

55674

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Çinko-Aluminyum Esaslı ZA-8 Alaşımında Alaşım Elementlerinin Mekanik Özelliklere ve Mikroyapıya Etkisi

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Ahmet TÜRK

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 25 Eylül 1996

Tezin Savunulduğu Tarih : 26 Kasım 1996

Tez Danışmanı : Prof.Dr. E. Sabri KAYALI 26.12.1996

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. Lütfi ÖVEÇOĞLU 26.12.1996

Doç.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU 26.12.1996

Prof.Dr. Mehmet KOZ 26.12.1996

Doç.Dr. Mehmet DURMAN 25.12.1996

S. Kayalı

Lütfi Öveçoğlu

Hüseyin Çimen

M. Koz

M. Durman

KASIM 1996

ÖNSÖZ

Bu çalışmanın yürütülmesi ve sonuçlandırılmasında değerli fikir ve tecrübeleriyle beni yönlendiren saygıdeğer hocam Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarımın her aşamasında değerli fikir ve önerilerinden yararlandığım Doç. Dr. Mehmet DURMAN'a, yoğun çalışma temposuna rağmen bana ayırdığı zamandan dolayı teşekkür ederim.

Çalışmalarımın yapılabilmesi MİSAG 41 projesi çerçevesinde TÜBİTAK'dan ve İTÜ Araştırma Fonu'ndan sağlanan maddi destekler ile mümkün olmuştur, bu kurumlara sağladığı katkılardan dolayı teşekkür ederim.

Deneyisel çalışmalarım esnasında her türlü imkanlarından yararlandığım İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği ve SAÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanlıklarına ayrı ayrı teşekkür ederim.

X-Işınları çalışmalarımın yapılmasında yardımcı olan Prof. Dr. Adnan TEKİN ve Met. Müh. Cem ÇELİKER'e de teşekkür ederim.

Son olarak, çalışmalarımın her aşamasında yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Hatem AKBULUT, Met. Yük. Müh. S. Can KURNAZ ve Teknisyen Ersan DEMİR'i şükranla anmayı bir borç biliyorum.

Eylül 1996

Met. Yük. Müh. Ahmet TÜRK

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖNSÖZ.....	ii
SEMBOL LİSTESİ.....	vi
ŞEKİL LİSTESİ.....	vii
TABLO LİSTESİ.....	xii
ÖZET.....	xiv
SUMMARY.....	xv
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. ÇİNKO-ALUMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMLARI.....	3
2.1 Zn-Al Döküm Alaşımlarının Gelişimi.....	3
2.2 Çinko-Aluminyum Denge Diyagramı.....	5
2.3 Çinko-Bakır Denge Diyagramı.....	6
2.4 Aluminyum-Bakır-Çinko Üçlü Sistemi	8
2.5 Çinko-Aluminyum Alaşımlarında Faz Dönüşümleri.....	17
2.6 Çinko-Aluminyum Döküm Alaşımlarının Katılaşması ve Mikroyapıları.....	23
2.6.1 Zamak alaşımlarının mikroyapısı.....	23
2.6.2 ZA-8 alaşımının mikroyapısı.....	24
2.6.3 ZA-12 alaşımının mikroyapısı.....	25
2.6.4 ZA-27 alaşımının mikroyapısı	25
2.7 ZA Alaşımlarının Özellikleri.....	26
2.7.1 ZA alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	26
2.7.2 ZA alaşımlarının mekanik özellikleri.....	28
2.7.2.1 Oda sıcaklığındaki mekanik özellikler.....	28
2.7.2.2 Darbe dayanımı, kırılma tokluğu ve yorulma dayanımı.....	30
2.7.2.3 Sıcaklığın mekanik özelliklere etkisi.....	33
2.7.3 Zn-Al alaşımlarının sürünme özellikleri.....	34
2.7.4 Zn-Al alaşımlarının aşınma özellikleri.....	41
2.7.5 Alaşım elementlerinin mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi.....	44
2.7.5.1 Bakır.....	44
2.7.5.2 Magnezyum.....	45
2.7.5.3 Manganez.....	46

2.7.5.4 Titanyum.....	48
2.7.5.5 Silisyum.....	49
2.7.5.6 Lityum.....	51
2.7.5.7 Krom.....	52
2.7.5.8 Stronsiyum.....	52
2.7.5.9 Diğer elementler.....	54
2.8 ZA Alaşımlarının Kullanım Alanları.....	54
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	58
3.1 Alaşımların Hazırlanması ve Dökümü.....	58
3.2 Mekanik Deneyler.....	58
3.2.1 Sertlik deneyi.....	59
3.2.2 Çekme deneyi.....	59
3.2.3 Sürünme deneyi.....	60
3.3 Metalografik Çalışmalar.....	63
3.4 X-Işınları Çalışması.....	64
BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR.....	65
4.1 Alaşımların Kimyasal Bileşimleri.....	65
4.2 Mekanik Deney Sonuçları.....	69
4.2.1 Sertlik ve çekme deneyi sonuçları.....	69
4.2.1.1 Al serisi(ZA/1-ZA/11).....	69
4.2.1.2 Al-%1 Cu serisi(ZA/12-ZA/21).....	70
4.2.1.3 Cu serisi(ZA/22-ZA/26).....	70
4.2.1.4 Mg serisi(ZA/27-ZA/36).....	71
4.2.1.5 Mn serisi(ZA/37-ZA/46).....	72
4.2.1.6 Si serisi(ZA/47-ZA/51).....	72
4.2.1.7 Ti serisi(ZA/52-ZA/58).....	73
4.2.1.8 Cr serisi(ZA/59-ZA/63).....	73
4.2.1.9 Li serisi(ZA/64-ZA/68).....	74
4.2.2 Sürünme deneyi sonuçları.....	74
4.2.2.1 Al serisi(ZA/1-ZA/11).....	79
4.2.2.2 Al-%1 Cu serisi(ZA/12-ZA/21).....	80
4.2.2.3 Cu serisi(ZA/22-ZA/26).....	80
4.2.2.4 Mg serisi(ZA/27-ZA/36).....	81
4.2.2.5 Mn serisi(ZA/37-ZA/46).....	82
4.2.2.6 Si serisi(ZA/47-ZA/51).....	82
4.2.2.7 Ti serisi(ZA/52-ZA/58).....	83
4.2.2.8 Cr serisi(ZA/59-ZA/63).....	84
4.2.2.9 Li serisi(ZA/64-ZA/68).....	84
4.3 Metalografi Sonuçları.....	85
4.3.1 Al serisi alaşımların mikroyapıları.....	95
4.3.2 Al-%1 Cu serisi alaşımların mikroyapıları.....	98
4.3.3 Cu serisi alaşımların mikroyapıları.....	101
4.3.4 Mg serisi alaşımların mikroyapıları.....	108
4.3.5 Mn serisi alaşımların mikroyapıları.....	112

4.3.6 Si serisi alaşımların mikroyapıları.....	116
4.3.7 Ti serisi alaşımların mikroyapıları.....	120
4.3.8 Cr serisi alaşımların mikroyapıları.....	124
4.3.9 Li serisi alaşımların mikroyapıları.....	127
BÖLÜM 5. SONUÇLARIN GENEL İRDELENMESİ.....	130
BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	142
6.1 Sonuçlar.....	142
6.2 Öneriler.....	144
KAYNAKLAR.....	146
EKLER.....	160
ÖZGEÇMİŞ.....	166



SEMBOL LİSTESİ

$\dot{\epsilon}$	: Sürünme hızı
σ	: Gerilme
d	: Tane boyutu
m	: Deformasyon hızı duyarlılığı üssü
Q	: Aktivasyon enerjisi
k	: Boltzman sabiti
T	: Sıcaklık
A, C	: Malzeme sabitleri
n	: Gerilme üssü
R	: Gaz sabiti

ŞEKİL LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1 Zn-Al ikili denge diyagramı	5
Şekil 2.2 Zn-Cu ikili denge diyagramı	7
Şekil 2.3 Zn-Al-Cu sisteminin 700° C'deki izotermal kesiti	9
Şekil 2.4 Zn-Al-Cu sisteminin 550° C'deki izotermal kesiti	9
Şekil 2.5 Zn-Al-Cu sisteminin 350° C'deki izotermal kesiti	10
Şekil 2.6 Zn-Al-Cu sisteminin 200° C'deki izotermal kesiti	10
Şekil 2.7 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 350° C'deki izotermal kesiti	14
Şekil 2.8 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 290° C'deki izotermal kesiti	14
Şekil 2.9 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 280° C'deki izotermal kesiti	15
Şekil 2.10 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 270° C'deki izotermal kesiti	15
Şekil 2.11 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 250° C'deki izotermal kesiti	16
Şekil 2.12 Zn-Al-Cu sisteminin düşük Cu içeren kısımdaki katı hal reaksiyonları	16
Şekil 2.13 Al-Zn faz diyagramındaki spinodal eğriler	19
Şekil 2.14 Toldin ve arkadaşlarına göre Al-Zn alaşımlarındaki dönüşümlerin oluşum şeması	20
Şekil 2.15 Toldin ve arkadaşlarına göre Al-Zn alaşımlarındaki spinodal eğriler	21
Şekil 2.16 Darbe dayanımı-sıcaklık ilişkisi	31
Şekil 2.17 Kırılma tokluğunun sıcaklık ve Al miktarı ile değişimi	32

Şekil 2.18	ZA alaşımlarının eğmeli yorulma deneyi ile elde edilen S-N eğrileri	33
Şekil 2.19	Çekme mukavemetinin sıcaklık ile değişimi	34
Şekil 2.20	% Uzamanın sıcaklık ile değişimi	35
Şekil 2.21	Zamak 3 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri	39
Şekil 2.22	ZA-8 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri	39
Şekil 2.23	ZA-27 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri	40
Şekil 2.24	Basınçlı döküm ZA-8 alaşımının sürünme dayanımına Li ve Mn elementlerinin etkisi	41
Şekil 2.25	ZA-12 ve ZA-27 alaşımları ile SAE 660 bronzunun, aşınma miktarı-yatak gerilmesi arasındaki ilişki	42
Şekil 2.26	Bileşiminde; %3.1Cu(3), %2.7Si(5) ve %4.1Si(6) içeren Zn-%25 Al alaşımının döküm hali (A) ve ısıtılmış görmüş hali (B) ile SAE 660 bronz ve SAE 73 princinin hacimsel aşınma değerlerinin kaymamesafesi ile değişimi	43
Şekil 2.27	Zn-Mg ikili denge diyagramı	45
Şekil 2.28	Zn-Mn ikili denge diyagramı	47
Şekil 2.29	Zn-Ti ikili denge diyagramı	49
Şekil 2.30	Zn-Si ikili denge diyagramı	50
Şekil 2.31	Zn-Li ikili denge diyagramı	51
Şekil 2.32	Zn-Sr ikili denge diyagramı	53
Şekil 3.1	ASTM E8-81 normunda standart çekme deney numunesi	59
Şekil 3.2	Deneylerde kullanılan Mayes sürünme cihazı	61
Şekil 3.3	Numuneye monte edilen extansometre ve termokupların görünümü	61

Şekil 3.4	Standart ZA-8 alaşımdan elde edilen zaman-uzama grafiği	62
Şekil 4.1	ZA/1-ZA/11 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Al içeriği ile ilişkisi değişimi	75
Şekil 4.2	ZA/12-ZA/21 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Al içeriği ile ilişkisi değişimi	75
Şekil 4.3	ZA/22-ZA/26 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Cu içeriği ile ilişkisi değişimi	76
Şekil 4.4	ZA/27-ZA/36 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Mg içeriği ile ilişkisi değişimi	76
Şekil 4.5	ZA/37-ZA/46 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Mn içeriği ile ilişkisi değişimi	77
Şekil 4.6	ZA/47-ZA/51 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Si içeriği ile ilişkisi değişimi	77
Şekil 4.7	ZA/52-ZA/58 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Ti içeriği ile ilişkisi değişimi	78
Şekil 4.8	ZA/59-ZA/63 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Cr içeriği ile ilişkisi değişimi	78
Şekil 4.9	ZA/64-ZA/67 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımda Li içeriği ile ilişkisi değişimi	79
Şekil 4.10	ZA/1-ZA/11 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımda Al içeriği ile değişimi	86
Şekil 4.11	ZA/12-ZA/21 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımda Al içeriği ile değişimi	87
Şekil 4.12	ZA/22-ZA/26 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımda Cu içeriği ile değişimi	88
Şekil 4.13	ZA/27-ZA/36 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımda Mg içeriği ile değişimi	89

Şekil 4.14	ZA/37-ZA/46 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Mn içeriği ile değişimi	90
Şekil 4.15	ZA/47-ZA/51 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Si içeriği ile değişimi	91
Şekil 4.16	ZA/52-ZA/58 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Ti içeriği ile değişimi	92
Şekil 4.17	ZA/59-ZA/63 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Cr içeriği ile değişimi	93
Şekil 4.18	ZA/64-ZA/67 alaşımlarında; % primer sürünme (a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Li içeriği ile değişimi	94
Şekil 4.19	a) ZA/1(%5 Al), b) ZA/7(%8 Al) ve c) ZA/11(%11 Al) alaşımlarının optik mikroyapıları	96
Şekil 4.20	a) ZA/1(%5 Al), b) ZA/7(%8 Al) ve c) ZA/11(%11 Al) alaşımlarının SEM mikroyapıları	97
Şekil 4.21	a) ZA/12(%5 Al+%1 Cu), b) ZA/13(%5.5 Al+%1 Cu) ve c) ZA/14(%6 Al+ %1 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları	99
Şekil 4.22	a) Standart ZA-8(%8 Al+%1 Cu), b) ZA/20(%10 Al+%1 Cu),c) ZA/21(%10.8 Al+%1 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları	100
Şekil 4.23	a) ZA/7(<%0.003 Cu), b) Standart ZA-8(%1 Cu) ve c) ZA/26(%2.92Cu) alaşımlarının optik mikroyapıları	102
Şekil 4.24	a) ZA/7(<%0.003 Cu), b) Standart ZA-8(%1 Cu) ve c) ZA/26(%2.92 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları	103
Şekil 4.25	%2.92 Cu içeren ZA/26 alaşımının ötektik hücre sınırlarındaki ε fazı	106
Şekil 4.26	a) Bakır içermeyen, b) %2.92 Cu içeren alaşımların X-Işınları difraksiyonu	106
Şekil 4.27	a) Standart ZA-8(%1 Cu), b) ve c) ZA/24(%2.13 Cu) alaşımlarının TEM mikroyapıları	107

Şekil 4.28	a) ZA/27(%0 Mg), b) ZA/31(%0.098 Mg) ve c) ZA/35 (%0.97 Mg) alaşımlarının optik mikroyapıları	109
Şekil 4.29	a) ZA/32(%0.146 Mg), b) ZA/35(%0.48 Mg) ve c) ZA/36(%0.97 Mg) alaşımlarının SEM mikroyapıları	110
Şekil 4.30	%1 Mg içeren ZA/36 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu	111
Şekil 4.31	a) ZA/39(%0.045 Mn), b) ZA/44(%0.22 Mn) ve c) ZA/46(%0.53 Mn) alaşımlarının optik mikroyapıları	113
Şekil 4.32	a) ZA/38(%0.026 Mn), b) ZA/41(%0.09 Mn) ve c) ZA/46(%0.53 Mn) alaşımlarının SEM mikroyapıları	114
Şekil 4.33	%0.5 Mn içeren ZA/46 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu	115
Şekil 4.34	a) ZA/47(%0.13 Si), b) ZA/49(%0.33 Si) ve c) ZA/51 (%1.1 Si) alaşımlarının optik mikroyapıları	117
Şekil 4.35	a) ZA/47(%0.13 Si), b) ZA/49(%0.33 Si) ve c) ZA/50 (%0.70 Si) alaşımlarının optik ve SEM mikroyapıları	118
Şekil 4.36	%1.1 Si içeren ZA/51 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu	119
Şekil 4.37	a) ZA/52(%0.01 Ti), b) ZA/55(%0.09 Ti) ve c) ZA/58 (%0.20 Ti) alaşımlarının optik mikroyapıları	121
Şekil 4.38	a) ZA/53(%0.03 Ti), b) ZA/55(%0.09 Ti) ve c) ZA/58 (%0.20 Ti) alaşımlarının SEM mikroyapıları	122
Şekil 4.39	%0.20 Ti içeren ZA/58 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu	123
Şekil 4.40	a) ZA/59(%0.008Cr), b) ZA/62(%0.065 Cr) ve c) ZA/63 (%0.092 Cr) alaşımlarının optik mikroyapıları	125
Şekil 4.41	a) ZA/59(%0.008 Cr), b) ve c) ZA/63(%0.092 Cr) alaşımlarının SEM mikroyapıları	126
Şekil 4.42	%0.10 Cr içeren ZA/63 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu	127
Şekil 4.43	a) ve b) ZA/64(%0.012 Li), c) ZA/67(%0.067 Li) içeren alaşımların optik mikroyapıları	128

TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1 Çinko-alüminyum esaslı alaşımlarının ASTM B 86 ve B 791 Döküm Standartlarına göre kimyasal bileşimleri	4
Tablo 2.2 Çinko içerisindeki bakır çözünürlüğünün sıcaklık ile değişimi	7
Tablo 2.3 Zn-Al-Cu üçlü sisteminde ikili ve üçlü fazlar ile yaklaşık formülleri	17
Tablo 2.4 Zn-Al alaşımları ile bazı döküm alaşımlarının fiziksel özelliklerini karşılaştırılması	27
Tablo 2.5 Zn-Al alaşımları ve bazı döküm malzemelerinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması	30
Tablo 2.6 Zamak 3, ZA-8 ve ZA-27 için sürünme sabiti C değerleri	38
Tablo 4.1 Al serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	66
Tablo 4.2 Al-%1Cu serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	66
Tablo 4.3 Cu serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	67
Tablo 4.4 Mg serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	67
Tablo 4.5 Mn serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	67
Tablo 4.6 Si serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	68
Tablo 4.7 Ti serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	68
Tablo 4.8 Cr serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	68
Tablo 4.9 Li serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri	68
Tablo A.1 Al Serisi alaşımların sertlik ve çekme deneyi sonuçları	160
Tablo A.2 Al+%1 Cu Serisi alaşımların sertlik ve çekme deneyi sonuçları	160

Tablo A.3	ZA-8 alaşımında Cu değişiminin mekanik özelliklere etkisi	160
Tablo A.4	ZA-8 alaşımında Mg değişiminin mekanik özelliklere etkisi	161
Tablo A.5	ZA-8 alaşımında Mn değişiminin mekanik özelliklere etkisi	161
Tablo A.6	ZA-8 alaşımında Si değişiminin mekanik özelliklere etkisi	161
Tablo A.7	ZA-8 alaşımında Ti değişiminin mekanik özelliklere etkisi	162
Tablo A.8	ZA-8 alaşımında Cr değişiminin mekanik özelliklere etkisi	162
Tablo A.9	ZA-8 alaşımında Li değişiminin mekanik özelliklere etkisi	162
Tablo B.1	Al değişiminin sürünme özelliklerine etkisi	163
Tablo B.2	Bileşimde %1 Cu olması durumunda Al değişiminin sürünme özelliklerine etkisi	163
Tablo B.3	ZA-8 alaşımında bakır değişiminin sürünme özelliklerine etkisi	164
Tablo B.4	ZA-8 alaşımında magnezyum değişiminin sürünme özelliklerine etkisi	164
Tablo B.5	ZA-8 alaşımına manganez ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi	164
Tablo B.6	ZA-8 alaşımına silisyum ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi	165
Tablo B.7	ZA-8 alaşımına titanyum ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi	165
Tablo B.8	ZA-8 alaşımına krom ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi	165
Tablo B.9	ZA-8 alaşımında lityum değişiminin sürünme özelliklerine etkisi	165

ÖZET

Bu çalışmada, çinko-aluminyum esaslı ZA-8 alaşımının bileşiminde bulunan aluminyum, bakır ve magnezyum oranlarının sırasıyla, %5-11 Al, %0-3 Cu ve %0-1 Mg aralıklarında değiştirilmesi ve ayrıca bu alaşıma %0,01-0,5 Mn, %0,01-0,2 Ti, %0,10-1,1 Si, %0,01-0,1 Cr ve %0,01-0,07 aralıklarında Li alaşım elementlerinin ayrı ayrı ilave edilmesi sonucu üretilen alaşımların sertlik ve çekme mukavemetleri ile 120° C sıcaklık ve 40 MPa gerilme altında sürünme davranışları belirlenmiş ve alaşımlar üzerinde yapılan metalografik çalışmalar sonucu bu özelliklerin mikroyapılar ile olan ilişkileri ortaya çıkarılmıştır. Elde edilen bu sonuçlardan, Standart ZA-8 alaşımının mevcut sertlik ve çekme mukavemetini önemli ölçüde etkilemeden sürünme direncini arttırmada etkili olan alaşım elementleri ve bunların optimum miktarları belirlenmiştir.

Alaşımlarda aluminyum miktarının artması mikroyapıdaki primer β dendritlerini arttırmış ve ötektik miktarını azaltmıştır. Buna bağlı olarak alaşımların sertlik ve çekme mukavemetlerinin doğrusal bir şekilde arttığı, sürünme dayanımlarının ise sürekli olarak azaldığı belirlenmiştir. Bakır elementinin, standart alaşımın sertlik ve çekme mukavemetini %3 Cu, sürünme dayanımını ise %2 Cu oranına kadar hızla arttırdığı, %2'nin üzerindeki Cu ilavelerinin ise sürünme dayanımını önemli ölçüde etkilemediği görülmüştür. Bakır ilavesi ile incelenen mekanik özelliklerde meydana gelen yüksek orandaki iyileşmenin, bu elementin mikroyapıda oluşturduğu $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ çökelti partiküllerinden kaynaklandığı yapılan metalografik çalışmalar ile ortaya çıkarılmıştır. Mg elementi ise, sertlik değerlerinde sürekli bir artış meydana getirirken, çekme ve sürünme dayanımını %0,063 Mg oranına kadar önemli derecede arttırmış, fakat bu oranın üzerinde çekme ve sürünme dayanımlarını sürekli olarak azaltmıştır. Mekanik özelliklerde meydana gelen bu azalmaya mikroyapıda oluşan $\text{Zn-Mg}_2\text{Zn}_{11}$ ötektiklerinin neden olduğu tesbit edilmiştir. İncelenen aralıkta Mn elementi standart alaşımın sürünme dayanımını sürekli ve önemli ölçüde arttırmıştır. Bu elementin standart alaşımın sertliğini ve %0,05 Mn oranına kadar da çekme mukavemetini önemli derecede etkilemediği, fakat bu oranın üzerindeki ilavelerin ise alaşımın çekme mukavemetinin azalmasına neden olduğu belirlenmiştir. Ti elementi ise, sertlik ve çekme dayanımı üzerinde önemli bir değişiklik meydana getirmez iken, %0,09 Ti değerine kadar sürünme özelliklerini olumsuz şekilde etkilemiş ve bu oranın üzerindeki Ti ilaveleri ile sürünme dayanımının arttığı tesbit edilmiştir. Mn ve Ti elementlerinin alaşımın yapısını modifiye ettiği ve mikroyapıda intermetalik bileşikler oluşturduğu gözlenmiştir. Araştırılan alaşım elementleri içerisinde, ZA-8 alaşımının sürünme dayanımını arttırmada en etkili elementin Si olduğu belirlenmiştir. Si elementi alaşımın sertlik değerleri üzerinde önemli bir etki oluşturmamasına rağmen, mukavemetin önemli oranda düşmesine neden olmuştur. İlave edilen aralıkta Cr elementinin standart alaşımın sertlik değerlerini ve %0,05 oranına kadar da çekme mukavemetini önemli derecede etkilemediği, fakat artan oranlarda ilave edilen Cr elementinin sürünme dayanımını bir miktar arttığı belirlenmiştir. Cr elementinin de Mn ve Ti elementlerine benzer şekilde alaşımın mikroyapısını modifiye ettiği ve mikroyapıda intermetalik bileşikler oluşturduğu gözlenmiştir. Li elementi ise sertlik ve çekme mukavemeti üzerinde önemli bir etki oluşturmaz iken, sürünme dayanımını oldukça azaltmıştır.

SUMMARY

THE EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON THE MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF ZINC-ALUMINIUM BASED ALLOY ZA-8

Alloying of zinc with aluminium, copper and other metals, in order to improve zinc properties began early in this century. The first major alloys developed for the zinc industry were the pressure die-casting alloys Zamak 3 and 5 which are traditionally associated with economic production of intricate decorative, functional or structural castings in large quantities at low cost. They have for many applications, a very desirable combination of mechanical and physical properties over other types of pressure die-casting alloys; particularly their ability to be cast by the hot chamber pressure die-cast process in which production rates are typically high, making them a cornerstone of the die-casting industry since their introduction. Thus, these alloys are used in a vast number of applications, ranging from the simplest drawer handle to the most complex precision automotive parts. Nominal compositions of these alloys are shown in the following Table 1.

However, one property which sets a main limitation on their use, is their comparatively low resistance to deformation under a constant applied load, particularly in applications subjected to moderately elevated temperatures. In other words they have a low creep strength.

A need for a creep-resistant alloy to meet the requirements of structural applications in the zinc industry later led to the development of improved creep-resistant alloys ILZRO 14 and 16. The composition of which is given in Table 1. Both of these alloys have creep resistance markedly superior of that of alloys Zamak 3 and Zamak 5 at all temperatures and under all conditions. High creep resistance of these alloys has been shown to be due to their alloying constituents of titanium and chromium. These elements with high melting points form a fine eutectic intergrowth of intermetallic compounds with zinc. It was shown that the presence of such particles created an effective barrier to grain growth, but most importantly increased the structural stability and creep resistance by eliminating substantial numbers of high energy, mobile grain boundaries. However, due to their low aluminium content, the other mechanical properties of these alloys are inferior to those of the conventional alloys, and they cannot be cast by the traditional hot chamber die-casting process, which severely limits their use on the market.

In view of these of limitations, the zinc industry recently developed a new range of higher aluminium zinc alloys (known as ZA foundry alloys designated as ZA-8,

ZA-12 and ZA-27) to supplement the above alloys. Compositional ranges of these three alloys according to ASTM B 86 and B 791 ingot specification are also shown in the Table 1. The evolution of this new family zinc-aluminium alloys in the market place has been rapid. Their excellent mechanical and casting properties and significant market development efforts have led to ZA alloys being specified for an increasing range of industrial application. This applies particularly to the die-casting sector where ZA alloys are being selected over traditional zinc and aluminium alloys to meet more stringent property requirements. Although originally developed as sand and gravity die-casting alloys, they can all be readily die-cast in cold chamber machines, and the alloy ZA-8, with its lower melting point and lower aluminium content, is also being routinely pressure die-cast by the traditional hot chamber die casting process, which makes this alloy, commercially, the most popular in the family.

Within the family of ZA alloys, ZA-27 has the highest strength and hardness followed by ZA-12 and ZA-8. The tensile strength of ZA-27 is not significantly affected by casting techniques, whereas the tensile properties and hardness of ZA-8 and ZA-12 are significantly higher in die cast condition. Thus, the tensile and yield strengths of ZA-8 in the gravity cast condition, are raised by close to 50% by die-casting; for ZA-12, these properties are increased by approximately 30% and 45% respectively. It is believed that these improvements are brought about principally by microstructural refinement, resulting from the fast cooling rate characteristic of the die casting process.

Table 1 Chemical composition of commercial pressure diecast alloys according to ASTM B 86 and B 791

Element %	Zamak-3	Zamak-5	ILZRO- 16	ZA-8	ZA-12	ZA-27
Al	3.5-4.3	3.5-4.3	0.01-0.04	8.0-8.8	10.5-11.5	25-28
Cu	0.25 max.	0.75-1.25	1.0-1.5	0.8-1.3	0.5-1.2	2.0-2.5
Mg	0.02-0.05	0.03-0.08	0.02	0.015-0.03	0.015-0.03	0.010-0.020
Ti			0.15-0.25			
Cr			0.1-0.2			
Fe max.	0.100	0.100	0.004	0.075	0.075	0.075
Pb max.	0.005	0.005	0.005	0.006	0.006	0.006
Cd max.	0.004	0.004	0.004	0.006	0.006	0.006
Sn max.	0.003	0.003	0.003	0.003	0.003	0.003
Zn	balance	balance	balance	balance	balance	balance

It is highly probable that ZA alloys may be used more extensively for the production of pressure die-cast components for service at elevated temperatures, where applications of conventional zinc alloys are usually limited because of their poor resistance to creep. At these temperatures the creep properties are more important than the short-term tensile properties and have become a major concern as a limiting factor in design. As far as the creep is concerned, ZA-8 alloy has a substantially better creep performance than the others in the family of ZA alloys, which commercially makes this alloy even more attractive. But, unfortunately this

alloy has still found limited stressed applications due to its lower creep resistance, compared to traditional aluminium alloys and other structural materials, especially at elevated temperatures above 100°C. This has been a major loss of market potential for this alloy, otherwise an excellent material.

It is thought that the creep resistance of ZA.8 alloy could be significantly improved without seriously affecting the good room temperature properties by modifying the composition of ZA.8 alloy with addition of alloying elements.

This study, therefore, aimed to carry out further work to investigate the effect of alloying elements; aluminium, copper and magnesium present in the composition of this alloy together with additions of small amount of alloying elements such as manganese, silicon, titanium, chromium and lithium on the room temperature mechanical and creep properties, and also on the microstructure of this alloy.

Aluminium content of the zinc-aluminium based ZA-8 alloy has been varied from 5% Al (eutectic composition) to 11% Al (composition of alloy ZA-12) and the effect of this elements on hardness, ultimate tensile strength and creep resistance has been determined. It has been found that while the hardness and ultimate tensile strength of the alloys gradually increased with increasing aluminium, but creep resistance decreased with increasing aluminium content.

In addition, other alloying elements; copper and magnesium present in the composition of the ZA-8 alloy have been varied in the ranges from 0% to 3% Cu and 0% to 1% Mg, respectively, and the effect of these elements on the mechanical and creep properties of the standard alloy have been determined. It has been found that copper had a profound effect on the mechanical properties of the alloys investigated. The hardness and the ultimate tensile strength increased continuously with increasing copper content. Among the all alloys investigated, the maximum hardness and ultimate tensile strength were obtained from the alloy containing approximately 3% Cu.

On the other hand, It was found that copper additions up to approximately 2% had a profound effect in decreasing the amount of primary creep and secondary creep rate, and therefore substantially increased the creep performance measured as times to attain 1% creep strain, but copper contents above 2% produced very little further creep resistance.

Scanning and transmission electron microscopy work carried out to examine the microstructure of the alloys suggested that substantial improvement in the creep resistance of the alloy brought about by addition of copper was due to the presence of uniformly distributed, fine and dense dispersion of $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ phase precipitates in the matrix of both the eutectic and decomposed high temperature β phase. The $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ phase was also present as discrete particles much bigger in size and irregularly distributed in the eutectic η matrix in the alloys containing copper content above 2%. These bigger particles, which were thought to form simultaneously with eutectic from the copper and zinc-rich eutectic liquid,

probably did not have much strong effect in increasing the creep resistance of the alloys, and therefore increasing the copper content above 2% produced very little further creep resistance. Increased copper, on the other hand, increased the amount of the eutectic with regular lamellar morphology in the alloys, producing more η sites in which $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ phase precipitates. Thus, the regular eutectic morphology combined with the strong strengthening effect of copper additions was thought to be responsible for high creep resistance in these alloys.

The other minor alloying element present in the composition of the ZA-8 alloy had an effect on the mechanical properties investigated as such that additions of magnesium element up to 0.063% increased all the mechanical properties investigated. Additions of this element higher than this continued to increase the hardness, but caused sharp decreases in the tensile and creep strength. As a result of the metallographic studies, it was found that these sharp decreases in the mechanical properties were due to the $\text{Zn-Mg}_2\text{Zn}_{11}$ eutectic phase which was observed in the alloys containing high magnesium.

The manganese, which was added to the ZA-8 alloy in the range from 0.01% to 0.5%, did not have much effect on the hardness of the ZA-8 alloy, but slightly increased the ultimate tensile strength up to 0.05% Mn. Further additions of this element, however, caused the tensile strength to decrease. On the other hand, this element was the most effective element in increasing the creep resistance of the ZA-8 alloy after silicon, and creep resistance of the ZA-8 alloy increased continuously with increasing manganese. Metallographic examinations showed that manganese strongly modified the microstructure and caused the eutectic volume to increase in more regular form. In the alloys containing high amount of manganese, this element formed Al_8Mn_5 intermetallic compounds.

The effect of the silicon on the mechanical properties of the ZA-8 alloy was investigated in the range varying from 0.10% to 1.1%. It was found that this element was the most effective element in increasing the creep strength of the ZA-8 alloy. Additions of Si increased the creep resistance sharply up to approximately 0.20%. Further additions also increased the creep strength, but at much reduced rates. However, although this element slightly increased the hardness, it caused substantial decreases in the tensile strength in such manner that the higher the silicon the lower the strength. Metallographic studies showed that the changes in the mechanical properties brought about by additions of the silicon was due to the increased eutectic grain size, directional growth of the dendrites and Si particles at the β /eutectic interface.

Titanium alloying element was added to the standard ZA-8 alloy in the range from 0.01% to 0.20%. This element did not much change the hardness and tensile strength of the standard alloy. But, it decreased the creep strength of the standard alloy when added below 0.10%, further additions above that sharply increased the creep strength. It was found that Ti strongly modified the microstructure of the standard alloy and formed TiZn_{15} intermetallic compound which was particularly observed in the dendrites.

Chromium, which was studied in the addition range between 0.01% and 0.10%, had similar effect on the mechanical and microstructure of the ZA-8 alloy in that this element did not also much change the hardness and tensile strength, continuously increased the creep strength in the range studied. This element also strongly modified the microstructure and was found to be present in the forms of Al-Cr intermetallic particles in the eutectic regions.

Lithium was added to the standard alloy in the range from 0.01% to 0.07%. It was found that although this element did not much effect on the hardness and tensile strength, its effect on the creep strength was disastrous. This was found to be due to degenerated eutectic morphology and the gas porosity brought about by additions of lithium element.



BÖLÜM 1. GİRİŞ

Dünya çinko tüketiminin yaklaşık yarısı, galvanizli çelik üretiminde çelik yüzeyini korozyondan korumak amacıyla kullanılmaktadır. İkinci en çok tüketim alanı ise, 1920'li yıllarda başlayarak geliştirilen çinko pres döküm alaşımlarıdır. Günümüzde Zamak alaşımları olarak bilinen bu alaşımlar, dekoratif ve yapısal amaçlı olarak yaygın kullanım alanlarına sahiptir[1,2].

Son yıllarda çinko endüstrisi basınçlı döküm Zamak alaşımlarına ilave olarak, daha yüksek oranlarda alüminyum içeren yeni bir seri çinko-alüminyum esaslı döküm alaşımları geliştirmiştir. Bu alaşımlar günümüzde, ZA-8, ZA-12 ve ZA-27 alaşımları olarak tanınmakta ve sahip oldukları son derece iyi mekanik ve döküm özellikleri yanısıra ekonomik olarak da üretilebilir olmaları nedeni ile birçok endüstriyel alanda kullanılmakta ve kullanımları hızla artmaktadır. Bu alaşımlar birçok uygulamalarda beyaz metal, bazı alüminyum alaşımları, dökme demir, pirinç ve bronz gibi konvansiyonel döküm alaşımlarının yerini almaktadır[3,4].

Başlangıçta kum ve metal kalıba döküm için geliştirilen bu alaşımlar, basınçlı döküm teknolojisinde de başarılı bir şekilde kullanılmaya başlanmıştır. Bu alaşımların üçü de soğuk kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile dökülebilmekte ve ayrıca ZA-8 düşük ergime sıcaklığı nedeniyle sıcak kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile de başarılı olarak üretilebilmektedir[3,5]. Bu yöntemin sağladığı ekonomik avantajın yanısıra, ZA-8 alaşımının sahip olduğu sürünme mukavemeti, şimdiye kadar çinko-alüminyum esaslı alaşımların kullanımlarında en büyük engeli oluşturan kötü sürünme özelliklerinin aksine konvansiyonel Zamak ve diğer ZA alaşımlarına oranla çok daha fazladır[6]. İyi mekanik özelliklerinin yanısıra, sahip olduğu üstün sürünme özellikleri ve sıcak kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile ekonomik bir şekilde dökülebilmesi, ZA-8 alaşımını, ZA alaşım ailesi içerisinde optimum özelliklere sahip en ilgi çeken alaşım olarak ortaya çıkarmaktadır. Bu nedenle, bu

alaşımın sahip olduğu özellikleri geliştirmek ve özellikle de sürünme direncini daha da iyi seviyelere çıkararak kullanım alanlarını arttırmak amacıyla, dünyanın değişik yerlerindeki birçok araştırma merkezinde bu alaşım üzerinde yoğun geliştirme çalışmaları sürdürülmektedir. Bu çalışmada da, ZA-8 alaşımının temel mekanik özelliklerini olumsuz yönde önemli ölçüde değiştirmeden sürünme dayanımının arttırılması ve optimum özelliklerin belirlenmesi amaçlanmıştır.

Bu amaçla önce, ZA-8 alaşımının çinkodan sonra ikinci temel bileşeni olan alüminyum içeriği, bakırsız ve %1 bakır ilaveli olarak, %5(ötektik bileşim) ile %11(ZA-12 alaşımının bileşimi) arasında değiştirilmiş ve bu aralıktaki alaşımlarda alüminyum içeriğinin temel mekanik özellikler(sertlik ve çekme mukavemeti) ile sürünme direncine ve mikroyapıya etkisi araştırılarak optimum özellikleri oluşturabilecek alüminyum oranı belirlenmiştir.

Ayrıca standart ZA-8 alaşımının diğer bileşenleri olan bakır ve magnezyum alaşım elementleri sırasıyla, %0-%3 Cu ve %0-%1 Mg aralıklarında değiştirilmiş ve bu alaşım elementlerinin ZA-8 alaşımının yukarıda belirtilen mekanik özellikleri ile mikroyapısına etkileri araştırılmıştır.

Daha sonra ise standart ZA-8 alaşımının bileşiminde bulunmayan; %0,01-0,5 manganez, %0,01-0,2 titanyum, %0,1-1,1 silisyum, %0,01-0,1 krom ve %0,01-0,07 aralıklarında lityum alaşım elementleri ayrı ayrı ZA-8 alaşımına ilave edilmiş ve bu alaşım elementlerinin standart alaşımın yukarıda belirtilen özelliklerine etkileri incelenmiştir.

BÖLÜM 2. ÇİNKO-ALUMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMLARI

2.1 Zn-Al Döküm Alaşımlarının Gelişimi

Günümüzde Zamak alaşımları(Zamak-3 ve Zamak-5) olarak bilinen çinko pres döküm alaşımları, 1920'li yıllardan beri dekoratif ve yapısal amaçlı olarak yaygın kullanıma sahiptir. Bu alaşımlar, düşük ergime sıcaklığı, iyi dökülebilirlik, daha uzun kalıp ömrü ve sıcak kamaralı basınçlı döküm ile üretilebilirlik gibi çeşitli avantajlara sahiptir[1].

Daha sonraki yıllarda çinko üreticileri, çinkonun pazar payını arttırmak ve diğer döküm alaşımları ile rekabet edebilecek daha üstün özelliklere sahip yeni Zn esaslı alaşımlar geliştirmek amacıyla değişik çalışmalar başlatmışlardır. Bu amaçla, 1960'lı yılların başında Uluslararası Kurşun Çinko Araştırma Birliği ILZRO(International Lead Zinc Organization), çinko endüstrisi ile ilgili bir döküm araştırma programı başlatmıştır. Yeni ve özellikleri iyileştirilmiş kokil döküm alaşımlarının geliştirilmesini amaçlayan bu araştırmalar neticesinde ILZRO-12 ve ILZRO-16 adı verilen iki yeni alaşım geliştirilmiştir[1,7]. Bu alaşımlardan ILZRO-16 alaşımı, Zamak alaşımlarından önemli ölçüde yüksek sürünme dayanımı göstermesine rağmen, düşük alüminyum içeriğine bağlı olarak diğer mekanik özelliklerinin Zamak alaşımına göre kötü olması ve sıcak kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile ekonomik olarak üretilmemesi sonucu yaygın kullanım alanı bulamamıştır.

Kum, kokil ve basınçlı döküm yöntemi ile üretilebilen ILZRO-12 alaşımının mekanik özelliklerinin ise, basınçlı döküm ile üretilen Zamak alaşımlarının mekanik özelliklerinden daha üstün olması, daha sonraki geliştirme çalışmalarının bu alaşım üzerine yoğunlaşmasına neden olmuştur. Bu alaşım daha sonraki yıllarda ZA-12 olarak adlandırılmış ve birçok ülkede kullanım alanı bulmuştur. Bu aşamada değişik araştırma merkezlerinde çinkonun pazar payını arttırmak ve üstün özelliklere sahip

yeni çinko esaslı alaşımlar geliştirmek amacıyla çalışmalara devam edilmiş ve bu çalışmalar neticesinde, 1970'li yılların sonlarında Noranda araştırma merkezinde ILZRO-12(ZA-12) alaşımına ilave olarak iki yeni döküm alaşımı(ZA-8 ve ZA-27) daha geliştirilmiştir[8,9]. Bu üç alaşım günümüzde ZA alaşımları olarak tanınmaktadır.

ZA alaşımları, günümüzde değişik alanlarda kullanılan Zamak alaşımlarının uygulama alanlarını daha da geliştirerek, birçok alanda bazı alüminyum, dökme demir, pirinç ve bronz gibi geleneksel döküm alaşımlarının yerini almaktadır. Bu alaşımların üstün mekanik özelliklerinin yanısıra sundukları en önemli avantaj, hemen hemen bilinen bütün döküm yöntemleri ile başarılı bir şekilde üretilibilmeleridir. Bu yöntemler içinde en çok tercih edileni ise, seri üretim için uygun ve ekonomik olan basınçlı dökümdür. ZA alaşımlarının üçüde soğuk kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile dökülebilmekte ve ayrıca ZA-8 düşük ergime sıcaklığı nedeniyle sıcak kamaralı basınçlı döküm yöntemi ile de üretilabilmektedir [2,3].

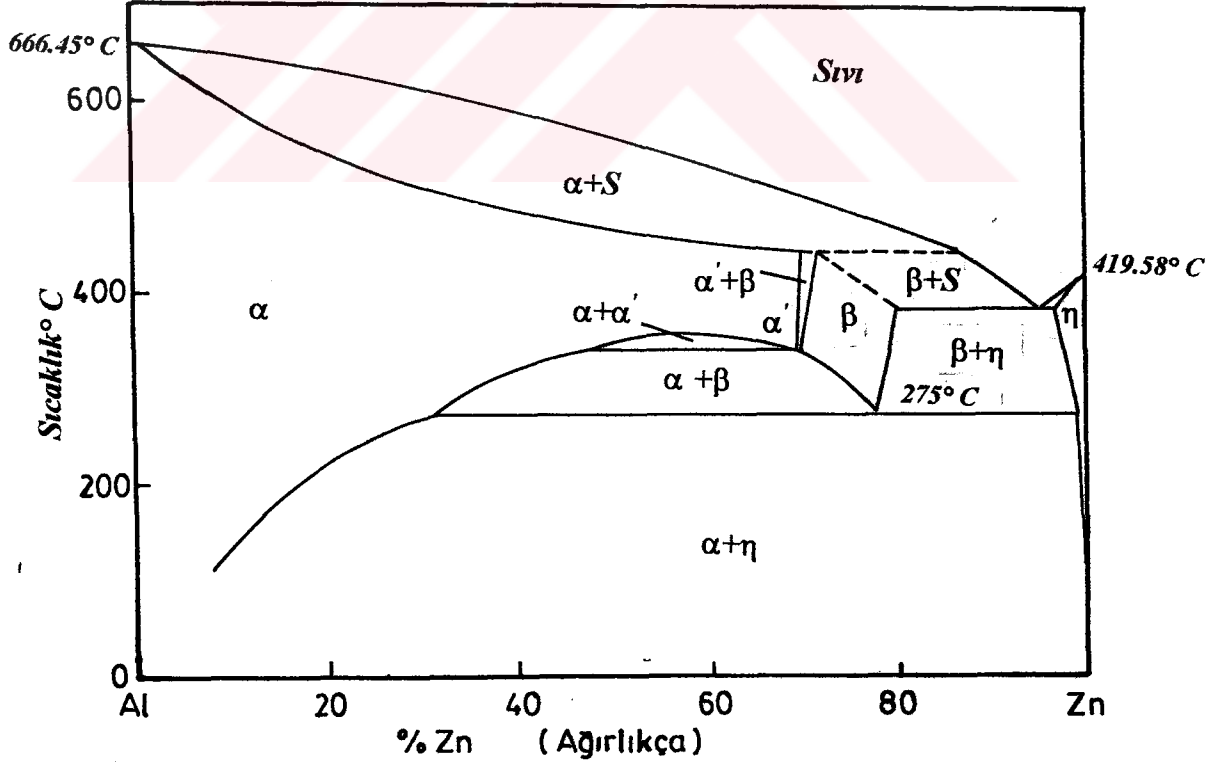
Yukarıda adı geçen çinko-alüminyum esaslı döküm alaşımlarının ASTM B 86 ve B 791 Döküm Standartlarına[10] göre ağırlıkça % kimyasal bileşimleri Tablo 2.1'de verilmektedir.

Tablo 2.1 Çinko-Alüminyum esaslı alaşımlarının ASTM B 86 ve B 791 döküm standartlarına göre % ağırlıkça kimyasal bileşimleri[10].

Element %	Zamak-3	Zamak-5	ILZRO-16	ZA-8	ZA-12	ZA-27
Al	3,5-4,3	3,5-4,3	0,01-0,04	8,0-8,8	10,5-11,5	25-28
Cu	0,25 max.	0,75-1,25	1,0-1,5	0,8-1,3	0,5-1,2	2,0-2,5
Mg	0,02-0,05	0,03-0,08	0,02	0,015-0,03	0,015-0,03	0,010-0,020
Ti			0,15-0,25			
Cr			0,1-0,2			
Fe max.	0,100	0,100	0,004	0,075	0,075	0,075
Pb max.	0,005	0,005	0,005	0,006	0,006	0,006
Cd max.	0,004	0,004	0,004	0,006	0,006	0,006
Sn max.	0,003	0,003	0,003	0,003	0,003	0,003
Zn	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

2.2 Çinko-Aluminyum Denge Diyagramı

Çinko-aluminyum denge diyagramı ile ilgili çalışmalar yaklaşık 80 yıldır devam etmektedir. Önerilen ilk diyagramlarda, dar bir bileşim aralığında meydana gelen peritektik bir reaksiyonun varlığı fark edilmemiştir[11,12]. Daha sonra, Prensyaov ve arkadaşları[13] ile Goldak ve Parr'ın[14] yapmış olduğu çalışmalar ile bu diyagram günümüzde kabul edilen en son şekline ulaşmıştır. Bu diyagram Şekil 2.1'de gösterilmektedir. Diyagramdan görüldüğü gibi çinko, aluminyum içerisinde yaklaşık olarak %80'e kadar çözünerek α , α' ve β olarak adlandırılan üç tane faz oluşturmaktadır. Denge diyagramında aluminyumca zengin eriyiğe α , monoötektoidin çinkoca zengin tarafında kalan kısmına α' , çinkoca zengin peritektik faza β ve çinkoca zengin katı eriyiğe de η denilmektedir. İkili sistemde; %70 Zn ve 443° C'de peritektik, %94,9 Zn ve 382° C'de ötektik ve 275° C'de %78 Zn değerinde ise ötektoid dönüşümler meydana gelmektedir.



Şekil 2.1 Zn-Al İkili Denge Diyagramı[13].

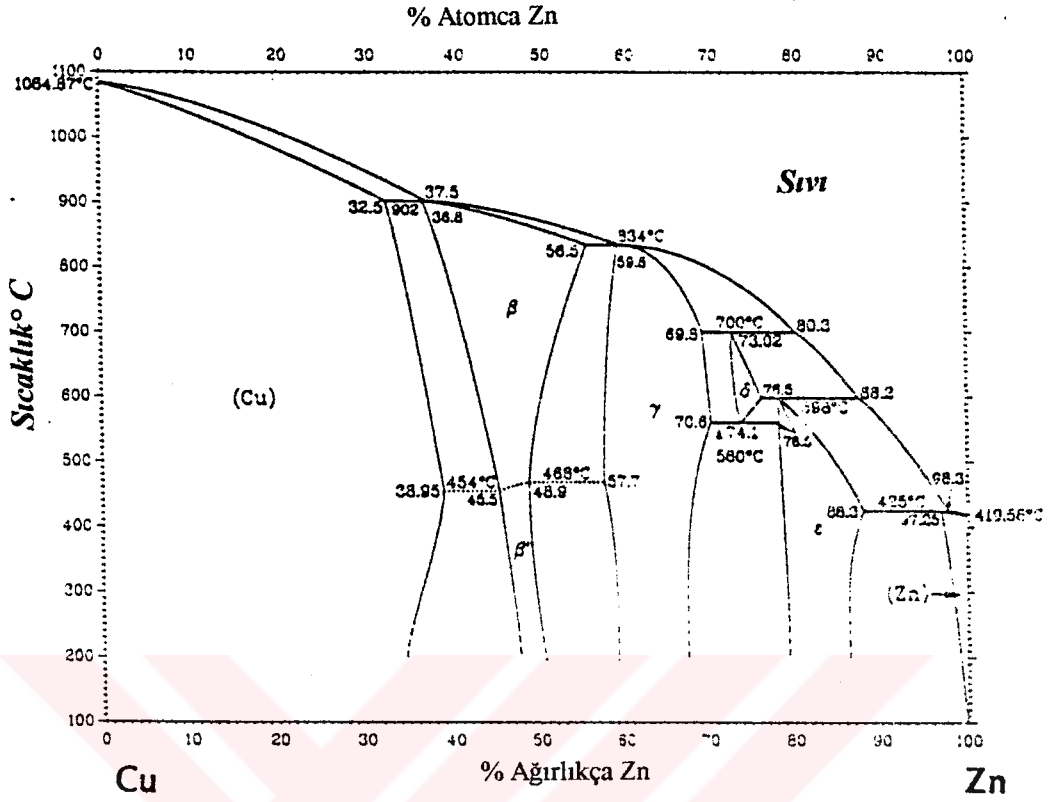
Aluminyumca zengin katı eriyikler değişik oranlarda çinko içerdiklerinden α ve α' olarak adlandırılırlar. Ayrıca bu iki fazın kafes parametreleri de birbirinden farklıdır. Faz diyagramında bu iki fazın birbiri ile dengede olduğu bölge($\alpha+\alpha'$), 340 °C'de %49 Zn oranından %69,5 Zn'ya kadar uzanmakta ve 351 °C'de tek bir noktaya ulaşmaktadır. Daha sonra %70 Zn değerindeki peritektik noktaya ulaşılır ve β fazı oluşmaya başlar. $\alpha'+\beta$ faz bölgesi ise, %69,5 Zn içeren ötektoid noktadan 443° C'deki peritektik noktaya kadar uzanan çok dar bir alandan oluşmaktadır[14]. β fazı 275° C'de ötektoid dönüşüm ile çinkoca zengin %0,6 Al içeren hegzagonal yapıdaki η katı eriyiği ve %68,4 Al içeren kübik yüzey merkezli α katı eriyiğine dönüşür[15].

Diyagramın Zn tarafında solüfus ve liküfus eğrileri keskin bir şekilde ötektiğe doğru inmektedir. Zn içerisinde Al çözünürlüğü çok düşüktür ve artan sıcaklık ile artmaktadır. Ötektik sıcaklıkta(382° C) %1,1 Al olan çözünürlük değeri ötektoid sıcaklığında(275° C) %0,65 Al, 227° C'de %0,42 Al ve oda sıcaklığında(20° C) ise %0,05 Al değerine kadar düşmektedir[12,15].

Yüzey merkezli kübik kristal yapıdaki β fazının latis parametresi 340° C'de %70 Zn'da 0,404 nm iken, %76 Zn içermesi durumunda 0,403 nm'ye düşmektedir[13]. Saf aluminyumun 25° C'deki kafes parametresi 0,40414 nm'dir. Bu değer α bölgesinde lineer bir şekilde azalarak %65 Zn oranında 0,4 nm'ye düşmektedir. Sıkı paket hegzagonal yapıdaki saf çinkonun latis parametreleri; $a=0,26595$ nm, $c=0,49368$ nm'dir[16]. Çinko içerisinde aluminyum çözünürlüğü maksimum olduğunda bu değerler; $a=0,2665$ nm, $c=0,4987$ nm olmaktadır[17].

2.2 Çinko-Bakır Denge Diyagramı

Şekil 2.2'de ki Zn-Cu ikili denge diyagramında görüldüğü gibi bakır, her oranda çinko ile alaşım yapabilmektedir. Diyagramda 5 tane peritektik reaksiyon mevcuttur ve bunlardan 4'ü (β , γ , δ ve ϵ) ara fazlarıdır. δ hariç diğer fazların katı erirlik aralığı geniştir[18].



Şekil 2.2 Zn-Cu ikili denge diyagramı[18].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımlar, alaşım elementi olarak az miktarlarda bakır içerirler. Bu nedenle Zn-Cu ikili diyagramında bu alaşımlar ile ilgili olan kısım çinkoca zengin olan kısımdır. Diyagramın çinkoca zengin olan bu uç kısmında 424° C'deki maksimum bakır çözünürlüğü %2,7'dir[19,20]. Bu çözünürlük değeri sıcaklık düşüşü ile Tablo 2.2'de görüldüğü gibi azalmaktadır[21].

Tablo 2.2 Çinko içerisindeki bakır çözünürlüğünün sıcaklık ile değişimi

T° C	Çözünürlük(% Ağırlıkça)
100	0,3
200	0,9
275	1,2
300	1,65
400	2,5
424	2,7

Bu durum, katılaşma sırasında aşırı doymuş η fazı katı eriyiğinde ϵ fazının çökelme ile oluşumuna neden olur. SPH kristal yapıdaki bu iki fazın kafes parametreleri aşağıda verilmiştir[16,17];

$$\begin{aligned}\eta: & \quad a=0,2668 \text{ nm} \quad c=0,4870 \text{ nm} \quad \% 1,55 \text{ Cu oranında,} \\ \epsilon: & \quad a=0,2735 \text{ nm} \quad c=0,4285 \text{ nm} \quad \% 21 \text{ Cu oranında.}\end{aligned}$$

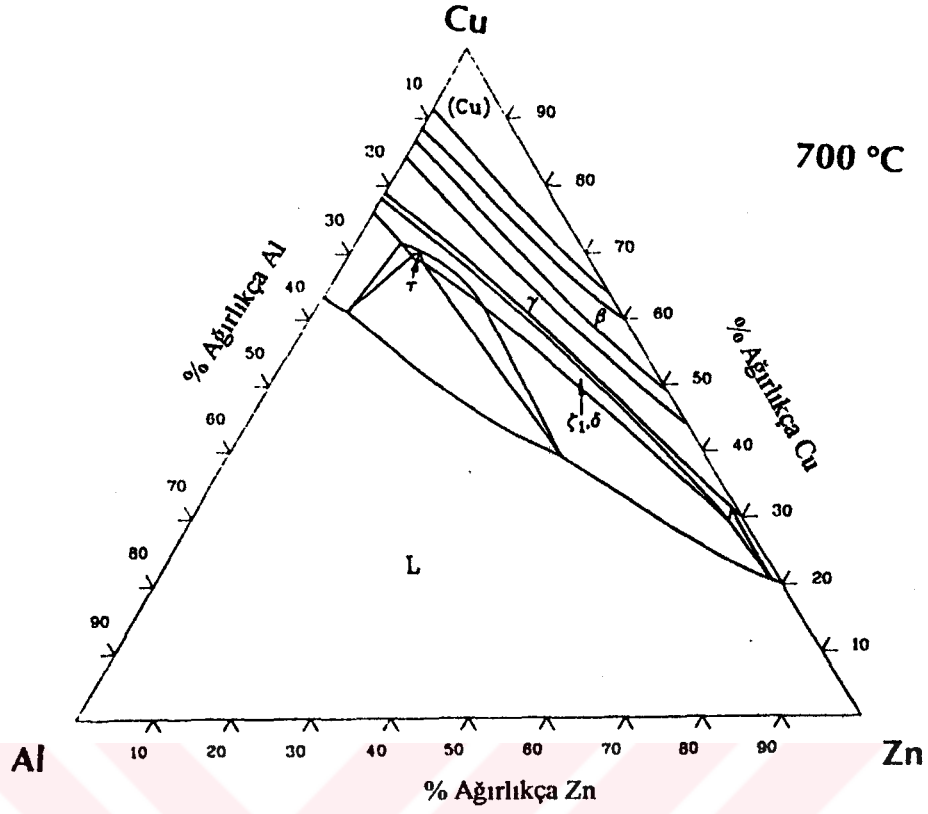
% 68-88 Zn aralığında ϵ fazı içerisinde artan Zn miktarı ile hegzagonal kristal yapı kafes parametresi oranı(c/a) 1,58'den 1,55'e düşer. η fazında ise tersine durum söz konusudur ve $(\epsilon+\eta)/\eta$ sınırı yakınında c/a oranı 1,78 iken saf çinkoda 1,856 değerine yükselmektedir[17,22].

2.4 Alüminyum-Bakır-Çinko Üçlü Sistemi

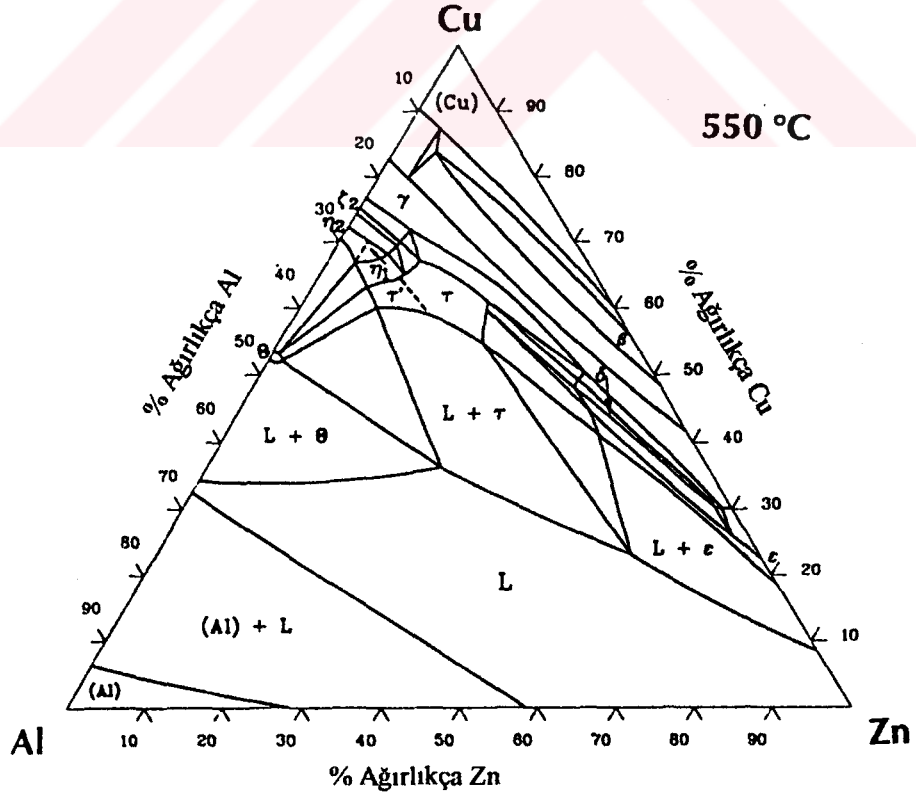
Al-Cu-Zn üçlü sistemi ile ilgili elimizdeki diyagramın büyük bir kısmı, 1941 ve 1942'de Koster, Moeller ve Gebhard'ın yapmış olduğu çalışmaların bir ürünüdür[23-29]. Ayrıca, sistemin bakırca zengin bölgeleri Bauer, Hansen, Flechter ve Thomas tarafından araştırılmıştır[30-32]. Zn-Al-Cu üçlü sisteminin Willey tarafından derlenen 700°, 550°, 350° ve 200° C'deki izotermal kesitleri Şekil 2.3-2.6'da verilmiştir[33].

