

**UÇAK YOLCU KOLTUKLARINDA MAGNEZYUM ALAŞIMLI DİZAYNLA
AĞIRLIK TASARRUFU VE ÇOKLU BİLEŞENLİ ALAŞIM GELİŞTİRME**

Yüksek Lisans Tezi

Alican ATAMAN

Eskişehir, 2017

**UÇAK YOLCU KOLTUKLARINDA MAGNEZYUM ALAŞIMLI DİZAYNLA
AĞIRLIK TASARRUFU VE ÇOKLU BİLEŞENELİ ALAŞIM GELİŞTİRME**

Alican ATAMAN

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ali Arslan KAYA

Eskişehir

Anadolu Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Mayıs, 2017

Bu Tez Çalışması SAN-TEZ Komisyonunca kabul edilen 0286.STZ.2013-2 no.lu proje kapsamında desteklenmiştir.

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Alican ATAMAN' ın “ Uçak Yolcu Koltuklarında Magnezyum Alaşımli Dizaynla Ağırlık Tasarrufu ve Çoklu Bileşenli Alaşım Geliştirme” başlıklı tezi 17/05/2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından değerlendirilerek “Anadolu Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliği” nin ilgili maddeleri uyarınca, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

	Unvanı-Adı Soyadı	İmza
Üye (Tez Danışmanı)	:Prof. Dr. Ali Arslan KAYA	
Üye	:Prof. Dr. Gürsoy ARSLAN	
Üye	:Yard. Doç. Dr. İsmail Özgür ÖZER	

Prof. Dr. Nedim DEĞİRMENCI

Enstitü Müdürü

ÖZET

UÇAK YOLCU KOLTUKLARINDA MAGNEZYUM ALAŞIMLI DİZAYNLA AĞIRLIK TASARRUFU VE ÇOKLU BİLEŞENLİ ALAŞIM GELİŞTİRME

Alican ATAMAN

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü

Mayıs, 2017

Danışman: Prof. Dr. Ali Arslan KAYA

Bu çalışma, uçak yolcu koltuğu parçalarında ağırlık tasarrufu sağlamak amacıyla uygun magnezyum alaşımları seçmek, uygun şekillendirme prosesleri kullanarak prototip parçaları imal etmek, var olan standartlara göre test etme amacını taşır. Bilgisayar programları vasıtasıyla mekanik özellikleri bilinen bir magnezyum alaşımı WE43 üzerinden gerilme analizlerine dayalı bir tasarım yapılmıştır. Ayrıca çok bileşenli magnezyum alaşımları geliştirilmeye çalışılmıştır. Magnezyumun gösterdiği bir seri sıra dışı davranışlar nedeniyle tasarımında, kullanılacak alaşım seçimi çok önemli olmakla birlikte tek başına yeterli olmayıp, uygun şekillendirme proseslerinin tespit edilmesi gereklidir. Bu açıdan bakıldığında çalışmalarımız sonucu elde edilen ümit veren alaşım bileşimleri olsa da, uygulama konusu parçalar için, özellikleri çok geniş çaplı olarak belirlenmiş ticari WE43 alaşımının kullanılması doğru bulunmuştur. Alaşım geliştirmede, argon atmosferli laboratuvar tipi bir fırın kullanılmıştır. Tasarımlar, bu çalışmanın ortağı ASSAN-HANİL A.Ş.'de bulunan mevcut bilgisayar programları ve mühendislik girdisi ile mümkün olabilmiştir. İteratif olarak ve 'incremental increase' (adımlı artırımlar) ile belirli bir minimum şeklin geliştirilmesi şeklinde gerçekleştirilen boyutlandırma, bir yandan yine bilgisayar ortamında gerilme analizlerine tabi tutularak özgün bir tasarım ortaya çıkarılmıştır. Çalışma sonucu elde edilen yeni 'spreader' tasarımı ve testleri, alaşım geliştirmede elde edilen ve en az bir özelliği ile ümit vadeden alaşım bileşimleri, kullanılan deneysel ve inceleme yöntemleri aşağıda sunulmuştur.

Anahtar Sözcükler: Magnezyum, Ağırlık tasarrufu, Hafif alaşım, Uçak koltuk iskeleti.

ABSTRACT

WEIGHT REDUCTION IN AIRCRAFT PASSENGER SEATS BY DESIGNING MAGNESIUM ALLOYS AND DESIGNING MULTI-COMPONENT ALLOYS

Alican ATAMAN

Department of Material Science and Engineering

Anadolu University, Graduate School of Science

May, 2017

Supervisor: Prof. Dr. Ali Arslan KAYA

The aim of this project is to produce aircraft seat ‘spreaders’ and test them for the purpose of weight reduction. A design was made through stress analysis and simulations using computer programs based on WE43 alloy. Furthermore, magnesium alloys composed of multi-element additions were designed through extensive melting trials. Due to a number of anomalous behavior magnesium, selection of a suitable alloy is equally important as the manufacturing route for any part. WE43 alloy of known properties were chosen for the production of the spreaders. A laboratory scale furnace and argon atmosphere was used for alloy development. Spreaders were not made of these novel compositions as they would necessitate samples from large-scale melts that exceeded the frame of this thesis study. The design study was made possible thanks to the computer programs and engineering input made available by ASSAN-HAIL Co., the project partner in SANTEZ project through which this thesis work has been undertaken. An original design was obtained by using computer analysis that were conducted through incrementally increasing the dimensions iteratively starting from a basic minimum shape, while subjecting it to stress analysis simulations. This work presents a new ‘spreader’ design and its test results, the alloy compositions that were achieved through alloy development and found promising based on at least one aspect, and the experimental methods and examinations methods used.

Keywords: Magnesium alloys, Weight saving, Light alloys, Aircraft seat parts.

TEŞEKKÜR

Bu tezin başarıyla gerçekleşmesinde, başlangıcından sonuna kadar, ihtiyaç hissettiğim her anda bütün yardım, tavsiye ve yönlendirmeleri yapan, sorunlarla karşılaştığım anlarda deneyimlerine sığındığım Sayın Hocam Prof. Dr. Ali Arslan Kaya'ya değerli katkılarından ve hiç esirgemediği vaktinden dolayı teşekkür ederim.

Yüksek lisans eğitimim boyunca bilgi ve yardımlarını benden esirgemeyen, beni hep en iyisi için motive eden değerli dostlarım Yiğit Türe ve Dilara Eren'e teşekkürü bir borç bilirim.

Tez yazım sürecimin en zor olduğu anlarda sevgisiyle, sabrıyla ve verdiği destekle hep yanımda olan kız arkadaşım Tuğçe Demirbaş'a çok teşekkür ederim.

Tüm hayatım boyunca her zaman maddi ve manevi olarak yanımda olan, benimle üzümlü benimle mutlu olan, annem Türkan Ataman'a, babam Turgay Ataman'a, ablam Tuğba Ataman Duruel'e ve ayrıca değerli eşi Onurcem Duruel'e sabırlarından ve gösterdikleri sevgiden dolayı çok teşekkür ederim.

Dahil olduğum 0286.STZ.2013-2 numaralı SANTEZ projesi desteği için, Bilim, Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı ve proje ortağı ASSAN-HANİL A.Ş.'ye ve ayrıca TÜBİTAK-CNR(İtalya) destekli 213M535 numaralı 1001 projesindeki desteği için TÜBİTAK ve CNR(İtalya) 'ya teşekkür ederim.

Alican ATAMAN

06.06.2017

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Bu tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; bu çalışma kapsamında elde edilemeyen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi; bu çalışmanın Anadolu Üniversitesi tarafından kullanılan “bilimsel intihal tespit programı” ile tarandığını ve hiçbir şekilde “intihal içermediğini” beyan ederim. Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçlara razı olduğumu bildiririm.

Alican ATAMAN

İÇİNDEKİLER

BAŞLIK SAYFASI	i
JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI.....	ii
ÖZET	iii
ABSTRACT.....	iv
TEŞEKKÜR	v
ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
TABLolar DİZİNİ.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
GÖRSELLER DİZİNİ	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xii
1. GİRİŞ	1
1.1. Magnezyum.....	1
1.1.1. Deformasyon davranışı.....	2
1.2. İtiryum	6
1.3. Mg-Y-X Alaşımları.....	7
1.4. WE43 (Mg-Y-RE) Alaşımı	10
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	13
2.1. Alaşım Kombinasyonları Oluşturma	14
2.2. Kalıba Alma	15
2.3. Metalografik Numune Hazırlama	15
2.4. Numunelerin İncelenmesi.....	16
2.5. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.....	16
2.5.1. Sertlik testi.....	16
2.5.2. Çekme testi	17
2.5.3. Serbest şişme (free inflation) testleri – blow forming.....	17
2.5.4. Damping (Sönümlleme) testleri	18
2.6. Prototiplere Uygulanan Dinamik Testler.....	19
3. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	21
3.1. Mikroyapı Analizi	21
3.1.1. Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımı	22
3.1.2. Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımı.....	23

3.1.3. Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımı	25
3.2. Sertlik, ekme ve Damping Testleri.....	27
3.3. Yeniden Kristalleşme Isıl İşlemleri.....	29
4. SONUÇ	32
KAYNAKÇA.....	33
ÖZGEÇMİŐ	39

TABLolar DİZİNİ

Sayfa

Tablo 1.1 Magnezyum, alüminyum ve çeliğin yoğunluklarının ve dirençliklerinin kıyaslanması.	2
Tablo 1.2 Kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.	11
Tablo 2.1 İlk etapta tedarik edilen alaşımlar ve kütlece içerikleri.	14
Tablo 2.2 İtiryumlu alaşım kombinasyonları ve içerikleri.	14
Tablo 2.3 Dağlama solüsyonunun bileşimi.	16
Tablo 3. 1 İtiryumlu bazı alaşımların ortalama tane boyutu değerleri.	21
Tablo 3. 2 Tane sınırlarında konumlanmış intermetalik fazın bileşimini gösteren EDS analizi sonucu.	23
Tablo 3. 3 Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımında tane sınırlarında bulunan intermetalik fazın bileşimi.	25
Tablo 3. 4 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımında bulunan intermetalik fazın bileşimi.	27
Tablo 3. 5 HB ve HV cinsinden sertlik ölçümlerinin sonuçları.	27
Tablo 3. 6 Aramis sistemi kullanılarak yapılan çekme testi sonuçları.	27
Tablo 3. 7 RFDA yöntemi ile elde edilen elastisite modülü değerleri ve ölçüm parametreleri.	28
Tablo 3. 8 WE43 alaşımının RFDA ölçüm sonuçları.	29

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 1.1 Farklı elementlerin EWF değerlerine göre Mg'nin mukavemetine ve sünekliğine etkileri	4
Şekil 1.2(a) Mn-Cd- Zn-Al eklenmesi (b) bazı nadir toprak elementlerinin eklenmesi ile tutuşma sıcaklığı arasında ki ilişki (ısıtma hızı her iki durumda da 5°C/dk'dır.)	5
Şekil 1.3 Ca ve Y elementlerinin, AZ31 ve AZ61 alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarına etkileri (yüksek sıcaklık oksidasyonu ile bağlantılı)	6
Şekil 1.4 Mg-Y ikili faz diyagramı.....	8
Şekil 1.5 (a) WE serisi ve diğer magnezyum alaşımlarının UTS değerlerinin sıcaklıkla değişimi. (b) 200 °C' de 100s bekletilen magnezyum alaşımlarının 0,2% plastik gerinim – uygulanan gerilme değerleri grafiği.	10
Şekil 1.6 Alaşımların alevlenme sıcaklığını bulmak için yapılan deney düzeneği.	11
Şekil 1.7 Lineer olarak ısıtılan alaşımların keskin sıcaklık artışı gösterdikleri noktalar alevlenme sıcaklıklarıdır.....	12
Şekil 2. 1 Soğuk kalıba alım aşamaları.....	15
Şekil 2. 2 Hazırlanan çekme numunesi boyutları.....	17
Şekil 3. 1 Alaşımın genel bileşimini gösteren EDS sonuçları.....	22
Şekil 3. 2 Alaşımın genel bileşimini gösteren EDS analizi sonucu.....	24
Şekil 3. 3 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımına ait genel bileşim analizi.	26
Şekil 3. 4 400 °C' de yapılan sıcak hadde sonrası kesit daralması oranları	29

GÖRSELLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Görsel 1.1 Araba parçalarında Mg-Al-Çelik arasındaki ağırlık farkı.....	2
Görsel 1.2 (a) Y katkısız (b) 0.71Y (c) 1.83Y (d) 3.02Y (e) 6.09Y alaşımlarının mikroyapı görüntüleri.....	9
Görsel 1.3 Soğuma sonrası alaşımların fiziksel görüntüsü.....	12
Görsel 2.1 (a) Sistemin şematik gösterimi. (1) Kubbe yüksekliği için pozisyon transducer'i, (2) pozisyon transducer'I için çelik çubuk, (3) test cihazı kafaları, (4) load cell, (5) elektrik fanı, (6) silindirik fırın, (7) kalıp, (8) numune plakası, (9) gaz şişirmeli numune tutucusu, (10) gaz girişi; (b) şekillendirme odası çizimi, (c) test sonrası numune görünümü.....	18
Görsel 2.2 Bir RFDA sistemi örnek çıktısı.....	18
Görsel 2.3 Damping analizlerinin yapıldığı IMCE RFDA HT650 damping cihazı.....	19
Görsel 2.4 Prototip 'Spreader' parçaların simülasyon görüntüsü ve işlenmiş haldeki fotoğrafı.....	19
Görsel 2.5 Prototip 'Spreader' parçaların, statik/dinamik testler esnasındaki görüntüleri.....	20
Görsel 3.1 Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımının döküm mikroyapısı görüntüsü.....	23
Görsel 3.2 Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımının döküm mikroyapısı ve tane sınırlarında yer alan intermetalik fazın yapısını gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.....	24
Görsel 3.3 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımının döküm mikroyapısının ışık mikroskobu görüntüleri.....	26
Görsel 3.4 Aramis sisteminin görüntüsü.....	28
Görsel 3.5 Üstte: 220°C sıcaklıkta yapılmış ekstrüzyon+yenidenkristalleşme sonrası mikroyapı (tane boyutu=3µm); altta: 450°C sıcaklıkta yapılmış ekstrüzyon+yenidenkristalleşme sonrası mikroyapı (tane boyutu=16µm).....	30
Görsel 3.6 Mg-2Zn-1Ce-1Y alaşımının sıcak hadde sonrası mikroyapı görüntüsü.....	31

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α :alfa

ASTM :American Society for Testing and Materials

β :beta

CRSS :Critical resolved shear stress (kritik kayma gerilmesi)

E :Elastic modulus (elastik modülü)

EDM :Electric discharge machining (kivılcımla malzeme işleme)

EDS :Energy dispersive spectroscopy (enerji dağılımı spektrometresi)

EFW :Electron work function (elektron iş fonksiyonu)

FAA :Federal Aviation Agency (Federal Havacılık Ajansı)

HSP :Hekzagonal sıkı paket

HB :Hardness Brinell

Hv :Hardness Vickers

LPSO :Long period stacking order

RE :Rare earth (nadir toprak)

RFDA :Resonance frequency damping analysis

SEM :Scanning electron microscope (taramalı elektron mikroskobu)

SFE :Stacking fault energy (istif hatası enerjisi)

TEM :Transmission electron microscope (geçirimli elektron mikroskobu)

UTS :Ultimate tensile strength (maksimum çekme dayanımı)

