

**T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK SICAKLIK UYGULAMALARI İÇİN OKSİT DİSPERSİYON
SERTLEŞTİRMELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ NANO KOMPOZİTLERİN
ÜRETİMİ**

Fatih ERDOĞAN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

2017

**T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK SICAKLIK UYGULAMALARI İÇİN OKSİT DİSPERSİYON
SERTLEŞTİRMELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ NANO KOMPOZİTLERİN
ÜRETİMİ**

Fatih ERDOĞAN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**(Bu tez Akdeniz Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi
tarafından FYL-2016-1602 nolu proje ile desteklenmiştir.)**

2017

T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK SICAKLIK UYGULAMALARI İÇİN OKSİT DISPERSİYON
SERTLEŞTİRMELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ NANO KOMPOZİTLERİN
ÜRETİMİ

Fatih ERDOĞAN

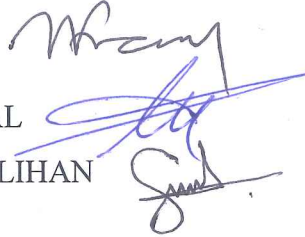
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Bu tez 27/01/2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği/Oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

Doç. Dr. Volkan KOVAN

Doç. Dr. Eyüp Sabri TOPAL

Yrd. Doç. Dr. Gökmen ATLIHAN



ÖZET

YÜKSEK SICAKLIK UYGULAMALARI İÇİN OKSİT DİSPERSİYON SERTLEŞTİRMELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ NANO KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

Fatih ERDOĞAN

Yüksek Lisans Tezi, Makina Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Volkan KOVAN
Ocak 2017, 47 sayfa

Bu çalışmada, ticari saflıktaki alüminyumun yüksek sıcaklık mukavemetini artırmak hedeflenmiştir. Bu amaçla karıştırılmalı döküm yöntemiyle ergimiş alüminyum içerisine, ağırlıkça %0,5, %1 ve %2 nano- Y_2O_3 dispersiyonlar ilave edilmiştir. Üretilen alaşımların yüksek sıcaklık çekme davranışı oda sıcaklığından $250^{\circ}C$ 'ye kadar incelenmiştir.

Çekme testleri sonucunda, artan sıcaklıkla birlikte Y_2O_3 takviyeli alüminyum alaşımlarının tümünün akma dayanımının arttığı gözlemlenmiştir. $125^{\circ}C$ ve $250^{\circ}C$ 'de en yüksek akma dayanımına ağırlıkça %0,5 Y_2O_3 içeren alaşımların sahip olduğu tespit edilmiştir. Üretilen Y_2O_3 takviyeli alaşımların çekme dayanımı ise oda sıcaklığında takviyesiz alüminyuma göre düşük iken, $250^{\circ}C$ 'de tüm Y_2O_3/Al alaşımlarının çekme dayanımında saf alüminyuma göre az da olsa bir artış elde edilmiştir.

ANAHTAR KELİMELEER: Alüminyum, Y_2O_3 , karıştırılmalı döküm, yüksek sıcaklık çekme deneyi

JÜRİ: Doç. Dr. Volkan KOVAN (Danışman)
Doç. Dr. Eyüp Sabri TOPAL
Yrd. Doç. Dr. Gökmen ATLIHAN

ABSTRACT

PRODUCTION OF OXIDE DISPERSION STRENGTHENED ALUMINIUM MATRIX NANO COMPOSITES FOR ELEVATED TEMPERATURE APPLICATIONS

Fatih ERDOĞAN

**M.Sc. Thesis in Mechanical Engineering
Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Volkan KOVAN
January 2017, 47 pages**

In this study, it was aimed to increase elevated temperature strength of commercially pure aluminium. In this purpose, 0.5wt.%, 1wt.% and 2wt.% nano-Y₂O₃ dispersions were added to molten aluminium by stir casting method. Elevated temperature tensile behaviour of produced alloys was investigated from room temperature up to 250 °C.

Tensile test observations revealed that the yield strength of all Y₂O₃/Al alloys increased with increasing temperature. The highest value of yield strength at 125°C and 250°C was observed with 0.5wt.% Y₂O₃ reinforcement. While the ultimate tensile strength of alloys at room temperature was lower than the pure aluminium, it was observed that the ultimate strength of all Y₂O₃/Al alloys at 250°C was slightly higher than pure aluminium.

KEYWORDS: Aluminium, Y₂O₃, stir casting, elevated temperature tensile test

COMMITTEE: Assoc. Prof. Dr. Volkan KOVAN (Supervisor)
Assoc. Prof. Dr. Eyüp Sabri TOPAL
Asst. Prof. Dr. Gökmen ATLIHAN

ÖNSÖZ

Otomotiv sektörü dünya çapında teknik olarak en modern ve yenilikçi sektörlerin başında gelmektedir. Otomobil üreticilerinin yakıt tüketimi ve CO₂ salınımını azaltma çabaları, ilgilerini taşıtlarda dökme demir ve çelik gibi geleneksel malzemelerin yerine alüminyum gibi hafif metallere yöneltmiştir. Bu çalışma, bu ihtiyaç göz önüne alınarak, otomobil pistonları için alüminyumun yüksek sıcaklık dayanımının artırılması amacıyla hayata geçirilmiştir.

Tez çalışmamda, tez konusunun belirlenmesinden deneylerin yapılmasına kadar her türlü konuda benden yardım ve desteğini esirgemeyen, beni sürekli çalışmaya teşvik eden akademik danışmanım Doç. Dr. Volkan KOVAN'a teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Bu tez çalışmasını FYL-2016-1602 nolu proje ile destekleyen Akdeniz Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne teşekkür ederim.

Son olarak, bu çalışmada ve hayatımın her döneminde maddi ve manevi desteğini her zaman hissettiğim anne ve babama teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
ÖNSÖZ	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	v
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	viii
1. GİRİŞ	1
1.1. Tezin Amacı	2
1.2. Tezin İçeriği	3
2. KURAMSAL BİLGİLER VE KAYNAK TARAMALARI	4
2.1. Alüminyum	4
2.2. Alüminyum Alaşımları	4
2.2.1. Dövme alüminyum alaşımları	5
2.2.2. Döküm alüminyum alaşımları.....	6
2.2.2.1. Ticari saflıktaki döküm alaşımları	7
2.2.2.2. Al-Cu döküm alaşımları.....	7
2.2.2.3. Al-Si döküm alaşımları	7
2.2.2.4. Al-Mg döküm alaşımları	7
2.2.2.5. Al-Zn döküm alaşımları	7
2.2.2.6. Al-Sn döküm alaşımları	7
2.3. Kaynak Taramaları.....	8
3. MATERYAL VE METOT.....	25
3.1. Malzeme	25
3.2. Alaşımın Üretilmesi	26
3.1. Çekme Testleri	28
4. BULGULAR ve TARTIŞMA	32
5. SONUÇ	39
6. KAYNAKLAR	40
ÖZGEÇMİŞ	

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

°C	Santigrat derece
µm	Mikrometre
%	Yüzde
A	Amper
Al	Alüminyum
B	Bor
C	Karbon
cal	Kalori
Ce	Seryum
Co	Kobalt
Cu	Bakır
dk	Dakika
Fe	Demir
g	Gram
GPa	Gigapascal
Hz	Hertz
K	Kelvin
kg	Kilogram
kN	Kilonewton
kW	Kilowatt
l	Litre
La	Lantan
Li	Lityum
m	Metre
Mg	Magnezyum
mm	Milimetre
Mn	Mangan
Mo	Molibden
Mol	Mol
MPa	Megapascal
N	Newton
nm	Nanometre
S	Kükürt
s	Saniye
sa	Saat
Si	Silisyum
Sn	Kalay
Ti	Titanyum
V	Volt
W	Watt
Y	İtriyum
Zr	Zirkon

Kısaltmalar

ađ	Ağırlıkça
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
hac	Hacimce
maks	Maksimum
ODS	Oksit Dispersiyon Sertleştirmesi
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 3.1. Y-Al faz diyagramı	25
Şekil 3.2. İndüksiyon ergitme ocağı.....	26
Şekil 3.3. Deney düzeneği	27
Şekil 3.4. Kalıbı ısıtmak için kullanılan kutu fırın	28
Şekil 3.5. Numune dökülen çelik kalıp	28
Şekil 3.6. 250 kN kapasiteli Shimadzu marka çekme test cihazı.....	29
Şekil 3.7. TRAPEZIUM X adlı bilgisayar programının arayüzey görünümü	29
Şekil 3.8. ASTM B557M standartına göre üretilen numune teknik resmi.....	30
Şekil 3.9. Dökümden çıkan çekme numuneleri	30
Şekil 3.10. Sıcaklık kontrol cihazı	31
Şekil 3.11. Çekme cihazı çeneleri.....	31
Şekil 4.1. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak akma dayanımı-sıcaklık grafiği.....	32
Şekil 4.2. Orowan modeli	33
Şekil 4.3. Mekanik alaşımlama ile üretilmiş çok küçük boyuttaki Al-1,5Li-0,9O-0,6C alaşımı	34
Şekil 4.4. Al-Cu faz diyagramı ve Al- %4 Cu alaşımının çözeltiye alma işlemi, su verme ve çökeltme sertleşmesi safhalarında mikroyapı değişimleri	36
Şekil 4.5. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak çekme dayanımı-sıcaklık grafiği.....	38
Şekil 4.6. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak maksimum uzama-sıcaklık grafiği.....	38

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Saf alüminyumun özellikleri.....	4
Çizelge 2.2. Alüminyum alaşımları için tanımlama sistemi	5
Çizelge 3.1. Y_2O_3 tozunun fiziksel özellikleri	25
Çizelge 3.2. İndüksiyon ergitme ocağının fiziksel özellikleri.....	26

1. GİRİŞ

Günümüzde artan küresel rekabet ve çevre duyarlılığı motorlu araç üreticilerini yeni arayışlara itmiştir. Üretimde verimliliği korurken işletme maliyetlerini düşürmeye çalışan bir üretim anlayışı ile çevreyi daha az kirleten, malzeme geri dönüşümünün çok daha kolay olduğu, emniyet ve konforu bir arada bulunduran araçlar üretilmeye başlanmıştır. Otomobillerde hafif metal kullanımının yaygınlaşmasıyla birlikte yüksek mühendislik özellikleri ile alüminyum da otomotiv endüstrisine girmiş ve vazgeçilmez bir malzeme olmuştur. Dünyada artan motorlu araç üretimi ile birlikte, sağladığı katma değerler nedeniyle alüminyumun otomotiv uygulamalarındaki payını artırması kaçınılmazdır. Ülkemiz açısından bakıldığında otomotivde alüminyumun klasik uygulamalardan gelişen yeni teknolojilere doğru uygulamalarının gerçekleştirilebilmesi için gerekli yatırım ve planlamanın yapılması gerekliliği karşımıza çıkmaktadır (Özcömert 2006).

Önümüzdeki yüzyılda artarak devam eden çevreyle ilgili kaygılar, dünyadaki otomobil üreticilerini yeni arayışlara ve araştırmalara yöneltmiştir. Güvenlikten ödün vermeden ve konfordan vazgeçmeden az yakıt tüketen otomobiller için hafif, fakat mukavemeti yüksek alaşımların geliştirilmesi otomobil üreticilerinin önemli hedefleri arasında yer almaktadır. Alüminyum, magnezyum, titanyum gibi hafif yapı metalleri, otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufu için gerekli hafif malzeme seçiminde önemli potansiyel kullanım alanına sahiptirler. Ancak bu alaşımlar içerisinde alüminyumun maliyet, işlenebilirlik, korozyon direnci ve geri dönüşüm yönünden avantajları, hızla gelişmekte olan otomotiv endüstrisinde kullanımının her geçen yıl daha da artmasına neden olmuştur. Alüminyum alaşımları bu özellikleri nedeniyle otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufu için gerekli hafif malzeme seçiminde önemli bir kullanım alanına sahiptir. Alüminyumun tercih edilmesinin diğer nedeni ise, araç tasarımı alanında en önemli husus olan yolcu güvenliğidir. Çarpma sırasında ortaya çıkan enerji yolcular tarafından değil darbe emiciler tarafından sönmülmelidir. Alüminyum bu amaç için en uygun elementtir. Hem taşıt ağırlığını azaltma, hem de güvenlik önlemlerini iyileştirmek için alüminyum alaşımları kullanımı tercih nedenidir (Başer 2012).

Günümüzde ortalama bir otomobil çok çeşitli alüminyum parçalar içermektedir. Bunların başında döküm yöntemiyle üretilen silindir kafaları, dişli kutuları, jantları; levha ve ekstrüzyon yöntemiyle imal edilen radyatörler, tamponlar, koltuk rayları, yan çarpma çubukları vs. gelmektedir. Bu parçaların bir araçtaki ortalama ağırlığı 100 kg civarındadır. Bu değer toplam ağırlığın %10'una tekabül etmektedir. Her 100 kg ağırlık azaltışında 100 km'de 0,6 litre daha az yakıt tüketilmektedir (Zeytin 2000, Miller vd 1994). Daha az yakıt tüketimi aynı zamanda daha düşük egzoz emisyon değeri ve çalışma maliyeti demektir. Alüminyum emniyet, konfor ve güvenilirlikten ödün vermeden ağırlık azalımı için anahtar bir malzemedir. Düşük özgül ağırlığı ve yüksek mukavemeti sayesinde, alüminyumun yaygın olarak kullanımı orta sınıf bir otomobilde yaklaşık 300 kg ağırlık azalışı sağlayabilir. Bu oran, aracın toplam ağırlığının %30'na denk gelmektedir (Başer 2012).

Yüksek sıcaklıkta (250-350°C) üstün performansa sahip alüminyum alaşımlarına talep giderek artmakla beraber otomotiv ve havacılık endüstrisi daha mukavemetli, daha

düşük maliyetli ve daha hafif yapısal elemanlara ihtiyaç duymaktadır. Bununla birlikte geleneksel çökeltme sertleştirilebilir alaşımlar olan 2xxx, 6xxx, 7xxx alaşımlarının mukavemeti yüksek sıcaklıklarda çökelti irileşmesi (aşırı yaşlandırma etkisi) nedeniyle kötüleşmektedir (Kaufman 1999, Polmear ve Couper 1988). Buna karşın, alüminyum alaşımlarının yüksek sıcaklık mukavemet artışı için dispersiyon sertleştirme önemli bir mekanizma olarak karşımıza çıkmaktadır. Düşük maliyetli, termal kararlı dispersiyon sertleştirmeli alüminyum alaşımları yüksek sıcaklık endüstriyel uygulamaları için dikkat çekicidir (Liu ve Chen 2015).

Oksit dispersiyon takviyeli alaşımlar, metal ile yüksek termal kararlılığa sahip sert oksit partiküllerinin birleşimiyle malzemeye yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemet sağlamaktadır. Bu alaşımlar genel olarak mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilmektedir. Ancak bu yöntem karmaşık üretim süreçlerine sahip olmakla beraber yüksek maliyetlidir. Ayrıca seri üretim ve büyük miktarda ürün elde edimi için uygun değildir (Kim vd 2010). Bununla birlikte çeşitli döküm yöntemiyle üretilebilen bu alaşımlar büyük miktarda üretime olanak sağlamakla beraber basitlik, esneklik ve uygulanabilirlik gibi nedenlerden dolayı tercih edilmektedir (Park vd 2008, Hashim vd 1999).

Dispersiyon takviyeli alaşımların yüksek sıcaklık uygulamalarında başarıya ulaşması için gerekli ölçütler aşağıda belirtilmiştir (Meyers ve Chawla 2002):

- Dispersiyon fazının sert olması
- Dispersiyon fazının yüksek sıcaklıklarda kararlı olması
- Dispersiyon fazının matris içerisinde düşük çözünürlüğe sahip olması
- Dispersiyon fazının matris içerisinde düşük difüzyona sahip olması

Bu çalışmada otomotiv sektörü için yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemete sahip alüminyum alaşımları üretiminde nano- Y_2O_3 partiküllerin kullanımı incelenmiştir. Alüminyum matrisin yüksek sıcaklık dayanımını iyileştirmek için içerisine farklı oranlarda ve nano boyutta itriyum oksit (Y_2O_3) eklenmiştir. Nano- Y_2O_3 alüminyum matrisli kompozitlerin dayanımını iyileştirebilecek potansiyele sahip olduğu için tercih edilmiştir. Bunun nedeni metalik matrisin yüksek sıcaklıklarda kararlılığını koruyan nano- Y_2O_3 dispersiyonlarının etkisiyle orantılı olarak güçlenecek olmasıdır. Asıl önemli avantaj ise nano- Y_2O_3 dispersiyonlarının yeniden kristalleşme esnasında tane toparlanmasını engelleme potansiyelidir. Bu yöntemle elde edilen iri taneler sayesinde alaşımların yüksek sıcaklıklarda oldukça üstün dayanıma sahip olması beklenmektedir. Bu büyük taneler yüksek sıcaklık şekil değişimine karşı alaşımları dayanıklı kılar.

Dispersiyon takviyeli alaşımların ana avantajı, oda sıcaklığında akma dayanımını artırmasından ziyade, artırdığı bu dayanımı yüksek sıcaklıklara kadar koruması ve yüksek sıcaklık dayanımıdır. Kararlı ve eşit dağılımlı oksit dispersiyonlar metal matrisin dislokasyon hareketini engelleyerek yüksek sıcaklık dayanımının artmasını sağlarlar.

1.1. Tezin Amacı

Günümüz otomobillerinde kullanılan içten yanmalı motorlardaki bir piston yüksek sıcaklıktaki gazların yanma basıncına maruz kalır. Bunun yanı sıra, yüksek

güç/ağırlık oranı gereksinimi ve yüksek yanma verimliliği piston sıcaklığının artmasına neden olur.

Bu nedenden dolayı, yüksek sıcaklıkta yüksek dayanıma sahip alaşımlara gereksinim duyulur. Bu koşullar altında çalışan bir pistonda kullanılacak malzeme için gereken özellikler şunlardır:

- Hafiflik
- Yüksek sıcaklık mekanik dayanımı
- Düşük ısıl genleşme
- Düşük maliyet
- Aşınma dayanımı

Bu çalışmanın amacı, otomotiv sektörünün ihtiyacı olan yüksek sıcaklıkta yüksek dayanıma sahip hafif alüminyum alaşımlarının üretilmesidir. Bu amaçla, nano-itriyum oksit (Y_2O_3) dispersiyon takviyeli alüminyum matrisli alaşımlar karıştırmalı döküm yöntemi ile üretimi yapılmış ve yüksek sıcaklık dayanımına etkisi incelenmiştir. Üretilen bu alaşımların mekanik özelliklerinin incelenmesinde oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme deneyi sonuçları kullanılmıştır.

1.2. Tezin İçeriği

Bu tez 5 bölümden oluşmaktadır:

1. Bölümde alüminyum ve oksit dispersiyon takviyesi ile ilgili genel bilgiler, tezin konusu ve amacı belirtilmektedir.

2. Bölümde ilk olarak alüminyum ve alüminyum alaşımları üzerine genel bilgiler verilmiş, ardından alüminyum alaşımları ve alüminyum matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklık dayanımını iyileştirmek için daha önceden yapılmış çalışmalar hakkında bilgi verilmiştir.