Bu diyagramların 60Al-40Cu, 15Al-81Cu, 40Cu-60Zn ve 20Cu-80Zn bölgeleri Arndt ve Moeller tarafından yapılan çalışmalar sonucu belirlenmiştir[34,35]. Ayrıca izotermal kesitlerdeki % 20-55 Cu içeren çinkoca zengin kısımlar ise Gebhard'ın yapmış olduğu çalışmalardan alınmıştır[27-29].

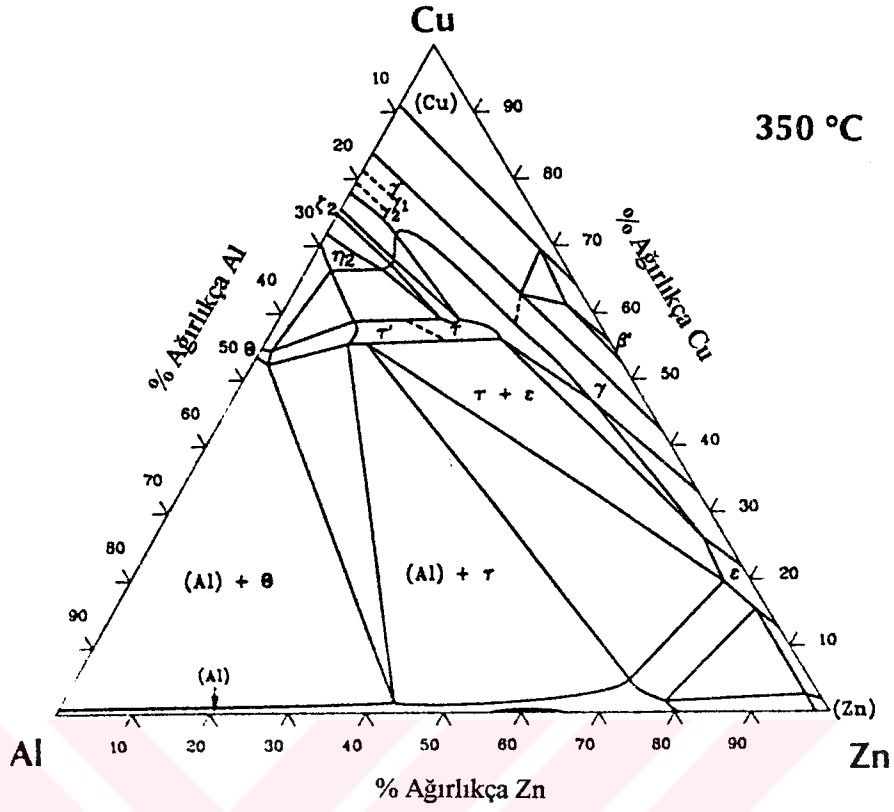
Üçlü sistemdeki faz alanlarının düzeni, Al-Cu ikili sisteminde % 15-26 Al aralığı hariç ikili diyagramlarla uygunluk içerisindedir. Arndt ve Moeller üçlü sistemde 550° C ve 700° C sıcaklıklarda yaklaşık %16-22 Al aralığında γ fazı tanımlamışlar, fakat 200° C ve 350° C'de ise bu bölgeyi 3 parçaya ayırmışlardır. Bunlar; bakırca zengin %16-19 Al içeren γ' fazı, %19-20.5 Al aralığında γ_1 geçiş fazı ve daha



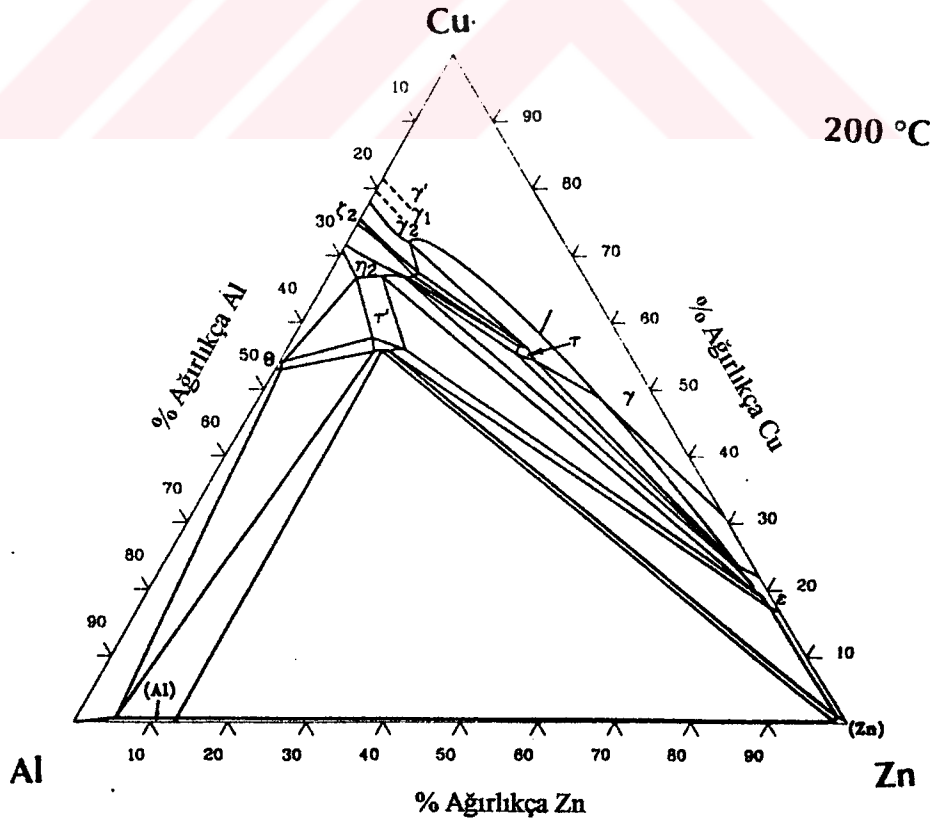
Şekil 2.3 Zn-Al-Cu sisteminin 700° C'deki izotermal kesiti[18]



Şekil 2.4 Zn-Al-Cu sisteminin 550° C'deki izotermal kesiti[18]



Şekil 2.5 Zn-Al-Cu sisteminin 350° C'deki izotermal kesiti[18]



Şekil 2.6 Zn-Al-Cu sisteminin 200° C'deki izotermal kesiti[18]

yüksek Al miktarına sahip(%20,5-22 Al) γ_2 fazlarıdır. Buna karşılık ikili Al-Cu denge diyagramında, %16-22 Al bölgesi 200°-700° C sıcaklık aralığında; γ_2 (%16-20 Al), $\gamma_2+\delta$ (%20-21 Al) ve δ (%21-22 Al) şeklinde tanımlanmaktadır. Bununla beraber Arndt ve Moeller üçlü sistemde, yaklaşık %23-26 Al bileşim aralığında 700° C'de ζ_1 ve 550° C'de ζ_2 fazlarının bulunduğunu tesbit etmişlerdir[34,35].

Üçlü sistemde; Al-Cu ikili sistemindeki β fazı, ayrışım sıcaklığı olan 565° C'nin üzerindeki sıcaklıklarda Cu-Zn ikili sistemindeki β ile bir katı eriyik oluşturur. Al-Cu sistemindeki γ fazının tüm sıcaklık aralıklarında, Zn-Cu ikili diyagramındaki γ fazı içerisinde tamamen erimiş olarak bulunduğu görülmüştür. Ayrıca, Al-Cu sistemindeki ζ_1 fazının, Cu-Zn'daki δ fazı ile 680-699° C sıcaklık aralığında tamamen çözüldüğü gösterilmiştir[33].

Yukarıda bahsedilen ikili sistemdeki ikili fazlara ilave olarak, Zn-Al-Cu üçlü sisteminde peritektik bir reaksiyon ile kararlı üçlü bir fazın(T) dar bir aralıkta oluştuğu tesbit edilmiştir. T fazı 700° C'de yaklaşık %70 Cu-%9 Zn ve %21 Al'dan oluşan dar bir bileşim aralığına sahiptir. Sıcaklığın düşmesi ile T fazının bileşim aralığı, düşük bakır ve daha yüksek alüminyum ve çinko oranlarına doğru genişler. 550°-600° C sıcaklık aralığında T fazının alüminyumca zengin kısmında üçlü ara faz T' ortaya çıkmaktadır. 550° C sıcaklıkta, T fazı %62 Cu-%18 Zn-%20 Al ve T' fazı ise %62 Cu-%11 Zn-%27 Al'dan oluşan bir bileşime sahiptir. Fakat, 250° C'de çinkoca zengin T fazı ve alüminyumca zengin T' fazı homojen bir bölge ile birbirinden ayrılmaktadırlar. Bu durum Şekil 2.6'da verilen Zn-Al-Cu üçlü denge diyagramının 200° C'deki izotermal kesitinde açık olarak görülmektedir. 200° C sıcaklıkta, T fazının bileşiminin %55 Cu-%32 Zn-%13 Al ve T' fazının ise %56 Cu-%12 Zn-%32 Al'dan meydana gelen dar bir bölge olduğu tesbit edilmiştir[33].

Al-Cu ikili sistemindeki η_1 ve η_2 fazları, Zn-Cu sistemindeki ϵ fazıyla sırasıyla 597° C ve 626° C sıcaklıkları altında geçici bir ikili sistem oluştururlar. Yaklaşık 250° C'nin üzerinde bu sistem ile T-T' üçlü faz aralığı kesişmektedir.

Gebhardt[27,28] ile Strawbridge ve arkadaşları[36], artan Zn ile Al içerisinde Cu çözünürlüğünün arttığını belirlemişlerdir. 460° C sıcaklıkta Zn bulunmadığında % 2,8 olan Cu çözünürlüğü, bileşimde %8 Zn olması durumunda % 3,4'e yükselmiştir. Zn fazı içerisinde, Cu ve Al çözünürlüğü Gebhardt[27,28] ve Burkhardt[37] tarafından incelenmiştir. Al+ε+Zn faz bölgesinin Zn köşesi boyunca erilik bir maksimuma sahiptir ve 377° C'de %1,3 Al-%2,8 Cu, 275° C'de ise %0,8 Al-%1,7 Cu değerindedir.

Son olarak Al-Cu-Zn üçlü sisteminin düşük bakır içeren bölgesi Murphy[38] tarafından detaylı olarak incelenmiş ve sonuçların Gebhardt'ın çalışmaları ile benzer olduğu gözlenmiştir. Çalışmalar neticesinde elde edilen sistemin 350° C'deki izotermal kesiti Şekil 2.7'de verilmiştir. Murphy, α ve β fazlarındaki bakır çözünürlüğünün daha önceki araştırmacıların tesbit etmiş olduklarından daha yüksek olduğunu belirlemiştir. Köster, Moeller[24] ve Gebhardt[27,28] θ(Al₂Cu) ve T' fazları ile denge halinde bulunan α fazı içerisinde sadece %1.5 Cu çözünebileceğini belirtmiş iken, Murphy α fazı içerisinde % 3,3 Cu bulunduğunu tesbit etmiştir. Ayrıca daha önceki çalışmalarda, ε ve T' fazları ile denge halindeki β fazı içerisinde %1.5 ve %5 Cu çözünebileceği belirtilmesine rağmen, son çalışma artan çinko ile bakır çözünürlüğünün arttığını ve % 70,9 Zn da maksimum bakır çözünürlüğünün % 4,5 Cu olduğunu göstermiştir.

Şekil 2.8'de görülen 290° C'deki izotermal kesit, Gebhardt[28]'ın 300° C'deki çalışması ile çok benzerdir. Çinko-aluminyum sistemindeki geniş α+β bölgesi, üçlü sistemde α+β+T' olarak ortaya çıkmaktadır. Ayrıca, α ve β katı eriyiklerindeki Cu miktarı %2.5'e düşmekte ve iki fazlı alanlar oldukça daralmaktadır. β+T' bölgesi, aşağıda belirtilen dört fazlı reaksiyondan dolayı çok dar bir alanda gözlenmiştir.



Diğer taraftan, θ ve T' fazları ile dengede olan α fazının aluminyum miktarı oldukça artmasına rağmen, bakır miktarı 350° C'de bulunan değere yakın olarak belirlenmiştir.

Şekil 2.9'da, dört fazlı reaksiyonun tamamlandığı 280° C'deki izotermal kesit görülmektedir. Burada, dar bir bölge ile ayrılan iki tane üç fazlı bölge vardır; bunlar $\alpha+\epsilon+T'$ ve $\alpha+\beta+\epsilon$ bölgeleridir.

270° C'de ise iki önemli değişikliğin meydana geldiği ifade edilmiştir. Şekil 2.10'daki Al-Cu-Zn üçlü sisteminin 270° C'deki izotermal kesitinden görüldüğü gibi, β fazının ortadan kaybolması ve $\alpha+\epsilon$ faz bölgesinin oldukça daralması şeklinde gözlenen bu değişiklikler, 270° C'nin altında meydana gelen ve aşağıda verilen diğer dört fazlı reaksiyonun göstergesi olarak değerlendirilmiştir.

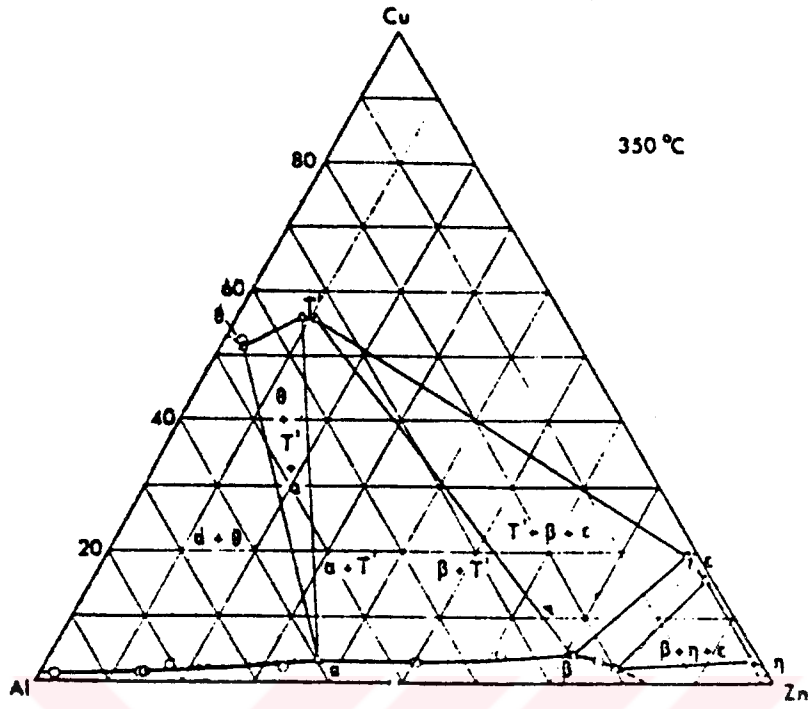


Bu reaksiyonun sonucu olarak, Şekil 2.11'de verilen 250° C'deki izotermal kesitten görüldüğü gibi, $\alpha+T'+\eta$ üçlü faz bölgesi bu sıcaklıkta geniş bir alan olarak gözlenmiştir. Löhberg[39], 270° C'nin altında meydana gelen bu dört fazlı reaksiyonun oluşumu esnasında yaklaşık % 4,5 oranında bir hacim büyümesinin meydana geldiğini belirtmektedir.

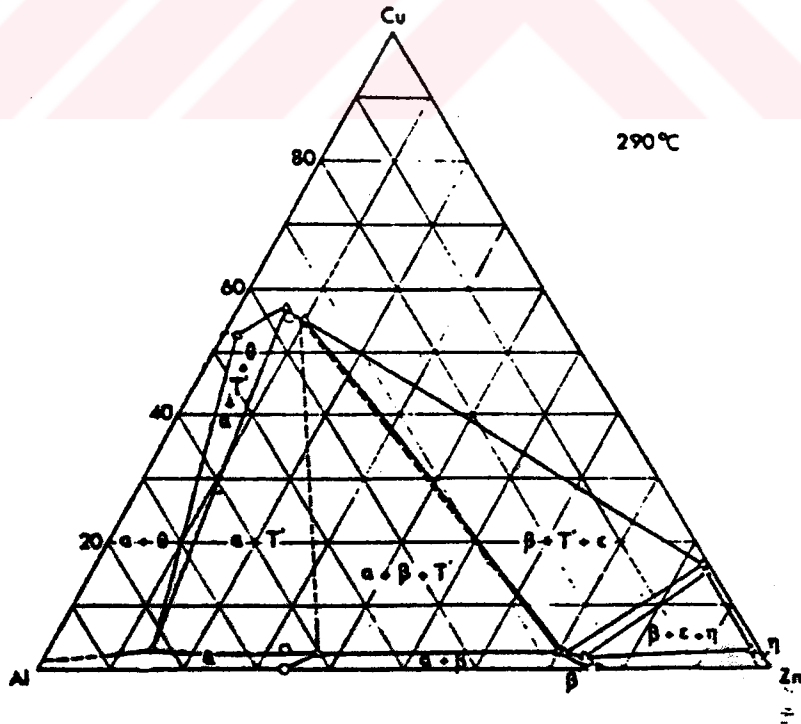
Ayrıca Murphy, Zn-Al ikili sisteminde 275° C'de β fazının ayrıştığını gözlemiş ve bu durumun üçlü alaşımlarda, Gebhardt'ın belirttiği gibi daha yüksek bir sıcaklıkta ve dört fazlı reaksiyon ile meydana geldiğini açıklamıştır.



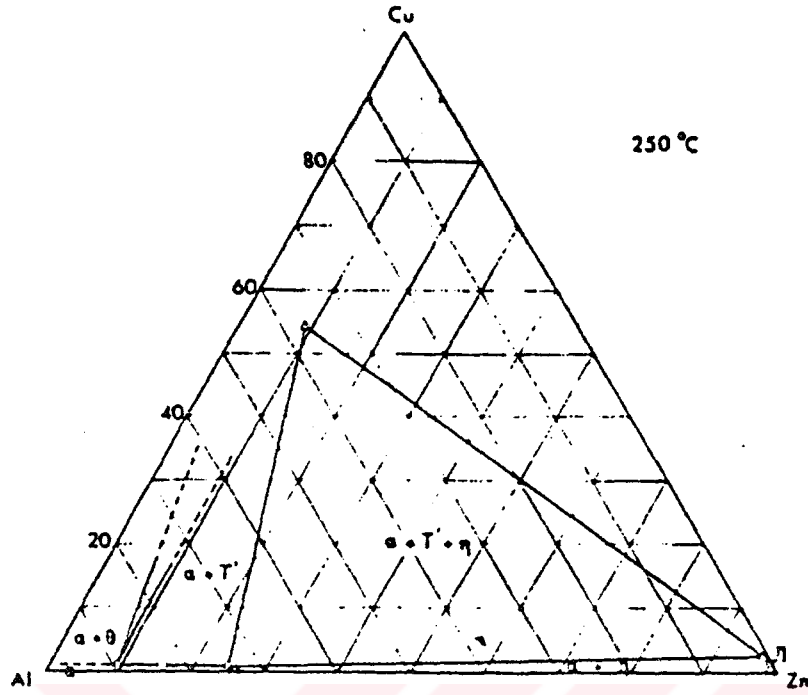
Murphy'nin yapmış olduğu ayrıntılı çalışmalar sonucunda ikili ve üçlü sistemlerde meydana gelen reaksiyonlar Şekil 2.12'de özetlenmiştir[38]. Ayrıca, burada adı geçen ikili ve üçlü fazların tanımlamaları ile yaklaşık formülleri Tablo 2.3'de sunulmaktadır[33]. Bileşimi %58 Cu-%30 Al-%12 Zn olan T' fazının rombehebral yapıda kristalleştiği ve latis parametresinin $a=0,8676$ nm, $\alpha=27,41^\circ$ olduğu tesbit edilmiştir[40].



Şekil 2.7 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 350° C'deki izotermal kesiti[38]



Şekil 2.8 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 290° C'deki izotermal kesiti[38].



Şekil 2.11 Al-Cu-Zn sisteminin Murphy tarafından belirlenen 250° C'deki izotermal kesiti[38].

Zn - Cu - Al					Zn - Al	
290°C	$\alpha + \theta + T'$	$\alpha + \beta + T'$	$\beta + T' + \epsilon$	$\beta + \epsilon + \eta$		
		288°C	$T' + \beta = \alpha + \epsilon$			
280°C	$\alpha + \theta + T'$	$\alpha + T' + \epsilon$	$\alpha + \beta + \epsilon$	$\beta + \epsilon + \eta$		
			276°C	$\beta + \epsilon = \alpha + \eta$		
				$\alpha + \beta + \eta$		
270°C	$\alpha + \theta + T'$	$\alpha + T' + \epsilon$	$\alpha + \epsilon + \eta$		275°C	$\beta = \alpha + \eta$
		268°C	$\alpha + \epsilon = T' + \eta$			
250°C	$\alpha + \theta + T'$	$\alpha + T' + \eta$	$T' + \epsilon + \eta$			

Şekil 2.12 Zn-Al-Cu üçlü sisteminin düşük Cu içeren kısmındaki katı hal reaksiyonları[38].

Tablo 2.3 Zn-Al-Cu Üçlü sisteminde ikili ve üçlü fazlar ile yaklaşık formülleri[33]

Faz	Cu-Al	Cu-Zn	Faz	Cu-Al	Cu-Zn
İkili Fazlar					
β	Cu_3Al	CuZn	δ		CuZn_3
β'		CuZn	ξ_1	Cu_4Al_3	
γ	Cu_9Al_4	Cu_5Al_8	ξ_2	Cu_4Al_3	
γ'	Cu_9Al_4		ϵ		CuZn_4
γ_1	$\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$		η_1, η_2	CuAl	
γ_2	Cu_3Al_2		γ	CuAl_2	
Üçlü Fazlar					
T	Cu-Zn zengin faz, bileşim aralığı sıcaklık ile değişir				
T'	Cu-Al zengin faz, bileşim aralığı sıcaklık ile değişir				

2.5 Çinko-Aluminyum Alaşımlarında Faz Dönüşümleri

Zn-Al alaşımlarında, çinkoca zengin yüksek sıcaklık fazlarının katı hal dönüşümleri ve denge fazlarının oluşumları ile ilgili birçok çalışma gerçekleştirilmiştir[41-47]. Dönüşüm ürünü fazların morfolojisi, bileşime, soğuma hızına ve yaşlandırma sıcaklığına bağlıdır[48-50].

Aşırı doymuş Al-Zn alaşımlarının yaşlanma prosesi, Garwood ve arkadaşları[41] tarafından detaylı olarak incelenmiştir. Bunlar, 200° C'ye kadar ısıtılmış Al-%25 Zn alaşımında ara α' fazını Debye-Sherrer X ışınları yöntemi ile tesbit etmişlerdir. Daha sonra bir başka ara faz (α''_m veya R fazı) Synecek ve arkadaşları tarafından belirlenmiştir[45]. % 30'a kadar çinko içeren Al-Zn alaşımlarında, yaşlandırma esnasında alüminyumca zengin katı eriyik α ve aşağıda verilen çökeltilerin sırasıyla meydana geldiği açıklanmıştır;

Küresel G.P. → Rombohedral → YMK geçiş → Çinkoca zengin
zonları geçiş fazı α''_m fazı α'_m çökeltiler(η)

Rombohedral α''_m fazı sadece latıs parametreleri ($a=0,3992$ nm, $\alpha'=91.36^\circ$) bakımından kübik α'_m fazından($a=0,3995$ nm) farklıdır[45].

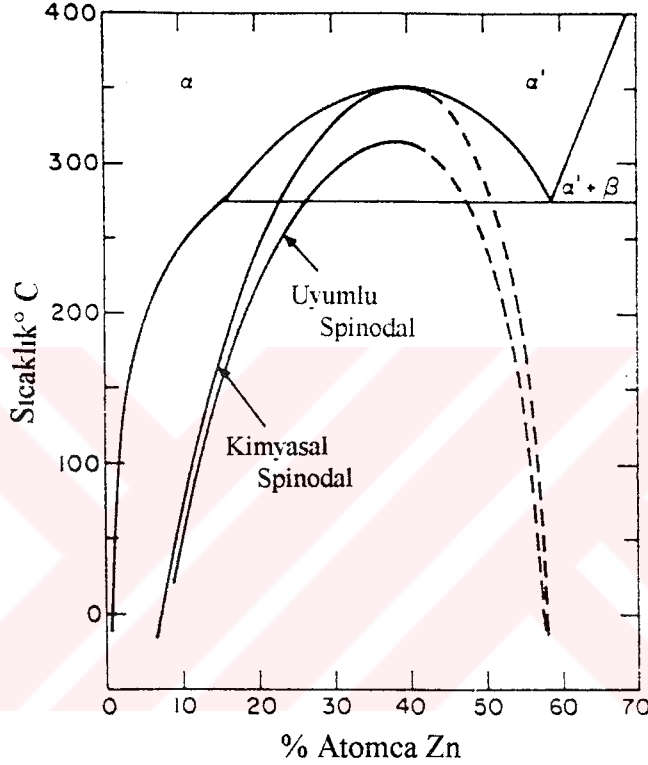
Zn-Al alaşımlarında, soğuma hızına ve ısı işlem sıcaklığına bağlı olarak katı eriyiklerin ayrışma mekanizmaları iki şekilde meydana gelmektedir: (a) Hücresel reaksiyon, (b) Alüminyumca zengin matriks içerisinde η fazının spinodal ayrışması.

Zn-Al alaşımlarındaki hücresel reaksiyon ile ilgili ilk detaylı çalışma Ramanwamy ve arkadaşları[51] tarafından Al-%50 Zn alaşımında, daha sonra ise Vijayalakshmi ve çalışma arkadaşları[52,53] tarafından %60 ve %75 Zn içeren alaşımlarda gerçekleştirilmiştir. Her iki çalışmada da hücresel reaksiyonun tane sınırlarında başladığı tesbit edilmiştir. Çekirdeklenmenin tane sınırlarında başlaması Fournella ve Clark[54] tarafından önerilen mekanizma ile açıklanmıştır. Bu mekanizmaya göre, matriks α' fazının tane sınırlarının göç etmesiyle tane sınır alanlarında bir azalma meydana gelmektedir. Katı eriyik atomlarının göç eden sınır ile birlikte yüksek oranda yayılımı kararlı η partiküllerinin çökmesini kolaylaştırır. Böylece, eriyik atomlarının yayılma ile tükenmesiyle göç eden sınırın arkasında, çökeltinin bulunmadığı allotrimorf olarak adlandırılan dar bir bölge meydana gelir. Ayrışmanın son kademesinde, lamelli yapının tane sınırları üzerindeki bu allotrimorflarda başladığı ve tane içerisinde büyüdüğü belirlenmiştir. Büyüme hızı ve lameller arası mesafenin, aşırı soğuma ve yaşlandırma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak değiştiği tesbit edilmiştir. Ötektoid alaşımlarda, azalan sıcaklık ile lameller arası mesafenin azaldığı ve aşırı soğuma(ΔT) ile lameller arası mesafe(S) arasında, $S \propto \Delta T^{-0.9}$ şeklinde bir ilişki olduğu belirtilmiştir[55,56].

Wang ve arkadaşları[57], 120 saat doğal yaşlandırma sonrasında aşırı doymuş ZA-27 alaşımında hücresel reaksiyonun sadece tane sınırlarında değil, tane içinde de başladığını gözlemişler ve tane içinde η fazı bulunmasını bu şekilde açıklamışlardır. Ayrıca, α ve η fazlarının büyümesi esnasında Cu atomlarının η - α' ve α - α' arayüzeylerine atıldığını, burada toplanan atomların ise $\text{CuZn}_4(\epsilon)$ fazını meydana getirdiğini ifade etmişlerdir. Hücresel reaksiyon $\alpha' \rightarrow \alpha + \eta + \epsilon$ şeklinde özetlenmiştir.

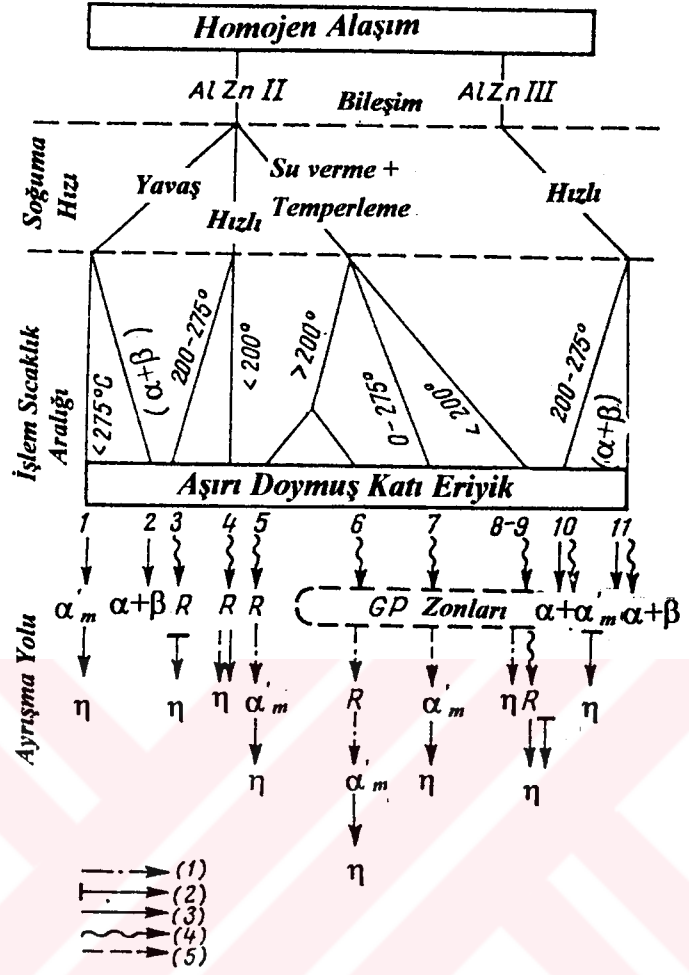
Zn-Al sisteminde Rundman ve Hilliard[58] tarafından belirlenen spinodal egri Şekil 2.13'de verilmiştir. Burada; α , α' ve β aşırı doymuş katı eriyikleri, iki farklı

reaksiyon ile denge fazlarına ayrışabilmektedir. Düşük aşırı soğuma yada az aşırıdoymuşluk durumunda, hücresel reaksiyon ile denge fazların çökmesi meydana gelir. Aşırı doymuşluğun fazla olmasında yada yüksek aşırı soğumada ise, iki denge faz sürekli olarak meydana gelir ve sonuçta eş eksenli granüler yapı oluşur.



Şekil 2.13 Al-Zn faz diyagramındaki spinodal eğriler[58].

Bileşiminde %40, %50 ve %60 Zn(AlZnII) ile %73 Zn(AlZnIII) bulunan Al-Zn alaşımlarındaki aşırı doymuş katı eriyiklerin ayrışma prosesleri detaylı olarak Toldin ve arkadaşları[59] tarafından araştırılmıştır. Bunlar; ısıtım sıcaklığı, soğuma hızı ve bileşime bağlı olarak, dönüşüm fazlarının oluşum kademelerini bir diyagram üzerinde genelleştirmişler ve Şekil 2.14'den görüldüğü gibi, yarıkararlı fazlar (R, α'_m) yada GP zonlarından başlayarak meydana gelen 11 faz dönüşüm sıralaması belirlemiştir. AlZnII alaşımlarında, izotermal dönüşüm ve su verme yaşlandırması sonrasında α'_m fazı oluşmaktadır. Diyagramda 6-9 aralığında verilen dönüşümler, su verme yaşlandırmasını takiben GP zonlarının oluşumu ile başlamaktadır.



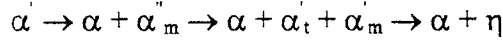
(1) Yeniden homojen toparlanma, (2) Hücresel ayrışma, (3) Çekirdeklenme, (4) Spinodal ayrışma, (5) Kritik hatalarda çekirdeklenme.

Şekil 2.14 Toldin ve arkadaşlarına göre Al-Zn alaşımlarındaki dönüşümlerin oluşum şeması[59].

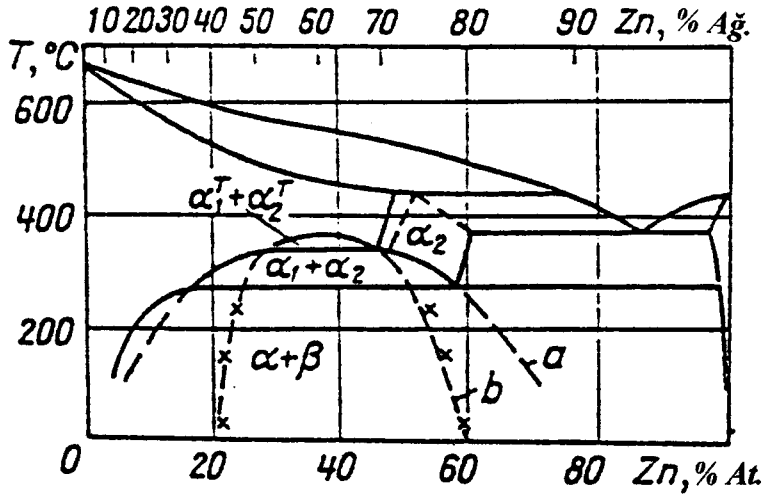
% 30-60 Zn aralığındaki Al-Zn alaşımlarında meydana gelen spinodal dönüşümlerin mekanik özelliklere olan etkisi Dougless ve Barbee[60] tarafından incelenmiştir. Spinodal dönüşüm ile akma ve çekme dayanımlarının önemli oranda arttığı, fakat sünekliğin ise azaldığı belirlenmiştir. Çekme kırılma yüzeylerinin tane sınırlarındaki çökeltilerden dolayı intergranüler şeklinde olduğu gözlenmiştir. Yapılan detaylı TEM çalışmalarında, yaşlandırma işlemine bağlı olarak dislokasyon demetlerinin boyutlarında ve yoğunluğunda önemli değişiklikler belirlenmiştir[61]. Ayrıca,

X-ışınları çalışmaları ile spinodal dönüşüm karakterize edilmiştir[62].

İkili sistemde gözlenen yarıkararlı fazlarla ilgili yapılan araştırmalar neticesinde, bunların sınırları tesbit edilmiştir. Şekil 2.15’de, düşük sıcaklık bölgesi $\alpha+\eta$ içerisinde varolan iki yarıkararlı fazın sınırları görülmektedir. $\alpha+\beta$ ile $\alpha+\alpha'$ bölgelerinin erirlik sınırlarının $\alpha+\eta$ bölgesi içerisindeki uzantıları, bu yarıkararlı fazların oluşum aralıklarıdır. Monoötektoid bileşimdeki bir alaşımda, yüksek sıcaklık α' fazının düşük sıcaklıkta dönüşümü sürekli spinodal dönüşüm ile meydana gelmektedir. Spinodal zonların oluşumu, ara fazların çekirdeklenme ve büyümesi ile takip edilir[49,59,63]. Şöyleki;



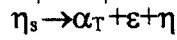
Burada; α kararlı alüminyumca zengin YMK faz(yaklaşık %10 Zn), η yaklaşık %0.5 Al içeren SPH Zn fazı, α''_m uyumlu çinkoca zengin rombebedral çökelti ve α'_m de yüksek oranda Zn içeren YMK ara fazdır. Toldin ve arkadaşları[49,63] tarafından tesbit edilen α'_t ise, α'_m fazı ile denge halinde bulunan alüminyumca zengin YMK geçiş fazıdır.



Şekil 2.15 Toldin ve arkadaşlarına göre Al-Zn alaşımlarındaki spinodal eğriler[63].

Zhu ve çalışma arkadaşları[64] ise, çil soğutmalı dökülmüş ötektoid bileşimdeki alaşımlarda aşırı doymuş SPH η_s' fazını tesbit etmişlerdir. Latis parametreleri

$a=0.2668$ nm ve $c=0.4842$ nm olarak belirlenen bu fazın oda sıcaklığında bile kararsız olduğu ve yaşlandırmanın ilk kademesinde;



şeklinde ayrıştığı ifade edilmiştir. Daha sonra dönüşümün, alüminyumca zengin yarıkaraklı α_T fazında GP zonlarının oluşumu ile ilerlediği ifade edilmektedir.

Durman ve çalışma arkadaşları[65], Zamak 3 alaşımında dökümden hemen sonra β fazının kararlı α ve η fazlarına dönüşümü esnasında yapıda kararlı olmayan bir faz gözlemişlerdir. Bileşiminde yüksek oranda Zn ve %11.8 Al tesbit edilen bu çökelti fazının, yüksek miktarda Al içeren Zn-Al alaşımlarında yaşlandırma sonrasında elde edilen yarıkaraklı α_m fazına benzer olduğu açıklanmıştır. Buna mukabil, 5 yıl yaşlandırılmış alaşımlarda bu faz belirlenememiştir. Fakat aynı araştırmacılar[66], %1 Cu içeren ZA-8 alaşımında β fazının dönüşümü sırasında yarıkaraklı α_m fazının varlığını TEM çalışmaları ile net bir şekilde göstermişlerdir. Ayrıca bu alaşımlarda, α_m fazının 5 yıl gibi uzun süreler varlığını koruduğu tesbit edilmiştir. Bileşimde bulunan bakırın yarıkaraklı fazın dönüşümünü geciktirdiği düşünülmektedir.

Oda sıcaklığında yaşlandırılan aşırı doymuş ZA-27 alaşımında faz dönüşümlerinin, sürekli spinodal çökeltme ile başladığı ve aşağıdaki şekilde sıralandığı son yıllarda yapılan bir araştırmada belirlenmiştir[57].



Yüzey merkezli rombohedral R fazının kafes parametresi $a=3.847-3.965$ Å aralığında tesbit edilmiştir ve a değerinin değişken olması, R fazının denge dışı büyümesi ile açıklanmıştır.

Terziev ve arkadaşları[67], son yıllarda 100° C ve 250° C'de yaşlandırılmış ZA-12 ve ZA-27 alaşımlarının detaylı TEM çalışmalarında, daha önce Ramlau ve

Löffler[68,69] tarafından Al-% 6,8 Zn alaşımlarında gözlenen iki tane yeni SPH η_x ve η_m yarı-kararlı fazlarını tesbit etmiştir. Yine aynı araştırmacılar[70], ZA-27 alaşımında 250° C’de yaşlandırma sonrasında, aşırı doymuş YMK fazın ayrışması esnasında GP zonları, rombohedral R fazı, SPH η_x ve η_m fazlarını gözlemişlerdir. Rombohedral partiküllerin oluşumundan hemen sonra bir kısmı η_m fazına dönüşmektedir. Bu dönüşümün tane sınırlarında ve tane içinde meydana geldiği tesbit edilmiştir. η_x ve η_m fazları Moire paternleri kullanılarak birbirinden ayırt edilmiştir[71].

2.6 Çinko-Aluminyum Döküm Alaşımlarının Katılaşması ve Mikroyapıları

Çinko-aluminyum esaslı alaşımların genel yapısı, $\alpha+\eta$ ’dan oluşan ötektik bir matriks içerisinde aluminyumca veya çinkoca zengin primer dentritlerden meydana gelmektedir[72]. Bu alaşımlarda Zn-Al ikili denge diyagramına bağlı olarak oluşabilecek fazlar şu şekilde sıralanabilir;

- çinkoca zengin katı eriyik η
- aluminyumca zengin katı eriyik α
- monoötektoidin çinkoca zengin tarafındaki faz α'
- çinkoca zengin yüksek sıcaklık fazı β

2.6.1 Zamak alaşımlarının mikroyapısı

Çinko-aluminyum esaslı alaşımlardan günümüzde en yaygın kullanıma sahip olan alaşımlar Zamak-3 ve Zamak-5 alaşımlarıdır. Bu alaşımlar çinko-aluminyum denge diyagramında ötektik altı bileşime sahip olduklarından, katılaşmaları sıvı içerisinde çinkoca zengin primer η dentritlerinin oluşumu ile başlar. Bu dentritlerin büyümesi ötektik sıcaklığa(382° C) kadar devam eder ve katılaşma ötektik sıcaklığa ulaşıldığında bu dentritlerin etrafında $\beta+\eta$ ötektik dönüşümü ile tamamlanır. β fazı 275° C’nin altında kararlı olmayıp, ötektoid dönüşüm ile $\alpha+\eta$ fazlarına dönüşür. Bu nedenle Zamak alaşımlarının oda sıcaklığı mikroyapıları, $\alpha+\eta$ ötektik matriksi

içerisinde primer η dentritlerinden oluşmaktadır. Primer dentritlerin bileşiminde % 1,6 Al ve % 1,7 Cu bulunduğu tesbit edilmiştir[73].

2.6.2 ZA-8 alaşımının mikroyapısı

ZA-8 alaşımının katılaşması sıvı metal içerisinde önce primer β oluşumu ile başlar. İlk oluşan β fazı yaklaşık olarak % 75 Zn içermekte, ötektik sıcaklığa inildikçe bileşimdeki çinko miktarı artmakta ve ötektik sıcaklıkta bu değer % 80 Zn oranına ulaşmaktadır. β dentritlerinin oluşumu sırasında sıvı fazın bileşimi çinkoca zenginleşir ve 382°C sıcaklığın altında ise ötektik dönüşüm ile primer β dentritlerinin etrafında $\beta+\eta$ ötektik matriksi oluşur. β fazı 275°C 'nin altında kararsız bir yapıdadır ve ötektoid dönüşüm ile $\alpha+\eta$ fazlarına dönüşmektedir[74]. Bu nedenle ZA-8 alaşımının oda sıcaklığındaki mikroyapısı ötektoid dönüşüme uğramış β dentritleri ve bu dentritleri çevreleyen $\alpha+\eta$ ötektik matriksinden oluşmaktadır.

Ancak son yıllarda basınçlı döküm ZA-8 alaşımı üzerinde gerçekleştirilen ayrıntılı TEM çalışmaları ile[66,75], yukarıda belirtilen dengeli katılaşma sonucu oluşan fazlara ilave olarak, yarıkararlı fazların varlığı ortaya çıkarılmıştır. ZA-8 alaşımındaki yarı-kararlı bu fazlardan birincisi, η matriks fazı içerisinde oluşan yaklaşık 80 nm çapında ve 2-3 nm kalınlığındaki $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ fazıdır. Bu çökelti partikülü η matriks fazı içerisinde homojen olarak dağılmakta ve Cu ilave edilen çinko-aluminyum esaslı alaşımların oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerinin önemli ölçüde artmasına neden olmaktadır[75]. ϵ fazı 275°C 'nin altındaki sıcaklıklarda kararsız bir fazdır ve Al-Cu-Zn üçlü denge diyagramına göre T' fazına dönüşmesi gerekmektedir[38]. Ancak 5 yıl gibi uzun bir süre tabii yaşlandırılmış ZA-8 alaşımında, ϵ fazının dönüşmeden varlığını koruduğu tesbit edilmiştir[66].

ZA-8 alaşımındaki diğer yarıkararlı faz ise YMK β fazının ötektoid dönüşümü sonucu α fazı içerisinde ortaya çıkmaktadır. Bu faz, ötektik ve primer β

dentritlerinin dönüşümü ile oluşan α fazı içerisinde, YMK kristal yapıda ve bileşimi % 11-23 Al aralığında değişen yarıkararlı α'_m fazı olarak tanımlanmıştır. YMK yapıdaki bu fazın kafes parametresi % 11 Al içermesi durumunda 0.394 nm olarak belirlenmiştir [66].

2.6.3 ZA-12 alaşımının mikroyapısı

ZA-12 alaşımının katılaşması ZA-8 alaşımına benzer şekilde meydana gelmektedir. ZA-12 alaşımının katılaşmasında da önce primer β fazı çekirdeklenmeye başlar ve 382° C sıcaklıkta $\beta+\eta$ ötektik matriksi oluşur. Fakat, ZA-12'de oluşan primer β fazının içerdiği alüminyum miktarı(yaklaşık %30), ZA-8'de oluşan primer β fazındakinden daha yüksektir. Ayrıca, ZA-12'deki ötektik matriks miktarı ZA-8 dekenden daha düşüktür. ZA-12 alaşımında da β fazı 275° C'nin altında ötektoid dönüşüm ile $\alpha+\eta$ ' ya dönüşmektedir[74].

2.6.4 ZA-27 alaşımının mikroyapısı

Kompleks bir mikroyapıya sahip ZA-27 alaşımının katılaşması ise yukarıdaki alaşımlardan daha farklı olup, katılaşma sürecinde peritektik ve ötektoid dönüşümler meydana gelmektedir[74,76]. Zn-Al denge diyagramından görüldüğü gibi %27 Al içeren alaşımda önce alüminyumca zengin YMK α fazı sıvı içerisinde dentritik olarak büyür[77]. Yaklaşık % 60 Al içeren α dentritlerinin bu oluşumu esnasında, sıvı faz çinkoca zenginleşir ve 443° C'ye gelindiğinde α dentritlerinin sıvı ile peritektik reaksiyonu sonucu dentritler etrafında çinkoca zengin β fazı oluşur [78]. YMK kristal yapıdaki α ve β fazları sadece kafes parametreleri ve bileşimleri ile birbirlerinden ayrılırlar[77]. Katılaşma peritektik reaksiyondan geriye kalan, aşırı soğumuş ve çinkoca zengin sıvının ötektik dönüşümü ile tamamlanır. Daha sonra yapıdaki β fazı 275° C'deki ötektoid dönüşüm ile $\alpha+\eta$ kararlı fazlarına dönüşür.

Bu nedenle ZA-27 alaşımının döküm hali mikroyapısı, çok az miktarda $\alpha+\eta$ ötektik matriksi içerisinde yer alan alüminyumca zengin primer α dentritleri ve bunları

çevreleyen β fazının ötektoid dönüşümü sonucu oluşan $\alpha+\eta$ fazlarından oluşmaktadır.

ZA-27 alaşımında da ZA-8 alaşımına benzer şekilde, η matriks fazı içerisinde yarıkararlı $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ çökelti fazı bulunmaktadır. Ayrıca, ZA-27 alaşımının yüksek bakır içermesinden dolayı ϵ fazı, bu küçük partiküllere ilave olarak dentritler arası bölgede büyük partiküller halinde de ortaya çıkmaktadır[79]. Bu yarıkararlı ϵ fazının, ZA-27 alaşımında da oda sıcaklığında kararlı T' fazına dönüşmeden uzun süreler yapıdaki varlığını koruduğu tesbit edilmiştir[80].

ZA-27 alaşımının katılaşma aralığı, diğer iki alaşıma göre daha geniştir(109°C). Bu nedenle katılaşma esnasında, yoğunluğu düşük olan primer α dentritlerinin daha yoğun olan çinkoca zengin sıvı içerisinde yüzmesinden dolayı, alüminyum segragasyonu ve buna bağlı olarak alttan çekilme boşluğu meydana gelebilmektedir [72,81]. Bazı alaşım elementleri ilavesi veya sıkıştırma döküm ile bu problemin giderilebileceği belirtilmektedir[82].

2.7 Çinko-Alüminyum(ZA) Alaşımlarının Özellikleri

2.7.1 ZA alaşımlarının fiziksel özellikleri

Zn-Al ikili denge diyagramında görüldüğü gibi artan alüminyum miktarı ile alaşımın ergime noktası ve katılaşma aralığı değişmektedir. ZA-8 alaşımı için liküdis sıcaklığı 404°C ve katılaşma aralığı 29°C 'dir. Bu değerler; ZA-12 için 432°C ve 55°C , ZA-27 için ise 484°C ve 109°C 'dir[7].

ZA alaşımlarının genelde bilinen fiziksel özellikleri, diğer bazı geleneksel döküm alaşımları ile birlikte karşılaştırmalı olarak Tablo 2.4'de verilmiştir. Burada, artan alüminyum miktarı ile ZA alaşımlarının elektrik iletkenliği, ısı iletkenlik, spesifik ısı ve soğuma aralığının arttığı görülmektedir[3]. Üç alaşımın yoğunluğu alüminyum içeriği ile ilgilidir. Yoğunluğu 5gr/cm^3 olan ZA-27 alaşımı ZA-12'den %17, ZA-8

Tablo 2.4 Çinko-Aluminyum Alaşımları ve Bazı Döküm Alaşımlarının Fiziksel Özelliklerinin Karşılaştırması.

Özellik	ÇİNKO					ALUMİNYUM			BRONZ		PİRİNÇ	DÖKME DEMİR	
	No 3	No 5	ZA-8	ZA-12	ZA-27	356-T6	380	319	SAE 40	SAE 660	SAE 64	GG 30	32510
Yoğunluk (gr/cm ³)	6.6	6.7	6.3	6.03	5.0	2.69	2.74	2.80	Kum	Kum	Kum	Kum	Kum
Ergime Aralığı (°C)	381-387	380-386	375-404	377-432	375-484	556-615	540-595	515-605	855-1010	855-975	762-928	>1176°C	>1232°C
Isıl Genleşme Katsayısı µm/mK	27.4	27.4	23.2	24.1	26.0	21.5	21.8	21.5	18	18	18.5	12.1	11.9
Isıl İletkenlik W/mK	113	100	115	116	125.5	151	96.2	109	72	59	46.9	49-52	-
Elektrik İletkenliği % IACS	27	26	27.7	28.3	29.7	39	27	27	15	12	10.1	-	6
Elektriksel Direnc (µΩcm)	6.37	6.54	6.2	6.1	5.8	6.4	4.4	6.4	11.5	14.4	17.1	82	38

alaşımından ise %21 daha hafiftir. Ayrıca ZA-27 alaşımı; Zamak 3'den %25, bakırdan %65 ve dökme demirden ise %45 daha hafiftir. Alüminyumdan ise %85 daha ağırdır[2,7].

ZA-12 ve ZA-27'nin yatak malzemesi olarak kullanılmaları düşünüldüğünden, özellikle sıkı olarak yerleştirilen yataklarda ısı genleşme katsayısı önem kazanmaktadır. ZA alaşımlarının 20°-100° C sıcaklık aralığındaki termal genleşmeleri $23-26 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 'dir. Bu değer, Al ve Cu'dan yüksektir ve dökme demirin yaklaşık iki katıdır. Bu nedenle tasarımda bunun gözönüne alınması gereklidir. Ayrıca, bu üç alaşımın 24°C'deki ısı iletkenliği $115-125.5 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$ aralığındadır ve bu değer birçok alüminyum alaşımından iyidir ve ticari bakır döküm alaşımlarının üzerindedir [7].

ZA alaşımlarının düşük ergime sıcaklığı nedeniyle ergitilmeleri için birçok alaşıma göre daha az enerji gerekmektedir. Hat frekanslı bir fırında yapılan çalışmalarda; çinko eritmek için yaklaşık 130 kWh/ton, pirinç için 220 kWh/ton, alüminyum için 400 kWh/ton ve dökme demir için ise 500 kWh/ton enerji gerektiği tesbit edilmiştir[7].

2.7.2 ZA alaşımlarının mekanik özellikleri

2.7.2.1 Oda sıcaklığındaki mekanik özellikler:

Çinko-alüminyum esaslı ZA alaşımlarının; birçok uygulamalarda, geleneksel Zamak alaşımı, pirinç, bronz, bazı alüminyum alaşımları ve dökme demirin çok kısa sürede yerini almasının sebebi, bunların mükemmel dökülebilirliklerinin yanısıra göstermiş oldukları yüksek mekanik özelliklerdir[3].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımların oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri, bazı alüminyum alaşımları ve dökme demirler ile karşılaştırmalı olarak Tablo 2.5'de sunulmaktadır [7,8,10,83,84].

TABLO 2.5 Zn-Al Alaşımları ve Bazı Döküm Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

ÇİNKÜ																	
Özellik	Zamak 3	Zamak 5	ZA-8		ZA-12		ZA-27		ALÜMİNYUM			BRONZ		PİRİNÇ		DÖKME DEMİR	
	Başınçlı	Başınçlı	Kokil	Başınçlı	Kum	Kokil	Başınçlı	Kum	Başınçlı	Kokil	Başınçlı	Kum	SAE40	SAE660	SAE64	GG 30	32510
Elastisite Modülü (GPa)	-	-	85.5	85.5	82.7	82.7	82.7	77.9	77.9	72.4	71	74	83	100	80	90-113	172
% Uzama	10	7	1-2	8	1.5	2.2	5	4.5	2.5	5	3.5	2	30	20	20		10
% 0.2 Akma Dayanımı (MPa)	-	-	208	290	-	268	320	365	371	186	158	124	117	124	124	124	221
Çekme Dayanımı (MPa)	283	331	240	374	299	328	404	421	426	262	324	185	255	240	240	214	345
Brinell Sertlik	82	91	85-90	103	94	89	100	90	119	80	80-85	70	60	65	60	210	110-156
Basma Akma Dayanımı (MPa)	414	600	210	252	230	234	269	330	359	172.5		131	258.8	317.4	324	752	
Kırılma Tokluğu MPa√m	12.3	-	12.6		14.5	-	14.4	23.7	20.2								
Darbe Direnci (J)	58 ¹	65 ¹	20	42 ¹	26 ²	20	29 ¹	48 ²	12 ¹	8 ²	3 ¹	4 ²	15 ²	8 ⁴	15 ³		54-88 ²
Yorulma Dayanımı 5x10 ⁶ Çevrim (MPa)	48	56.5	52	103	103	-	117	172	117	58.7	138	69	75.9	110.4	89.7	96.5	193
Kayma Dayanımı (MPa)	214	262	242	275	253	296		292	325	207	185	150				276	310

1) 6.35 mm çentiksiz Charpy, 2) 10 mm çentiksiz Charpy, 3) 10 mm çentikli Charpy, 4) 10 mm izod dereyi.

ZA alaşımlarının(ZA-8, ZA-12, ZA-27) üçü de mekanik özelliklerin iyi bir kombinasyonuna sahiptir. Fakat, özellikle ZA-27 alaşımı kuma döküm ve basınçlı döküm şartlarında göstermiş olduğu yüksek çekme mukavemeti ile dikkatleri üzerine çekmektedir[2]. ZA-27 alaşımı basınçlı döküm şartlarında yaklaşık 440 MPa'lık bir çekme mukavemetine sahiptir. Bu değer, Tablo 2.5'de görüldüğü gibi bazı alüminyum alaşımları ve dökme demirlerin çekme mukavemetinden daha yüksektir[3].

Ayrıca, ZA alaşımlarının Brinell sertliği değerleri Al ve Cu alaşımlarından daha iyidir. ZA-27 alaşımı yaklaşık 119 BSD' lik bir değer ile ZA alaşım ailesi içinde en yüksek sertliğe sahip olan alaşımdır. Fakat bu değer, dökme demirin sertliğinden oldukça düşüktür[7].

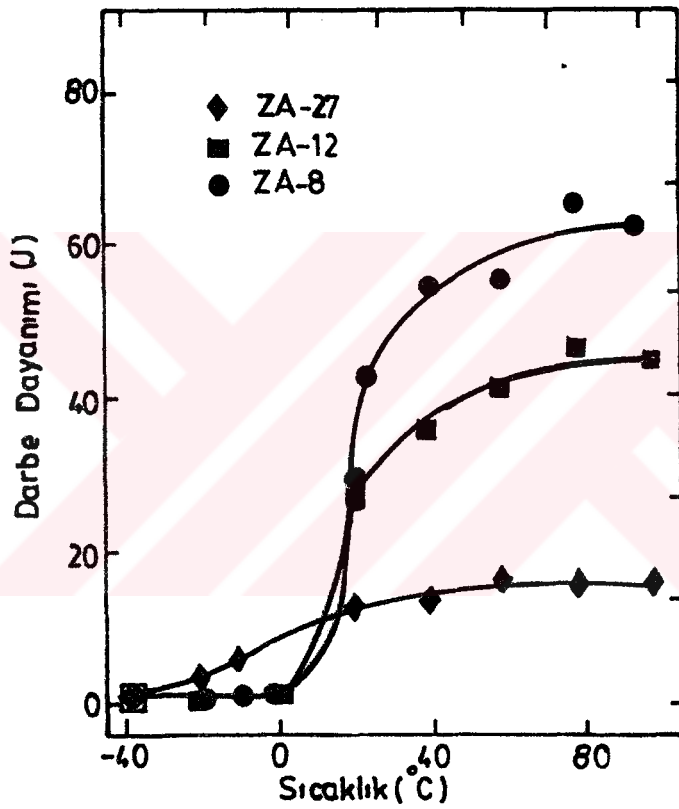
ZA-8 alaşımı % 8'lik bir çekme uzaması ile en iyi süneklik değerine sahiptir. Bu değer, ZA-12'de %5 ve ZA-27'de ise %2-3,5 aralığındadır. Tablo 2.5'den de görüldüğü gibi, ZA-27 alaşımının çekme ve akma mukavemeti değerleri döküm tekniğinden önemli miktarda etkilenmez iken, ZA-8'in kokil döküm tekniği ile elde edilen çekme ve akma mukavemeti değerleri basınçlı döküm ile yaklaşık % 50, ZA-12' nin ise sırasıyla % 30 ve % 45 oranlarında arttırılabilmektedir[3].

2.7.2.2 Darbe dayanımı, kırılma tokluğu ve yorulma dayanımı

ZA alaşımlarında çentik hassasiyeti olduğundan, darbe deneyleri çentiksiz numuneler ile yapıldığında daha tutarlı sonuçlar elde edilmektedir. Bu alaşımların oda sıcaklığındaki darbe özellikleri, diğer döküm alaşımları ve özellikle dökme demir ile alüminyum alaşımlarından daha yüksektir[7].

ZA alaşımlarında yapılan darbe deneyleri, ZA-8 ve ZA-12 alaşımlarında çok açık olarak gevrek-sünek geçiş sıcaklığının bulunduğunu göstermiştir. Fakat, bu ZA-27 alaşımında çok açık olarak belli değildir. Bu durum Şekil 2.16'da görülmektedir. Üç alaşım için belirlenen geçiş sıcaklıkları; ZA-8 için 20° C, ZA-12 için 15° C ve ZA-27 için ise -5° C'dir[85].

100°C sıcaklıkta yapılan deneylerde, ZA-8 65 Joule'lük bir darbe dayanımı gösterirken, ZA-12'nin 45 Joule ve ZA-27'nin ise 19 Joule'lük darbe enerjisine sahip olduğu gözlenmiştir[85]. Oda sıcaklığı şartlarında, basınçlı döküm ile üretilen ZA-8 alaşımı, ZA-12 ve ZA27 alaşımından daha yüksek darbe dayanımına sahiptir. ZA-27'nin düşük olan darbe dayanımı, döküm esnasında oluşan çekilme boşluğu ve porozite ile ilişkilidir. Bununla birlikte, soğuk kamaralı basınçlı döküm tekniği ile daha kaliteli dökümlerin elde edilebileceği belirtilmektedir[3].