1. GİRİŞ

1.1. Magnezyum

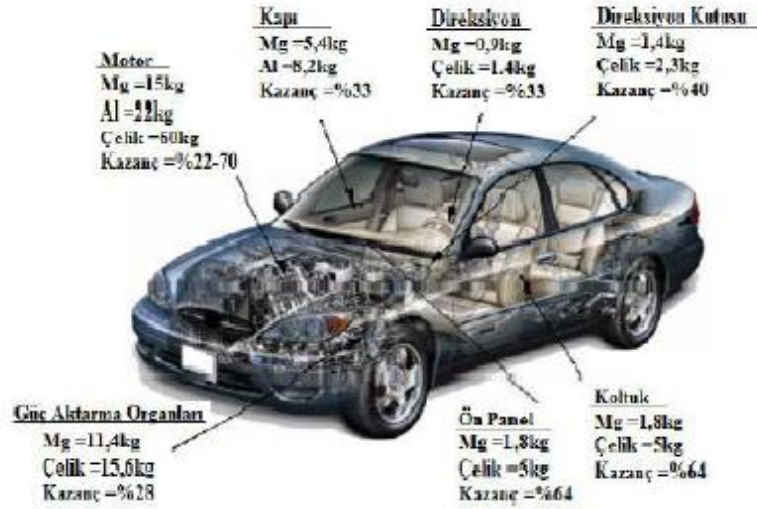
Magnezyum (Mg), 1.738 g/cm^3 özgül ağırlığıyla metaller arasında çok önemli bir konuma sahiptir. Yapısal metallerin en hafifi olmasının yanı sıra sahip olduğu ses/titreşim sönümlenme, manyetik kalkan olma, geri dönüşebilir ve çok bulunur olması özellikleri, onu mühendislik uygulamaları açısından tercih edilir yapmaktadır. Alüminyum ve çeliğe kıyasla çok daha hafif olan magnezyum, ağırlık tasarrufunun gerekli olduğu uygulamalarda mühendislik gereklerine karşılık verme potansiyelinde olması nedeniyle otomotiv, havacılık gibi çalışma alanlarında yükselen bir değer haline gelmektedir [1]. Petrol türevi yakıt kullanan her türlü araçta, yakıt tasarrufunu arttırmak ve karbon emisyonunu azaltmak için gerekli olan hafif konstrüksiyon ihtiyacını karşılamak amacıyla hızla magnezyum alaşımları geliştirilmekte ve kullanıma girmektedir [2]. *Tablo 1.1*'de magnezyumun, alüminyumun ve çeliğin yoğunluklarının ve dirençliklerinin kıyaslanması görülmektedir [3].

Magnezyum alaşımlarının kullanımını sınırlayan önyargılar olduğu kadar, metalin alaşımlamayla geliştirilmesi gereken ve geliştirilebilen ve bazı uygulamalarda da tasarım konseptleriyle üstesinden gelinen bazı özellikleri vardır. Söz konusu problematik unsurlar düşük korozyon direnci, yüksek sıcaklık direncinin (sürünme) düşük olması ve mekanik anizotropidir. Bu projede sürünme direnci, söz konusu uygulama alanı nedeniyle bir problem teşkil etmeyecektir. Esasen, uçak kabini ortamında, yani sıvılar ve korozif ortamlarla temas etmeyeceği servis koşullarında çalışacak parçalar hedeflendiği için ve yüzey koruma için mevcut pek çok yöntemin uygulanabileceği bir mühendislik çalışması olması nedeniyle “korozyon direnci düşüklüğü” problemi de bir engel teşkil etmez. Magnezyumun alaşımsız halde bile kuru ortamdaki korozyon direnci karbon çeliklerinden daha düşük değildir.

Tablo 1.1 Magnezyum, alüminyum ve çeliğin yoğunluklarının ve dirençliklerinin kıyaslanması [3].

	Magnezyum	Alüminyum	Çelik
Yoğunluk (ρ) gr/cm ³	1,74	2,70	7,86
Elastikiyet (E) GPa	45	70	211
Akma Dayanımı (YS)MPa	150	200	250
Kopma Dayanımı (UTS)MPa	250	300	400
Erime Noktası (T) ^o C	600	650	1500
E/ ρ	26	26	27
YS/ ρ	86	74	32
UTS/ ρ	144	112	51

Görsel 1. 1'de otomobil komponentlerinde ağırlık olarak Mg-Al-Çelik arasındaki farklar ve potansiyel ağırlık tasarrufu oranları görülmektedir [4, 5].



Görsel 1. 1 Araba parçalarında Mg-Al-Çelik arasındaki ağırlık farkı [4,5].

1.1.1. Deformasyon davranışı

Hekzagonal sıkı paket (HSP) kristal yapısındaki magnezyum ve alaşımları, bu yapının sahip olduğu sınırlı sayıda kayma sistemleri nedeniyle oda sıcaklığında düşük şekillendirme kapasitesine sahiptir [6]. Şekillendirmeye etki eden süneklik özelliğinin geliştirilmesinde, tane boyutunu küçültmek ve alaşımlama yolu ile aksi takdirde sadece 225^o C'nin üzerinde hareketlenen ilave kayma sistemlerini (prizmatik ve piramidal düzlemler) hareketlendirmek ve bu mekanizmaların bir diğer sonucu olarak tekstür eğiliminin bozulmasını sağlamak genel yaklaşımlar olarak sayılabilir [7-11].

Magnezyum metali, son derece kompleks davranışlar gösterir ve belki de başka hiçbir metalik sistemde görülmeyecek kadar çok sayıda anomali (sıra dışı davranışlar) sergiler. Örneğin, deformasyonla şekillendirilmiş magnezyum ve alaşımlarında çekme ve basma yönlerinde gözlemlenen akma gerilmeleri birbirinden çok farklıdır ve basma yönündeki mukavemet çekme yönüne kıyasla %40'a varan düşük değerler gösterir. Kayma ve ikizlenme gibi birbirinden çok farklı deformasyon mekanizmaları gerilme ve sıcaklığa bağlı olarak ardışık bir sıra izlerken bu parametrelerle gösterdikleri değişimler de aynı oranda değildir. [12].

Magnezyumun elektron dizilimi, $1s^22s^22p^63s^2$, atomları arasındaki bağda kovalent komponent oluşmasına izin vermez ve düşük elastisite modülüne ve düşük kayma mukavemetine neden olur [13]. Ayrıca atom düzlemleri arası mesafenin ve Burger vektörünün büyük olması bazal düzlemler haricinde kaymayı zorlaştırır ve ikizlenmenin daha kolay olmasına yol açar.

Magnezyum ve alaşımları, düşük simetrikli hekzagonal kristal sistemi nedeniyle deformasyon içeren şekillendirme proseslerinde tekstür oluşturmaya özellikle eğilimlidir. Bu nedenle, hem şekillendirme prosesleri esnasında hem de kullanım koşullarında üzerine yüklenen gerilmenin yönüne bağlı olarak farklı mekanik özellikler gösterir [14].

Plastik davranışı son derece anizotropik olan magnezyum, elastik deformasyon ve ısıl elastik katsayıları açısından ise diğer hekzagonal yapıli metallere (Ti ve Zr gibi) kıyasla neredeyse tamamen izotropiktir [15,16]. Ancak magnezyumun elastisite modülü alüminyum ve çeliğine kıyasla daha düşüktür. Magnezyumun elastisite modülü ve Poisson oranı sırasıyla yaklaşık 45 GPa, ve 3.5 değerindedir [17].

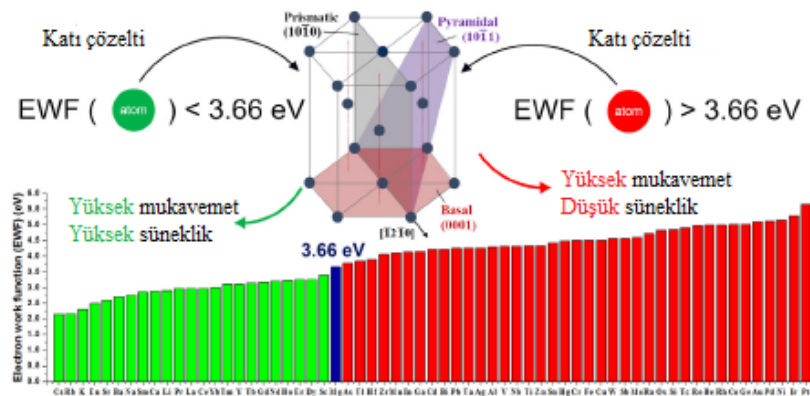
Diğer metallerde olduğu gibi magnezyumda da kayma veya ikizlenme gibi mekanik deformasyon mekanizmalarından hangisinin aktive olacağı ve bu mekanizmaların gerçekleştiği atomik düzlem ve yönlerin ne olacağı "Critical Resolved Shear Stress – CRSS" değerine bağlıdır. CRSS değeri ise parça üzerine binen gerilme yönüne bağlı olarak Schmid yasası ile belirlenir [16]. Bu açıdan değerlendirildiğinde magnezyum kristalinde en düşük CRSS değeri bazal düzlemler, uzama ikizlenmesi (extension twinning), prizmatik kayma, piramidal kayma olarak sırasıyla artar. Oda sıcaklığında bazal düzlemler ve uzama ikizlenmesi CRSS değerleri birbirlerine çok yakın olduğundan her ikisi de pratikte paralel olarak gerçekleşir. CRSS değerlerinin *in situ* çalışmalarla

tespit edildiği pek çok araştırma mevcuttur [18-24]. Bazal ve bazal-olmayan kayma sistemleri için polikristalin malzemede ölçülen CRSS değerleri sırasıyla 0.5 ve 55 MPa düzeyindedir [25-29]. Tek Kristal Mg üzerindeki deneylerde bazal kayma hareketi için CRSS değerinin 5MPa, uzama ikizlenmesi için 10MPa, prizmatik kayma için 20MPa, pyramidal kayma için 40MPa ve kısalma ikizlenmesi için ise 70-80MPa aralığında olduğu tespit edilmiştir [30]. CRSS değerleri sıcaklık arttıkça düşer, ancak bu düşüş 200°C'nin üzerinde bazal ve bazal olmayan düzlemler için aynı ölçüde olmaz. Bütün bu değerler, magnezyum ve alaşımlarında deformasyonu gerçekleştiren mekanizmaların aynı gerilme seviyelerinde hareketlenmeyeceğini göstermektedir.

Magnezyum ve alaşımlarının deformasyon kapasitesinin ve mukavemetlerinin artırılması diğer metallere kıyasla daha karmaşık mekanizmalar ile değerlendirilmek durumundadır [31-42]. Örneğin spesifik kristal düzlemlerinde ve yönlerinde istif hatası enerjisi değişimi (Stacking fault energy, SFE), serbest elektron yoğunluğu dağılımı (free-electron density distribution) gibi kavramlar kullanılarak, esasen sıcaklık olarak farklı bir eşik değerinde aktif hale gelen prizmatik ve piramidal kayma düzlemlerinin deformasyon kapasitesini artırmak için daha erken aktif hale gelmesi ve/veya mukavemet açısından ikizlenmenin geciktirilmesi gibi hedefler söz konusudur [12].

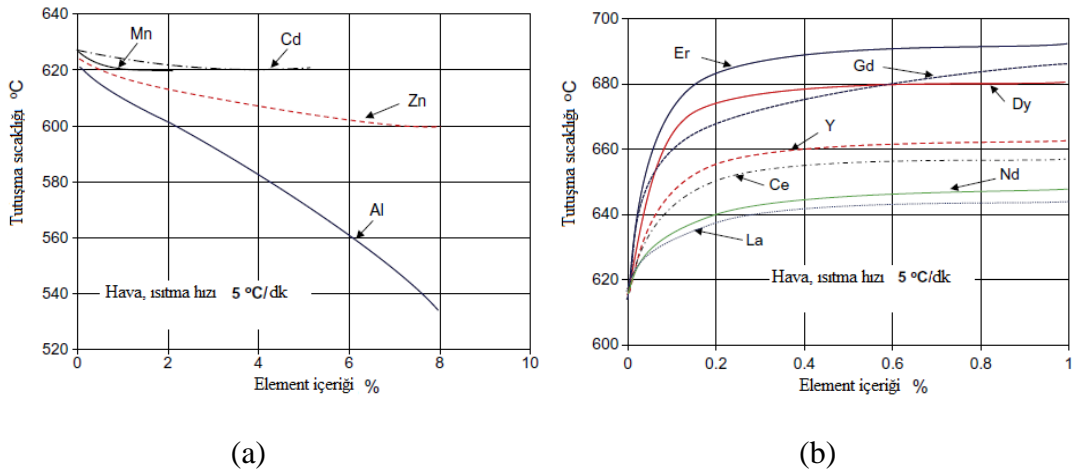
Etkin alaşım elementi seçiminde kılavuzluk eden bir başka parametre de EWF (electron work function)'dır. EWF, SFE ve serbest elektron yoğunluğu dağılımı katılan alaşım elementlerinin türü ve miktarı ile ilişkilidir ve sonuç olarak elastisite modülü ve mukavemet değerleri bu parametrelerle değişir [21,25-27].

Şekil 1.1' de farklı elementlerin EWF değerlerine göre magnezyumun mukavemet ve süneklik özelliklerine etkisi görülmektedir [43].



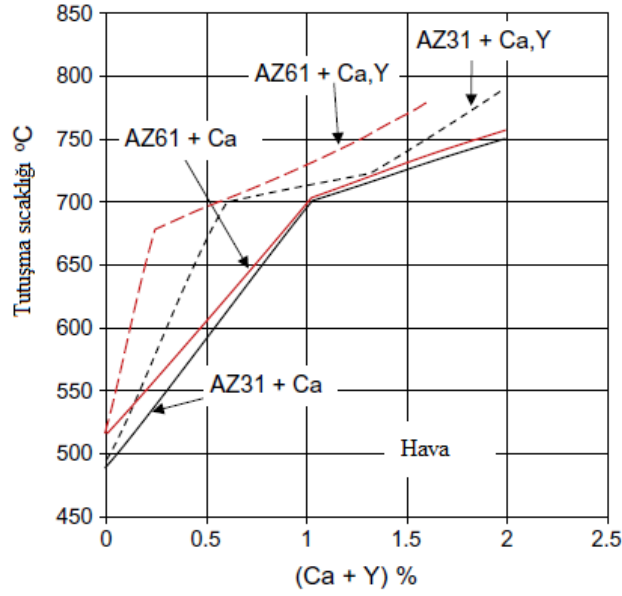
Şekil 1.1 Farklı elementlerin EWF değerlerine göre Mg'nin mukavemetine ve sünekliğine etkileri [43].

Saf magnezyumun kullanımını sınırlandıran bir diğer durum ise magnezyumun çabuk tutuşabilirliği ve oksitlenebilirliğidir. Tutuşabilir olması durumu daha çok magnezyumun tozu veya talaşı gibi yaklaşık 200 µm boyutun altında olan formları için daha kolay gerçekleşir [44]. Saf magnezyumun tutuşma sıcaklığını farklı element ilaveleri ile değiştirmek mümkündür. Alüminyum (Al), çinko (Zn), kadmiyum (Cd), mangan (Mn) gibi element ilaveleri tutuşma sıcaklığını düşürürken [45, 46], kalsiyum (Ca) [47] ve nadir toprak elementi ilavesi ise bu sıcaklığı yükseltmektedir [48]. **Şekil 1.2**'de farklı alaşım elementlerinin ilavesiyle, magnezyum elementinin tutuşma sıcaklığında meydana gelen farklar görülmektedir [49].