3. Bölüm Y_2O_3 takviyeli alüminyum matrisli alaşımların karıştırmalı döküm yöntemiyle üretiminin ardından oda ve yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testlerini kapsamaktadır.

4. Bölüm elde edilen sonuçları içermektedir ve bunun yanı sıra konuyla ilgili detaylı bilgiler bulunmaktadır.

5. Bölümde sonuçlar ve konuyla ilgili değerlendirmeler bulunmaktadır.

2. KURAMSAL BİLGİLER VE KAYNAK TARAMALARI

2.1. Alüminyum

Alüminyum, hafif metaller grubuna giren ve teknik alanda çok kullanılan bir metaldir. Hafif metal terimi, özgül ağırlığı $3,8 \text{ g/cm}^3$ 'den küçük olan metaller için kullanılmaktadır ve bu sınıfın içinde, alüminyum, magnezyum, potasyum, lityum ve berilyum bulunmaktadır. Bunlar arasında özellikle alüminyum ve magnezyum en yaygın kullanılan metallerdir. Alüminyum, düşük özgül ağırlığının ($2,7 \text{ g/cm}^3$) yanısıra, yüksek elektrik ve ısı iletkenlik, atmosferik korozyona direnç, kolay üretilirlik ve diğer metallerle çekme dayanımı yüksek alaşım oluşturabilme gibi özelliklere sahiptir (Gang ve Li-Xin 2006). Çizelge 2.1'de %99,995 saflıktaki alüminyum elementinin özellikleri verilmiştir.

Çizelge 2.1. Saf alüminyumun özellikleri (Sun 1998)

Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26,97g/Mol
Kristal Yapısı	Yüzey Merkezli Kübik (YMK)
Yoğunluğu	$2,7 \text{ g/cm}^3$
Ergime Noktası	660°C
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı	$150\text{-}300^\circ\text{C}$
Buharlaştırma Noktası	2450°C
Özgül Isısı	$0,224 \text{ cal/g (}100^\circ\text{C)}$
Elastisite Modülü	$72 \times 10^3 \text{ MPa}$
Poisson Oranı	0,33
Kayma Modülü	$27 \times 10^3 \text{ MPa}$
Çekme Mukavemeti	40-90MPa
Akma Mukavemeti	10-30MPa
Kopma Uzaması	%30-40

2.2. Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşımları üretim metotları esas alınarak dövme ve döküm olmak üzere iki ana alt gruba ayrılabilir. Bu da, imal usullerinin farklı ihtiyaçları olduğunu gösterir. Plastik deformasyonla şekillendirilebilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlardan oldukça farklı mikro yapı ve kompozisyonlara sahiptir. Her ana grup içindeki alaşımlar, ısı iletkenlik yapılabilir ve yapılamaz alaşımlar olmak üzere, iki alt gruba ayrılabilir. Isıl işlem yapılabilen alaşımların, ayrışım sertleştirilmesi ile mukavemetleri artırılabilirken; ısı iletkenlik

işlem yapılamayan alaşımların ise katı eriyik sertleştirilmesi, pekleşme ve dispersiyon sertleştirilmesi ile mukavemetleri iyileştirilebilir (Askeland 1998).

Alüminyum alaşımları Çizelge 2.2'deki numara sistemi ile tanımlanmışlardır. İlk numara ana alaşım elementlerini tanımlar ve geriye kalan numaralar ise alaşımın detaylı kompozisyonuna işaret eder (Askeland 1998).

Çizelge 2.2. Alüminyum alaşımları için tanımlama sistemi (Askeland 1998)

Dövme Alaşımlar	
1xxx Ticari saflıkta Al (> %99 Al)	Yaşlandırılmaz
2xxx Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xxx Al-Mn	Yaşlandırılmaz
4xxx Al-Si ve Al-Mg-S	Eğer Mg varsa yaşlandırılabilir
5xxx Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6xxx Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7xxx Al-Mg-Zn	Yaşlandırılabilir
Döküm Alaşımlar	
1xx.x Ticari saflıkta Al	Yaşlandırılmaz
2xx.x Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xx.x Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Biraz yaşlandırılabilir
4xx.x Al-Si	Yaşlandırılmaz
5xx.x Al-Mg	Yaşlandırılmaz
7xx.x Al-Mg-Zn	Yaşlandırılabilir
8xx.x Al-Sn	Yaşlandırılabilir

2.2.1. Dövme alüminyum alaşımları

1xxx, 3xxx, 5xxx ve 4xxx alaşımlarının çoğuna ayrışım sertleştirilmesi uygulanamaz. 1xxx ve 3xxx alaşımları, küçük miktarda inklüzyonlar ve metaller arası bileşiklerin varlığı dışında, tek fazlı alaşımlardır. Bu alaşımların özellikleri; pekleşme, katı eriyik sertleştirilmesi ve tane boyutu kontrolü ile kontrol edilir. Buna karşın alaşım elementlerinin alüminyumda çözünübilirliği az olduğu için, katı eriyik sertleştirilmesi düzeyi sınırlıdır. Örneğin, tavllanmış 3003 alaşımı 5000psi akma dayanımlı ticari saf alüminyumla karşılaştırıldığında, sadece 6000psi akma dayanımına sahiptir (Askeland 1998).

5xxx alaşımları oda sıcaklığında iki fazlıdır. Bu fazlar, alüminyumda magnezyumun katı α eriyiği ve sert, gevrek metaller arası Mg_2Al_3 bileşimidir. Alüminyum-magnezyum alaşımlarının özellikleri Mg_2Al_3 çökeltisinin ince dağılımı, pekleşme, katı eriyik sertleştirilmesi ve tane boyutu kontrolü ile kontrol edilir. Buna karşın Mg_2Al_3 çökeltileri uyumlu olmadığından, yaşlandırma ısı işlemi mümkün değildir (Askeland 1998).

4xxx alaşım serileri de α ve hemen hemen saf silisyum β olmak üzere iki fazlıdır. Silisyum ve magnezyum içeren alaşımlar Mg_2Si 'un çökeltmesini sağlayarak yaşlandırılabilir (Askeland 1998).

2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi alaşımları yaşlandırılabilir üç fazlı alaşımlardır. Her alaşımda, son denge fazı oluşmadan önce birkaç uyumlu çökelti oluşur (Askeland 1998).

- 2xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow \alpha + GP-I \rightarrow \alpha + \theta' \rightarrow \alpha + \theta$
- 6xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow \alpha + GP$ bölgeleri $\rightarrow \alpha + \beta'(Mg_2Si) \rightarrow \alpha + \beta(Mg_2Si)$
- 7xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow \alpha + GP$ bölgeleri $\rightarrow \alpha + \eta'(MgZn_2) \rightarrow \alpha + \eta(MgZn_2)$ (Askeland 1998).

2.2.2. Döküm alüminyum alaşımları

Alüminyum alaşımları olağan durumlarda üç ana yöntemle dökülür: Kum kalıba döküm, kalıcı kalıpta döküm, basınçlı döküm (Smith 2001):

Kum kalıba döküm, alüminyum alaşımlarının döküm yöntemleri içinde en basiti ve en yaygın olarak kullanılanıdır. Kum kalıpta döküm genellikle az sayıdaki döküm parçalarının, karmaşık maçaları olan parçaların, büyük boyuttaki parçaların, yapı elemanlarının dökümünde kullanılır (Smith 2001).

Kalıcı kalıpta dökümde erimiş metal kalıcı kalıba (genellikle metal bir kalıp) yerçekimi, düşük basınç veya merkezkaç kuvvet etkisiyle doldurulur. Aynı alaşım ve şekildeki parçanın kalıcı kalıba dökümünde, kum kalıba göre daha hızlı olan soğumanın etkisiyle, daha ince bir tane yapısı ve daha yüksek dayanım elde edilir. Kalıcı kalıba dökülen parçalarda, kum kalıba dökülenlere göre büzülme ve gaz gözenekleri daha azdır. Buna karşılık kalıcı kalıplarda boyut sınırlaması vardır ve karmaşık parçaların bu yöntemle dökülmesi güç, hatta bazen imkânsızdır (Smith 2001).

Basınçlı döküm erimiş metali yüksek basınç altında metal kalıplara basarak yapılan yüksek üretim hızındaki bir döküm yöntemidir. İki kalıp yarısı uygulanacak basınca dayanacak şekilde bir arada tutulur. Metal katılaştıktan sonra yarılar birbirinden ayrılır ve sıcak döküm parçası kalıptan itilerek çıkarılır. Daha sonra kalıp yarıları tekrar bir araya getirilerek döküm işlemi tekrar edilir. Basınçlı dökümün bazı üstün tarafları yüksek hızda ve hemen hemen bitmiş durumda parçaların üretilebilmesi, parçaların boyutsal hoşgörülerinin diğer döküm yöntemlerinin birçoğundan daha iyi olması, düzgün bir yüzey elde edilmesi, hızlı soğumanın ince bir tane yapısı oluşturması, işlemin kolaylıkla otomatikleştirilebilmesidir (Smith 2001).

2.2.2.1. Ticari saflıktaki döküm alaşımları

Bu seride %99,0, 99,5 ve 99,7 saflık içeren alüminyum alaşımları yüksek elektriksel özelliklerinden dolayı bir transistör elemanı olan kollektor bileziği veya iletken çubuğu olarak kullanılmaktadır (Hatch 1984).

2.2.2.2. Al-Cu döküm alaşımları

Amerika'da ilk kullanılan döküm alaşımı %8 bakır içeren bir alaşım çeşididir. Daha sonra bu alaşım grubuna Zn, Si ve Ni elementlerinin ilavesiyle daha yüksek performans sergileyen alaşımlar elde edilmiştir. Yapısında bakır içerdiği için ısıtma işlemi uygulanarak yaşlandırılabilir alaşım grubundadır. İçten yanmalı motorların pistonlarında, uzay mekiği parçaları üretiminde kullanılabilirler (Hatch 1984).

2.2.2.3. Al-Si döküm alaşımları

Silisyumun ana alaşım elementi olduğu alaşım grubudur. Silisyumun kazandırdığı yüksek akışkanlıktan dolayı döküm kabiliyeti yüksek olan bir gruptur. Fiziksel ve mekanik özellikler bakımından geniş bir ölçüde performans göstermektedir. İkili Al-Si alaşımları yüksek korozyon direnci, iyi kaynak edilebilirlik ve düşük özgül ağırlık gibi önemli özellikleri bünyesinde barındırır. Darbe sönümleyici, mimari alanda dekoratif amaçlı, uçak ve otomobil parçaları olarak üretilmektedir (Hatch 1984).

2.2.2.4. Al-Mg döküm alaşımları

Al-Mg alaşımları mükemmel korozyon direnci, iyi işlenebilirlik ve anodik kaplama yapıldığında çekici bir görünüme sahiptir. Al-Mg döküm alaşımları; Al-Si döküm alaşımlarıyla kıyaslandığında, üretiminde yolluk ve besleyicinin yeri ve boyutlarına biraz daha dikkat edilmelidir. Eriyik halde yapısında barındırdığı magnezyumdan dolayı yüksek oksitlenme eğiliminde olduğundan kontrollü bir ergitme ve dökme pratiği gerekmektedir (Hatch 1984).

2.2.2.5. Al-Zn döküm alaşımları

Geçmişte kullanılan birçok Al-Zn alaşımı bugün pek kullanılmamaktadır. Al-Zn-Mg alaşımlarının çekme özellikleri, dökülmüş durumundan geçen kısa süre içinde oda sıcaklığında yaşanmaya uğrar, ayrışım sertleşmesi olur. Kaliteli bir döküm yapabilmek için iyi soğutma ve alaşımı dengeli besleme içinse dikkatli yolluk tasarımı yapılmalıdır. Bu alaşımların kokil dökümleri çok daha zordur çünkü sıcak çatlama olabilir (Hatch 1984).

2.2.2.6. Al-Sn döküm alaşımları

Yük taşıma kapasiteleri ve yorulma dayanımları yüksektir. İçten yanmalı motorlarda yağlama yağının yaptığı aşındırıcı etkiye dayanıklılık yatak metallere çok önemlidir ve bu alaşımlar, diğer bütün metallere göre bu konuda üstündürler. Al-Sn

alaşımlarında yollukların dikkatli denetimi, gözeneksiz yapı elde etmek için zorunludur. Böylece sıcak çatlama olasılığının üstesinden gelinebilir (Hatch 1984).

2.3. Kaynak Taramaları

Çalışmaya ışık tutabilmesi için bu bölümde alüminyum alaşımları ve alüminyum esaslı kompozitlerin yüksek sıcaklıkta çekme, basma, yorulma, sürünme ve aşınma davranışları üzerine yapılmış mevcut çalışmaların detaylı bir incelemesi aşağıda verilmiştir.

Han vd (2015) çalışmalarında ağ. %4 TiB₂ takviyeli Al-12Si matrisli kompozitin çekme ve kırılma davranışını 25-350°C aralığında incelemiştir. Çekme testlerini 0,0001s⁻¹ birim uzama hızında, servo hidrolik deney makinesinde gerçekleştirmişlerdir. Yaptıkları çekme testleri sonucunda tüm sıcaklıklarda ağırlıkça %4 TiB₂/Al-12Si kompozitinin takviyesiz Al-Si alaşımına göre yüksek elastisite modülü değerine sahip olduğu, ancak 200°C üzerinde her ikisinin de benzer mukavemete sahip olduğunu gözlemlemiştir. Kompozitin sünekliğinin ise 25 ve 200°C'de takviyesiz Al-12Si alaşımına göre daha düşük olduğunu, ancak 350°C'de aralarında belirgin bir fark olmadığını araştırmaları sonucunda rapor etmişlerdir.

Liu ve Chen (2015) çalışmalarında Al-Mn-Mg 3004 alaşımına ağırlıkça %0,1-0,6 Fe ilave ederek, alaşımların mikro yapısına ve yüksek sıcaklık mekanik özelliğine etkisini araştırmışlardır. Numunelerini sürekli döküm yöntemiyle ürettikten sonra bunları ısıtma işlemine tabi tutmuş, ardından 300°C sıcaklıkta 0,001s⁻¹ sabit birim uzama hızında basma testine, yine 300°C sıcaklıkta 100 saat süre ile sabit 45MPa yük altında sürünme testine tabi tutmuşlardır. Yaptıkları deneyler sonucunda 300°C sıcaklıkta üstün akma dayanımı ve üstün sürünme dayanımının alaşıma ilave edilen ağırlıkça %0,3 Fe oranı ile sağlandığını tespit etmişler. Bu özellikleriyle bu alaşımın yüksek sıcaklık uygulamaları için düşük maliyetle kullanım potansiyeli olduğunu belirtmişlerdir.

Lei vd (2014) çalışmalarında Al-8Fe-4RE (Al-Fe-%45Ce-%30La) alaşımını geleneksel döküm ve püskürtme şekillendirme yöntemiyle üretmiş, yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini incelemiş ve kıyaslamışlardır. 350°C'de yaptıkları çekme deneyleri sonucunda püskürtme şekillendirme yöntemiyle üretilmiş alaşımın döküm yöntemiyle üretilmiş alaşıma göre üstün dayanım ve düşük sünekliğe sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Yüksek sıcaklıkta elde ettikleri yüksek mukavemeti alaşım içerisinde seyrek bulunan Ce ve La elementlerinin üretim esnasında ortaya çıkan Al₃Fe fazının büyümesini engellemesine ve hızlı katılma esnasında dayanıklı bir bileşik oluşturmasına bağlamışlardır.

Guo vd (2011) çalışmalarında alüminyum matrisli Al₁₈B₄O₃₃ fiber takviyeli ZnO ve ZnAl₂O₄ kaplamalı kompozitleri basınçlı döküm yöntemiyle üretmişler ve yüksek sıcaklık çekme dayanımlarını araştırmışlardır. Karşılaştırmak için Al₁₈B₄O₃₃/Al kompozitini kaplama yapmadan aynı yöntemle üretmişlerdir. 200-500°C sıcaklık aralığında yapılan deneyler sonucunda ZnO, özellikle de ZnAl₂O₄ kaplamalı kompozitlerin malzemenin çekme dayanımını etkin bir şekilde artırdıklarını rapor etmişlerdir. 500°C'de yapılan çekme testleri sonucunda Al₁₈B₄O₃₃/ZnO/Al ve

$Al_{18}B_4O_{33}/ZnAl_2O_4/Al$ kompozitlerinin çekme dayanımının kaplamasız $Al_{18}B_4O_{33}/Al$ kompozitine göre sırasıyla %28 ve %78 daha fazla olduğu sonucuna ulaşmışlardır.

Onoro vd (2008) çalışmalarında A6061 ve A7015 matrisli B_4C partikül takviyeli kompozitlerin oda ve yüksek sıcaklıklarda çekme eğrilerini elde etmişler ve kırılma mekaniğini araştırmışlardır. Referans olması açısından alaşımları takviyesiz olarak da üretmişlerdir. B_4C takviyesinin matris içerisinde dağılımının homojen olduğunu ve oda sıcaklığında yapılan sertlik deneyleri sonucunda $B_4C/A6061$ ve $B_4C/A7015$ kompozitlerinin takviyesiz alaşımlara göre üstün sertliğe sahip olduğunu belirtmişlerdir. Sıcaklık arttıkça takviyeli ve takviyesiz tüm malzemelerin çekme dayanımının düştüğünü ve tüm sıcaklıklarda $B_4C/A7015$ kompozitinin $B_4C/A6061$ kompozitine göre daha üstün çekme dayanımına sahip olduğunu tespit etmişlerdir.

Farkoosh ve Pekgülyüz (2014) çalışmalarında magnezyumun (ağırlıkça %0,3-0,7) $Al-7Si-0,5Cu-(Mg)$ alaşımı içerisindeki çökelme karakteristiğini ve alaşımın mekanik özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Döküm yöntemiyle üretilen alaşımlara T7 ısıl işleme uygulamış, bunları $300^{\circ}C$ sıcaklıkta çekme ve sürünme testlerine tabi tutmuşlardır. Mikroskopik incelemeler sonucunda $300^{\circ}C$ 'de kararlı olan tek fazın $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ olduğu, Mg miktarı %0,3'ten %0,5'e çıktığında alaşımın akma, çekme ve sürünme dayanımı olmak üzere yüksek sıcaklık mekanik özelliklerinde önemli bir artış sağlandığını gözlemlemişlerdir. Bunun nedenini yüksek sıcaklıkta kararlı $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ fazının artışına bağlamışlardır. Mg miktarının daha da artması (%0,7) alaşımın çekme dayanımında olumlu bir etki yapmamasının yanında sünekliğinin azalmasına yol açtığını belirtmişler, sünekliğin azalmasını da kırılma deformasyonu sırasında artan Mg miktarına bağlı olarak oluşan gevrek $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ intermetalik fazlarının oluşumuna bağlamışlardır.