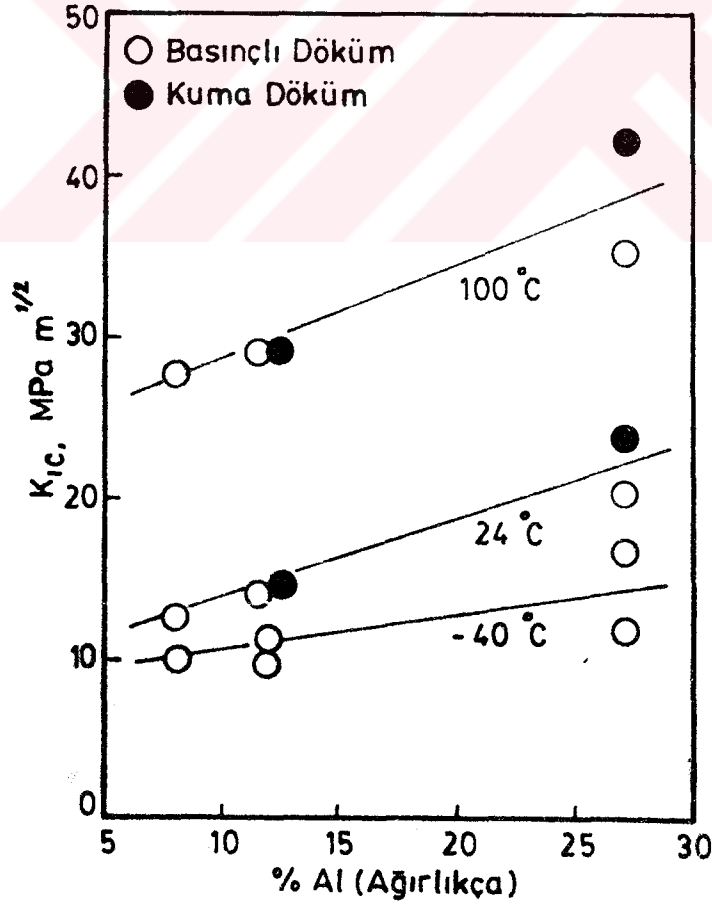


Şekil 2.16 Darbe dayanımı sıcaklık ilişkisi[1].

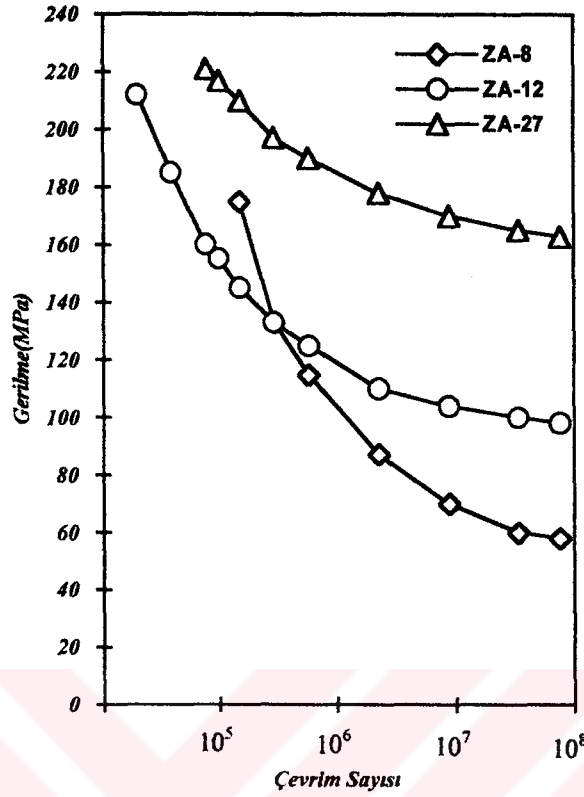
ZA alaşımlarının kırılma tokluğu üzerine yapılan araştırmalarda[86], kuma döküm ve basınçlı döküm ZA-27 alaşımının, en yüksek kırılma tokluğu değerine sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, bu değer homojenleştirme ısı işlemi ile bir miktar artırılabilir. ZA alaşımlarının kırılma tokluğu değerleri, diğer döküm alaşımları özellikle alüminyum alaşımları ve dökme demirler ile karşılaştırılabilir seviyededirler. Bunun yanında, ZA alaşımlarının alüminyum içeriğinin artması ve artan ortam sıcaklığı kırılma tokluğu değerlerini artırmaktadır(Şekil 2.17). Ayrıca

Şekil 2.17'de görüldüğü gibi, kuma döküm ZA-27'nin kırılma tokluğu değerleri basınçlı döküm ile üretilen ZA-27'den yaklaşık %30 daha yüksektir. Ayrıca, % 2'ye kadar porozitenin kırılma tokluğu değerlerini önemli oranda etkilemediği belirlenmiştir[7,79].

ZA alaşımlarının oda sıcaklığı yorulma dayanımı değerleri 5×10^8 çevrimlik bir ömür için Tablo 2.5'de diğer bazı döküm alaşımları ile birlikte verilmiştir. Tablo 2.5'deki değerler incelendiğinde, basınçlı döküm ile üretilen ZA-8 alaşımının yorulma dayanımı değerinin, kokil döküm ZA-8 alaşımının yorulma dayanımının yaklaşık iki katına eşit olduğu ve kuma döküm ZA-27 alaşımının, basınçlı döküm yöntemi ile üretilen ZA-27 alaşımından daha yüksek yorulma dayanımına sahip olduğu görülmektedir[1]. ZA alaşımlarının eğmeli yorulma deneyi ile belirlenen S-N eğrileri Şekil 2.18'de verilmiştir. ZA-27 alaşımı yaklaşık 150 MPa'lık bir yorulma dayanımı ile üç alaşım içerisinde en yüksek değere sahip olan alaşımdır [87].



Şekil 2.17 Kırılma tokluğunun sıcaklık ve Al miktarı ile değişimi[1].

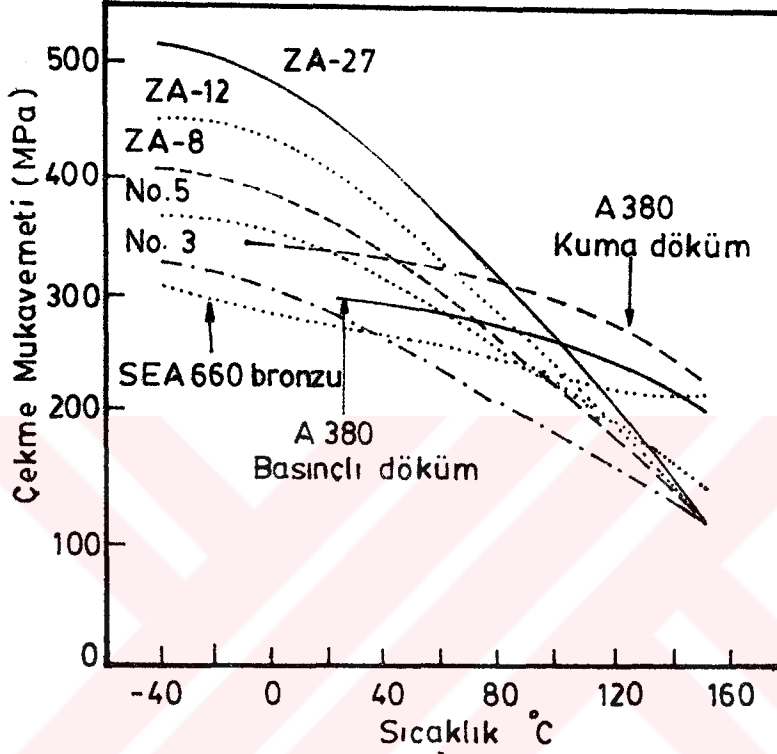


Şekil 2.18 ZA alaşımlarının eğmeli yorulma deneyi ile elde edilen S-N eğrileri[87].

2.7.2.3 Sıcaklığın mekanik özelliklere etkisi

Çinko esaslı alaşımlar düşük ergime sıcaklığı nedeniyle üretimde çeşitli avantajlar sağlamasının yanında, sıcaklığın artması durumunda mekanik özelliklerde önemli düşme meydana gelmektedir. Kelvin skalasına göre, oda sıcaklığı çinkonun ergime sıcaklığının % 40'ına, 150° C ise yaklaşık % 56'sına karşılık gelmektedir. Bu nedenle çinko-aluminyum esaslı alaşımların tümünde, artan sıcaklık ile çekme mukavemetinde önemli oranda azalma meydana gelmektedir(Şekil 2.19). Grafikten görüldüğü gibi; yaklaşık 80° C'ye kadar en yüksek mukavemet değerine ZA-27, en düşük mukavemet değerine ise Zamak 3 alaşımı sahiptir. Daha yüksek sıcaklıklarda ise, tüm alaşımların çekme mukavemeti değerleri birbirine yakın değerler almaktadır[85]. Şekil 2.19'da görülen diğer alaşımlar ise, sıcaklığın artmasından çok daha az etkilenmektedirler. Örneğin kokil döküm aluminyum alaşımı A380, 100° C'de oda sıcaklığına yakın bir çekme mukavemetine sahiptir[8,84].

Çinko-aluminyum esaslı alaşımların mukavemet değerleri azalan sıcaklık ile artış göstermektedir. Bu alaşımlardan ZA-27'nin -40°C 'deki mukavemet değeri, oda sıcaklığına göre yaklaşık % 20 daha fazladır. Bu artış ZA-12'de % 12, ZA-8'de ise %10'dur.



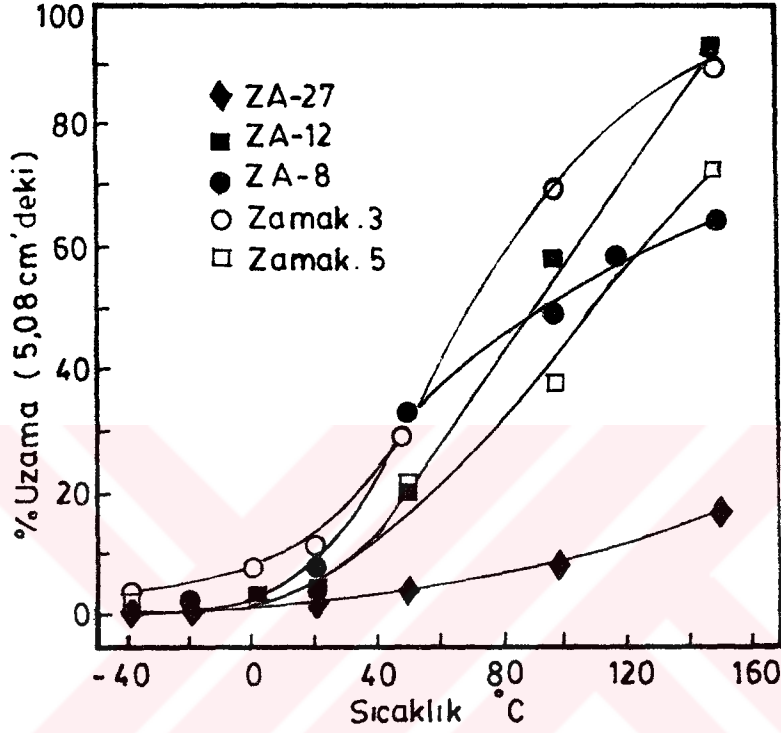
Şekil 2.19 Çekme mukavemetinin sıcaklık ile değişimi[8].

Zn-Al esaslı alaşımlarda, sıcaklığın artması ile çekme mukavemetinde meydana gelen azalmaya paralel olarak, her alaşımın sünekliği Şekil 2.20'de görüldüğü gibi önemli miktarda artış göstermektedir. Şekil 2.20'de verildiği gibi 50°C 'de, ZA-27 hariç tüm alaşımların sünekliği yaklaşık % 20'dir. Artan sıcaklık ile, bu alaşımların süneklik değerleri % 70-80 arasında değişim gösterirken, ZA-27 alaşımının sünekliği % 20 değerini geçmez [85].

2.7.3 Zn-Al alaşımlarının sürünme özellikleri

Günümüze kadar çinko-aluminyum esaslı alaşımların sürünme dayanımı ile ilgili birçok araştırma gerçekleştirilmiştir. Naziri ve Pearce[88], %20 Al içeren ötektoid

bileşime yakın alaşımlarda %1'e kadar bakır ilavelerinin sürtünme davranışına etkisini araştırmıştır. Burada, 150° C'nin üzerindeki sıcaklıklarda Cu ilavesinin önemli bir etkiye sahip olmadığı, ancak oda sıcaklığında sürtünme dayanımını arttırdığı tesbit edilmiştir.



Şekil 2.20 % Uzamanın sıcaklık ile değişimi[1].

Daha sonra Nuttall[89], bileşiminde %4 Cu ve %0.2 Mn bulunan iki ötektoid esaslı alaşıma değişik ısı işlemleri uyguladıktan sonra, oda sıcaklığında 35 MPa gerilme altında yaptığı deneyler ile kararlı sürtünme hızı değerlerini tesbit etmiştir. Elde edilen sonuçlar Naziri ve Pearce'nin %1'e kadar Cu ilaveli alaşımların oda sıcaklığı sürtünme dayanımı değerleri ile benzerlik göstermektedir. Bunun yanı sıra, bileşiminde Mn bulunan alaşımın sürtünme dayanımı değerlerinin, Cu içeren alaşımlardan daha iyi olduğu gözlenmiştir.

Mulvania[90], sürtünme dayanımını arttırmak amacıyla ötektoid bileşimdeki alaşımlara titanyum, krom, manganez, bakır ve magnezyum elementleri ilave etmiştir. Genel olarak, alaşım elementi ilavesinin oda sıcaklığı sürtünme özelliklerini

olumlu yönde etkilediği görülmüştür. Ti, Mn ve Cr elementlerinin sürünme özellikleri üzerinde çok az etkiye sahip olduğu, bunun yanısıra Mg ve Cu'nun sürünme dayanımını önemli oranda yükselttiği tesbit edilmiştir. % 0,5'e kadar bakır ilavesinin sürünme dayanımını arttırdığı, daha yüksek oranlarda Cu ilavesinin ise yararlı olmadığı ve en yüksek sürünme dayanımı değerinin de % 0,018 Mg içeren alaşımdan elde edildiği belirtilmiştir.

Nagy ve arkadaşları[91], ötektik ve ötektoid Zn-Al alaşımlarında faz dönüşümlerinin sürünme özelliklerine etkisini belirlemek amacıyla 250°-300°C sıcaklık aralığında değişik gerilmeler altında sürünme deneyleri gerçekleştirmişlerdir. Yapılan çalışmalar neticesinde, deformasyon hızı duyarlılığı üssü $m=0,5$ ve dönüşüm sıcaklığında sürünme aktivasyon enerjisi 62,3 kJ/mol olarak belirlenmiştir. Bu değer dislokasyonların tırmanma aktivasyon enerjisine yakın bir değerdir. Ayrıca, deney öncesi ve sonrası yapılan X-ışınları çalışmalarında, artan sürünme sıcaklığının tane boyutunu ve tanelerin büyüme hızını arttırdığı gözlenmiştir. Buna bağlı olarak, sürünmenin tane sınırlarının kayması ve göç etmesi ile meydana geldiği iddia edilmiştir.

Zn-%0,5Al ve Zn-%40Al alaşımlarının sabit gerilmeler ve 160°-300° C sıcaklıkları arasındaki sürünme özellikleri Sakr ve arkadaşları[92] tarafından incelenmiştir. Bu çalışmada da yukarıda belirtilen ötektik ve ötektoid Zn-Al alaşımlarının aktivasyon enerjisine yakın bir değer (56,1 kJ/mol) elde edilmiştir. Bu alaşımlarda, birincil ve kararlı sürünme arasında $B=B_0 \epsilon^\gamma$ şeklinde bir ilişki olduğu ifade edilmiştir. Burada; B_0 bir sabit, B birincil sürünmeyi ifade eden bir parametre, ϵ_s kararlı sürünme hızı, γ ise üstel bir sabittir. γ ; Zn-%0,5Al alaşımı için 0,46-0,60 ve Zn-%40Al için ise 0,40-0,56 olarak tesbit edilmiştir. Elde edilen deneysel verilerin aşağıdaki Denklem 2.4 ile uygunluk içerisinde olduğu belirtilmiştir[93].

$$\dot{\epsilon}_s = c(\sigma/d)^{1/m} \exp(-Q/RT) \quad (2.4)$$

Burada; c sabit, σ uygulanan gerilme, d tane boyutu, m deformasyon hızı duyarlılığı üssü, Q aktivasyon enerjisi, R gaz sabiti ve T ise sıcaklığı belirtmektedir.

Son yıllarda, % 3 ve % 4 Cu içeren ötektoid ve ötektoid bileşimi yakınındaki alaşımların döküm halindeki ve ısıtıl işlem gördükten sonraki sürünme davranışları Savaşkan ve Murphy[94,95] tarafından araştırılmıştır. Alaşımlara 350° C’de 3 saat homojenleştirme işlemini takiben su verme ve 200° C’de 2 saat yaşlandırma ısıtıl işlemi yapılmıştır. % 3 ve % 4 Cu ihtiva eden alaşımların döküm halinde ve ısıtıl işlem gördükten sonra elde edilen ikincil sürünme hızı değerlerinin, ikili alaşımdan çok düşük olduğu ifade edilmiştir. Ayrıca, döküm halindeki alaşımların sürünme hızı değerleri aynı bileşimdeki ısıtıl işlem görmüş alaşımlara nazaran daha düşük olarak belirlenmiştir.

Aynı araştırmacılar, döküm halinde ve ısıtıl işlem görmüş alaşımların ikincil sürünme hızı değerlerinin aşağıdaki ampirik denklem ile uygunluk içinde olduğunu göstermişlerdir[94].

$$\epsilon_s = A\sigma^n \exp(-Q_c / RT) \quad (2.5)$$

Burada; A bileşimin ve metalurjik yapının etkisini içeren sabit, n gerilme üssü, σ uygulanan gerilme, Q_c sürünme aktivasyon enerjisi, R gaz sabiti ve T ise deney sıcaklığıdır. $n=3$ ve $Q_c=87$ kJ/mol olarak belirlenmiştir.

Daha sonra Murphy ve arkadaşları[95], elde ettikleri toplam sürünme uzaması(ϵ) değerlerinin, aşağıda verilen bağıntı ile daha uyumlu olduğunu tesbit etmişlerdir. Bu bağıntı;

$$f(\epsilon) = C\sigma^n \exp(-Q_c / RT) \quad (2.6)$$

şeklindedir. Burada; C bir sabit, n gerilme üssü, σ uygulanan gerilme, Q_c sürünme aktivasyon enerjisi, R gaz sabiti ve T ise deney sıcaklığıdır. Tüm alaşımlar için 10-60 MPa gerilme aralığı için gerilme üssü $n=3,33$ olarak bulunmuştur. Döküm halindeki alaşımların sürünme aktivasyon enerjisi $Q_c=122$ kJ/mol olurken, ısıtıl işlem görmüş alaşımlarda 60-107 kJ/mol aralığında olduğu gözlenmiştir.

Son olarak Durman ve Murphy[6,96-99], Zn-Al esaslı alaşımların sürünme özellikleri ile ilgili değişik araştırmalar gerçekleştirmişlerdir. Bu araştırmacılar, basınçlı döküm ile üretilen Zamak 3, ZA-8 ve ZA-27 alaşımları üzerinde yapmış oldukları sürünme deneyleri ile alaşımların %1'e kadar toplam sürünme uzamalarını belirlemişlerdir. Elde ettikleri deneysel sonuçlardan, yukarıda belirtilen ampirik bağıntının(Denklem 2.6) bu alaşımlarda da geçerli olduğunu kanıtlamışlardır[97].

Daha sonra, bu bağıntının 40 MPa'a kadar gerilmeler ve 120° C'ye kadar sıcaklıklar için geçerli olduğunun farkına varılmasından sonra, aynı araştırmacılar bu sürünme denklemini modifiye ederek tüm gerilme aralıklarında ve yüksek sıcaklıklardaki verilerle de uygunluk gösteren genel bir bağıntı belirlemişlerdir[6]. % 1'e kadar toplam sürünme uzamasını veren bu ampirik bağıntı;

$$f(\epsilon)=Ct(\text{Sinh}\alpha\sigma)^n \exp(-Q/RT) \quad (2.7)$$

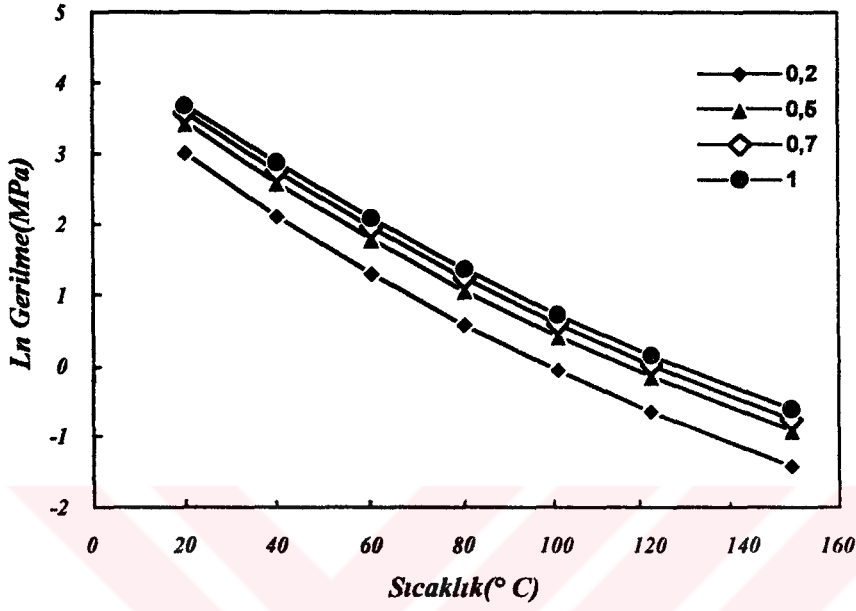
şeklinde dir. Burada; t sürünme zamanı, C sabit, n gerilme üssü, σ uygulanan gerilme, R gaz sabiti ve T deney sıcaklığıdır. Bu çalışmada; Zamak 3 ve ZA-27 için $n=3$, $\alpha=24,3 \times 10^{-3}$, $Q=106$ kJ/mol. ZA-8 için ise $n=3,2$, $\alpha=26,6 \times 10^{-3}$, $Q=99$ kJ/mol olarak tesbit edilmiştir [6]. Ayrıca ampirik bir bağıntı olan Denklem 2.7'deki C'nin, üç alaşım için deneysel olarak belirlenen değerleri Tablo 2.6'da verilmiştir[98].

Tablo 2.6 Zamak 3, ZA-8 ve ZA-27 için sürünme sabiti C değerleri[98].

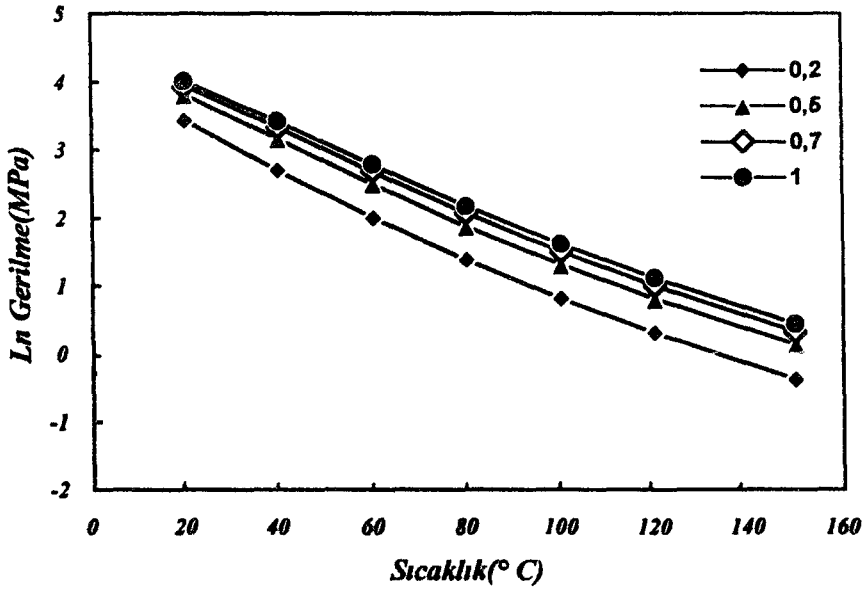
Uzama	% 0,2	% 0,5	% 0,7	% 1,0
Zamak 3	-25,83	-24,36	-23,85	-23,46
ZA-8	-21,23	-19,62	-19,00	-18,65
ZA-27	-26,37	-24,35	-23,63	-23,00

Yapılan kısa süreli sürünme deneylerinden elde edilen verilerden, Denklem 2.4 kullanılarak yapılan sürünme tahminleri, uzun sürede gerçekleştirilen sürünme deney sonuçları ile uygunluk göstermektedir. Basınçlı döküm ile üretilen Zn-Al esaslı alaşımlarda yapılan çalışmalarda, en iyi sürünme dayanımına ZA-8 alaşımının sahip olduğu belirlenmiştir. 100000 saatlik(11,4 yıl) bir kullanım ömrü için çeşitli

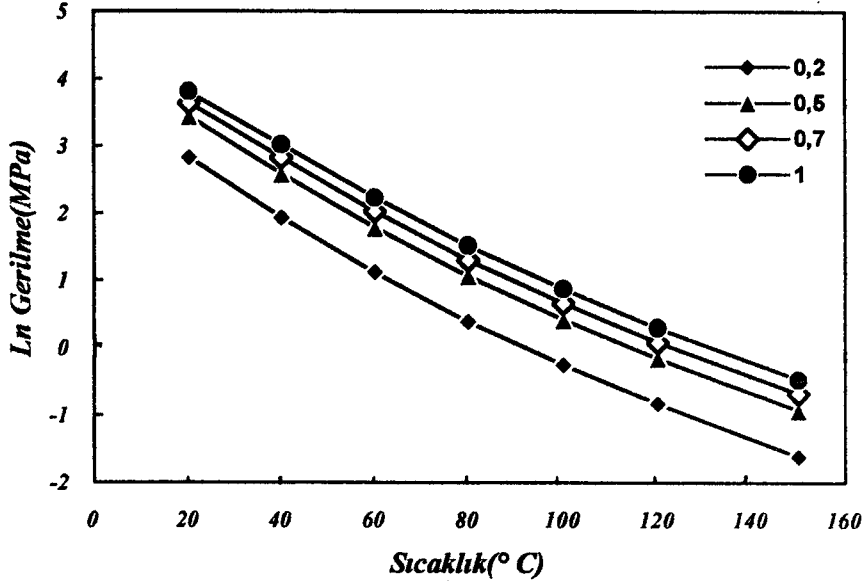
gerilme ve sıcaklık kombinasyonlarında elde edilen % uzama değerleri Zamak 3, ZA-8 ve ZA-27 için sırasıyla Şekil 2.21-2.23'de verilmiştir[6].



Şekil 2.21 Zamak 3 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri[6].



Şekil 2.22 ZA-8 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri[6].



Şekil 2.23 ZA-27 alaşımında, 100000 saatlik bir ömür için gerilme ve sıcaklık kombinasyonunda elde edilen uzama değerleri[6].

Basınçlı döküm ile üretilen %0-30 Al içeren Zn-Al alaşımlarında, artan Al miktarı ile primer sürünme miktarı ve toplam sürünme uzamasının arttığı, minimum sürünme hızı değerinin ZA-8 alaşımından elde edildiği açıklanmıştır[99]. Aynı çalışmada, kokil döküm ile üretilen alaşımlarda ise en iyi sürünme direnci ötektik bileşimdeki alaşımdan elde edilmiştir.

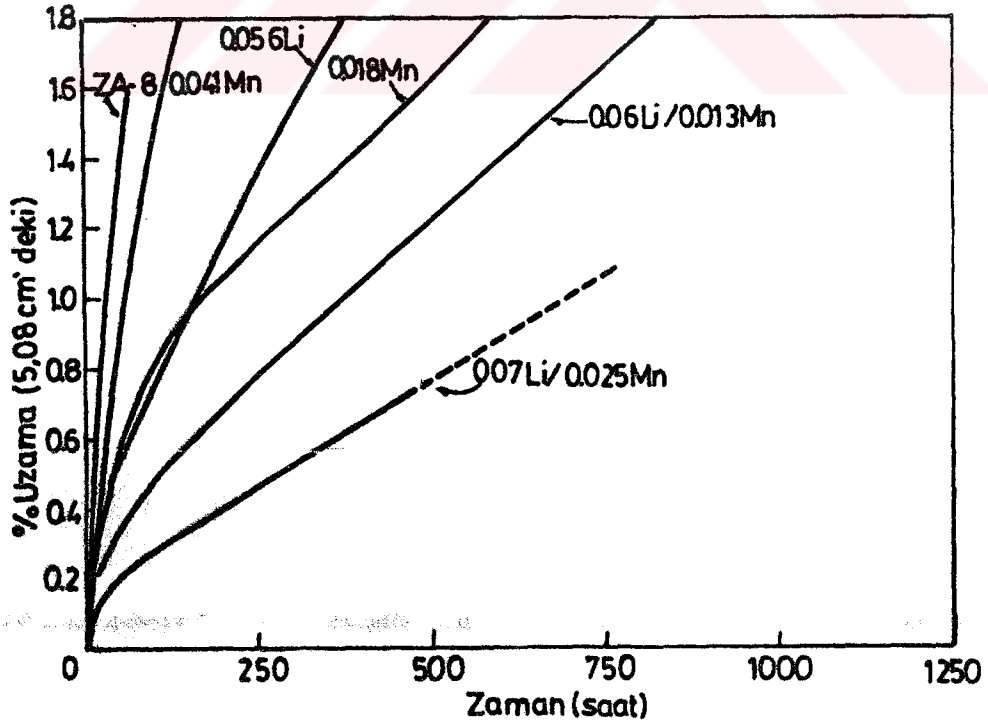
Thornton[100], % 1,3 Cu - % 0,3 Al içeren Zn alaşımlarına % 0,07-0,19 aralığında Li ve % 0,3 Mn elementi ilave ederek 100 ° C sıcaklık ve 50 MPa gerilme şartlarında sürünme özelliklerini incelemiştir. İlave edilen mangan ve lityum ile alaşımın sürünme ömründe önemli miktarda iyileşme sağlandığı ve bu elementlerin, Li-Zn bileşiği ve Al-Mn partikülü halinde tane sınırlarında çöktüğü belirtilmektedir[101]. Fakat, bu alaşımların sürünme özellikleri Zamak 5 alaşımından çok iyi olmasına rağmen, ILZRO 16 alaşımının özelliklerinden daha düşüktür. Ayrıca Barnhurst [102], basınçlı döküm ZA-8 alaşımına % 0,01-0,05 aralığında Mn ve % 0,02-0,1 aralığında Li elementi ilave ederek 100° C sıcaklık ve 35 MPa gerilme şartlarında sürünme özelliklerini tesbit etmiştir. Çalışmanın neticesinde, bileşiminde %0,07 Li ve %0,025 Mn bulunan ZA-8 alaşımının

maksimum sürünme dayanımı gösterdiği ve bu değerin standart ZA-8 alaşımının yaklaşık on katı olduğu belirtilmiştir(Şekil 2.24).

Skenazi ve arkadaşları[103], ZA-27 alaşımına % 0.002 B ve % 0.022 Ti + 0.003 B ilave ederek yapmış oldukları deneyler sonucunda, çekme mukavemeti ve süneklik değerlerinin artmasına rağmen sürünme dayanımının bir miktar azaldığını belirlemişlerdir.

2.7.4 Zn-Al alaşımlarının aşınma özellikleri

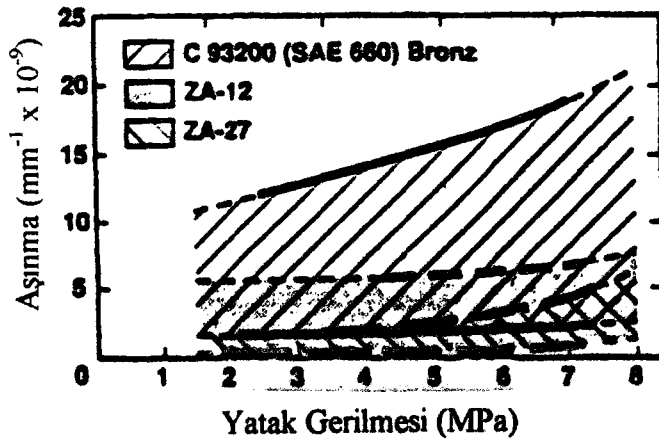
Çinko-alüminyum alaşımlarının diğer önemli bir üstünlüğü de aşınma ve yatak özellikleridir. Bu alaşımların aşınma özellikleri ve yatak malzemesi olarak kullanılabilirliği ile ilgili çalışmalar 1981-86 yılları arasında yoğunluk kazanmıştır [104]. Yapılan çalışmalar neticesinde, Zn-Al esaslı alaşımların özellikle kaymalı yatak uygulamalarında beyaz metal, bronz, pirinç ve dökme demir gibi geleneksel yatak malzemelerinin yerini alabileceği tesbit edilmiştir[105,106].



Şekil 2.24 Basınçlı döküm ZA-8 alaşımının sürünme dayanımına Li ve Mn elementlerinin etkisi[102].

İlk olarak %40 Al-%2 Cu içeren Zn-Al alaşımlarının iyi aşınma özelliklerine sahip olduğu Marczah ve Ciach tarafından tesbit edilmiştir[107]. Bu özelliklerin, uygulanan ısıtma işlemi ile meydana gelen çok fazlı yapı ile yatak yüzeyinde oluşan çinko oksit ve alüminyum oksitten kaynaklandığı ileri sürülmektedir. Yüzeyde oluşan alüminyum oksit sert olduğundan yatağın aşınma direncini arttırmaktadır. Çinko oksit ise, yumuşaktır ve yatak-mil arasında sıkışma olması durumunda yağlayıcı görevi yapmaktadır[108].

Barnhurst ve Forge[109], ZA alaşımlarının aşınma özelliklerini geleneksel döküm malzemeleri ile karşılaştırmalı olarak incelemişlerdir. Halka üzerinde blok aşınma düzeneğinde yapılan bu çalışmada; kuma döküm ZA-27 alaşımlarının Al bronz ve Al-Sn alaşımına eşdeğer, SEA 660 Pb-Sn bronzundan ise daha iyi aşınma dayanımına sahip olduğu belirlenmiştir(Şekil 2.25). Ayrıca, ZA alaşımından yapılan yataklar çalışma esnasında Pb-Sn bronz yataklara nazaran çok daha düşük yatak sıcaklığı meydana getirirler. Bunun sebebi, ZA alaşımlarının, bronzun yaklaşık iki katı ısı iletkenliğe sahip olmasıdır. ZA alaşımlarının sahip olduğu bu yüksek aşınma dayanımının matriksin sertliğine ve yapıda bulunan $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ fazının varlığına ve miktarına bağlı olduğu ifade edilmiştir[104,110].

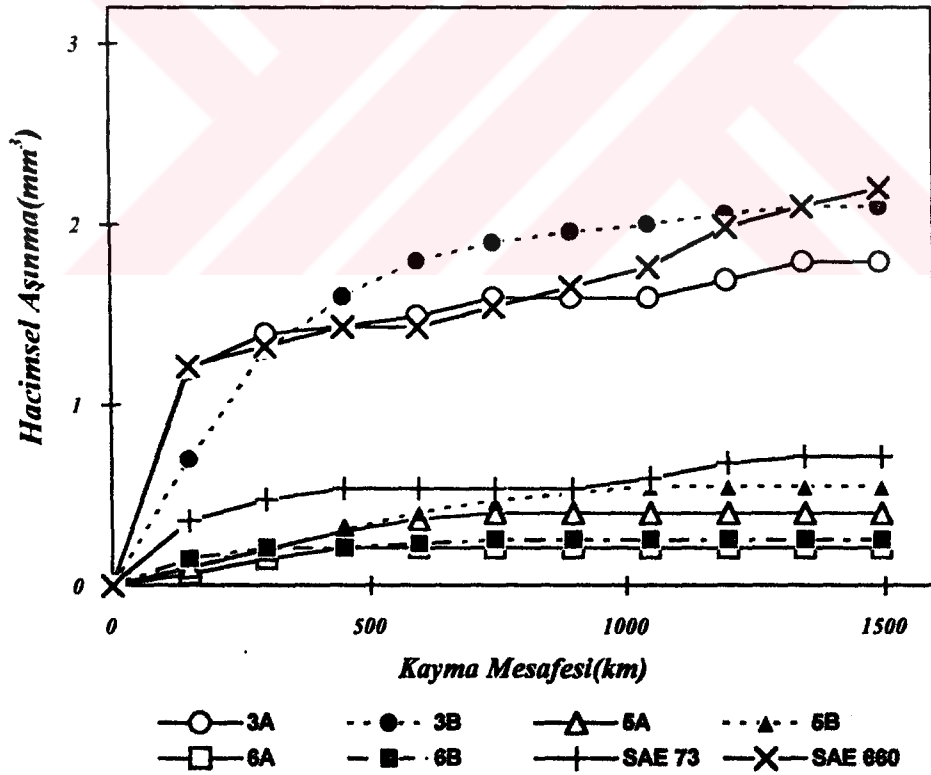


Şekil 2.25 ZA-12 ve ZA-27 alaşımları ile SAE 660 bronzunun, aşınma miktarı-yatak gerilmesi arasındaki ilişki[104].

Bununla birlikte çinko-alüminyum esaslı alaşımların yatak olarak kullanılmalarını zorlaştıran bazı faktörler mevcuttur. Bunların başında, yapıda bulunan yarıkararlı

fazların boyutsal kararsızlığa neden olması gelmektedir[111-113]. Savaşkan ve Murphy[114] yapmış oldukları araştırmada, bu problemin uygun ısı işlemleri ile giderilebileceğini göstermişlerdir. Fakat, bu esnada alaşımların aşınma dayanımı ve mekanik özelliklerinin olumsuz yönde etkilendiği belirtilmiştir.

Yine aynı araştırmacılar, alüminyum oranı yüksek Zn-Al esaslı alaşımların disk üzerinde pim aşınma deneylerinde, Zn-Al alaşımlarının SEA 660 Pb-Sn bronz ile SEA 73 pirincinden daha iyi, fosfor bronz ve dökme demir ile karşılaştırılabilir değerde aşınma dayanımına sahip olduğunu tesbit etmişlerdir[108,115,116]. Şekil 2.26'da, döküm halinde ve ısı işlem görmüş %3,1 Cu, %2,7 ve %4,1 Si içeren Zn-%25Al alaışının aşınma miktarının diğer yatak malzemeleri ile karşılaştırması verilmektedir[116]. Bu alaşımlara ilave edilen Cu ve Si elementlerinin, aşınma dayanımlarını önemli oranda arttırdığı ve özellikle Zn-Al matrisi içerisinde bulunan



Şekil 2.26 Bileşiminde; %3,1 Cu(3), %2,7 Si(5) ve %4,1 Si(6) içeren Zn-%25 Al alaışının döküm hali (A) ve ısı işlem görmüş hali (B) ile SAE 660 bronz ve SAE 73 pirincinin hacimsel aşınma değerlerinin kayma mesafesi ile değişimi[116].

Si partiküllerinin yük taşıyıcı faz olarak davranarak mükemmel bir aşınma dayanımı sağladığı gözlenmiştir[117,118].

Benzer şekilde ZA-27 alaşımına ilave edilen manganezin aşınma ve sürtünme özelliklerini olumlu yönde etkilediği ve bunun yapıda oluşan manganezce zengin sert partiküllerden kaynaklandığı da tesbit edilmiştir[119].

Son yıllarda yapılan araştırmalarda; ZA-27 alaşımına MoS_2 partikülleri[120], Zamak 3 ve ZA-12 alaşımına ise saffil alümina[121,122] fiberleri ilave edilerek üretilen kompozit malzemelerin aşınma dayanımlarının önemli ölçüde arttığı tesbit edilmiştir. Ancak ilave edilen bu takviye malzemelerinin, alaşımların çekme mukavemeti değerlerini olumsuz şekilde etkilediği görülmüştür.

2.7.5 Alaşım elementlerinin mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi

2.7.5.1 Bakır:

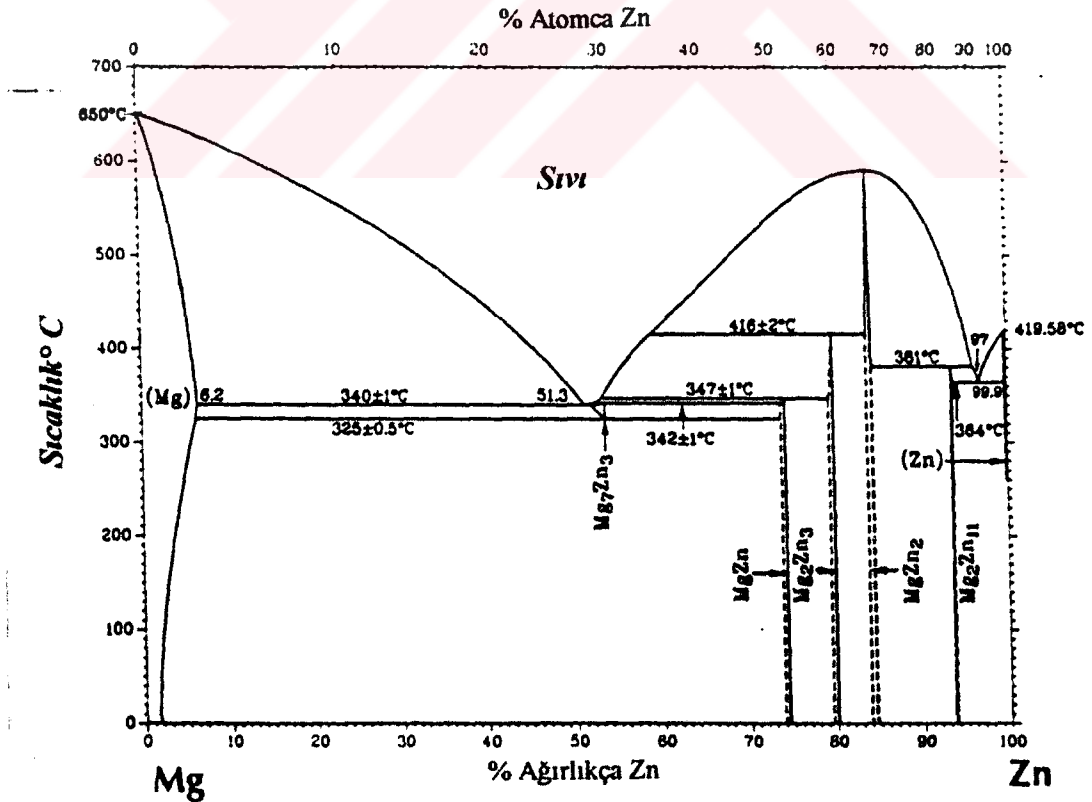
Çinko içerisinde bakırın çözünürlüğü çok sınırlı olmasına rağmen, çinko-aluminyum alaşımlarında aluminyum miktarına bağlı olarak bakırın çözünürlüğü artmaktadır[19]. Zn-Al esaslı alaşımlar da mukavemet ve sertliği arttırmak amacıyla bakır ilave edilmektedir. %2'ye kadar Cu ilaveleri çekme mukavemeti ve sertlikte artmaya sebep olur iken, % uzama değerini azaltır. Ayrıca, bakır ilaveleri sürtünme ve korozyon direncini arttırmaktadır[2,15].

Durman ve Murphy[75], %1.06 Cu içeren ZA-8 alaşımında, bakırın yarıkaraklı ϵ fazı (CuZn_4) halinde ötektik η ve β fazının dönüşümü sonucu oluşan η matriks içinde çok küçük partiküller halinde çökeldiğini ve bu fazın uzun süreler(en az 5 yıl) yapıda yarıkaraklı varlığını koruduğunu gözlemişlerdir. Bu alaşımlarda bakır ilavesi ile mekanik özelliklerde sağlanan önemli derecedeki iyileşmeye, bu ϵ çökelti partiküllerinin neden olduğu bildirilmiştir[75,123].

Yüksek oranlarda(%2-2.5) bakır içeren ZA-27 alaşımında ise bakırın bu morfolojinin yanısıra dentritler arası bölgelerde yine $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ fazı olarak fakat büyük partiküller halinde bulunduğu belirlenmiştir[80]. Fakat bu büyük partiküllerin ZA-27 alaşımının sürünme direncini önemli ölçüde etkilemediği belirtilmektedir[99].

2.7.5.2 Magnezyum:

Şekil 2.27'deki Zn-Mg ikili denge diyagramından görüldüğü gibi çinko, magnezyum içerisinde maksimum % 6,2 çözünmektedir. Çinko içerisinde Mg çözünürlüğü ise çok azdır[20]. Bu durum, Zn-Al esaslı alaşımlarda da benzer şekildedir. Örneğin, Zn-Al ötektoid alaşımında 275° C de Mg çözünürlüğü % 0.025 iken, bu değer oda sıcaklığında çok daha düşüktür. Genellikle magnezyum, Zn-Al alaşımlarına % 0,002-0,1 oranlarında alaşım elementi olarak ilave edilmektedir[19].



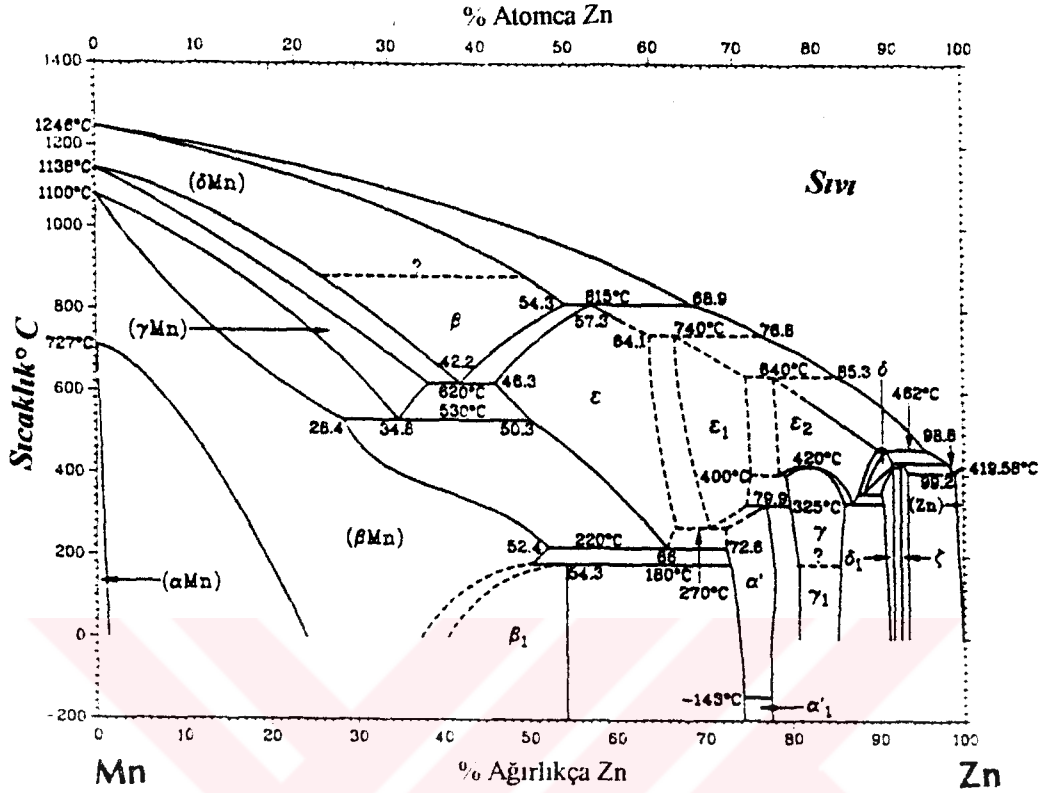
Şekil 2.27 Zn-Mg ikili denge diyagramı[18.].

Çinko-aluminyum esaslı alaşımlara ilave edilen Mg; sertlik, çekme mukavemeti ve sürünme dayanımını arttırmaktadır. Bununla beraber Pb, Cd ve Sn gibi empüritelerin nemli ortamlarda sebep olduğu taneler arası korozyonu engellemektedir[124]. Gervais[2] Zn-% 9Al-1,7 Cu içeren alaşıma % 0.02 Mg ilave ederek, alaşımın çekme mukavemetinde yaklaşık % 24 iyileşme elde etmiştir. Ayrıca, son yıllarda yapılan çalışmalarda çinko-aluminyum esaslı alaşımlarda magnezyumun doymuş η matriks fazı içerisinde Mg_2Zn_{11} kristalleri halinde bulunabileceği belirtilmiştir[125]. Ancak TEM ve EDS ile yapılan diğer detaylı çalışmalar, magnezyum elementinin çinkoca zengin fazlarda önemli ölçüde bulunmadığını ve daha çok alüminyumca zengin fazlarda yoğunlaştığını ortaya çıkarmıştır[65].

Magnezyum elementi ötektoid dönüşümün kinetiği üzerinde de önemli bir etkiye sahiptir ve artan Mg miktarı ile β fazının ötektoid dönüşümü gecikmektedir. Bileşiminde Mg bulunmayan Zn-Al alaşımında birkaç gün olan β fazının dönüşme zamanı, % 0,1Mg ilavesi durumunda 6 haftaya kadar çıkabilmektedir[15]. Ayrıca magnezyum, Zamak 3 hariç diğer çinko-aluminyum esaslı alaşımların gevrek-sünek geçiş sıcaklığını azaltmaktadır. Alaşımlara Mg ilave edilmesi durumunda, magnezyum oksit oluşumundan dolayı sıvı metalin akışkanlığının azaldığı tesbit edilmiştir[19].

2.7.5.3 Manganez:

Manganez, saf çinko içerisinde çok düşük miktarda çözünürlüğe sahiptir. Şekil 2.28'de görüldüğü gibi, 400° C'de % 0,8 olan Mn çözünürlüğü oda sıcaklığında daha da azalmaktadır. Çinko-aluminyum esaslı alaşımlarda ise, manganez çözünürlüğü çok daha düşük değerlerdedir. Zamak 3 alaşımında 420° C'deki Mn çözünürlüğü % 0,0013 iken, 390° C'de ise % 0,0006 seviyelerine düşmektedir. Bu nedenle, Çinko-aluminyum alaşımlarına ilave edilen Mn, bileşik yaparak yapıda intermetalik halinde bulunur[19]. Bu intermetalik fazların ortorombik kristal yapıdaki Al_3Mn ve Al_6Mn olduğu belirlenmiştir[125].



Şekil 2.28 Zn-Mn ikili denge diyagramı[18].

Süperplastik Zn-%22 Al ötektoid alaşımına %0,2 Mn ilavesinin, alaşımın çekme, sertlik ve sürünme dayanımında önemli artışlar meydana getirdiği bilinmektedir[19]. Fakat, Zamak ve ZA alaşımlarının mekanik özellikleri üzerine olan etkisi ise son yıllarda yapılan çalışmalar ile ortaya çıkarılmıştır. Kanada'da yapılan çalışmalarda, ZA alaşımlarına Mn alaşım elementi ilavesi ile sürünme dayanımında önemli artışlar meydana geldiği tesbit edilmiştir[102].

Ayrıca ZA-27 alaşımına, % 0-1.0 oranları arasında Mn ilavesi sonucunda aşınma dayanımının arttığı ve sürtünme katsayısının azaldığı belirlenmiştir. Bunun yanısıra, manganezin ZA-27 alaşımının mikroyapısındaki α dentritlerini incelttiği ve ötektik miktarını arttırdığı tesbit edilmiştir[119].

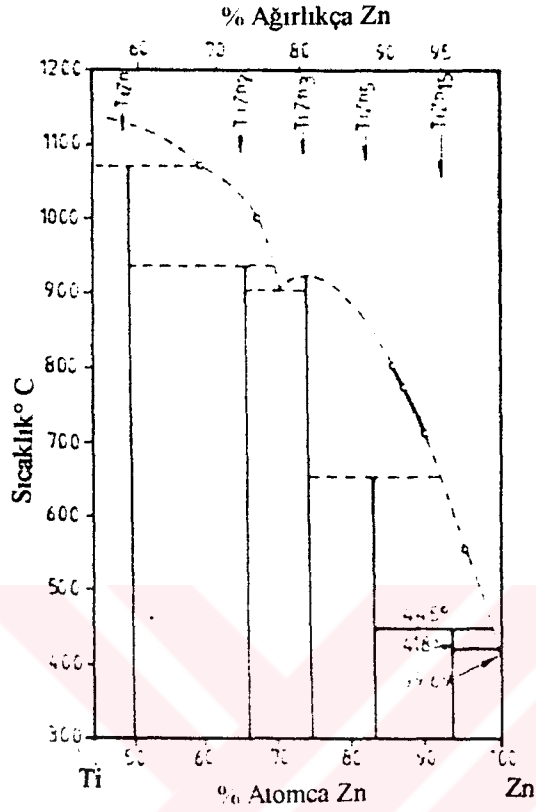
2.7.5.4 Titanyum:

Zn-Ti ikili denge diyagramının çinkoca zengin kısmı Şekil 2.29'da görülmektedir. Çinko-Titanyum alaşım sisteminde Ti, Zn içerisinde sınırlı bir çözünürlüğe sahiptir ve %0,11 Ti bileşiminde Zn ile, $Zn-TiZn_{15}$ ötektikini meydana getirir[20]. Ayrıca titanyum elementinin, döküm halindeki çinkonun tane boyutunu küçültücü ve sıcak haddeleme esnasındaki tane büyümesini engelleyici rolü olduğu da tesbit edilmiştir[126].

Çok az miktardaki titanyum ilavelerinin, çinko alaşımlarının çekme mukavemeti ve sertlik değerleri üzerinde önemli bir etkisinin bulunmadığı, fakat sürünme dayanımını önemli oranda arttırdığı belirtilmiştir. Sürünme dayanımındaki bu olumlu etki, hücre sınırlarında oluşan ince $TiZn_{15}$ intermetalikinin varlığı ile açıklanmıştır[19,20].

ZA-27 alaşımında meydana gelen alttan çekilme boşluğunun %0,05 Ti ilavesi ile önlenebileceği ve ayrıca ZA-27 alaşımına ilave edilen Ti+B elementlerinin alaşımın sünekliğini yaklaşık iki kat arttırdığı yapılan çalışmalarda ortaya çıkarılmıştır[127,128].

Titanyum, Al alaşımlarında olduğu gibi Zn-Al alaşımlarında da yapıyı modifiye etmek amacıyla ilave edilmektedir[129]. İlk olarak Pollard ve arkadaşları [130], çil döküm ile üretilen % 7 ve % 24 Al içeren çinko-aluminyum esaslı alaşımlarda % 0-0,05 aralığında Ti ilavesi ile kübik Ti_2Al_3Zn partiküllerinin oluştuğunu ve bu partiküller üzerinde aluminyumca zengin primer dentritlerin çekirdeklenmesi ile yapının incelendiğini belirlemişlerdir. Ayrıca Pollard[131], yine aynı alaşımlarda yapının dentritik olmadığını ve özellikle %24 Al içeren alaşımın mikroyapısının yapraksı şeklinde olduğunu ifade etmiştir. Buna karşın Hamid[132], Zn-%25 Al alaşımına % 0,001-0,1 aralığında Ti elementi ilavesi ile oluşan mikroyapıda aluminyumca zengin primer α fazının dentritik değil yine ince yapraksı şeklinde olduğunu saptamış, ancak mikroyapıda Ti_2Al_3Zn üçlü bileşiğinin varlığına rastlamamıştır.



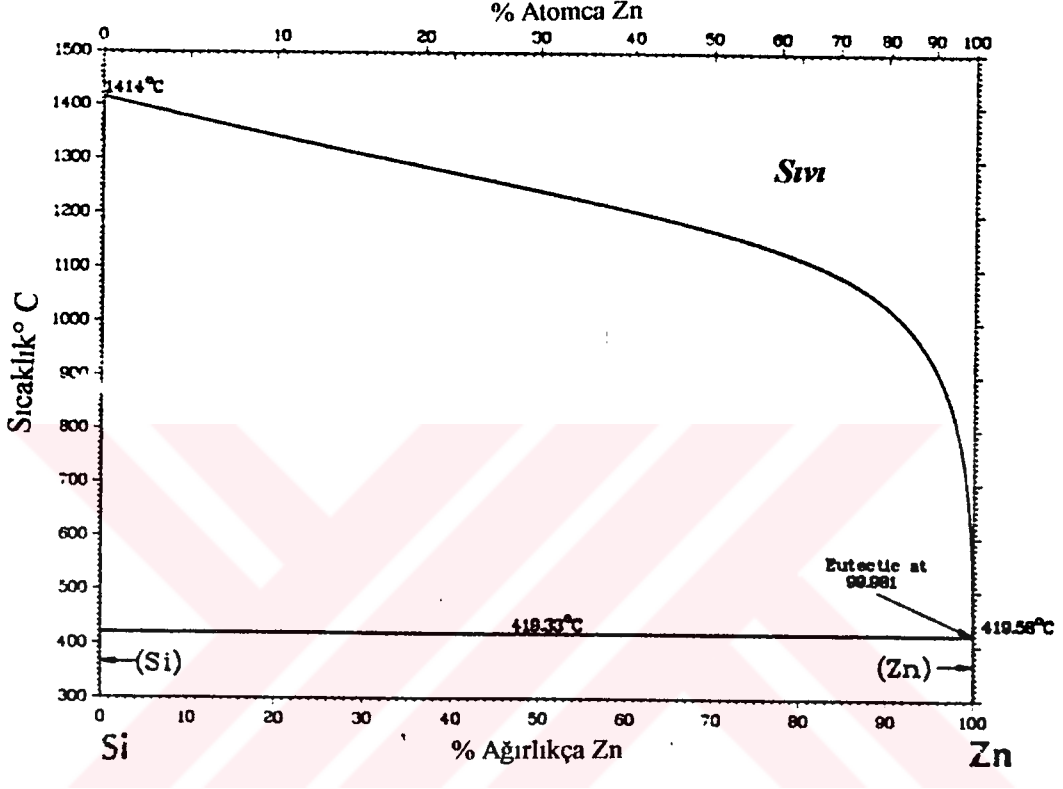
Şekil 2.29 Zn-Ti ikili denge diyagramı[20].

2.7.5.5 Silisyum:

Silisyumun saf Zn içerisinde çözünürlüğü yoktur(Şekil 2.30) ve mikroyapıda iğne şeklinde küçük partiküller halinde gözlenir. Zn-Al esaslı alaşımlarda da silisyum çözünürlüğü çok düşüktür[19]. Bu nedenle silisyumun çinko-aluminyum alaşımlarındaki faz dönüşümlerini önemli oranda etkilemediği belirtilmektedir[133,134].

Çinko-aluminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerine silisyum içeriğinin etkisi ile ilgili olarak değişik çalışmalar yapılmıştır. Savaşkan ve Murphy[116], Zn-% 25 Al alaşımına % 2,1-5,6 aralığında Si elementi ilave ederek, alaşımın sertlik ve aşınma dayanımında sürekli bir artış meydana geldiğini tesbit etmişlerdir. Çekme mukavemetinde ise %2,7 Si miktarına kadar bir artış, daha sonra ise azalma

meydana gelmiştir. Yine aynı araştırmacılar; Zn-%35 Al alaşımına %2,8 ve %6,5 Si, Zn-%41 Al alaşımına ise %1,9 Si ilavesiyle aşınma dayanımında mükemmel bir iyileşme elde edilebileceğini ve bunun mikroyapıda bulunan Si partiküllerinin varlığı kadar dağılımında bağlı olduğunu belirtmişlerdir[106,117].