Şekil 1.2(a) Mn-Cd- Zn-Al eklenmesi **(b)** bazı nadir toprak elementlerinin eklenmesi ile tutuşma sıcaklığı arasında ki ilişki (ısıtma hızı her iki durumda da 5 °C/dk'dır.)[49].

Tutuşma (alevlenme) durumu tabiatı gereği yüksek sıcaklık oksidasyonu demektir [50]. Bu durum katı ve sıvı hal reaksiyonlarını içermekle birlikte her iki hal için de alaşım yüzeyinde katı oksit tabakası koruma görevi görür [51]. Eğer, bu tabaka MgO ise koruma görevi sağlıklı gerçekleşmez. Genel olarak bu çalışmalar, nadir toprak elementleri ya da oksijen yatkınlığı yüksek elementler yardımı ile ya da alaşım bileşimi ve üretim süreçlerinin mikro yapı üzerinde ki etkileri düşünülerek yapılır. **Şekil 1.3**'de Ca ve Y elementlerinin AZ31 ve AZ61 alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarına etkileri görülmektedir [52].



Şekil 1.3 Ca ve Y elementlerinin, AZ31 ve AZ61 alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarına etkileri (yüksek sıcaklık oksidasyonu ile bağlantılı) [52].

Magnezyum alaşımları açısından bakıldığında teknik uygulamalar, düşük sıcaklıklarda gelişmiş şekillendirilebilme ve düşük yönlenme (tekstür) gerektirmektedir [53]. Güçlü kristalografik tekstür söz konusu olduğunda yapıdaki tanelerin büyük çoğunluğu bazal düzlem yönünde yönlenmiş olur. Yeniden kristalleşme ise magnezyumda bu yönlenmenin değişmesinde etkili bir rol oynayamamaktadır [54]. Bu güçlü tekstürlü yapı, yine yönlenmiş bir yeniden kristalleşmiş yapıya, düşük uzamaya ve sınırlı deformasyon kabiliyetine sebep olur. Bu tekstür ne kadar zayıf ise malzemede şekillendirme kabiliyeti o kadar iyidir [55]. Ball ve Prangnell yaptıkları çalışmada, itriyum da içeren yüksek miktarda nadir toprak elementi ile hazırlanmış WE54 alaşımıyla gerçekleştirdikleri ekstrüzyon işleminden sonra zayıf tekstür elde etmeyi başarmışlardır [56]. Anlaşılabileceği üzere, tekstürün giderilmesi üzerinde nadir toprak elementlerinin etkisi büyüktür.

1.2. İtriyum

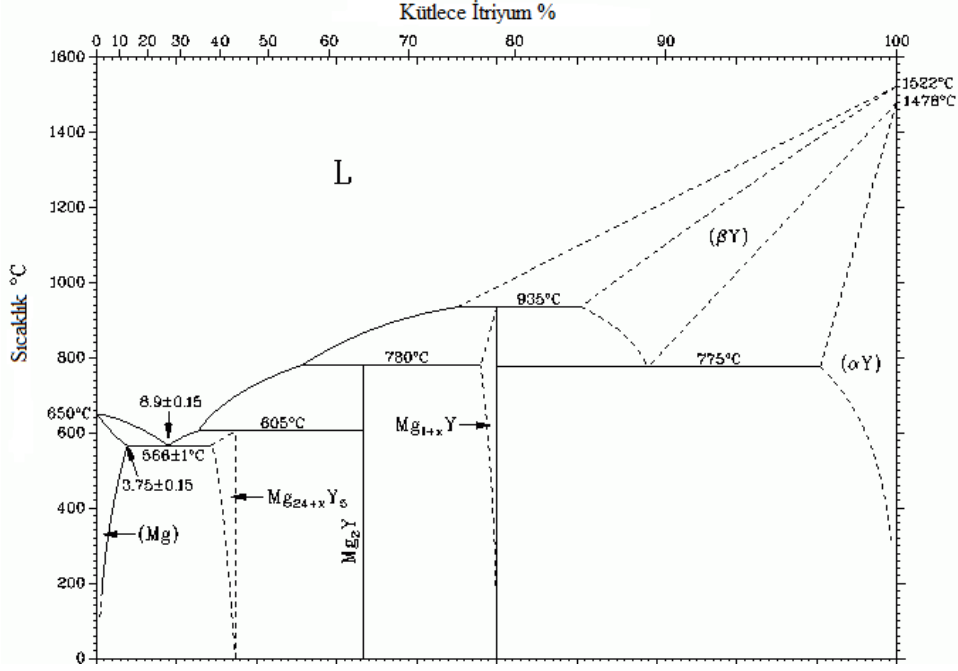
İtriyum, nadir toprak mineralleri içerisinde en çok bulunan fakat doğada asla serbest halde bulunmayan bir elementtir [57]. Yer kabuğunun yaklaşık 31 ppm kadarını itriyum oluşturmakta bu da onu en bol bulunan elementler sıralamasında 28. yapmaktadır [58, 59]. Az miktarlardaki itriyum (0,1%-0,2%), magnezyum, krom, molibden vb. metallerin tane boyutunu küçültmek için kullanılır [60]. Ayrıca alüminyum ve magnezyum alaşımlarında mukavemet artışı sağlar [61]. Alaşımlara itriyum ilavesi, işlenebilirliği

geliştirir, yüksek sıcaklık rekristalizasyonuna olan direnci artırır ve yüksek sıcaklık oksidasyonuna olan direnci güçlendirir [62]. Saf magnezyuma itriyum ilavesi ile ilgili yapılan bir çalışmada, 3% (ağırlıkça) Y ilavesi Mg'un oda sıcaklığındaki sünekliğini 5 kat arttırmıştır [34]. Saf magnezyumun oda sıcaklığındaki deformasyonu, bazal <a> kayma ve {10-12}<10-11> ikizlenmesi ile sınırlıdır [10, 63]. İtريum katkısı yapılarak, {10-11}<10-12> ikizlenmesi, {10-11}{10-12} ikincil ikizlenme ve piramidal <c+a> kayma geliştirilebilmiştir [64]. Bu gelişme sayesinde oda sıcaklığındaki deformasyon kapasitesinde de artış görülür.

1.3. Mg-Y-X Alaşımaları

Yukarıda da bahsedildiği üzere itriyum magnezyum alaşımlarına küçük miktarlarda dahi ilave edilse mekanik ve kimyasal özellikler olarak ciddi katkılar sağlamaktadır. Son zamanlarda geliştirilen yüksek performanslı magnezyum alaşımları (Mg-10Gd-5Y-0.5Mn ve Mg-10Gd-3Y-0.4Zr) sahip oldukları spesifik mukavemet, oda sıcaklığı ve artan sıcaklıklarda akma mukavemetleri ile hali hazırda kullanılan magnezyum alaşımlarından daha iyi sonuçlar vermektedirler [65, 66]. Yine de bu alaşımların sünekliği (T6 durumunda 1% den az), nadir toprak elementi içeriğinin fazlalığından dolayı çok düşüktür. Yapılan başka bir çalışmaya göre, itriyum ve neodimiyum içeren alaşımların sıcak ekstrüzyon sırasında daha zayıf tekstür verdikleri görülmüştür [56]. Ayrıca, Mg-4Y ikili alaşımıyla elde edilen sonuçta süneklik değerinin saf magnezyumdan %25 daha iyi olduğu tespit edilmiştir [67]. Sandlöbes ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışma Mg-Y alaşımlarında, süneklik ve istif hatası enerjisi arasında bir ilişki olduğunu göstermiştir. Sonuçlar gösteriyor ki Mg-Y sisteminde itriyum ilavesiyle, birincil bazal kayma sistemine ilaveten bazal+piramidal kayma sistemi de hareketlenmektedir ve bunun nedeni aktif hale geçen düzlemlerdeki istif hatası enerjisinin düşmesidir [34, 36].

İtريumun diğer nadir toprak elementlerine kıyasla magnezyumun içerisinde daha çok çözünmesi (maksimum kütlece %12,5) bu elementin alaşımlamada diğer nadir toprak elementlerine kıyasla daha çok tercih edilmesine sebep olmuştur. **Şekil 1.4'**de itriyum elementinin magnezyum elementiyile oluşturduğu ikili faz diyagramı görülmektedir [68].



Şekil 1.4 Mg-Y ikili faz diyagramı [68].

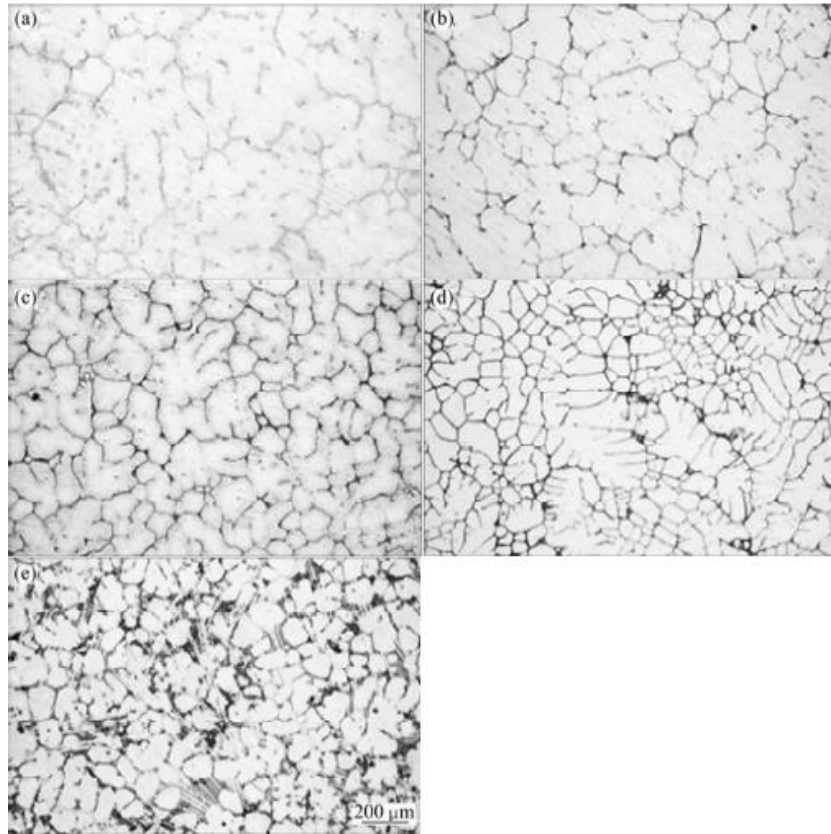
Y elementinin sahip olduğu Pilling-Bedworth oranı (1.39, aynı oran Mg için 0.81'dir.), bu elementle hazırlanan Mg alaşımında oksidasyon direncinde de artış sağlamaktadır. Bu elementin oluşturduğu oksit, hem oksit filmin yüzeyde daha iyi tutunmasına hem de matriste mukavemet artışına katkı sağlamaktadır [69, 70]. Bu konuyla ilgili yapılan başka bir çalışmada ise, Y içeriğinin artması ve Mg₂₄Y₅ metaller arası bileşiğinin oluşması durumunda korozyon hızında ve katodik reaksiyon hızında artış tespit edilmiştir [71].

Kawamura ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada, hızlı katılaştırılmış toz metalürjisi tekniği ile elde edilen MgY₂Zn₁ (atomca%) alaşımının oldukça yüksek çekme mukavemeti değeri (610 MPa, oda sıcaklığında %5 uzama) verdiği görülmüştür [72].

İttriyum elementinin Mg alaşımları içerisinde yarattığı bir diğer önemli etki ise, tane boyutunu küçülterek alaşımın mekanik özelliklerinin gelişmesine katkı sağlamaktır. Bu konuyla ilgili Dong ve ekibinin yaptığı bir çalışmada, Mg-7Li alaşımına eklenen kütlece %7 itriyumun, ortalama tane boyutunu 100µm'den 2-8µm'ye düşürdüğü, ayrıca maksimum çekme dayanımında %26,3 artış sağlarken uzama miktarında ise %27,3 artış gösterdiği rapor edilmiştir. Ayrıca aynı çalışmada, mikroyapısal iyileşmesinin gerçekleşmesinde ve mekanik özelliklerin gelişmesinde Mg₂₄Y₅ metaller arası bileşiğinin

β -Li matrisi içerisinde dağılması ve Al_2Y metalleri arası bileşiminin α ve β fazları arasında bulunan sınırlarda oluşması büyük rol oynamaktadır [73].

Mg-Zn-Y alaşımlarının sıkça kullanılmaya başlamasıyla birlikte, bir çeşit yarı (quasi) kristal faz olan I fazının (Mg_3Zn_6Y) varlığı da tespit edilmiştir. Bu alaşımların, yüksek sertlik, yüksek mukavemet ve düşük yüzey enerjisi özelliklerine sahip yirmi eşkenar üçgen yüzlü (icosahedral) I fazı ile mukavemet artışı sağladıkları görülmüştür [74, 75]. Oluşan farklı fazların alaşım üzerindeki etkilerinin farkını inceleyen başka bir çalışmada, Mg-6Zn-1Mn alaşımına sırasıyla 0.71, 1.83, 3.02, 6.09 (kütlece %) Y katkısı yapılmış ve oluşan mikroyapılar ve mekanik özellikler incelenmiştir. **Görsel 1. 2**'de mikroyapı farkları görülmektedir [76].



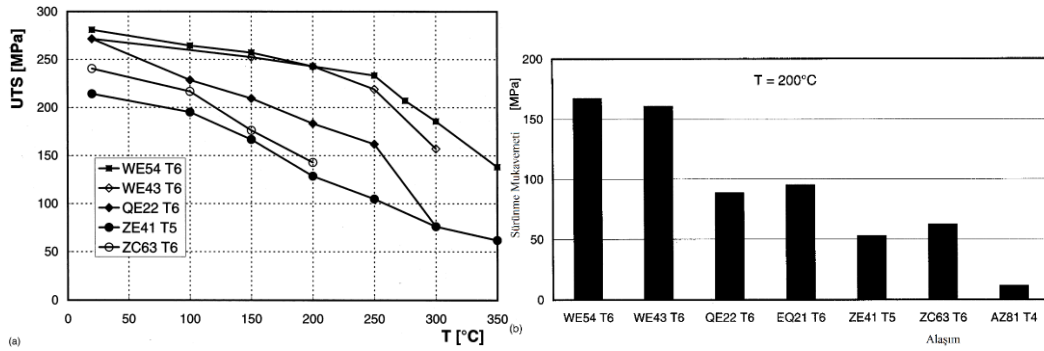
Görsel 1. 2 (a) Y katkısız (b) 0.71Y (c) 1.83Y (d) 3.02Y (e) 6.09Y alaşımlarının mikroyapı görüntüleri [76].

Bu çalışmanın sonucunda itriyum katkısının, Mg-6Zn-1Mn alaşımının mekanik özelliklerini geliştirdiği anlaşılmıştır. Y katkısı miktarca arttıkça $I(Mg_3YZn_6)$ (icosahedral) fazının yoğunluğu azalmış ve kaybolmuştur. Bu faz yerini kendisinden daha stabil olan W ve X fazlarına bırakmıştır. Bu yüzden ki yapılan Y katkısı miktarları arasında en büyük etkiyi, oluşumlarına sebep olduğu W

(Mg₃Y₂Zn₃)(kübik) ve X (Mg₁₂YZn)(LPSO) fazı ile 6.09Y% (kütlece) katkısı yapmıştır. Bu katkıyla elde edilen değerler, çekme mukavemeti 389 MPa ve akma mukavemeti 345 MPa olmuştur. Bunun yanı sıra alaşım %6,4 uzama göstermiştir [76].