Fan ve Makhlof (2013) çalışmalarında yüksek sıcaklık uygulamaları için yeni bir alaşım ($Al-6Ni-0,1Zr-0,4V$) geliştirmişler, bu alaşımın döküm karakteristiğini incelemişler, oda ve $300^{\circ}C$ 'de çekme dayanımlarını araştırmışlardır. Bununla birlikte kıyaslama açısından ticari 390-T6 alaşımını benzer koşullar altında teste tabi tutmuşlardır. Nikel esaslı süper-alaşımların mekanik özelliklerini ergime noktasının yaklaşık %75'ine kadar muhafaza etmesinden dolayı geliştirdikleri alaşım $Al-Al_3Ni$ sistemine dayanmaktadır. Zr ve V elementlerinin oluşturduğu $Al_3(Zr_xV_{1-x})$ çökeltilerinin $300^{\circ}C$ 'ye kadar etkin mukavemet artış etkisi yaptığını belirtmişler ve deneyler sonucunda elde edilen yüksek sıcaklıkta yüksek akma ve çekme dayanımlarını bu çökeltilerin termal kararlılık etkisine bağlamışlardır. Geliştirdikleri alaşımın akma ve çekme dayanımının $300^{\circ}C$ 'de ticari 390-T6 alaşımına göre üstün olduğunu deneyler sonucunda tespit etmişlerdir. Ayrıca elde ettikleri üstün mukavemetin $Al_3(Zr_xV_{1-x})$ partikül miktarının artırılmasıyla ya da Al_6Mn gibi yeni fazlar oluşturmakla daha da artırılabileceğini rapor etmişlerdir.

Durisinova vd (2012) çalışmalarında Al matris içerisine nano boyutta Al_4C_3 dispersiyonlarını farklı hacimsel oranlarda (%1, 2,5, 5, 8, 10) ekleyerek toz metalürjisi ve sıcak ekstrüzyon yöntemiyle üretmiş ve bu dispersiyonların $500^{\circ}C$ 'ye kadar alaşımın mikro yapısı üzerine etkisini araştırmışlardır. Mikro yapı incelemeleri sonucunda tüm alaşımların $500^{\circ}C$ 'ye kadar kararlı mikro yapıya sahip olduğunu belirtmişlerdir. Yüksek

termal kararlılığı dispersiyonların tane sınırlarında güçlendirici etki yapmasına ve yeniden kristalleşme sürecini geciktirerek kararlı büyük tanelerin korunmasını sağlamasına bağlamışlardır.

Rajaram vd (2012) çalışmalarında Al-Si, Al-Si-Cu ve Al-Si-Ni matrisli grafit takviyeli kompozitlerin 25-300°C sıcaklık aralığında çekme davranışını incelemişlerdir. Araştırmaları sonucunda Cu ve Ni elementlerinin matris alaşımı ile grafit arasındaki bağın güçlenmesine yardımcı olduğunu ve alaşımın akma ve çekme dayanımını dislokasyon hareketlerini engelleyerek artırmasında önemli bir role sahip olduğunu belirtmişlerdir. Sıcaklığın artmasıyla beraber alaşım ve kompozitlerin çekme dayanımının düştüğünü ve iki kompozit arasında kıyas yapıldığında Al-Si-Cu/grafit kompozitininin Al-Si-Ni/grafit kompozitine göre üstün çekme dayanımı sergilediğini rapor etmişlerdir.

Minay vd (2001) çalışmalarında dispersiyon takviyeli Al ve Al-Li-Mg alaşımlarının yüksek sıcaklık deformasyon davranışlarını incelemişlerdir. Takviye olarak nano boyutta TiO₂ ve Al₂O₃ dispersiyonlarını kullanıp alaşımları mekanik alaşımlama yöntemiyle ürettikten sonra daha homojen dağılım için bunları sıcak izostatik preslemeye tabi tutmuşlardır. Numunelere 250-550°C sıcaklıkta sabit birim uzama hızı 0,1-0,00005s⁻¹ altında bilgisayar kontrollü basma testi uygulamışlardır. Deneyler sonucunda tüm dispersiyon takviyeli alaşımların 350°C'de 150MPa üzerinde akma dayanımına sahip olduğu ve bu sıcaklık altında bu değerın takviyesiz malzeme ile kıyaslandığında iki kattan daha fazla olduğunu rapor etmişlerdir. Alaşım içerisinde çözünen Li-Mg elementlerinin alaşımın yüksek sıcaklık dayanımını artırmada olumlu bir etki yapmadığını, hatta Al₂O₃ takviyeli alaşımda en yüksek sıcaklık ve düşük gerinim hızında bu dayanımı bir miktar azalttığını gözlemişlerdir. Bu etkiyi Lagneborg (1973)'ün çalışmasında belirttiği üzere Mg ve Al₂O₃ dispersiyonlarının arasındaki etkileşimin dispersiyonların hem büyüklüğünü hem de matris içerisindeki davranışını değiştirme eğiliminde olmasına bağlamışlardır.

Bozic vd (2005) çalışmalarında CW67 (ağırlıkça %8,25 Zn, %2,23 Mg, %1,22 Cu) alüminyum alaşımı ve CW67 alaşımı matrisli SiC takviyeli kompoziti basma gerilmesine maruz bırakarak bunların kırılma mekaniğini araştırmışlardır. Takviye elemanı olarak SiC partiküllerini yaklaşık 15µm büyüklükte ve hacimce %15 oranında alaşıma ilave etmişlerdir. Üretim yöntemi olarak toz metalürjisini esas alıp, üretilen numuneleri basma testinden önce yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutmuşlardır. Basma testini 25-400°C sıcaklık ve 2.4x10³s⁻¹ sabit birim uzama hızında gerçekleştirmişler, numunelerin kırılma yüzeylerini taramalı elektron mikroskobu ve optik mikroskopta incelemişlerdir. Deneyler sonucunda SiC takviyeli CW67 alüminyum alaşımlı kompozitin yüksek sıcaklıklarda takviyesiz CW67 alaşımına göre yüksek akma ve kopma dayanımı yanında düşük süneklik gösterdiğini rapor etmişlerdir. Mikroskobik incelemeleri sonucunda 200°C üzerinde matris ile takviye fazı arasındaki bağın giderek zayıfladığını belirtmişlerdir.

Huang vd (1996) çalışmalarında Al-0,15Zr ve Al-0,15Zr-0,75Pb alaşımlarını üreterek gerinim hızının malzemelerin yüksek sıcaklık çekme davranışı üzerine etkisini araştırmışlardır. Alaşımları 300-350°C sıcaklık aralığında, 0,0001 s⁻¹ ve 1s⁻¹ birim uzama

hızlarında çekme testine tabi tutmuşlardır. Deneyler sonucunda düşük gerinim hızında ve 320-330°C sıcaklıkları arasında Pb elementinin tane sınırlarında sıvı faz oluşturmaya başlayarak alaşımın sünek yapıdan gevrek yapıya geçmesine neden olduğunu belirtmişler, bu etkinin tane sınırlarında kavitasyona neden olarak malzemenin erken kırılmasına yol açtığını rapor etmişlerdir. Daha yüksek gerinim hızında tane sınırı kavitasyonunun engellendiği ve sünekliğin arttığını belirtmişlerdir. Bu durumda alaşımın kırılma esnasında kararsız boyun verme eğiliminde olduğunu söylemişlerdir.

Khalifa ve Mahmoud (2009) çalışmalarında SiC takviyeli AA6063 matrisli kompozitleri döküm ve ekstrüzyon yöntemiyle üreterek bunların yüksek sıcaklık çekme ve sürünme davranışlarını incelemişlerdir. Karıştırmalı döküm yöntemiyle ürettikleri numuneleri yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini kıyaslamak için ardından sıcak ekstrüzyon yöntemine tabi tutmuşlardır. SiC partiküllerini ağırlıkça %5, %10 ve %15 oranında ortalama 60µm büyüklükte matris içerisine ilave etmişlerdir. Üretilen numunelere ısı işlem uyguladıktan sonra bunları oda sıcaklığı, 150°C ve 300°C’de çekme testlerine tabi tutmuşlardır. Deneyler sonucunda %10’a kadar SiC partikül takviyesinin oda sıcaklığında alaşımın mukavemetini artırdığı ve sünekliğini azalttığını, ancak SiC miktarının daha da artması ile alaşımın mukavemetinin ve sünekliğinin azaldığını belirtmişlerdir. 150°C ve 300 °C sıcaklıkta AA6063 alaşımının partikül takviyeli kompozite göre üstün mukavemet sergilediği ve ekstrüzyona tabi tutulmuş kompozitlerin döküm yöntemiyle üretilen kompozitlere göre daha yüksek dayanıma sahip olduğunu rapor etmişlerdir. Ekstrüzyon ile birlikte gözeneklilik oranının ve topaklanmanın azaltılarak SiC partiküllerinin daha homojen dağılımının sağlandığını belirtmişler, daha üstün dayanımı da bu etkiye bağlamışlardır. 300°C sıcaklıkta ekstrüzyon ve döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin takviyesiz alaşımlara göre nispeten düşük gerilme miktarı haricinde üstün sürünme dayanımına sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Onoro (2011) çalışmasında 6061 ve 7075 alüminyum alaşımlarına ağırlıkça %5 oranında TiB₂ partikül takviyesi yaparak bunların oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda (500°C’ye kadar) çekme eğrilerini elde etmiş ve kırılma mekanizmasını araştırmıştır. Çekme testleri sonucunda 7075 matrisli alaşımın takviyeli ve takviyesiz her durumda 6061 matrisli alaşıma göre üstün dayanıma sahip olduğunu tespit etmiştir. TiB₂/7075 kompozitinin 7075 matris alaşımına göre üstün dayanıma sahip olduğunu, sıcaklık arttıkça farkın giderek kapandığını ve yaklaşık 500°C sıcaklıkta aradaki farkın neredeyse kaybolduğunu belirterek bunu grafiğe dökmüştür. 6061 alaşımının da daha düşük değerlerle benzer çekme davranışı gösterdiğini belirtmiştir. Bunun yanı sıra TiB₂ takviyesinin her iki alaşımın da sertliğini artırdığı, bu artışın 6061 matrisli alaşımda daha fazla olduğu sonucuna ulaşmıştır.

Chang vd (1993) çalışmalarında oksit dispersiyon ve çökeltme sertleştirme yöntemini 2024 alüminyum alaşımına birlikte uygulamış, bunların oda sıcaklığı ve 315°C’de alaşımın mekanik özelliğine etkisini incelemişlerdir. Saf alüminyum SiC pota içerisinde ergitip üzerine seyrek miktarda Mg, Mn ve Zn elementlerinin yanında çökelti oluşturmak amacıyla ağırlıkça %4,9 oranında Cu ilave etmişlerdir. Bunun yanında alaşıma Al₂O₃, Y₂O₃, ZrO₂ ve SiO₂ dispersiyonlarını eklemişlerdir. Döküm yöntemiyle malzemelerini ürettikten sonra bunları 400°C’de ekstrüze edip T6 ısı işlemine tabi

tutmuşlardır. Ürettikleri numunelere oda sıcaklığı ve 315°C sıcaklıkta çekme testi uygulamışlardır. Oda sıcaklığında elde ettikleri yüksek çekme dayanımını çökme sertleştirilmesi ve oksit dispersiyon takviyesinin yanında pekleşmeye bağlamışlardır. 315°C’de yaptıkları çekme deneyleri sonucunda ise oksit dispersiyon takviyesinin alaşımın mekanik özelliğini önemli derecede artırdığını rapor etmişlerdir. Bu sıcaklıkta malzemenin üstün dayanımına yalnızca yüksek sıcaklıkta kararlı olan oksit partiküllerin etkisi olduğunu, $CuAl_2$ çökeltilerinin bu sıcaklıkta çözündüğünü belirtmişlerdir.

Stadler vd (2011) çalışmalarında Al-Si döküm alaşımlarına Ni ilave ederek bunların yüksek sıcaklık çekme dayanımını araştırmışlardır. Ağırlıkça %0,5, 1, 1,5 ve 2 oranlarında Ni ilave edilmiş AlSi7 (ağırlıkça %7 Si) ve AlSi12 (ağırlıkça %12 Si) alaşımlarını döküm yöntemiyle ürettikten sonra bunları ısıl işleme tabi tutmuşlardır. 250°C’de yaptıkları çekme deneyleri sonucunda AlSi7 alaşımına %1 Ni takviyesinin alaşımın akma dayanımını yaklaşık %70 artırdığını, daha fazla Ni takviyesinin mukavemet artışına bir etkisi olmadığını tespit etmişlerdir. AlSi12 alaşımına Ni takviyesinin ise AlSi7 alaşımında olduğu gibi malzemenin akma ve çekme dayanımını artırdığı, ancak AlSi7 alaşımının aksine %2’ye kadar Ni takviyesinin mukavemet artışı sağladığını belirtmişlerdir.

Aribo vd (2011) çalışmalarında SiC partikül takviyeli 6063 alüminyum alaşımının yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Hacimce %15 SiC takviyeli kompozitleri oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda (100, 250 ve 400°C) sertlik, darbe ve çekme testine tabi tutmuşlardır. Deneyler sonucunda sıcaklık arttıkça kompozitlerin akma, çekme dayanımıyla birlikte sertliğinin arttığını, darbe dayanımının azaldığını gözlemlemişlerdir.

Li vd (2015) çalışmalarında ağırlıkça %6,5 Mg içeren 5A06 alüminyum alaşımına hacimce %55 karbon fiber takviyesi yapmışlardır. Sıcaklığın kompozitin eğilme dayanımına etkisini tespit etmek amacıyla ürettikleri numuneleri oda sıcaklığından 500°C sıcaklığa kadar üç nokta eğme deneyine tabi tutmuşlardır. Deneyler sonucunda 200°C sıcaklığa kadar kompozitin dayanımının sıcaklıktan etkilenmediği, 300°C sıcaklıkta kompozitin eğilme dayanımının oda sıcaklığında elde edilen değere göre %30 daha az olduğunu tespit etmişlerdir. Bu sıcaklıkta elde edilen düşük dayanımı ara yüzey ürünü $\beta(Al_3Mg_2)$ fazının matris içerisinde çözünmesiyle birlikte fiber ile matris arasındaki bağın zayıflamasına bağlamışlardır. 400 ve 500 °C sıcaklıkta dislokasyon hareketleri vasıtasıyla matrisin yumuşadığını, bu nedenle sünekliğinin arttığını gözlemlemişlerdir.

Akbulut ve Durman (1998) çalışmalarında Al_2O_3 kısa fiber takviyeli Al-Si-Cu-Mg-Ni alaşımı matrisli kompozitleri basınçlı infiltrasyon tekniğiyle üreterek numuneleri oda sıcaklığından 400°C’ye kadar çekme testine tabi tutmuşlardır. Al_2O_3 takviyesini hacimce %10, 15, 20, 25 ve 30 oranında matris içerisine ilave etmişlerdir. Oda sıcaklığında yaptıkları deneyler sonucunda hacimce %15’e kadar Al_2O_3 takviyesinin kompozitin mukavemetini artırdığı, alaşıma katılan daha fazla fiber takviyesiyle birlikte kompozit dayanımının düştüğünü gözlemlemişlerdir. Hacimce %20, 25, 30 Al_2O_3 fiber takviyeli kompozitlerin beklenenden düşük mukavemet sergilemesinden dolayı yüksek sıcaklık çekme deneylerini yalnızca hacimce %10 ve 15 Al_2O_3 fiber takviyesiyle gerçekleştirmişlerdir. İncelemeleri sonucunda her iki kompozitin de 300°C’ye kadar

mukavemetini muhafaza ettiğini, hacimce %15 Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitin daha üstün dayanıma sahip olduğunu belirtmişlerdir. Hacimce %15 Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitin takviyesiz alaşıma göre oda sıcaklığında %20 daha fazla çekme dayanımına sahip olduğunu ve 300°C’de orjinal mukavemetinin %75’ini muhafaza ettiğini tespit etmişlerdir. Buna ek olarak elde ettikleri sonuçları Friend’in geliştirdiği sıcaklığa bağlı olarak kompozitin dayanımını teorik olarak ele alan “modified rule of mixtures” adlı denklemlerle kıyaslamışlardır. İncelemeleri sonucunda kompozitlerin teorik çekme değerlerinin deneyler sonucu elde edilen değerlerle 200°C’ye kadar uyumlu olduğunu, ancak artan sıcaklıkla beraber deneysel sonuçların teorik sonuçlara göre daha düşük dayanım değerlerine sahip olduğunu gözlemlemişler, bunu da artan sıcaklıkla birlikte matrisin toparlanma sürecine bağlamışlardır.

Akbulut vd (1998) çalışmalarında hacimce %10, 15, 20, 25, 30 Al₂O₃ kısa fiber takviyeli Al-Si-Cu-Mg-Ni alaşımı matrisli kompozitleri basınçlı sıvı infiltrasyon yöntemiyle başarılı bir şekilde üreterek kompozitlerin elastisite modülünü oda sıcaklığından 400°C sıcaklığa kadar araştırmışlardır. Deneyler sonucunda sıcaklık arttıkça kompozitlerin elastisite modülü değerinin düştüğünü, artan fiber takviyesiyle birlikte kompozitlerin elastisite modülü değerinin arttığını tespit etmişlerdir. Kompozitlerin 300°C’ye kadar artan fiber takviyesiyle birlikte üstün elastisite modülüne sahip olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca sıcaklığa bağlı olarak elde ettikleri bu değerleri Shear-lag ve Nielsen-Chen teorik modellerinden elde edilen verilerle kıyaslamışlar ve sonuçların birbiriyle uyumlu olduğunu gözlemlemişlerdir.

Park vd (1987) çalışmalarında hacimce %50 Al₂O₃ fiber takviyeli Al-Li matrisli kompozitlerin çekme ve yorulma davranışına sıcaklığın etkisini araştırmışlardır. Deneyler sonucunda kompozitin oda sıcaklığında sahip olduğu çekme dayanımını malzemenin ergime sıcaklığının yaklaşık yarısı olan 175°C’ye kadar koruduğunu, bu sıcaklıktan sonra fiber ile matris arasındaki bağın zayıflamasına bağlı olarak yük transfer etkisinin azalmasıyla birlikte dayanımın giderek düştüğünü tespit etmişlerdir. Yorulma deneyleri sonucunda ise çekme deneyinde olduğu gibi 175°C’ye kadar sıcaklığın kompozitin yorulma dayanımına etkisinin olmadığını, ancak artan sıcaklıkla beraber dayanımın düştüğünü gözlemlemişlerdir. Oda sıcaklığındaki yorulma hasar mekanizmasını çatlak başlangıcı, yayılması ve kararsız kırılma olarak belirtmişler, yüksek sıcaklıklarda ise bu mekanizmayı matrisin kayma gerinmesine maruz kalmasının yanında rastgele fiber kırılması olarak nitelendirmişlerdir.