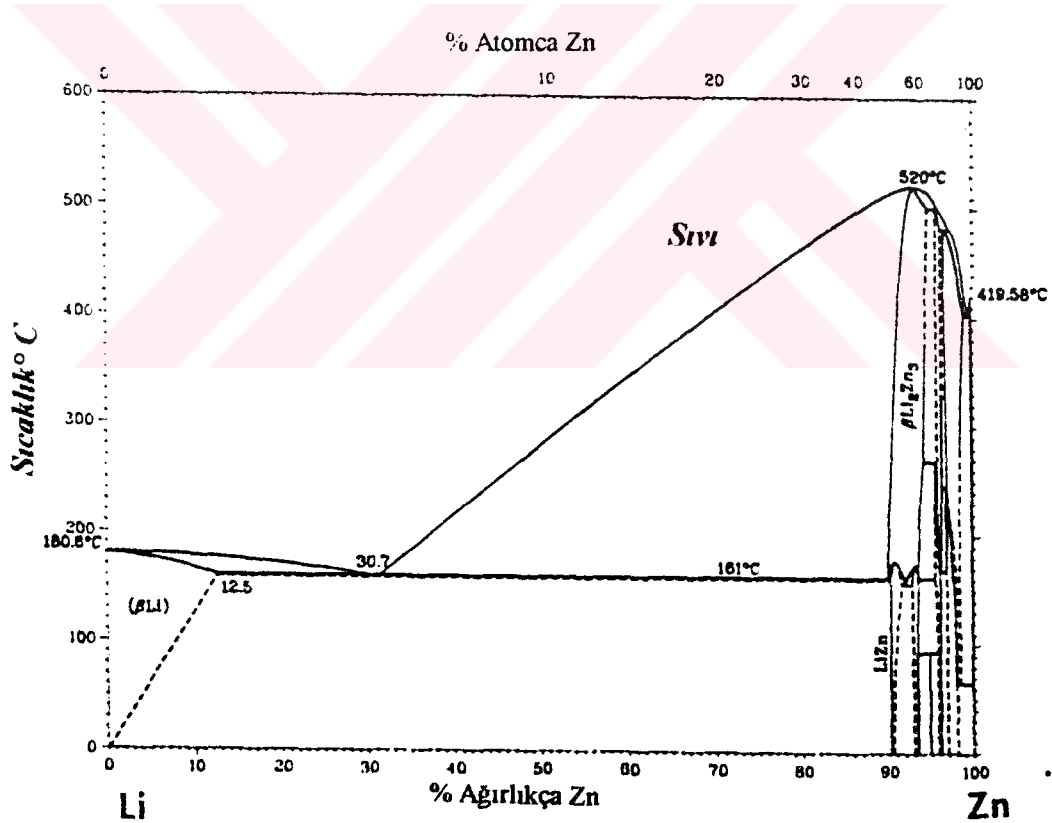


Şekil 2.30 Zn-Si ikili denge diyagramı[18].

%0.02 oranında silisyum, Zn-Al esaslı alaşımlara ilave edildiğinde çekme mukavemetinde önemli bir artma meydana getirirken, % uzama ve darbe direncinde azalmaya neden olur ve ayrıca gevrek-sünek geçiş sıcaklığını artırır [19]. Thompson ve Niessen[135], ötektik üstü Zn-%12 Al alaşımına %0,05-0,1 Si ilavesi ile ötektik tane boyutunun önemli miktarda arttığını ve darbe direncinin büyük oranda azaldığını belirlemişlerdir. Aynı oranda Si ötektik altı Zn-%4 Al alaşımına ilave edildiğinde ise, ötektik tane boyutunda önemli bir değişiklik meydana getirmediği gözlenmiştir.

2.7.5.6 Lityum:

Çinkonun lityum içerisinde %12,5 oranına kadar çözünmesine karşın, Li çinko içerisinde çok az miktarda çözünmektedir (Şekil 2.31). Lityum elementinin, çinko ve çinko-aluminyum alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerinde yapmış olduğu etki ile ilgili sınırlı bilgiler mevcuttur. Thornton [100], çok az miktarda Al(%0.3) ihtiva eden çinko alaşımına %0,07-0,19 oranları aralığında Li ilave ederek alaşımın sertlik, çekme mukavemeti ve sürünme dayanımı değerlerinde artış meydana geldiğini belirlemiştir. Kanada'da yapılan bir çalışmada ise, ZA-8 alaşımına %0,056 Li ilave edilerek sürünme dayanımında mükemmel bir artış meydana geldiği ve Mn elementi ilavesi durumunda bu olumlu etkinin daha da arttığı tesbit edilmiştir [102].



Şekil 2.31 Zn-Li ikili denge diyagramı [18].

Sürünme dayanımında meydana gelen bu yükselmenin, mikroyapıda oluşan lityumlu bileşiklerden kaynaklandığı ifade edilmektedir. Basınçlı döküm ile üretilen sürünme

dayanımı yüksek Zatec alaşımı(ZA-8+%0,07 Li+%0,027 Mn) üzerinde detaylı SEM ve TEM çalışmaları L'Esperance ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilmiştir[125]. Mikroyapıda görülen ve yaklaşık 100 nm boyutundaki partiküllerden alınan difraksiyon paternlerinin, birbirine yakın latis parametresine sahip hegzagonal yapıdaki Zn ve LiZn_4 'e ait olabileceği belirtilmiştir. Ayrıca, Al ve Cu içeren bazı partiküllerden alınan difraksiyon paternlerinin ise yine hegzagonal yapıya sahip ve latis parametreleri $a=0,496$ nm, $c=0,935$ nm olan Al_4CuLi olabileceği ifade edilmiştir.

Son yıllarda gerçekleştirilen bir araştırmada ise, ZA-27 alaşımına %0,1 Li ilavesi ile döküm esnasında meydana gelen alttan çekilme boşluğunun azaldığı, sertlik ve çekme mukavemetinin ise bir miktar arttığı ortaya çıkarılmıştır[136].

2.7.4.7 Krom:

Kromun çinko içerisindeki çözünürlüğü ihmal edilebilir boyutlardadır ve Zn-Al esaslı alaşımlarda CrAl_4 ve CrAl_7 intermetalik bileşikler olarak mikroyapıda bulunabilir[137].

Sürünme dayanımı yüksek ILZRO 16 alaşımının az miktarda Cr içermesinden dolayı, Cr elementi ilavelerinin ZA alaşımlarının sürünme dayanımını arttırabileceği düşünülmektedir. Lamberights ve arkadaşları[77], ZA-27 alaşımına %0,1 Cr ilave ederek yapmış oldukları sürünme deneyleri neticesinde sürünme dayanımında önemli bir değişikliğin meydana gelmediğini, fakat alaşımın çekme mukavemetinin arttığını tesbit etmişlerdir. Ayrıca, katılaşma esnasında kromun aşıl原因 etkisi yaptığı ve yapının hücresel olmasına sebep olduğu belirtilmiştir.

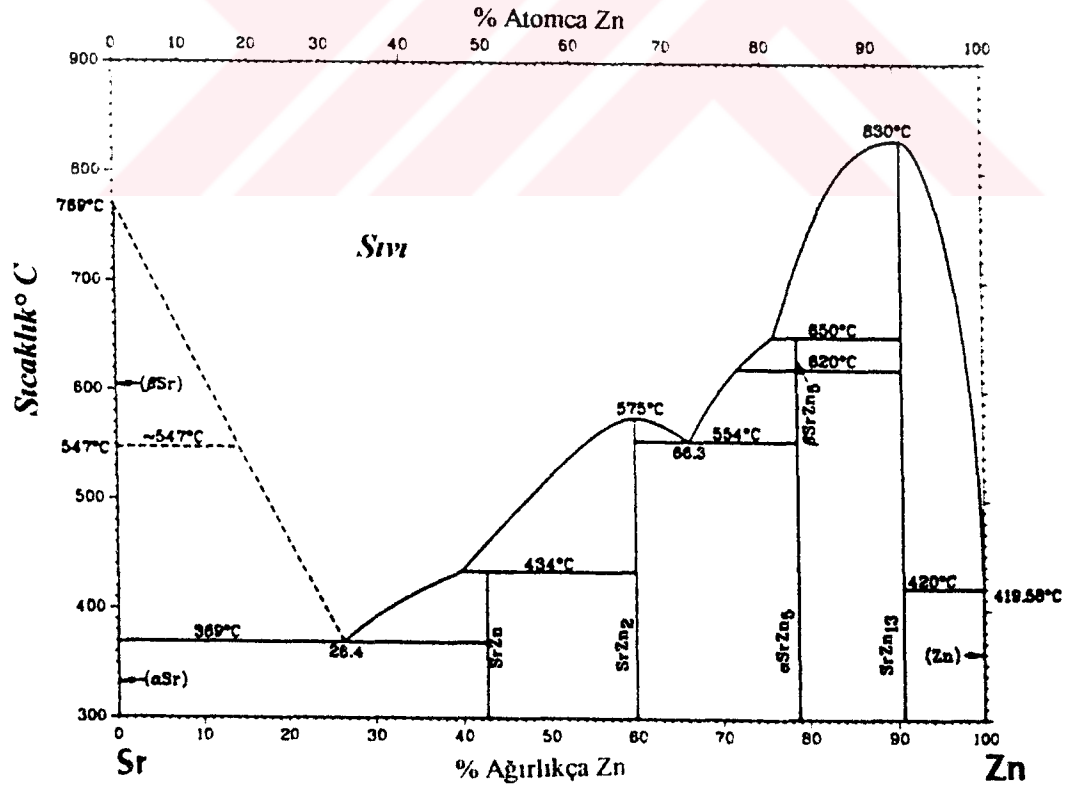
2.7.5.8 Stronsiyum:

Özellikle Al alaşımlarında modifiye edici element olarak ilave edilen stronsiyum, Zn-Al esaslı alaşımlarda ise çekilme boşluğunu önlemek amacıyla ilave edilmektedir[74]. Şekil 2.32'deki Zn-Sr ikili sisteminde görüldüğü gibi, Sr çinko

içerisinde çok az miktarda çözünmekte ve çok sayıda ara bileşik oluşturmaktadır[18].

ZA alaşımlarına %0,06'ya kadar Sr ilavesi mekanik özelliklerde önemli bir etki meydana getirmemekte fakat, daha yüksek oranlarda Sr ilavesi çekme dayanımı, % uzama ve darbe dayanımı değerlerini düşürmektedir. Sr içeren ZA alaşımlarının mikroyapısında, ötektik bölgelerde intermetaliklere rastlanmış ve yapılan EDS analizlerinde bunların %82 Zn, %8 Sr ve %10 Al içerdiği belirlenmiştir. Yapılan stokiometrik hesaplamalar neticesinde bu intermetaliklerin $Zn_{10}AlSr$ olabileceği ifade edilmiştir[74].

Son yıllarda gerçekleştirilen bir araştırmada, kuma döküm ve grafit kalıba döküm ZA-27 alaşımına %0,05 Sr ilavesiyle katılma esnasında meydana gelen alttan çekilme boşluğu önlenmiş, fakat alaşımın çekme mukavemeti önemli miktarda azalmıştır[136].



Şekil 2.32 Zn-Sr ikili denge diyagramı[18].

2.7.5.9 Diğer elementler

IA(Li, Na, K ve Cs) ve IIA(Be, Ca, Sr ve Ba) grubu elementlerin %0,02-0,1 aralığında ilave edilmesiyle, Zn-Al alaşımlarındaki çekilme boşluğunun önlenebileceği belirtilmiştir[138]. Çekilme boşluğunu elimine etmek amacıyla ilave edilen Be, Ca ve Na gibi elementlerin alaşımların çekme mukavemeti üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı, fakat darbe dayanımını bir miktar azalttığı tesbit edilmiştir[139].

Yapılan bir çalışmada[77], %0,01 alkali metal ilavelerinin ZA-27 alaşımının çekme ve sürünme dayanımlarını önemli oranda arttırdığı ortaya çıkarılmıştır. Ayrıca nadir toprak elementleri ve bazı flux ilavelerinin, Zn-Al alaşımlarının mekanik özelliklerini ve tanelerarası korozyon dayanımını yükselttiği belirlenmiştir[124,140]. Chen[141] son yıllarda yaptığı bir araştırmada, %0,12'ye kadar Ce+La elementlerinin ZA-12 alaşımına ilavesinin, darbe dayanımını önemli miktarda yükselttiğini belirlemiş ve mikroyapıda bu elementlerin intermetalik bileşikler halinde bulunduğunu gözlemiştir.

Çinko-aluminyum alaşımlarında empürite olarak bulunan demir, $FeAl_3$ metallerarası bileşiğini oluşturarak darbe dayanımı ve % uzama değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Bundan dolayı demir elementini bileşimde maksimum %0,075 oranında olması tavsiye edilmektedir[142].

2.8 ZA Alaşımlarının Kullanım Alanları

Basınçlı döküm Zamak 3 ve Zamak 5 alaşımları; endüstri makinalarında, bilimsel ekipmanlarda ev gereçlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle otomotiv uygulamalarında kollar ve kilitlerde, mekanik parçalarda, konstrüksiyon amacıyla çeşitli yerlerde ve aydınlatma malzemesi gibi birçok değişik alanda uygulama alanı bulmaktadır[15].

Günümüzde ZA alaşımları, değişik uygulama alanlarında kullanılmakta ve birçok

alandan da kullanımı düşünölmektedir. Ulaşım endüstrisinde; süspansiyon ve aks parçaları, vites kutusu, iletim(aktarma) parçaları, yakıt enjeksiyon pompa kapakları ve koltuk kolları gibi uygulamalarda kullanılmaktadır. Ayrıca traktörler için hidrolik kollar, tekerlekli sandalye kelepçeleri, pnömatik güç ünitesi parçaları ve otomatik bisiklet vites dökümleri bu alaşımlardan yapılmaktadır[139,143,144].

Bunların yanında, madenlerin tehlikeli bölgelerindeki elektrik ekipmanları, korozyonun önemli olduğu boru ve kelepçeler, yangın söndürme ekipmanları(nozul, kelepçe), gazmetre kutusu ve kapağı, daktilo kapağı, techizat kapağı, hassas elektronik sistem kutuları ve bazı destek plakaları ZA alaşımlarından üretilmektedir [139,145,146].

ZA-12 ve ZA-27 alaşımlarının en önemli kullanım alanları, iyi aşınma dayanımları nedeniyle yataklar, burçlar ve aşınan parçalardır. Bu alaşımlar yüksek yük, düşük hız uygulamalarında, diğeri yatak malzemeleri ve özellikle bronzlara nazaran daha iyi performans göstermektedirler. Traktörlerde bronz yerine, çinko-aluminyum alaşımlarının kullanılması yatak çalışma ömrünü 1800-2000 saatten 5000-7000 saate çıkarmıştır. Ayrıca, ZA alaşımı yataklar bronzla nazaran yaklaşık %50 daha ucuzdur[147-150].

ZA alaşımlarının sönüm kapasitesinin yüksek olmasından dolayı, ZA-12 alaşımı havalı çekiçlerde, ZA-27 ise otomobil motor rakorları, arazi motosikletlerinin kam mili tahrik kasnaklarının yapımında kullanılmakta ve gürültüyü azaltmak amacıyla hava değıştirici(air-conditioning) kompresörlerin motor bloklarının dökümünün ZA-27'den yapılması planlanmaktadır[151].

ZA alaşımlarından imal edilen ve başarılı olarak kullanılan bazı ekipmanlardan örnekler aşağıda belirtilmiştir;

1. Basıncılı döküm ZA-27'den üretilen çamaşır makinası parçası, basıncılı döküm Al alaşımı 380'den daha iyi performans göstermiştir[84].

2. Pistonlu pompa birleştirme aparatı, pirinç yerine ZA-27 alaşımından dökülmüş ve çelik krankşafta karşı mükemmel aşınma dayanımı göstermiştir. 80° C sıcaklıktaki krank yağı içerisinde yüksek sıcaklık özelliklerinden dolayı kullanımı mümkündür[84].
3. Dört tekerden çekişli hafif araçların, çelik ve plastikten yapılan ön aks(dingil) kovanı ZA-27'den yapılmıştır. Yüksek kayma mukavemeti, iyi işlenebilirlik ve hafif olmasından dolayı ZA alaşımı tercih edilmektedir[152-154]
4. Kammili tahrik çarkı yapımında dökme demir yerine ZA-27 alaşımının kullanımı ile, dökme demirdeki dişli dişlerini işlemekten tasarruf sağlanmıştır[152].
5. Direksiyon mili kavraması çelik yerine ZA-8'den yapılarak, merkezi deliklerin döküm esnasında parça üzerinde bırakılabilmesinden dolayı iç çapın işlenmesinden tasarruf sağlanmaktadır[152].
6. Sıfır tolerans ile Zamak 3 alaşımından üretilen dişli kutusu, özellikleri daha iyi olan ZA-8 alaşımından dizaynında bir değişiklik yapılmaksızın üretilebilmiştir[152].
7. Otomatik 4 çekişli sistemlerdeki tekerlek göbeği kapağı basınçlı döküm ZA-8 alaşımından üretilmiştir. Çalışma ortamında sıcaklık yaklaşık 90° C olduğundan sürünme dayanımı önemli olduğundan ZA-8 alaşımı tercih edilmektedir [84,152,153,155].
8. İngiliz Leyland arabalarının motor rakorları yüksek sıcaklık özellikleri ve yüksek darbe dayanımı nedeniyle ZA alaşımlarından üretilmiştir[8].
9. Madenlerde kullanılan çekici lokomotiflerin yatağı, C93500 bronzu yerine ZA-12 alaşımından üretilmiş ve yağlı ortamda 20 ay kullanılmıştır. Bronz yatakların aşırı aşınmadan dolayı 18-24 aylık periyotlardan sonra değiştirilmeleri gerekirken, ZA-12 alaşımı yataklarda aşınmaya rastlanmamıştır[156].

10. Matbaa makinalarında C93200(SAE 660) bronzu burçlar yerine, grafit kalıba dökülen ZA-12 alaşımı burçlar kullanılmıştır. 1045 çeliği şaftın 1000-1500 devir/dakika hızla çalıştığı bu yataklarda, ZA-12 alaşımı kullanımı ile aşınma miktarı bronz yataklara nazaran dörtte bir azalmıştır ve servis ömrü 6 aydan 24 aya yükseltilmiştir[156].

11. Kokil döküm ZA-12 alaşımından yapılan su pompası birleştirme çubuğu, arka taraftaki beyaz metalli çelik burç ile ön taraftaki krank pini burcunu devre dışı bırakmıştır. Birleştirme kolu, burç kullanmaksızın dökme demir yatak ile 1.1 cm çapındaki sertleştirilmiş çelik arasında kullanılmıştır. Dakikada 30 litre su gönderen pompa, 770 devir/dakika hızda ve 60° C'deki 8.27 MPa su basıncında çalıştırılmıştır. Pompa iyi yağlanmış şartlarda 500 gün herhangi bir hasar olmaksızın kullanılmıştır[156].

12. Küçük traktörlerin direksiyon mili destek yatağı, çelik yerine ZA-12 alaşımından basınçlı döküm ile üretilmiştir. 1.27 cm çapındaki çelik şafttan oluşan direksiyon milinin uç tarafı, ZA-12'den yapılan destek üzerinde bulunan merkezi bir delik içerisinde ileri geri hareket etmektedir. ZA-12 destek parçası, traktörün yüklü olması şartlarında statik, dinamik ve darbeli yükler altında test edilmiş ve 10 yıllık bir zaman için simülasyon yapılmıştır. Sonuçta; ZA-12 destek yatağının 1.29 cm olan çapında 0.10-0.20 mm, direksiyon milinde ise 0.05 mm'lik bir aşınma meydana geldiği belirlenmiştir[156,157].

13. 2000 tonluk dövme presinde şaftlardan birinde çinko-aluminyum esaslı alaşım, diğerinde bronz yatak kullanılmıştır. Her iki yatak 6 yıl süreyle çalışmıştır. Bu süre içinde yağlama hataları da olmuş, fakat pres üretimin aksamaması için sürekli çalıştırılmıştır. Daha sonra yapılan gözlemlerde bronz yatakta sıkışma, bozulma ve milinde de hasar belirlenmiştir. Zn-Al alaşımı yatakta ve milinde ise herhangi bir hasara rastlanmadığı ifade edilmiştir[150].

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1 Alaşımların Hazırlanması ve Dökümü

Alaşımlar ticari saflıkta çinko(%99,95) ile alüminyum(%99,8) kullanılarak hazırlanmış ve elektrikli direnç fırınında 2 kg.'lık bir pota içerisinde azot gazı altında ergitilmiştir. Alaşımlara bakır, manganez, titanyum, silisyum, krom ve lityum alaşım elementi ilaveleri master alaşımları ile gerçekleştirilmiştir. Bir kısmı yurtdışından temin edilen bu master alaşımlarının bileşimleri sırasıyla; Al-%50 Cu, Al-%10 Mn, Zn-%2 Ti, Al-%50 Si, Cu-%10 Cr ve %96,25 Al-% 2,35 Li-% 1,15 Cu-% 0,75 Mg şeklindedir.

Magnezyum elementi ise saf halde, dökümlerden hemen önce sıvı metale karıştırma ile ilave edilmiştir.

Alaşımlar, yaklaşık 600° C'deki ergimiş metalin 200° C'ye ısıtılmış dökme demir kalıba dökülmesi ile üretilmişlerdir. Kokil kalıp, sıvı metalin alttan yükselerek doldurduğu ve boyutları 16x120 mm olan dört adet silindirik numuneyi verecek şekilde dizayn edilerek imal edilmiştir.

3.2 Mekanik Deneyler

Dökümü yapılan tüm alaşımların, önce oda sıcaklığı mekanik özellikleri tesbit edilmiştir. Bu kapsamda alaşımların sertlik, çekme mukavemeti ve % uzama değerleri belirlenmiş ve daha sonra ise tüm alaşımların, 120° C sıcaklıkta ve başlangıç gerilmesi 40 MPa olacak şekilde sabit yük altında sürünme deneyleri yapılmıştır.

3.2.1 Sertlik deneyi

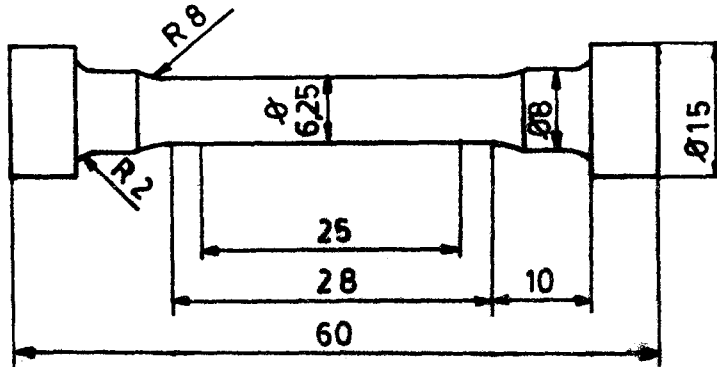
Alaşımların Brinell yöntemi ile yapılan sertlik ölçümlerinde, önce 2.5 mm çapında bilya ile 187.5 kg'lık yükün 20 saniye uygulanması ile numune yüzeyinde iz oluşturulmuş, daha sonra ise optik mikroskop yardımı ile 0.001 mm hassasiyette ölçüm yapılabilen, dijital bir cihazda iz çapları ölçülerek alaşımların sertlik değerleri hesaplanmıştır.

Her bir numuneden en az 10 ölçüm yapılmış ve ortalama değer alaşımların sertlik değeri olarak alınmıştır.

3.2.2 Çekme deneyi

Alaşımların çekme deneyleri, ASTM E8-81 normuna uygun olarak hazırlanan standart deney numuneleri (Şekil 3.1) kullanılarak 50 kN çekme kapasitesine sahip LLOYD T 50K Universal çekme cihazında 5 mm/dakika çekme hızı ile gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar yük-uzama grafikleri şeklinde elde edilmiş ve alaşımların çekme özellikleri bu grafikler üzerinden hesaplanmıştır.

Bu deneylerde, her bir alaşım için 3 numune kullanılmış ve ortalama değer alaşımların çekme mukavemeti olarak alınmıştır.



Şekil 3.1 ASTM E 8-81 normunda standart çekme deney numunesi

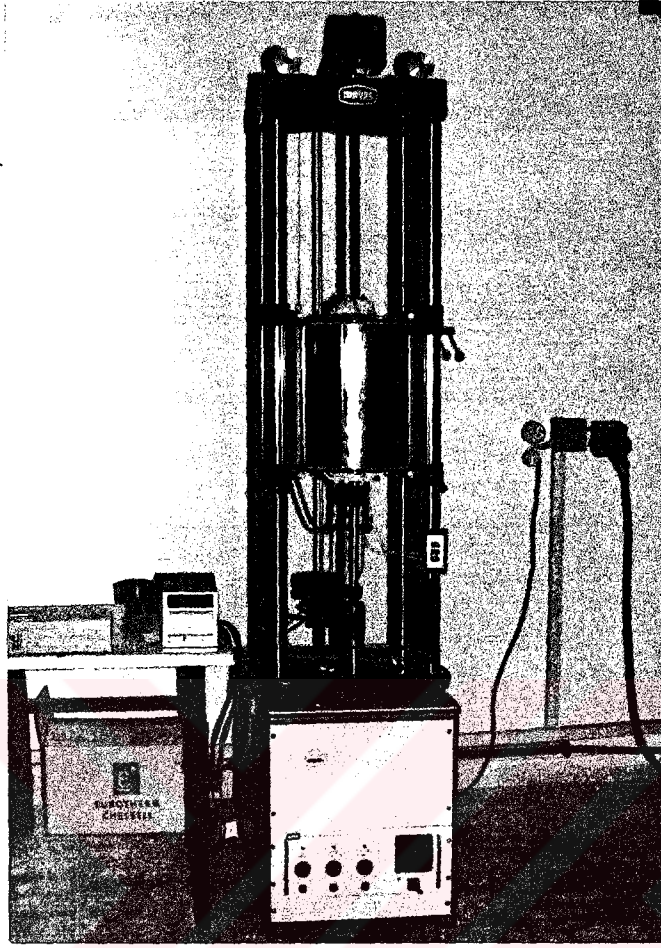
3.2.3 Sürünme deneyi

Tüm alaşımların sürünme deneyleri, 120° C sıcaklık ve başlangıç gerilmesi 40 MPa olan sabit yük altında her bir alaşım için üç numune kullanılarak yapılmıştır. Deneylerde, 1/15 oranında manivela sistemi ile maksimum 30000 Newton yük uygulama kapasitesine sahip Şekil 3.2'de görülen ticari Mayes Sürünme Cihazı kullanılmıştır.

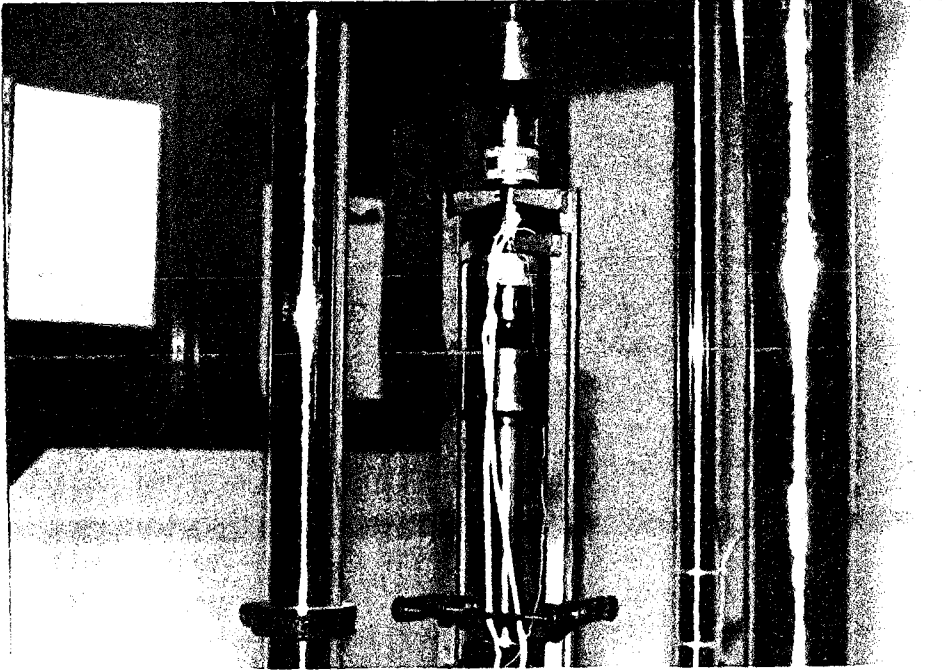
Sürünme deneylerinde de çekme deneylerinde kullanılan standart numuneler(Şekil 3.1) kullanılmıştır. Numunelerin cihaza bağlanabilmesini sağlamak amacıyla bir aparat yapılmış ve iki ekstansometre bu aparat üzerine karşılıklı monte edilerek, transduserler yardımı ile ölçümler gerçekleştirilmiştir(Şekil 3.3). Deney esnasında numunede meydana gelen uzamalar, transduserler ile grafik çizebilen hassas bir kayıt cihazına aktarılmıştır. Her iki ekstansometreden elde edilen uzama değerleri ve bunların ortalaması zaman-uzama eğrileri şeklinde grafiksel olarak elde edilmiştir. Cihazdan elde edilen bu grafiklere örnek olarak Standart ZA-8 alaşımına ait uzama-zaman eğrisi Şekil 3.4'de gösterilmektedir.

Sürünme deneylerinde sıcaklık kontrolü, üç bölgeden ısıtma yapabilen bir fırın içerisinde Eurotherm sıcaklık kontrol ünitesi ve Cr-Ni termokupl kullanılarak sağlanmıştır. 120° C'de yapılan deneyler esnasında sıcaklık üç ayrı termokupl ile numune yüzeyinden sürekli olarak kontrol edilmiş ve deneyler $\pm 2^\circ$ C hassasiyet ile gerçekleştirilmiştir.

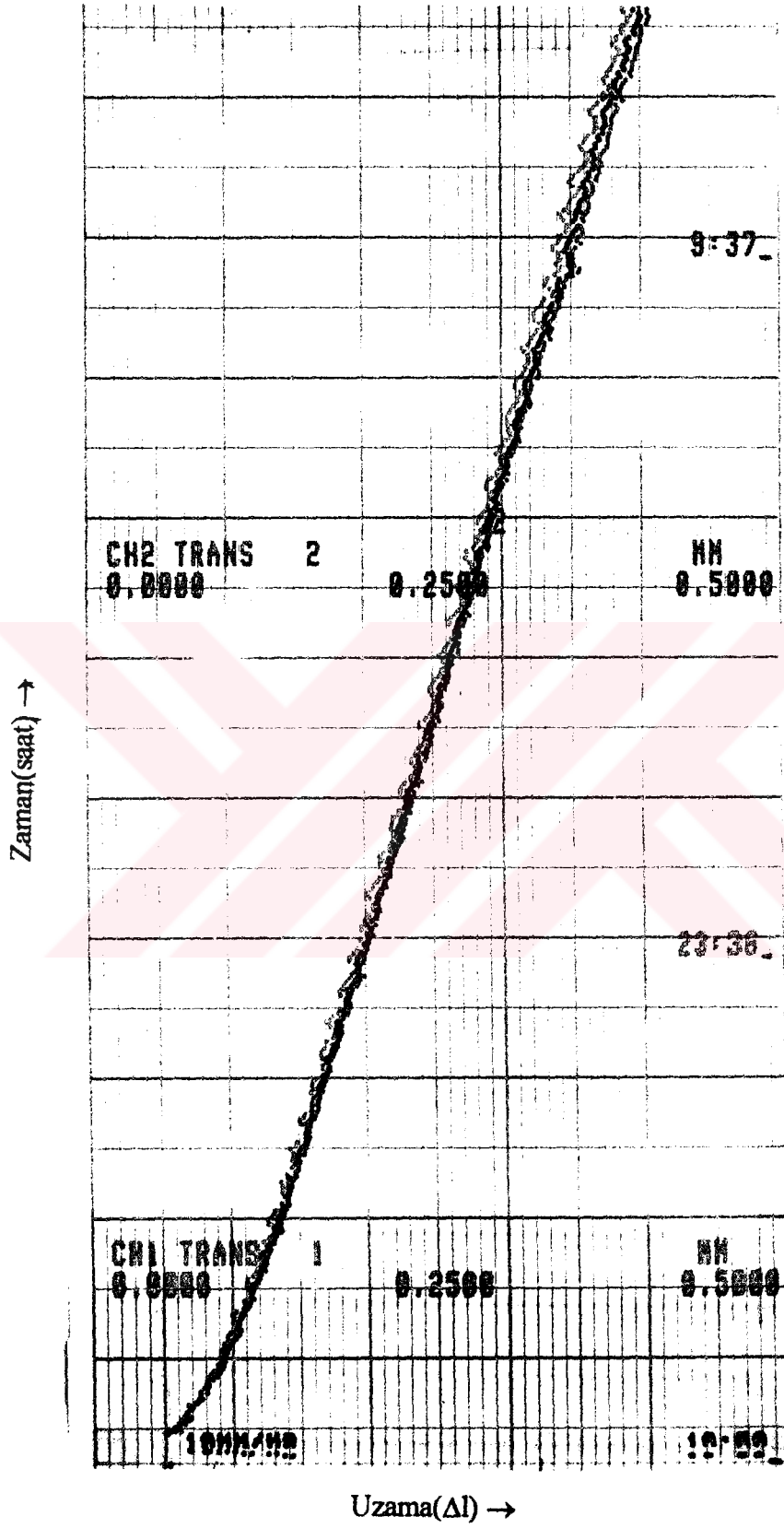
Sürünme deneyleri, her bir numune için en az % 1'lik toplam sürünme uzaması ile birlikte iyi tanımlanmış bir kararlı sürünme bölgesi elde edilinceye kadar sürdürülmüştür. Elde edilen zaman-uzama grafiklerinden; primer sürünme miktarı, kararlı sürünme hızı ve % 1 sürünme zamanı belirlenmiştir. Her bir alaşım için üç numuneden elde edilen bu değerlerin ortalamaları, alaşımların bu özelliklerinin belirlenmesinde deneysel sonuç olarak kabul edilmiştir.



Şekil 3.2 Deneylerde kullanılan Mayes sürünme cihazı



Şekil 3.3 Numuneye monte edilen extansometre ve termokupların görünümü



Şekil 3.4 Standart ZA-8 alaşımından elde edilen zaman-uzama grafiği.

3.3 Metalografik Çalışmalar

Üretilen alaşımların mikroyapı incelemeleri, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu(SEM) kullanılarak yapılmıştır. Bu inceleme için numuneler, standart numune hazırlama yöntemlerine uygun olarak 220-320-500-800-1000 meshlik zımparalama kademelerini takiben önce 7 μ m, son olarakta 1 μ m'lik elmas pasta ile parlatılmışlardır. Zımparalama ve parlatma kademeleri arasında numuneler ultrasonik titreşim cihazında temizlenmiştir.

Optik mikroskop çalışmaları için, numuneler %2'lik nital ile dağlanmış ve mikroyapı incelemeleri OLYPUS BH2-UMA optik mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalardan alaşımların genel yapıları ve intermetalik fazların dağılımları belirlenmiştir.

Daha ayrıntılı mikroyapı incelemeleri ise, JEOL JSM T320 SEM cihazında gerçekleştirilmiştir. Numuneler dağlanmadan parlatılmış halde kullanılmış ve alaşımların mikroyapılarının görüntüleri, Geri Saçılan Elektronları(Back-Scattered Electrons) toplayan bir dedektör yardımı ile atomik numara kontrastı oluşturarak elde edilmiştir. Bu yöntemde gözlenen mikroyapılardaki fazlar arasındaki kontrast, alüminyum ve çinko zengin fazların atom numaraları arasındaki farklılığa bağlıdır. Bu nedenle, alüminyum ve çinkonun atom numaraları arasındaki farkın büyük olması, kontrastı arttırmış ve mikroyapıların detaylı olarak incelenmesine imkan sağlamıştır. Ayrıca bu çalışmalar esnasında, mikroyapıdaki fazların ve yapıda görülen intermetaliklerin elementel analizleri EDS(Energy Dispersif Spektroskopisi) yardımı ile tesbit edilmiştir.

Sadece bakır serisi alaşımlar üzerinde yapılan Transmisyon Elektrom Mikroskobu(TEM) çalışmaları ise, ince folyo numuneler ile Philips 400T cihazı kullanılarak 100 keV'da gerçekleştirilmiştir. Kullanılan numuneler perklorik asit(30 ml) ve etil alkol(970 ml) çözeltisi içerisinde elektrolitik parlatma yöntemi ile hazırlanmıştır.

3.4 X-Işınları Çalışması

Üretilen alaşımların mikroyapılarındaki fazların tanımlanabilmesi için, Standart alaşım ve her seriden bileşiminde en yüksek oranda alaşım elementi içeren numune örnekleri X-ışınları difraksiyonu kullanılarak incelenmiştir. Bu çalışmalar RİGAKU D-MAX 1000 X-ışınları cihazında $\text{Co}_{K\alpha}$ ışıması kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Difraksiyon sonrası elde edilen 2θ açılarından, düzlemler arası mesafeler(d değerleri) belirlenmiş ve bunların hangi faza veya bileşiğe ait olduğu tesbit edilmiştir.



BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1 Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

Bu çalışmada toplam 68 değişik bileşimde alaşım hazırlanmış ve dökümü gerçekleştirilmiştir. Bu alaşımların elementel analizleri, lityum elementi dışında ağırlıkça % olarak Atomik Absorbsiyon Spektroskopisi(AAS) ile belirlenmiştir. Lityum içeren alaşımlarda bu elementin belirlenmesi ise Alev Spektroskopisi kullanılarak yapılmıştır. Elde edilen analiz sonuçları her bir seri için sıra ile Tablo 4.1-4.9'da verilmiştir.

Kimyasal bileşimlerin verildiği tablolarda, ZA/1'den ZA/11'e kadar kodlanan alaşımlar(Tablo 4.1), Zn-Al ötektik bileşiminden(%5 Al) ZA-12'nin bileşimine kadar(%11Al), % 0,5 Al oranında arttırılarak bakırsız olarak üretilmişlerdir. Bu seride, magnezyum miktarı standart ZA-8 alaşımının bileşimindeki Mg içeriği ile aynı oranda tutularak, yukarıda belirtilen bileşim aralığında alüminyumun mekanik özellikler üzerindeki etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

Yaklaşık aynı bileşimdeki alaşımlar % 1 oranında bakır ilavesi ile Tablo 4.2'de görüldüğü gibi ayrı bir seri olarak(ZA/12-ZA/21) Standart ZA-8 alaşımını da içerecek şekilde yine aynı amaçla üretilmişlerdir.

Tablo 4.3'de, ZA/22-ZA/26 kodu ile gösterilen alaşımlar da ise, Standart ZA-8 alaşımının bakır içeriği % 0 ila % 3 aralığında % 0,5 Cu oranında arttırılmış ve bu seride bakır elementinin ZA-8 alaşımının mekanik özelliklerine etkisinin araştırılması planlanmıştır.

Standart ZA-8 alaşımında magnezyum elementinin etkisini daha geniş bir aralıkta

incelemek amacıyla ise, bu elementin miktarı %0-%1 Mg aralığında değiştirilerek Tablo 4.4'de verilen ZA/27-ZA/36 alaşımları üretilmiştir.

Daha sonra standart ZA-8 alaşımının bileşimi sabit tutularak, bu alaşıma; %0,01-0,5 Mn, %0,1-1,1 Si, %0,01-0,2 Ti, %0,01-0,1 Cr ve %0,01-0,07 aralıklarında Li alaşım elementleri ilave edilerek elde edilen alaşımlarda(ZA/37-ZA/67), bu elementlerin ZA-8 alaşımının mekanik özelliklerine etkileri tek tek araştırılmıştır. Üretilen tüm alaşımlarda, yaklaşık olarak planlanan bileşimler elde edilmiştir.

Tablo 4.1 Al serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Zn
ZA/1	4,87	< 0,003	0,028	Kalan
ZA/2	5,45	"	"	"
ZA/3	5,95	"	"	"
ZA/4	6,54	"	"	"
ZA/5	7,08	"	"	"
ZA/6	7,45	"	"	"
ZA/7	7,95	"	"	"
ZA/8	8,40	"	"	"
ZA/9	8,92	"	"	"
ZA/10	9,90	"	"	"
ZA/11	10,85	"	"	"

Tablo 4.2 Al-%1Cu serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Zn
ZA/12	5,03	1,00	0,025	Kalan
ZA/13	5,52	1,05	"	"
ZA /14	5,98	1,05	"	"
ZA/15	6,44	1,03	"	"
ZA/16	6,92	1,00	"	"
ZA/17	7,50	0,98	"	"
ZA-8 Std.	7,95	0,97	"	"
ZA/18	8,45	0,95	"	"
ZA/19	8,94	0,96	"	"
ZA/20	10,0	0,98	"	"
ZA/21(ZA-12)	10,8	1,02	"	"

Tablo 4.3 Cu serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Zn
ZA/22	7,95	0,59	0,030	Kalan
ZA-8 Std	8,02	0,94	"	"
ZA/23	8,00	1,42	"	"
ZA/24	7,98	2,13	"	"
ZA/25	8,05	2,54	"	"
ZA/26	7,96	2,92	"	"

Tablo 4.4 Mg serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	%Mg	% Zn
ZA/27	8,05	1,02	-	Kalan
ZA/28	"	"	0,012	"
ZA-8 Std.	"	"	0,030	"
ZA/29	"	"	0,045	"
ZA/30	"	"	0,063	"
ZA/31	"	"	0,098	"
ZA/32	"	"	0,146	"
ZA/33	"	"	0,197	"
ZA/34	"	"	0,310	"
ZA/35	"	"	0,480	"
ZA/36	"	"	0,970	"

Tablo 4.5 Mn serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Mn	% Zn
ZA/37	8,10	1,00	0,026	0,010	Kalan
ZA/38	8,05	1,00	"	0,026	"
ZA/39	8,05	1,02	"	0,045	"
ZA/40	8,02	1,04	"	0,063	"
ZA/41	8,10	1,06	"	0,090	"
ZA/42	8,06	1,02	"	0,140	"
ZA/43	8,16	1,00	"	0,174	"
ZA/44	8,20	1,07	"	0,220	"
ZA/45	8,15	1,10	"	0,300	"
ZA/46	8,20	1,08	"	0,530	"

Tablo 4.6 Si serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Si	% Zn
ZA/47	8,05	0,97	0,031	0,13	Kalan
ZA/48	8,50	1,02	"	0,22	"
ZA/49	8,30	1,07	"	0,33	"
ZA/50	8,20	1,03	"	0,70	"
ZA/51	8,40	1,05	"	1,10	"

Tablo 4.7 Ti serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Ti	% Zn
ZA/52	8,04	1,02	0,025	0,01	Kalan
ZA/53	8,07	1,14	"	0,03	"
ZA/54	8,02	1,08	"	0,051	"
ZA/55	8,00	1,06	"	0,09	"
ZA/56	8,30	1,10	"	0,15	"
ZA/57	8,40	1,10	"	0,18	"
ZA/58	8,25	1,12	"	0,20	"

Tablo 4.8 Cr serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Cr	% Zn
ZA/59	8,05	1,10	0,028	0,008	Kalan
ZA/60	8,15	1,06	"	0,027	"
ZA/61	8,20	1,02	"	0,042	"
ZA/62	8,35	1,05	"	0,065	"
ZA/63	8,30	1,08	"	0,092	"

Tablo 4.9 Li serisi alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri

Alaşım	% Al	% Cu	% Mg	% Li	% Zn
ZA/64	8,02	1,06	0,025	0,012	Kalan
ZA/65	8,00	1,09	0,027	0,028	"
ZA/65	8,12	1,03	0,030	0,049	"
ZA/66	8,20	1,10	0,032	0,067	"

4.2 Mekanik Deney Sonuçları

İncelenen tüm alaşımlara(ZA/1-ZA/67) uygulanan sertlik ve çekme deneylerinin sonuçları her bir seri için tablolar halinde Ek A'da, sürünme deneyi sonuçları ise aynı şekilde Ek B'de verilmiştir. Bu sonuçların grafiksel olarak değerlendirilmeleri (Şekil 4.1-4.18) ise aşağıdaki bölümlerde ayrı ayrı ele alınmıştır.

4.2.1 Sertlik ve çekme deneyi sonuçları

4.2.1.1 Al serisi(ZA/1-ZA/11)

%0,028 oranında Mg içeren çinko-aluminyum sisteminde, alüminyum oranı %5 (ötektik bileşim) ile %11 aralığında değiştirilerek üretilen alaşımlardan elde edilen sertlik ve çekme deneyi sonuçlarının(Tablo A.1), Al içeriğine bağlı olarak değişimi Şekil 4.1'de gösterilmektedir.

Buradaki alaşımlar içerisinde, en düşük sertlik değeri(79 BSD) yaklaşık ötektik bileşime sahip alaşımdan elde edilmiştir. Şekil 4.1'den görüldüğü gibi, artan alüminyum miktarı ile alaşımların sertlikleri doğru orantılı olarak artmış ve en yüksek sertlik değerine(100 BSD), bu seride en yüksek alüminyum içeriğine sahip ZA/11 alaşımında(%10,85 Al) ulaşılmıştır. Yine Şekil 4.1'de görüldüğü gibi, bu alaşım serisinde her %0,5'lik Al artışı ile sertlik değerlerinde 1-4 BSD arasında artışlar sağlanmaktadır.

Bu serideki alaşımlarda en düşük çekme mukavemeti değeri de, 213 MPa olarak yaklaşık ötektik bileşimdeki ZA/1 alaşımından elde edilmiştir. Bu bileşime yaklaşık %0,5 Al ilavesi ile çekme mukavemetinde 28 MPa'lık bir artış sağlanmıştır. Daha sonra, alaşımların çekme mukavemeti değerleri sertlik sonuçlarına benzer bir şekilde, ilave edilen alüminyum miktarı ile doğru orantılı olarak artış göstermiş ve bu seride maksimum mukavemet değeri(276 MPa) en yüksek alüminyum bileşiminde elde edilmiştir.

4.2.1.2 Al-%1 Cu serisi(ZA/12-ZA/21)

Yukarıdaki alüminyum serisi alaşımlara %1 Cu ilave edilerek üretilen ZA/12-ZA/21 alaşımlarının sertlik ve çekme mukavemeti değerleri Tablo A.2'de ve bu değerlerin Al miktarına göre değişimi Şekil 4.2'de görülmektedir.

Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, alüminyum serisine benzer şekilde alaşımların sertlik değerleri artan Al oranı ile yaklaşık olarak doğrusal bir biçimde artmaktadır. Ancak alüminyum serisi alaşımlardan farklı olarak, %1 oranında bakır içermeleri nedeniyle bu serideki alaşımların sertlik değerleri, yukarıdaki benzer bileşimdeki alaşımların sertlik değerlerinden 15 ila 21 BSD arasında daha yüksek elde edilmiştir. Yine bu seride de en düşük sertlik değeri 100 BSD olarak, ötektik bileşime sahip alaşımda(ZA/12) ve en yüksek sertlik değeri %10,8 Al içeren standart ZA-12 alaşımında(ZA/21) 115 BSD olarak elde edilmiştir.

Alüminyum miktarının ötektik bileşimden(%5 Al), %5,5'e artırılması ise çekme mukavemetinin önemli ölçüde azalmasına neden olmuştur. Daha sonra ise mukavemet değerleri, artan alüminyum miktarı ile yaklaşık doğrusal bir davranış ile sürekli olarak artmıştır. Bu aralıktaki çekme mukavemeti değerlerinin, yukarıdaki benzer alüminyum içeriğine sahip alaşımlardan(ZA/1-11), 25 ila 60 MPa arasında daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu serideki en yüksek mukavemet değeri, maksimum alüminyum içeriğine(%10,8 Al) sahip olan standart ZA-12 alaşımından(ZA/21) 335 MPa olarak elde edilmiştir.

Bu seri içerisinde yer alan standart ZA-8 alaşımının sertlik değeri 108 BSD, çekme mukavemeti ise 300 MPa olarak belirlenmiştir.

4.2.1.3 Cu serisi(ZA/22-ZA/26)

Standart ZA-8 alaşımının %1 olan bakır içeriği, %0 ila %3 aralığında değiştirilerek elde edilen bu serideki alaşımların sertlik ve çekme mukavemeti değerlerinin(Tablo A.3), alaşımların bakır içeriği ile değişimi grafiksel olarak Şekil 4.3'de verilmektedir.

Şekil 4.3'de görüldüğü gibi, bu seride en düşük sertlik değeri bileşiminde bakır içermeyen ZA/7 alaşımında 91 BSD olarak elde edilmiş ve artan bakır miktarı ile sertlik değerleri lineer bir şekilde artarak bileşiminde yaklaşık %3 Cu içeren alaşımında 148 BSD'lik maksimum bir değere ulaşmıştır. Bu alaşım serisinde her %0,5 oranındaki Cu ilavesi, sertlik değerlerinde 8 ila 13 BSD arasında artışlar sağlamıştır.

Bakır, standart ZA-8 alaşımının çekme mukavemeti üzerinde de önemli bir etkiye sahiptir; incelenen aralıkta artan bakır miktarı ile alaşımın çekme mukavemeti değerleri sürekli olarak önemli ölçüde artmış ve yaklaşık %3 Cu içeren alaşımında(ZA/26) 370 MPa değerine ulaşmıştır. Bu değer, incelenen serilerdeki alaşımların içinde tesbit edilen en yüksek çekme mukavemeti değeridir ve standart ZA-8 alaşımının mukavemetinden 70 MPa gibi önemli bir oranda daha yüksektir.

4.2.1.4 Mg serisi(ZA/27-ZA/36)

ZA-8 alaşımının yaklaşık %0,03 olan magnezyum içeriği, %0-%1 aralığında değiştirilerek üretilen bu serideki alaşımların sertlik ve mukavemet değerleri Tablo A.4'de verilmekte ve bu değerlerin alaşımların Mg miktarına bağlı olarak değişimi ise Şekil 4.4'de görülmektedir.

Bu alaşım serisinde, bileşiminde magnezyum bulunmayan ZA/27 alaşımı 89 BSD ile en düşük sertlik değerine sahiptir. Bu alaşıma, %0,045 oranına kadar magnezyum ilaveleri sertlik değerlerini hızla arttırmış ve %0,045 Mg içeren alaşımında(ZA/29) 112 BSD elde edilmiştir. Daha sonra, %0,31 oranına kadar magnezyum ilavelerinin alaşımların sertliklerini etkilemediği, bu oranın üzerindeki %0,48-0,97 aralığındaki magnezyum ilavelerinin ise sertlik değerlerinde tekrar önemli artışlar sağladığı tesbit edilmiştir.

En düşük çekme mukavemeti değeri de(259 MPa) sertlik sonuçlarında olduğu gibi, yine bileşiminde Mg bulunmayan alaşımdan elde edilmiştir. Bu alaşıma, %0,012 ila %0,063 oranları aralığında magnezyum ilaveleri çekme mukavemeti değerlerini

yaklaşık 40 MPa arttırmış ve standart ZA-8 alaşımında bulunduğu bu bileşim aralığında mukavemet değerleri yaklaşık 300 MPa olarak elde edilmiştir. %0.063 oranının üzerindeki Mg ilaveleri ise, mukavemet değerlerinde artan Mg içeriği ile orantılı olarak önemli ölçüde azalmaya neden olmuş ve ilave edilen maksimum magnezyum oranlarında çekme mukavemeti 250 MPa'a kadar düşmüştür.

4.2.1.5 Mn serisi(ZA/37-ZA/46)

Standart ZA-8 alaşımına %0,01-%0,53 aralığında manganez ilave edilerek dökülen alaşımların sertlik ve çekme deneyinden elde edilen sonuçların(Tablo A.5), bu alaşım elementinin miktarına bağlı olarak değişimi Şekil 4.5'de verilmiştir. Burada, incelenen bileşim aralığında manganez elementinin standart ZA-8 alaşımının sertliğini önemli ölçüde etkilemediği belirlenmiştir. Bu seri içerisinde bulunan bütün alaşımlardan, birbirlerine ve standart ZA-8 alaşımının sertliğine yakın sertlik değerleri elde edilmiştir.

Şekil 4.5'de görüldüğü gibi, %0,045 oranına kadar Mn ilavesi standart ZA-8 alaşımının çekme mukavemetini bir miktar arttırmakta, fakat bu oranın üzerindeki manganez ilaveleri ile mukavemet değerleri hızla azalmaktadır. Bu seri içerisindeki en düşük mukavemet değeri 248 MPa olarak, bileşiminde en fazla Mn içeren(%0,53) ZA/46 alaşımından elde edilmiştir.

4.2.1.6 Si serisi(ZA/47-ZA/51)

ZA-8 alaşımına %0,13-%1,1 aralığında silisyum ilave edilerek üretilen alaşımların sertlik ve çekme mukavemeti değerleri Tablo A.6'da verilmekte ve bu değerlerin alaşımların silisyum içeriği ile değişimi Şekil 4.6'da gösterilmektedir. Şekil 4.6'da görüldüğü gibi silisyum elementi, ilave edilen aralıkta standart ZA-8 alaşımının sertliğini 3-10 BSD'leri arasında arttırmıştır. Bu artış, ilave edilen minimum silisyum miktarında(%0,13 Si) 3 BSD, maksimum silisyum oranında (%1,1 Si) ise 10 BSD olarak tesbit edilmiştir.

Alaşımlara ilave edilen silisyum elementi ile sertlik değerlerinde meydana gelen bu artışın aksine, çekme mukavemeti değerleri önemli miktarda azalmaktadır. Bu serideki minimum silisyum miktarına sahip olan ZA/47 alaşımının çekme mukavemeti, standart alaşıma göre 30 MPa'lık bir azalma göstermiş ve 270 MPa olarak belirlenmiştir. Daha yüksek miktarda silisyum ilaveleri ile, mukavemet değerleri daha da azalmakta ve %1,1 Si içeren alaşımın mukavemet değeri 204 MPa'a düşmektedir.

4.2.1.7 Ti serisi(ZA/52-ZA/58)

Şekil 4.7, ZA-8 alaşımına %0,01-%0,2 oranları arasında titanyum elementi ilave edilerek dökülen alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinin(Tablo A.7), Ti içeriğine göre değişimini göstermektedir. Bu seride, titanyum alaşım elementi ilavesi standart ZA-8 alaşımının sertliğini %0.03 Ti oranına kadar bir miktar(5 BSD) arttırmakta, bu oranın üzerindeki Ti ilaveleri ise standart alaşımın sertlik değerini önemli ölçüde değiştirmemektedir.

Yine Şekil 4.7'den görülebileceği gibi, %0,01-%0,09 aralığındaki titanyum ilaveleri ZA-8 alaşımının çekme mukavemeti değerini 4-10 MPa arasında değişen oranlarda arttırmaktadır. Alaşımın titanyum içeriği %0,15 olduğunda ise mukavemet değeri, ZA-8 alaşımının mukavemet seviyesine azalmaktadır. Daha yüksek oranlarda titanyum ilaveleri ise, çekme mukavemetinin daha da azalmasına neden olmakta ve maksimum oranda(%0,2) Ti içeren ZA/58 alaşımında mukavemet değeri 276 MPa'a düşmektedir. Bu değer, standart ZA-8 alaşımının mukavemetinin yaklaşık 25 MPa altındadır.

4.2.1.8 Cr serisi(ZA/59-ZA/63)

Yaklaşık %0,01-%0,1 aralığında krom içeren bu serideki alaşımların, sertlik ve çekme deneyi sonuçları Tablo A.8'de ve bunların grafiksel görünümü de Şekil 4.8'de verilmektedir.

Şekil 4.8'den de görüleceği gibi, ilave edilen bileşim aralığında Cr elementinin standart ZA-8 alaşımının sertliği üzerine etkisi yukarıda açıklanan Ti elementinin etkisine benzer şekilde olup, bu alaşım elementi de standart alaşımın sertliğini önemli ölçüde etkilememiştir. Buna karşın az oranda(%0,008) ilave edilen krom, alaşımın çekme mukavemetini ZA-8 alaşımına göre 10 MPa arttırmaktadır. Bu oranın üzerindeki krom ilaveleri ise mukavemet değerlerini olumsuz yönde etkilemekte ve alaşıma yaklaşık %0,092 Cr ilave edildiğinde mukavemet değeri 278 MPa'a düşmektedir.

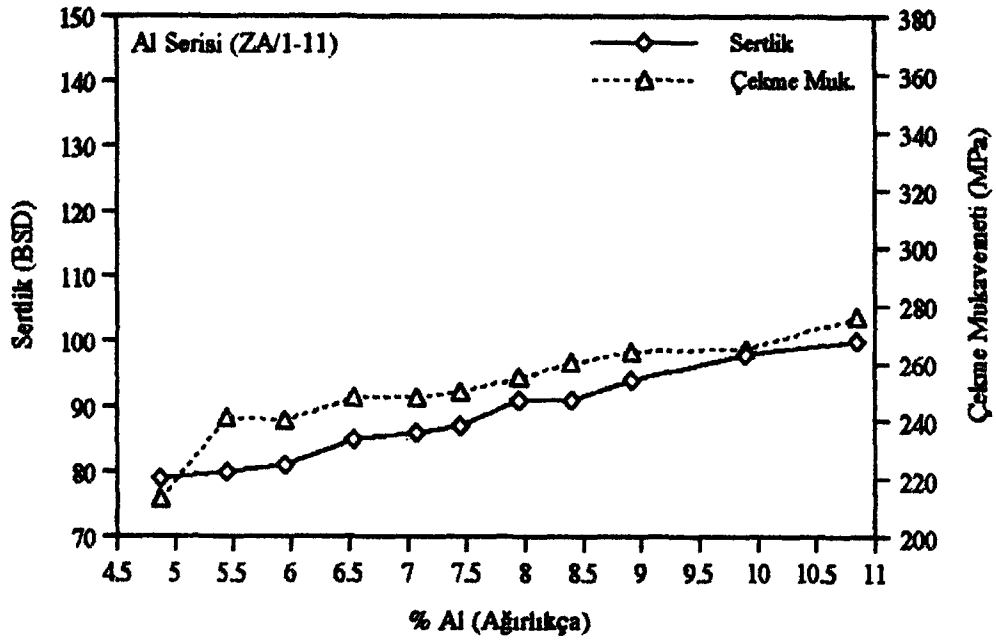
4.2.1.9 Li serisi(ZA/64-ZA/68)

%0,01-%0,07 bileşim aralığında lityum alaşım elementinin, standart alaşıma ilave edilmesi ile üretilen alaşımların Tablo A.9'da verilen sertlik ve mukavemet değerlerinin, Li oranına bağlı olarak değişimi Şekil 4.9'da görülmektedir. İlave edilen bileşim aralığında Li elementi, ZA-8 alaşımının sertliğinde 3-6 BSD arasında artışlara neden olmaktadır.

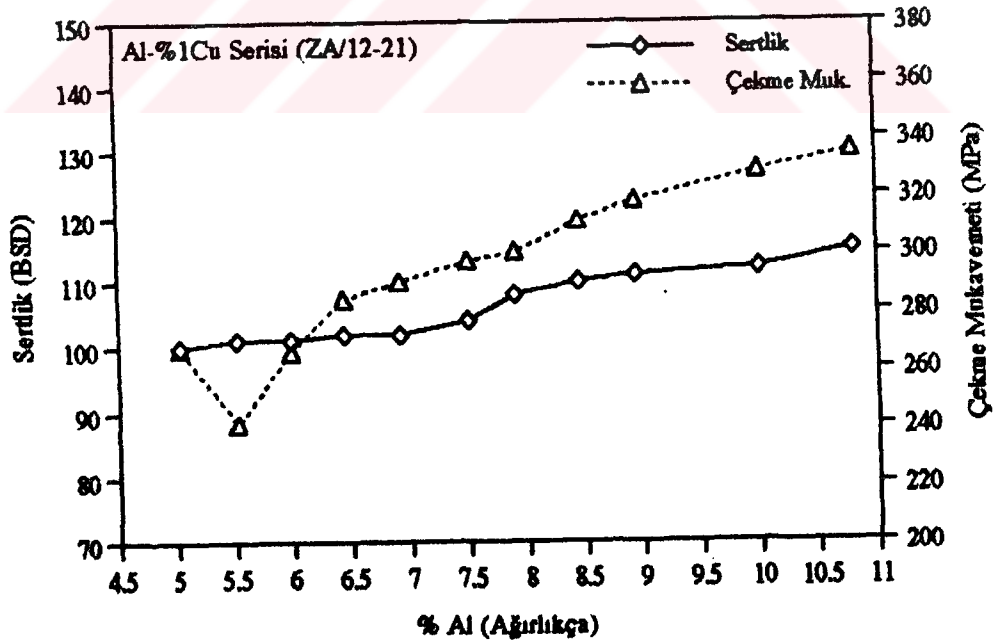
Lityum elementinin standart ZA-8 alaşımının çekme mukavemetine etkisi ise, yukarıdaki sertlik üzerine olan etkisinden farklı olarak gözlenmiştir. %0,028 oranına kadar bu element standart alaşımın çekme mukavemetinin önemli ölçüde azalmasına neden olmakta, bu oranın üzerindeki %0,049 ve %0,067 Li miktarları ise çekme mukavemetini önce ZA-8 alaşımı seviyesine daha sonra ise bunun yaklaşık 10 MPa üzerine yükseltmektedir.