1.4. WE43 (Mg-Y-RE) Alaşımı

İtriyum, magnezyum matrisi için alüminyum ve mangandan daha iyi bir katı çözelti sertleştiricisidir. Genel olarak WE serisi alaşımlar, dökümlerle kolay üretilir, T6 ısıl işlem koşullarında tam olarak sertleştirilebilir ve yüksek sürünme direnci gösterirler. Bunlara ilave olarak bu alaşımlar, yüksek kırılma ve korozyon direncine sahiptirler [77]. **Şekil 1.5**'de WE serisi magnezyum alaşımları ile diğer magnezyum alaşımlarının UTS değerlerinin sıcaklığa bağlı kıyaslaması görülmektedir.



Şekil 1.5 (a) WE serisi ve diğer magnezyum alaşımlarının UTS değerlerinin sıcaklıkla değişimi. (b) 200 °C' de 100s bekletilen magnezyum alaşımlarının 0,2% plastik gerinim – uygulanan gerilme değerleri grafiği [77].

WE43 alaşımı ile ilgili yapılan bir diğer çalışmada bu alaşımın yanma davranışı incelenmiştir. Ravi Kumar ve arkadaşlarının yaptığı bu çalışmada, WE43 alaşımının hava ortamında indüksiyonla ısıtıldığında, 730 °C sıcaklığa kadar alevlenmediği bulunmuştur. Alevlenmeye karşı gösterilen direncin sebebi olarak, itriyumun alaşımın oksitlenmesini geciktiren, yüzeyde oluşan oksit tabakanın içerisinde oynadığı rol gösterilmiştir [78].

Amerikan Federal Aviation Agency (FAA)'den Marker'ın tam ölçekli uçak simülasyonu kullanarak yaptığı geniş araştırmalar göstermiştir ki, WE43 alaşımı iyi alevlenme direncine sahip olup aynı zamanda uçak içerisinde hali hazırda kullanılmakta olan alüminyum alaşımları ile kıyaslanabilir durumda bulunmaktadır. Temsili uçak gövdesinin yanında büyük miktar jet yakıtının alevlendirilmesi ile çarpışma sonrası yangın durumu simülasyonunda gerçekleştirilen bu deneyler sonucunda WE43 ve AZ31 alaşımlarının yanma davranışları değerlendirilmiştir. Bu değerlendirilmeler, hali hazırda

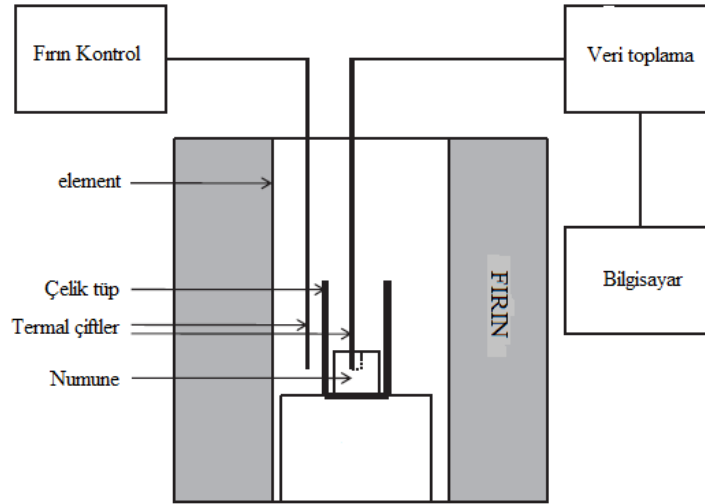
kullanılan alüminyum alaşımın test sonuçları referans alınarak yapılmıştır ve sonuçlar göstermiştir ki WE43 alaşımı, yolcu kabini içerisinde çıkacak bir yangında tehlike seviyesini arttırmamaktadır [79,80].

Yapılan bir diğer çalışmada AZ91, AZ31 ve WE43 alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları ve yanma davranışları incelenerek yüksek alevlenme direncine sahip magnezyum alaşımları geliştirmek için uygun metodolojiyi tanımlamak hedeflenmiştir. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları **Tablo 1.2**'de ki gibidir [81].

Tablo 1.2 Kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları. [81]

	Fe ppm	Mn %	Zn %	Ni ppm	Be ppm	Cu ppm	Al %	Ca %	Ce %	Gd %	La %	Nd %	Pr %	Y %
AZ91	46	0.15	0.64	31	<1	10	8.15	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
AZ31	30	0.60	0.81	4	<1	13	2.62	<0.005	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
WE43	60	0.021	0.003	5	<1	24	0.18	0.15	0.02	0.35	<0.01	2.20	0.03	3.59

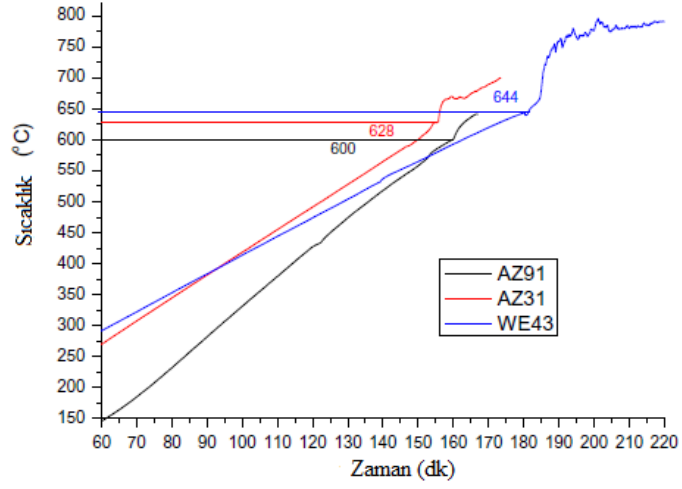
Kullanılan alaşımlar, küp şeklinde (15mm x 15mm x 15mm) hazırlanarak ısıya maruz bırakılmışlardır. **Şekil 1.6** Alaşımların alevlenme sıcaklığını bulmak için yapılan deney düzeneği görülmektedir [81].



Şekil 1.6 Alaşımların alevlenme sıcaklığını bulmak için yapılan deney düzeneği [81].

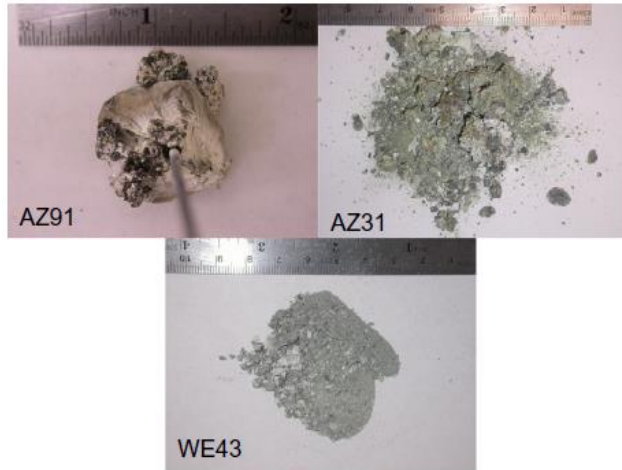
Bu deney sonucunda, en yüksek alevlenme sıcaklığına WE43 alaşımının (644 °C) sahip olduğu görülmüştür. WE43 alaşımını sırasıyla AZ31(628 °C) ve AZ91(600 °C) takip etmiştir. WE43 alaşımının yüksek alevlenme sıcaklığına sahip olmasının sebebi yüksek miktarda itriyum içermesidir. AZ91 ve AZ31 alaşımlarının alevlenme sıcaklıklarını arasındaki farkın sebebi ise Al miktarının farklı olması olarak yorumlanmıştır. Al miktarı arttıkça alevlenme sıcaklığı düşmüştür. **Şekil 1.7**'de

alaşımların alevlenme sıcaklıkları, grafikte lineer artış devam ederken keskin sıcaklık artışının olduğu noktalar olarak belirtilmiştir [81].



Şekil 1.7 Lineer olarak ısıtılan alaşımların keskin sıcaklık artışı gösterdikleri noktalar alevlenme sıcaklıklarıdır. [81]

Deney bittikten sonra soğuma gerçekleştiğinde alaşımların fiziksel görüntüsü **Görsel 1. 3**'de ki gibi olup, AZ91 alaşımının bazı metalik alaşım içeriğinin korunduğu, AZ31 ve WE43 alaşımlarının ise tükendiği görülmektedir [81].



Görsel 1. 3 Soğuma sonrası alaşımların fiziksel görüntüsü [81].

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmadaki ticari olarak mevcut magnezyum alaşımlarının mekanik değerleri üzerinden, bilgisayar programlarıyla gerilme analizlerine dayalı tasarımlar yapılmıştır. Çalışmanın bu evresi doğal olarak iteratif olarak yürütülmüştür. Bu tasarım çalışması aşamasında deformasyonla şekillendirilmiş magnezyum alaşımlarının büyük ölçüde mekanik anizotropi göstermesi de göz önüne alınmıştır. Ancak söz konusu simülasyon programları anizotropik verilere dayalı çalışmadığından, tasarımlar parçanın vereceği minimum değerler kullanılarak yapılmak zorunda kalmıştır. Esasen bu husus potansiyel ağırlık tasarrufunun aleyhine bir yaklaşımdır. Ancak yine de yaklaşık %16'lık bir ağırlık tasarrufu sağlanmıştır.

Mekanik özelliklerdeki bu anizotropi probleminin çözümü diğer metallerde yeniden kristalleşme tavlama ile mümkündür. Ancak magnezyum ve birçok alaşımı bir anomali gösterir ve yeniden kristalleşme ile tekstür giderilemez. Magnezyumun bu özelliğinden dolayı alaşım seçimi çok kritik bir husustur. Uygun çökelti partiküllerine sahip az sayıda magnezyum alaşımında (genelde RE, yani nadir toprak elementleri içerenler) yeniden kristalleşme tekstürü büyük ölçüde giderebilmektedir. Ancak bu çalışmaya konu havacılık komponentlerine uygulanan standart yanmazlık testi (Federal Aviation Agency –FAA- koşuludur) başarısı da bir zorunluluktur. Alaşım geliştirme çalışmalarımızdan elde edilen bileşimlerin bu tür standart testlere tabi tutulması, bu projenin bütçesi dâhilinde mümkün olamamıştır. Dolayısıyla, tasarımı yapılmış olan parçaların imalatı için bu testleri geçtiği FAA tarafından test edilmiş bir alaşım olan WE43 seçilmiştir.

Projenin alaşım geliştirme çalışmalarında element seçimleri öncelikle literatürde mevcut bilgiye dayanarak yapılmıştır. Ancak dünyadaki eğilimler de göz önüne alınarak başlangıçta seçilen sistemler olan ve alaşım içerikleri %3 ila 5 olan Mg-RE-Zn, Mg-Zn-Y, Mg-Sn-Y, Mg-Pb-Y sistemleri haricinde de yüksek Al içerikli ve RE veya Y gibi stratejik elementleri içermeyen alaşımlar da hazırlanmıştır. Projede çalışılacak başlangıç alaşım bileşimlerine sahip alaşımların her birinden 50 Kg. olmak üzere ve alaşım modifikasyonları sırasında alaşım hazırlamak için gerekli metalik elementlerden toplam 200 Kg metalik malzeme sarfi alımı için yurt dışına sipariş verilmiştir. Ergitmeler, 14,5 cm boyunda ve 10 cm çapında silindirik veya 21x21x5 cm boyutlarında kare prizma şeklindeki, paslanmaz çelik kaplarda yapılmıştır.

2.1. Alaşım Kombinasyonları Oluşturma

Başlangıç alaşım bileşenleri ve oranları (kütlece %) **Tablo 2.1**'de gösterilmiştir.

Tablo 2.1 İlk etapta tedarik edilen alaşımlar ve kütlece içerikleri.

ALAŞIMLAR							
Mg-2Sn-2Y		Mg-2Zn-2Y		Mg-2Zn-2Ce		Mg-1Pb-2Y	
Sn	1,97%	Zn	1,91%	Zn	1,91%	Pb	0,95%
Y	2,09%	Y	2,08%	Ce	2,02%	Y	2,08%
Mg	95,94%	Mg	96,01%	Mg	96,07%	Mg	96,97%
Toplam : 100%							

Tablo 2.1.'de ki alaşımlar, daha sonra tedarik edilen saf elementler ve master alaşımlar kullanılarak **Tablo 2.2**'de gösterilen alaşımlar üretilmiştir.

Tablo 2.2 İtiryumlu alaşım kombinasyonları ve içerikleri.

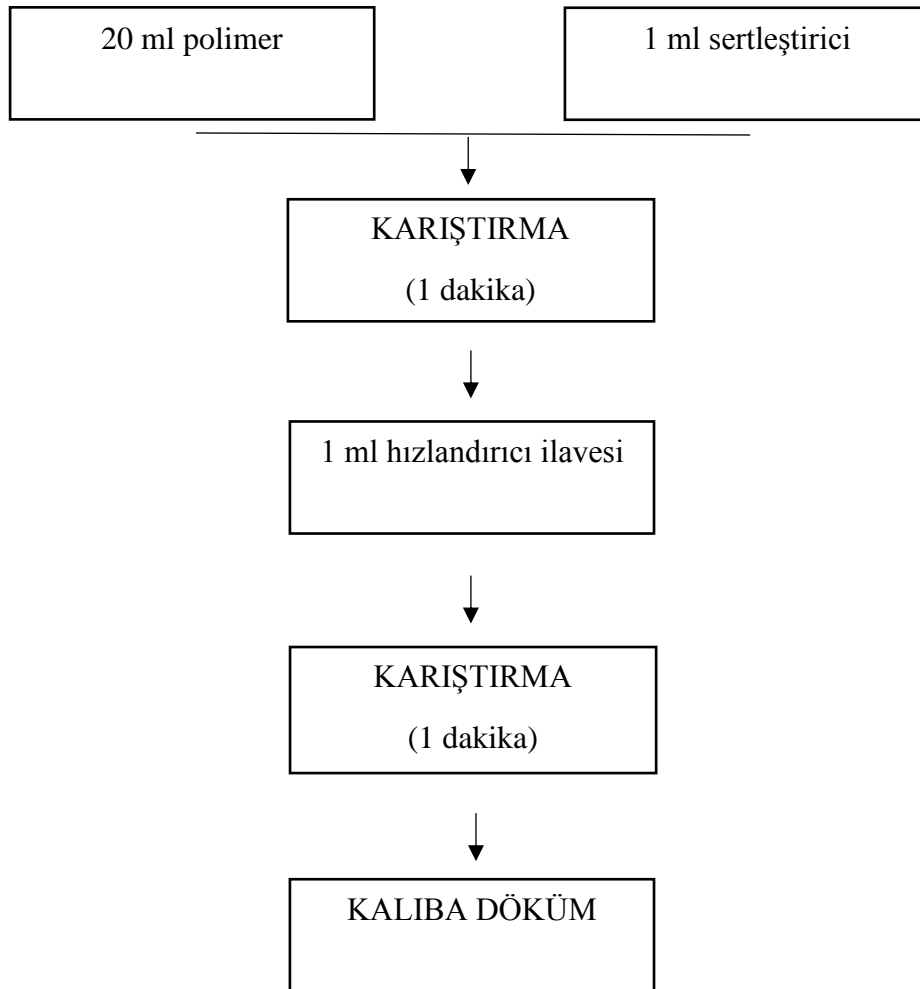
Alaşım Kompozisyonları	Miktar
Mg-1Sn-1Y-1Zn-1Ce	Mg-2Sn-2Y (702gr) Mg-2Zn-2Ce (806 gr)
Mg-2Zn-1Ce-1Y	Mg-2Zn-2Y (1590 gr) Mg-2Zn-2Ce (1586 gr)
Mg-2Y-1Zn-1Sn	Mg-2Zn-2Y (778 gr) Mg-2Sn-2Y (771 gr)
Mg-2Y-1Zn-1Sn-1Ce-0,5Pb	Mg-2Sn-2Y (496 gr) Mg-2Zn-2Ce (506 gr) Mg-2Y-1Pb (514 gr)
Mg-2Y-1Sn-0,5Pb	Mg-2Zn-2Y (745 gr) Mg-2Y-1Pb (756 gr)
Mg-1Y-1Ce-1Zn-0,5Pb	Mg-2Zn-2Ce (752 gr) Mg-2Y-1Pb (752 gr)

Bu tezin konusu olarak ön plana çıkan alaşım sistemleri itiryum katkıli olduğundan Tablo 2.2'ye sadece Y katkıli alaşımlar dâhil olmuştur. Çalışmalar süresince çok farklı içeriklerde ve çok sayıda alaşım üretilmiştir. Bu alaşımların üretilmesi sırasında atmosfer

kontrollü (yüksek saflıkta argon gazı altında) SCFEB 10M 30/60 marka ısıtım işlem fırını kullanılmıştır. Her ergitmeden önce fırın sıcaklığı 790 °C' ye yükseltilmiştir. Bu sıcaklıkta 20 dk. bekleyen alaşım bileşenleri ergime tamamlandıktan sonra fırın içinde ve fırın içi basıncı 1,4 bar olacak şekilde argon gazı atmosferi altında 550 °C' ye kadar soğutulmuştur. Bu sıcaklıktan sonra argon gazı kapatılmış ve katılaştırma oda sıcaklığında tamamen soğutulmaya bırakılmıştır. Oda sıcaklığında soğuyan alaşımdan daha sonra analizler için numune kesilmiştir.