Hadianfard vd (1994) çalışmalarında hacimce %20 Al₂O₃ partikül takviyeli 6061 alüminyum alaşımı matrisli kompozitin kırılma mekaniğine sıcaklığın etkisini araştırmışlardır. Kompoziti oda sıcaklığı, 100 ve 180°C olmak üzere üç ayrı sıcaklıkta çekme deneyine tabi tutmuşlardır. Deneyler sonucunda sıcaklığın oda sıcaklığından 180°C’ye çıkmasıyla birlikte kompozitin çekme dayanımında %17,5, akma dayanımında ise %15 azalma tespit etmişlerdir. Kırılma esnasında malzemenin uzama miktarı ise aynı sıcaklık aralığında %70 artmıştır. Kompozitin kırılma tokluğunun sıcaklıktan bağımsız şekilde sabit kaldığını belirtmişler, tüm sıcaklıklarda kompozitin sünek kırılmaya maruz kaldığını ifade etmişlerdir.

Yi vd (2005) çalışmalarında ağırlıkça %1,9 ve 8,3 TiB₂ partikül takviyeli Al-Si esaslı kompozitleri başarılı şekilde ürettikten sonra numuneleri 25-400°C sıcaklık aralığında çekme testine tabi tutmuşlardır. Matris olarak ZL109 olarak adlandırılan Al-%12 Si-%1,2 Cu-%1 Ni-%1 Mg alaşımını kullanmışlardır. Oda sıcaklığında yaptıkları deneyler sonucunda TiB₂/ZL109 kompozitlerinin ZL109 alaşımına göre üstün çekme dayanımı gösterdiğini, özellikle 205 ve 260°C sıcaklıkta TiB₂ partiküllerinin alaşımın çekme dayanımını önemli ölçüde artırdığını gözlemlemişlerdir. 260°C sıcaklıkta 8,3 TiB₂/ZL109 kompozitinin çekme dayanımının ZL109 alaşımına göre 105MPa daha fazla olduğunu belirtmişlerdir. 260°C üzerinde alaşım ve kompozitlerin dayanımını büyük ölçüde kaybetmesine rağmen 8,3TiB₂/ZL109 ve 1,9TiB₂/ZL109 kompozitlerinin 400°C gibi yüksek sıcaklıkta dahi sırasıyla 84 ve 73MPa çekme dayanımı gösterdiğini ifade etmişlerdir.

Liu vd (2012) çalışmalarında hacimce %1,5 ve 4,5 karbon nanotüp takviyeli 2009Al (Al-%4,5 Cu-%1,2 Mg) matrisli kompozitleri (CNT/2009Al) toz metalurjisi yöntemiyle üreterek bu kompozitlerin çekme davranışını 293-573K sıcaklık aralığında, ısıl genleşme katsayısını ise 293-473K sıcaklık aralığında incelemişlerdir. Deneyler sonucunda artan sıcaklıkla birlikte takviyesiz alaşım ve kompozitlerin mukavemetlerinde azalma tespit etmişlerdir. Hacimce %1,5 CNT/2009Al kompozitinin akma dayanımının 293-573K sıcaklık aralığında 2009Al alaşımı ile kıyaslandığında üstün olduğunu gözlemlemişlerdir. Hacimce %4,5 CNT/2009Al kompozitinin ise 293K sıcaklığında hacimce %1,5 CNT/2009Al kompoziti ve 2009Al alaşımına göre oldukça üstün akma dayanımına sahip olduğunu, 473K sıcaklık değerinde ise kompozitin akma dayanımının ani şekilde düşerek hacimce %1,5 CNT/2009Al kompozitiyle eşdeğerde olduğunu belirtmişlerdir. 573K sıcaklık değerinde ise hacimce %4,5 CNT/2009Al kompozitinin akma dayanımının 2009Al alaşımına göre bile düşük olduğunu deneyler sonucu rapor etmişlerdir. Bunun nedenini de nispeten ince tane yapısına bağlamışlardır. Kompozitlerin ısıl genleşme katsayılarında ise artan hacim oranıyla beraber azalma olduğunu gözlemlemişler, elde ettikleri deneysel verileri Schapery adlı teorik formülle kıyaslamışlar ve değerlerin birbiriyle uyumlu olduğunu ifade etmişlerdir.

Choi vd (2011) çalışmalarında Co-Ni takviyeli Al-Mg-Si esaslı alaşımın yüksek sıcaklık çekme davranışını 25-450°C aralığında çeşitli sıcaklıklarda incelemişlerdir. Sıcaklığa karşı dayanıklı olması amacıyla geliştirdikleri bu alaşımın çekme özelliklerini yüksek sıcaklık Al esaslı alaşımlardan biri olan A319 alaşımı ile kıyaslamışlardır. 200°C sıcaklığa ulaşıldığında A319 alaşımının çekme dayanımında ani bir düşüş olduğunu gözlemlemişler, buna karşın geliştirilen alaşımın oda sıcaklığı ile kıyaslandığında 450°C'de çekme dayanımını yalnızca 50MPa kaybettiğini (%19,6 azalma) deneyler sonucu tespit etmişlerdir. Yeni geliştirilen bu alaşımın sahip olduğu yüksek sıcaklıktaki yüksek mukavemeti Co-Ni takviye elemanı tarafından oluşturulan ince yapı, alaşım içerisinde homojen olarak dağılmış ve sert yapıdaki (Co, Ni)₃Al₄ fazına bağlamışlardır.

Mohamed vd (2013) çalışmalarında Zr ve Ni takviyeli 354 alüminyum döküm alaşımının çekme davranışını 25-300°C aralığında sabit 0,0004s⁻¹ birim uzama hızında incelemişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda sıcaklık arttıkça alaşımın akma sınırı ve çekme dayanımının düştüğünü, 250°C sıcaklıkta ise alaşımın çekme dayanımında çökelti fazlarının büyümesine bağlı olarak keskin bir düşüş meydana geldiğini belirtmişlerdir.

Alaşıma ilave edilen Zr ve Ni takviyesiyle birlikte her sıcaklıkta alaşımanın çekme dayanımının takviyesiz 354 alüminyum döküm alaşımına göre üstün olduğunu, ağırlıkça %0,2 Zr ve ağırlıkça %0,2 Ni takviyesinin alaşımanın çekme dayanımını 300°C sıcaklıkta %30 artırdığını deneyler sonucunda tespit etmişlerdir. Elde ettikleri deneysel veriler sonucunda Zr ve Ni takviyesinin 354 alüminyum döküm alaşımının yüksek sıcaklık dayanımını artırmasında etkili olduğunu, ancak ilave edilecek Zr ve Ni oranının ağırlıkça %0,4'ü geçmemesi gerektiğini belirtmişlerdir.

Asghar vd (2010) çalışmalarında AlSi12, AlSi1,1 ve ağırlıkça %1,1 Ni takviyeli AlSi12Ni alaşımını üreterek bunların basma ve sürünme dayanımını oda sıcaklığı ve 300°C sıcaklıkta araştırmışlardır. Döküm yöntemiyle ürettikleri alaşımları 540°C sıcaklıkta 20 dakika, 4, 24 ve 64 saat küreselleştirme ısıl işleme tabi tuttuktan sonra bunlara 300°C sıcaklıkta 2 saat yapay yaşlandırma işlemi uygulamışlardır. Kıyaslama yapmak için alaşımları ısıl işlemsiz de deneylere tabi tutmuşlardır. Isıl işlem uygulanmadan yapılan deneyler sonucunda 300°C sıcaklıkta AlSi12Ni alaşımının AlSi12 alaşımına göre %50 daha fazla dayanıma ve %30 daha uzun termal çevrim ömrüne sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Küreselleştirme ısıl işleme tabi tutulan AlSi12Ni alaşımının ise yine 300°C sıcaklıkta AlSi12 alaşımına göre ısıl işlem süresine bağlı olmaksızın yüksek dayanıma ve termal çevrimli sürünme sırasında daha düşük şekil değiştirme hızına sahip olduğunu gözlemlemişlerdir.

El-Kady vd (2011) çalışmalarında Al₂O₃ nanopartikül takviyeli Al-Mg-Si alaşımı olan A356 matrisli nanokompozitlerin çekme davranışını oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda incelemişlerdir. Malzemelerini karıştırılmalı dökümü takiben sıkıştırılmalı döküm yöntemiyle ürettikten sonra çekme deneylerinden önce numuneleri T6 ısıl işleme tabi tutmuşlardır. Al₂O₃ nanopartiküllerini A356 matris alaşımı içerisine ortalama 60nm ve 200nm büyüklükte ve hacimce %5'e kadar çeşitli oranlarda ilave etmişlerdir. Bu çalışmada araştırmacılar 25, 100, 150, 200, 250 ve 300°C sıcaklıkta çekme deneylerini gerçekleştirmişlerdir. Yapılan deneyler sonucunda Al₂O₃/A356 nanokompozitlerinin takviyesiz A356 alaşımına göre oda sıcaklığında ve 300°C sıcaklığa kadar üstün çekme dayanımına sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Artan Al₂O₃ nanopartikül hacim oranı ve azalan nanopartikül büyüklüğü ile malzemenin akma ve çekme dayanımının arttığını belirtmişlerdir. Çekme dayanımının keskin bir şekilde düştüğü kritik sıcaklık olarak adlandırılan sıcaklık değerinin Al₂O₃/A356 nanokompoziti ve takviyesiz A356 alaşımı için sırasıyla 200 ve 150°C olduğunu deneyler sonucunda rapor etmişlerdir.

Ceschini vd (2006) çalışmalarında hacimce %10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA7005 matrisli kompozit (W7A10A) ile hacimce %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 matrisli kompozitlerin (W6A20A) çekme ve düşük çevrimli yorulma davranışını araştırmışlardır. Çekme deneylerini, 0,0001s⁻¹ sabit birim uzama hızında ve 25, 100, 150, 250°C sıcaklık altında gerçekleştirmişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda kompozitlerin elastisite modülü değeri ile çekme dayanımında partikül takviyesiyle birlikte belirgin bir artış elde etmişler, bu artışın partikül miktarına bağlı olarak W6A20A kompozitinde W7A10A kompozitine göre daha fazla olduğunu belirtmişlerdir. 100°C'ye kadar kompozitlerin elastisite modülü değerine sıcaklığın etkisinin belirgin olmadığını, 150°C'de bu değer önemli ölçüde düştüğünü, 250°C'ye ulaşıldığında ise bu değer ölçülemediğini

belirtmişlerdir. Kompozitlerin çekme dayanımı ve sünekliğinin ise 150°C'ye kadar sıcaklıktan fazla etkilenmediğini, 250°C sıcaklıkta ise mukavemetinin büyük ölçüde düşerek sünekliğinin arttığını gözlemlemişlerdir. Düşük çevrimli yorulma deneylerini ise 0,1Hz frekans, R=-1 gerilme oranında ve oda sıcaklığında birim uzama kontrollü olarak yapmışlardır. Yapılan deneyler sonucunda W7A10A kompozitinin izotropik sertleşme ya da izotropik yumuşama göstermediğini, W6A20A kompozitinin ise çevrim yumuşamasına maruz kaldığını ifade etmişlerdir.

Gangolu vd yaptıkları çalışmada ağırlıkça %15 B₄C takviyeli Al-Fe-Si-Mg matrisli kompozitlerin akma davranışını 25-500°C sıcaklık aralığında ve 0,0001s⁻¹ birim uzama hızında araştırmışlardır. Numuneleri ürettikten sonra 350°C'de sıcak haddeden geçirerek numunelerin çapını %64 oranında daraltmışlar, ardından basma testine tabi tutmuşlardır. Yapılan deneyler sonucunda kompozit ve matris alaşımının artan sıcaklık ve azalan gerilim hızıyla akma dayanımının azaldığını gözlemlemişlerdir. 300-500°C sıcaklık aralığında kompozitin akma dayanımının ciddi ölçüde düştüğünü belirtmişlerdir. Ayrıca B₄C /Al kompozitinin matris alaşımı ile kıyaslandığında üstün basma dayanımı gösterdiğini rapor etmişlerdir.

Qian vd (2008) çalışmalarında ağırlıkça %0,04, 0,15, 0,23, 0,31 ve 0,40 Mn takviyeli Al-Si esaslı kompozitlerin çekme davranışını 350°C sıcaklıkta araştırmışlardır. Yaptıkları deneyler sonucunda en yüksek çekme dayanımını ağırlıkça %0,15 Mn takviyesiyle elde etmişlerdir.

Tong vd (2012) çalışmalarında Al-Si piston alaşımına ağırlıkça %0,11 ve %0,46 Zr ilavesinin alaşımın yüksek sıcaklık mekanik özelliklerine etkisini araştırmışlardır. 350°C sıcaklıkta yaptıkları çekme deneyleri sonucunda alaşıma eklenen ağırlıkça %0,11 Zr takviyesinin alaşımın çekme dayanımını %3,8, akma dayanımını %6,9 ve uzama miktarını %13 artırdığını tespit etmişlerdir. Ağırlıkça %0,46 Zr takviyesinin ise alaşımın çekme dayanımını %3,8, akma dayanımını %7,3 ve uzama miktarını %9,6 azalttığını gözlemlemişlerdir. Ağırlıkça %0,46 Zr ilavesinin olumsuz etkisini mekanik özellikleri düşürücü etkisi olduğu ifade edilen ZrAlSi intermetalik fazının varlığına bağlamışlardır.

Molina vd (2011) çalışmalarında silindir başlığı malzemesi olarak kullanılan Al-Si₉-Cu₁ alaşımına yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla Mn ve Ni takviye etmişlerdir. Döküm yöntemiyle ürettikleri alaşımlara T6 ısıl işlemi uyguladıktan sonra oda sıcaklığı, 150 ve 250°C sıcaklıkta numuneleri çekme testine tabi tutmuşlardır. Alaşımları bu çalışmada AlSi₉Cu₁, AlSi₉Cu₁+Mn_{0,40} ve AlSi₉Cu₁+Ni₁Mn_{0,20} olarak üretmişler ve bu alaşımların çekme dayanımlarını belirtilen sıcaklıklarda kıyaslamışlardır. Oda sıcaklığında yaptıkları deneyler sonucunda AlSi₉Cu₁ alaşımına yapılan Mn ve Ni takviyesiyle birlikte alaşımın sertlik ve çekme değerlerinin iyileştiğini gözlemlemişlerdir. 150°C sıcaklıkta elde edilen çekme değerleri sonucunda AlSi₉Cu₁ alaşımının çekme dayanımının oda sıcaklığı ile kıyaslandığında %20 daha düşük olduğunu, AlSi₉Cu₁+Mn_{0,40} alaşımının dayanımının AlSi₉Cu₁ alaşımına göre üstün olduğunu tespit etmişlerdir. Bu sıcaklıkta AlSi₉Cu₁+Ni₁Mn_{0,20} alaşımını çekme testine tabi tutmamışlardır. 250°C sıcaklığa ulaşıldığında ise tüm alaşımların çekme dayanımında keskin bir düşüş olduğunu, Mn ve Ni takviyeli alaşımın diğer alaşımlara göre üstün özellikler gösterdiğini deneyler sonucu rapor etmişlerdir.

Garat ve Laslaz (2007) çalışmalarında motor silindir başlığı malzemesi olarak kullanılması amacıyla A356+Cu0,50%-T7 alaşımı, A356+Cu0,50%+Zr0,15%+Mn0,15-T7 alaşımı ve AlSi7Cu3,5MnVZrTi-T7 alaşımını döküm yöntemiyle üreterek bunların çekme ve sürünme davranışını oda sıcaklığı, 250 ve 300°C sıcaklıkta incelemişlerdir. Bu alaşımların yorulma davranışını ise yalnızca oda sıcaklığında araştırmışlardır. Yorulma deneylerini ise R=-1 gerilme oranında gerçekleştirmişler, numuneleri eğilme gerilmesine maruz bırakmışlardır. Yaptıkları deneyler sonucunda A356+%0,50 Cu alaşımına ilave edilen %0,15 Mn ve %0,15 Zr takviyesinin alaşımın çekme dayanımını önemli ölçüde artırmadığını gözlemlemişler, elde edilen mekanik özelliklerin silindir başlığı malzemesi kullanımı için yeterli olmadığını belirtmişlerdir. AlSi7Cu3,5MnVZrTi-T7 alaşımının ise 300°C sıcaklıkta süneklikten ödün vermeden yüksek akma dayanımı ve oda sıcaklığında yüksek yorulma dayanımı gösterdiğini deneyler sonucunda rapor etmişlerdir. Bu alaşımın bu özellikleriyle silindir başlığı malzemesi olarak kullanımı için gelecek vaat edici olduğunu ifade etmişlerdir.

Rajaram vd (2011) çalışmalarında ağırlıkça %3 grafit takviyeli Al-Si alaşımı matrisli kompozitlerin çekme dayanımını 25-300°C sıcaklık aralığında incelemişlerdir. Ayrıca Al-Si alaşımının ıslanabilirliğinin artırılması amacıyla ağırlıkça %1 Mg alaşıma ilave etmişlerdir. Elde ettikleri numuneleri universal hidrolik test makinesinde sabit $0,001s^{-1}$ gerinim hızında ve 25, 100, 150, 200, 250, 300°C sıcaklıkta çekme deneyine tabi tutmuşlardır. Sıcaklık arttıkça alaşım ve kompozitin mukavemetinin düştüğünü, grafit ile birlikte alaşıma ilave edilen Cu ve Ni elementlerinin alaşımın mukavemetini artırdığını deneyler sonucunda tespit etmişlerdir. Oda sıcaklığı çekme testleri neticesinde kompozitin çekme dayanımının takviyesiz alaşıma göre %24 üstün olduğunu gözlemlemişler, 300°C sıcaklıkta bu değer %11 olduğunu belirtmişlerdir. Her sıcaklıkta kompozitin çekme ve akma dayanımı ile sertliğinin Al-Si alaşımına göre üstün olduğunu gözlemlemişlerdir. Al-Si alaşımına ilave edilen Cu, Ni, Mg ve grafit ilavesinin dislokasyon hareketlerini engelleyerek matris alaşımının dayanımını artırdığını, oluşan Mg_2Si gibi intermetalik çökeltilerin ise çatlak başlaması ve ilerlemesini geciktirdiğini ifade etmişlerdir. Kompozitin kırılma biçiminin ise 300°C sıcaklığa kadar gevrek, bu sıcaklıktan sonra ise sünek yapıda olduğunu incelemeleri sonucunda rapor etmişlerdir.

Farkoosh vd (2015) çalışmalarında Al-7Si-0,5Cu-0,3Mg alaşımına ağırlıkça %0,3 Mo ilavesinin alaşımın yüksek sıcaklık mekanik özellik ve mikro yapısına etkisini araştırmışlardır. Alaşımları 300°C'de sürünme ve çekme testine tabi tutmuşlardır. Yaptıkları deneyler sonucunda alaşıma ilave edilen Mo takviyesinin alaşımın sürünme dayanımını 300°C'de 30MPa, minimum sürünme hızını ise %95 azalttığını tespit etmişlerdir. Alaşımın bu sıcaklıktaki akma, çekme dayanımı ve uzama miktarının ise Mo ilavesiyle birlikte sırasıyla %25, 15 ve 35 arttığını gözlemlemişlerdir. Transmisyon elektron mikroskopunda yaptıkları incelemeler sonucunda ise Mo ilavesinin yüksek sıcaklıkta kararlı Al-(Fe,Mo)-Si dispersiyonlarını oluşturduğunu, bu dispersiyonların dislokasyon hareketlerini engelleyerek alaşımın yüksek sıcaklık dayanımını artırmasında etkili olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca alaşıma ilave edilen Mo takviyesiyle birlikte gevrek β -Al₃FeSi intermetalik fazının oluşumunun engellendiğini rapor etmişlerdir.