4.2.2 Sürünme deneyi sonuçları

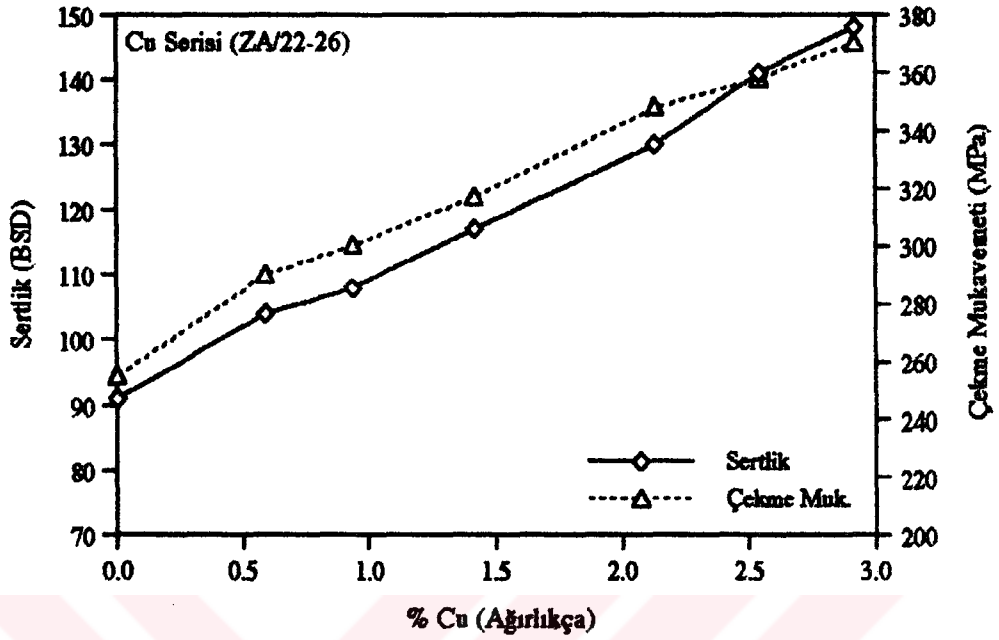
DeneySEL alaşımların 40 MPa gerilme ve 120° C sıcaklık şartları altında yapılan sürünme deneylerinden elde edilen % primer sürünme, kararlı sürünme hızı ve %1 deformasyonu oluşturan sürünme zamanı verilerinin(Ek B), incelenen alaşım serilerine göre ayrı ayrı grafiksel değerlendirilmeleri aşağıda ele alınmıştır.



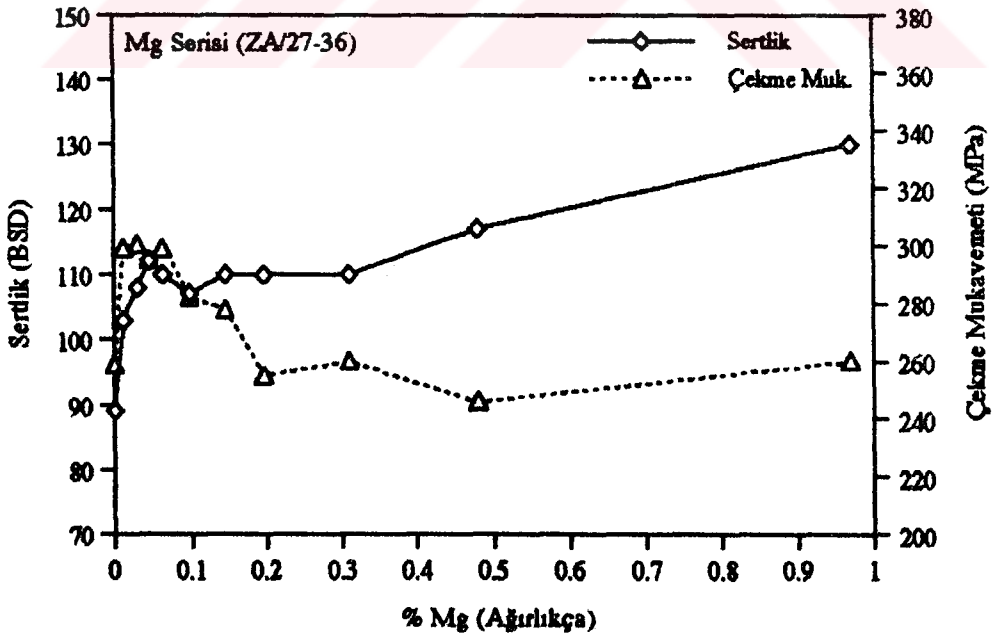
Şekil 4.1 ZA/1-ZA/11 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Al içeriği ile değişimi



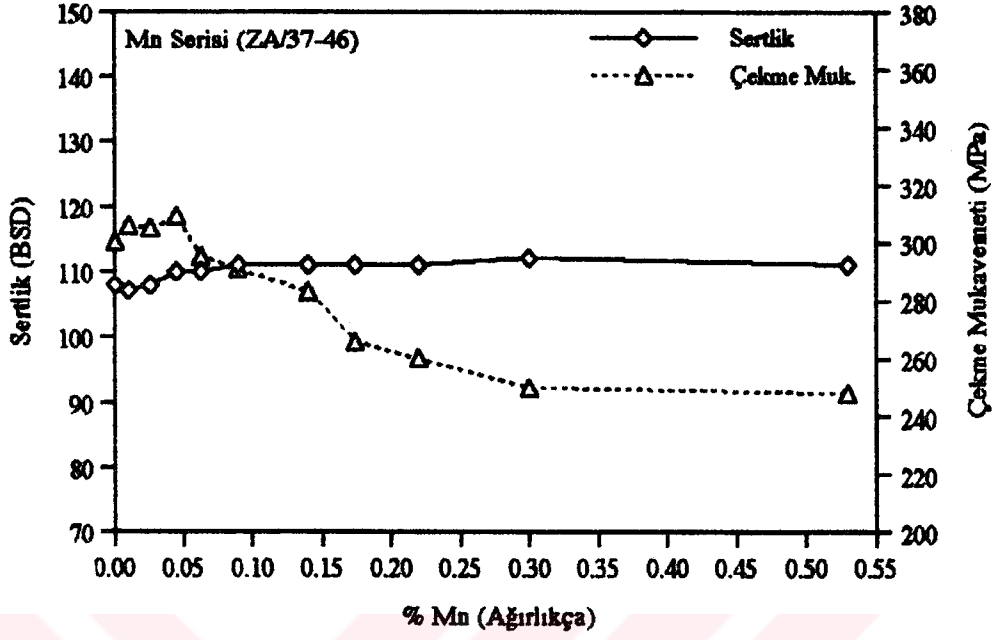
Şekil 4.2 ZA/12-ZA/21 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Al içeriği ile değişimi



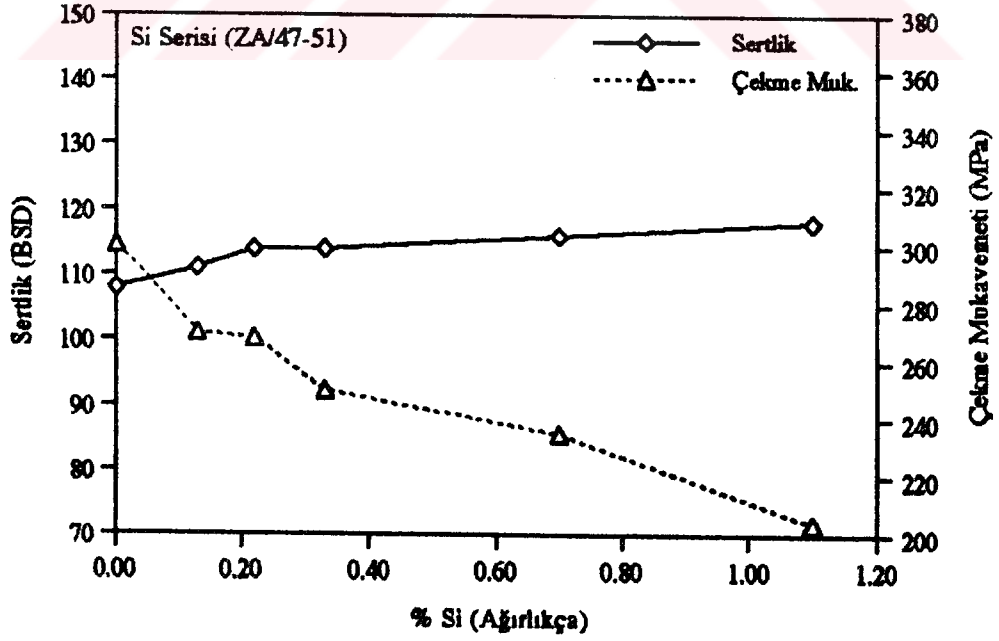
Şekil 4.3 ZA/22-ZA/26 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Cu içeriği ile değişimi



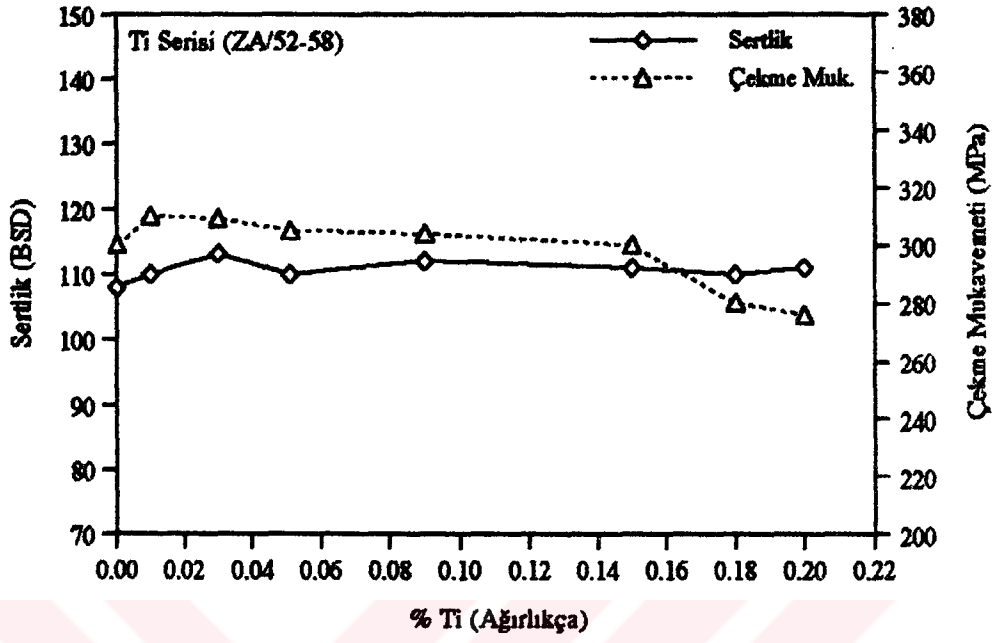
Şekil 4.4 ZA/27-ZA/36 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Mg içeriği ile değişimi



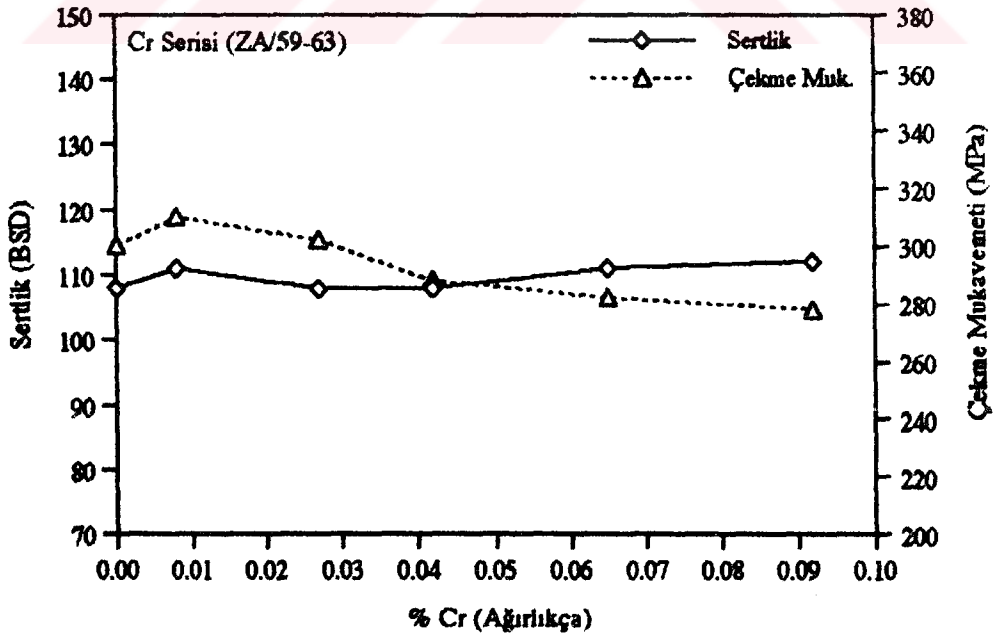
Şekil 4.5 ZA/37-ZA/46 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Mn içeriği ile değişimi



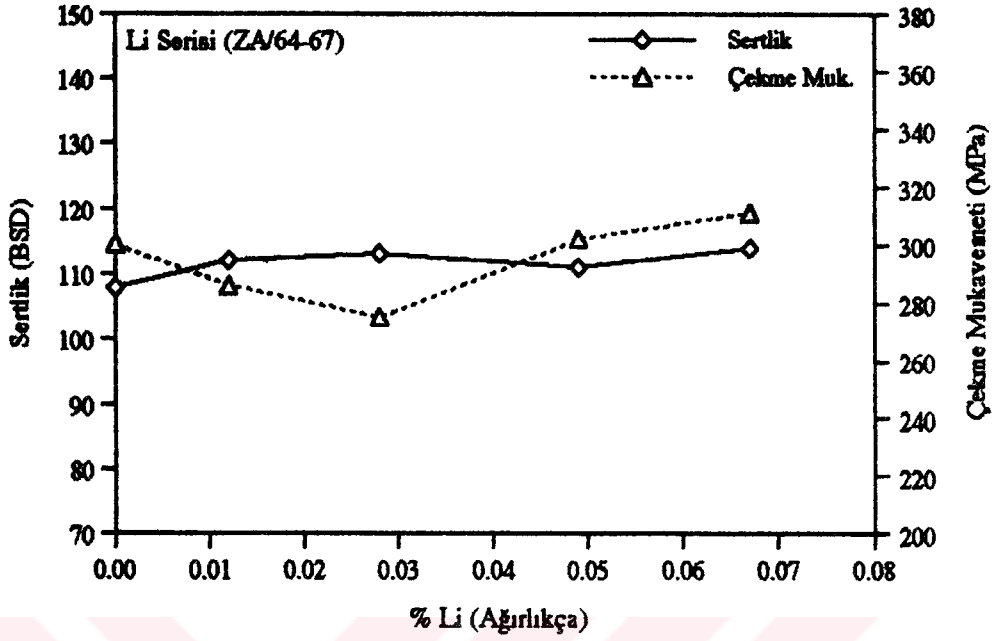
Şekil 4.6 ZA/47-ZA/51 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Si içeriği ile değişimi



Şekil 4.7 ZA/52-ZA/58 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Ti içeriği ile değişimi



Şekil 4.8 ZA/59-ZA/63 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Cr içeriği ile değişimi



Şekil 4.9 ZA/64-ZA/67 alaşımlarında; sertlik ve çekme mukavemetinin alaşımın Li içeriği ile değişimi

4.2.2.1 Al serisi(ZA/1-ZA/11)

Şekil 4.10'da alüminyum serisi alaşımlardan elde edilen sürünme verilerinin. Al miktarı ile değişimleri görülmektedir. Şekil 4.10'a'dan görüldüğü gibi alaşımlarda artan alüminyum miktarı % primer sürünme oranlarını arttırmakta; ötektik bileşimde 0,16 olan primer sürünme oranı, %10,85 Al içeren alaşımda 0,31 oranına çıkmaktadır.

Alüminyum miktarının alaşımların kararlı sürünme hızına etkisi ise Şekil 4.10'b'de görülmektedir. Primer sürünmedeki davranışa benzer şekilde, alaşımların kararlı sürünme hızları da artan alüminyum ile sürekli olarak artmaktadır.

Bu alaşımlarda artan alüminyum ile primer sürünme miktarı ve kararlı sürünme hızının artması, sonuç olarak %1 deformasyonun elde edildiği sürünme zamanını alüminyum artışına bağlı olarak azaltmaktadır(Şekil 4.10c).

4.2.2.2 Al-%1 Cu serisi(ZA/12-ZA/21)

Alüminyum serisi alaşımlara %1 bakır ilave edilerek üretilen ZA/12-ZA/21 alaşımlarından elde edilen sürünme verilerinin grafiksel değerlendirmesi Şekil 4.11'de verilmektedir. Bu seride Al miktarının %5'den, %5,5'e arttırılması primer sürünmede önemli oranda bir azalmaya neden olmuştur(Şekil 4.11a). Daha sonra % primer sürünme miktarı, artan alüminyum oranları ile sürekli olarak artmış ve %10,8 Al miktarında 0,37 değerine ulaşmıştır.

Kararlı sürünme hızı değerleride primer sürünmeye benzer davranış göstererek %5,5 Al'da bir miktar azalmış daha sonra ise artan alüminyum miktarları ile yaklaşık doğrusal olarak artmıştır(Şekil 4.11b). %5,5 alüminyum miktarında $0,639 \times 10^{-7}$ 1/sn olan sürünme hızı değeri, %10,8 Al'da $2,71 \times 10^{-7}$ 1/sn değerine yükselmiştir.

Primer sürünme ve sürünme hızının %5,5 alüminyum miktarında minimum olmasının bir sonucu olarak, Şekil 4.11c'de görüldüğü gibi bu Al oranında %1 sürünme deformasyonunun oluşum zamanı maksimum($136,8 \times 10^3$ sn) olarak elde edilmiştir. %5,5'in üzerindeki alüminyum ilavelerinde ise %1 sürünme zamanı, sürekli olarak azalmış ve standart ZA-12 alaşımında(%10,8 Al), bu serideki minimum($23,4 \times 10^3$ sn) değerine ulaşmıştır.

Bu seri içerisinde yer alan standart ZA-8 alaşımının primer sürünme, kararlı sürünme hızı ve %1 sürünme zamanı değerleri, sırasıyla $0,19$, $1,45 \times 10^{-7}$ 1/sn ve $55,44 \times 10^3$ sn olarak tesbit edilmiştir.

4.2.2.3 Cu serisi(ZA/22-ZA/26)

Standart ZA-8 alaşımının bakır içeriğinin %0 ila %3 aralığında değiştirilmesi ile elde edilen alaşımların sürünme verilerinin Cu ile değişimi Şekil 4.12'de görülmektedir. Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, bakır içeriği ZA-8 alaşımının sürünme davranışını önemli ölçüde etkilemektedir. Bileşiminde hiç bakır bulunmayan ZA/7 alaşımının % primer sürünme ve kararlı sürünme hızı değerleri, sırasıyla $0,26$ ve $3,4 \times 10^{-7}$ 1/sn

iken, bu değerler yaklaşık %2 oranına kadar artan bakır ilaveleri ile hızla azalmış, 0,16 ve $1,2 \times 10^{-7}$ 1/sn değerlerine ulaşmıştır. Bu oranın üzerindeki bakır ilavelerinin ise primer sürünme ve kararlı sürünme hızı değerlerini önemli ölçüde etkilemediği görülmüştür(Şekil 4.12a,b).

Diğer taraftan bu eğilimlere bağlı olarak, alaşımların %1 deformasyon zamanı %2 Cu oranına kadar sürekli olarak artmış ve bu oranın üzerindeki bakır ilavelerinin ise toplam sürünme zamanını arttırmada fazla etkili olmadığı tesbit edilmiştir. Bakır içermeyen ZA/7 alaşımında $21,6 \times 10^3$ sn olan toplam %1 sürünme zamanı, %2,13 bakır içeren ZA/24 alaşımında $70,2 \times 10^3$ sn olarak belirlenmiştir(Şekil 4.12c).

Bu serideki alaşımlar içerisinde sürünme direncinde en yüksek artış, bakır içermeyen alaşıma yaklaşık %0.5 Cu ilavesi ile elde edilmiştir.

4.2.2.4 Mg serisi(ZA/27-ZA/36)

Şekil 4.13, ZA-8 alaşımının magnezyum içeriğinin %0 ila %1 aralığında değiştirilmesi ile üretilen alaşımlardan elde edilen sürünme özelliklerinin Mg ile değişimini göstermektedir. Şekil 4.13'den görüldüğü gibi, magnezyum elementi ZA-8 alaşımının sürünme özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir.

Şekil 4.13a'da görüldüğü gibi, %0.063 oranına kadar magnezyum primer sürünmeyi çok fazla etkilemez iken, bu oranın yaklaşık %0.1'e artırılması primer sürünmenin önemli ölçüde artmasına neden olmaktadır. Bu oranın üzerinde ise, primer sürünme değerleri magnezyuma bağlı olarak önemli ölçüde değişmemektedir.

Yine Şekil 4.13'den görüleceği gibi, magnezyum alaşımların kararlı sürünme hızlarının yaklaşık %0,1 Mg oranına kadar hızlı bir şekilde azalmasına(Şekil 4.13b) ve buna bağlı olarak da %1 toplam sürünme zamanının sürekli olarak artmasına(Şekil 4.13c) neden olmaktadır. %0,1'in üzerindeki magnezyum ilaveleri ise, alaşımların kararlı sürünme hızını %0,31 Mg oranına kadar arttırmış ve buna bağlı olarak %1 sürünme zamanı değerlerini azaltmıştır. Bu oranın üzerindeki

ilaveler ise, sürünme hızı ve toplam sürünme zamanı değerlerini çok fazla etkilememiştir.

Bileşiminde magnezyum içermeyen ZA/27 alaşımından elde edilen kararlı sürünme hızı değeri incelenen tüm alaşımlar içerisinde tesbit edilen en yüksek, %1 sürünme zamanı değeri de en düşük değer olarak tesbit edilmiştir.

4.2.2.5 Mn serisi(ZA/37-ZA/46)

Standart ZA-8 alaşımına ilave edilen manganez elementinin bu alaşımın sürünme özelliklerine etkisi Şekil 4.14'de görülmektedir.

Şekil 4.14a'dan görüldüğü gibi, % primer sürünme miktarı üzerinde manganez elementinin önemli oranda bir etkisi bulunmaz iken, artan Mn miktarı ile kararlı sürünme hızı değerleri sürekli olarak azalmaktadır(Şekil 4.14b). Standart ZA-8 alaşımının $1,45 \times 10^{-7}$ 1/sn olan kararlı sürünme hızı değeri, bu seride maksimum oranda %0,53 manganez içeren ZA/46 alaşımında yaklaşık 2,5 kat azalarak $0,589 \times 10^{-7}$ 1/sn değerine ulaşmıştır.

İlave edilen manganez miktarı ile alaşımların kararlı sürünme hızlarında meydana gelen azalma, toplam %1 sürünme deformasyonunun elde edildiği sürelerin artmasına neden olmuş ve bu nedenle artan Mn ilaveleri ile bu değerler hızla artmıştır(Şekil 4.14c). Standart alaşımın $55,44 \times 10^3$ sn olan %1 sürünme zamanı, bu seride en yüksek Mn içeren ZA/46 alaşımında %100'ün üzerinde bir artış göstererek $122,4 \times 10^3$ sn değerine ulaşmıştır.

4.2.2.6 Si serisi(ZA/47-ZA/51)

ZA-8 alaşımına %0,13-%1,1 aralığında silisyum ilave edilmesi ile elde edilen alaşımların sürünme deney sonuçlarının Si ile değişimlerinin grafiksel görünümü Şekil 4.15'de verilmektedir.

Bu serideki alaşımların % primer sürünme deformasyonları, ilave edilen silisyum elementi ile doğru orantılı olarak bir miktar artmaktadır(Şekil 4.15a). Fakat bu artış önemli oranda olmayıp, ZA-8 alaşımında %0,19 olan primer sürünme miktarı, en yüksek silisyum içeren alaşımda sadece %0,06 oranında artarak %0,25 oranına çıkmıştır.

Şekil 4.15b'de görüldüğü gibi, ilave edilen silisyum ile kararlı sürünme hızı değerleri %0,22 Si oranına kadar önemli ölçüde azalmış ve bu oranın üzerinde ilave edilen silisyumun sürünme hızını çok fazla etkilemediği tesbit edilmiştir. Standart ZA-8 alaşımının kararlı sürünme hızı değeri($1,45 \times 10^{-7}$ 1/sn), %0,22 Si ilave edilmesi ile yaklaşık 3,5 kat azalmış ve $0,415 \times 10^{-7}$ 1/sn değerine düşmüştür. Bu değer, incelenen tüm alaşım serileri içerisinde tesbit edilen en düşük sürünme hızı değeridir.

Artan silisyum ilaveleri ile sürünme hızında meydana gelen bu azalmaya bağlı olarak, %1 deformasyonun olduğu sürünme zamanı değerlerinde önemli miktarda bir artış gözlenmiştir(Şekil 4.15c). %0,22 silisyum oranında $180,9 \times 10^3$ sn'lik bir maksimum değer elde edilmiş ve bu oranın üzerindeki silisyum ilaveleri ile %1 sürünme zamanı bir miktar azalmıştır. Bu serideki maksimum değer olarak tesbit edilen $180,9 \times 10^3$ sn'lik %1 sürünme zamanı, incelenen tüm alaşımlar içerisinde de en yüksek değerdir ve standart ZA-8 alaşımının %1 sürünme zamanının yaklaşık 3,2 katıdır.

Silisyum elementi, ZA-8 alaşımının primer sürünmesini fazla etkilemez iken, sürünme ömrünü önemli ölçüde arttırmaktadır. Bu elementin, incelenen tüm alaşım elementleri içerisinde ZA-8 alaşımının sürünme ömrünü arttırmada en etkili element olduğu belirlenmiştir.

4.2.2.7 Ti serisi(ZA/52-ZA/58)

Şekil 4.16, ZA-8 alaşımının sürünme verilerine %0,01 ila %0,2 bileşim aralığında titanyumun etkisini göstermektedir. Şekil 4.16'da görüldüğü gibi, Ti elementi

incelenen bileşim aralığında standart alaşımın primer sürünme davranışını önemli derecede etkilememektedir(Şekil 4.16a). Buna karşın, %0,01 oranına kadar titanyum ilavesi standart alaşımın kararlı sürünme hızını bir miktar arttırmış, daha sonra ise bu değerin üzerindeki titanyum ilaveleri sürünme hızının sürekli olarak azalmasına ve %0,2 Ti içeren alaşımda bu serideki minimum değerin($0,956 \times 10^{-7}$ 1/sn) elde edilmesine neden olmuştur(Şekil 4.16b).

Kararlı sürünme hızlarında gözlenen bu davranışa bağlı olarak, %1 sürünme deformasyon zamanı değerleri de ilave edilen %0,01 titanyum ile ZA-8 alaşımına göre bir miktar azalmış ve daha sonra ise artan titanyum ilaveleri ile sürekli olarak artarak %0,2 Ti oranında, ZA-8 alaşımının yaklaşık 1,5 katı bir değere(81×10^3 sn) ulaşmıştır(Şekil 4.16c).

4.2.2.8 Cr serisi(ZA/59-ZA/63)

Şekil 4.17 %0,01-%0,10 aralığında krom elementinin ZA-8 alaşımının sürünme davranışına etkisini göstermektedir. İlave edilen krom, primer sürünme miktarını yaklaşık %0,03 oranına kadar arttırmakta, bu oranın üzerinde ise primer sürünme değerlerinde önemli bir değişiklik meydana getirmemektedir(Şekil 4.17a).

Diğer taraftan, ilave edilen bileşim aralığında krom, standart alaşımın kararlı sürünme hızının devamlı olarak azalmasına(Şekil 4.17b) ve buna bağlı olarak da %1 sürünme zamanı değerlerinin artmasına neden olmuştur(Şekil 4.17c). İncelenen aralıkta krom alaşım elementinin, Standart ZA-8 alaşımının sürünme direncini yaklaşık %40'a kadar arttırdığı belirlenmiştir.

4.2.2.9 Li serisi(ZA/64-ZA/68)

%0,01 ila %0,07 bileşim aralığında ilave edilen lityum elementinin ZA-8 alaşımının sürünme özelliklerine etkisi Şekil 4.18'de görülmektedir.

Şekil 4.18a'dan görüldüğü gibi Li, ZA-8 alaşımının % primer sürünme değerinde

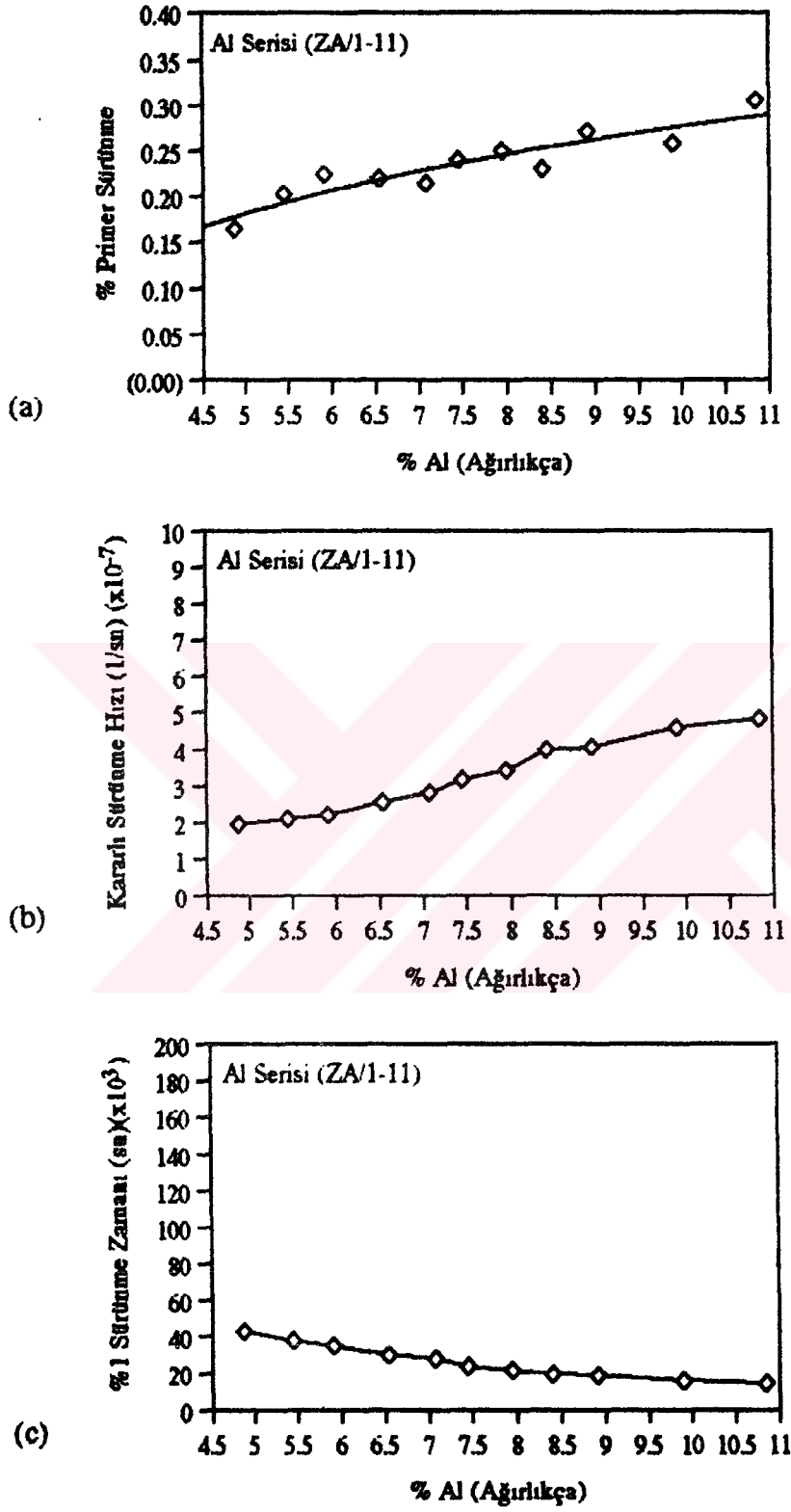
önemli bir değişiklik meydana getirmemektedir. Fakat, ilave edilen %0,012 oranındaki lityum ile ZA-8 alaşımının kararlı sürünme hızı değeri yaklaşık iki katına yükselmiştir. Bu oranın üzerindeki lityum ilaveleri kararlı sürünme hızı değerinde önemli bir değişiklik oluşturmamış ve kararlı sürünme hızı değerleri %0,012 Li seviyesine yakın olarak kalmıştır. Bu durum Şekil 4.18b'de açık olarak görülmektedir.

%0,012 lityum ilavesi ile sürünme hızında meydana gelen artışın sonucu olarak, bu lityum miktarında %1 sürünme deformasyon zamanı da önemli oranda azalmış ve standart ZA-8 alaşımından elde edilen değerin yaklaşık yarısına düşmüştür. Bu oranın üzerinde ilave edilen lityum ise, deformasyon zamanını önemli miktarda değiştirmemiş ve Şekil 4.18c'den görüldüğü gibi yaklaşık aynı değerler elde edilmiştir.

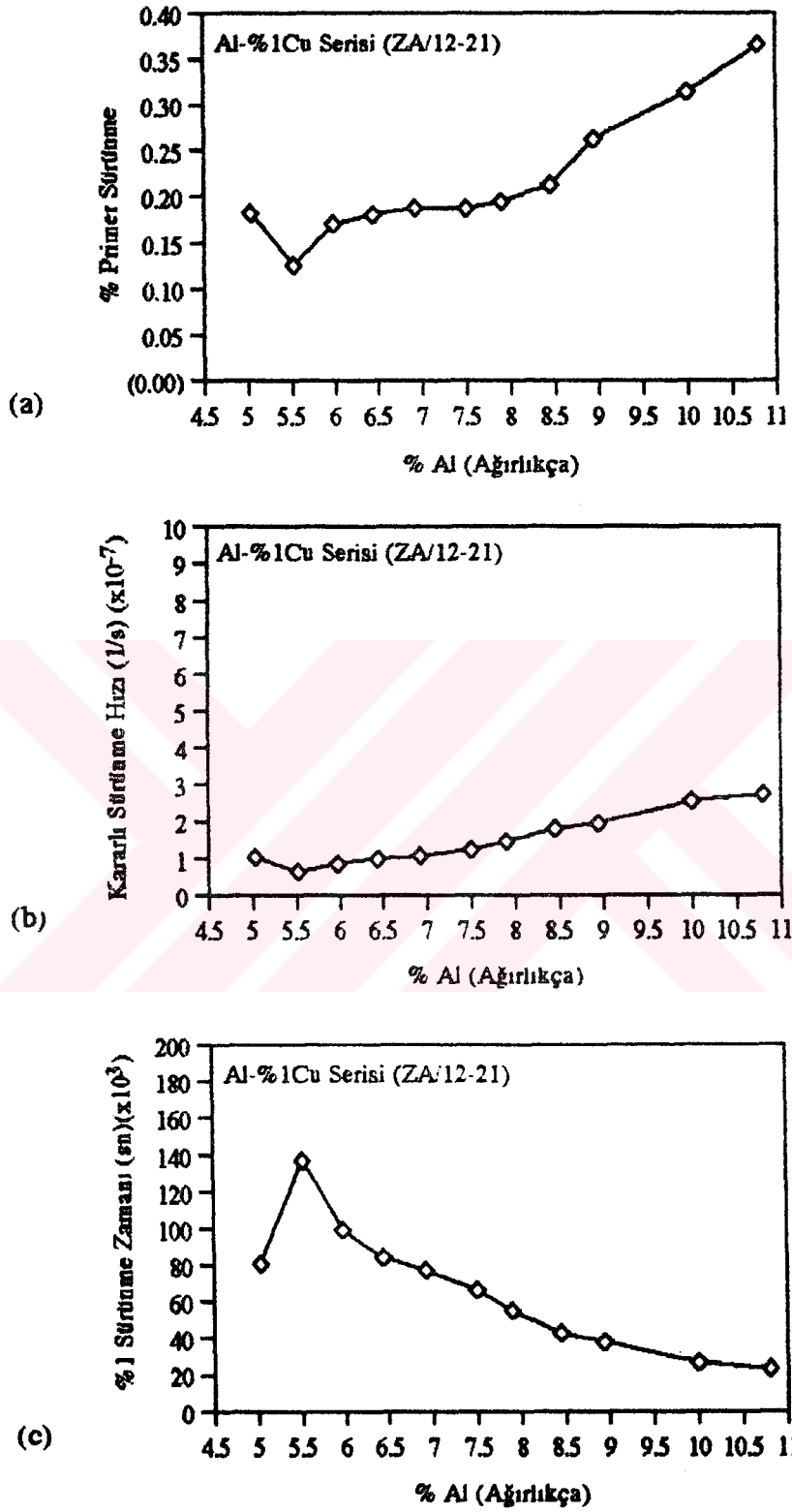
4.3 Metalografik Sonuçlar

Bu çalışmada, üretilen tüm alaşımlar üzerinde tek tek ayrıntılı olarak optik ve taramalı elektron mikroskobu çalışmaları yapılmıştır. Optik mikroskobu çalışmaları ile, alaşımların genel mikroyapılarının ortaya çıkarılması ve alaşım elementi ilavesi ile yapıda oluşan metallerarası bileşiklerin dağılımlarının belirlenmesi sağlanmıştır. Fakat optik mikroskobu, alaşımların mikroyapılarının detaylı olarak belirlenmesinde yetersiz kalmıştır. Bu nedenle alaşımların ayrıntılı mikroyapı çalışmaları Taramalı Elektron Mikroskobu(SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sadece Cu serisi alaşımlarda Transmisyon Elektron Mikroskobu(TEM) kullanılarak çökelti partikülleri belirlenmiştir.

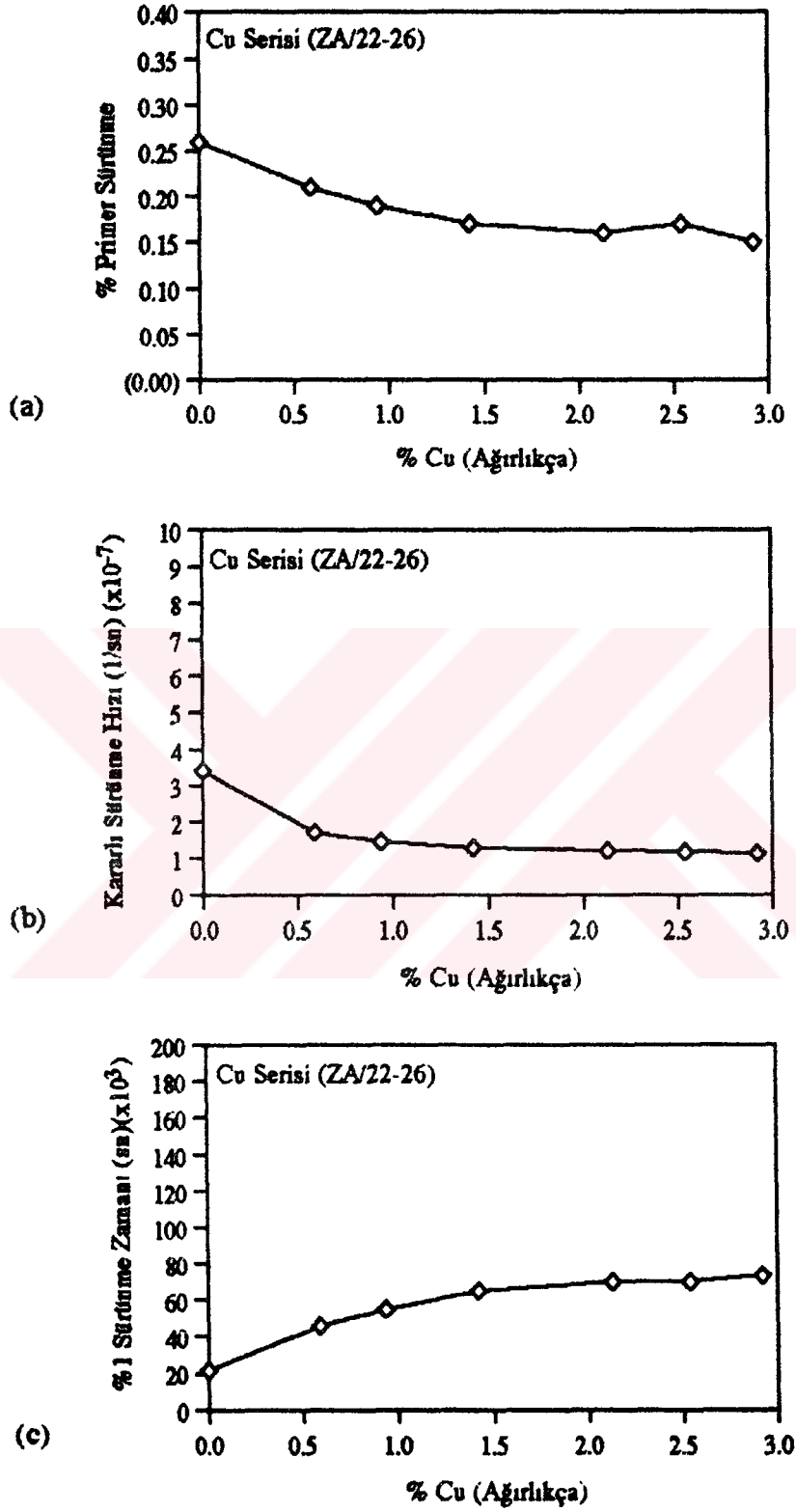
Ayrıca, alaşımları oluşturan temel fazların ve alaşım elementi ilavesi ile oluşan ikincil fazların kimyasal ve kristalografik olarak tanımlanabilmeleri için Enerji Dağılım Spektroskopisi(EDS) ve X-Işınları Spektroskopisi kullanılmıştır. Bu çalışmalardan elde edilen metalografik sonuçlar aşağıda alaşım serilerine göre ayrı ayrı verilmektedir.



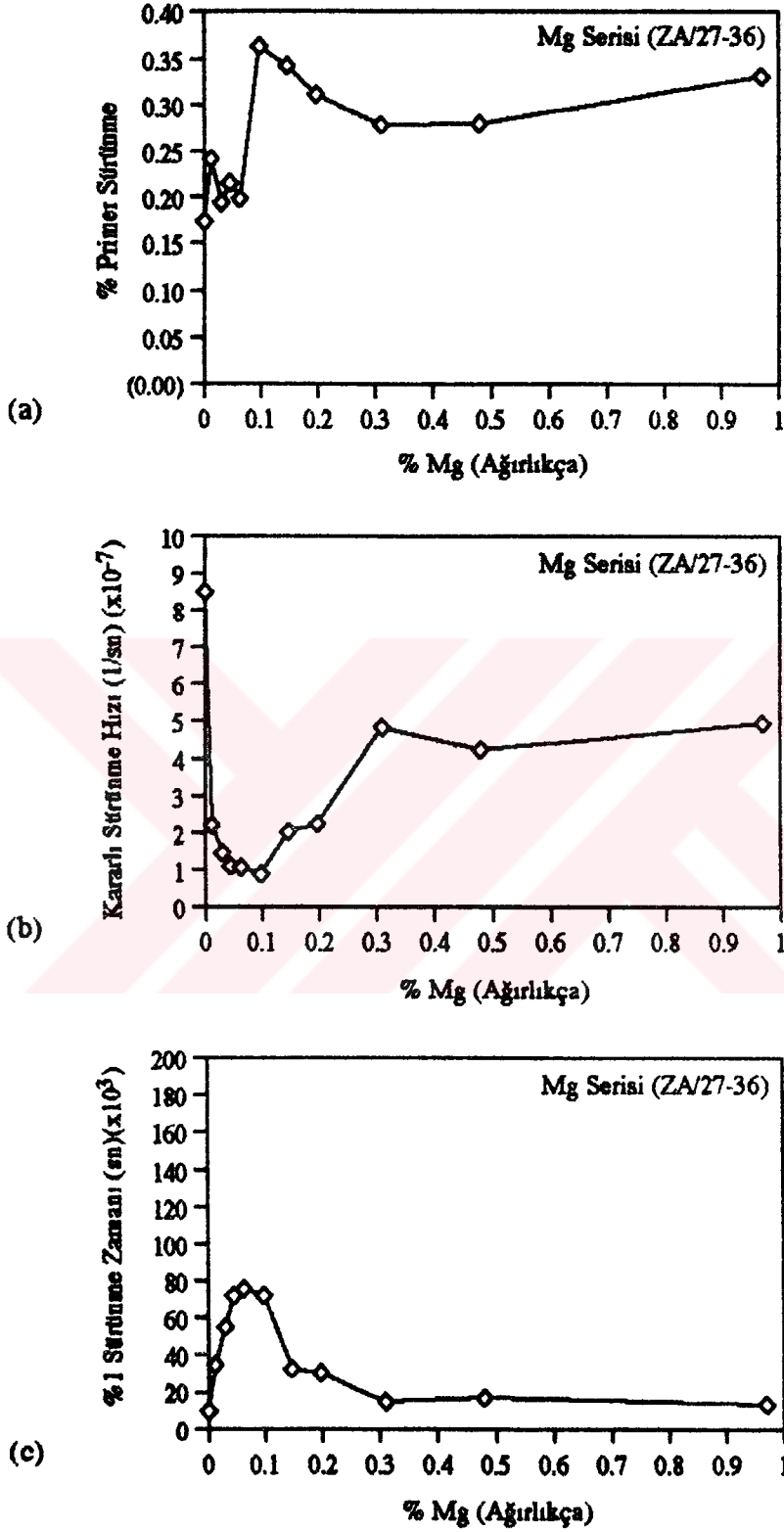
Şekil 4.10 ZA/1-ZA/11 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Al içeriği ile değişimi.



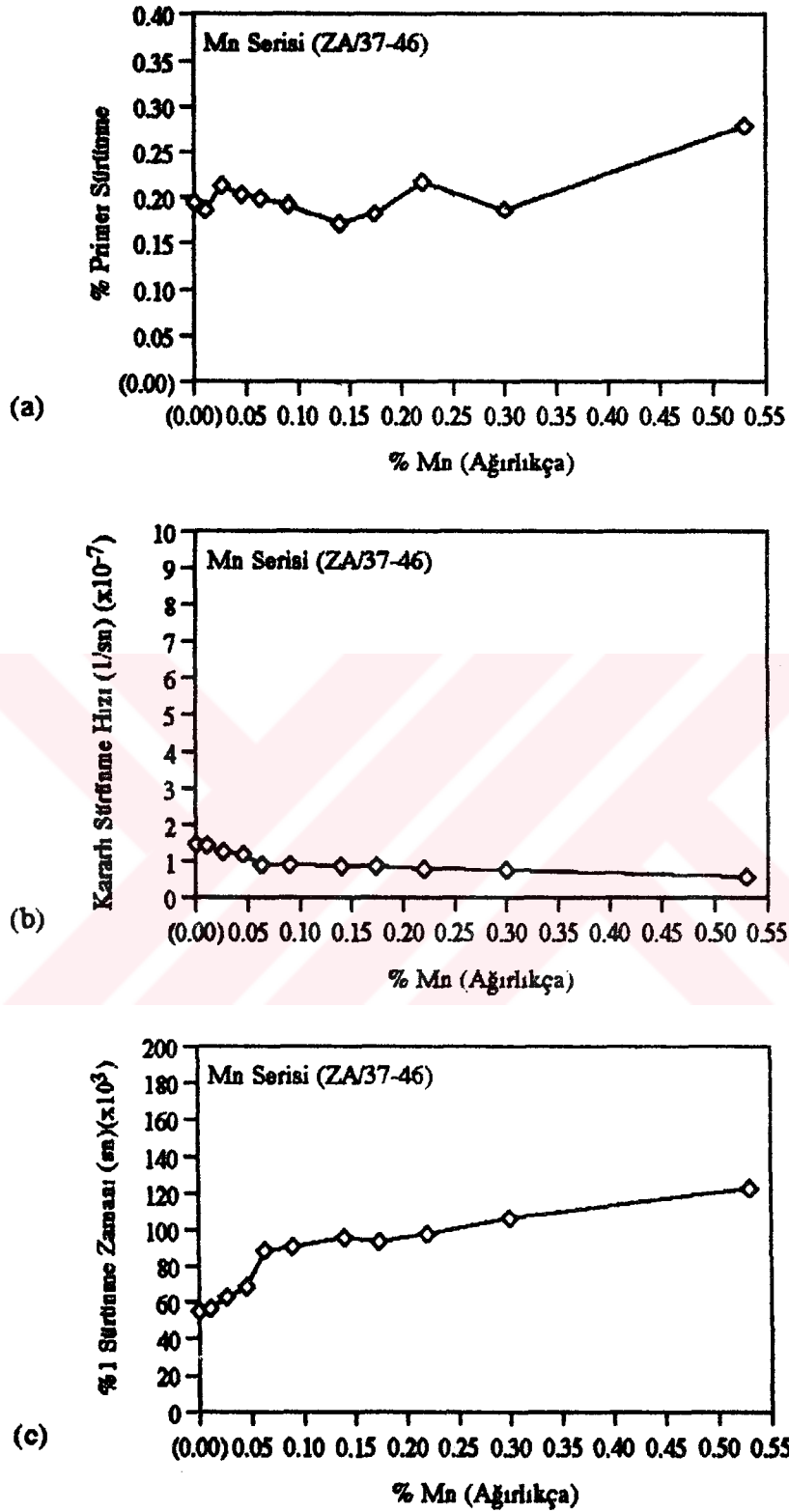
Şekil 4.11 ZA/12-ZA/21 alaşımlarında: % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Al içeriği ile değişimi.



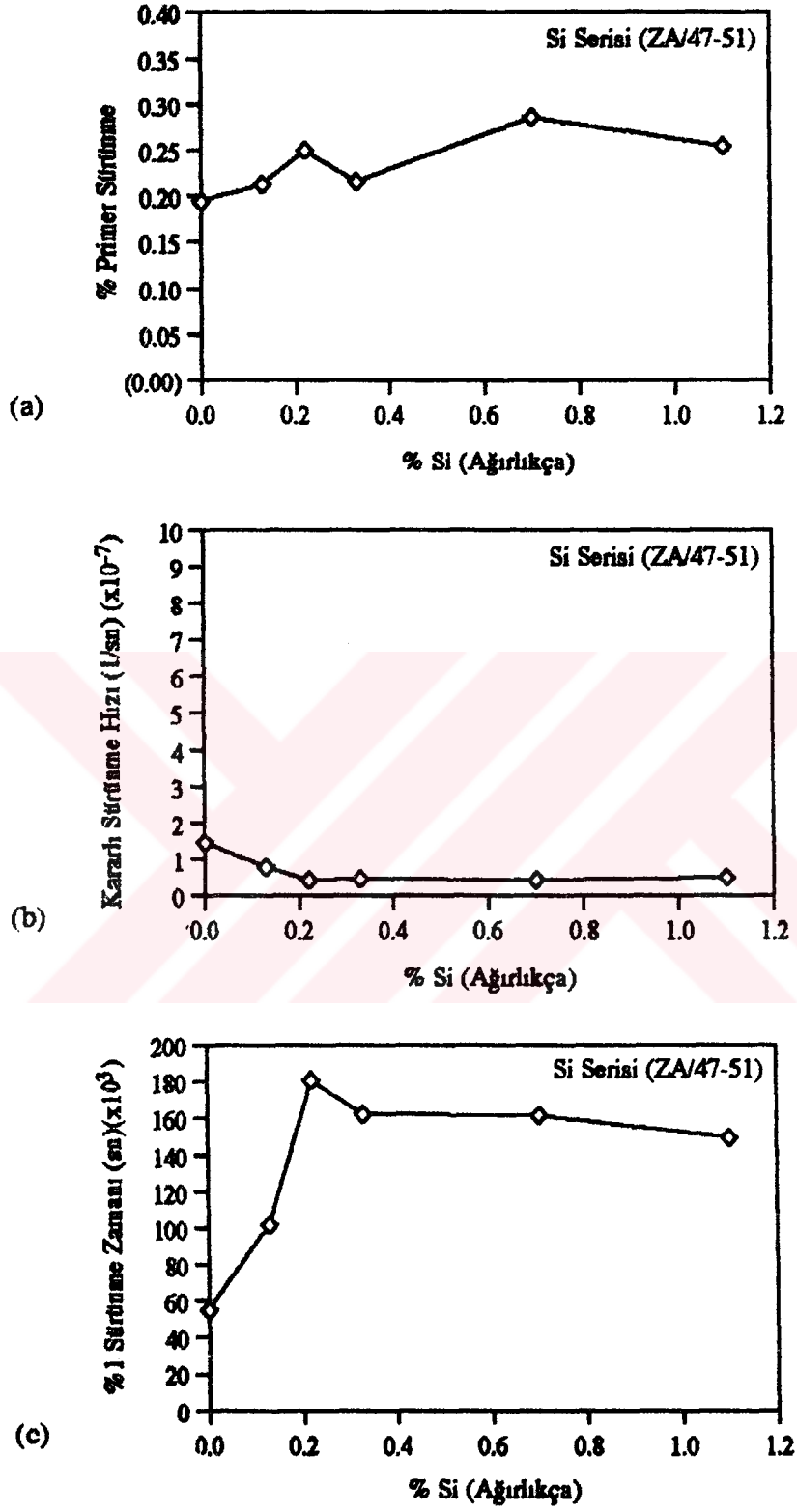
Şekil 4.12 ZA/22-ZA/26 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Cu içeriği ile değişimi.



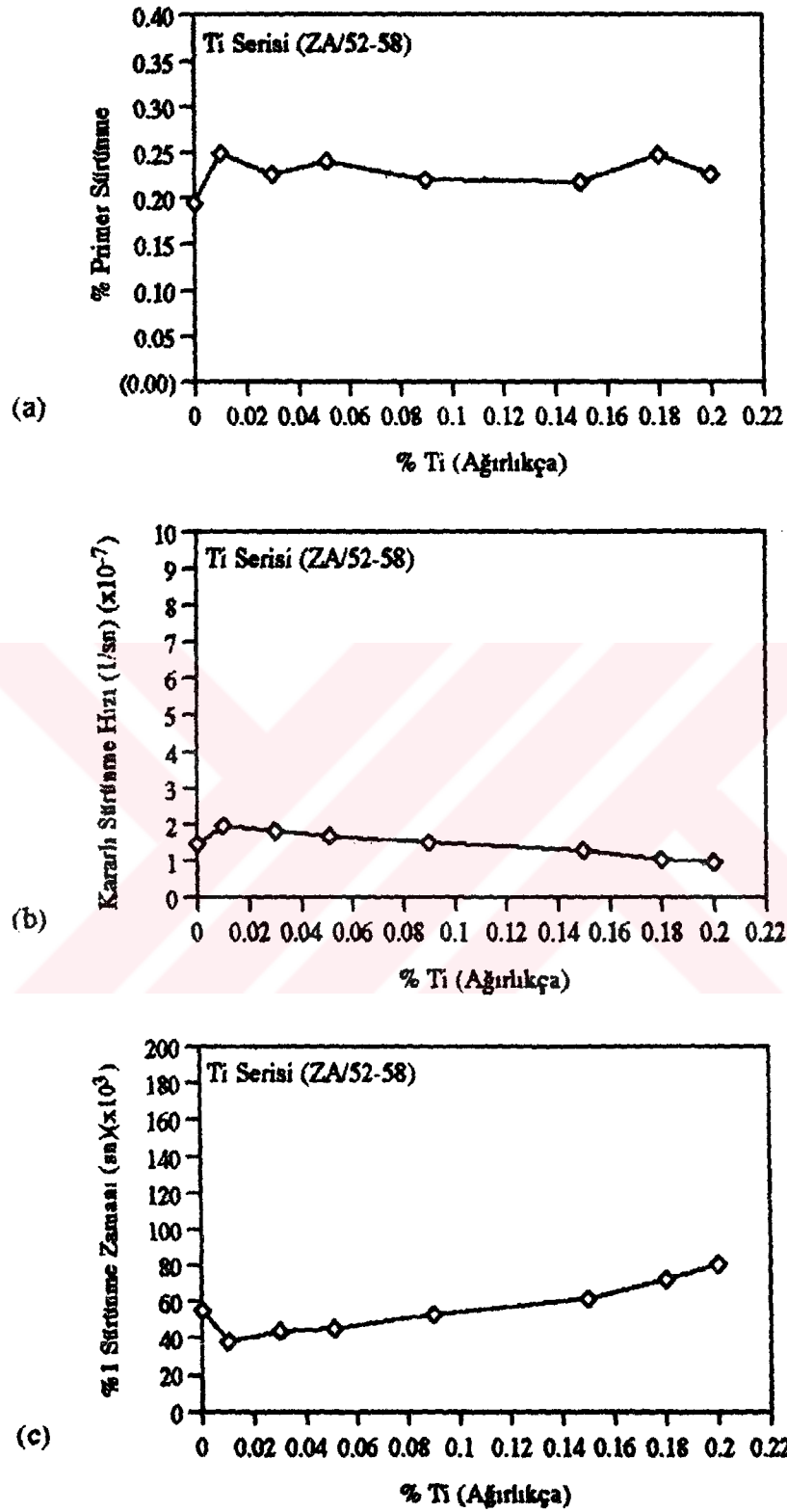
Şekil 4.13 ZA/27-ZA/36 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Mg içeriği ile değişimi.