2.2. Kalıba Alma

Elde edilen alaşımlardan çeşitli analizler yapmak için numuneler kesilmiştir. Bu numuneler, **Şekil 2. 1** 'de gösterildiği gibi kalıba alınmıştır.



Şekil 2. 1 Soğuk kalıba alım aşamaları.

2.3. Metalografik Numune Hazırlama

Kalıplanan numuneler için önce kaba zımparalama işlemleri uygulanmıştır. Bu işlemler sırası ile 1000, 2000 ve 2400 sınıfı zımpara kağıtları kullanılarak yapılmıştır.

Numuneler her bir zımpara kağıdı ile 20 sn zımparalanmış ve her aşamadan sonra metil alkol ile yıkanmış ve oksitlenmemesi sağlanmıştır. Kaba zımpara işleminden sonra numuneler, Struers Tegra Pol-25 markalı parlatma cihazı ile parlatılmışlardır. Parlatma işleminin prosedürü; 3 dk DAC, 5 dk NAP ve 2 dk kolloidal silika solüsyonları ve çuhaları ile gerçekleştirilmiştir. Yüzeyleri parlatılan numunelere tane sınırı görüntüsü almak için dağlama işlemi uygulanmıştır. Dağlama solüsyonu olarak **Tablo 2.3**'de gösterilen karışım kullanılmıştır. Solüsyon hazırlandıktan sonra iyice karıştırılmış ve numuneler 3 sn. süre ile daldırma metodu ile dağlanmıştır.

Tablo 2.3 Dağlama solüsyonunun bileşimi.

Kullanılan Bileşim	Miktar
Pikrik asit	6 gr
Asetik asit	5 ml
Etanol	150 ml
Saf su	11 ml

2.4. Numunelerin İncelenmesi

Parlatılan ve dağlanan numunelerin ön mikroyapı incelemesini yapmak için Phenom marka masaüstü SEM (Scanning Electron Microscope) kullanılmıştır. Ayrıca üretilen alaşımların istenilen kompozisyonda olup olmadığı da aynı mikroskobun EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) analizi kullanılarak tespit edilmiştir. Bunun yanı sıra, uygun görülen alaşımlar daha detaylı inceleme için Supra 50VP marka SEM kullanılarak analiz edilmiştir. İnküzyon ve tane sınırlarının belli olduğu mikroyapı görüntüleri Nikon Eclipse MA100 ışık mikroskobu kullanılarak alınmıştır.

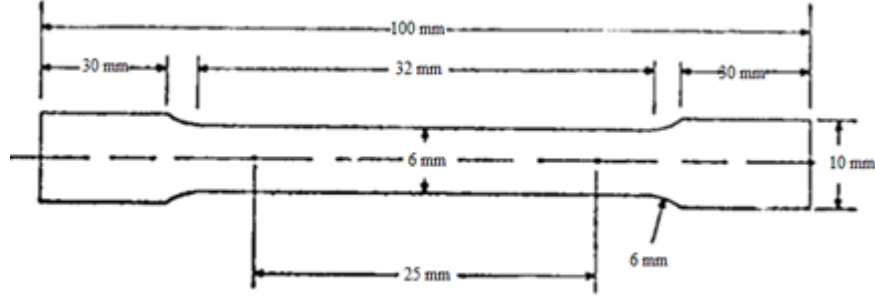
2.5. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

2.5.1. Sertlik testi

Işık mikroskobu ile incelemeleri tamamlanan numunelerin, EMCO Test M1C010 sertlik ölçme cihazı ile hem Brinell hem de Vickers ölçüm yöntemleri kullanılarak sertlik değerleri ölçülmüştür.

2.5.2. Çekme testi

Alaşımın çekme mukavemetlerinin tespiti için kullanılacak çekme numunesinin boyutları, ASTM E8 standartlarında belirtilen, **Şekil 2. 2**'de görülen küçük ölçekli çekme numunesi esas alınarak belirlenmiştir. Numunenin, alaşım bloğundan kesilmesi için EDM (Electric Discharge Machining) yöntemi kullanılmıştır.

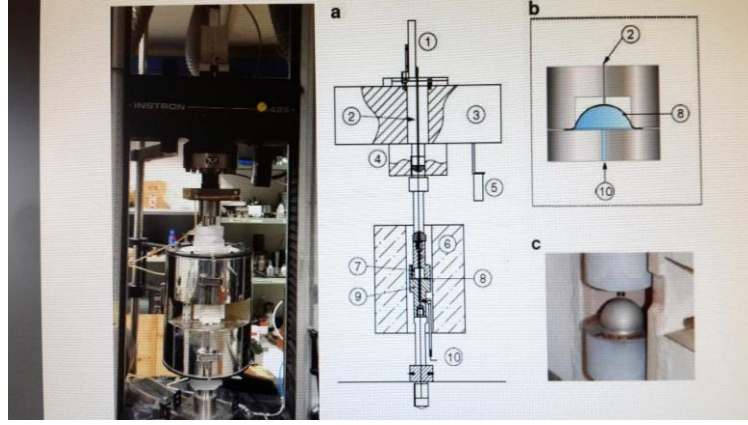


Şekil 2. 2 Hazırlanan çekme numunesi boyutları.

Çekme numuneleri standartlarda ki ölçülerde alaşım bloklarından kesildikten sonra INSTRON marka cihaz ve ARAMIS sistemi kullanılarak Bari Politenico Department of Materials'da çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. ARAMIS sistemi, yüzeyi özel bir boya ile boyanan numune üzerinde dikey ve yatay olarak istenilen ölçüde boyutlandırılan bir grid üzerinde her bir pikseli optik olarak okuyarak lokal deformasyon değerlerini hesaplayabilen bir sistemdir.

2.5.3. Serbest şişme (free inflation) testleri – blow forming

Görsel 2. 1'de görülen INSTRON 4485 markalı cihaz ile serbest şişme testleri yapılmıştır.

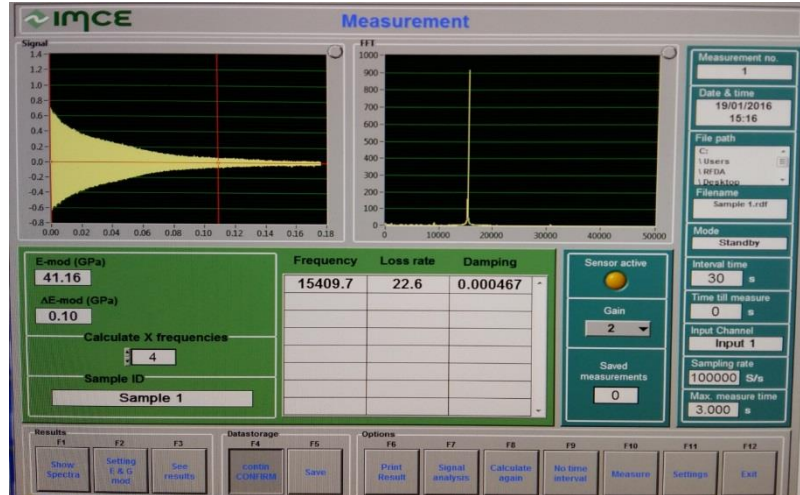


Görsel 2. 1 (a) Sistemin şematik gösterimi. (1) Kubbe yüksekliği için pozisyon transducer'i, (2) pozisyon transducer'I için çelik çubuk, (3) test cihazı kafaları, (4) load cell, (5) elektrik fanı, (6) silindirik fırın, (7) kalıp, (8) numune plakası, (9) gaz şişirmeli numune tutucusu, (10) gaz girişi; (b) şekillendirme odası çizimi, (c) test sonrası numune görünümü.

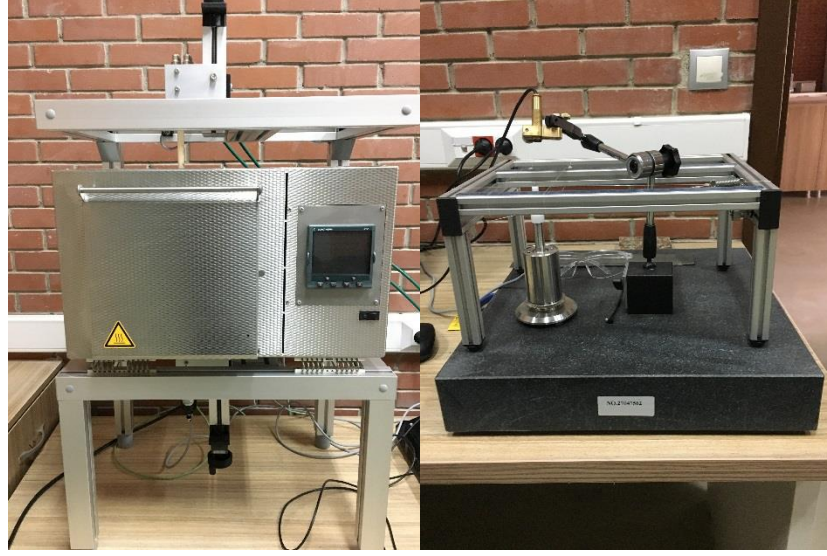
Test 45mm çapında ve giriş çapı 3mm olan bir hazne içinde gerçekleştirilmiştir. Silindirik dökümlerden ilk etapta EDM ile kesimler yapılarak ve daha sonra su jeti ile son boyutlandırma gerçekleştirilerek 80mm çapında ve 2mm nominal kalınlıkta, her alaşım için 16 numune hazırlanmıştır. Kalıba yapışmayı önlemek için bor nitrür kullanılmıştır.

2.5.4. Damping (Sönümlenme) testleri

Damping (sönümlenme) testleri, IMCE marka RFDA (Resonance Frequency Damping Analysis) HT650 model cihaz ile yapılmıştır. Bu cihaz ile ayrıca bazı numunelerin oda sıcaklığında elastisite modülleri de ölçülmüştür. **Görsel 2. 2**'de bir RFDA sisteminin örnek çıktısı; **Görsel 2. 3**'de ise testlerin yapıldığı damping cihazı görülmektedir.



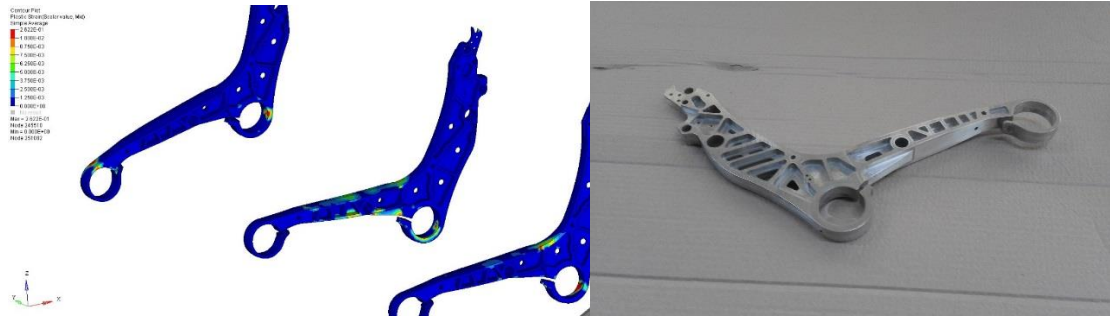
Görsel 2. 2 Bir RFDA sistemi örnek çıktısı.



Görsel 2. 3 Damping analizlerinin yapıldığı IMCE RFDA HT650 damping cihazı.

2.6. Prototiplere Uygulanan Dinamik Testler

Prototiplere ASSAN HANIL firması tarafından, FAA'in belirlediği standartlar baz alınarak, statik mekanik testler ve 12G kuvvetinde dinamik çok eksenli yüklemelere maruz bırakıldığı testler yapılmıştır. **Görsel 2. 4**'de prototip parçaların, simülasyon sürecindeki ve işlenmiş haldeki görüntüleri görülmektedir.



Görsel 2. 4 Prototip 'Spreader' parçaların simülasyon görüntüsü ve işlenmiş haldeki fotoğrafı.

Görsel 2. 5'de prototip parçaların statik/dinamik testler esnasındaki görüntüleri görülmektedir.



Görsel 2. 5 Prototip 'Spreader' parçaların, statik/dinamik testler esnasındaki görüntüleri.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Mikroyapı Analizi

Hazırlanan tüm alaşımlar ergitme sonrası uzun süreli homojenizasyon tavına tabi tutuldukları için kaba taneli ve dendritik bir mikroyapıya sahiptirler. Katılaşmadan itibaren soğuma ve homojenizasyon safhalarında geçirilen süre yaklaşık 5-6 saattir. Bu süre dikkate alındığında tanelerin beklenmedik miktarlarda irileştiği düşünülemez. **Tablo 3. 1**'de itriyumlu bazı alaşımların ortalama tane boyutları görülmektedir. Tane boyutları ASTM standartlarının uygulanabilmesi için fazla büyük olduğundan, bunun yerine 20 tanenin boyutları ışık mikroskobu yardımı ile ortalama olarak alınmıştır. En kaba tane boyutu, Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn ve Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımlarında gözlenmiştir. Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımında ise tane boyutu ortalama 200 µm civarındadır. Tane boyutu diğerlerine göre daha küçük olan bu alaşımda, intermetalik bileşiklerin nispeten yüksek sıcaklıklarda oluşması sebebiyle, döküm sonrası yavaş soğuma esnasında tane büyümesinin etkin bir şekilde geciktiği düşünülmektedir.

Tablo 3. 1 İtriyumlu bazı alaşımların ortalama tane boyutu değerleri.