Farkoosh ve Pekgülyüz (2013) çalışmalarında $Al_7Si_0,5Cu_0,3Mg$ alaşımına ağırlıkça %0,3-1 Ni ve %0,3 Mn ilave ederek bunların yüksek sıcaklık performansını basma ve sürünme testleri altında incelemiştir. Araştırmacılar basma deneylerini $0,01s^{-1}$ birim uzama hızında ve 25, 150 ve $300^{\circ}C$ sıcaklıklarda gerçekleştirmişler, sürünme deneylerini ise numuneleri çekme gerilmesine maruz bırakarak $0,01s^{-1}$ birim uzama hızında, 25 ve $300^{\circ}C$ sıcaklıkta yürütmüşlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda alaşıma ilave edilen Ni takviyesinin alaşımın akma dayanımını artırmada $150^{\circ}C$ sıcaklığa kadar etkili olmadığını belirtmişler, bu sıcaklıktaki mukavemet artışının $\theta-Al_2Cu$ ve $\theta-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ çökelti fazlarının varlığıyla sağlandığını ifade etmişlerdir. $300^{\circ}C$ sıcaklıkta artan Ni takviyesiyle birlikte akma dayanımının arttığını gözlemlemişler, MG3R06N alaşımının bu sıcaklıkta alaşımın akma dayanımını %30 artırdığını rapor etmişlerdir. Daha fazla Ni takviyesinin (MG3R10N) alaşımın akma dayanımını artırmasında etkisinin az olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca MG3R10N alaşımına ilave edilen %0,3Mn takviyesinin alaşımın sürünme dayanımını artırdığını tespit etmişlerdir.

Liu ve Chen (2015) çalışmalarında Al-Mn-Mg 3004 alaşımının yüksek sıcaklık özelliklerine $\alpha-Al(MnFe)Si$ dispersoidlerinin etkisini incelemiştir. Çökeltme ısıl işlemi sırasında homojen olarak dağılım sergileyen $\alpha-Al(MnFe)Si$ dispersoidlerinin alaşımın mukavemetini artırmada etkin bir rol oynadığını gözlemlemişlerdir. Alaşımın $300^{\circ}C$ sıcaklıktaki akma dayanımının bu dispersoitlerin yardımıyla 78MPa gibi yüksek bir değere sahip olduğunu tespit etmişlerdir. $300^{\circ}C$ sıcaklıkta 1000 saat tutulan dispersoitlerin yüksek termal kararlılık gösterdiğini, böylelikle alaşımın yüksek sıcaklıkta yüksek mekanik özelliklere ve sürünme dayanımına sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Giovanni vd (2016) çalışmalarında A356 alaşımı ile Ni ve V takviyeli A356 alaşımının yüksek sıcaklık çekme davranışını incelemiştir. Numunelerini kum kalıba döküm ve sürekli döküm yöntemiyle üreterek T6 ısıl işlemine tabi tutmuşlardır. Kıyaslamak için numuneleri ısıl işleme tabi tutmadan da çekme testine tabi tutmuşlardır. Alaşımların mekanik özelliklerini tespit etmek amacıyla numuneleri yüksek sıcaklık çekme testinin yanı sıra Vickers sertlik testine de tabi tutmuşlardır. Yüksek sıcaklık çekme deneylerini 10 tonluk universal test makinesinde, 40kN yük altında ve $235\pm 5^{\circ}C$ sıcaklıkta gerçekleştirmişlerdir. Buna ek olarak numuneleri $235^{\circ}C$ sıcaklıkta çeşitli sürelerde yapay yaşlandırma işlemine tabi tuttuktan sonra sertlik değerlerini grafiğe dökmüşlerdir. Yapılan çekme deneyleri neticesinde referans alaşımı olan A356 alaşımının çekme dayanımı ile Ni ve V takviyeli A356 matrisli alaşımının çekme dayanımı arasında bir fark elde edememişlerdir. Bunun yanı sıra sürekli döküm yöntemiyle üretilen alaşımların kum kalıba döküm yöntemiyle üretilen alaşımlara göre daha ince mikro yapıya sahip olmasından dolayı daha üstün akma dayanımı, çekme dayanımı ve uzama miktarına sahip olduğunu tespit etmişlerdir.

Yajima vd (1981) çalışmalarında hacimce %30, 35, 40 ve 50 sürekli SiC fiber takviyeli 1100-Al ve 6061-Al matrisli kompozitlerin çekme ve eğilme dayanımını oda sıcaklığından $500^{\circ}C$ sıcaklığa kadar incelemiştir. Yaptıkları deneyler sonucunda $400^{\circ}C$ sıcaklığa kadar kompozitlerin mukavemetini koruduğunu, $500^{\circ}C$ sıcaklığa ulaşıldığında ise matris ile fiber arasındaki bağın zayıflamasına bağlı olarak dayanımın düştüğünü rapor etmişlerdir.

Ochi vd (2007) çalışmalarında alüminyum alaşımı olan A6061 ve magnezyum alaşımı olan AZ91D alaşımı ile hacimce % 10, 18 ve 25 Al_2O_3 kısa fiber takviyeli A6061 ve AZ91D alaşımı matrisli kompozitlerin yorulma dayanımı ile yüzey çatlak başlangıç ve ilerleme gibi davranışlarını incelemişlerdir. Araştırmacılar yüksek çevrimli yorulma deneylerini numuneleri eğilme gerilmesine maruz bırakacak şekilde, 46Hz frekans ve $R=-1$ gerilme oranında gerçekleştirmişlerdir. A6061 alaşımı ve A6061 matrisli kompozitler için bu deneyleri 25, 200, 350, 400, 450°C sıcaklıkta, AZ91D alaşımı ile AZ91D alaşımı matrisli kompozitler için ise deneyleri yalnızca oda sıcaklığında yapmışlardır. Oda sıcaklığında yaptıkları deneyler sonucunda her iki alaşımın da artan Al_2O_3 takviyesiyle beraber yorulma dayanımının etkin bir şekilde arttığını gözlemlemişlerdir. A6061 alaşımı ile $Al_2O_3/A6061$ kompozitleri için gerçekleştirilen yüksek sıcaklık yorulma deneyleri sonucunda ise sıcaklığın artmasıyla beraber dayanımın düştüğünü, kompozitin her sıcaklıkta takviyesiz alaşıma göre üstün yorulma dayanımına sahip olduğunu, artan takviye oranı ile de bu dayanım miktarının arttığını tespit etmişlerdir.

Ochi vd (2004) çalışmalarında A6061 matrisli Al_2O_3 kısa fiber takviyeli (hacimce %0, 10, 18 ve 25) kompozitlerin yorulma eğrilerini oda ve yüksek sıcaklıklarda (200, 350, 400, 450°C) elde etmişlerdir. Deneyler sonucunda sıcaklık arttıkça yorulma dayanımının düştüğünü ve $Al_2O_3/A6061$ kompozitinin A6061 alaşımına göre oda ve yüksek sıcaklıklarda yorulma dayanımının üstün olduğunu gözlemlemişlerdir. Buna ilave olarak takviye miktarı arttıkça yorulma dayanımının arttığını belirtmişlerdir. Ayrıca kompozitin yorulma çatlak ilerleme hızının A6061 alaşımına göre oda ve yüksek sıcaklıklarda daha düşük olduğu ve artan takviye miktarının çatlama karşı direnci artırdığını tespit etmişlerdir.

Günümüz otomobillerinde kullanılan içten yanmalı motorlardaki bir piston yüksek sıcaklıktaki gazların yanma basıncına maruz kalmaktadır. Sıcaklığın daha yüksek olduğu piston başında kullanmak için Nicoletto vd (2014) çalışmalarında Al-Si alaşımını sıcak dövme ve döküm yöntemiyle üretmişler, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda (250, 300, 350°C) ürettikleri numuneleri eğilme gerilmesine maruz bırakarak bunların yorulma dayanımını test etmişlerdir. Cu, Mg, Mn, Fe ve Ni gibi çok sayıda alaşım elementini seyrek miktarda bu alaşıma dâhil etmişlerdir. Bu alaşımları Al-Si alaşımının içindeki miktarına göre A (ağırlıkça %0,8-1,5 Cu, %0,8-1,3 Ni, %0,8-1,5 Mg) ve B (ağırlıkça %3-4 Cu, %1,8-3 Ni, %0,7-1,5 Mg) olarak adlandırmışlardır. İncelemeleri sonucunda sıcak dövme yöntemiyle üretilen alaşımların oda sıcaklığında döküm yöntemiyle üretilen alaşımlara göre yüksek yorulma dayanımına sahip olduğu, ancak artan sıcaklıkla beraber bu avantajı yitirdiği ve 250°C üzerinde dayanımının döküm yöntemiyle üretilen alaşımın altında olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca sıcak dövme yöntemi açısından bakıldığında B alaşımının yorulma dayanımının tüm sıcaklıklarda A alaşımına göre üstün olduğunu belirtmişlerdir. Bunun nedenini B alaşımındaki intermetalik fazlarının yoğunluğuna bağlamışlardır.

Kim vd (2014) çalışmalarında Al-1% Mg-1,1% Si-0,8% CoNi alaşımının yüksek sıcaklıkta yüksek çevrimli yorulma davranışını araştırmışlardır. Deneyi 130°C sıcaklık, 30Hz frekans ve $R=0$ gerilme oranında gerçekleştirmişlerdir. İncelemeleri sonucunda tüm gerilme koşulları altında bu alaşımın yorulma ömrünün geleneksel yüksek sıcaklık

alaşımları olan A319 ve A356 alaşımlarına göre daha uzun olduğunu tespit etmişlerdir. Bu başarıyı alaşımın oluşturduğu matris içerisinde iyi dağılmış ve matrisle sıkı bağ kuran $(Co,Ni)_3Al_4$ fazlarına bağlanmış ve bu fazların yorulma çatlak başlaması ve yayılmasına karşı dirençli olduklarını rapor etmişlerdir.

Zhang vd (2012) çalışmalarında Al-Si döküm alaşımına hacimce %17 oranında Al_2O_3 fiber takviyesi yaparak bunların yüksek sıcaklık çekme ve yorulma davranışını incelemişlerdir. Ürettikleri numuneleri piston işletme sıcaklığı olan 200, 275 ve 350°C olmak üzere üç ayrı sıcaklıkta birim uzama kontrollü yorulma ve çekme deneyine tabi tutmuşlardır. Birim uzama kontrollü yorulma deneyinde numuneleri çeki-bası gerilmesine maruz bırakarak deneyi 0,5Hz frekans altında ve $R=-1$ gerilme oranında gerçekleştirmişlerdir. Çekme deneyleri sonucunda sıcaklık arttıkça Al-Si alaşımı ve Al-Si/ Al_2O_3 kompozitinin elastisite modülünün azaldığı, Al_2O_3 takviyesinin alaşımın elastisite modülünü artırdığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca Al-Si/ Al_2O_3 kompozitinin akma ve çekme dayanımının her sıcaklıkta Al-Si alaşımına göre oldukça üstün olduğunu deneyler sonucu elde etmişlerdir. Yorulma deneyleri sonucunda ise Al-Si/ Al_2O_3 kompozitinin her sıcaklıkta Al-Si alaşımına göre üstün dayanım gösterdiğini rapor etmişlerdir.

Uematsu vd (2008) çalışmalarında SiC takviyeli 2024 alüminyum alaşımı matrisli kompozitlerin yorulma davranışını oda sıcaklığı, 150 ve 250°C sıcaklıkta incelemişlerdir. SiC partiküllerini hacimce %9 oranında 5, 20 ve 60µm boyutlarında alaşıma ilave etmişlerdir. Kıyaslamak için 2024 alüminyum alaşımını takviyesiz olarak da üretmişlerdir. Yorulma deneyini 19kN kapasiteli elektro servohidrolik test makinesi kullanarak 10Hz frekans altında gerçekleştirmişlerdir. Deneyler sonucunda partikül boyutundan bağımsız olarak artan sıcaklıkla beraber yorulma dayanımının düştüğünü, 250°C'de bu düşüşün çok fazla olduğunu gözlemlemişlerdir. Oda sıcaklığında yorulma dayanımının en yüksek 5µm SiC/Al kompoziti olduğu, daha sonra 20µm SiC/Al ve takviyesiz Al alaşımı geldiğini, en düşük dayanıma ise 60µm SiC/Al kompozitinin sahip olduğunu belirtmişlerdir. 150°C'de partikül boyutu etkisinin azaldığını, 250°C'de ise bu etkinin neredeyse yok olduğunu rapor etmişlerdir. Yorulma kırılma başlangıcının 150°C'de partikül boyutuna bağlı olduğunu, 250°C'de ise kırılmanın partikül boyutundan bağımsız olarak gerçekleştiğini belirtmişlerdir.

Kumar vd (2013) çalışmalarında ağırlıkça %15 $ZrSiO_4$ partikül takviyeli Al-Si matrisli kompozitlerin 3000m kayma mesafesine kadar 1,6m/s sabit kayma hızında 1-5kg yük ve 50-300°C sıcaklık altında kuru kayma aşınma mekanizmasını araştırmışlardır. $ZrSiO_4$ partiküllerini matris içerisine 20-32µm ve 106-125µm olmak üzere iki ayrı boyutta ilave etmişler ve partikül boyutunun aşınma dayanımına etkisini incelemişlerdir. Araştırmaları sonucunda ince taneli kompozitin her yük ve sıcaklık altında nispeten kaba taneli kompozite göre daha üstün aşınma dayanımı gösterdiğini rapor etmişlerdir. Taramalı elektron mikroskopunda yaptıkları incelemeler sonucunda her iki kompozitte de abrasif ve adhesif aşınma mekanizmalarına rastlamışlardır.

Nemati vd (2016) çalışmalarında ağırlıkça %1, 3, 5, 7, 10 $Al_{13}Fe_4$ nanopartikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklık mekanik ve aşınma davranışını incelemişlerdir. Nanokompozitleri toz metalurjisi yöntemiyle üretilen bunları sıcak

ekstrüzyona tabi tutmuşlardır. Araştırmaları sonucunda ekstrüze edilmiş Al esaslı kompozitlerin $Al_{13}Fe_4$ nanopartikül takviyesiyle birlikte mekanik ve tribolojik özelliğinin artırıldığını belirtmişlerdir. Mekanik özelliklerdeki artışı matris içerisinde homojen dağılmış $Al_{13}Fe_4$ nanopartiküllerinin ekstrüzyon sırasında dislokasyon hareketlerini engellemesine bağlamışlardır. $250^{\circ}C$ 'de en düşük aşınma ve sürtünme miktarı için ağırlıkça %5 $Al_{13}Fe_4$ partikül takviyesinin en uygun olduğunu rapor etmişlerdir. Bu oranda Al matris içerisine ilave edilen $Al_{13}Fe_4$ nanopartiküllerinin yüksek sıcaklıkta yüksek aşınma dayanımı gerektiren yerlerde etkin bir şekilde kullanım potansiyeli olduğunu belirtmişlerdir.

Qutub vd (2010) çalışmalarında hacimce %20 oranında ve $0,7\mu m$ boyutlarında Al_2O_3 partikül takviyesi içeren AA6061 matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışını "pin-on-disk" test yöntemiyle $0,25m/s$ kayma hızı ve $500m$ kayma mesafesi şartları altında AISI 4041 çeliğine karşı $5-110N$ yük altında oda sıcaklığından $300^{\circ}C$ 'ye kadar incelemişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda her sıcaklıkta kritik yük temel alınarak hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya doğru geçiş yaşandığını, $100, 200$ ve $300^{\circ}C$ sıcaklıktaki kritik yüklerin sırasıyla $40, 30$ ve $15N$ olduğunu belirlemişlerdir. Elde ettikleri bu değerler sonucunda sıcaklık arttıkça kompozitlerin aşınma direncinin azaldığını rapor etmişler, bunu da yüksek sıcaklıklarda matrisin termal yumuşamasına ve yüksek kayma gerinmesinden dolayı oluşan partikül kırılmasına bağlamışlardır.

Singh (1995) çalışmasında hacimce %20 Al_2O_3 partikül takviyeli Al6061 kompoziti ile $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ intermetalik alaşımının kuru kayma aşınma davranışını "ring-on" disk test yöntemiyle SAE 52100 çeliğine karşı çeşitli yük ve $25-520^{\circ}C$ sıcaklık aralığında incelemiştir. Kıyaslama açısından takviyesiz Al6061 alaşımının aşınma davranışını da aynı şekilde incelemiştir. Yaptığı deneyler sonucunda hacimce %20 $Al_2O_3/Al6061$ kompozitinde her sıcaklıkta kritik yüke bağlı olarak hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yaşandığını, $25, 150$ ve $200^{\circ}C$ 'deki kritik yüklerin sırasıyla $350, 200$ ve $50N$ olduğunu tespit etmiştir. Hacimce %20 $Al_2O_3/Al6061$ kompozitinin Al6061 alaşımına göre yüksek aşınma direnci gösterdiğini belirtmiş, bunun da matris içerisinde ince ve homojen dağılmış sert Al_2O_3 partiküllerinden kaynaklandığını rapor etmiştir. Her üç malzemede de kritik sıcaklığa kadar aşınma hızının azaldığını, bu sıcaklıktan sonra akma dayanımındaki düşüşe bağlı olarak aşınma hızının keskin biçimde arttığını gözlemlemiştir. $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ intermetalik alaşımının ise $350^{\circ}C$ 'ye kadar oldukça iyi aşınma direnci sergilediğini, bu sıcaklıktan sonra intermetalik alaşımın yumuşamasına bağlı olarak alaşımın aşınma direncinin azaldığını rapor etmiştir. Ayrıca Singh bu çalışmasında hac. %20 $Al_2O_3/Al6061$ ve Al6061 alaşımını $500^{\circ}C$ 'ye kadar basma testine tabi tutmuştur. Deneyler sonucunda her iki malzemenin de düşük sıcaklıklarda yüksek akma dayanımı gösterdiğini, Al_2O_3 partikül takviyesinin alaşımın akma dayanımını artırdığını gözlemlemiştir. Ancak $200^{\circ}C$ üzerinde her iki malzemenin de akma dayanımının keskin bir şekilde düştüğünü, $230^{\circ}C$ sıcaklığa ulaşıldığında ise partikül takviyesinin etkisini neredeyse yitirdiğini tespit etmiştir.