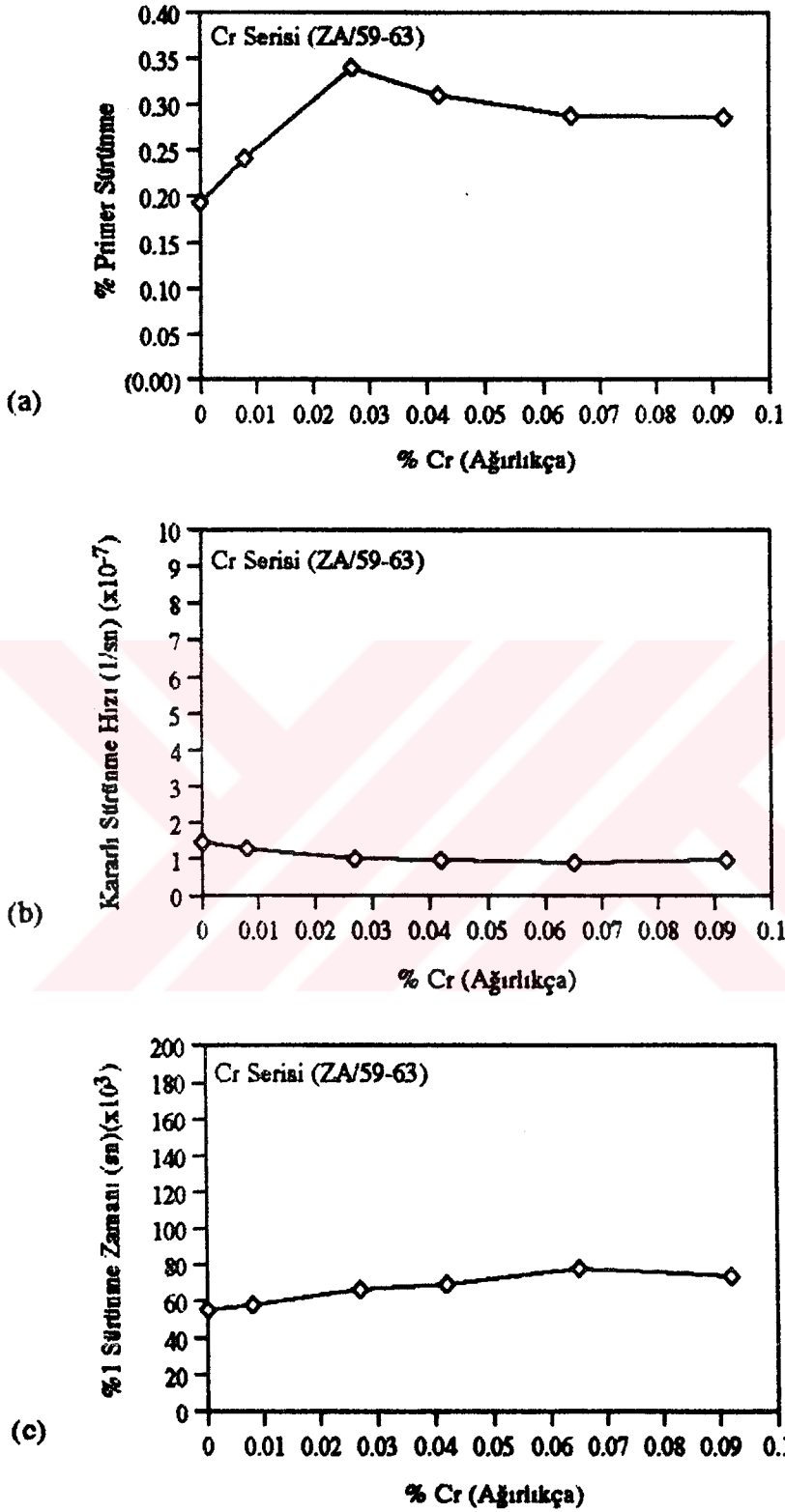
Şekil 4.14 ZA/37-ZA/46 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımda Mn içeriği ile değişimi.



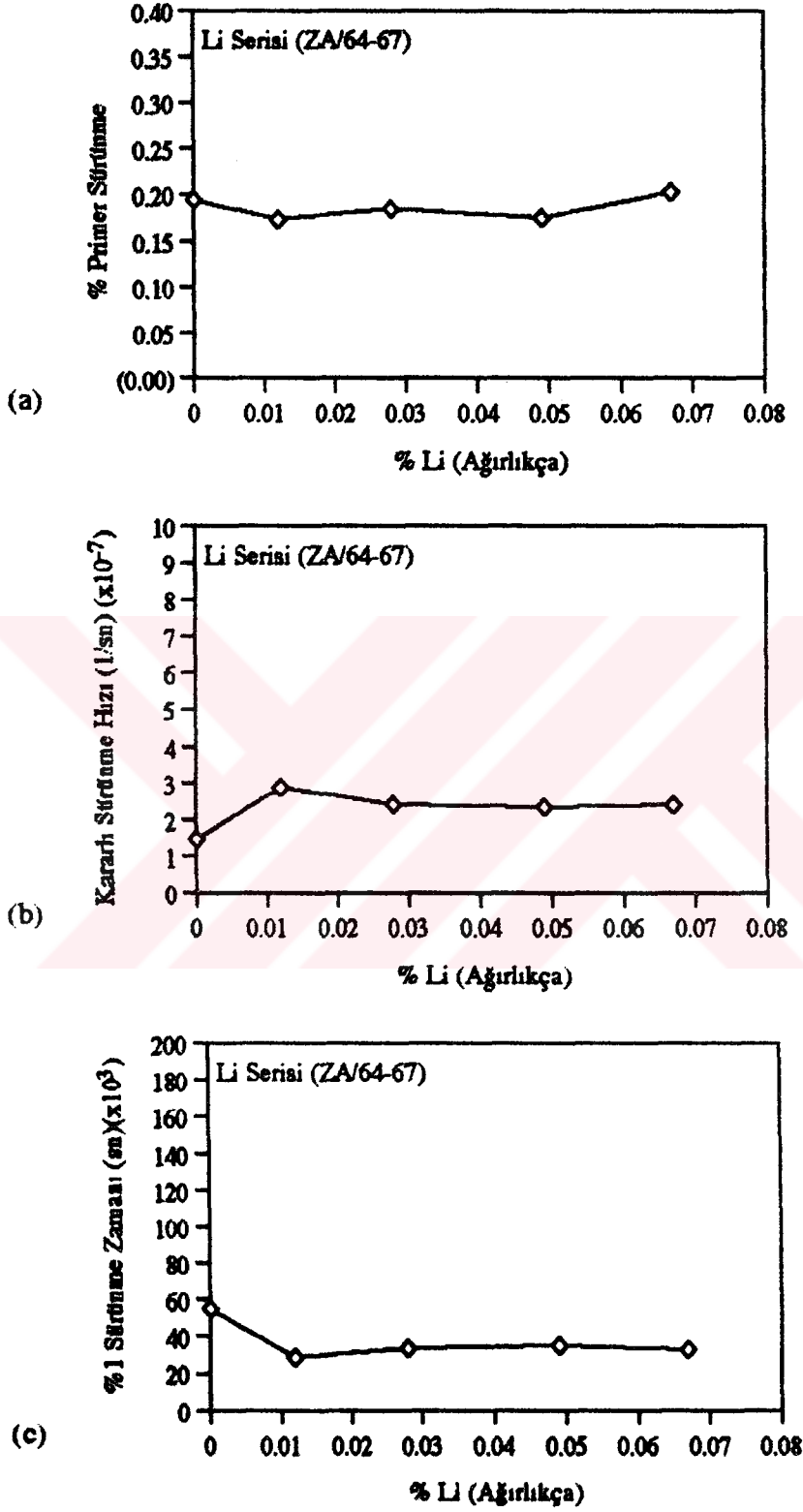
Şekil 4.15 ZA/47-ZA/51 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Si içeriği ile değişimi.



Şekil 4.16 ZA/52-ZA/58 alaşımlarında; a% primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Ti içeriği ile değişimi.



Şekil 4.17 ZA/59-ZA/63 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Cr içeriği ile değişimi.



Şekil 4.18 ZA/64-ZA/67 alaşımlarında; % primer sürünme(a), Kararlı sürünme hızı(b) ve %1 Sürünme zamanı(c) değerlerinin alaşımın Li içeriği ile değişimi.

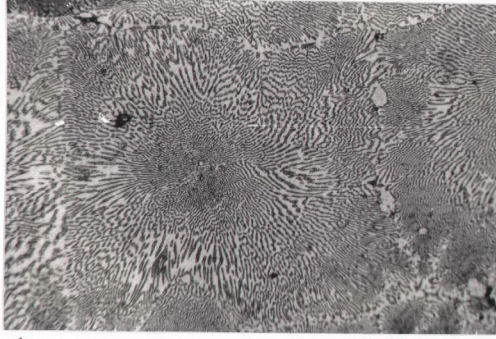
4.3.1 Al serisi alaşımların mikroyapıları

Şekil 4.19 ve 4.20 bu seriden seçilmiş ZA/1, ZA/7 ve ZA/11 alaşımlarının optik ve SEM mikroyapılarını göstermektedir.

Şekil 4.19a'dan görüldüğü gibi, ötektik bir mikroyapı oluşturacak şekilde üretilen ZA/1 alaşımının mikroyapısı, düzgün lamelli ötektik hücrelerinden oluşmakta, fakat bu düzgün lamelli yapı sadece ötektik hücre sınırlarında bozulmaktadır. Ötektik hücrelerdeki lameller arası mesafenin, bu alaşımın Şekil 4.20a'da görülen SEM mikroyapısından yaklaşık 1 μm olduğu belirlenmiştir. Bu mikroyapılarda ötektik hücre sınırlarında görülen açık renkli ufak partiküllerin ise, alaşımın gerçek bileşiminin ötektik bileşimin az bir miktar altında olmasından kaynaklanan çinkoca zengin η partikülleri olduğu belirlenmiştir.

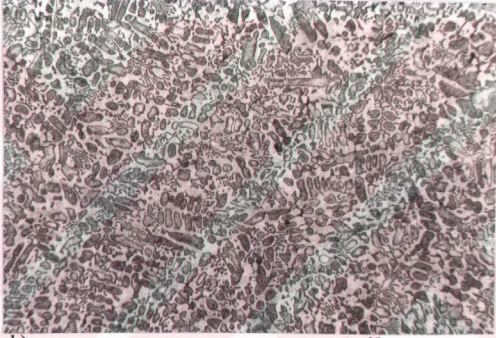
Şekil 4.19b ve 4.20b, bileşiminde %8 Al içeren ZA/7 alaşımının sırasıyla optik ve SEM mikroyapılarını göstermektedir. Bu mikroyapılardan görüldüğü gibi, bu serideki alaşımların alüminyum oranının artması ile ötektik üstü bir mikroyapı ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle, ZA/7 alaşımının mikroyapısı ötektik bir matriks ve bu matriks içerisinde yer alan alüminyumca zengin primer β dentritlerinden(koyu renkli faz) oluşmaktadır. Ancak primer β fazı 275°C 'nin altındaki sıcaklıklarda kararlı bir faz olmayıp, bu sıcaklığın altında ötektoid reaksiyon ile $\alpha+\eta$ fazlarına dönüşmesi gerekmektedir. Bu nedenle bu alaşımın SEM mikroyapısından(Şekil 4.20b) görüldüğü gibi, primer β dentritleri düşük sıcaklıklarda $\alpha+\eta$ kararlı fazlarına dönüşmüştür. Yine aynı mikroyapıdan bu dönüşümün, genellikle dentritlerin iç kısımlarında ince lameller halinde yüzeylerinde ise partiküller halinde gerçekleştiği görülmektedir.

Bu seride en yüksek oranda alüminyum içeren ZA/11 alaşımında ise, Al oranının artmış olması nedeniyle alaşımın mikroyapısında primer β dentritlerinin hacim oranı daha da yükselmiş ve dentritler ikincil dentrit kollarını da oluşturacak şekilde gelişmiştir. Diğer taraftan dentrit miktarındaki bu artışa paralel olarak, alaşımın



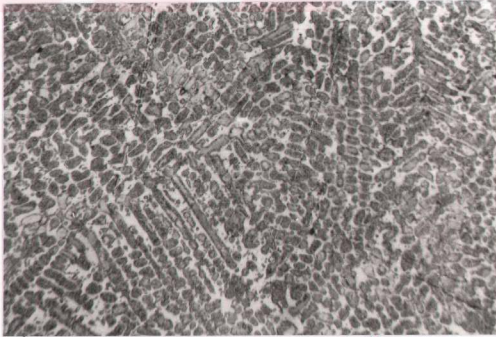
a)

65 μm



b)

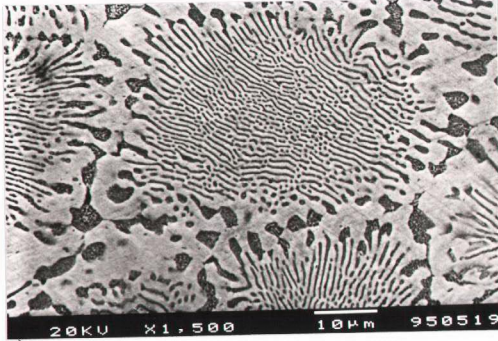
65 μm



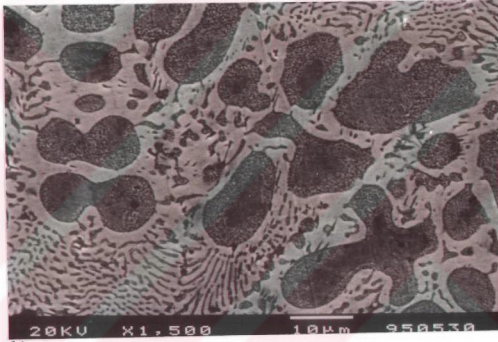
c)

65 μm

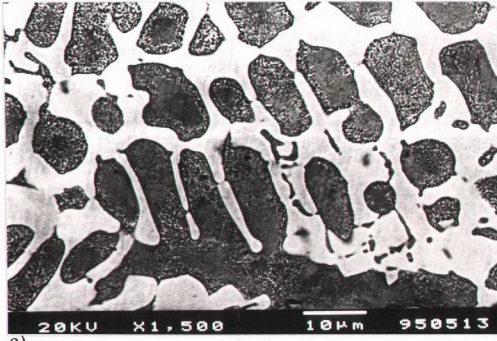
Şekil 4.19 a) ZA/1(%4,87Al), b) ZA/7(%7,95 Al) ve c) ZA/11(%10,85 Al) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



b)



c)

Şekil 4.20 a) ZA/1(%4,87Al), b) ZA/7(%7,95 Al) ve c) ZA/11(%10,85 Al) alaşımlarının SEM mikroyapıları

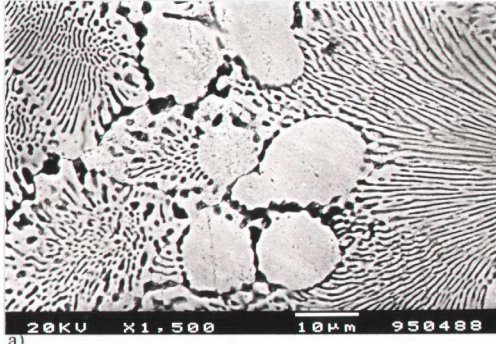
mikroyapısında ötektik miktarı oldukça azalmıştır(Şekil 4.19c). Bu alaşımda da primer β dentritlerinin kararlı $\alpha+\eta$ fazlarına dönüşümü yukarıda ZA/7 alaşımında açıklandığı gibi gerçekleşmiştir(Şekil 4.20c).

4.3.2 Al-%1 Cu serisi alaşımların mikroyapıları

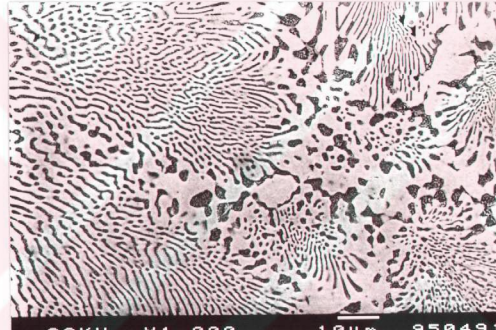
Yukarıdaki alüminyum serisi alaşımlardan farklı olarak sadece bileşiminde ortalama %1 Cu içeren bu serideki alaşımların mikroyapıları yukarıda verilen Al serisi alaşımlara benzemektedir. Bu seriden seçilen bazı alaşımların SEM mikroyapıları Şekil 4.21 ve 4.22'de gösterilmektedir.

Şekil 4.21a'da Al-Zn ikili sisteminde ötektik bileşime(%5 Al) %1 Cu ilave edilerek üretilen ZA/12 alaşımının mikroyapısı görülmektedir. Burada, yukarıdaki bakır içermeyen Al serisi alaşımlardaki ötektik bileşime sahip ZA/1 alaşımının mikroyapısından farklı olarak, bu alaşım yaklaşık aynı oranda alüminyum içermesine rağmen mikroyapısında beklenilenden farklı olarak ötektik altı bir mikroyapı oluştuğu görülmüştür. Bu nedenle %5 Al içeren bu alaşımın mikroyapısı şekilden de görüldüğü gibi, tamamen ötektik olmayıp az miktarda da olsa çinkoca zengin primer η dentritleri içermektedir. Bu alaşım serisinde ötektik mikroyapı, yaklaşık %5,5 Al içeren ZA/13 alaşımında elde edilmiş(Şekil 4.21b) ve %6 Al içeren ZA/14 alaşımında ise primer β dentritlerinin oluşmaya başladığı görülmüştür(Şekil 4.21b). Ötektik bileşimde tesbit edilen bu sapmanın nedeninin, bakır ilavesinin Zn-Al ikili sistemindeki ötektik bileşimi alüminyumca zengin bileşime kaydırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

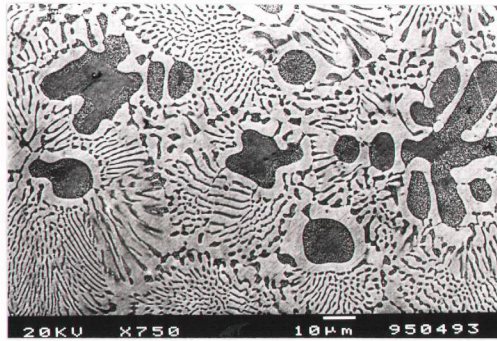
Daha yüksek alüminyum içeren alaşımlarda ise, primer β dentritlerinin miktarının yukarıdaki Al serisi alaşımlarda olduğu gibi artan alüminyum miktarı ile arttığı ve buna bağlı olarak ötektik matriks miktarının azaldığı belirlenmiştir(Şekil 4.22 a-c). Bu seride yer alan standart ZA-8 ve ZA-12(ZA/21) alaşımlarının mikroyapılarında, Şekil 4.22a ve c'de görüldüğü gibi bu alaşımlardan beklenildiği şekilde ötektik $\alpha+\eta$ matriksi içerisinde yer alan dönüşmüş primer β dentritlerinden oluşmuştur.



a)

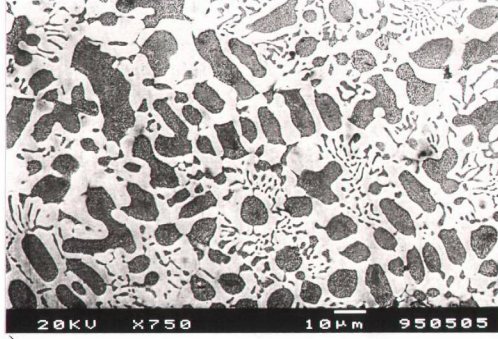


b)

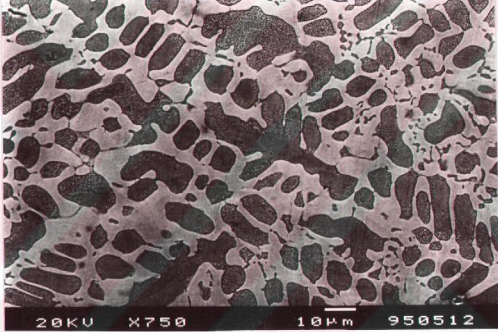


c)

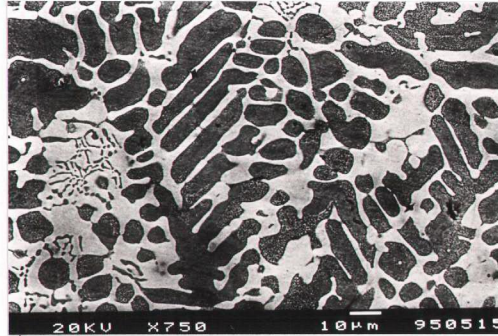
Şekil 4.21 a) ZA/12(%5 Al+%1 Cu), b) ZA/13(%5,5 Al+%1 Cu) ve c) ZA/14 (%6 Al+ %1 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları



a)



b)



c)

Şekil 4.22 a) Standart ZA-8(%8 Al+%1 Cu), b) ZA/20(%10 Al+%1 Cu), c) ZA/21 (%10,8 Al+%1 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları

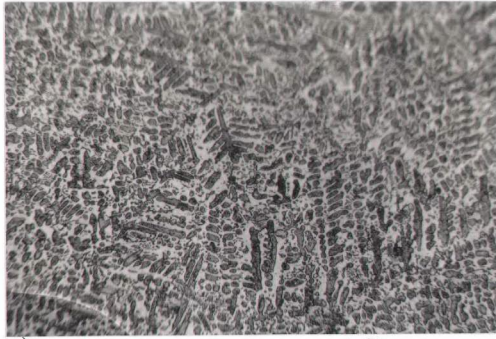
Ayrıca, bu alaşım serisinde düşük sıcaklıklarda kararlı olmayan β fazının kararlı $\alpha+\eta$ fazlarına dönüşüm morfolojisinin de, yukarıdaki Al serisi alaşımlarda görülene benzer şekilde gerçekleştiği ve %1 Cu ilavesinin ötektik lameller arası mesafeyi önemli ölçüde etkilemediği tesbit edilmiştir.

4.3.3 Cu serisi alaşımların mikroyapıları

Şekil 4.23 ve 4.24 sırasıyla, bakır serisi alaşımlar içerisinde seçilmiş bakır içermeyen(ZA/7), %1 Cu içeren(standart ZA-8) ve yaklaşık %3 Cu içeren(ZA/26) alaşımlarının optik ve SEM mikroyapılarını göstermektedir. Şekil 4.23a'dan görüldüğü gibi, bakır içermeyen ZA/7 alaşımının mikroyapısı iyi gelişmiş uzun primer β dentritlerinden ve bunları çevreleyen ötektik alanlardan oluşmaktadır. Burada ötektik hücrelerin dentritlere göre daha az oranda olduğu ve iyi gelişemediği açıkça görülmektedir. Aynı alaşımın Şekil 4.24a'daki SEM fotoğrafı ise, primer ve ötektik β fazının düşük sıcaklıklarda kararlı olan $\alpha+\eta$ fazlarına ötektoid reaksiyon ile dönüştüğünü göstermektedir. Bu dönüşüm genellikle primer dentritlerin iç kısımlarında ince lamelli, yüzeylerinde ise partiküller halinde gerçekleşmekte ve ötektik β fazının dönüşümü ise, bu fazdan fazla çinkonun ötektik η fazı içerisine atılması ile oluşmaktadır.

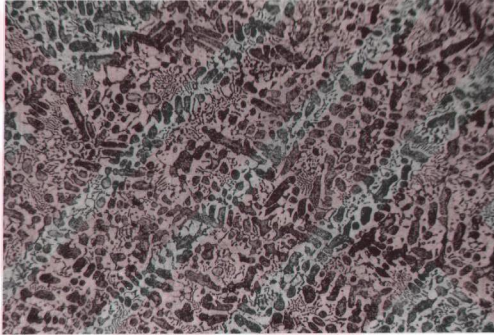
Yaklaşık %1 oranında Cu içeren standart ZA-8 alaşımında ise ötektik hacim oranı bakır içermeyen alaşıma göre artmış, ötektik kolonileri daha gelişmiş ve buna bağlı olarak da primer β dentritlerinin miktarı azalmış durumdadır(Şekil 4.23b). β dönüşüm ürünlerinin morfolojisinin ise, yukarıda açıklanan alaşıma benzer şekilde olduğu gözlenmiştir(Şekil 4.24b).

Bakır ilavesinin artırılması ile alaşımın yapısındaki ötektik miktarı daha da artmış ve primer dentritlerin hacim oranı oldukça azalmıştır. Örneğin, yaklaşık %3 Cu içeren ZA/26 alaşımının optik(Şekil 4.23c) ve SEM(Şekil 4.24c) mikroyapılarından görüldüğü gibi, daha az oranlarda bakır içeren alaşımlara göre mikroyapı iyi gelişmiş düzgün ötektik kolonileri içerisinde yer alan hacimce daha az primer β dentritlerinden meydana gelmektedir.



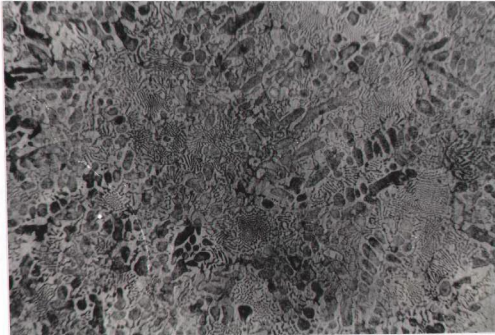
a)

65 μm



b)

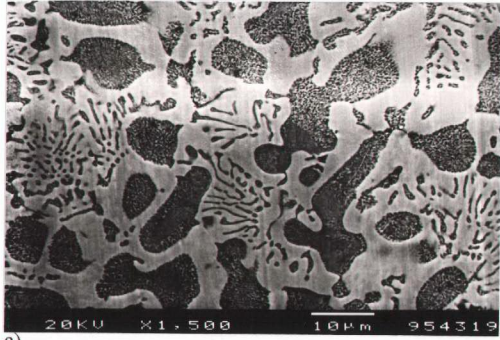
65 μm



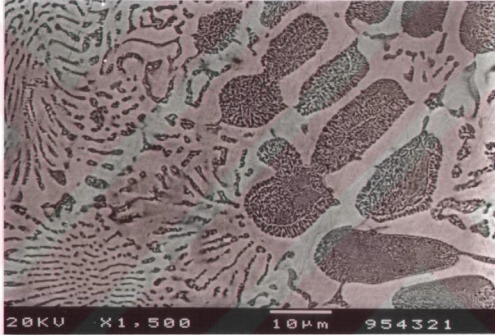
c)

65 μm

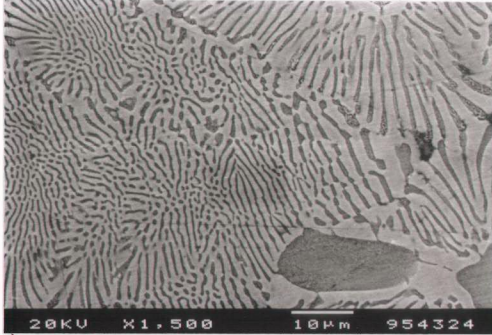
Şekil 4.23 a) ZA/7(<0,003 Cu), b) Standart ZA-8(0,94 Cu) ve c) ZA/26 (2,92 Cu) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



b)



c)

Şekil 4.24 a) ZA/7 (<0.003 Cu), b) Standart ZA-8 (0.94 Cu) ve c) ZA/26 (2.92 Cu) alaşımlarının SEM mikroyapıları

Yukarıdaki mikroyapılardan açıkça belirlendiği gibi, Zn-%8Al alaşımına bakır ilavesi bu alaşımda bulunan ötektik miktarını artırmakta ve buna bağlı olarak da primer β oranını azaltmaktadır. Bu gözlemlerden, bir önceki Al-%1 Cu serisi alaşımlarda da tesbit edildiği gibi, bakır ilavesinin ötektik bileşimi daha yüksek alüminyum oranlarına kaydıracağı anlaşılmaktadır.

Ayrıca, bu seride %2'nin üzerindeki oranlarda bakır içeren alaşımların yüksek büyütmedeki optik mikroyapılarında, ötektik hücre sınırlarında açıkça tanımlanamayan beyaz, keskin köşeli partiküllerin bulunduğu gözlenmiştir. Bu partiküllerin görüldüğü %3 Cu içeren ZA/26 alaşımının optik mikroyapısı Şekil 4.25'de verilmiştir. Yüksek oranda bakır içeren alaşımlarda görülen ve muhtemelen bakırca zengin olduğu düşünülen bu partiküllerin SEM görüntüleri, bakır ve çinkonun atom numaralarının birbirine yakın olması nedeniyle atomik numara kontrastı oluşturulmadığından elde edilememiştir.

Bu nedenle, bu serideki alaşımlar üzerinde ayrıntılı olarak X-Işınları çalışması yapılmış ve alaşımların yapılarındaki mevcut fazlar tanımlanmıştır. Şekil 4.26'da bakır içermeyen ZA/7 ve yaklaşık %3 bakır içeren ZA/26 alaşımlarından elde edilen X-Işınları difraksiyonları verilmiştir. Şekil 4.26a'dan görüldüğü gibi, bakır içermeyen alaşımda sadece çinko ve alüminyumca zengin fazların pikleri mevcut iken, yaklaşık %3 Cu içeren alaşımın difraksiyonunda (Şekil 4.26b) bu fazlara ilave olarak ϵ (CuZn_4) fazının varlığı açıkça tesbit edilmiştir.

Ayrıca, bu seri alaşımlar üzerinde EDS kullanılarak yapılan kimyasal analizler sonucu bakır elementinin çinkoca zengin faz içerisinde bulunduğu tesbit edilmiştir. Örnek olarak, Şekil 4.24b'deki SEM fotoğrafında görülen standart ZA-8 alaşımındaki mevcut fazlardan elde edilen çok sayıdaki EDS analizlerinden ortalama olarak:

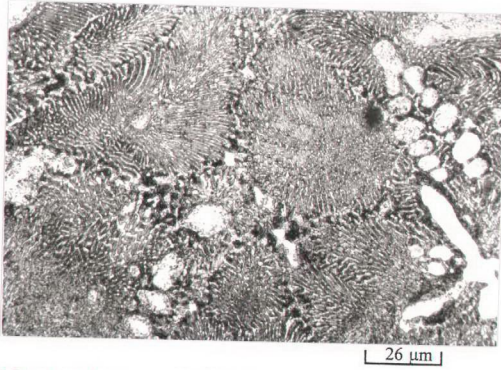
Çinkoca zengin fazın: %97,22 Zn-%0,61 Al-%2,17 Cu

Alüminyumca zengin fazın: %6,66 Zn-%93,34 Al

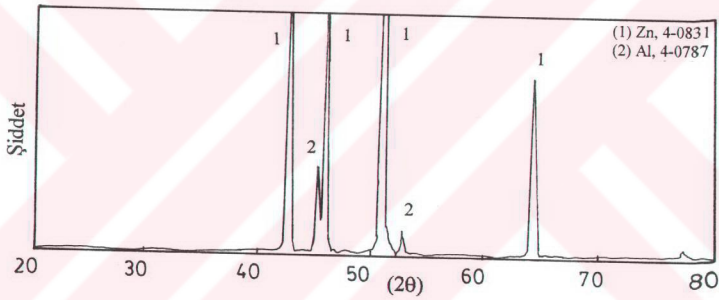
bileşimlerine sahip olduğu bulunmuştur. Buradan açıkça görülmektedir ki bu alaşımlarda çinkoca zengin faz Zn-Al denge sistemindeki η fazı, alüminyumca zengin faz ise α fazıdır ve bakır elementi çinkoca zengin η fazı içerisinde yer almaktadır.

Yukarıda da belirtildiği gibi, % 2' nin üzerinde bakır içeren alaşımlarda bakır elementi ϵ çökelti fazı olarak ötektik tane sınırlarında yer almaktadır. Bu faz muhtemelen bakırca zengin sıvıdan ötektik katılaşma ile aynı zamanda oluşmaktadır. Ancak % 2'nin altında bakır içeren alaşımlarda, bu faz tane sınırlarında ayrı partiküller halinde görülmemiştir. Buna karşın, yukarıdaki EDS analizinden görüldüğü gibi bakır, çinkoca zengin η fazı içerisinde yer almaktadır. Çinko-bakır ikili denge diyagramı (Şekil 2.2) göz önüne alındığında yüksek sıcaklıklarda çinko içerisinde yaklaşık % 2,5 olan bakır çözünürlüğü sıcaklık azaldıkça hızla azalmakta ve 100°C ' de % 0,3 Cu değerine düşmektedir. Bu nedenle, bakırın η fazı içerisinde çökelti partikülleri oluşturabileceği düşünülmüş ve bunu araştırmak için Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM) çalışmaları yapılmıştır.

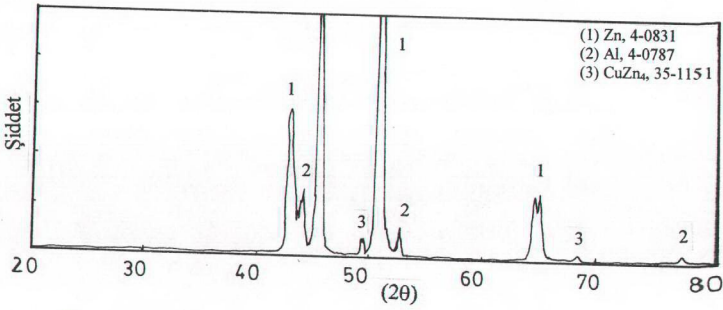
Şekil 4.27a, % 1 Cu içeren Standart ZA-8 alaşımının aydınlık alan TEM mikroyapısının göstermektedir. Buradan görüldüğü gibi, % 1 Cu içeren alaşımda η fazı içerisinde küçük çökelti partikülleri mevcuttur. Bu partiküllerin kristalografik olarak tanımlanabilmesi için bu alanlardan çok sayıda Seçilmiş Alan Difraksiyon Paterni elde edilmiş, ancak matriks çinko fazının dışında diğer bir faza ait difraksiyon noktaları sadece $\langle 1\bar{2}10 \rangle_\eta$ ve $\langle 1010 \rangle_\eta$ zonlarından elde edilen difraksiyon paternlerinde belirlenebilmiştir. Şekil 4.27b, $\langle 1\bar{2}10 \rangle_\eta$ zonuna ait difraksiyon paternini göstermektedir. Buradan görüldüğü gibi, matriks çinko fazına ait şiddetli difraksiyon noktalarının yanısıra, bu noktaların etrafında iki takım halinde yayılan difraksiyon noktaları mevcuttur. Bu noktaların indekslenmesi sonucu, bunların SPH yapıya sahip ϵ (CuZn_4) fazına ait olduğu tesbit edilmiştir (Şekil 4.27c). Bu partiküller büyüklük ve morfoloji olarak, daha önce basınçlı döküm ile üretilmiş



Şekil 4.25 %2,92 Cu içeren ZA/26 alaışımının ötektik hücre sınırlarındaki ε fazı

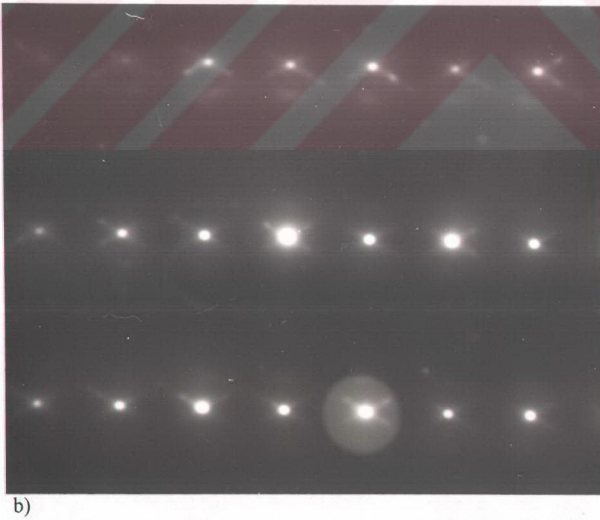
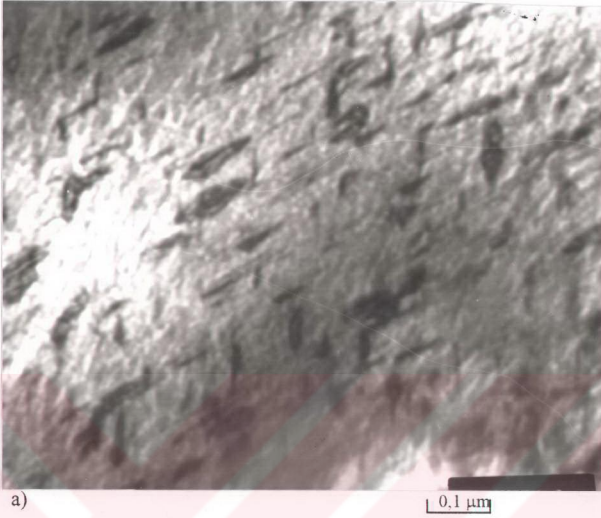


a)

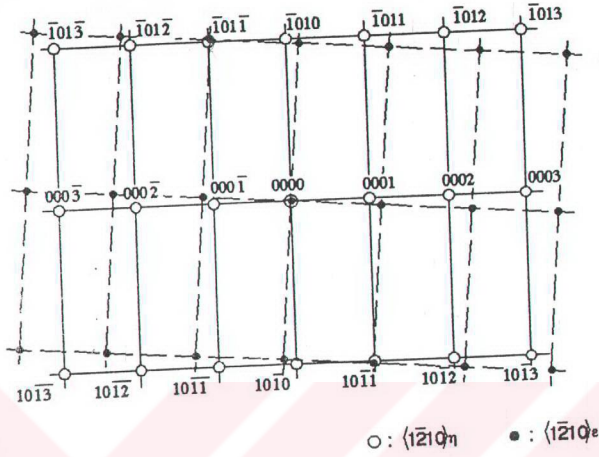


b)

Şekil 4.26 a) Bakır içermeyen b) %2,92 Cu içeren alaışımın X-Işınları difraksiyonu



Şekil 4.27 a) Standart ZA-8(%0,94 Cu) alaşımlarının aydınlık alan TEM mikroyapısı
b) η fazından alınmış $\langle 1\bar{2}10 \rangle_{\eta}$ zonuna ait seçilmiş alan difraksiyon paterni



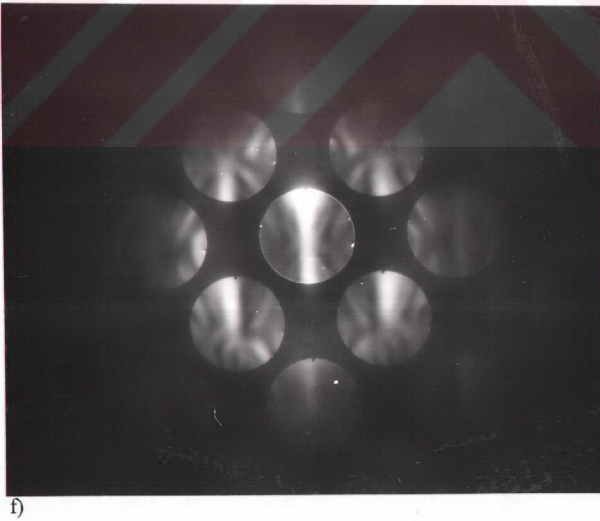
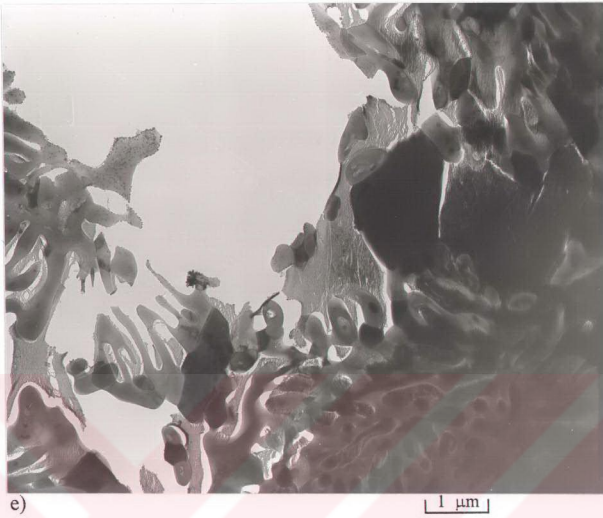
c)



d)

0.1 μm

Şekil 4.27 c) (b)'deki Difraksiyon paterninin çözümü, d) ZA/24(%2.13 Cu) alaşımının aydınlık alan TEM mikroyapısı



Şekil 4.27 e) ZA/24 alaşımlarının aydınlık alan TEM mikroyapısı f) e) partikülünü tanımlayan $\langle 01\bar{1}1 \rangle$ zonuna ait Convergent beam difraksiyon paterni

olan ZA-8 alaşımda ayrıntılı TEM çalışmaları[75] ile tesbit edilen $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ çökelti partiküllerine benzemektedir.

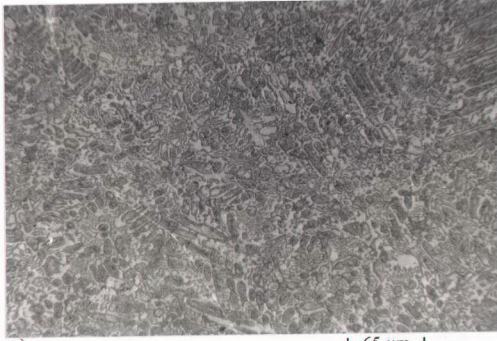
%2 Cu içeren alaşımdan elde edilen TEM mikroyapılarında ise, η matriksi içerisindeki bu küçük çökelti partiküllerinin, bu alaşımda yüksek bakır miktarına bağlı olarak çok daha fazla olduğu ve homojen bir şekilde η matriksi içerisinde dağıldığı gözlenmiştir(Şekil 4.27d).

Yine % 2 Cu içeren alaşımda tesbit edilen bu küçük çökelti partiküllerine ilave olarak, yüksek bakır içeren alaşımların optik mikroyapılarında görülen büyük $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ partiküllerinin de tane sınırlarında oluşmaya başladığı Şekil 4.27e' de ki TEM mikroyapısından görülmektedir. Bu büyük partiküllerin $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ fazı olduğunu gösteren $\langle 01\bar{1}1 \rangle$ zonuna ait Convergent Beam Difraksiyon Paterni'de Şekil 4.27f de gösterilmektedir.

Ancak, ϵ fazı 268°C 'nin altındaki sıcaklıklarda kararlı bir faz değildir ve bu sıcaklığın altında T' fazına dönüşmesi gerekmektedir[40]. T' fazının bileşimi %58 Cu-%30 Al ve %12 Zn olduğundan[40], ϵ fazının T' fazına dönüşümü için alüminyumun ϵ fazına difüzyonu gerekir. Fakat, η matriksi içerisindeki çok düşük olan Al çözünürlüğüne[21] ve η ile ϵ fazlarının benzer kristal yapılarına[16] bağlı olarak ϵ fazı, η içerisindeki yarı-kararlı varlığını uzun süreler koruyabilmektedir[75].

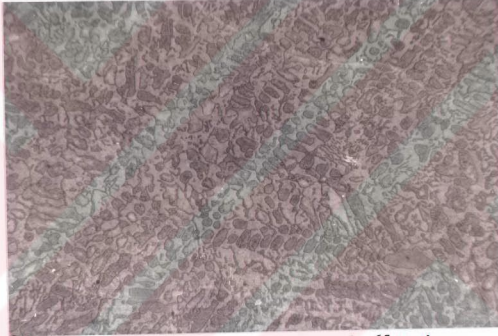
4.3.4 Mg Serisi Alaşımların Mikroyapıları

Magnezyum serisi alaşımlar içerisinde seçilmiş %0 Mg, %0,1 Mg ve %0,5 Mg içeren ZA/27, ZA/32 ve ZA/36 alaşımlarının optik mikroyapıları Şekil 4.28'de verilmiştir. Şekil 4.28'a'dan görüldüğü gibi, bileşiminde magnezyum bulunmayan ZA/27 alaşımda mikroyapısı standart ZA-8 alaşıma benzer şekilde olup, mikroyapı primer β dentritleri ve bunları çevreleyen ötektik alanlardan oluşmaktadır. Bu alaşım serisinde, magnezyum elementinin çinko-alüminyum



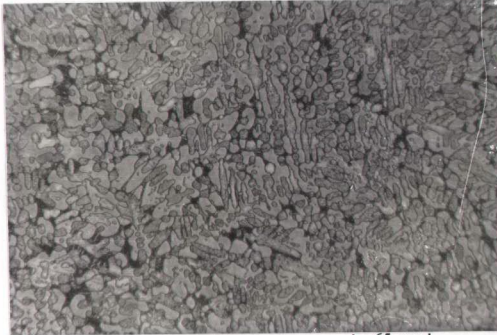
a)

65 μm



b)

65 μm



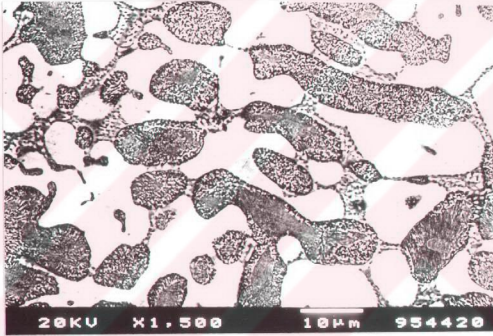
c)

65 μm

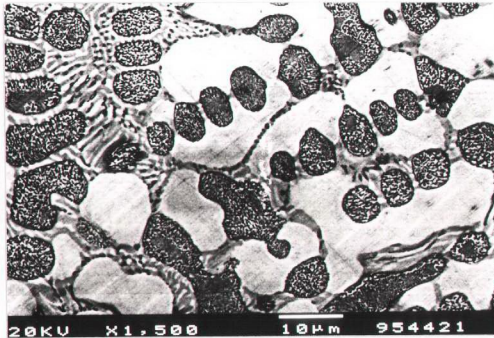
Şekil 4.28 a) ZA/27(%0 Mg), b) ZA/31(%0,098 Mg) ve c) ZA/35(%0,97 Mg) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



b)

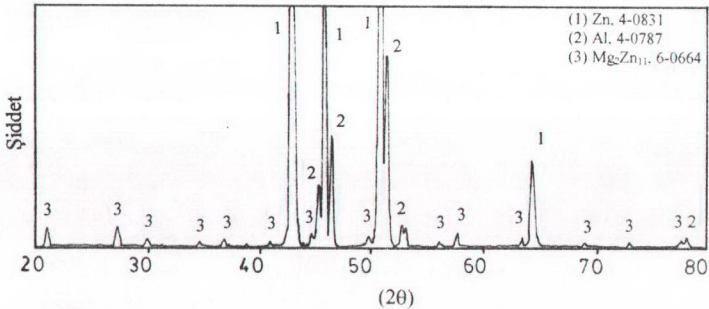


c)

Şekil 4.29 a) ZA/32(%0,146 Mg), b) ZA/35(%0,48 Mg) ve c) ZA/36(%0,97 Mg) alaşımlarının SEM mikroyapıları

sistemindeki ötektik oluşumunu engellediği ve buna bağlı olarak da artan magnezyum ilaveleri ile mikroyapıdaki ötektik miktarının azaldığı gözlenmiştir. Bu durum, Şekil 4.28b'deki %0,1 Mg içeren alaşımın mikroyapısında açıkça görülmektedir. Bu oranın üzerindeki magnezyum ilaveleri ile elde edilen alaşımlarda ise, çinko-alüminyum ikili sisteminde mevcut olmayan yeni bir faz dentritler arası bölgelerde oluşmaya başlamıştır. %0,15 Mg içeren ZA/32 alaşımının Şekil 4.29a'daki SEM mikroyapısı, dentritler arası bölgelerde bu yeni fazın oluşumunu göstermektedir. Daha yüksek magnezyum içeren alaşımlarda, bu yeni fazın hacim oranı oldukça artmış ve Şekil 4.28c'deki %0,5 Mg içeren ZA/35 alaşımının optik mikroyapısından da görüldüğü gibi dentritler arası bölgelerde önemli ölçüde fazlalaşmıştır. Şekil 4.29b ve 4.29c, yüksek magnezyum içeren ZA/35 ve ZA/36 alaşımlarında bu yeni fazın morfolojik yapısını ve yapıdaki dağılımını ayrıntılı olarak göstermektedir. Buradaki mikroyapılardan görüldüğü gibi, magnezyum ilavesi ile oluşan bu faz genellikle çinko-alüminyum ikili ötektiğinin tane sınırlarında yer almaktadır.

Zn-Al sisteminde tanımlanamayan bu yeni fazın belirlenmesi amacıyla, bu seri içerisinde maksimum oranda magnezyum(%1 Mg) içeren ZA/36 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu Şekil 4.30'da verilmiştir. Difraksiyon piklerinden, alaşımın yapısında Zn ve Al'ca zengin fazların dışında Mg_2Zn_{11} bileşiğinin oluştuğu açıkça tesbit edilmiştir. Belirlenen bu bileşik Mg-Zn ikili denge sisteminde(Şekil 2.26) yaklaşık %94 Zn oranında yer alan metaller arası bir bileşiktir.



Şekil 4.30 %1 Mg içeren ZA/36 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu

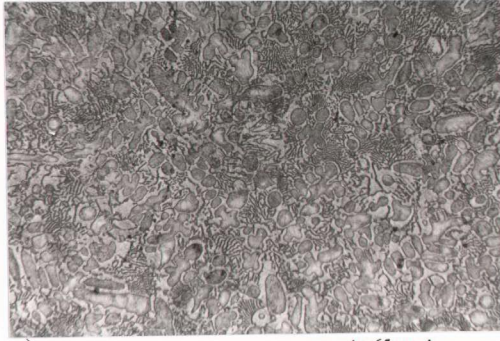
Mg-Zn ikili denge diyagramı(Şekil 2.26) incelendiğinde, yukarıda tanımlanan Mg_2Zn_{11} bileşiğinin, çinko ile %97 Zn oranında ve $364^{\circ}C$ 'de bir ötektik oluşturduğu görülür. Bu nedenle, bu serideki yüksek magnezyum içeren alaşımlarda dentritler arası bölgelerde görülen bu fazın, $Zn-Mg_2Zn_{11}$ ötektiği olduğu söylenebilir. Zn-Al ötektik tane sınırlarında oluşan bu faz, muhtemelen $381^{\circ}C$ 'de oluşan Zn-Al ikili ötektiğini takiben çinko ve magnezyumca zengin sıvıdan oluşmakta ve Zn-Al ötektik tane sınırlarında yer almaktadır.

4.3.5 Mn serisi alaşımların mikroyapıları

Şekil 4.31, manganez serisi alaşımlar içerisinde seçilmiş %0,05 Mn, %0,3 Mn ve %0,5 Mn içeren ZA/39, ZA/44 ve ZA/46 alaşımlarının optik mikroyapılarını göstermektedir. Mikroyapılardan görüldüğü gibi, standart ZA-8 alaşımına az oranlarda dahi ilave edilen Mn elementi alaşımın mikroyapısını önemli ölçüde modifikasyona uğratarak dentritleri inceltmektedir(Şekil 4.31a). Ayrıca artan oranlarda manganez ilaveleri ile, alaşımların ZA-8 alaşımına göre ötektik miktarının arttığı ve daha düzgün ötektik hücrelerinin oluştuğu gözlenmiştir(Şekil 4.31b ve 4.31c).

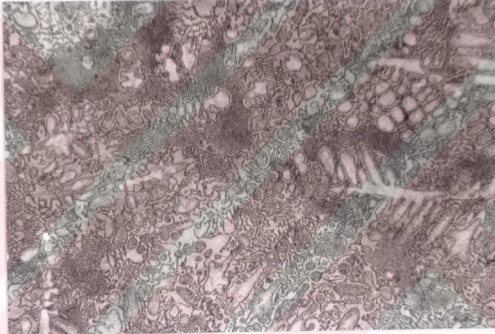
Manganez elementinin yukarıda belirtilen modifikasyon etkisinin yanısıra, yüksek manganez içeren alaşımlarda dentritler arası bölgelerde homojen olmayan bir dağılıma sahip, keskin köşeli partiküller oluştuğu belirlenmiştir. Bu durum, Şekil 4.32b ve 4.32c'deki %0,1 ve %0,5 Mn içeren alaşımların SEM mikroyapılarında açıkça görülmektedir.

Bileşiminde %0,03 Mn bulunan ZA/38 alaşımının Şekil 4.32a'daki SEM mikroyapısı incelendiğinde, Mn elementinin yapıyı modifiye etmesinin primer dentritlerin oluşumunda çekirdekleyici görevi yapmasından kaynaklandığı anlaşılmaktadır. Bunun yanısıra yine aynı şekil, yukarıda yüksek oranda manganez içeren alaşımlarda optik mikroskop ile belirlenebilen dentritler arası bölgelerdeki partikül şeklindeki yeni fazın, düşük Mn içeren alaşımlarda da mevcut olduğunu göstermektedir. Düşük oranlarda Mn içeren alaşımlardaki bu fazın morfolojik



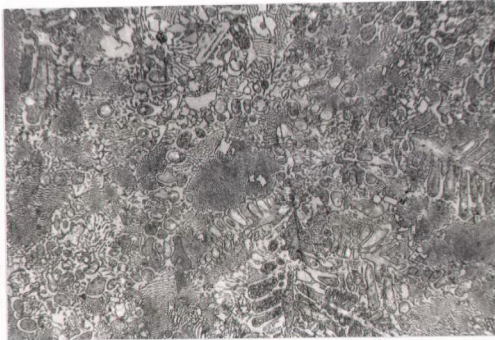
a)

[65 μm]



b)

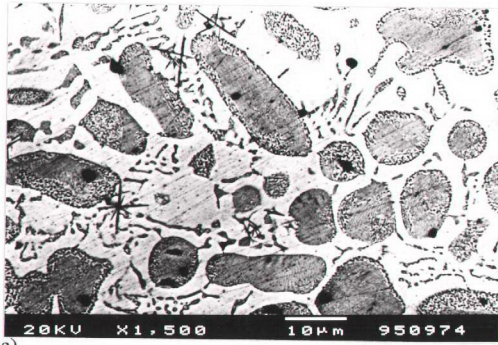
[65 μm]



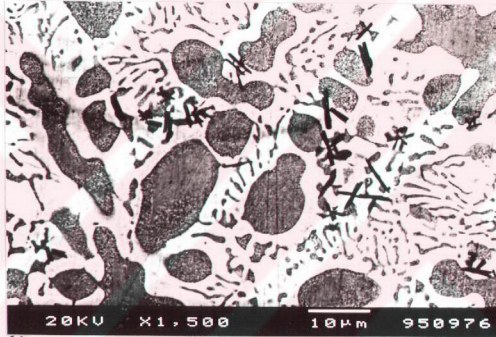
c)

[65 μm]

Şekil 4.31 a) ZA/39(%0,045 Mn), b) ZA/44(%0,22 Mn) ve c) ZA/46(%0,53 Mn) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



b)



c)

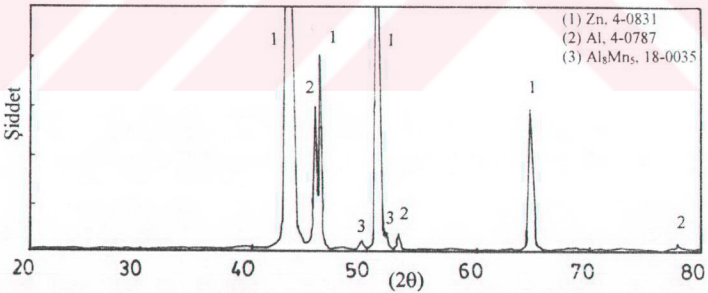
Şekil 4.32 a) ZA/38(%0,026 Mn), b) ZA/41(%0,09 Mn) ve c) ZA/46(%0,53 Mn) alaşımlarının SEM mikroyapıları

yapısı, belirli kristalografik yönlerde büyüyerek oluşan ince iğnemsî bir görünüştedir(Şekil 4.32a). Alaşımlardaki Mn elementi miktarının artması ile birlikte bu fazın miktarının da arttığı ve kabalaşarak büyük partiküller halini aldığı gözlenmiştir(Şekil 4.32b ve 4.32c).

Manganez ilavesi ile standart ZA-8 alaşımının yapısında oluşan bu fazı tanımlamak amacıyla %0,5 Mn içeren ZA/46 alaşımından elde edilen X-Işınlari difraksiyonu Şekil 4.33'de verilmiştir. Bu difraksiyon, standart alaşımın yapısındaki bilinen alüminyum ve çinkoca zengin fazların pikleri dışında düşük şiddete sahip piklerin de bulunduğunu göstermiştir. 2θ açılarından bu piklerin, Al_6Mn ve/veya Al_8Mn_5 bileşiklerine ait olabileceği saptanmıştır.

Buna ilave olarak, Mn serisi alaşımların yapısında görülen bu fazın bileşimi hakkında daha iyi fikir edinmek amacıyla SEM'de partiküller üzerinden düşük voltajda çok sayıda EDS analizleri alınmış ve elde edilen bu analiz sonuçlarının ağırlıkça ortalaması bu fazın:

%42,72 Al-%55,59 Mn ve %1,62 Zn



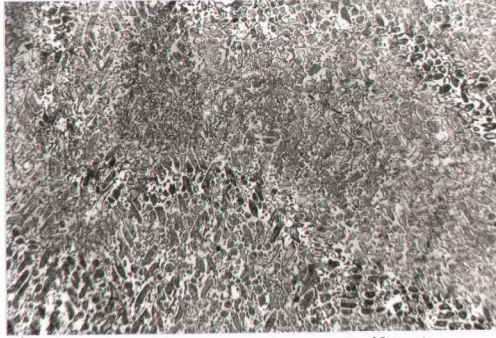
Şekil 4.33 %0.5 Mn içeren ZA/46 alaşımından elde edilen X-Işınlari difraksiyonu

bileşimine sahip olduğunu göstermiştir. Bileşimde saptanan düşük orandaki çinkonun analiz hatasından kaynaklandığı düşünülürse, bu fazın X-Işınlari difraksiyonu ile belirlenen bileşiklerden Al_8Mn_5 bileşiğine ait olduğu söylenebilir.

4.3.6 Si serisi alaşımların mikroyapıları

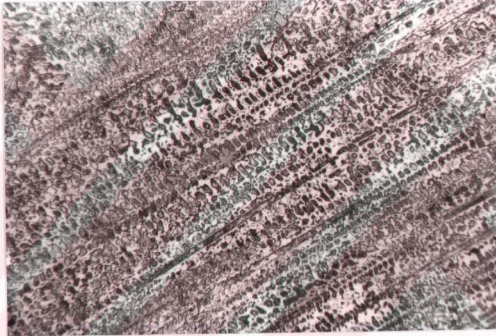
Şekil 4.34, bu seri alaşımlar içerisinde seçilmiş %0,13 Si, %0,33 Si ve %1,1 Si içeren sırasıyla ZA/47, ZA/49 ve ZA/51 alaşımlarının optik mikroyapılarını göstermektedir. Buradaki mikroyapılardan hemen farkedileceği gibi, standart ZA-8 alaşımına değişik oranlarda Si elementi ilavesi ile elde edilen alaşımların mikroyapıları, standart alaşımın ve diğer serilerdeki alaşımların mikroyapılarından oldukça farklılık göstermektedir. Bu seride minimum oranda Si içeren ZA/47 alaşımının Şekil 4.34a'daki mikroyapısından, çok az Si ilavelerinin dahi standart alaşımın mikroyapısını önemli derecede değiştirdiği görülmektedir. Bu değişiklik özellikle ötektik tane boyutunda farkedilmekte ve ötektik tane boyutu önemli ölçüde artmaktadır. Bunun yanı sıra, daha yüksek Si içeren alaşımlarda ise silisyum elementi, birincil primer dentritlerin düzgün bir şekilde belirli yönlerde büyümesine ve yönelmiş uzun dentritlerin oluşumuna neden olmuştur (Şekil 4.34b ve 4.34c). Ayrıca bu mikroyapılardan görüldüğü gibi silisyum elementi, ZA-8 alaşımının mikroyapısında ötektik alanlarda yoğunlaşarak keskin köşeli kompleks şekilli partiküller halinde ortaya çıkmaktadır. Bu kompleks şekilli partiküllerin morfolojisi ve mikroyapıdaki dağılımları, Şekil 4.35a'daki %0,1 Si içeren alaşımın yüksek büyütmedeki optik, Şekil 4.35b ve c'deki %0,33 ve %0,7 Si içeren alaşımların SEM fotoğraflarında görülmektedir.

Silisyumun ilavesi ile alaşımların mikroyapılarında oluşan partiküllerin tanımlanabilmesi amacıyla %1,1 Si içeren ZA/51 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu Şekil 2.36'da verilmektedir. Buradan, bilinen alüminyum ve çinko zengin fazların pikleri dışında yeni piklerin mevcut olduğu görülmüş ve 2 θ açılarından bunların saf Si elementine ait olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, SEM görüntüleri üzerinde gerçekleştirilen düşük voltaj EDS analizlerinden ortalama olarak bu partiküllerin %99,30 Si içerdiği tesbit edilmiştir. Bu analizlerden anlaşılacağı gibi, Zn-Al ikili sistemine ilave edilen silisyum elementi bu sistemde herhangi bir faz oluşturmayıp mikroyapı da saf halde yer almaktadır.