Alaşım Nominal Bileşimleri	Tane Boyutu (µm)
Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn	~300
Mg-2Zn-1Y-1Ce	~300
Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb	~200

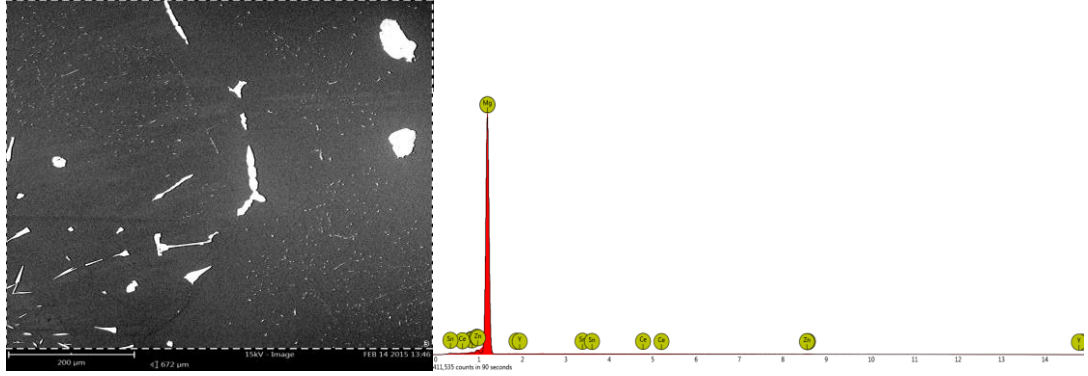
Fakat ne yazık ki bu alaşım sistemlerinin tespit edilmiş faz diyagramları olmadığı için oluşan intermetalik bileşiklerin X-ışını ile tespit edilebilmesi oldukça zor ve uzun kristallografik çalışmalar gerektirmektedir. Bu tez kapsamında bu fazların tespiti hem tezin gayesi olmadığından hem de süre ve erişimimize açık cihaz imkânsızlıkları nedeniyle mümkün olmamıştır. Tezin amacı itriyumlu magnezyum alaşım sistemleri geliştirmek ve hali hazırda kullanılan WE43 alaşımının uçak yolcu koltuğu komponentlerinde kullanılması ve bu alaşım ile üretilen prototiplerin FAA standartlarında yanmazlık ve statik/dinamik testleri ile alakalı olup, geliştirilen bu alaşım sistemlerinin mekanik ve mikroyapısal analizlerinin sonucunda kullanılabilirliklerinin ne seviyede olduğunu görmektir.

Yapılan tez çalışmasında, mikroyapısal ve mekanik incelemeler sonucunda istenilen özelliklerde olan, AZ31 gibi özellikleri bilinen alaşımlara kıyasla nispeten az

tane büyümesi gösteren ve deformasyon sonrası az ya da hiç tekstür gözlenmeyen alaşımlar üzerinde odaklanılmıştır. Çekme ve sertlik gibi mekanik testler ve ışık mikroskobu ile alaşımlar hakkında fikir sahibi olunmuş ve seçme/eleme işlemi için bu tekniklerden yararlanılmıştır.

3.1.1. Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımı

Bu alaşımın genel bileşimini gösteren sonuç **Şekil 3. 1**'de görülmektedir. Tane sınırlarında konumlanmış intermetalik bileşiğin bileşimini gösteren EDS analizi sonucu **Tablo 3. 2**'de verilmiştir. Döküm mikroyapısı ise **Görsel 3. 1**'de görülmektedir. Mikroyapıya bakıldığında oksit inklüzyon varlığı fazlaca dikkat çekmektedir. Tav ikizleri ise görece daha azdır. Tane sınırlarında bulunan intermetalik faz diğer alaşımlara göre daha azdır. Bu fazın kristal sistemi ve stokiyometrisi tespit edilememiştir.

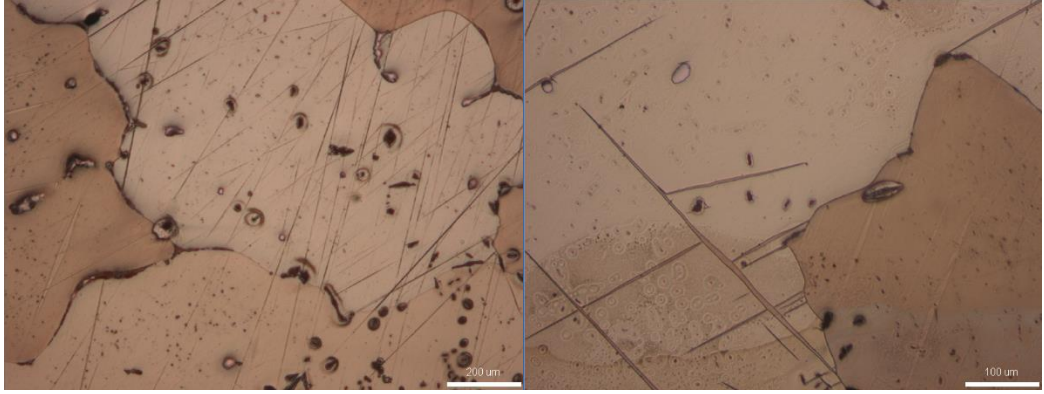


Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	95.8
58	Ce	Seryum	1.1
50	Sn	Kalay	0.8
30	Zn	Çinko	1.8
39	Y	İtriyum	0.6

Şekil 3. 1 Alaşımın genel bileşimini gösteren EDS sonuçları.

Tablo 3. 2 Tane sınırlarında konumlanmış intermetalik fazın bileşimini gösteren EDS analizi sonucu.

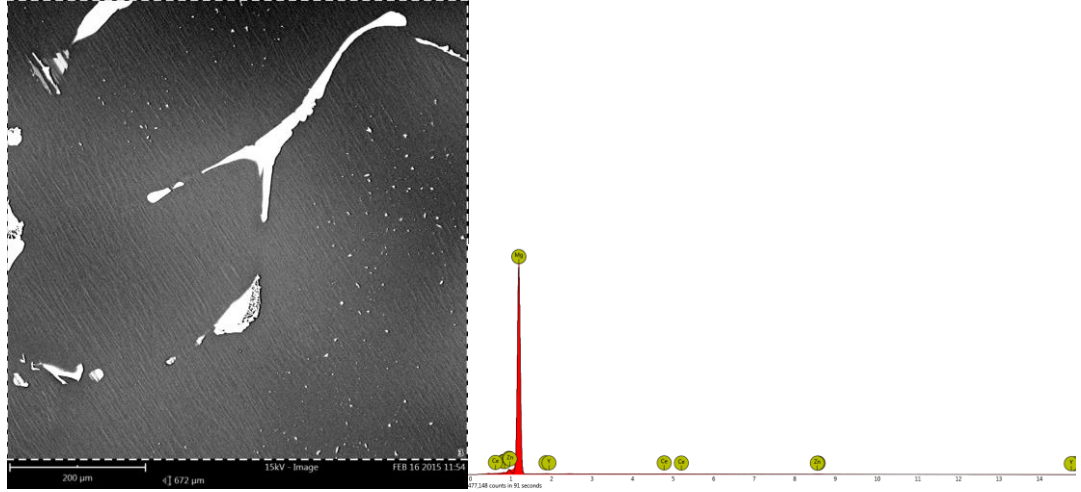
Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	51.0
50	Sn	Kalay	25.7
39	Y	İtriyum	11.0
58	Ce	Seryum	12.3



Görsel 3. 1 Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımının döküm mikroyapısı görüntüsü.

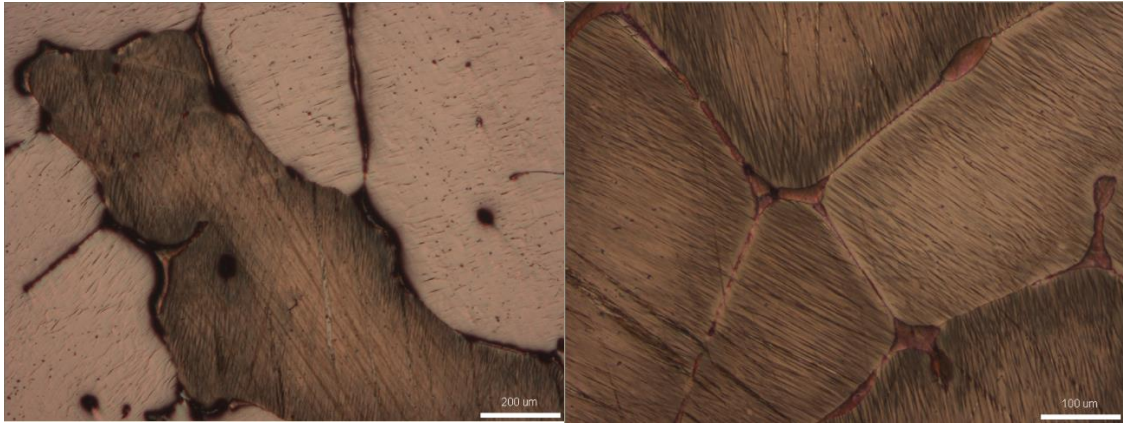
3.1.2. Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımı

Bu alaşımın genel bileşimini gösteren analiz **Şekil 3. 2**'de verilmiştir. Döküm mikroyapısı ise **Görsel 3. 2**'de görülmektedir. Bu alaşımın mikroyapısı, Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımına göre daha az oksit inklüzyon içermektedir ve tav ikizleri aynı seviyededir. Tane sınırlarında bulunan intermetalik fazın, Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımının içerdiği intermetalik faza kıyasla daha sürekli ve fazla olduğu görülmüştür. Bu fazın bileşimi **Tablo 3. 3**'de verilmiştir ancak kristallografisi ve stokiometrisi belirlenememiştir. Tane içlerinde bulunan fazla sayıda ki çizgisel yapının belirlenebilmesi için TEM analizi gerekmektedir.



Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	96.5
58	Ce	Seryum	1.1
30	Zn	Çinko	1.7
39	Y	İtriyum	0.7

Şekil 3. 2 Alaşımın genel bileşimini gösteren EDS analizi sonucu.



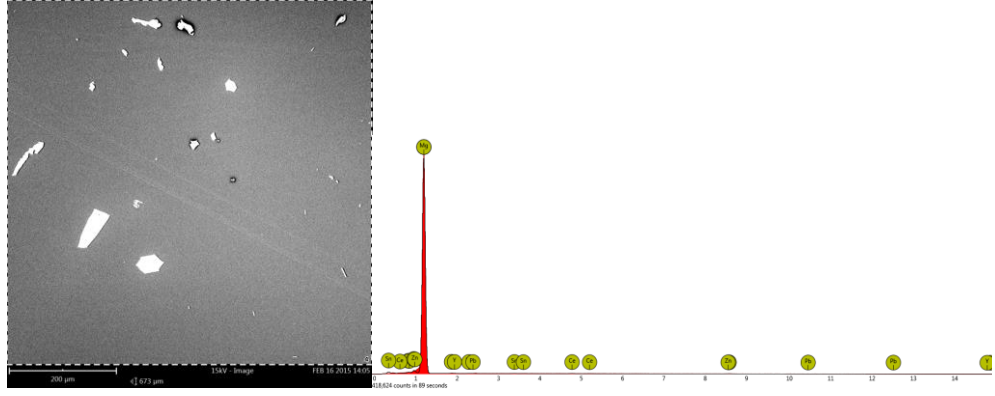
Görsel 3. 2 Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımının döküm mikroyapısı ve tane sınırlarında yer alan intermetalik fazın yapısını gösteren ışık mikroskobu görüntüsü.

Tablo 3. 3 Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımında tane sınırlarında bulunan intermetalik fazın bileşimi.

Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	78.5
39	Y	İtriyum	12.9
30	Zn	Çinko	8.6

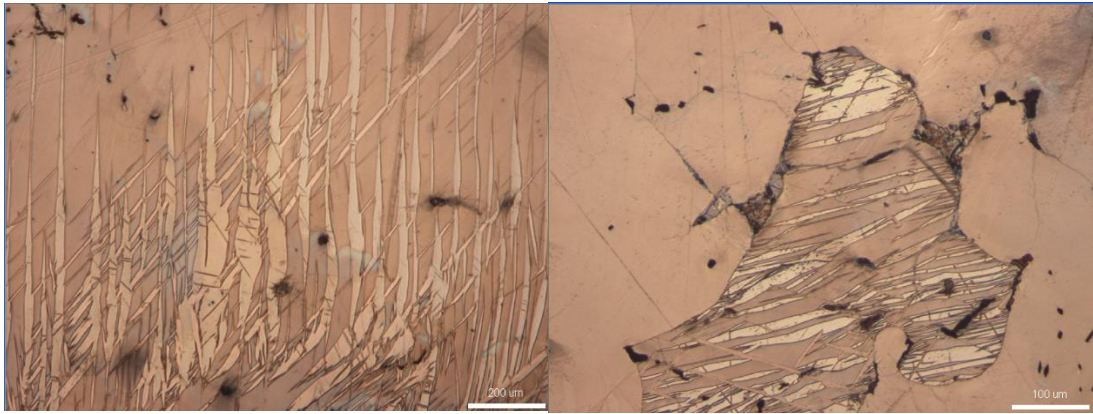
3.1.3. Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımı

Bu alaşımın genel bileşimine ait analiz sonucu *Şekil 3. 3*'de görölmektedir. Işık mikroskopuyla çekilen mikroyapı görüntüsü ise *Görsel 3. 3*'de verilmiştir. Bu alaşımda diğer alaşımlara kıyasla, mikroyapıda daha fazla döküm porozitesi olduğu görölmektedir. Fakat oksit inklüzyonlarının sayısı daha azdır. Tav ikizlerinin miktarı ise azımsanamayacak kadar fazladır ve mikroyapıda açıkça görölmektedir. Tane sınırlarında konumlanmış intermetalik fazlar ise diğer alaşımlara kıyasla daha azdır. Bu intermetalik fazın bileşimi *Tablo 3. 4*'de verildiği gibidir.



Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	96.1
39	Y	İtriyum	0.7
58	Ce	Seryum	0.8
50	Sn	Kalay	0.5
30	Zn	Çinko	1.2
82	Pb	Kurşun	0.6

Şekil 3. 3 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımına ait genel bileşim analizi.



Görsel 3. 3 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımının döküm mikroyapısının ışık mikroskobu görüntüleri.

Tablo 3. 4 Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb alaşımında bulunan intermetalik fazın bileşimi

Atom Numarası	Element Sembolü	Element Adı	Konsantrasyon (Kütlece %)
12	Mg	Magnezyum	42.7
39	Y	İtriyum	21.3
50	Sn	Kalay	15.8
82	Pb	Kurşun	20.2

3.2. Sertlik, Çekme ve Damping Testleri

Sertlik ölçümleri HV ve Brinell cinsinden yapılmıştır. Ölçüm sonuçları **Tablo 3. 5**'de verilmiştir. Yüksek oksit inklüzyonu, ergitme boşlukları ve iri taneli döküm mikroyapısı sebebiyle Brinell ölçümlerinin sonuçları daha dikkate değerdir.