Kumar vd (2009) çalışmalarında ağırlıkça %5 ve 10 oranlarında TiB_2 partikül takviyeli "in-situ" yöntemiyle üretilen Al-7Si esaslı kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışlarını "pin-on disk" yöntemiyle $1m/s$ sabit kayma hızı ve $800m$ sabit kayma mesafesi şartlarında, $40-120N$ yük ve $25-300^{\circ}C$ sıcaklık altında AISI 52100 çeliğine karşı

incelemişlerdir. Deneyler sonucunda artan sıcaklıkla beraber Al-7Si alaşımının aşınma hızının arttığını, TiB₂ takviyesinin artmasıyla ise aşınma hızının azaldığını gözlemlemişlerdir. Al-7Si alaşımında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya 100, 150 ve 200°C sıcaklıkta sırasıyla 80, 60, 40N yük miktarında geçildiğini tespit etmişlerdir. Ağırlıkça %5 TiB₂ takviyeli kompozitte 200 ve 300°C sıcaklıkta geçiş yükünün sırasıyla 120 ve 80N, ağırlıkça %10 TiB₂ takviyeli kompozitte ise 300°C'deki kritik geçiş yükünün 100N olduğunu belirtmişlerdir. Elde edilen deneysel veriler Al-7Si matrisli TiB₂ partikül takviyeli kompozitlerin yüksek sıcaklıklarda dahi üstün aşınma direncine sahip olduğunu göstermiştir. Ayrıca Al-7Si-TiB₂ kompozitlerinin her sıcaklıkta Al-7Si alaşımına göre TiB₂ partiküllerinin etkisiyle matrisin termal kararlılığını artırmasına bağlı olarak düşük sürtünme katsayısına sahip olduğunu ifade etmişlerdir.

Manohara (2013) çalışmalarında Al₃Ti, TiB₂, AlB₂ ve Al₄Sr intermetalik partikül takviyeli Al-Si alaşımı olan A413 matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışını "pin-on disk" test yöntemiyle 0,94, 1,88, 2,82m/s kayma hızlarında, 565,48, 1130,97, 1696,46 m kayma mesafesinde 0,12, 0,24, 0,37, 0,49 ve 0,62N/mm² basınç altında, oda sıcaklığından 250°C sıcaklığa kadar En-31 çeliğine karşı incelemişlerdir. Gerçekleştirdikleri deneyler sonucunda A413 alaşımına ilave edilen intermetaliklerin alaşımın aşınma direncini her sıcaklıkta artırdığını gözlemlemişlerdir. Mikroskobik incelemeleri sonucunda artan aşınma direncini intermetalik partiküllerin tane sınırlarında birikerek kayma esnasında iki metal arasındaki temas azaltıcı etkisine bağlamışlardır. Ayrıca sabit kayma mesafesinde artan sıcaklıkla beraber intermetalik takviyeli ve takviyesiz tüm alaşımların aşınma hızında azalma tespit etmişler, bu durumu kayma esnasında sıcaklığa bağlı olarak yüzeyler arasında oluşan oksit tabakasının metal-metal temasını azaltıcı etkisine bağlamışlardır.

Prabhudeb vd (2016) çalışmalarında ağırlıkça %2,83 B ve %10 St takviyeli A356 esaslı kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışını "pin-on disk" test yöntemiyle 0,715N/mm² sabit basınç, 1,884m/s sabit kayma hızı ve 1696,460m sabit kayma mesafesinde oda sıcaklığı, 100, 200 ve 300°C olmak üzere dört ayrı sıcaklıkta araştırmışlardır. Yaptıkları deneyler sonucunda sıcaklık arttıkça kompozitlerin aşınma hızının arttığını gözlemlemişlerdir. Bunun yanısıra bor ve stronsiyum partiküllerinin A356 alaşımına ilavesinin alaşımın aşınma özelliklerini iyileştirdiğini tespit etmişlerdir. Kompozitlerin aşınma hızında 200°C sıcaklıktan sonra matrisin yumuşamasına bağlı olarak önemli derecede artış gözlemlemişler, 300°C'de ise plastik deformasyon ve malzeme transferi etkisiyle kompozitlerin şiddetli aşınmaya maruz kaldığını belirtmişlerdir.

Demirel ve Muratoğlu (2010) çalışmalarında ağırlıkça %5, 10, 15 Ni₃Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışını "pin-on disk" test yöntemiyle 0,4m/s sabit kayma hızı, 1500m sabit kayma mesafesinde, 83, 150N yük ve 25, 150°C sıcaklık altında GCr15 çeliğine karşı incelemişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda Ni₃Al/Al kompozitlerinin aşınma direncinin takviyesiz Al matrisine göre üstün olduğunu, artan Ni₃Al takviyesi ve artan yüklerle birlikte kompozitlerin aşınma direncinin düştüğünü gözlemlemişlerdir. Ayrıca kompozitlerin aşınma direncinin yüksek sıcaklıklarda artan Ni₃Al miktarıyla beraber arttığını belirtmişlerdir. Düşük miktarlardaki Ni₃Al takviyesinin (ağırlıkça %5, 10) yüksek sıcaklıklarda kompozitlerin ağırlık kaybını artırdığını, Ni₃Al

takviye miktarındaki artışla birlikte (ağırlıkça % 15 Ni₃Al) kompozitlerin ağırlık kaybında azalma tespit etmişlerdir. Araştırmacılar bu çalışmalarında kompozitlerin sürtünme katsayısı değerinin uygulanan yük ve sıcaklıktan neredeyse bağımsız olduğunu, Ni₃Al/Al kompozitlerinin takviyesiz matrise göre tüm koşullar altında düşük sürtünme katsayısına sahip olduğunu rapor etmişlerdir.

Martin vd (1999) hacimce %14,4 Al₂O₃ partikül takviyeli Al-2014 matrisli kompozit ile hacimce %14,9 Al₂O₃ partikül takviyeli Al-6061 matrisli kompozitlerin tribolojik davranışını 25N kuvvet, 0,1m/s kayma hızında ve 293-473 K sıcaklık aralığında DIN 5401 çeliğine karşı incelemişlerdir. Bunun yanı sıra temas yüzeyleri arasında oluşan gerilme bölgelerini ABAQUS programında sonlu elemanlar yöntemiyle analiz etmişlerdir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte sürtünme katsayısı değerinin arttığını ve matrisin artan plastik deformasyonun etkisiyle özelliğini yitirdiğini deneyler sonucu tespit etmişlerdir. Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişin yaşandığı kritik sıcaklığa kadar kompozitlerin aşınma direncinin oldukça üstün olduğunu, bu sıcaklıktan sonra aşınma hızının giderek arttığını gözlemlemişlerdir. Sonlu elemanlar analizi sonucunda ise yüksek sıcaklıkta partikül ayrılma ve kırılmasına sebep olan kayma gerinim değerinin deneysel verilere göre daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir.

Singh ve Alpas (1996) çalışmalarında hacimce %20 Al₂O₃ partikül takviyeli 6061 alüminyum alaşımı matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma ve deformasyon davranışını 25-500°C aralığında incelemişlerdir. Aşınma deneylerini 0,2m/s sabit kayma hızı ve 5-450N değişken yük altında SAE 52100 çeliğine karşı gerçekleştirmişlerdir. Deneyler sonucunda hacimce %20 Al₂O₃/Al 6061 kompoziti ile takviyesiz alaşımın belirli bir sıcaklıkta hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yaşadığını, bu geçiş sıcaklığının partikül takviyesiyle birlikte %50-70 oranında arttığını belirtmişlerdir. 10N yük ve 0,2m/s sabit kayma hızı şartları altında matris alaşımında kritik geçiş sıcaklığının 180°C, hacimce %20 Al₂O₃/Al6061 kompoziti için bu sıcaklığın 230°C olduğunu tespit etmişlerdir. Hafif aşınma rejiminde takviyesiz Al6061 alaşımı için sıcaklık arttıkça aşınma hızı ve sürtünme katsayısının azaldığı, aynı rejimde hacimce %20 Al₂O₃/Al6061 kompozitine ise sıcaklık etkisinin neredeyse olmadığını gözlemlemişlerdir. Yapılan basma testleri sonucunda ise takviyesiz ve takviyeli her iki alaşımın akma dayanımında sıcaklığa bağlı olarak azalma tespit etmişlerdir.

Rajaram vd (2010) çalışmalarında ağırlıkça %3 grafit takviyeli Al-Si alaşımı matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışını "pin-on disk" test yöntemiyle 20N yük, 2km sabit kayma mesafesi ve 1,2m/s sabit kayma hızı şartları altında 25, 100, 150, 200, 250, 300, 350°C sıcaklıkta araştırmışlardır. Yapılan deneyler sonucunda Al-Si alaşımının aşınma özelliklerinin grafit takviyesiyle birlikte iyileştiğini, kompozitin aşınma direncinin tüm sıcaklıklarda Al-Si alaşımına göre üstün olduğunu gözlemlemişlerdir. Artan sıcaklıkla beraber kompozit ve matris alaşımının aşınma hızında azalma olduğunu belirtmişler, bunun nedenini yüzeyler arasında metal-metal temas şiddetini azaltıcı oksit ve camsı tabakaya bağlamışlardır. Buna ek olarak bu çalışmada numunelere oda sıcaklığında çekme testi uygulamışlardır. 0,02s⁻¹ birim uzama hızında gerçekleştirilen deneyler sonucunda kompozitin çekme dayanımının matris alaşımı ile kıyaslandığında %46 daha fazla olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca grafit/Al-

Si kompozitine ilave edilen seyrek miktardaki Cu ve Ni elementlerinin kompozitin akma ve çekme dayanımını süneklikten bir miktar taviz vererek artırdığını rapor etmişlerdir.

El-Kady vd (2003) çalışmalarında hacimce %8, 12, 20 SiC partikül takviyeli A390 alüminyum alaşımı matrisli kompozitleri karıştırmalı döküm ve sıkıştırırmalı döküm yöntemiyle üreterek bunların yüksek sıcaklık kuru kayma aşınma davranışını 50-300°C sıcaklık aralığında incelemişlerdir. Aşınma deneylerini “pin-on disk” test yöntemiyle 20N yük ve 2m/s kayma hızında gerçekleştirmişler, döküm yöntemi, ilave edilen partikül hacim oranı ve boyutunun kompozitlerin aşınma direncine olan etkisini araştırmışlardır. Yürütülen deneyler sonucunda artan partikül hacim oranı ve boyutunun kompozitlerin aşınma direncini artırdığını, partikül boyutu etkisinin hacim oranı ile kıyaslandığında nispeten düşük olduğunu gözlemlemişlerdir. Bunun yanı sıra sıkıştırırmalı döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin aşınma direncinin her sıcaklıkta karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilen kompozitlere göre üstün olduğunu belirtmişler, hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş sıcaklığı olarak adlandırılan kritik sıcaklığın sıkıştırırmalı döküm yöntemiyle üretilen kompozit, karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilen kompozit ve takviyesiz matris alaşımı için sırasıyla 250, 200 ve 150°C olduğunu deneyler sonucunda tespit etmişlerdir. Karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde malzemenin özelliklerini zayıflatan tane boşlukları, topaklanma ve gözenekliliğe rastlamışlar, nispeten düşük aşınma özelliklerini bu yapıların varlığına bağlamışlardır. Sıkıştırırmalı döküm yönteminde ise düşük gözeneklilik, matris ve takviye fazı arasında sıkı bağ ve homojen dağılımlı yapı elde etmişlerdir.

Muratoğlu ve Aksoy (2000) çalışmalarında 2124 alüminyum alaşımı ile hacimce %25 SiC takviyeli 2124 alüminyum alaşımı matrisli kompozitlerin kuru ve yağlanmış aşınma davranışını “block-on” test yöntemiyle AISI 1050 çeliğine karşı çeşitli sıcaklıklarda incelemişlerdir. Tüm malzemeleri toz metalurjisi yöntemiyle üretmişler, bazılarını yaşlandırma etkisini görebilmek için T6 ısıl işlemine tabi tutmuşlardır. Kuru kayma aşınma testlerini 2m/s kayma hızı, 52N yük altında 25-200°C sıcaklık aralığında gerçekleştirmişlerdir. Yağlanmış aşınma testlerini ise 2m/s kayma hızı, 3020m kayma mesafesi ve 312 Nyük altında, yalnızca oda sıcaklığında yapmışlardır. Kuru kayma aşınma deneyleri sonucunda hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş sıcaklığı olarak adlandırılan kritik sıcaklığı matris alaşımı ve kompozit için 100°C olarak tespit etmişlerdir. 100°C sıcaklık değerinin altında yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuş matris alaşımı ve kompozit numunelerin yaşlandırmaya tabi tutulmayan matris alaşımı ve kompozit numunelere göre yüksek aşınma hızı gösterdiğini rapor etmişler, beklenmeyen bu durumu matrisin kırılma tokluğuyla ilişkilendirmişlerdir. Geçiş sıcaklığı olan 100°C üzerinde ise yaşlandırmaya tabi tutulmayan numunelerin yaşlandırmaya tabi tutulan numunelere göre yüksek aşınma hızına sahip olduğunu gözlemlemişlerdir. 100°C sıcaklık değeri altında abrasif aşınma, 100°C üzerinde ise adhesif aşınma türüne rastlamışlardır.

3. MATERYAL VE METOD

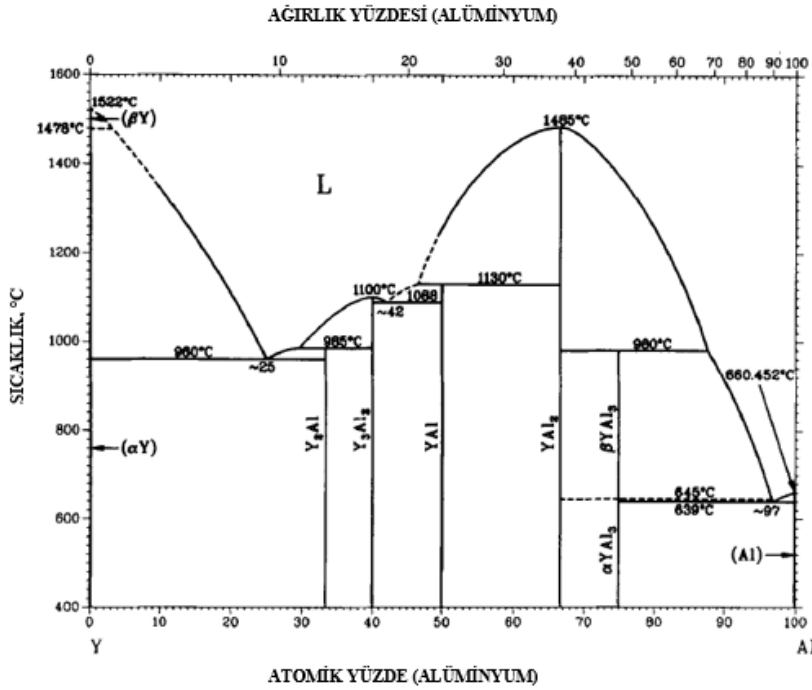
3.1. Malzeme

Bu çalışmada matris malzemesi olarak ticari saflıkta alüminyum kullanılmıştır. Alüminyum içerisine ilave edilen Y_2O_3 tozu Ege Nanotek isimli firmadan temin edilmiştir. Y_2O_3 tozunun özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiştir. Karışımların hazırlanması için 0,01g hassasiyete sahip maksimum 300g’a kadar tartım yapabilen dijital hassas terazi kullanılmıştır.

Çizelge 3.1. Y_2O_3 tozunun fiziksel özellikleri

Ortalama Parçacık Boyutu	30-50 nm
Saflık	%99,99
Yüzey Alanı	~25-45 m ² /g
Renk	Beyaz
Morfoloji	Küresel
Özkütle (Bulk)	~0.31 g/m ³
Özkütle (True)	~5.01 g/m ³
Ergime Noktası	2690 °C

Malzemelerin özelliklerini geliştirmek ve daha etkin tasarım yapmak açısından faz diyagramları önem arz etmektedir. Y-Al ikili sistemi ile ilgili Gschneidner ve Calderwood (1989) tarafından yürütülen çalışmalar sonunda elde edilen faz diyagramı Şekil 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1. Y-Al faz diyagramı (Gschneidner ve Calderwood 1989)

3.2. Alaşımın Üretilmesi

Alex Makine'dan temin edilen 4,5kW güce sahip indüksiyon ergitme ocağı (Şekil 3.2), 75mm çap ve 140mm yüksekliğe sahip grafit pota ile birlikte alüminyum ergitmek için kullanılmıştır. Metal ile fırın sıcaklığı arasında fark olduğundan dolayı, ergimiş metalin sıcaklığının ölçülmesi için K-Tipi termokupl (kromal-alümel) kullanılmıştır. İndüksiyon ergitme ocağının fiziksel özellikleri Çizelge 3.2'de belirtilmiştir.

Çizelge 3.2. İndüksiyon ergitme ocağının fiziksel özellikleri

Güç	4,5kW
Gerilim	380V
Depo	5L
Pompa	CP53 / 220 V, 50 Hz, 104 W, 0,53 A
Radyatör	1HP
Soğutma Sıvısı	4,5l Saf su + 0,5l Antifriz



Şekil 3.2. İndüksiyon ergitme ocağı

Ağırlıkça belirlenen alüminyum, grafit pota içerisine yerleştirildikten sonra fırın sıcaklığı 900°C'ye çıkarılmış, oksit film tabakası yüzey üzerinden kaldırılmıştır. Ardından Y_2O_3 nanotozu ağırlıkça %0,5, %1 ve %2 olmak üzere alüminyum içerisine ilave edilmiş, homojen dağılım elde etmek amacıyla 400min⁻¹ hızda, mekanik karıştırıcı yardımıyla 5min karıştırılmıştır. Sıvı metal yüzeyinin oksitlenmesini önlemek amacıyla

ergitme işlemi %99 saflıktaki argon atmosferi altında yapılmıştır. Argon gazının debisi 5l/min olacak şekilde sabit tutulmuştur.

13 mm çapındaki mekanik karıştırıcı grafit malzemedan yapılmıştır. Bu karıştırıcının çelik mile montajı Şekil 3.3’de gösterildiği gibi bir ara eleman yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Mekanik karıştırıcı, grafit pota içerisine potanın üst kısmından 2/3’ü içinde olacak şekilde yerleştirilmiştir.

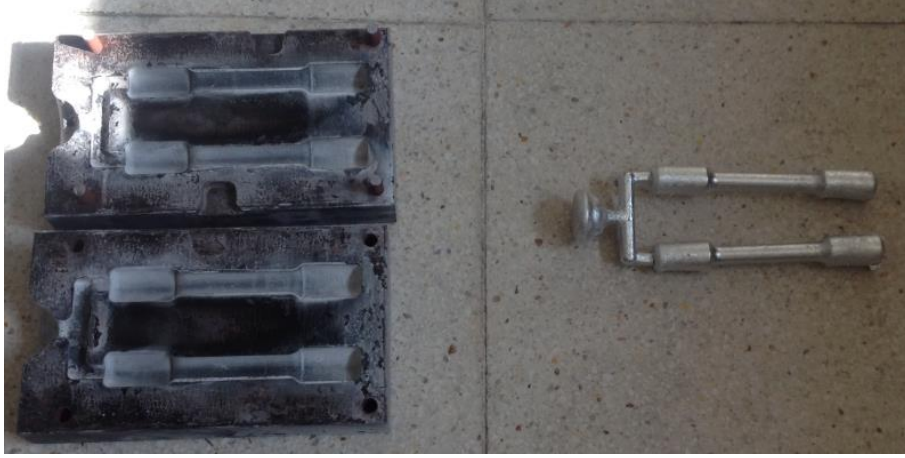


Şekil 3.3. Deney düzeneği

Karıştırma işleminin ardından soğuma hızı farkını ortadan kaldırmak ve kalıbın eksiksiz bir şekilde doldurulmasını sağlamak amacıyla alaşım, fırında (Şekil 3.4) 550°C’de ön ısıtmaya tabi tutulmuş çelik kalıp (Şekil 3.5) içerisine dökülerek numuneler üretilmiştir. Kıyaslama yapmak amacıyla takviyesiz alüminyum da aynı şekilde üretilmiş, sıcaklık 900°C’ye ulaştıktan sonra 5 dakika karıştırma işlemi yapıldıktan sonra çelik kalıp içerisine dökülmüştür.