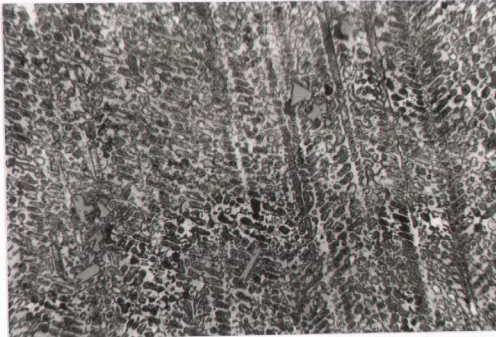
a)

65 μm



b)

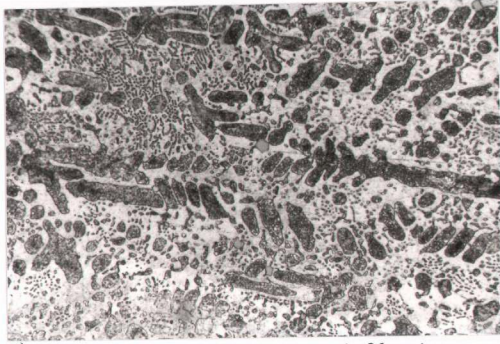
65 μm



c)

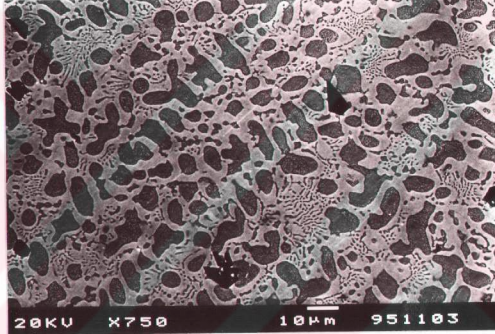
65 μm

Şekil 4.34 a) ZA/47(%0,13 Si), b) ZA/49(%0,33 Si) ve c) ZA/51(%1,1 Si) alaşımlarının optik mikroyapıları

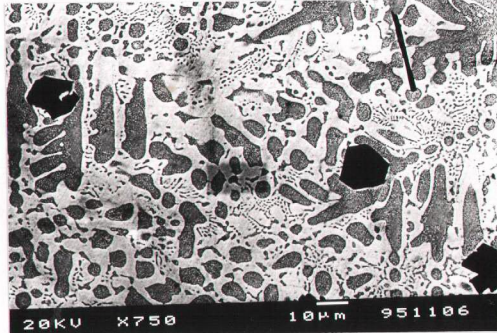


a)

26 μm

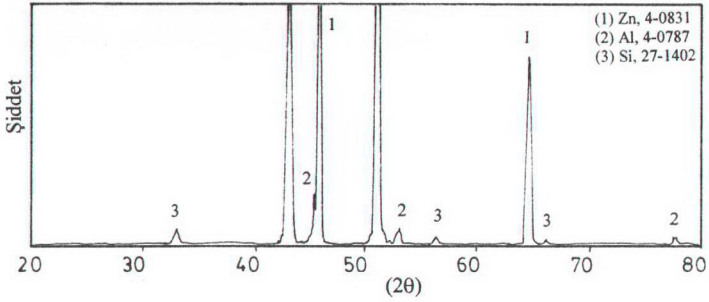


b)



c)

Şekil 4.35 a) ZA/47(%0,13 Si), b) ZA/49(%0,33 Si) ve c) ZA/50(%0,70 Si) alaşımlarının optik ve SEM mikroyapıları



Şekil 4.36 %1,1 Si içeren ZA/51 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu

Yukarıda belirtilen Si elementinin ZA-8 alaşımının mikroyapısında oluşturduğu önemli ölçüdeki değişikliğin, alaşımın katılaşma sürecine olan etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Son yıllarda, %0,10 oranına kadar Si elementi ilavesinin kokil döküm ile üretilen standart ZA-12 alaşımının mikroyapısına olan etkisini araştırmak amacıyla yapılan bir çalışmada[135], az oranlardaki Si ilavelerinin β /ötektik sıvı arayüzey enerjisini düşürdüğü ve sıvı içerisindeki ötektik η çekirdeklenmesini engellediği ve bu nedenle de ötektik tane boyutunun artmasına neden olduğu ortaya çıkarılmıştır.

Buna bağlı olarak, silisyum ilavesi ile ZA-8 alaşımının mikroyapısında oluşan değişikliklerin, bu elementin β /ötektik sıvı arayüzey enerjisini azaltmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu durumda β /ötektik sıvı arayüzey enerjisinin azalması, primer β dendritlerinin sıvı içerisinde belirli yönlerde büyümesini hızlandırmış ve yukarıdaki mikroyapılarda görülen düzgün yönelmiş dendritlerin oluşumunu sağlamış olduğu söylenilebilir.

Yukarıdaki mikroyapılar(Şekil 4.35) ayrıntılı olarak incelendiğinde, silisyum kristallarının genellikle β /ötektik arayüzeyinde olduğu görülmektedir. Bu silisyum kristallarının, ya ötektik üstü Al-Si alaşımlarında olduğu gibi primer β fazının oluşumundan önce primer Si kristalleri şeklinde, ya da yüksek alüminyum içeren β

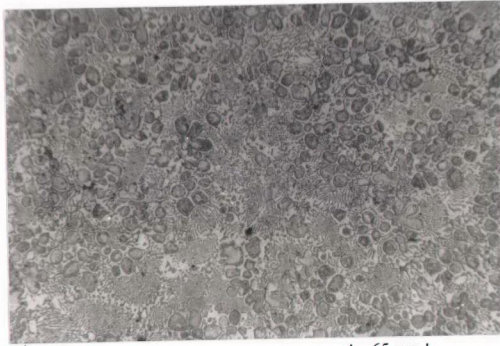
fazından katılma sürecinde atılarak oluşmuş olduğu düşünülmektedir. Çünkü, silisyum çinko içerisinde hiç çözünürlüğe sahip değil iken, alüminyum içerisinde 577° C'de %1,65 oranında çözünebilmektedir ve bu nedenle silisyum elementinin likidüs sıcaklığının altında belirli bir oranda primer β fazı içerisinde çözünmesi mümkün görünmektedir.

4.3.7 Ti serisi alaşımların mikroyapıları

Titanyum serisi alaşımlar içerisinde seçilmiş %0,01 Ti, %0,09 Ti ve %0,20 Ti içeren ZA/52, ZA/55 ve ZA/58 alaşımlarının optik mikroyapıları Şekil 4.37'de verilmektedir. Bu mikroyapılardan az oranlarda bile Ti elementinin ZA-8 alaşımının mikroyapısı üzerinde önemli oranda modifiye edici etkiye sahip olduğu açıkça görülmektedir. Bu element incelenen alaşım elementleri içerisinde standart ZA-8 alaşımının mikroyapısını en fazla modifiye eden alaşım elementi olarak belirlenmiştir. Mikroyapılardan görüldüğü gibi, Ti içeren alaşımlarda primer β fazı dentritik morfolojiden daha çok küçük yapraklı partiküller şekli almıştır. Buna karşılık, ötektik miktarı ve morfolojisinin standart alaşıma göre daha fazla ve düzgün lamelli olduğu görülmüştür(Şekil 4.37).

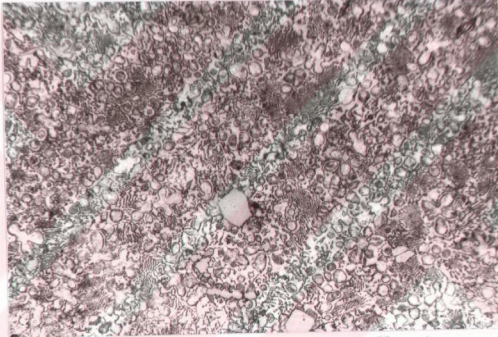
Ti elementinin standart ZA-8 alaşımının mikroyapısında oluşturduğu bu kuvvetli modifikasyonun, bu elementin katılma sürecinde sıvı içerisinde oluşturduğu intermetalik bileşiklerin primer β fazını çekirdekleyici etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. %0,03 Ti, %0,09 Ti ve %0,20 Ti içeren alaşımların SEM mikroyapıları Şekil 4.38'de gösterilmektedir. Bu mikroyapılarda Ti elementinin oluşturduğu küçük partiküllerin(siyah görünümlü) primer β dentritlerinin içerisinde yer aldığı açık olarak görülmektedir. Bu partiküller muhtemelen primer β fazının oluşumunda çekirdekleyici olarak davranmakta ve dendritlerin heterojen olarak, küçük fakat sayıca daha fazla oluşmasına neden olmaktadır.

Ayrıca, yüksek oranda Ti içeren alaşımların Şekil 4.37'deki optik ve 4.38'deki SEM mikroyapılarından görüleceği gibi, titanyum elementinin oluşturmuş olduğu bu



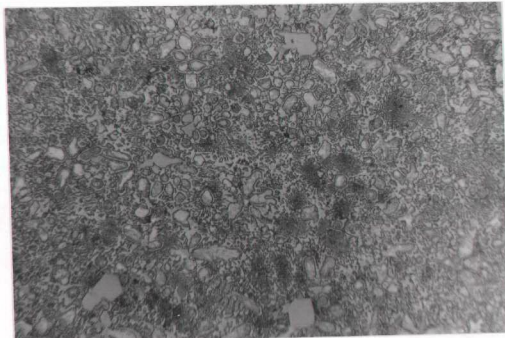
a)

| 65 μm |



b)

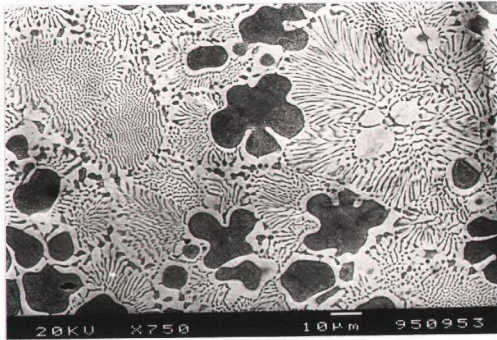
| 65 μm |



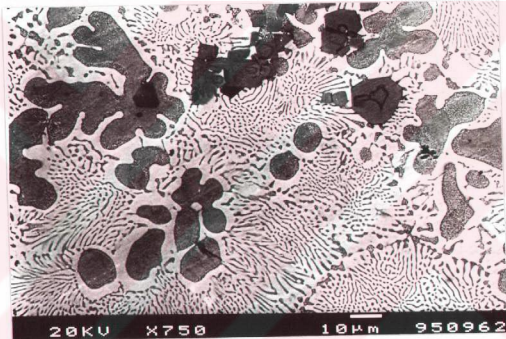
c)

| 65 μm |

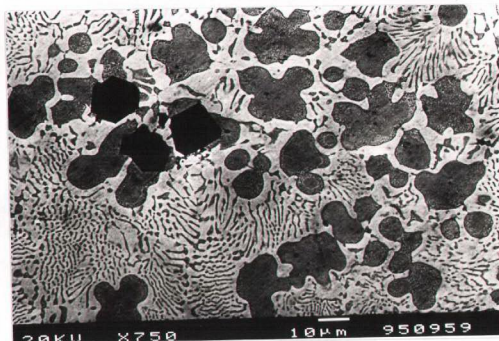
Şekil 4.37 a) ZA/52(%0,01 Ti), b) ZA/55(%0,09 Ti) ve c) ZA/58(%0,20 Ti) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



b)



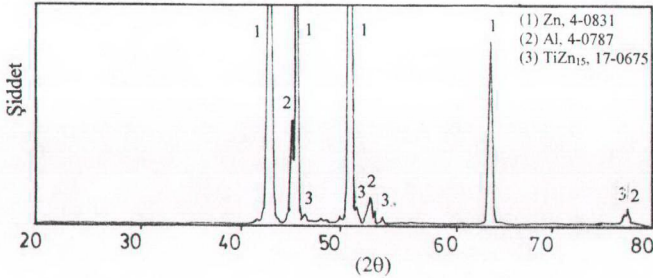
c)

Şekil 4.38 a) ZA/53(%0,03 Ti), b) ZA/55(%0,09 Ti) ve c) ZA/58(%0,20 Ti) alaşımlarının SEM mikroyapıları

partiküller mikroyapı içerisinde yine β içerisinde veya β /ötektik arayüzeylerinde çok daha büyük partiküller halinde bulunmaktadır.

Az oranlarda titanyum içeren Zn-%7 Al ve Zn-%24 Al alaşımları üzerinde daha önce yapılan çalışmalarda[130], yukarıdaki mikroyapılarda görülen partiküllere benzer partiküllerin oluştuğu bildirilmiştir. EDS ve elektron difraksiyonu ile bu partiküllerin kübik yapıda Al_5Ti_2Zn intermetalik bileşiğine ait olduğu tesbit edilmiştir. Bunun yanı sıra az oranlarda titanyum içeren çinko alaşımlarında ise, Ti elementinin $TiZn_{15}$ bileşiği halinde Zn ile tane sınırlarında bir ötektik oluşturduğu bilinmektedir[126].

Bu çalışmada görülen partiküllerin tanımlanabilmesi amacıyla yapılan çok sayıda EDS analizlerinden, partiküllerin ağırlıkça ortalama olarak %1,34 Al-%78,02 Zn-%20,64 Ti bileşiminde olduğu tesbit edilmiştir. Elde edilen bu kimyasal analiz sonucuna göre yapılan stokiometrik hesaplamalardan bu bileşiğin yukarıda bildirilen bileşiklere tam olarak uymadığı, fakat $TiZn_{15}$ bileşiğinin stokiometrisine daha yakın olduğu görülmüştür. Ayrıca bu bileşiği kristalografik olarak tanımlayabilmek için %0,20 Ti içeren ZA/58 alaşımından X-Işınları difraksiyonu elde edilmiştir. Şekil 4.39'da gösterilen bu difraksiyonda çinko ve alüminyumca zengin piklerin dışında, düşük şiddette olmasına rağmen farklı piklerin de olduğu görülmüştür. 2 θ açılarından bu piklerin $TiZn_{15}$ metaller arası bileşiğine ait olduğu tesbit edilmiştir.



Şekil 4.39 %0.20 Ti içeren ZA/58 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu

Standart alaşıma Ti elementi ilavesinde kullanılan master alaşımının bileşimi (Zn-%2 Ti) gözönüne alınırsa, Zn-Ti ikili faz diyagramına (Şekil 2.28) göre bu master alaşımının yapısında $TiZn_{15}$ metallerarası bileşiğinin yoğun oranda bulunduğu görülmüştür. Buna göre ergime sıcaklığı yaklaşık $650^{\circ}C$ olan bu bileşiğin, standart alaşıma ilavesi sonucu sıvı içerisinde önemli derecede değişime uğramadan varlığını koruduğu söylenebilir.

4.3.8 Cr serisi alaşımların mikroyapıları

Bu seri alaşımlar içerisinde seçilmiş %0,01 Cr, %0,07 Cr ve %0,1 Cr içeren sırasıyla ZA/59, ZA/62 ve ZA/63 alaşımlarının optik mikroyapıları Şekil 4.40'da verilmiştir. Buradaki mikroyapılardan, krom elementinin standart ZA-8 alaşımının mikroyapısı üzerindeki etkisinin titanyum elementininkine benzer bir şekilde olduğu görülmektedir.

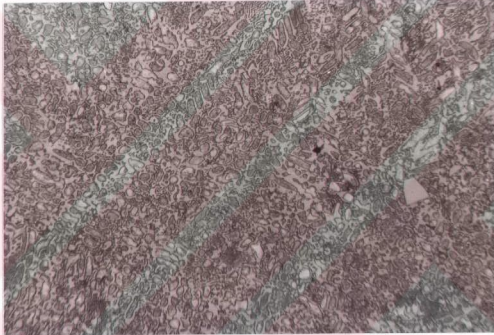
Bu mikroyapılardan görüldüğü gibi, ZA-8 alaşımına çok az oranlarda ilave edilen krom elementi de, alaşımın mikroyapısını önemli ölçüde modifiye etmiş ve bu alaşımların mikroyapılarının iyi gelişmiş düzgün ince lamelli ötektik hücreleri içerisindeki genellikle küçük ve küresel primer β dendritlerinden oluşmasına neden olmuştur (Şekil 4.40a). Ayrıca bu modifikasyon etkisinin yanısıra, yüksek oranda krom içeren alaşımların mikroyapılarında Cr elementinin oluşturduğu genellikle dendritler arası bölgelerde bulunan kompleks şekilli partiküller gözlenmiştir (Şekil 4.40b ve 4.40c).

Şekil 4.41, %0,01 ve %0,10 Cr içeren alaşımlarda bu elementin standart alaşımın yapısında neden olduğu modifikasyonu ve oluşturduğu intermetalik partikülleri ve bunların dağılımlarını yüksek büyütmedeki SEM mikroyapılarında göstermektedir. Bu şekillerde görülen ve homojen bir dağılıma sahip olmayan intermetalik bileşiklerin, muhtemelen yüksek sıcaklıklarda olduğu ve ötektik katılaşma sonrası ötektik bölgelerde yer aldığı söylenebilir. Ayrıca bu mikroyapılardan, ötektik lamellerinin artan Cr miktarı ile kabalaştığı ve lameller arası mesafenin büyüdüğü tesbit edilmiştir (Şekil 4.41).



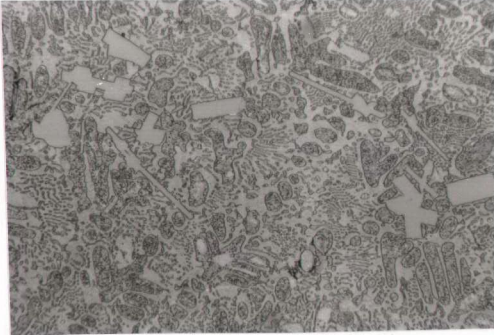
a)

[65 μm]



b)

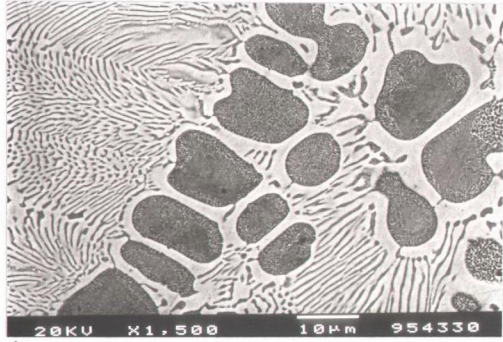
[65 μm]



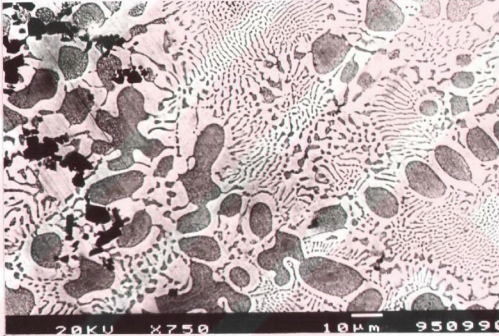
c)

[26 μm]

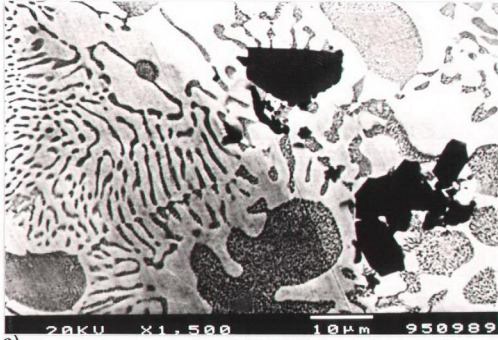
Şekil 4.40 a) ZA/59(%0,008 Cr), b) ZA/62(%0,065 Cr) ve c) ZA/63(%0,092 Cr) alaşımlarının optik mikroyapıları



a)



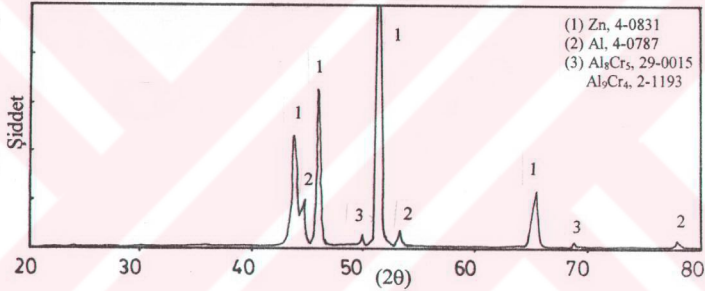
b)



c)

Şekil 4.41 a) ZA/59(%0,008 Cr), b) ve c) ZA/63(%0,092 Cr) alaşımlarının SEM mikroyapıları

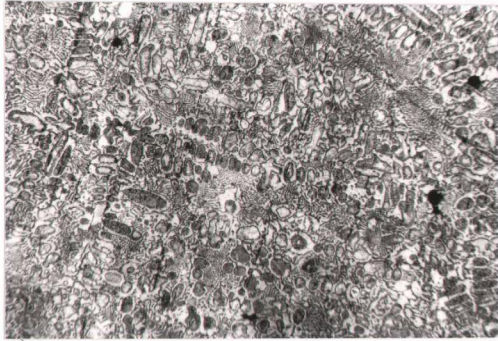
Yapıda görülen bu partikülleri tanımlamak amacıyla çok sayıda partikül üzerinden EDS analizleri alınmıştır. Elde edilen EDS analizlerinden bu partiküllerin ağırlıkça ortalama olarak %46,83 Al-%47,96 Cr-% 1,62 Fe-%3,59 Zn bileşimine sahip olduğu görülmüştür. Tesbit edilen bu ortalama kimyasal bileşimden, bu partiküllerin Al-Cr esaslı bir intermetalik bileşiğe ait olabileceği anlaşılmıştır. Yapılan stokiometrik hesaplamalar bu bileşiklerin, Al-Cr ikili denge diyagramında mevcut olan Al_3Cr_4 ve Al_8Cr_5 bileşiklerine ait olabileceğini göstermiştir. Ayrıca bu partiküllerin kristalografik yapısını belirlemek amacı ile %0,10 Cr içeren ZA/63 alaşımından elde edilen Şekil 4.42'deki X-Işınları difraksiyonu, bu bileşiklerin ikisinin de yapıda var olabileceğini göstermiştir.



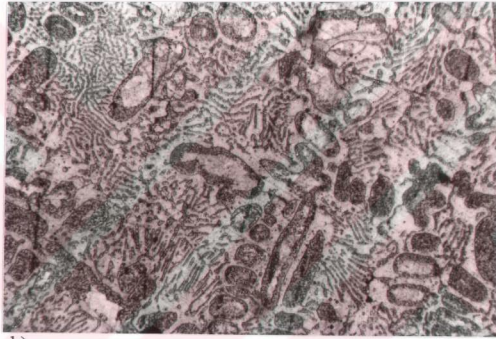
Şekil 4.42 %0,10 Cr içeren ZA/63 alaşımından elde edilen X-Işınları difraksiyonu

4.3.9 Li serisi alaşımların mikroyapıları

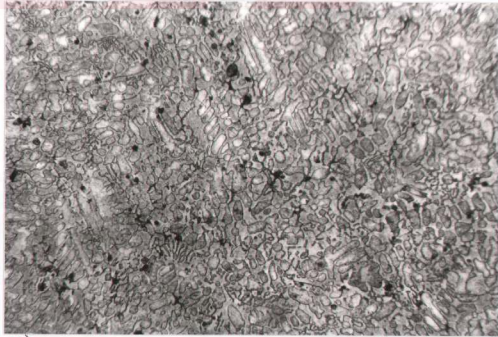
Şekil 4.43a, bileşiminde %0,01 Li içeren ZA-8 alaşımının optik mikroyapısını göstermektedir. Bu mikroyapı standart alaşımın mikroyapısına benzemesine rağmen, burada primer β dendritlerinin daha küresel şekilde olduğu ve ötektik yapısında da bir miktar bozulmanın meydana geldiği görülmektedir. Ötektik mikroyapıdaki bu bozulma, aynı alaşımın Şekil 4.43b'de verilen yüksek büyütmedeki optik mikroyapısında açık olarak görülmektedir. Buradan görüldüğü gibi bozulma, normalde düzgün ve sürekli olan ötektik lamellerinin kopması ve küçük β partiküllerine dönüşmesi şeklinde gerçekleşmektedir. Ayrıca buradaki



a)

[65 μm]

b)

[26 μm]

c)

[65 μm]

Şekil 4.43 a) ve b) ZA/64(%0,012 Li), c) ZA/67(%0,067 Li) içeren alaşımların optik mikroyapıları

mikroyapılardan bu alaşımda bir miktar porozitenin oluştuğu anlaşılmaktadır. Bu porozitelerin, alaşımın katılaşma sürecinde bir miktar lityum elementinin yanması sonucu oluştuğu sanılmaktadır.

Standart alaşıma ilave edilen lityum elementi oranının artması ile, yukarıdaki mikroyapılarda belirtilen bozulma daha da belirginleşmiş ve alaşımlardaki porozite oranı önemli ölçüde artmıştır. Bu durum, bileşiminde %0,07 Li içeren ZA/67 alaşımının Şekil 4.43c'deki mikroyapısında açıkça görülmektedir. Buradan görüldüğü gibi yüksek oranda Li içeren bu alaşımda, lamelli ötektik yapı tamamen kaybolmuş ve bunun yerine η matriksi içerisinde küçük β partikülleri ortaya çıkmıştır.

Bu seri alaşımlarda, yukarıda belirtilen mikroyapı değişikliklerinin dışında, lityum elementinin oluşturduğu yeni bir faza yapılan optik ve SEM mikroskobu çalışmalarında rastlanmamıştır. Ayrıca X-Işınları çalışmaları ile de, lityumun oluşturduğu yeni bir faz belirlenememiştir. Bu nedenle incelenen bileşim aralığında ZA-8 alaşımına ilave edilen lityum elementinin, alüminyum içerisindeki yüksek çözünürlüğüne bağlı olarak alüminyumca zengin α fazı içerisinde katı eriyikte bulunabileceği düşünülmektedir.

BÖLÜM 5. SONUÇLARIN GENEL İRDELENMESİ

Bu bölümde, Standart ZA-8 alaşımı esas alınarak üretilen değişik bileşimlere sahip 68 alaşımın Bölüm 4' de açıklanan mekanik davranışları ile mikroyapıları arasındaki ilişkiler irdelenmiştir. Bu amaçla, alaşım elementi ilavesi ile alaşımların kimyasal bileşiminde meydana gelen değişikliklerin mikroyapıya etkisi ve buna bağlı olarak da alaşımların oda sıcaklığı ile yüksek sıcaklık mekanik özelliklerinde meydana gelen değişiklikler daha önce yapılan çalışmalar ile karşılaştırılarak tartışılmıştır. Ayrıca, Standart ZA-8 alaşımının sahip olduğu oda sıcaklığı mekanik özelliklerini olumsuz yönde önemli ölçüde değiştirmeden, sürtünme direncini arttırmada etkili olan alaşım elementleri ve bunların optimum oranları tesbit edilmiştir. Buna bağlı olarak, yüksek sıcaklıklarda daha iyi sürtünme direncine sahip olabilecek yeni çinko-aluminyum esaslı alaşımların bileşimleri önerilmiştir.

ZA/1-ZA/11 kodları ile gösterilen bileşiminde bakır bulunmayan Al serisi alaşımlardan bileşiminde yaklaşık % 5 oranında Al içeren alaşımın mikroyapısının tamamen ötektik olduğu gözlenmiş ve artan aluminyum miktarları ile yapıda aluminyumca zengin primer β dedritlerinin oluştuğu ve ötektik miktarının da artan aluminyum ile azaldığı belirlenmiştir(Şekil 4.19-4.20). Bu alaşımların bileşimlerindeki aluminyum miktarının artışı ile, sertlik ve çekme mukavemeti doğrusal olarak sürekli bir artış göstermiş(Şekil 4.1), buna karşın alaşımların kararlı sürtünme hızı ve % primer sürtünme oranı değerleri sürekli olarak artmış ve buna bağlı olarak da %1'lik toplam sürtünme ömrü azalmıştır(Şekil 4.10).

Elde edilen bu sonuçlar, ötektik üstü çinko-aluminyum alaşımlarının mikroyapılarındaki artan β fazı ile birlikte azalan ötektik miktarının alaşımların sertlik ve çekme mukavemetlerini sürekli bir şekilde arttırdığını, buna karşılık sürtünme direncelerini ise azalttığını göstermektedir.

Yukarıda belirtilen Al serisi alaşımlara % 1 Cu ilave edilerek elde edilen ZA/12-ZA/21 alaşımlarının, sertlik ve çekme mukavemeti değerleri genel olarak yukarıdaki Al serisi alaşımlara benzer şekilde alüminyum miktarının artması ile doğrusal olarak artmış(Şekil 4.2), buna karşılık sürtünme dayanımları ise sürekli olarak azalmıştır(Şekil 4.10). Ancak, Al serisi alaşımlardan farklı olarak % 1 Cu içeren bu alaşımların incelenen mekanik özelliklerinin önemli ölçüde yüksek olduğu tesbit edilmiştir. Şöyleki; bu seri alaşımların sertlik, çekme mukavemeti değerlerinin bileşiminde bakır bulunmayan ve yaklaşık aynı alüminyum oranına sahip Al serisi alaşımlardan sırasıyla 15-21 BSD ve 25-60 MPa, % 1 sürtünme ömürlerinin ise $9-94 \times 10^3$ sn aralığında yüksek olduğu tesbit edilmiştir.

Bu seri alaşımların mikroyapılarının da genel olarak Al serisi alaşımlara benzer olduğu gözlenmiştir. Ancak mikroyapılardaki en önemli farklılık, ötektik mikroyapının bileşiminde ortaya çıkmıştır. Yukarıda Al serisi alaşımlarda yaklaşık % 5 Al oranında elde edilen ötektik mikroyapı, bileşiminde % 1 Cu bulunan bu seri alaşımlarda %5,5 oranında Al içeren ZA/13 alaşımından elde edilmiştir(Şekil 4.21b). Bu nedenle, bu serideki yaklaşık %5 Al-%1 Cu içeren ZA/12 alaşımının mikroyapısında(Şekil 4.21a) ötektik altı Zamak alaşımlarında bulunan η dendritleri ortaya çıkmış ve buna bağlı olarak da bu alaşımın çekme mukavemetinin ötektik ZA/13 alaşımına oranla yüksek, sürtünme direncinin ise önemli ölçüde düşük olduğu görülmüştür.

Bu alaşım serisinde de maksimum sürtünme dayanımı ötektik mikroyapıdaki(ZA/13) alaşımdan elde edilmiş ve artan alüminyum miktarı ile ötektiğin azalmasına bağlı olarak alaşımların sertlik ve çekme mukavemeti doğrusal bir şekilde artarken, sürtünme direnci sürekli olarak azalmıştır. Ötektik üstü alaşımlarda görülen bu eğilim, daha önce basınçlı döküm ile üretilen ve benzer bileşime sahip alaşımlardan elde edilen sonuçlar ile benzerlik arz etmektedir[99].

Bu sonuçlardan, ötektik üstü Zn-Al alaşımlarının mekanik özelliklerinin belirlenmesinde iki önemli faktörün rol oynadığı anlaşılmaktadır. Bunlar ötektik miktarı ve ilave edilen bakır alaşım elementidir. Alaşımlarda ötektik hacim oranının

artması sertlik ve çekme mukavemetinin azalmasına, buna karşın alaşımların sürünme direncinin önemli ölçüde artmasına neden olmaktadır. Bakır elementi de, alaşımlardaki ötektik miktarının artmasına neden olmakta ve yukarıda belirtildiği şekilde mekanik özellikleri etkilemektedir. Ayrıca bakır elementi, alaşımların mikroyapılarında çökelti partiküllerinin oluşmasına ve buna bağlı olarak da alaşımların incelenen mekanik özelliklerinin önemli ölçüde artmasına neden olmaktadır. Bu durum aşağıda Cu serisi alaşımlarda daha ayrıntılı olarak irdelenmektedir.

ZA-8 alaşımının bileşiminde yaklaşık % 1 oranında bulunan bakır elementinin %0-%3 aralığında değiştirilmesi ile elde edilen bu serideki alaşımların sertlik ve çekme mukavemeti artan bakır ilavesi ile önemli oranda sürekli olarak yükselmektedir (Şekil 4.3). İncelenen tüm alaşımlar içerisinde en yüksek sertlik ve çekme mukavemeti değerleri bu seri içerisinde bulunan ZA/26 (%2,92 Cu) alaşımında elde edilmiştir. Sürünme özelliklerinde ise, yaklaşık % 2 Cu oranına kadar bir iyileşme elde edilmiş, fakat bu değer üzerinde ilave edilen Cu oranlarının sürünme üzerinde önemli bir etkisinin bulunmadığı tesbit edilmiştir (Şekil 4.12). Bakır içeren alaşımların optik ve SEM mikroyapı incelemelerinde, Zn-%8 Al bileşimine ilave edilen bakır ile orantılı olarak yapıda bulunan ötektik miktarının arttığı ve buna paralel olarak da primer β dendritlerinin azaldığı gözlenmiştir (Şekil 4.23-4.24). Bunun nedeninin, yukarıda Al ve Al-%1 Cu serisi alaşımların karşılaştırılması ile tesbit edilen bakır ilavesinin Zn-Al ikili ötektik bileşimini alüminyumca zengin bileşime kaydırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Bu seri alaşımların mikroyapıları üzerinde yapılan EDS analizlerinden bakır elementinin çinkoca zengin η fazı içerisinde bulunduğu belirlenmiş ve bu seri alaşımlar üzerinde yapılan TEM çalışmaları ile, bakır elementinin çinkoca zengin η matriksi içerisinde daha önce [75] basınçlı döküm ZA-8 alaşımlarında gözlenene benzer şekilde küçük $\epsilon(\text{CuZn}_4)$ çökelti partikülleri oluşturduğu ve bu partiküllerin matriks içerisinde homojen olarak dağıldığı tesbit edilmiştir (Şekil 4.27a). Ayrıca bu küçük çökelti partiküllerinin miktarının % 2 Cu oranına kadar ilave edilen bakır ile

arttığı(Şekil 4.27b) ve bu oranın üzerinde bakır içeren alaşımlarda bu küçük partiküllere ilave olarak ϵ fazının ötektik hücre sınırlarında çok daha büyük partiküller halinde de bulunduğu aydınlık alan TEM mikroyapılarında gözlenmiştir (Şekil 4.25 ve 4.27c).

Zn-Cu denge diyagramına göre(Şekil 2.2), η fazı içerisinde ötektik sıcaklıkta yaklaşık % 2,5 oranında bakır çözebilmekte, fakat bu çözünürlük oda sıcaklığına inildiğinde yaklaşık % 0,3 Cu oranına düşmektedir. Bu nedenle, katılaşma sürecinde η içerisinde bulunan Cu elementi matriks içerisinde ϵ partikülleri olarak çökelmektedir. Bu iki fazın aynı kristal yapıda ve birbirine yakın kristal parametrelerine sahip olmaları[16,17] muhtemelen bu çökelti partiküllerinin oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Ancak, ϵ fazı 268° C'nin altındaki sıcaklıklarda kararlı bir faz değildir ve bu sıcaklığın altında T' fazına dönüşmesi gerekmektedir [40]. T' fazının bileşimi %58 Cu-%30 Al ve %12 Zn olduğundan[40], ϵ fazının T' fazına dönüşümü için alüminyumun ϵ fazına difüzyonu gerekir. Fakat, η matriksi içerisindeki çok düşük olan alüminyum çözünürlüğüne[21] ve η ile ϵ fazlarının benzer kristal yapılarına[16] bağlı olarak ϵ fazı, η içerisindeki yarıkararlı varlığını 5 yıl gibi uzun süreler koruyabilmektedir[75]. Bu seri alaşımlar üzerinde yapılan metalografik çalışmalarda da T' fazının varlığına rastlanmamıştır.

Diğer taraftan, % 2' nin üzerinde bakır içeren alaşımlarda ötektik tane sınırlarında görülen büyük ϵ partiküllerinin ise, çözünürlük sınırının aşılmasından dolayı η fazı içerisine giremeyen bakırın, ötektik sıvıyı bakırca zenginleştirmesi sonucu ötektik katılaşma ile birlikte oluştuğu düşünülmektedir.

Elde edilen bu ayrıntılı mikroyapısal özelliklerden, bu alaşımlarda bakır miktarı ile sertlik ve çekme mukavemetinin sürekli ve önemli oranda artmasına yukarıda belirtilen küçük ve büyük ϵ çökelti partiküllerinin neden olduğu anlaşılmaktadır. % 2 Cu oranına kadar alaşımların sürünme dirençlerinde gözlenen önemli ölçüdeki artışın ise, sadece η matriksi içerisinde homojen ve sürekli bir dağılıma sahip olan küçük ϵ çökelti partiküllerinden kaynaklandığı, % 2'nin üzerinde bakır içeren

alaşımların mikroyapılarında ötektik tane sınırlarında tesbit edilen ve homojen bir dağılım göstermeyen büyük ϵ partiküllerinin ise sürünme direncini arttırmada küçük partiküller kadar etkili olmadığı söylenebilir.

Bu nedenle Standart ZA- 8 alaşımının % 1 olan bakır içeriğinin % 2'ye yükseltilmesi, bu alaşımın oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık mekanik özelliklerinin artırılmasında önemli bir faktör olarak görülmektedir.

Daha önce yapılan çalışmalarda[2,90], ötektoid bileşime sahip alaşımlara az oranlarda ilave edilen Mg elementinin alaşımların çekme mukavemeti ve sürünme dayanımını arttırdığı belirlenmiştir. Bu çalışmada, Standart ZA-8 alaşımında yaklaşık % 0,03 oranında bulunan magnezyum elementinin % 0 ile % 1 aralığında değiştirilmesi ile elde edilen alaşımlarda, magnezyum içermeyen alaşıma çok az oranda(%0,012) Mg ilavesi alaşımın sertlik ve çekme mukavemetini önemli ölçüde arttırmış ve Standart ZA-8 alaşımının özelliklerine yakın değerler elde edilmiştir. Bu oranın üzerinde magnezyum içeren alaşımlarda ise; % 0,31 Mg oranına kadar sertlikte, % 0,063 oranına kadar da çekme mukavemetinde önemli bir değişikliğin oluşmadığı gözlenmiştir. Bu oranların üzerindeki magnezyum ilavelerinde ise sertlik hızla artmış, çekme mukavemeti ise hızla azalmıştır(Şekil 4.4).

Diğer taraftan incelenen aralıkta magnezyum elementi alaşımların sürünme özelliklerini % 0,063 oranına kadar önemli derecede arttırmış(Şekil 4.13), bu oranın üzerindeki magnezyum ilaveleri ise, alaşımların sürünme dayanımlarının önemli ölçüde azalmasına neden olmuştur.

Daha önce basınçlı döküm ZA-8 alaşımı üzerinde yapılan ayrıntılı TEM çalışmalarında, bu alaşımın bileşiminde bulunan % 0,03 Mg elementinin genellikle alüminyumca zengin α fazı içerisinde yer aldığı gösterilmiştir[66]. Ayrıca, magnezyumun çinko içerisindeki çözünürlüğünün çok düşük, alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün ise yaklaşık % 1,9 olduğu bilinmektedir[18]. Bu çalışmada % 0,10 Mg oranına kadar alaşımların mikroyapılarında bu elementin oluşturduğu herhangi bir faza rastlanmamıştır. Bu nedenle, bu orana kadar ilave

edilen magnezyumun alüminyumca zengin faz içerisinde yer aldığı ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerin artmasına neden olduğu düşünülmektedir. Bu oranın hemen üzerindeki yaklaşık % 0,15 Mg içeren alaşımın mikroyapısında ise, magnezyumun Mg_2Zn_{11} fazı oluşturduğu ve bu fazın çinko ile bir ötektik yapmış olduğu belirlenmiş ve artan magnezyum ilaveleri ile bu ötektik fazın miktarının arttığı görülmüştür (Şekil 4.29). Bu nedenle, yüksek oranda magnezyum içeren alaşımların çekme mukavemeti ve sürünme ömründeki azalmanın yapıda oluşan bu Zn- Mg_2Zn_{11} ötektik fazından kaynaklandığı ortaya çıkmaktadır.

Bu veriler gözönüne alındığında, Standart ZA-8 alaşımında optimum mekanik özelliklerin elde edilebileceği magnezyum aralığının % 0,045 ile % 0,10 arasında olduğu söylenebilir. Bu aralıkta magnezyum ilaveleri standart alaşımın çekme mukavemetini önemli oranda değiştirmez iken, sürünme dayanımını yaklaşık % 40 oranında arttırmaktadır. Son yıllarda sürünme dayanımı yüksek alaşım olarak tanıtılan Zn-%8 Al esaslı Zatec alaşımının bileşiminde de magnezyum elementinin %0,085-%0,11 aralığında bulunması [125] bu bulguyu desteklemektedir.

ZA-8 alaşımına ilave edilen manganez elementi, bu alaşımın sertlik değerlerinde önemli bir değişiklik oluşturmamasına rağmen, çekme mukavemetini % 0,05 Mn oranına kadar bir miktar arttırmış, bu oranın üzerindeki ilaveler ise mukavemet değerlerinin sürekli olarak azalmasına neden olmuştur (Şekil 4.5). Diğer taraftan, artan oranlarda manganez elementi standart alaşımın sürünme hızını önemli ölçüde düşürmüştür ve buna bağlı olarak toplam sürünme zamanını oldukça arttırmıştır (Şekil 4.14). Bu element incelenen alaşım elementleri içerisinde sürünme dayanımını arttırmada en etkin elementlerden biri olarak tesbit edilmiştir. ZA-8 alaşımının $55,44 \times 10^3$ sn olan %1 sürünme zamanı, ilave edilen % 0,53 Mn ile % 100'ün üzerinde bir artış göstererek $122,4 \times 10^3$ sn değerine ulaşmıştır. Buna karşın, bu manganez oranı standart alaşımın 300 MPa olan çekme mukavemetinde yaklaşık 50 MPa'lık bir azalma meydana getirmiştir.

Yapılan metalografik incelemelerde manganez elementinin primer β dendritlerinin katılaşmasında çekirdekleyici görevi yaptığı ve yapıyı modifiye ettiği

gözlenmiştir(Şekil 4.31a ve 4.32a). Ayrıca Mn elementi yapıda bulunan ötektik miktarını arttırmış ve daha düzgün ötektik hücrelerinin oluşumuna neden olmuştur(Şekil 4.31b,c). Bunun yanısıra, Mn içeren alaşımların mikroyapısında iğnesel şekilli Al-Mn partiküllerinin olduğu gözlenmiştir(Şekil 4.32b). Yapılan X-Işınları ve EDS analizleri sonucu mikroyapıda gözlenen bu partiküllerin Zatec alaşımında manganez elementinin oluşturduğu söylenen Al_3Mn ve Al_6Mn bileşikler[125] olmadığı, buna karşın bu partiküllerin Al_8Mn_5 metaller arası bileşiği olduğu tesbit edilmiştir. Yüksek Mn içeren alaşımların yapısında ise bu partiküllerin kabalaştığı ve keskin köşeli partiküller halini aldığı gözlenmiştir (Şekil 4.31c ve 4.32c). Yüksek manganez içeren bu alaşımlarda çekme mukavemetinin düşmesinin, bu keskin köşeli partiküllerin yapı içerisinde çentik etkisi oluşturmamasından kaynaklandığı, buna karşılık sürünme deneyinde uygulanan gerilmenin düşük olmasından dolayı bu etkinin oluşmadığı düşünülmektedir.

Sonuç olarak, manganez elementinin Standart ZA-8 alaşımının sürünme dayanımında neden olduğu artışın, bu elementin mikroyapıda oluşturduğu Al_8Mn_5 metaller arası bileşiğine ve ayrıca mikroyapıdaki ötektik miktarını arttırmasına bağlı olduğu söylenebilir. Bu verilerden, Standart ZA-8 alaşımına Mn ilavesi ile optimum özelliklerin elde edilebileceği manganez oranı aralığının %0,5-%0,10 olduğu anlaşılmaktadır. Bu aralıkta Mn ilavesi ZA-8 alaşımının mevcut çekme dayanımını önemli ölçüde etkilemez iken, sürünme ömrünü %25-%65 aralığında değişen oranlarda arttırmaktadır.

Standart alaşıma silisyum elementi ilavesi ile elde edilen alaşımların sertlik değerlerinde bir miktar artış sağlanmasına rağmen, alaşımların çekme mukavemeti önemli ölçüde azalmıştır(Şekil 4.6). Diğer taraftan, incelenen %0,13-%1,1 aralığında Si elementi Standart ZA-8 alaşımının sürünme dayanımında çok önemli miktarda artışlar meydana getirmiştir(Şekil 4.15). Bu çalışmada, ZA-8 alaşımına ilave edilen alaşım elementleri içerisinde sürünme dayanımını arttırmada en etkin elementin silisyum olduğu tesbit edilmiştir. Standart ZA-8 alaşımının $55,44 \times 10^3$ sn olan % 1 toplam sürünme zamanı % 0,22 Si ilavesi ile yaklaşık 3,5 kat artarak $180,9 \times 10^3$ sn değerine yükselmiştir, fakat bu ilave sonucu standart alaşımın 300

MPa olan çekme dayanımında ise yaklaşık 30 MPa'lık bir azalma meydana gelmiştir. ZA-8 alaşımına çok az oranda ilave edilen silisyum, alaşımın mikroyapısını önemli ölçüde değiştirmekte ve ötektik tane boyutunu arttırmaktadır(Şekil 4.34a). Bunun yanı sıra, yüksek oranda ilave edilmesi durumunda silisyum elementi mikroyapıda β /ötektik arayüzeyinde kompleks şekilli saf silisyum partikülleri olarak ortaya çıkmakta ve yapıda oluşan dendritlerin belirli yönlerde büyümesine neden olmaktadır(Şekil 4.34b,c). Daha önce Thompson ve Niessen[135] tarafından Standart ZA-12 alaşımına % 0,10 Si ilavesi ile yapılan bir çalışmada da, bu elementin ötektik tane boyutunu ZA-12 alaşımına göre yaklaşık 5 kat arttırdığı ve buna bağlı olarak da alaşımın darbe dayanımını önemli ölçüde azalttığı belirlenmiştir. Bu nedenle, silisyum ilavesi ile Standart ZA-8 alaşımının sürünme dayanımında sağlanan önemli ölçüdeki artışın mikroyapıda gözlenen bu değişikliklerden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu elementin çekme mukavemetinde meydana getirdiği azalmanın ise, yine ötektik tane boyutunu arttırmasından ve yüksek Si içeren alaşımlarda gözlenen çentik etkisi oluşturabilecek keskin köşeli Si partikülleri nedeniyle olduğu söylenebilir.

Bu sonuçlardan, Standart ZA-8 alaşımının sürünme dayanımını arttırmak amacıyla bu alaşıma ilave edilebilecek optimum silisyum miktarının %0,20 oranını geçmemesi gerektiği ortaya çıkmaktadır.

Titanyum elementi, uzun yıllardan beri çinko döküm alaşımlarında tane küçültücü element olarak kullanılmakta ve yapıda oluşan $TiZn_{15}$ bileşiğinin haddeleme esnasında tane büyümesini engellediği bilinmektedir[126]. Ayrıca, titanyum elementi düşük oranda alüminyum içeren ve sürünme dayanımı yüksek olan ILZRO 16 alaşımının bileşiminde de önemli bir alaşım elementi olarak bulunmaktadır[7]. Bu çalışmada; Standart ZA-8 alaşımının bileşiminde bulunmayan titanyumun %0,01-%0,20 aralığında değişen oranlarda bu alaşıma ilave edilmesi ile sertlik değerlerinde çok önemli bir değişiklik tesbit edilmez iken, alaşımların çekme mukavemetlerinde % 0,03 Ti oranına kadar bir miktar artış sağlanmış, fakat bu oranın üzerindeki titanyum ilaveleri ile mukavemet değerleri önce ZA-8 alaşımı seviyesine daha sonra ise bu değer de altına düşmüştür(Şekil 4.6). Alaşımlara

ilave edilen titanyum elementi ile % 1 sürünme zamanı değerleri, % 0,01 Ti oranında yaklaşık % 30 azalmış ve bu oranın üzerinde titanyum ilavesi ile elde edilen alaşımlarda önce ZA-8 alaşımı seviyesine, daha sonra ise bunun da üzerine yükselmiştir(Şekil 4.16). Standart alaşımın sürünme dayanımındaki maksimum artış, bu alaşıma ilave edilen % 0,20 Ti ile sağlanmış ve bu durumda alaşımın % 1 toplam sürünme zamanı yaklaşık % 50 oranında yükselmiş, buna karşın Standart ZA-8 alaşımının 300 MPa olan çekme mukavemeti değeri ise yaklaşık 25 MPa azalmıştır.

Yapılan metalografik incelemelerde, çok az oranda dahi ilave edilen titanyum elementinin ZA-8 alaşımının mikroyapısını önemli oranda modifikasyona uğrattığı, yapıda oluşan primer β fazının ise dendritik olmadığı ve küçük yapraksı partiküller şeklinde olduğu gözlenmiş (Şekil 4.37a) ve bu alaşımların mikroyapısındaki ötektik miktarının standart alaşıma göre daha fazla olduğu tesbit edilmiştir (Şekil 4.37b,c). Abdel-Hamid[129,132] Zn-%25 Al alaşımına % 0,10 oranında Ti ilavesi ile üretmiş olduğu alaşımda, Pollard ve arkadaşları[130,131] ise Zn-%7 Al ve Zn-%24 Al alaşımlarına %0-%0,5 aralığında Ti elementi ilavesi ile ürettikleri alaşımların mikroyapı incelemelerinde bu çalışmanın sonuçlarına benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Her iki araştırmacı da, katılaşma esnasında oluşan metaller arası bileşikler üzerinde primer fazların çekirdeklenmesi ile yapının modifiye olduğunu ve mikroyapının dendritik değil ince yapraksı şekilde oluştuğunu belirtmişlerdir.

Titanyum elementinin standart alaşımın mikroyapısını modifiye etmesinin yanı sıra, özellikle yüksek oranda Ti ilave edilmesi durumunda mikroyapıda dendritlerin üzerinde $TiZn_{15}$ intermetalik bileşiğini oluşturduğu yapılan X-Işınları(Şekil 4.39) ve EDS analizleri ile belirlenmiştir. Pollard ve çalışma arkadaşları[130] ise, mikroyapıda oluşan bu intermetalik partiküllerin kübik yapıda kristalleşen Al_3Ti_2Zn üçlü bileşiği olduğunu yukarıda bileşimi verilen alaşımlarda tesbit etmişlerdir. Buna karşın, Abdel-Hamid[132] yaptığı EDS analizlerinde mikroyapıda gözlediği partiküllerin Al_3Ti_2Zn üçlü bileşiği olmadığını ancak ikili Al-Ti veya Zn-Ti metaller arası bileşiklerinin oluşabileceğini ifade etmiştir.

ZA-8 alařımına az oranlarda titanyum ilavesi ile sűrűnme dayanımında tesbit edilen azalmanın, mikroyapıda neden olduėu dendritik yapının bozulmasından kaynaklandığı dűřűnűlmektedir. Bunun yanısıra, titanyum oranının artması ile yapıdaki Zn-Al űtektik miktarının artması ve metaller arası partikűllerin oluřmasının, alařımların sűrűnme dayanımı űzerinde olumlu etki oluřturduėu ve buna baėlı olarak sűrűnme dayanımının arttığı tahmin edilmektedir. Buna karřın, yapıdaki űtektik miktarının artması ile birlikte metaller arası bileřiklerin kabalařması ve muhtemelen űentik etkisi oluřturmasından dolayı alařımların űekme mukavemeti deėerleri űzellikle % 0,15 Ti oranından sonra dűřmeye bařlamıř ve % 0,20 Ti iĉeren alařımdan sűrűnme dayanımının aksine bu serideki minimum mukavemet deėeri elde edilmiřtir.

Bu sonuĉlardan, ZA-8 alařımının sűrűnme dayanımını arttırmak amacı ile bu alařıma %0,15-%0,20 oranları arasında Ti elementi ilave edilebileceėi gűrűlmektedir. Bu aralıkta, standart alařımın sertlik deėerlerinde herhangi bir deėiřiklik oluřmaz iken, űekme mukavemeti bir miktar azalmaktadır.

Krom elementi genellikle ĉinko-aluminyum esaslı alařımlara mukavemet arttırmak amacıyla ilave edilmektedir. Lamberights ve arkadařları[77], Standart ZA-27 alařımına % 0,10 Cr ilave edilmesi ile alařımın űekme mukavemetinde bir miktar artıř meydana geldiėini, fakat sűrűnme dayanımında ise űnemli bir deėiřikliėin olmadığını belirlemiřlerdir. Bu ĉalıřmada, Standart ZA-8 alařımına az oranlarda(%0,01-%0,10) krom elementi ilavesi ile űretilen alařımlarda, bu elementin alařımların mikroyapı, sertlik ve űekme mukavemeti űzerine olan etkisinin titanyuma benzer řekilde olduėu tesbit edilmiřtir. ZA-8 alařımına artan oranlarda ilave edilen krom, alařımların sertlik deėerleri űzerinde űnemli bir deėiřiklik meydana getirmez iken, yaklařık % 0,03 oranına kadar ilave edilen Cr elementi ile alařımın űekme mukavemeti bir miktar artmakta ve bu oranın űzerindeki krom ilaveleri ise alařımın mukavemet deėerlerini azaltmaktadır(řekil 4.8). Standart alařımın sűrűnme dayanımında ise, ilave edilen krom elementi ile sűrekli olarak artıř meydana gelmektedir(řekil 4.17).

ZA-8 alaşıma yaklaşık % 0,01 oranında çok az olarak ilave edilen krom elementi, alaşımin mikroyapısını önemli ölçüde modifikasyona uğratmakta ve titanyum ilavesi ile elde edilene benzer şekilde iyi gelişmiş düzgün lamelli ötektik hücreleri içerisinde küçük küresel primer β dendritleri mikroyapıda oluşmaktadır(Şekil 4.40a). Bu modifikasyon etkisinin yanısıra Cr elementinin, özellikle yüksek oranda krom içeren alaşımların mikroyapısında dendritler arası bölgelerde kompleks şekilli Al_3Cr_4 ve/veya Al_3Cr_5 metaller arası bileşiklerini oluşturduğu tesbit edilmiştir(Şekil 4.41). Yaklaşık % 0,03'ün üzerindeki krom ilaveleri ile alaşımların çekme mukavemetinde tesbit edilen azalmanın, mikroyapıda oluşan bu Al-Cr esaslı metaller arası bileşikler nedeniyle meydana geldiği düşünülmektedir. Buna karşılık, bu alaşımların yüksek sürünme dayanımları ise, muhtemelen mikroyapıdaki bu metaller arası bileşikler ile birlikte standart alaşıma göre daha fazla ve düzgün ince lamelli olarak meydana gelen ötektik yapıdan kaynaklanmaktadır. İncelenen aralıkta artan oranlarda ilave edilen Cr elementi ile sürünme dayanımındaki en yüksek artış, bileşiminde % 0,065 krom içeren alaşımdan ZA-8 alaşıma göre yaklaşık % 40 fazla olarak elde edilmiştir. Bu nedenle, bu oran ZA-8 alaşıma ilave edilebilecek optimum Cr miktarı olarak verilebilir. Bu krom oranı da, titanyum elementinin etkisine benzer şekilde standart alaşımın sertliğini etkilemez iken, çekme mukavemetini bir miktar azaltmaktadır.

Basınçlı döküm ile üretilen sürünme dayanımı yüksek Zatec[125] alaşımlarının bileşiminde %0,02-%0,08 aralığında bulunan lityum elementinin, ZA-8 alaşıma %0,01-%0,07 aralığında ilave edilmesi ile alaşımların sertlik değerlerinde önemli miktarda bir değişikliğe gözlenmemesine rağmen, çekme mukavemetinde yaklaşık %0,03 Li oranına kadar bir azalma bu oranın üzerindeki lityum ilavelerinde ise bir miktar artış tesbit edilmiştir(Şekil 4.9). Lityum ilave edilerek üretilen alaşımların sürünme verileri ise, beklenilenin aksine oldukça düşüktür. Şekil 4.18'den görüldüğü gibi, Standart ZA-8 alaşıma % 0,01 oranında lityum ilave edilmesi ile alaşımların kararlı sürünme hızı yaklaşık iki katına çıkmış ve % 1 toplam sürünme zamanı ise standart alaşımın yarısına düşmüştür. Bu oranın üzerindeki lityum ilaveleri de sürünme ömründe önemli bir değişiklik meydana getirmemiştir. Yapılan metalografik incelemelerde, lityum içeren alaşımların mikroyapısındaki ötektik

yapının bozulduğu ve ötektik lamellerinde kısmen kopmaların meydana geldiği gözlenmiştir(Şekil 4.43a,b). Buna ilave olarak, bu alaşımların mikroyapısında önemli miktarda gaz porozitesinin olduğu yapılan incelemelerde tesbit edilmiştir(Şekil 4.43a,c). Lityum ilave edilmesi ile ZA-8 alaşımının sürünme dayanımında meydana gelen önemli orandaki azalma, muhtemelen mikroyapıda gözlenen yüksek porozite ve ötektik yapıdaki bozulmadan kaynaklanmaktadır. Ancak, bazı araştırmacılar tarafından[101,102] çinko-aluminyum alaşımlarının ve özellikle de ZA-8 alaşımının sürünme dayanımını büyük ölçüde arttırdığı iddia edilen lityum elementinin, bu çalışmada incelenen bileşim aralığında ZA-8 alaşımının sürünme ömrünü yarıya indirmesi büyük bir çelişki olarak ortaya çıkmıştır.

L'esperance ve çalışma arkadaşları[125], sürünme dayanımı yüksek basınçlı döküm Zatec alaşımının yapısında bulunan lityum elementinin, hegzagonal kristal yapısına sahip LiZn_4 ve Al_2CuLi bileşikleri halinde bulunduğunu ifade etmişlerdir. Aynı çalışmalarda, Zn ve LiZn_4 bileşiğinin kafes parametrelerinin birbirlerine çok yakın olmasından dolayı bunların ayırt edilmesinin güç olduğu belirtilmiştir. Yine benzer şekilde Goodwin[101], çok az oranda aluminyum içeren çinko alaşımlarına % 0,07 ila % 0,19 aralığında Li elementi ilavesi ile alaşımların sürünme dayanımının büyük ölçüde artırılabilceğini ve bunun tane sınırlarında oluşan Li-Zn partiküllerinden kaynaklandığını belirtmiştir. Bu çalışmada ZA-8 alaşımına %0,01-% 0,07 aralığında Li elementi ilave edilerek üretilen ZA/64-ZA/67 alaşımlarının metalografik incelemeleri ve X-Işınları çalışmalarında herhangi lityum içeren bir faza rastlanmamıştır.

Standart ZA-8 alaşımına ilave edilen alaşım elementleri ve bunların optimum mekanik özellikleri veren oranları Tablo 5.1'de özetlenmiştir.

