiltration of Ceramic Powder Compacts by Metallic Melts”, Ph.D. Thesis, *Department of Engineering Materials University of Sheffield*, Sheffield, 38-39 (1998).
74. Peng, L.M., Li, H., Wang, J.H., “Processing and mechanical behavior of laminated titanium- titanium tri-aluminide composites”, *Materials Science and Engineering*, 406: 309-318 (2005).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÜNAL, Mehmet
 Uyuğu : T.C
 Doğum tarihi ve yılı : 02.01.1962 Karabük
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (370) 415 00 76
 e-mail : unal62@hotmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Bölümü	1999
Lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Bölümü	1985
Lise	Karabük Endüstri Meslek Lisesi	1980

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
1996-	Zonguldak Karaelmas Üniversitesi	Öğretim Görevlisi
1986-1996	Milli Eğitim Bakanlığı	Öğretmen

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

- Ünal, M., Kurt, A., “Aluminyum Bronzlarında Farklı Katılma Hızlarının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi”, Metalurji Dergisi, 2000, Cilt:24, Sayı:124

Hobiler

Bilgisayar