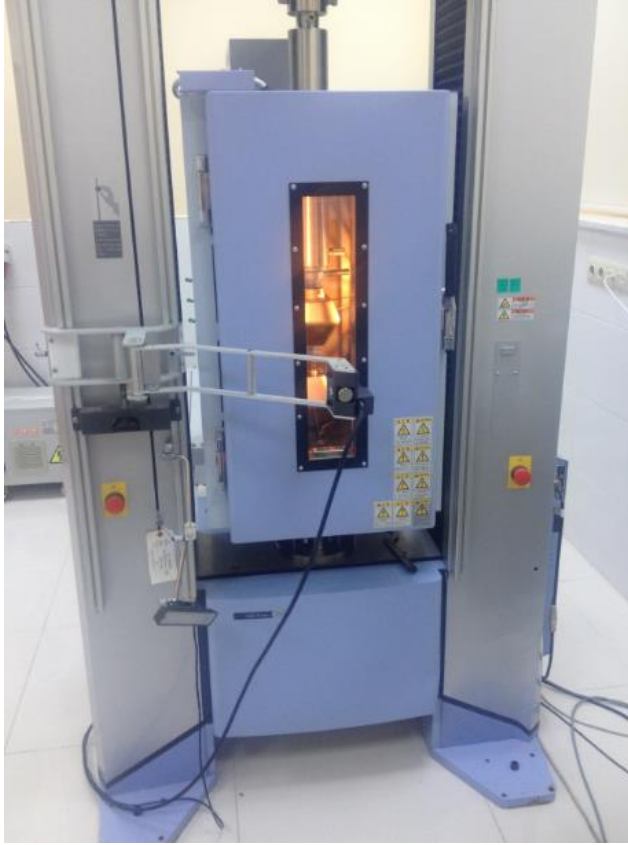
Şekil 3.4. Kalıbı ısıtmak için kullanılan kutu fırın



Şekil 3.5. Numune dökülen çelik kalıp

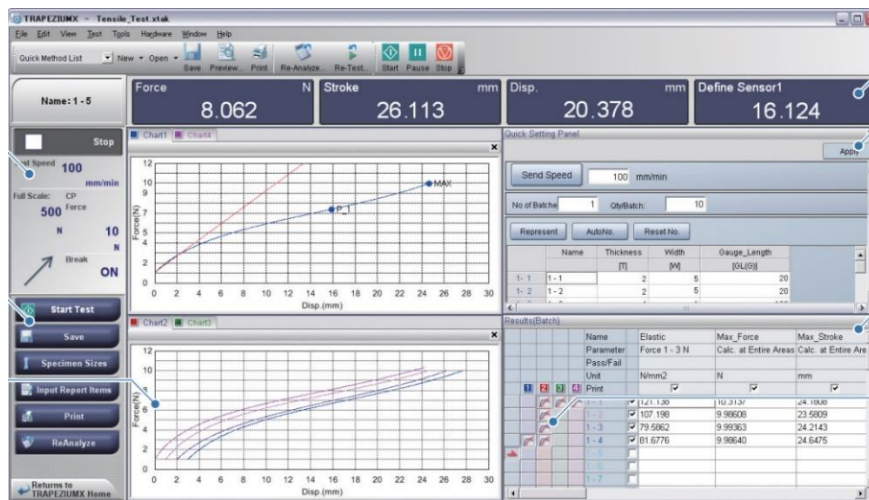
3.3. Çekme Testleri

Çekme testleri, 12,5 mm çaptaki döküm numuneleri üzerinde 250kN yük kapasiteli Shimadzu marka AG-X Plus model mekanik test cihazında yapılmıştır (Şekil 3.6). Çekme deney hızı 1mm/min olacak şekilde sabit tutulmuştur.



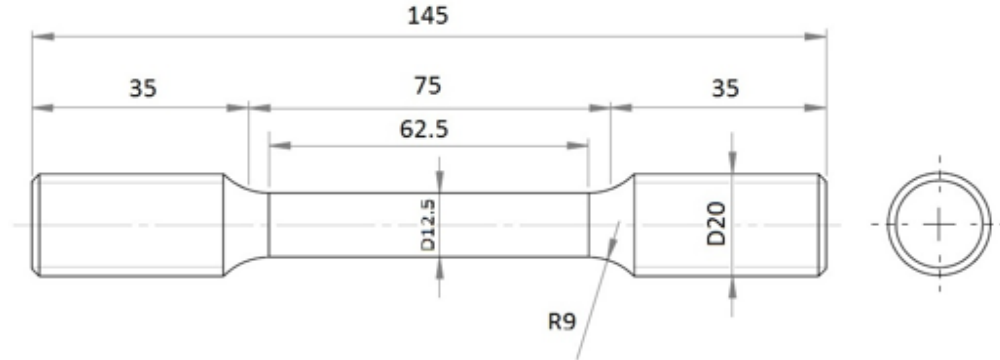
Şekil 3.6. 250 kN kapasiteli Shimadzu marka çekme test cihazı

Deneyler, TRAPEZIUM X adlı yazılım kullanılarak bilgisayar kontrollü olarak gerçekleştirilmiştir. Bu program ile deney parametreleri ayarlanabilmekte ve deney hakkındaki ayrıntılı bilgiler, deney raporu ve grafik olarak elde edilebilmektedir. Şekil 3.7'de bu programın kullanıcı arayüz görünümü verilmiştir.



Şekil 3.7. TRAPEZIUM X adlı bilgisayar programının arayüz görünümü

Çekme deney numuneleri ASTM B557M standartına göre üretilmiş olup numunelerin teknik resmi Şekil 3.8’de, numaralandırılmış hali ise Şekil 3.9’da verilmiştir.



Şekil 3.8. ASTM B557M standartına göre üretilen numune teknik resmi

Deneylerde gerçek uzama miktarının ölçümü için video ekstensometre kullanılmıştır. Video ekstensometre, temassız bir ölçüm sistemidir. Bir adet lensten ve görüntü işleyiciden oluşmaktadır. İki çizgi arasındaki enlemsel ve boylamsal uzama farklarını ölçmektedir.



Şekil 3.9. Dökümden çıkan çekme numuneleri

Tüm ekstensometrelerde numune ile ölçüm cihazı arasındaki etkileşim en önemli parametrelerdendir. Optik, lazer ve video ekstensometrelerde etkileşim numune üzerine yapıştırılan veya işaretlenen bölgelerin ölçüm cihazı tarafından takibi ile sağlanır. Bu işaretlemelerin numune üzerinde düzgün bir şekilde konumlandırılması, test esnasında herhangi bir işaretleme bozulmasının olmaması ve ölçüm cihazının numuneyi tam olarak göreceği şekilde konumlandırması ölçüm sonuçlarının sağlıklı alınmasını sağlayacaktır. (Aydemir 2011)

Çekme testleri saf alüminyum, %0,5, %1 ve %2 Y_2O_3 takviyeli alüminyum matrisli alaşımlar için oda sıcaklığı, 125 ve 250°C olmak üzere üç ayrı sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Fırın sıcaklığı Shimadzu marka sıcaklık kontrol cihazı ile kontrol edilmiştir (Şekil 3.10). Fırın sıcaklığı maksimum 250°C sıcaklığa çıkabilmektedir.



Şekil 3.10. Sıcaklık kontrol cihazı

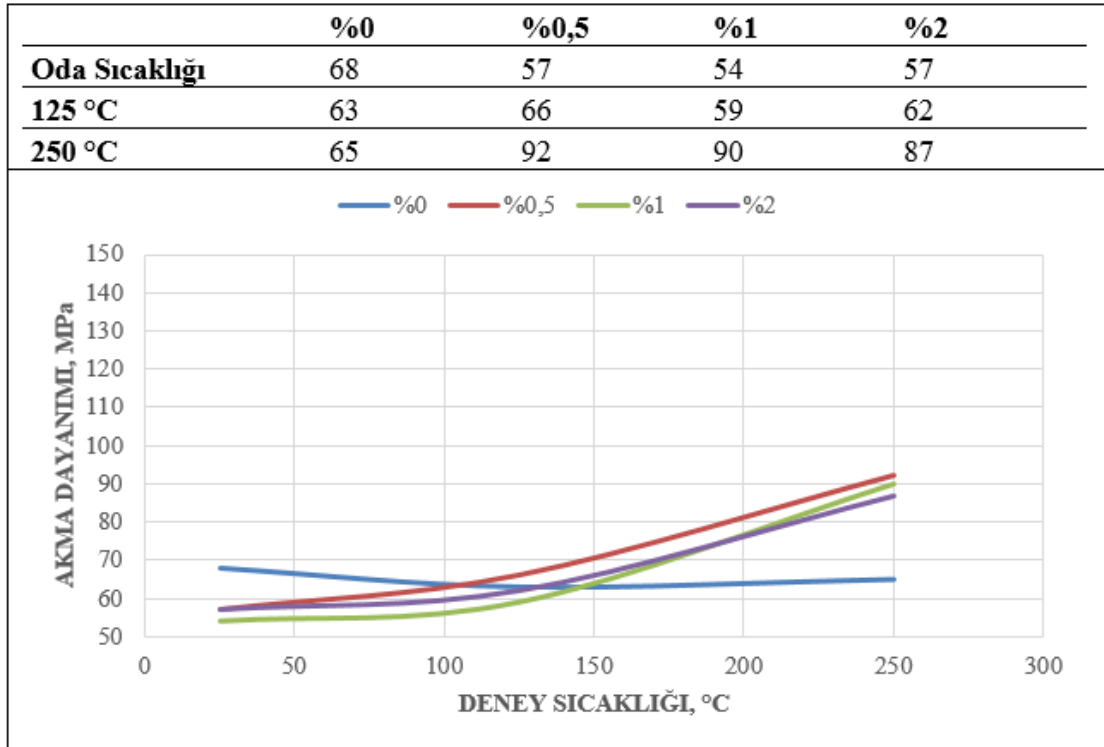


Şekil 3.11. Çekme cihazı çeneleri

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

Çekme deneyleri sonucunda sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak elde edilen akma dayanımı Şekil 4.1’de verilmiştir. Pek çok metalin çekme ve akma dayanımı artan sıcaklıkla beraber azalır. Bunun nedeni, sıcaklığın artmasıyla gelen ısıl aktivasyon enerjisinin dislokasyonların engelleri aşmasını daha kolay kılmasıdır. Ancak yapılan çalışmada nano- Y_2O_3 takviyeli alaşımların akma dayanımının sıcaklık artışıyla birlikte belirgin bir şekilde arttığı gözlemlenmiştir.

Saf alüminyumun oda sıcaklığında akma dayanımının Y_2O_3 takviyeli alaşımlara göre daha üstün olduğu, ancak artan sıcaklıkla birlikte yüksek sıcaklıkta kararlılığını muhafaza eden nano- Y_2O_3 takviyesinin etkisiyle alaşımların akma dayanımının saf alüminyuma göre artma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir. 250°C sıcaklıkta oksit dispersiyon takviyesi etkisinin belirginleştiği, saf alüminyuma göre akma dayanımının önemli ölçüde arttığı gözlemlenmiştir. Bu sıcaklıkta artan takviye oranı ile dayanımın düştüğü görülmüştür.



Şekil 4.1. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak akma dayanımı-sıcaklık grafiği

Oksit dispersiyon sertleştirme yönteminden literatürde ilk olarak 1957 yılında bahsedilmiştir. Lenel vd (1957) alüminyum tozları ile Al_2O_3 tozlarını ekstrüze etmişler, mikro yapı incelemeleri sonucunda oksitlerin alüminyum içerisinde iyi dağıldıklarını tespit etmişlerdir. Bu alaşımların sürünme dayanımının takviyesiz alaşıma göre üstün olduğunu gözlemlenmiştir. Bu sonuçlar diğer araştırmacıların bu konu üzerine yoğunlaşmasına yol açmıştır. Ansell vd (1959) geniş sıcaklık aralığında sürünme

dayanımı ve dispersiyon fazının boyutuyla ilgili çalışmışlardır. İncelemeleri sonucunda düşük sıcaklıklarda alaşımın dayanımında az bir artış, yüksek sıcaklıklarda ise ciddi bir artış elde etmişlerdir.

İkincil bir faz içeren saf metalin oda sıcaklığındaki akma dayanımını etkileyen dislokasyon hareketlerini temel alan mekanizmalar şu şekilde özetlenebilir (Redsten vd 1995):

- Orowan modeli (ikinci faz)
- Tane sınırları (Hall-Petch eşitliği)
- Diğer dislokasyonlar

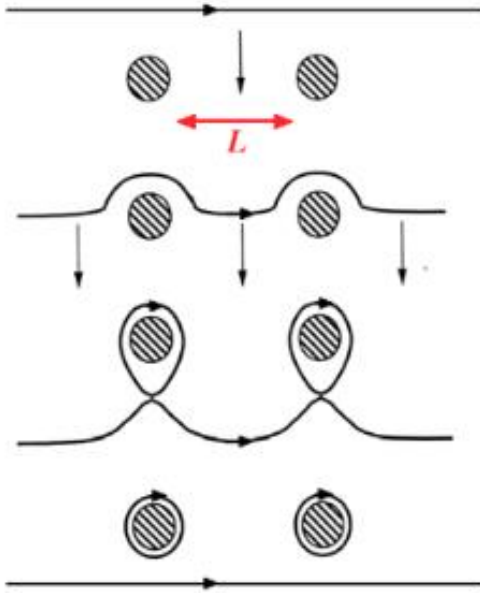
Dispersiyon sertleştirme sonucu malzemede meydana gelen mukavemet artışı Orowan mekanizmasına dayandırılmaktadır. Bu mekanizmaya göre, bir matris dislokasyonunun bir dispersiyonu atlaması için uygulanan gerilme, dislokasyonu yarı dairesel bir halka şekline bükmeye yeterli olmalıdır (Şekil 4.2). Dislokasyonun engellerden kurtulabilmesi için uygulanması gereken kayma gerilmesi şu şekilde hesaplanır:

$$\tau = \frac{Gb}{L} \quad 4.1$$

G: Matrisin kayma modülü

b: Matrisin Burgers vektörü

L: İki dispersiyon arası mesafe



Şekil 4.2. Orowan modeli

Etkin bir mukavemet elde edilebilmesi için dispersiyonların sert, aralarındaki mesafenin çok küçük olması ve homojen dağılımın sağlanması gerekmektedir.

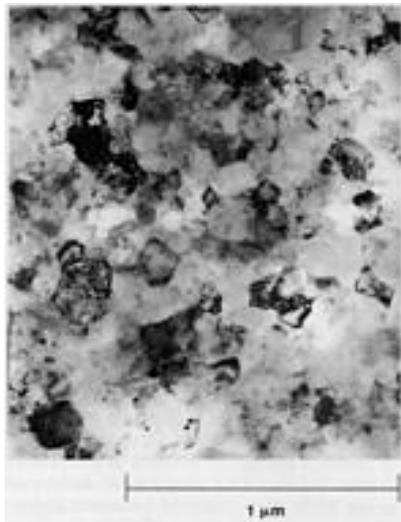
Dispersiyonlar arası mesafe (L), dispersiyon yarıçapı (r) ve dispersiyon hacimsel oranı (V_p) arasındaki ilişki ise şu şekildedir (Dieter 1986):

$$L = \frac{4(1-V_p)r}{3V_p} \quad 4.2$$

Tane sınırları düşük sıcaklıklarda malzemeye mukavemet kazandırır. Bunun nedeni, tane sınırlarının dislokasyon hareketine engel olmasıdır. Şöyle ki, tane içerisinde hareket eden dislokasyonlar tane sınırına gelince durur ve orada yığılır (Pürçek 2007).

Yüksek sıcaklıkta tane sınırları tanenin iç kısımlarına göre daha zayıftır. Bunun nedeni, tane sınırlarının atomik mertebede kusurlu bölgeler olmasıdır. Bu bölgede atomlar arası mesafe düzenli değildir ve ekstra atom tabakaları ve boşluklar mevcuttur. Yüksek sıcaklıkta difüzyon olayı da etkili olduğundan, bu kusurlu bölgenin (tane sınırının) hareket etme yeteneği bir hayli artar ve sonuç olarak yüksek sıcaklıkta tane sınırlarında kaymalar meydana gelir. Yüksek sıcaklıkta meydana gelebilecek ikinci olay da tane sınırlarının yer değiştirmesidir. Tane sınırlarındaki bu değişiklikler özellikle sürünme ve tavlama sırasında meydana gelir. Tavlama sırasında tanelerin büyümesi tane sınırlarının yer değiştirmesi ile oluşur (Pürçek 2007).

Dispersiyon takviyeli oksitler, karbürler (veya diğer seramikler), intermetalikler ile dislokasyonlar arasındaki etkileşim, soğuk ve sıcak şekillendirme esnasında ince tane yapısı oluşumunu mümkün kılmaktadır. Tane sınırlarının dislokasyon hareketlerini engellemedeki etkisinden dolayı bu durum malzemeye önemli derecede mukavemet kazandırabilmektedir. Örneğin mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilmiş Al-1,5Li-0,9O-0,6C malzemesi çok küçük tane boyutuna (0,1 μ m) sahiptir (Şekil 4.3). Çok küçük boyuttaki oksit ve karbürlerin etkisiyle alaşımın çekme dayanımı %3 uzama miktarında yaklaşık 800MPa (115 ksi) değerindedir (ASM Handbook 1990).