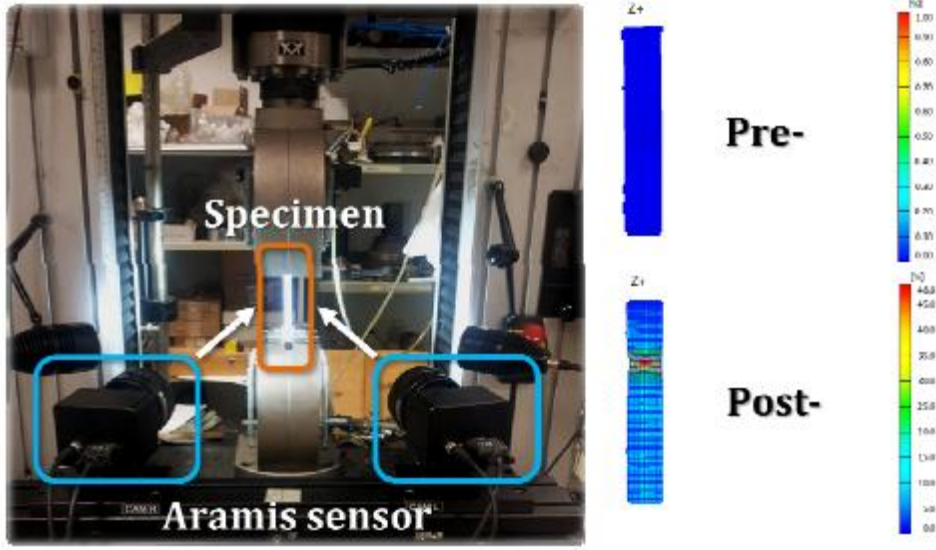
Tablo 3. 5 HB ve HV cinsinden sertlik ölçümlerinin sonuçları

Alaşım	HB 1/5 ; 3 sn	HV(500g-10s)
Mg-2Zn-1Ce-1Y	37.2	54.84
Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn	32.7	67.3
Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb	34.5	41.84

Çekme testleri, ARAMİS adı verilen özel bir düzenekle gerçekleştirilmiştir. Bu sistem sayesinde numunenin eni ve boyunda oluşan çok sayıdaki lokal deformasyonun miktarı ölçülebilmştir. **Tablo 3. 6**'da çekme testi sonuçları verilmiştir. Bu testler yüksek sıcaklık ortamında yapılmıştır ve kullanılan sistem **Görsel 3. 4**'de ki gibidir.

Tablo 3. 6 Aramis sistemi kullanılarak yapılan çekme testi sonuçları.

Numune	E (GPa)	Akma Muk. 0.2% (MPa)	UTS (MPa)
Mg-2Zn-1Ce-1Y	47.16	28.3	49.13
Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn	Geçersiz test	Geçersiz test	Geçersiz test
Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb	68.87	31.4	59.57



Görsel 3. 4 Aramis sisteminin görüntüsü.

Ayrıca seçilen iki itriyumlu alaşım için RFDA yöntemi ile elastisite modülü ölçümü yapılmıştır. Elde edilen değerler **Tablo 3. 7**'de verilmiştir. Ölçüm sonuçlarında görülen elastisite modülü değerleri saf magnezyumun değeriyle (45GPa) kıyaslandığında normal olarak değerlendirilmiştir. Daha sonradan WE43 alaşımına da RFDA testi uygulanmış ve **Tablo 3. 8**'de ki sonuçlar elde edilmiştir.

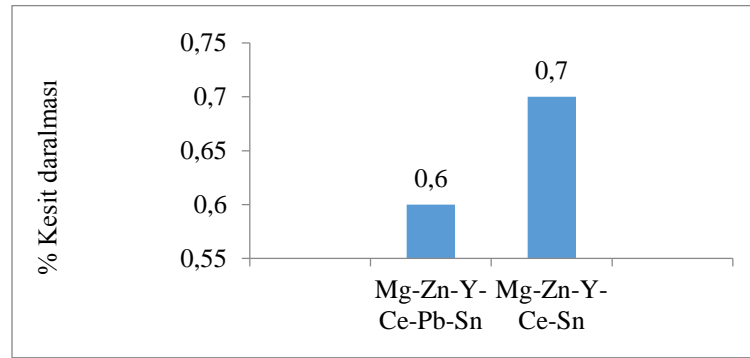
Tablo 3. 7 RFDA yöntemi ile elde edilen elastisite modülü değerleri ve ölçüm parametreleri.

Alaşım	E-Modül (GPa)	Frekans (Hz)	Kayıp oranı (1/s)	Damping ($\times 10^{-6}$)
Mg-2Y-2Sn	47.5	7291.95	13.30	581
Mg-2Y-1Pb	46.2	6040.99	20.00	1052

Tablo 3. 8 WE43 alaşımının RFDA ölçüm sonuçları.

Alaşım	E-Modül (GPa)	Frekans (Hz)	Kayıp oranı (1/s)	Damping
WE43	45.27	9143.83	10.6	0.000368
	45.27	9144.51	10.6	0.000367
	45.28	9145.03	10.5	0.000366
	45.28	9145.23	9.5	0.000329
	45.25	9142.69	10.7	0.000373
	45.26	9142.96	10.5	0.000367
Ortalama	45.26833	9144.04166	10.4	0.000362

Mg-1Zn-1Sn-1Y-1Ce-1Pb ve Mg-2Zn-1Ce-1Y-1Sn alaşımlarına 400°C’de sıcak haddeleme uygulanmıştır. Bu alaşımların sıcak hadde sonrası gösterdikleri kesit daralması oranları **Şekil 3. 4**’de görülmektedir.



Şekil 3. 4 400 °C’ de yapılan sıcak hadde sonrası kesit daralması oranları

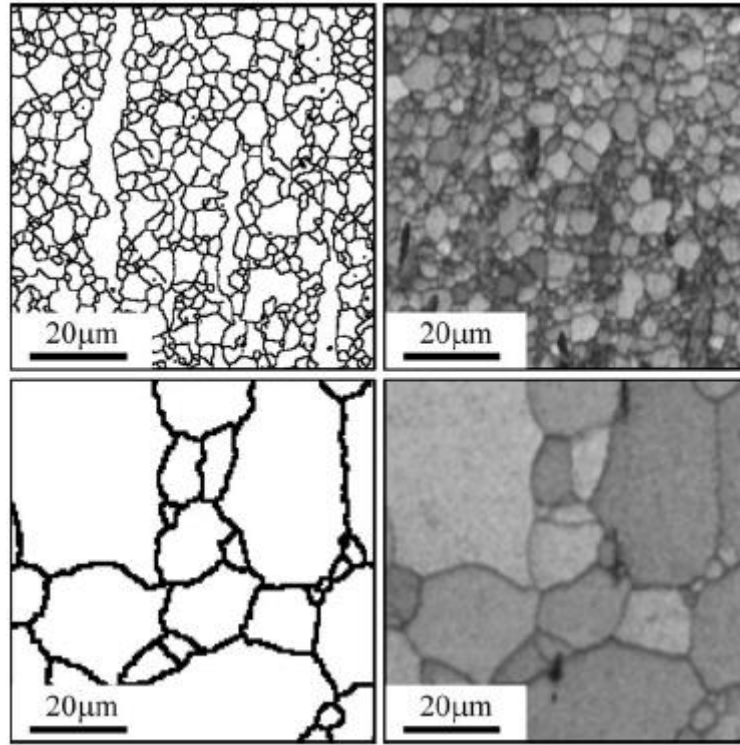
İttriyum içeren alaşımlar içerisinde oksit inklüzyon miktarı bakımından uygun alaşım olmadığından serbest şişme testleri yapılamamıştır.

3.3. Yeniden Kristalleşme Isıl İşlemleri

Yeniden kristalleşme ısıl işlemi, tane boyutunun küçültülmesi veya yapıda bulunan yönelmenin (tekstür) giderilmesi amacıyla yapılır. Bu işlem iki farklı yöntemle yapılır. Bunlardan ilki statik yeniden kristalleşmedir ve oda sıcaklığında uygulanan deformasyon sonrası yüksek sıcaklık ortamında “yeniden kristalleşme tavi” ile iki aşamada

gerçekleştirilir. Diğer yöntem ise dinamik yeniden kristalleşmedir. Bu yöntemde ise yüksek sıcaklıkta uygulanan deformasyon ile hem yeniden kristalleşme hem de deformasyon kaçınılmaz olarak birlikte meydana gelir. Sıcak hadde sırasında malzeme, hem deformasyona hem de yüksek sıcaklıkta yeniden kristalleşme işlemine maruz kaldığı için, bu malzeme dinamik yeniden kristalleşme işlemine tabi tutulmuş diyebiliriz.

Katı malzemede tane boyutunu küçültmek için uygulanabilecek işlem deformasyon+yeniden kristalleşme işlemidir. Yapılan bir çalışmada, 30mm çapında ve 20mm boyundaki Mg-3Al-1Zn kütüğe ekstrüzyon uygulanmış ve 8,7 mm çapında bir çubuk elde edilmiştir. Ekstrüzyon işlemi 220°C ve 450°C sıcaklıklarda uygulanmıştır. Bu çalışmada görülmüştür ki düşük sıcaklıkta uygulanan ekstrüzyon işleminden sonra elde edilen tane boyutu yüksek sıcaklıkta elde edilenden daha küçüktür. **Görsel 3. 5**'de bu çalışma sonucunda elde edilen mikro yapılar görülmektedir [82].

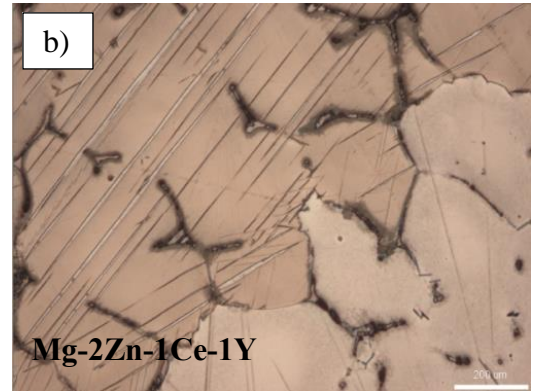
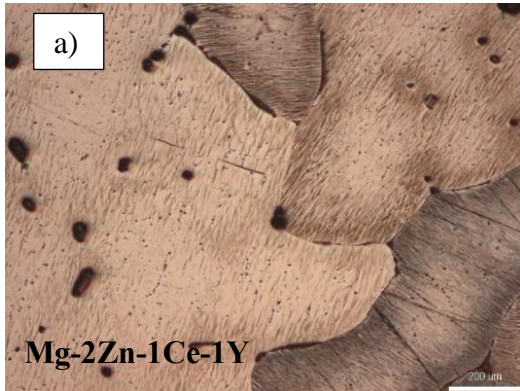


Görsel 3. 5 Üstte: 220°C sıcaklıkta yapılmış ekstrüzyon+yenidenkristalleşme sonrası mikroyapı (tane boyutu=3µm); altta: 450°C sıcaklıkta yapılmış ekstrüzyon+yenidenkristalleşme sonrası mikroyapı (tane boyutu=16µm) [82].

Konumuz olan magnezyum alaşımları açısından bakıldığında yeniden kristalleşme; magnezyumun öz-difüzyon katsayısı yüksek olduğundan hızlı gerçekleşmektedir. Bunun sonucu olarak tane büyümesi istenmeyen bir durum olarak karşımıza çıkmaktadır.

Magnezyum alaşımlarında yönlenmenin giderilmesi için yeniden kristalleşme önem arz etmektedir. Burada karşılaşılan sorun ise, AZ31 gibi çökelti partikülü içermeyen alaşımlarda yeniden kristalleşmenin işlevsiz kalmasıdır. Çökelti partikülü içeren sistemlerde ise bu yöntem ile yönlenme ciddi miktarlarda giderilebilmektedir. Statik ve dinamik yeniden kristalleşme ısıl işlemleri arasındaki farkı daha açık anlatmak gerekirse; şekillendirme işleminin türüne bağlı olarak (yüksek ya da düşük sıcaklıkta) statik yeniden kristalleşme işleminde uygulanan deformasyonla oluşan dislokasyonlar, yeniden kristalleşme tavi sırasında kaybolma eğilimi gösterirken; dinamik yeniden kristalleşme işleminde ise dislokasyonlar bir yandan azalırken bir yandan da yeniden oluşmak gibi bir değişimin içerisinde olurlar. Bunun yanı sıra mevcut çökelti partiküllerinin yüksek sıcaklıkta matris içerisinde çözünerek yeniden kristalleşme açısından beklenen etkiyi gösteremediği bilinmektedir. Ayrıca magnezyum açısından bakıldığında bir anomali de söz konusudur. Magnezyum ve alaşımlarının oda sıcaklığında ki kayma sistemleri bazal düzlemlerle sınırlıyken, yüksek sıcaklıkta harekete geçen ilave kayma sistemleri ile dislokasyon yoğunluğu ve davranışı da yeniden kristalleşme ısıl işleminin işleyişi açısından farklılık göstermesine sebep olmaktadır.

Yeniden kristalleşme için gerekli deformasyon, çekme testleri ve haddeleme ile uygulanmıştır. Fakat inklüzyon içeriğinin fazla olması sebebiyle her alaşım için yeterli deformasyon sağlanamamıştır. Sıcak olarak haddelenebilmiş olan Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımının numuneleri dinamik yeniden kristalleşme işlemi için örnek olmuştur. Bu numunelerin mikroyapı görüntüleri **Görsel 3. 6**'da verilmiştir. Görüleceği üzere ikinci resimde daha fazla tane sınırı ve tav ikizi mevcuttur. Bu bölgelerde dendrit kolları birbiriyle temas ederek yeniden kristalleşmeyi gerçekleştirdiği yorumu yapılmıştır.



Görsel 3. 6 Mg-2Zn-1Ce-1Y alaşımının sıcak hadde sonrası mikroyapı görüntüsü.

4. SONUÇ

Yapılan bu çalışmada itriyum elementi ilavesi ile mekanik olarak geliştirilmiş magnezyum alaşım sistemlerinin ağırlık tasarrufu performansı incelenmiştir. Çalışma kapsamında ayrıca üretilen alaşımlara çeşitli mekanik testler uygulanmış ve bu alaşımlardan üretilen uçak yolcu koltuğu prototipleri havacılık standartları referans alınarak farklı testlere tabi tutulmuşlardır.

İtriyum elementinin tane büyümesini engellediği, ışık ve taramalı elektron mikroskopundan alınan görüntülerden görülebilmektedir.

Üretilen alaşımlar içerisinde tane sınırında oluşan intermetalik bileşikler açısından en yoğun mikroyapıya Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımı sahiptir. Alaşım elementi yoğunluğu bakımından üretilen diğer alaşım sistemlerinden de aynı sonuç bekleniyor olsa da, intermetalik bileşik yoğunluğu açısından diğer alaşımların, Mg-2Zn-1Y-1Ce alaşımından farklı olduğu görülmektedir. Bu durum, alaşım elementi fazlalığı sebebi ile saf magnezyumun içerisindeki çözünürlük miktarının değiştiği şekilde yorumlanabilir.

Ayrıca bu çalışma kapsamında uygulanan mekanik testler sonucunda saf magnezyuma kıyasla, üretilen alaşımların sertlik değerlerinde ve çekme mukavemetlerinde gelişme sağlandığı tespit edilmiştir. Üretilen alaşımların üretimi aşamasında maruz kaldıkları uzun süreli homojenizasyon tavi sebebiyle iri taneli mikroyapıya sahip oldukları görülmüştür. Çalışmada bahsi geçen alaşımlar, üretilen diğer alaşımlara kıyasla daha küçük tane boyutlarına sahiptirler. Bunun sebebi, içerdikleri itriyumlu intermetalik bileşiklerin tane irileşmesine engel olmalarıdır.