Tablo 5.1 Optimum Oranlarda ZA-8 Alaşımına İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi

Alaşım Elementi	İlave Edilen Oran	Sertlik (BSD)	Çekme Muk.	%1 Sürünme Ömrü	En Etkin Mekanizma
Al	%8 → %7	%5 ↓	%10 ↓	%40 ↑	Katı eriyik
Cu	%1 → %2	%20 ↑	%15 ↑	%25 ↑	Çökelti partikülü
Mg	%0,03 → %0,063	-	-	%35 ↑	Katı eriyik
Mn	%0,063	-	-	%60 ↑	Metaller arası bileşik
	%0,53	-	%17 ↓	%120 ↑	
Si	%0,22	%5 ↑	%10 ↓	%230 ↑	Saf Si Partikülleri
Ti	%0,20	-	%8 ↓	%45 ↑	Metaller arası bileşik
Cr	%0,065	-	%6 ↓	%40 ↑	Metaller arası bileşik
Li	%0,049	-	-	%35 ↓	-

BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1 Sonuçlar

Bu çalışmada, çinko-aluminyum esaslı ZA-8 alaşımının aluminyum içeriği bakırsız ve % 1 bakırlı olarak % 5-% 11 Al, bakır içeriği % 0-% 3 Cu, magnezyum içeriği ise % 0-% 1 Mg aralıklarında değiştirilmiş ve ayrıca bu alaşıma % 0,01-% 0,5 Mn, % 0,10-% 1,1 Si, % 0,01-% 0,20 Ti, % 0,01-% 0,10 Cr ve % 0,01-% 0,07 Li aralıklarında alaşım elementleri ayrı ayrı ilave edilmiştir. Elde edilen toplam 68 değişik bileşimdeki alaşımın sertlik, çekme ve sürünme davranışları belirlenmiş ve bu özelliklerin alaşımların mikroyapıları ile ilişkileri yapılan metalografik incelemeler ile ortaya çıkarılmıştır. Belirlenen bu sonuçlardan, Standart ZA-8 alaşımının sürünme direncini arttırmada etkili olan alaşım elementleri ve bunların optimum oranları tesbit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde özetlenmektedir.

1) Artan oranlardaki aluminyum alaşımların mikroyapısındaki ötektik miktarını azaltmakta ve buna bağlı olarak da alaşımların sertlik ve çekme mukavemetlerini arttırmakta, fakat sürünme direncini düşürmektedir.

2) Bakırın Standart ZA-8 alaşımının incelenen mekanik özelliklerini arttırmada önemli bir element olduğu belirlenmiştir. Artan oranlarda bakır ilaveleri standart alaşımın sertlik ve çekme mukavemetini % 3 Cu'a kadar, sürünme direncini ise % 2 Cu'a kadar önemli ölçüde arttırmıştır. % 2'nin üzerinde bakır ilavelerinin ise alaşımın sürünme direncini arttırmada önemli bir etkiye sahip olmadığı gözlenmiştir. Bakır ilavesi ile standart alaşımın mekanik özelliklerindeki bu artışların, bakırın mikroyapıda oluşturduğu ϵ (CuZn_4) çökelti partiküllerinden kaynaklandığı tesbit edilmiştir. İncelenen özellikler açısından Standart ZA-8 alaşımı için optimum bakır oranı %2 olarak belirlenmiştir.

3) Magnezyum elementi % 0,063 oranına kadar Standart ZA-8 alaşımının sertlik, çekme mukavemeti ve sürünme ömrünü sürekli olarak önemli ölçüde arttırmıştır. Bu oranın üzerindeki magnezyum ilaveleri ise sertlikteki artışı devam ettirmiş, fakat çekme ve sürünme dayanımlarını sürekli olarak azaltmıştır. Mekanik özelliklerdeki bu azalmanın alaşımın mikroyapısında oluşan $\text{Zn-Mg}_2\text{Zn}_{11}$ ötektidinden kaynaklandığı belirlenmiştir.

4) Standart ZA-8 alaşımına artan oranlarda ilave edilen Mn elementi, alaşımların sertlik değerlerinde önemli bir değişiklik oluşturmamış, çekme mukavemeti değerlerini % 0,05 oranına kadar bir miktar arttırmış, bu oranın üzerindeki Mn ilaveleri mukavemet değerlerinin sürekli olarak azalmasına neden olmuştur. Alaşımların sürünme dayanımları ise, ilave edilen manganez elementi ile sürekli olarak önemli oranda artmıştır. Manganez elementinin ZA-8 alaşımının mikroyapısını modifiye ettiği, ötektik miktarını arttırdığı ve yüksek oranda ilave edilmesi durumunda Al_3Mn_5 metaller arası bileşiğini oluşturduğu tesbit edilmiştir.

5) İncelenen alaşım elementleri içerisinde, Standart ZA-8 alaşımının sürünme dayanımını arttırmada en etkili elementin Si olduğu belirlenmiştir. Ancak silisyum elementi alaşımın sertliğini bir miktar arttırmakla birlikte, çekme mukavemetinin önemli oranda düşmesine neden olmuştur. Metalografik incelemeler sonucu, silisyumun alaşımların ötektik tane boyutunu yükselttiği, primer β dendritlerinin belirli yönlerde büyümesine neden olduğu ve yüksek oranda ilave edilmesi durumunda ise dendritler arası bölgelerde saf Si kristalleri oluşturduğu belirlenmiştir. Standart ZA-8 alaşımının diğer mekanik özelliklerini önemli ölçüde düşürmeden sürünme direncini arttırmak için bu alaşıma ilave edilebilecek optimum Si miktarının yaklaşık % 0,20 olması gerektiği tesbit edilmiştir.

6) ZA-8 alaşımına çok az oranlarda dahi ilave edilen titanyum elementi alaşımın mikroyapısını önemli derecede modifiye etmiş ve β fazının dendritik yapısını bozarak ince yapraksı partiküller şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Ti elementi standart alaşımın sertliğinde önemli bir değişiklik oluşturmaz iken, çekme mukavemetini % 0,15 Ti oranına kadar bir miktar arttırmış, bu oranın üzerinde ise

azaltmıştır. Bu elementin ZA-8 alaşımının sürünme direncini ise, yaklaşık % 0,10 Ti oranına kadar bir miktar azalttığı, bu oranın üzerinde ise arttırdığı tesbit edilmiştir. Ti elementinin standart alaşımın sürünme direncini arttırmasına, mikroyapıda oluşturduğu belirlenen $TiZn_{15}$ metaller arası bileşiğinin neden olduğu tesbit edilmiştir. İncelenen aralıkta en yüksek sürünme direnci standart alaşıma % 0,20 Ti ilavesi ile elde edilmiştir.

7) Krom elementi de ZA-8 alaşımının mikroyapısını titanyuma benzer şekilde modifiye etmiş ve dendritlerin küçük ve küresel olarak oluşmasına neden olmuştur. Standart alaşıma artan oranlarda ilave edilen kromun alaşımın sertlik değerlerini önemli ölçüde etkilemediği, % 0,03 Cr oranına kadar çekme mukavemetini bir miktar arttırdığı, fakat bu oranın üzerinde ise azalttığı belirlenmiştir. Standart alaşımın sürünme direnci ise ilave edilen Cr oranı ile sürekli olarak artmıştır. Alaşımın sürünme direncindeki bu artışa, krom elementinin dendritler arası bölgelerde oluşturduğu Al-Cr esaslı metaller arası bileşiklerin neden olduğu belirlenmiştir.

8) Lityum elementi incelenen aralıkta ZA-8 alaşımının sertliğini önemli oranda değiştirmemiş, çekme mukavemetini ise az oranlarda ilave edildiğinde bir miktar düşürmüştür. Buna karşılık, incelenen aralıkta lityum elementi standart alaşımın kararlı sürünme hızının yaklaşık iki katına çıkmasına buna bağlı olarak da % 1 toplam sürünme zamanının önemli ölçüde düşmesine neden olmuştur. Bu azalmanın, lityum elementinin ötektik yapıyı bozmasına ve mikroyapıda oluşturduğu yüksek orandaki gaz porozitelerine bağlı olabileceği belirlenmiştir..

6.2 Öneriler

1) Bu çalışmada sadece bakır serisi alaşımlar üzerinde TEM çalışması yapılmıştır. İncelenen diğer alaşım serileri üzerinde de TEM çalışmalarının yapılması, bu çalışmada incelenen mikroyapıların daha detaylı olarak anlaşılması açısından yararlı olacaktır.

2) ZA-8 alaşımına ilave edilen Li eleğenti bu alaşımın sűrűnme direncinin önemli ölçüde azalmasına neden olmuştur. Bu sonuç, daha önceki bazı çalışmalar ile çelişkili olduğundan bunun nedeninin ayrıntılı olarak incelenmesi ve ortaya çıkarılması gerekmektedir.

3) Bu çalışmada elde edilen optimum özellikleri veren alaşımların, ZA-8 alaşımının dökümünde yaygın olarak kullanılan basınçlı döküm ile de űretilip özelliklerinin belirlenmesinin uygulama bakımından faydalı olacağı düşünülmektedir.



KAYNAKLAR

- [1] **GOODWIN, E.F., PONIKVAR, A.L.**, Engineering Properties of Zinc Alloys, Third Edition-Revised, January-1989
- [2] **GERVAIS, E., LEVERT, H., BESS, M.**, The Development of Zinc-Based Foundry Alloys, AFS Transaction, Vol. 88, pp. 183-194, 1980
- [3] **GERVAIS, E., LEFEBVRE and M., LOONG, C.A.**, Properties and Die Casting of ZA Alloys, SDCE 13th Int. Die Cast. Cong. and Exp. Paper No. G-T85-055, Milwaukee, June 3-6, 1985
- [4] **MIHAICHUK, W.**, Casting with ZA Alloys, Machine Design, pp. 162, April 21, 1988
- [5] **CALAYAG, T.S.**, ZA Casting Alloys Hold Promise for Metalcasting Industry, Modern Casting, pp. 19-22, August 1984
- [6] **DURMAN, M. and MURPHY, S.**, An Improved Parametric Method for the Correlation of Creep Data From Pressure-Diecast Zinc Based Alloys, Z. Metallkunde, Vol. 82, pp. 129-134, 1991
- [7] **GERVAIS, E., BARNHURST, R.J. and LOONG, C.A.**, An Analysis of Selected Properties of ZA Alloys, J. of Metals, Vol. 37, Nov. pp. 43-47, 1985
- [8] **GERVAIS, E.**, ZA Alloys-A Challenge to the Metals Industry, CIM Bulletin, Vol. 80, pp. 67-72, April 1987
- [9] **COWIE, G.O.**, The emergence of zinc as an engineering material, CIM Bulletin, Vol. 76, pp. 107-112, April 1983
- [10] **BARNHURST, R.J.**, Zinc and Zinc Alloys, ASM Handbook, Vol 2, ASM International, The Materials Informations Society, pp. 527, 1992
- [11] **MURRAY, J.L.**, The Al-Zn System, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, Vol. 4, No 1, pp. 55-73, 1986
- [12] **MONDOLFO, L.F.**, Aluminium Alloys-Structure and Properties, Butterworth, London, 1976

- [13] **PRENSYAKOV, A.A., GORBAN, Yu A. and CHERVYAKOVA, V.V.,** The Aluminium-Zinc Phase Diagram, Russian Journal of Physical Chemistry, Vol. 35, No 6, pp. 632-633, 1961
- [14] **GOLDAK, G.R. and PARR, J.G.,** A High Temperature X-ray Diffractometer Study of the Zinc-Aluminium System in the Region 40-75 wt % Zinc, J. Ins. Met., Vol. 92, pp. 230-233, 1963-64
- [15] **APELIAN, D., PALIWAL, M. and HERRSCHAFT, D.C.,** Casting with Zinc Alloys, J. of Metals, pp., 12-19, Nov. 1981
- [16] **PEARSON, W.B.,** A Handbook of the Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Vol. 2, Pergamon Press, London, 1967
- [17] **LOHBERG, K.,** Rontgenographische bestimmung des losurungsvermögens des zink für aluminium und kupfer, Z. Metallkunde, Vol. 32, pp. 86-90, 1940
- [18] **BAKER, H.,** Alloys Phase Diagrams, ASM Handbook, ASM International, The Materials Informations Society, Vol. 3, 1992
- [19] **HOUGHTON, M.E. and MURRAY, M.T.,** An Indroduction to Zinc Alloys, Metals Forum, Vol. 6, No 4, pp. 211-225, 1984
- [20] **MORGAN, S.W.K.,** Zinc and Its Alloys and Compound, Industrial Metals Series Mcdonald and Evans Ltd., Plymout, 1977
- [21] **HANSEN, M. and ANDERKO, K.,** Constitution of Binary Alloys, 2nd Edition, McGraw Hill Book Company Inc., USA, 1958
- [22] **MASSALSKI, T.B. and KING, H.W.,** The Lattice Spacing Relationship in h.c.p. ϵ and η Phases in the Systems Cu-Zn, Ag-Zn, Au-Zn and Ag-Cd, Acta Metall., Vol. 10, pp. 1171-1181, 1962
- [23] **KOSTER, W.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen, Z. Metallkunde, Vol. 33, pp. 289-296, 1941
- [24] **KOSTER, W., and MOELLER, K.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen; I. Die Aufteilung der Konzentrationsebene bei 350° C, Z. Metallkunde, Vol. 33, pp. 278-283, 1941
- [25] **KOSTER, W., and MOELLER, K.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen; II. Der Zusammenhang von CuAl mit der ternären kristallart, Z. Metallkunde, Vol. 33, pp. 284-288, 1941

- [26] **KOSTER, W., and MOELLER, K.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen; V. Die aufspaltung der ternaren kristallart bei tiefen temperaturen, Z. Metallkunde, Vol. 34, pp. 206-207, 1947
- [27] **GEBHARDT, E.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen; IV. Die ursachen der Volumenänderungen und ein verfahren zur erzielung der maßhaltigkeit, Z. Metallkunde, Vol. 33, pp. 297-305, 1941
- [28] **GEBHARDT, E.,** Über den Aufbau und die Volumenänderungen der Zinc-Kupfer-Aluminium-Legierungen; VI. Übersicht über den gleichgewichtsverlauf auf der zinc-aluminium-seite unterhalb 350°C, Z. Metallkunde, Vol. 34, pp. 208-215, 1942
- [29] **GEBHARDT, E.,** Gleichgewichtsuntersuchungen in den systemen zinc aluminium und zinc-aluminium-kupfer, Z. Metallkunde, Vol. 40, pp. 136-140, 1949
- [30] **BAUER, O. and HANSEN, M.,** Der einfluß von dritten metallen auf die konstitution der messinglegierungen, Z. Metallkunde, Vol. 24, pp. 1-6, 1932
- [31] **BAUER, O. and HANSEN, M.,** Der einfluß von dritten metallen auf die konstitution der messinglegierungen, Z. Metallkunde, Vol. 24, pp. 73-78, 1932
- [32] **FLETCHER, A.J. and THOMAS, D.L.,** Solid State Transformations in Certain Copper-Aluminium-Zinc Alloys, J. Ins. Met., Vol. 98, pp. 188-192, 1970
- [33] **WILLEY, L.A.,** Al-Cu-Zn, Metals Handbook, 8th Edition, Vol. 8, pp. 390-391, American Society for Metals, Ohio, 1973
- [34] **ARNDT, H.H. and MOELLER, K.,** Die ternare phase im system kupfer-aluminium-zink; I. Der Zerfall der T-phase zwischen 200 und 300°, Z. Metallkunde, Vol. 51, pp. 596-600, 1960
- [35] **ARNDT, H.H. and MOELLER, K.,** Die ternare phase im system kupfer-aluminium-zink; II. Das Zustandsgebiet der T-phase oberhalb, Z. Metallkunde, Vol. 51, pp. 656-662, 1960
- [36] **STRAWBRIDGE, D.J., HULME-ROTHERY, W. and LITTLE, A.T.,** The Constitution of Aluminium-Copper-Magnesium-Zinc Alloys at 460° C, J. Ins. Met. , Vol. 74, pp. 191-225, 1947-48

- [37] **BURKHARDT, A.**, Zinklegierungen als Austauschuekstoff, Z. Metallkunde, Vol. 28, pp. 299-308, 1936
- [38] **MURPHY, S.**, Solid-Phase Reactions in the Low-Copper Part of the Al-Cu-Zn System, Z. Metallkunde, Vol. 71, pp. 96-102, 1980
- [39] **LÖHBERG, K.**, Die Volumenänderungen der Zink-Aluminium-Kupfer-Legierungen bei dem Übergangsgleichgewicht $\epsilon + \alpha \rightarrow \eta + T'$, Z. Metallkunde, Vol. 74, pp. 456-457, 1983
- [40] **MURPHY, S.**, The Structure of T' Phase in the System Al-Cu-Zn, Metal Science, Vol. 9, pp. 163-168, 1975
- [41] **GARWOOD, R.D., DAVIES, A.L., and RICHARDS, G.L.**, A Transition Phase in the Aging of Aluminium-Zinc Alloys, J. Inst Met. Vol. 88 pp. 375-378, 1959-60
- [42] **RICHARD G.L. and GARWOOD, R.D.**, An Electron Microscope Study of the Isothermal Decomposition of an Aluminium-25% Zinc Alloy, J. Inst. Met., Vol. 93, pp. 393-397, 1964-65
- [43] **MERZ, W. and GEROLD, V.**, Strukturelle Untersuchungen der ausscheidung in Aluminium-Zinc-Legierungen, Z. Metallkunde, Vol. 57, pp. 607-615, 1966
- [44] **CARPENTER, G.J.C. and GARWOOD, R.D.**, Hardness Reversion and the Metastable Phase Boundary for G.P. Zones in Aluminium-Zinc Alloys, J. Inst. Met. Vol. 94, pp. 301-303, 1966
- [45] **SIMERSKA, M. and SYNECEK V.**, The Mechanism of Structure Transformation in Supersaturated Al-Zn Alloys, Acta. Metall. Vol. 15, pp. 223-230, 1967
- [46] **CARPENTER, G.J.C. and GARWOOD, R.D.**, The Aging of a Quenched Aluminium-22.5% Zinc Alloy, Met. Sci. J., Vol. pp. 202-211, 1967
- [47] **JACOBS, M.H.**, The Morphology of Crystal Structure of a New Precipitate in Rapidly Quenched Aluminium-Zinc Alloys, Met. Sci. J., Vol. 6, pp. 143-148, 1972
- [48] **ARDELL, A.J., NUTTALL, K., and NICHOLSON, R.B.**, The Decomposition of Concentrated Al-Zn Alloys. The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids, Inst. of Met., Monograph No. 33, pp. 22-26, London, 1969
- [49] **TOLDIN, V.A., BURYKIN, A.A. and KLESHCHEV, G.V.**, Natural Aging of Aluminium-Zinc Alloys with a High Zinc Concentration. Phys. Met. Metall., Vol. 45, No. 2. pp. 97-100, 1978

- [50] **KRUPKOWSKI, A., CIACH, R. and KROL, J.**, Decomposition of the α' -phase in the Al-Zn Alloys with 60-78 per cent Zinc, Bulletin De L'Academie Polonaise des Sciences, Vol. 15, No 11, 975-79, 1967
- [51] **RAMANSWAMY, V., BUTLER, E.D. and SWANN P.R.**, Direct Observation of Discontinuous Precipitation in Al-28 at % Zn, J. Microscopy, Vol. 97, pp. 259-269, 1973
- [52] **VIJAYALAKSHMI, M., SEETHARAMAN, V., RAGHUNATHAN V.S.**, Cellular Decomposition in Al-Zn Alloys, Acta. Metall., Vol.30, pp. 1147-1155, 1982
- [53] **VIJAYALAKSHMI, M., SEETHARAMAN, V., RAGHUNATHAN V.S.**, Morphological Features of Discontinuous Reactions in Al-Zn Alloys, Mat. Sci. Eng., Vol. 52, pp. 249-256, 1982
- [54] **FOURNELLE, R.A. and CLARK, J.B.**, The Genesis of the Cellular Precipitation Reaction, Metall. Trans., Vol. 3, pp. 2757-2767, 1972
- [55] **BOSWELL, P.G., and CHADWICK, G.A.**, Eutectoid Decomposition of Zn-Al Splat-Quenched and Bulk Specimens, Acta. Metall., Vol. 25, pp. 779-792, 1977
- [56] **CHEETHAM, D. and RIDLEY, N.**, Isothermal-Transformation and Directional-Growth Studies on a Zn-Al Eutectoid Alloy, J. Inst. Met., Vol.99, 371-376, 1971
- [57] **WANG, H., CHEN, Q., WU, Y. and ZHANG Y.**, Microstructure and Properties of Supersaturated ZA27 Alloy During Natural Aging, J. of Mat. Sci., Vol. 27, pp. 1212-1216, 1992
- [58] **RUNDMAN, K.B. and HILLIARD, J.E.**, Early Stages of Spinodal Decomposition in an Al-Zn alloy, Acta. Metall., Vol. 15, pp. 1025-1033, 1967
- [59] **TOLDIN, V.A., KLESCHEV, G.V., SHUMILOV, D. V. and SHEYNKMAN, A.J.**, A Generalised Scheme of Metastable Phases in Al-Zn Alloys, Fiz. Metal. Metalloved., Vol. 40, No 6, pp. 1223-1226, 1975
- [60] **DOUGLASS, T. and BARBEE, W.**, Spinodal Decomposition in Al/Zn Alloys. Part 1 Mechanical Properties, J. of Mat. Sci., Vol. 4, pp. 121-129, 1969
- [61] **DOUGLASS, T. and BARBEE, W.**, Spinodal Decomposition in Al/Zn Alloys. Part 3 Metallography and Electron Microscopy, J. of Mat. Sci., Vol. 4, pp. 138-151, 1969

- [62] **DOUGLASS, T., Spinodal Decomposition in Al/Zn Alloys. Part 2 X-ray Diffraction Studies, J. of Mat. Sci., Vol. 4, pp. 130-137, 1969**
- [63] **TOLDIN, V.A., BURYKIN, A.A. and KLESHCHEV, G.V., Influence of Magnesium Addition on the Phase Sequence During Aging of Al-Zn Alloys with a High Zinc Content, Phys. Met. Metall., Vol. 51, No. 1, pp. 116-124, 1981**
- [64] **ZHU, Y.H., TORRES-VILLASENOR, G. and PINA, C., Complex microstructural changes in as-cast eutectoid Zn-Al alloy, J. of Mater. Sci., Vol. 29, 1549-1552, 1994**
- [65] **DURMAN, M., SAWALHA, K. and MURPHY, S., An Electron Metallographic Study of the Commercial Zinc-based Pressure-die-cast Alloy 3, Mat. Sci. and Eng., Vol. 30, pp. 247-256, 1990**
- [66] **DURMAN, M. and MURPHY, S., Identification of the metastable phase α'_m in a Zn/Al alloy containing Cu and Mg, J. of Mater. Sci., Vol. 27, 3215-3220, 1992**
- [67] **RACHEV, P., TERZIEV, L., LECOMTE-BECKERS, J. WEGRIA, J., Electron Microscopical Investigations of Hexagonal Phase Precipitation in Zn-12 wt.% Al-1 wt.% Cu and Zn-27 wt.% Al-2 wt.% Cu Alloys, Acta Metall. Mater., Vol. 39, No 9, pp. 2177-2182, 1991**
- [68] **RAMLAU, R. and LÖFFLER, H., Electron Microscopical Investigations on the Precipitation of Various h.c.p. Phases in an Al-6.8 at.% Zn Alloy, Acta Metall., Vol. 35, No 8, pp. 2005-2014, 1987**
- [69] **RAMLAU, R. and LÖFFLER, H., The occurrence of a new metastable phase in an Al-6.8 at.% Zn alloy, J. of Mater. Sci., Vol. 23, pp. 1739-1744, 1988**
- [70] **TERZIEV, L., LECOMTE-BECKERS, J. RACHEV, P and GREDAY, T., Study of Transition Phases During Isothermal Aging at 250° C of Zn-27% Al Alloy, Phys. Stat. Sol.(A), Vol. 116, pp. 521-527 1989**
- [71] **TERZIEV, L., RACHEV, P., LECOMTE-BECKERS, J. GREDAY, T., Phase Formation During Aging of Zn-12 wt.% Al and Zn-27 wt.% Al Alloys at 100° C, Z. Metallkunde, Vol. 81, pp. 424, 1990**
- [72] **BARNHURST, R.J., GERVAIS. E. and BAYLES, F.D., Gravity Casting of Zinc-Aluminum Alloys-Solidification Behavior of ZA-8, ZA-12 and ZA-27, AFS Transactions, Vol. 91, pp. 569-584, 1983**

- [73] **ARIKAN, R.**, ZA-3 ve ZA-12 çinko-alüminyum esaslı alaşımların metalografisi ve özellikleri, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., Vol. 3, No. 1-2, pp. 91-100, 1988
- [74] **SAHOO, M., WHITING, L.V., CHARTRAND, V. WEATHERALL, G.**, Effect of Strontium on the Structure and Mechanical Properties of Zn-Al Foundry Alloys, AFS Transactions, Vol. 94, pp. 225-233, 1986
- [75] **DURMAN, M. and MURPHY, S.**, Precipitation of metastable ϵ -Phase in a Hypereutectic Zinc-Aluminium Alloy Containing Copper, Acta. Metall. Mater., Vol. 39, pp. 2235-2242, 1991
- [76] **ASHRAFIZADEH, F., YOUNG, J.M. and KONDIC, V.**, Solidification structure and mechanical properties of Zn-27Al alloy cast in metal moulds, Mater. Sci. and Technology, Vol. 3, pp. 665-670, August 1987
- [77] **LAMBERRIGTS, M., WALMAG, G. and COUTSOURADIS, D.**, Solidification behaviour ZA-27, Third. Inter. Conf. Solidification Processing, Ramour Hause, Sheffield, U.K., 21-24 Sept. 1987, pp. 281-284
- [78] **AYIK, O., GHORESHY, M., SAHOO, M. and SMITH, R.W.**, Solidification and Foundry Studies of Zn/Al Alloys, J. of Crystal Growth, Vol. 79, pp. 594-603, 1986
- [79] **DIONNE, P., DICKSON, J.I. and BAILON, J.P.**, The Influence of the As-Cast Microstructure On the Fracture Toughness Of a Zn-Al Foundry Alloy, AFS Transactions, Vol. 92, pp. 693-702, 1984
- [80] **DURMAN, M. and MURPHY, S.**, A Metallographic Study of the Pressure Diecast Commercial Zinc Based Alloy ZA-27, J. of Mat. Sci., Kabul Edildi
- [81] **DION, J.L., EMMETT, J.R. SAHOO, M.**, Low Pressure Die Casting of Zinc-Aluminum Foundry Alloys, AFS Transactions, Vol. 95, pp. 813-818, 1987
- [82] **TORAMAN, V.**, Development of Structure and Mechanical Properties of Zinc-Aluminium Alloys, M. Sc., Bogaziçi University, 1989
- [83] **GOODWIN, F.E.**, Some Recent Developments in ZA Alloys for Die Casting, Die Casting Engineer, Vol. 30, No. 4pp. 22,24,26, 1986
- [84] **KUBEL, E.J.**, Expanding Horizons for ZA Alloys, Metal Progress, No 7, pp. 51-57, 1987

- [85] **LOONG, C.A.**, Effects of Temperature, Aging and Thickness on Die Cast Zinc Alloys, SDCE 14th International Die Casting Congress and Exposition, Toronto, Ontario, Canada, Paper No. G-T87-027, May 11-14 1987
- [86] **HALLEN-LOPEZ, J., DICKSON, J.I., HANDFIELD, L. and BARNHURST, R.J.**, The Influence of Temperature on the Fracture Toughness of Zinc-Aluminum(ZA) Alloy Casting, Unpublished study at Ecole Polytechnique and Noranda Research Center, 1983
- [87] **LYON, R.**, New Zinc Alloys with Wide Engineering Applications, Proc. Conference on Materials Engineering, University of Leeds, July pp. 87-96, 1984
- [88] **NAZIRI, H. and PEARCE, R.**, The Influence of Copper Additions on the Superplastic Forming Behaviour of the Zn-Al Eutectoid, Inst. J. Mech. Sci., Vol. 12, pp. 513-521, 1979
- [89] **NUTTALL, K.**, Effect of Some Ternary Additions on the Properties of the Zn-Al Eutectoid Alloy, J. Inst. Met., Vol. 101, pp. 329- 333 1973
- [90] **MULVANIA, L.E., WELTZIN, R.D. and TALCOTT, P.A.**, A Superplastic Zn-Al Alloy with Creep Resistance, Met. Eng. Quarterly, Vol. 14, pp. 55-60, 1974
- [91] **NAGY, M.R., SAKR, M.S. and KAMEL, R.**, Effect of Transformation on the Steady Creep Characteristics of Zn-Al Alloys, Phys. Stat. Solid (A), Vol. 66, pp. K25-K29, 1981
- [92] **SAKR, M.S, ABDEL-RAAHEIM, A.E.E. and EL-DALLY, A.A.**, Effect of Structure Transformation on the Transient Creep Characteristics of Zn-40wt.% Al and Zn-0.5wt.% Al Alloys, Phys. Stat. Solid(A), Vol. 89, pp. K157-K161, 1985
- [93] **SAKR, M.S, ABDEL-RAAHEIM, A.E.E. and EL-DALLY, A.A.**, Steady State Creep during Transformation in Zn-40wt.% Al and Zn-0.5 wt.% Al Alloys, Phys. Stat. Solid(A), Vol. 94, pp. 561-568, 1986
- [94] **SAVAŞKAN, T and MURPHY, S.** Creep Behaviour of Zn-Al-Cu Bearing Alloys, Z. Metallkunde, Vol. 74, pp. 76-82, 1983
- [95] **SAVAŞKAN, T., MURPHY, S. and HILL, J.** The Creep Kinetics of Zinc -Aluminium Based Alloys, Presented at 24th Ann. Conference of Metallurgists, CIM, Vancouver, Canada, 1985

- [96] **MURPHY, S., DURMAN, M., HILL, J.** Creep Behaviour Commercial Pressure Diecast Zinc Alloys, 12th Int. Pressure Diecaster Conf., Florence, Italy, 1987
- [97] **MURPHY, S, DURMAN, M. and HILL, J.** Kinetics of Creep in Pressure Diecast Commercial Zinc-Aluminium Alloys, Z. Metallkunde, Vol. 79, pp. 243-247, 1988
- [98] **DURMAN, M.,** The Creep Behaviour of Pressure Diecast Zn-Al Based Alloys, Ph.D. Thesis, Aston University, Birmingham, U.K. 1989
- [99] **DURMAN, M and MURPHY, S.,** The Creep Behaviour of Zinc-Aluminium Based Alloys with 0 % to 30 % Al, Advances in Science, Technology and Applications of Zn-Al Alloys, Mexico, 1994
- [100] **THORNTON, C.H.,** High Creep Strength Zinc Alloys, USA Patent, Dec. 10, Patent No: 5071620, 1991
- [101] **GOODWIN, F.E.,** Development of a high creep strength hot-chamber die-casting zinc alloy, Metall, Vol. 46, No. 5, pp. 458-462, 1992
- [102] **BARNHURST, R.J.,** Creep Resistant Zinc-Aluminium Based Casting Alloy, USA Patent, Patent No: 4965046, Oct. 23 1990
- [103] **SKENAZI, A.F., PELERIN, J., COUTSOURADIS, D., MAGNUS, B. and MEEUS, M.,** Some Recent Developments in the Improvement of the Mechanical Properties of Zinc Foundry Alloys Metall, Vol. 37, No. 9, pp. 898-902, 1983
- [104] **BARNHURST, R.J.,** Zinc alloy bearings: Design guidelines, Automotive Eng., Vol. 96, No 4, pp. 56-60, April 1988
- [105] **CALAYAG, T. and FERRES, D.,** Zinc+aluminum=new bearing options, Automotive Engineering, Vol. 90, No 9, pp. 40-44, Sept. 1982
- [106] **SAVAŞKAN, T., ÇUVALCI, H.,** Çinko-Aluminyum esaslı yatak alaşımlarının tribolojik özelliklerinin incelenmesi, 4. Ulusal Tasarım ve İmalat Kongresi, ODTÜ, ANKARA, 19-21 Eylül 1990
- [107] **MARCZAK, R.J. and CIACH, R.,** Tribological Properties of the Concentrated Al-Zn Alloys, Proc. 1st Eur. Tribology Congr., London pp. 223-227, 1973
- [108] **MURPHY, S. and SAVAŞKAN, T.** Comparative Wear Behaviour of Zn-Al Based Alloys in an Automotive Engine Application, Wear, Vol. 98, pp. 151-161, 1984

- [109] **BARNHURST, R.J. and FARGE, J.C.**, A Study of the Bearing Characteristics of Zinc-Aluminium(ZA) Alloys, Can. Metallurgical Quart., Vol. 27, No. 3, pp. 225-233, 1988
- [110] **BARNHURST, R.J.**, Guidelines for Designing Zinc Alloy Bearings-A Technical Manual, Society of Automotive Engineers, Paper No: 88028, pp. 2164-2170, 1989
- [111] **MYKURA, N., ZHU, Y.H. and MURPHY, S.**, Solid-State Reactions in Zn-Al Based Alloys, Canadian Metall. Quarterly, Vol. 25, No. 2, pp. 151-159, 1986
- [112] **MYKURA, N., ZHU, Y.H., MURPHY, S.**, Solid-State Reactions in Zn-Al Based Alloys, 24th Ann. Conf. of Metallurgist, CIM, Vancouver, Canada, 1985
- [113] **SAVAŞKAN, T. and MURPHY, S.**, Decomposition of Zn-Al Alloys on Quench-Aging, Mat. Sci and Tech., Vol. 6, 695-703, Aug. 1990
- [114] **MURPHY, S., SAVAŞKAN, T. and WHEELDON, J.K.**, Rheocast Zinc-Aluminium Based Alloys, Casting and Foundry Technology, Univ. of Aston in Birmingham, Paper No: 7, 15-16 Sept. 1981
- [115] **DELNEUVILLE, Ph.**, Tribological behaviour of Zn-Al alloys (ZA27) compared with bronze when used as a bearing material with high load and at very low speed, Wear, Vol. 105, 283-292, 1985
- [116] **SAVAŞKAN, T. and MURPHY, S.** Mechanical Properties and Lubricated Wear of Zn-25Al Based Alloys, Wear, Vol. 116, pp. 211-224, 1987
- [117] **LEE, P.P., SAVAŞKAN, T. and LAUFER, E.** Wear Resistance and Microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu Alloys, Wear, Vol. 117, pp. 79-89, 1987
- [118] **MANI, V.G.S., SRIRAM, P., RAMAN, N. and SESHAN, S.** Tribological Studies on Cast Zinc-Aluminium Alloys, AFS Transactions, Vol. 96, pp. 525-532, 1988
- [119] **MA, T., CHEN, Q.D., LI, S.C. and WANG, H.M.** Effect of Mn on Lubricated Friction and Wear Properties of Zn-Al Alloy, Wear of Materials, American Soc. of Mech. Engineers, Proc. Conf., Denver, Colorado, USA, Vol.1, 9-13 April 1989
- [120] **ARIKAN, R.**, MoS₂ İlaveli ZA 27 Alaşımının Aşınma Özellikleri, V. Metalurji Kongresi Bildiriler Kitabı, Cilt. 2, S. 800-817, Kasım 1988

- [121] **ARIKAN, R.**, Alumina Saffil'in ZA-12 Alaşımının Sürtünme-Aşınma Davranışına Etkisi, 4. Denizli Malzeme Sempozyumu, 24-26 Nisan 1991, Sayfa 580-597
- [122] **KURNAZ, S.C.**, Alumina Saffil İlaveli ZA-12 Alaşımının Aşınma Özellikleri Y. Lisans Tezi, İTÜ 1992
- [123] **DURMAN, M. and TÜRK, A.**, Bakır İlavesinin ZA-8 Alaşımının Mekanik ve Mikroyapısal Özelliklerine Etkisi, J. of Eng. and Environmental Science, Vol. 18, No 6, pp. 473-479, 1994
- [124] **AYIK, O., GHORESHY, M., SAHOO, M. and SMITH, R.W.**, Solidification and foundry studies of Zn-Al alloys for use in cast-to-shape applications, Third. Inter. Conf. Solidification Processing, Ramour House, Sheffield, U.K, pp. 285-287, 21-24 Sept. 1987
- [125] **L'ESPERANCE, G., HONG, D., GAGNE, M. and BARNHURST, R.**, Microstructure characterization of a new Zn-based creep-resistant alloy, Mater. Sci. and Eng., Vol. A172, pp. 1-14, 1993
- [126] **MONGEON, L. and BARNHURST, R.R.**, Zinc and Zinc Alloys, Metals Handbook, American Society for Metals, Vol. 9, 9th Edition. pp. 488-496
- [127] **SAHOO, M. and WHITING, L.V.**, Foundry Characteristics of Sand Cast Zn-Al Alloys, AFS Transactions, Vol. 92, pp. 861-870, 1984
- [128] **LAMBERIGTS, M., WALMAG, G., COUTSOURADIS, D., MEEUS, M. and DELNEUVILLE, P.**, Friction and Ductility Behaviors of a High Strength Zinc Foundry Alloy, AFS Transactions, Vol. 93, pp. 569-578, 1985
- [129] **ABDEL-HAMID, A.A.**, Structure Modification of the α Phase in Zn-Al Cast Alloys by Microalloying, Z. Metallkunde, Vol. 83, No. 5, pp. 314-318, 1992
- [130] **POLLARD, W.A., PICKWICK, K.M., JUBB, J.T and PACKWOOD, R.**, The grain refinement of zinc-aluminum alloys by titanium, Canadian Metallurgical Quart., Vol. 13, No. 4, pp. 535-543, 1974
- [131] **POLLARD, W.A.**, Nucleation in Zn-Al alloys grain refined with Ti, Canadian Metallurgical Quart., Vol. 13, No. 4, pp. 597-606, 1974
- [132] **ABDEL-HAMID, A.A.**, Mechanism of Modifying Zn-Al Alloys by Ti, Ta, Ti+Ta, V, V+Ti, Zr or Zr+Ti. Z. Metallkunde, Vol. 84, No. 1, pp. 40-43, 1993

- [133] **ZHU, Y. and MURPHY, S.**, A General Rule of Decomposition Reaction in Supersaturated Zn-Al Based Alloys, *Chin. J. Met. Sci. Technol.*, Vol. 2, pp. 105-116, 1986
- [134] **ZHU, Y., SAVAŞKAN, T. and MURPHY, S.**, Phase Transformations in Quench-Aged Zn-Al-Si Alloys, *Mat. Res. Soc. Proc.*, Vol. 21, pp. 835-840, 1984
- [135] **THOMPSON, S.A. and NIESSEN, P.**, The effect of silicon on the eutectic grain size of gravity cast Zn-12% Al, *J. of Mater. Sci.*, Vol. 21, pp. 2565-2570, 1986
- [136] **SAVAŞ, M.A. and ALTINTAŞ, S.**, The microstructural control of cast and mechanical properties of zinc-aluminium alloys, *J. of Mater. Sci.*, Vol. 28, pp. 1775-1780, 1993
- [137] **DURMAN, M. and MURPHY, S.**, Development of an Improved ZA-8 Alloy, Project Report, The University of Aston in Birmingham, England, 1 May 1988
- [138] **SAHOO, M., WHITING, L.V. and WHITE, D.W.G.**, Control of Underside Shrinkage in Zinc-Aluminum Foundry Alloys by the Addition of Trace Elements, *AFS Transactions*, Vol. 93, pp.475-480, 1985
- [139] **SRIRAM, P., SESHAN, S. and ROSHAN, H.Md.**, Effect of Trace Elements on Casting Characteristics and Mechanical Properties of Cast ZA Alloys, *AFS Transactions*, Vol. 100, pp. 769-775, 1992
- [140] **MAHANTI, K., LAL, K., SIVARAMAKRISHNAN, C.S. MOHANTY, O.N. and JAIN, K.B.**, Influence of Flux and Microaddition on the Microstructure and Properties of Zn-Al Foundry Alloys, *AFS Transactions*, Vol. 100, pp. 857-862, 1992
- [141] **CHEN, Y.**, Effect of RE elements on the structure and impact toughness of sand-cast Zn-12% Al alloy, *J. of Alloys and Compounds*, Vol. 206, pp.169-173, 1994
- [142] **BARNHURST, R.J. and GERVAIS, E.** Gravity Casting of Zinc-Aluminum (ZA) Alloys: Dependence of Mechanical Properties on Soundness, Microstructure and Inclusion Content, *AFS Transactions*, Vol. 93, pp. 591-602, 1985
- [143] **LYON, R.**, The Properties and Applications of ZA Alloys- a new sphere for the enterprising foundryman, *The British Foundryman*, pp. 344-348, Aug-Sept. 1986

- [144] **LYON, R.**, The ZA Family Alloys with Engineering Appeal, Engineering, Vol. 225, No. 9, pp. 4-11, Sept. 1985
- [145] **GERVAIS, E., KANDEIL, A.Y. and LEVERT, H.**, Properties and Die Casting of the Zn-27% Al-2% Cu-0.01% Mg Alloy, 11th SDCE Inter. Die Casting Congress, Cleveland, Ohio, June 1-4, Paper No: G-T81-0861, 1981
- [146] **GROSS, D.K.**, Zinc Alloys: Specifications and Processing, Society of Automotive Engineers, Paper No: 871955, pp. 3.1039-3.1046, 1988
- [147] **ALTORFER, K.J.**, Zinc Alloys Compete with Bronze In Bearing and Bushings, Metall Progress, Vol. 122, pp. 29-31, Nov. 1982
- [148] **CALAYAG, T.S.**, Zinc Alloys Replace Bronze in Mining Equipment Bushings and Bearings, Mining Engineering, pp. 727-728, July 1983
- [149] **CALAYAG, T.S.**, The Practicality of Using Zinc-Aluminum Alloys for Friction-Type Bearings, 25th Annual Conference of Metallurgists, Toronto, Ontario, pp. 305-313, 17-20 Aug. 1986
- [150] **CALAYAG, T.S. and FERRES D.**, High-Performance, High-Aluminum Zinc Alloys for Low-Speed Bearings and Bushing, SAE Technical Paper, Earthmoving Industry Conference, Peoria, Illinois, Paper No: 820643, April 19-20 1982
- [151] **RITCHIE, I.G., PAN, Z-L. GOODWIN, F.E.**, Characterization of the Damping Properties of Die-Cast Zinc-Aluminum Alloys, Metall. Transactions A, Vol. 22A, pp. 617-622, March 1991
- [152] **BESS, M.L., SNODGRASS, E., GROSS, D.K and GIVERTZ, C.**, Alloy Die Casting: Zinc alloys and die casting offer continued benefits to the automotive industry, sometimes in surprising areas, Automotive Engineering, Vol. 95, pp. 69-73, Dec. 1987
- [153] **SNODGRASS, E.M.**, Zinc Die Castings in Automotive Applications, Soc. of Automotive Engineers, Paper No: 871955, pp. 3. 1069-3.1075 1988
- [154] **BESS, M.L. and MIHAICHUK, W.M.**, Die Casters Promote ZA Alloys, Die Casting Engineering, Vol. 30, No. 4, pp. 32,34, Jul.-Aug. 1986
- [155] **WILLCOX, G.**, ZA alloys find new applications, Engineering, Vol. 225, No. 9, pp. 11-12, Sept. 1985

- [156] **RISDON, T.J., MIHAICHUK, W.M. and BARNHURST, R.J.,**
Comparative Wear Rate Evaluation of Zinc Aluminum (ZA) and
Bronze Alloys through Block on Ring Testing and Field
Applications, SAE Technical Paper, Int. Congress and Exposition
Detroit, Michigan, Paper No: 860064, Feb. 24-28, 1986
- [157] **MIHAICHUK, W.M. and BESS, M.L.,** The ZA Die Casting Alloys, Soc.
of Automotive Engineers, Paper No. 860556, pp. 3.560-3.568
1987



EK A: Sertlik ve Çekme Deneyi Sonuçları.

Tablo A.1 Al Serisi alaşımların sertlik ve çekme deneyi sonuçları

Alaşım	% Al(Ağ.)	Sertlik(BSD)	Çekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/1	4,87	79±0,4	213±2,1	1,67±0,2
ZA/2	5,45	80±0,6	241±3,6	3,0±0,7
ZA/3	5,95	81±0,2	240±5,1	4,3±1,1
ZA/4	6,54	85±1	248±2,8	4,2±1,3
ZA/5	7,08	86±0,5	248±4,6	4,5±0,9
ZA/6	7,45	87±0,7	250±3,5	1,84±0,4
ZA/7	7,95	91±0,9	255±1,7	1,3±0,5
ZA/8	8,4	91±0,6	260±2	1,7±0,2
ZA/9	8,92	94±1,2	264±1,4	1,0±0,1
ZA/10	9,9	98±1,1	265±4,2	1,6±0,15
ZA/11	10,85	100±1,4	276±3,4	1,0±0,1

Tablo A.2 Al+%1 Cu Serisi alaşımların sertlik ve çekme deneyi sonuçları

Alaşım	% Al(Ağ.)	Sertlik(BSD)	Çekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/12	5,03	100±1,2	267±1,3	2,6±0,7
ZA/13	5,52	101±1	241±4,7	1,5±0,4
ZA/14	5,98	101±0,8	266±0,5	2,3±0,4
ZA/15	6,44	102±0,9	284±0,4	2,6±0,6
ZA/16	6,92	102±0,6	290±0,8	1,5±0,1
ZA/17	7,50	104±0,8	297±2	3,8±0,05
ZA-8 Std.	7,95	108±0,7	300±2,6	2,8±0,5
ZA/18	8,45	110±0,9	311±2,5	2,5±1,2
ZA/19	8,94	111±0,55	318±5,6	2,0±0,3
ZA/20	10,0	112±0,8	328±5,9	3,0±1
ZA/21 (ZA-12 Std)	10,8	115±1,1	335±3,9	1,0±0,3

Tablo A.3 ZA-8 alaşımında Cu değişiminin mekanik özelliklere etkisi

Alaşım	%Cu(Ağ.)	Sertlik(BSD)	Çekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/7	0	91±0,8	255±2,7	1,3±0,4
ZA/22	0,59	104±1,1	290±3,4	2,3±0,8
ZA-8 Std,	0,94	108±0,7	300±2,6	2,8±0,5
ZA/23	1,42	117±1,4	317±4,9	1,64±0,1
ZA/24	2,13	130±0,9	348±0,8	1,65±0,2
ZA/25	2,54	141±1,2	358±5,3	1,57±0,15
ZA/26	2,92	148±1,6	370±6,5	0,65±0,1

Tablo A.4 ZA-8 alaşımında Mg değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Mg(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/27	0	89±0,8	259±0,8	3,6±0,15
ZA/28	0,012	103±1,2	299±3,5	1,2±0,2
ZA-8 Std.	0,030	108±1,8	300±2,6	2,8±0,5
ZA/29	0,045	112±1,5	295±4,2	0,8±0,2
ZA/30	0,063	110±1	299±2,8	0,83±0,2
ZA/31	0,098	107±0,9	282±3,7	0,65±0,12
ZA/32	0,146	110±1,1	278±4,5	0,33±0,1
ZA/33	0,197	110±1,2	255±5,8	0,18±0,07
ZA/34	0,310	110±1	260±5,2	0,25±0,1
ZA/35	0,480	117±0,8	246±3,2	0,25±0,1
ZA/36	0,970	130±1,6	260±2,5	0,25±0,1

Tablo A.5 ZA-8 alaşımında Mn değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Mn(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/37	0,010	107±0,5	306±2,5	1,3±0,2
ZA/38	0,026	108±0,7	305±2,7	1,6±0,1
ZA/39	0,045	110±0,55	309±5,1	1,7±0,1
ZA/40	0,063	110±1	295±3,5	1,5±0,15
ZA/41	0,09	111±0,9	291±2,1	1,1±0,1
ZA/42	0,14	111±0,8	283±1,9	1,6±0,16
ZA/43	0,174	111±0,5	266±2,3	1,1±0,15
ZA/44	0,22	112±1,2	260±1,2	0,8±0,1
ZA/45	0,30	111±1,1	250±1	0,9±0,1
ZA/46	0,53	111±1	248±0,9	0,8±0,1

Tablo A.6 ZA-8 alaşımında Si değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Si(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/47	0,13	111±0,5	270±5,7	1,16±0,12
ZA/48	0,22	114±0,75	268±4,3	0,6±0,1
ZA/49	0,33	114±0,45	250±1,8	1,32±0,15
ZA/50	0,70	116±0,9	235±1,6	0,6±0,1
ZA/51	1,10	118±1	204±2,5	0,33±0,05

Tablo A.7 ZA-8 alaşımında Ti değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Ti(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk (MPa)	% Uzama
ZA/52	0,01	110±0,6	310±4,5	1,9±0,25
ZA/53	0,03	113±0,65	309±3,5	1,7±0,35
ZA/54	0,05	110±0,5	305±2,2	1,5±0,2
ZA/55	0,09	112±0,5	304±1,5	1,0±0,15
ZA/56	0,15	111±0,7	300±2,5	1,0±0,1
ZA/57	0,18	110±0,8	280±1,8	0,8±0,15
ZA/58	0,20	111±1	276±2,1	1,0±0,15

Tablo A.8 ZA-8 alaşımında Cr değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Cr(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/59	0,008	111±0,45	310±3,5	1,4±0,1
ZA/60	0,027	108±0,25	302±4,2	1,6±0,25
ZA/61	0,042	108±0,3	288±2,8	1,6±0,22
ZA/62	0,065	111±0,5	282±2,1	1,2±0,15
ZA/63	0,092	112±0,6	278±1,6	0,6±0,1

Tablo A.9 ZA-8 alaşımında Li değişiminin mekanik zelliklere etkisi

Alaşım	%Li(Ağ.)	Sertlik(BSD)	ekme Muk.(MPa)	% Uzama
ZA/64	0,012	112±0,45	286±1,7	1,1±0,15
ZA/65	0,028	113±0,5	275±2,3	1,0±0,2
ZA/66	0,049	111±0,3	302±4,2	1,5±0,25
ZA/67	0,067	114±0,6	311±3,7	1,3±0,1

EK.B: Sürünme Deneyi Sonuçları

Tablo B.1 Al değişiminin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	% Al(Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/1	4,87	0,165 $\pm$ 0,017	1,95 $\pm$ 0,08	42840 $\pm$ 2370
ZA/2	5,45	0,202 $\pm$ 0,010	2,11 $\pm$ 0,10	37800 $\pm$ 2185
ZA/3	5,95	0,224 $\pm$ 0,011	2,2 $\pm$ 0,09	35280 $\pm$ 1965
ZA/4	6,54	0,220 $\pm$ 0,020	2,55 $\pm$ 0,11	30600 $\pm$ 2025
ZA/5	7,08	0,214 $\pm$ 0,013	2,8 $\pm$ 0,18	28080 $\pm$ 1475
ZA/6	7,45	0,240 $\pm$ 0,022	3,15 $\pm$ 0,18	24120 $\pm$ 1820
ZA/7	7,95	0,254 $\pm$ 0,025	3,4 $\pm$ 0,20	21600 $\pm$ 1550
ZA/8	8,40	0,234 $\pm$ 0,028	3,97 $\pm$ 0,21	19800 $\pm$ 2120
ZA/9	8,92	0,270 $\pm$ 0,015	4,07 $\pm$ 0,09	18720 $\pm$ 1540
ZA/10	9,90	0,258 $\pm$ 0,02	4,58 $\pm$ 0,31	16200 $\pm$ 1480
ZA/11	10,85	0,306 $\pm$ 0,025	4,82 $\pm$ 0,23	14400 $\pm$ 1100

Tablo B.2 Bileşimde %1 Cu olması durumunda Al değişiminin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	% Al (Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/12	5,03	0,182 $\pm$ 0,015	1,01 $\pm$ 0,1	81000 $\pm$ 8245
ZA/13	5,52	0,126 $\pm$ 0,01	0,639 $\pm$ 0,05	136800 $\pm$ 10800
ZA/14	5,98	0,170 $\pm$ 0,012	0,838 $\pm$ 0,08	99000 $\pm$ 9630
ZA/15	6,44	0,180 $\pm$ 0,015	0,973 $\pm$ 0,07	84240 $\pm$ 7350
ZA/16	6,92	0,187 $\pm$ 0,011	1,05 $\pm$ 0,11	77400 $\pm$ 7115
ZA/17	7,50	0,188 $\pm$ 0,013	1,219 $\pm$ 0,10	66600 $\pm$ 5925
ZA-8 Std.	7,95	0,194 $\pm$ 0,015	1,453 $\pm$ 0,11	55440 $\pm$ 3850
ZA/18	8,45	0,214 $\pm$ 0,020	1,82 $\pm$ 0,12	43200 $\pm$ 3600
ZA/19	8,94	0,263 $\pm$ 0,018	1,95 $\pm$ 0,14	37800 $\pm$ 3240
ZA/20	10,0	0,314 $\pm$ 0,025	2,54 $\pm$ 0,15	27000 $\pm$ 2350
ZA/21 (ZA-12 Std)	10,8	0,366 $\pm$ 0,03	2,71 $\pm$ 0,2	23400 $\pm$ 2300

Tablo B.3 ZA-8 alaşımında Cu değişiminin sũrũnme ȳzelliklerine etkisi

Alaşım	%Cu(Ağ.)	% Primer Sũrũnme	Kararlı Sũrũnme Hızı(1/sn)(x10 ⁻⁷)	%1 Sũrũnme Zamanı(sn)
ZA/7	0	0,264±0,025	3,406±0,17	21600±1080
ZA/22	0,59	0,210±0,018	1,721±0,08	45900±2775
ZA-8 Std.	0,94	0,194±0,020	1,453±0,07	55440±3600
ZA/23	1,42	0,170±0,010	1,278±0,05	64800±3035
ZA/24	2,13	0,160±0,010	1,197±0,05	70200±3545
ZA/25	2,54	0,170±0,015	1,189±0,04	69840±3170
ZA/26	2,92	0,148±0,010	1,154±0,07	73800±4895

Tablo B.4 ZA-8 alaşımında Mg değişiminin sũrũnme ȳzelliklerine etkisi

Alaşım	%Mg(Ağ.)	% Primer Sũrũnme	Kararlı Sũrũnme Hızı(1/sn)(x10 ⁻⁷)	%1 Sũrũnme Zamanı(sn)
ZA/27	0	0,18±0,016	8,49±0,43	9720±810
ZA/28	0,012	0,24±0,025	2,22±0,18	34200±3400
ZA-8 Std.	0,030	0,19±0,02	1,453±0,10	55440±4150
ZA/29	0,045	0,21±0,010	1,09±0,07	72000±5420
ZA/30	0,063	0,20±0,010	1,06±0,08	75600±5355
ZA/31	0,098	0,36±0,015	0,883±0,04	72000±4180
ZA/32	0,146	0,34±0,022	2,03±0,11	32400±2030
ZA/33	0,197	0,31±0,025	2,25±0,10	30600±1965
ZA/34	0,31	0,28±0,018	4,83±0,25	14940±1035
ZA/35	0,48	0,28±0,015	4,215±0,20	17100±1055
ZA/36	0,97	0,33±0,020	4,959±0,35	13500±1250

Tablo B.5 ZA-8 alaşımına Mn ilavelerinin sũrũnme ȳzelliklerine etkisi

Alaşım	%Mn(Ağ.)	% Primer Sũrũnme	Kararlı Sũrũnme Hızı(1/sn)(x10 ⁻⁷)	%1 Sũrũnme Zamanı(sn)
ZA/37	0,010	0,187±0,020	1,43±0,05	56880±2935
ZA/38	0,026	0,212±0,010	1,25±0,07	63000±3825
ZA/39	0,045	0,203±0,025	1,165±0,05	68400±4520
ZA/40	0,063	0,198±0,015	0,909±0,04	88200±4970
ZA/41	0,090	0,191±0,010	0,89±0,05	90900±5260
ZA/42	0,140	0,170±0,020	0,87±0,06	95400±6140
ZA/43	0,174	0,182±0,022	0,874±0,05	93600±5750
ZA/44	0,22	0,217±0,018	0,802±0,03	97560±4865
ZA/45	0,30	0,185±0,012	0,767±0,05	106200±7645
ZA/46	0,53	0,278±0,023	0,589±0,03	122400±8685

Tablo B.6 ZA-8 alaşıma Si ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	%Si(Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/47	0,13	0,213 $\pm$ 0,020	0,774 $\pm$ 0,04	107000 $\pm$ 7695
ZA/48	0,22	0,249 $\pm$ 0,011	0,415 $\pm$ 0,025	180900 $\pm$ 10765
ZA/49	0,33	0,216 $\pm$ 0,021	0,482 $\pm$ 0,02	162720 $\pm$ 9855
ZA/50	0,70	0,286 $\pm$ 0,012	0,441 $\pm$ 0,03	162000 $\pm$ 9470
ZA/51	1,10	0,254 $\pm$ 0,018	0,449 $\pm$ 0,05	149400 $\pm$ 9025

Tablo B.7 ZA-8 alaşıma Ti ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	%Ti(Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/52	0,01	0,249 $\pm$ 0,013	1,96 $\pm$ 0,12	37800 $\pm$ 1870
ZA/53	0,03	0,226 $\pm$ 0,011	1,8 $\pm$ 0,07	44100 $\pm$ 3025
ZA/54	0,05	0,239 $\pm$ 0,014	1,69 $\pm$ 0,09	45000 $\pm$ 2800
ZA/55	0,09	0,219 $\pm$ 0,018	1,51 $\pm$ 0,04	53100 $\pm$ 3870
ZA/56	0,15	0,217 $\pm$ 0,015	1,28 $\pm$ 0,09	61200 $\pm$ 4690
ZA/57	0,18	0,248 $\pm$ 0,011	1,045 $\pm$ 0,08	72000 $\pm$ 5985
ZA/58	0,20	0,226 $\pm$ 0,018	0,956 $\pm$ 0,07	81000 $\pm$ 7635

Tablo B.8 ZA-8 alaşıma Cr ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	%Cr(Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/59	0,008	0,242 $\pm$ 0,012	1,3 $\pm$ 0,06	58320 $\pm$ 3355
ZA/60	0,027	0,339 $\pm$ 0,025	0,992 $\pm$ 0,07	66600 $\pm$ 4125
ZA/61	0,042	0,311 $\pm$ 0,012	0,987 $\pm$ 0,08	69840 $\pm$ 5865
ZA/62	0,065	0,287 $\pm$ 0,017	0,91 $\pm$ 0,04	78300 $\pm$ 4980
ZA/63	0,092	0,286 $\pm$ 0,011	0,967 $\pm$ 0,035	73800 $\pm$ 3730

Tablo B.9 ZA-8 alaşıma Li ilavelerinin sürünme özelliklerine etkisi

Alaşım	%Li(Ağ.)	% Primer Sürünme	Kararlı Sürünme Hızı(1/sn)($\times 10^{-7}$)	%1 Sürünme Zamanı(sn)
ZA/64	0,012	0,17 $\pm$ 0,015	2,87 $\pm$ 0,27	28800 $\pm$ 2685
ZA/65	0,028	0,18 $\pm$ 0,012	2,41 $\pm$ 0,18	33840 $\pm$ 2640
ZA/66	0,049	0,17 $\pm$ 0,018	2,34 $\pm$ 0,13	35280 $\pm$ 2405
ZA/67	0,067	0,20 $\pm$ 0,010	2,43 $\pm$ 0,15	32760 $\pm$ 2140

ÖZGEÇMİŞ

1964 yılında Manisa'nın Kula ilçesinde doğmuştur. 1981 yılında Kula Lisesi'ni iyi derece ile bitirmiştir. 1982 yılında girdiği İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü'nden, 1986 yılında iyi derece ile mezun olmuştur. Aynı yıl İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı'nda Yüksek Lisans eğitimine başlamıştır. İ.T.Ü. Dil ve İnkılap Tarihi Bölümü'nde bir yıl İngilizce hazırlık sınıfına devam ettikten sonra Ocak 1990 döneminde Pekiyi derece ile Metalurji Yüksek Mühendisi ünvanını almıştır. Aynı dönemde İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı'nda Doktora öğrenimine başlamıştır.

1987 yılında Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümüne Araştırma Görevlisi olarak atanan Ahmet TÜRK halen bu görevini sürdürmektedir. Evli ve bir çocuk babasıdır.