Mekanik testler sonucunda elde edilen veriler, iri taneli mikroyapı ve yüksek oksit inklüzyon içeriği sebebiyle çok çarpıcı olmasa da, sertlik testi sonuçları referans alındığında mukavemet değerleri bakımından sevindirici olmuştur.

Çalışmanın konusu olan ağırlık tasarrufu açısından bakıldığında, üretilen prototipler üzerinde yapılan çalışmalardan elde edilen ağırlık tasarrufu değeri yaklaşık %16 olarak belirlenmiş ve bu değerin, muadili çalışmalardan elde edilen değerlerle rekabet edebilecek düzeyde olduğu görülmüştür. Ek olarak, üretilen prototipler, yanmazlık ve 12G testlerinden FAA standartları ölçütünde başarıyla geçmiştir.

KAYNAKÇA

1. Davies, G. (2003). Magnesium. Materials for automotive bodies. *Elsevier*, 91, 158-159.
2. Friedrich, H. and Schumann, S. (2001). *J. Mater. Proc. Tech.*, 117, 276-281.
3. Abbott, T. (2009). Why choose magnesium?. *Material Science Forum*, 3-6, 618-619.
4. Külekçi, M. K. (2007). Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 39, 851-865.
5. Mert, F., Özdemir, A. ve Karataş, Ç. (2010). Magnezyum alaşımlarının basınçlı döküm yöntemiyle kalıplanabilirliğinin değerlendirilmesi. *Politeknik Dergisi*, 13(3), 165-176.
6. Beausir, B., Biswas, S., Kim, D. I., Toth, L. S. and Suwas, S. (2009). *ActaMater*, 57, 5061–5077.
7. Kubota, K., Mabuchi, M. and Higashi, K. (1999). *J. Mater. Sci*, 34, 2255–2262.
8. Akhtar, A. and Teghtsoonian, E. (1969). *Acta Metall*, 17, 1351–1356.
9. Stanford, N. and Barnett, M. R. (2008). *Mater. Sci. Eng*, 496, 399–408.
10. Barnett, M. R. (2007). *Mater. Sci. Eng*, A 464, 1–7.
11. Chunmiao, Y., Dezheng, H., Chang, L. and Gang, L. (2013). Ignition behavior of magnesium powder layers on a plate heated at constant temperature. *J. Hazard. Mater*, 2, 246–247 and 283–290.
12. Kaya, A. A., (2013). Physical Metallurgy of Magnesium Alloys. M. O. Pekkülyüz, K. Kainer, A. A. Kaya, *Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy*(33-84). Cambridge, England: Woodhead Publishing.
13. Neite, G., Kubota, K., Higashi K. and Hehmann, F. (1996). Structure and Properties of Nonferrous Alloys. K.H. Matucha, *Magnesium-Based Alloys*(113-213). Materials Science and Technology series Publisher VCH.
14. Hutchinson, W. B. and Barnett, M. R. (2010). Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals. *Scripta Materialia*, 63, 737-740.
15. Kelly, A. and Groves, G. W. (1970). *Crystallography and crystal defects*(163). Reading, MA: Addison-Wesley.
16. Gharghouri, M., Weatherly, G. and Embury, J. (1999). *J. Root, Phil. Mag.*, A 79 (7), 1671–1695.

17. Mordike, B. L. and Lukác, P. (2006). Physical Metallurgy. H. E. Friedrich, B. L. Mordike, *Magnesium Technology, Metallurgy, Design, Data, Applications*(62-105). Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
18. Brown, D.W., Agnew, S.R., Bourke, M.A.M., Holden, T.M., Vogel, S.C. and Tomé, C. N. (2005). Internal strain and texture evolution during deformation twinning in magnesium. *Materials Science and Engineering*, A 399 (1–2), 1–12.
19. Muránsky, O., Carr, D. G., Šittner, P. and Oliver, E. C. (2009). In situ neutron diffraction investigation of deformation twinning and pseudoelastic-like behaviour of extruded AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Plasticity*, 25, 1107–1127.
20. Agnew, S.R., Brown, D.W. and Tomé, C.N. (2006). Validating a polycrystal model for the elasto-plastic response of magnesium alloy AZ31 using in-situ neutron diffraction. *Acta Materialia*, 54 (18), 4841–4852.
21. Agnew, S.R., Tomé, C.N., Brown, D.W., Holden, T.M. and Vogel, S.C. (2003). Study of slip mechanisms in a magnesium alloy by neutron diffraction and modelling. *Scripta Materialia*, 48 (8), 1003.
22. Wu, L., Jain, A., Brown, D. W., Stoica, G. M., Agnew, S. R., Clausen, B., Fielden, D. E. and Liaw, P. K. (2008). Twinning–detwinning behavior during the strain-controlled low-cycle fatigue testing of a wrought magnesium alloy, ZK60A. *Acta Materialia*, 56, 688–695.
23. Wu, L., Agnew, S. R., Ren, Y., Brown, D. W., Clausen, B., Stoica, G. M., Wenk, H. R. and Liaw, P. K. (2010). The effects of texture and extension twinning on the low-cycle fatigue behaviour of a rolled magnesium alloy, AZ31B. *Materials Science and Engineering*, A 527, 7057–7067.
24. Clausen, B., Tome', C. N., Brown, D. W. and Agnew, S. R. (2008). Reorientation and stress relaxation due to twinning: Modeling and experimental characterization for Mg. *Acta Materialia*, 56, 2456–2468.
25. Lou, X. Y., Li, M., Boger, R. K., Agnew, S. R. and Wagomer, R. H. (2007). *Int. J. Plasticity*, 23, 44.
26. Barnett, M. R., Keshavarz, Z. and Ma, X. (2006). *Metall. Mater. Trans.*, A 37, 2283.
27. Proust, G., Tome, C. N., Jain, A. and Agnew, S. R. (2009). *Int. J. Plasticity*, 25, 861.
28. Mayama, T., Ohashi, T., Higashida, K. and Kawamura. (2011). Crystal plasticity analysis on compressive loading of magnesium with suppression of twinning. *Magnesium Technology 2011*, 273-278.

29. Hong, S., Park, S. H. and Lee, C. S. (2011). Strain path dependence of 10-12 twinning activity in a polycrystalline magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 64, 145-148.
30. Chapuis, A. and Driver, J. H. (2011). *Acta Mater.*, 59, 1986.
31. Pollock, T. M. (2010). Weight loss with magnesium alloys. *Science* 328, 986.
32. Sanchez-Martin, R., Perez-Prado, M. T., Segurado, J., Bohlen, J., Gutierrez-Urrutia, I., Llorca, J. and Molina-Aldareguia, J. M. (2014). Measuring the critical resolved shear stresses in Mg alloys by instrumented nanoindentation. *Acta Mater.*, 71, 283.
33. Yasi, J. A., Hector, L. G. and Trinkle, D. R. (2010). First-principles data for solid-solution strengthening of magnesium: from geometry and chemistry to properties. *Acta Mater.*, 58, 5704.
34. Sandlobes, S., Zaefferer, S., Schestakow, I., Yi, S. and Gonzalez-Martinez, R. (2011). On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys. *Acta Mater.*, 59, 429-439.
35. Yasi, J. A., Hector, L. G. and Trinkle, D. R. (2011). Prediction of thermal cross-slip stress in magnesium alloys from direct first-principles data. *Acta Mater.*, 59, 5652.
36. Sandlobes, S., Friak, M., Zaefferer, S., Dick, A., Yi, S., Letzig, D., Pei, Z., Zhu, L. F., Neugebauer, J. and Raabe, D. (2012). The relation between ductility and stacking fault energies in Mg and Mg–Y alloys. *Acta Mater.*, 60, 3011.
37. Yasi, J. A., Hector, L. G. and Trinkle, D. R. (2012). Prediction of thermal cross-slip stress in magnesium alloys from a geometric interaction model. *Acta Mater.*, 60, 2350.
38. Nie, J. F., Zhu, Y. M., Liu, J. Z. and Fang, X. Y. (2013). Periodic segregation of solute atoms in fully coherent twin boundaries. *Science*, 340, 957.
39. Sandlobes, S., Pei, Z., Friak, M., Zhu, L. F., Wang, F., Zaefferer, S., Raabe, D. and Neugebauer, J. (2014). Ductility improvement of Mg alloys by solid solution: Ab initio modeling, synthesis and mechanical properties. *Acta Mater.*, 70, 92.
40. Shang, S. L., Wang, W. Y., Zhou, B. C., Wang, Y., Darling, K. A., Kecskes, L. J., Mathaudhu, S. N. and Liu, Z. K. (2014). Generalized stacking fault energy, ideal strength and twinnability of dilute Mg-based alloys: a first-principles study of shear deformation. *Acta Mater.*, 67, 168.
41. Shin, I. and Carter, E. A. (2014). First-principles simulations of plasticity in body-centered-cubic magnesium–lithium alloys. *Acta Mater.*, 64, 198.

42. Yuasa, M., Hayashi, M., Mabuchi, M. and Chino, Y. (2014). Improved plastic anisotropy of Mg–Zn–Ca alloys exhibiting highstretch formability: a first-principles study. *Acta Mater.*, 65, 207.
43. Liu, Z. R. and Li, D. Y. (2015). The electronic origin of strengthening and ductilizing magnesium by solid solutes. *Acta Materialia*, 89, 225-233.
44. Czerwinski, F. (2008). *Magnesium injection molding*. New York: Springer Verlag.
45. Fassell, W., Gulbransen, L., Lewis, J. and Hamilton, J. (1951). Ignition temperature of magnesium and magnesium alloys. *J. Met.*, 3, 522–528.
46. Bobryshev, B. and Aleksandrova, Y. (1988). Ignition of magnesium and its alloys. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 3, 41–44.
47. Jeong, J., Im, J., Song, K., Kwon, M., Kim, S. K., Kang, Y. and Oh, S. H. (2013). Transmission electron microscopy and thermodynamic studies of CaO-added AZ31 Mg Alloys. *Acta Materialia*, 61, 3267–3277.
48. Czerwinski, F. (2013). Surface reactivity of magnesium alloys in solid and liquid states. *Mater. Sci. Forum*, 765, 698–702.
49. Czerwinski, F. (2013). Surface oxidation of magnesium alloys during liquid state processing. *Die Cast. Eng.*, 9, 16–19.
50. Czerwinski, F. (2008). Oxidation features of magnesium alloys. *J. Mineral. Met. Mater. Soc.*, 55, 29–33.
51. Czerwinski, F. (2012). Oxidation characteristics of magnesium alloys. *J. Mineral. Met. Mater. Soc.*, 64, 1477–1483.
52. Kim, Y., Kim, H., You, B. and Yim, C. (2013). Non-flammable magnesium alloy with excellent mechanical properties and preparation method thereof. U.S. Patent, No: 1013/0183193 A1.
53. Bohlen, J., Letzig, D. and Kainer, K. U. (2007). *Mat. Sci. Forum 1*, 546–549.
54. Nadella, R. K., Samajdar, I. and Gottstein, G. (2003). Mg alloys and their applications. K.U. Kainer. (1052-1057). Weinheim: Wiley-VCH.
55. Yi, S. B., Bohlen, J., Heinemann, F. and Letzig, D. (2010). *Acta Mater.*, 58 (2), 592–605.
56. Ball, E. A. and Prangnell, P. B. (1994). *Scr. Metall. Mater.*, 31, 111–116.
57. Lenntech contributors. (2008). Yttrium. *Lenntech Retrieved*.
58. Cotton, S. A. (2006). Scandium, yttrium and the lanthanides: inorganic and coordination chemistry. *Encyclopedia of Inorganic Chemistry*.
59. Emsley, J. (2001). Yttrium. *Oxford University Press*. 497.

60. <http://periodic.lanl.gov/39.shtml>.
61. CRC contributors. (2007–2008). Yttrium. R. David. In *Handbook of Chemistry and Physics* 4 (41). New York: CRC Press.
62. Daane, A. H. (1968). Yttrium-Nickel System. 818.
63. Yoo, M. H. (1981). *Metall. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 12, 409–418.
64. Barnett M. R. (2007). *Mater. Sci. Eng.*, A 464, 8–16.
65. Rokhlin, L. L. and Nikitina, N. I. (1994). *Z. Metallkd.*, 85, 819.
66. Kamado, S., Kojima, Y., Ninomiya, R. and Kubota, K. (1997). In Proceedings of the Third International Magnesium Conference (327). G.W. Lorimer. Manchester, UK: Institute of Materials.
67. Wu, B. L., Zhao, Y. H., Du, X. H., Zhang, Y. D., Wagner, F. and Esling, C. (2010). *Mater. Sci. Eng.*, A 527, 4334–4340.
68. Massalski, T. R. (1990). Binary phase diagrams 2 edn. In *Metals Park* (1-4). OH: ASM International.
69. Issa, A., Saal, J. E. and Wolverton, C. (2014). Physical factors controlling the observed high-strength precipitate morphology in Mg–rare earth alloys. *Acta Mater.*, 65, 240–250.
70. Liu, X., Le, Q., Zhang, Z., Bao, L., Fan, Z. and Cui, J. (2014). Effects of casting process on microstructures and flow stress behavior of Mg–9Gd–3Y–1.5Zn–0.8Zr semi-continuous casting billets. *J. Magn. Alloys*, 2, 342–348.
71. Sudholz, A. D., Gusieva, K., Chen, X. B., Muddle, B. C., Gibson, M. A. and Birbilis, N. (2011). Electrochemical behaviour and corrosion of Mg–Y alloys. *Corros. Sci.*, 53, 2277–2282.
72. Kawamura, Y., Hayashi, K., Inoue, A. and Masumoto, T. (2001). Rapidly solidified powder metallurgy Mg₉₇Zn₁Y₂ alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa. *Mater. Trans.*, 42, 1171–1174.
73. Dong, H. W., Wang, L. D., Wu, Y. M. and Wang, L. M. (2010). *J Alloys Compd*, 506, 468–474.
74. Wan, D. Q., Yang, G. C., Zhu, M., Xu, Q. and Zhuo, Y. H. (2007). Solidification of Mg–28%Zn–2%Y alloy involving Icosahedral quasicrystal phase. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 17, 586.
75. Farzadfar, S. A., Sanjari, M., Jung, I. H., Essadiqi, E. and Yue, S. (2012). Experimental and calculated phases in two as-cast and annealed Mg–Zn–Y alloys. *Mater. Charact.*, 63, 9.

76. Qi, F., Zhang, D., Zhang, X. and Pan, F. (2014). Effect of Y addition on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Mn alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 24, 1352-1364.
77. King, J. F. and Thistlthwaite, S. (1992). B.L. Mordike, F. Hehmann. In *Magnesium Alloys and Their Applications* (327-334). Oberursel, Germany: DGM-Informationsges.
78. Ravi Kumar, N. V., Blandin, J. J., Suéry, M. and Grosjean, E. (2003). Effect of alloying elements on the ignition resistance of magnesium alloys. *Scripta Mater.*, 49, 225–230.
79. Marker, T. (2010). The use of magnesium in airplane interiors. *The Sixth Triennial International Fire and Cabin Safety Research Conference*. Atlantic City, NJ, USA.
80. Marker, T. (2011). Task group session on new flammability test for magnesium alloy seat structure. *International Aircraft Materials Fire Test Working Group Meeting*. Bremen, Germany.
81. Liu, M., Shih, D. S., Parish, C., Atrens, A. (2012). The Ignition temperature of mg alloys WE43, AZ31 and AZ91. *Corrosion Science*, 54, 139-142.
82. Barnett, M. R., Keshavarz, Z., Beer, A. G. and Atwell, D. (2004). *ActaMater.*, 52, 5093.