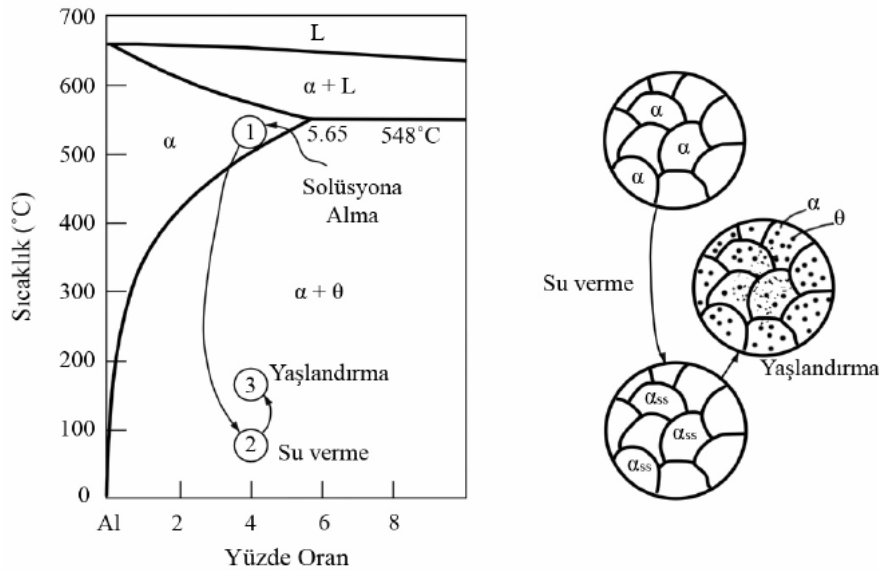
Şekil 4.3. Mekanik alaşımlama ile üretilmiş çok küçük boyuttaki Al-1,5Li-0,9O-0,6C alaşımı (ASM Handbook 1990)

Mekanik alaşımlama tekniği, toz metalürjisi tekniklerinden bir tanesidir ve oksit dispersiyon sertleştirilmesi yapılmış (ODS) alaşımların üretiminde genellikle bu yöntem kullanılır. Mekanik alaşımlamada, alaşımı oluşturacak oranlarda karıştırılan metal tozları bilyeli değirmende öğütülür. Mekanik alaşımlamada, metal tozları katı halde ve katı hal reaksiyonları gerçekleşir. Bunun avantajı, çok farklı ergime sıcaklıklarına sahip metallere kolaylıkla alaşım sistemlerinin oluşturulabilmesidir. Yine ergitme esnasında oluşan buharlaşma vb. problemler de bu yöntemde görülmez. Mekanik alaşımlama sonucu, dövülmeden dolayı metal tozlarının boyutu küçülür ve tüm alaşım bir homojen kimyasal karışım haline gelir (Kovan 2006).

Toz metalürjisi yöntemi yüksek sıcaklık uygulamaları için doğası gereği uygundur. Toz metalürjisi yöntemlerinden biri olan hızlı katılaşma metodu küçük boyutta intermetalik dispersiyon fazlarının oluşumunu mümkün kılmakta, tane büyümesini engellemektedir, öyle ki bu durumu döküm yöntemiyle elde etmek bazı durumlarda neredeyse imkânsızdır. Alüminyum alaşımları ile ilgili önceki araştırmacılar bu alaşımların 315-345°C aralığındaki davranışı üzerine yoğunlaşmışlardır. Alcoa'daki araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalarda hızlı katılaşma yöntemiyle üretilen Al-Fe-Ce alaşımlarının 315°C'ye kadar üstün çekme dayanımına sahip olduğu belirlenmiştir. Allied-Signal tarafından geliştirilen hızlı katılaşma/toz metalürjisi alüminyum alaşımları olan Al-Fe-V-Si alaşımlarından FVS-0812 ve FVS-1212 alaşımlarının 315°C'de yüksek dayanıma sahip olduğu, 425°C'de ise kullanılabilir mukavemette olduğu tespit edilmiştir (ASM Handbook 1990).

Yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet elde edebilmek için dispersiyon fazının matris içerisinde yüksek termal kararlılığa, düşük çözünürlüğe ve düşük difüzyona sahip olmasının yanında yüksek sertlikte olması gerekmektedir. Lenel ve Ansell'in teorisine göre matris ile dispersiyon fazı arasında ıslanabilirliğin sağlanması veya ikisi arasında sıkı bir bağ oluşması beklenmektedir. Mevcut durumda, dispersiyon takviyeli alaşımlar genellikle toz metalürjisi yöntemiyle üretilmektedir. Dispersiyon fazının matris içerisinde çok hızlı topaklanmasından dolayı bu alaşımların döküm yöntemiyle üretilmesi çok zordur. Eğer bu durumun üstesinden gelinebilirse ergimiş metal matris içerisine toz halde dispersiyon fazının katılmasıyla alaşımın üretilmesi mümkün olabilmektedir. Bu yöntemle üretilen alaşımlar tozların karıştırılması, sıkıştırılması, sinterlenmesi ve sıcak şekillendirme gibi adımları kapsayan toz metalürjisi yöntemine göre daha az maliyetli ve kolaydır (Ellis 1964).

Çökelti sertleşmesi ısı işlemi uygulanmış alüminyum alaşımlarının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri oldukça iyidir. Çökelti sertleşmesi ile çok ince ve homojen dağılmış ikinci faz oluşturulur. Isıl işlem programı ve mikro yapı, çeliklerden temperlenmiş martensit mikro yapısı elde etme işlemine benzese de, mikro yapı dönüşümleri çok farklıdır. Temperlenmiş martensitte kristal kafes dönüşümü ($\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow M$) oluşurken, çökeltme sertleştirmesinde kristal kafes dönüşümü olmaz (Can 2006). Şekil 4.4'de Al-%4 Cu alaşımının çökeltme sertleşmesi ısıl işlemi sırasında mikro yapı değişimi görülmektedir.



Şekil 4.4. Al-Cu faz diyagramı ve Al-%4 Cu alaşımının çözeltiye alma işlemi, su verme ve çökeltme sertleşmesi safhalarında mikro yapı değişimleri (Erdoğan 1996)

Çökeltme sertleşmesi süreci üç temel basamağı izler. Çözelti ısı işlemi, çökeltme sertleşmesi sürecinde ilk basamaktır. Bu işleme bazen çözeltiye alma da denir. Dövme veya döküm halindeki numune, likidus ile solidus arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve homojen bir katı çözelti yapı elde edilinceye kadar bu sıcaklıkta bekletilir. Su verme, çökeltme sertleşmesi sürecinde ikinci basamaktır. Numune hızla daha düşük bir sıcaklığa, genellikle oda sıcaklığına soğutulur ve soğutma ortamı çoğunlukla oda sıcaklığındaki sudur. Su vermeden sonraki alaşım numunesinin yapısı aşırı doymuş katı çözüldür. Yaşlandırma, çökeltme sertleşmesi sürecinde üçüncü basamaktır. İnce dağılmış çökeltilerin oluşturulabilmesi için çözelti ısı işlemi uygulanmış ve su verilmiş alaşım numunesini yaşlandırmak gereklidir. Çökeltme sertleşmesi sürecinin amacı, alaşım içinde ince ve dağılmış çökelti oluşturulmasıdır. Alaşımdaki ince çökelti, biçim değiştirme sırasında aykırı yerleşimleri ya çökelti kesmek ya da etrafından dolanmak zorunda bırakarak onların hareketini engeller. Biçim değiştirme sırasında aykırı yerleşimlerin hareketlerinin sınırlanmış olması alaşımın dayanımını artırır. Oda sıcaklığındaki yaşlandırmaya doğal yaşlandırma, yükseltilmiş sıcaklıklarda yapılanlara ise yapay yaşlandırma denir (Smith 2001). Bir alaşıma çökeltme sertleşmesi ısı işleminin uygulanabilmesi için yüksek sıcaklıkta çözeltiye alma işlemi sırasında tek fazlı yapının oluşması ve faz diyagramının azalan sıcaklık ile birlikte azalan katı eriyebilirlik göstermesi gereklidir (Meyers ve Chawla 2002).

Oda sıcaklığında alaşımlara etkin bir mukavemet kazandıran çökeltme sertleşmesi yöntemi yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun değildir. Çoğu çökelti yüksek sıcaklıklarda kararlı değildir ve çökelti irileşmesi ya da çözünmeden dolayı alaşımın mukavemeti azalır (Brooks 1982, Polmear 1989). Hızlı katılaştırma alaşımları, matris içerisinde intermetalik dispersiyonların daha düşük çözünme eğilimi ve bu dispersiyonların daha kararlı yapıda olması nedeniyle çökelti sertleşmesi yapılmış alaşımlara göre yüksek sıcaklıklarda daha üstün dayanıma sahiptir, ancak yine de ikincil

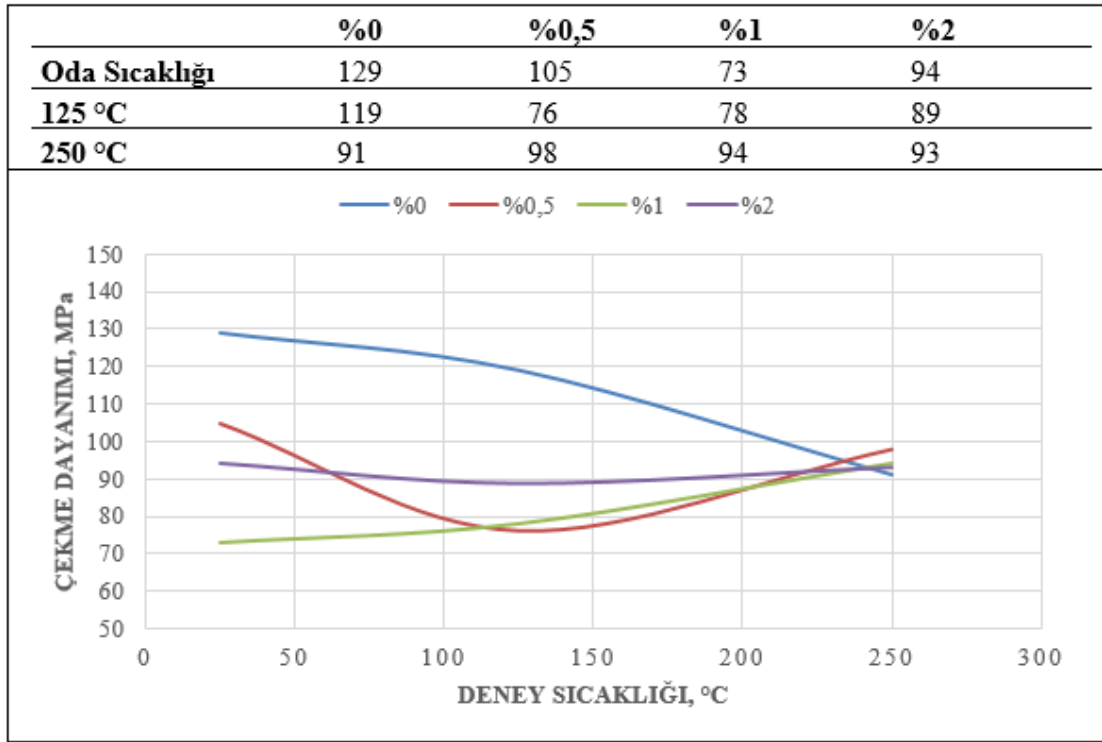
fazın yüksek sıcaklıklarda büyümesinden dolayı alaşımın mukavemeti zayıflamaktadır (Sater vd 1989 ve Froes 1991).

Çözünme ve çökelti irileşmesi gibi yüksek sıcaklıkta mukavemet azaltıcı etkenler, kararlı yapıda ve alüminyum içerisinde çözünmeyen dispersiyon takviyesi ile ortadan kaldırılabılır. Yaklaşık 30-70nm büyüklükteki Al_2O_3 tozlarının sıkıştırılması ile üretilen sinterlenmiş alüminyum toz malzemeleri $200^\circ C$ üzerinde çökeltme sertleşmesi yapılmış alüminyum alaşımlarına göre daha üstün mukavemete sahiptir (Doyle 1955 ve Hansen 1967). Mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilen alüminyum alaşımları ise aynı miktarda Al_2O_3 içeren sinterlenmiş toz malzemelerine göre daha sünek olmasının yanında akma ve çekme dayanımları da sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda daha iyidir. Bu üstün dayanım, daha homojen dağılım, daha eş eksenli yapı, daha küçük boyuttaki dispersiyonların (30-40nm boyutunda Al_4C_3 ve Al_2O_3) varlığı ile daha küçük boyuttaki matrisin (0,2-0,5 μm) varlığından kaynaklanmaktadır (Benjamin ve Bomford 1977, Sundaresan ve Froes 1989).

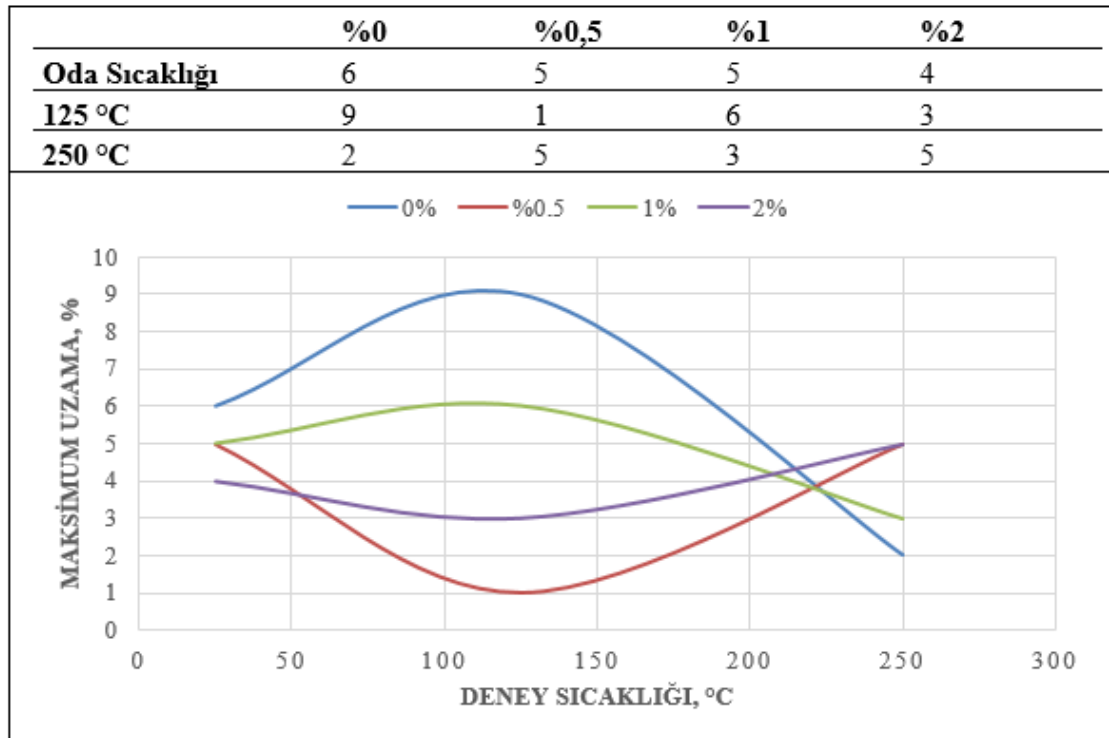
Nano dispersiyon içeren alüminyum alaşımlarından farklı olarak, 1-100 μm büyüklüğündeki süreksiz fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerdeki temel mukavemet artırma mekanizması, matristen fibere yük transferi ve iki faz arasındaki ısıl genleşme farkından dolayı dislokasyon hareketinin engellenmesi prensibine dayanmaktadır (Taya ve Arsenault 1989). Nano dispersiyonların temel mukavemet artırma mekanizmalarından biri olan Orowan sertleştirmesi, metal matrisli kompozitlerde partiküller arası mesafenin büyük olmasından dolayı ihmal edilebilir ölçüdedir. Bu mesafenin büyüklüğü takviye elemanının nispeten büyük olmasından kaynaklanmaktadır (Frazier ve Koczak 1988, Miller ve Humphreys 1991). Yüksek sıcaklıklarda; arayüzey ayrılması, matris sürünmesi, matrisin yeniden toparlanması, yeniden kristalleşmesi ve ısıl genleşme farkının azalmasından dolayı yük transfer etkisinin azalmasına bağlı olarak süreksiz fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin dayanımı düşer.

Yapılan çekme testleri sonucunda sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak elde edilen çekme dayanımı grafiği Şekil 4.5’de verilmiştir. Bu sonuçlara göre sıcaklığın artmasıyla birlikte saf alüminyumun çekme dayanımında düşüş gözlemlenmiştir. Oda sıcaklığında elde edilen sonuçlara göre dispersiyon takviyeli alaşımların çekme dayanımının saf alüminyuma göre düşük olduğu belirlenmiştir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte saf alüminyum ile nano- Y_2O_3 takviyeli alaşımlar arasındaki dayanım farkının giderek azaldığı tespit edilmiştir. Nitekim $250^\circ C$ sıcaklıkta alaşımların çekme dayanımında saf alüminyuma göre az da olsa bir artış söz konusudur. Bu sıcaklıkta en yüksek dayanım, akma dayanımında olduğu gibi yine %0,5 Y_2O_3 takviyeli alaşımda elde edilmiştir.

Yapılan çekme testleri sonucunda sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak elde edilen maksimum % uzama grafiği Şekil 4.6’da verilmiştir. Bu sonuçlara göre oda sıcaklığında saf alüminyumun Y_2O_3 takviyeli alaşımlara göre daha sünek bir davranış sergilediği belirlenmiştir. $125^\circ C$ ’de alaşımlar saf alüminyuma göre gevrek bir davranış sergilemekte, sıcaklığın daha da artmasıyla beraber alaşımların sünekliğinin saf alüminyuma göre artma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.5. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak çekme dayanımı-sıcaklık grafiği



Şekil 4.6. Sıcaklık ve takviye Y_2O_3 miktarına bağlı olarak maksimum uzama-sıcaklık grafiği

5. SONUÇ

Dispersiyon takviyesi ile mukavemet artırma, sünek yapıdaki metalik matris içerisine, matris içinde çözünmeyen sert yapıdaki ikincil faz ilavesi işlemidir. Bu yöntemde ilave fazın matris içerisindeki hacimsel oranı genel olarak düşüktür (maksimum %3-4). Küçük boyuttaki, sert partiküller metal içerisinde dislokasyon hareketlerini engelleyerek metal veya alaşıma mukavemet kazandırır (Meyers ve Chawla 2002).

Bu çalışmada otomotiv sektörü için nano-Y₂O₃ dispersiyon takviyeli alüminyum esaslı alaşımlar karıştırılmalı döküm yöntemiyle başarılı şekilde üretilmiştir. Bu yöntemle optimum özelliklerin elde edilmesi, takviye elemanının matris içerisindeki dağılımına, mekanik karıştırıcının geometrisine, karıştırıcının ergiyik içerisindeki konumuna, karıştırma süresi ve ergime derecesi gibi parametrelere bağlıdır. Bu nedenle, yapılan çalışmanın üretim aşamasında bu parametreler göz önüne alınmıştır. Literatürde bu yöntemle ilgili genel olarak ergimiş metal içerisine ilave edilen fazın karıştırma esnasında topaklanma probleminden söz edilmektedir. Yapılan çalışmada karıştırma işlemi esnasında böyle bir problemle karşılaşılmamıştır.

Numunelerin döküm yöntemiyle hazırlanmasının ardından oda sıcaklığı, 125 ve 250°C'de çekme testleri yapılmıştır. Deneyler sonucunda Y₂O₃ takviyeli alaşımların akma dayanımı sıcaklığın artmasıyla birlikte artmıştır. Ağırlıkça %0,5 Y₂O₃ takviyeli alaşımın sıcaklığın artmasıyla birlikte en yüksek akma dayanımına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Nano-Y₂O₃ dispersiyon takviyeli alaşımların yüksek sıcaklıkta saf alüminyuma göre üstün akma dayanımına sahip olduğu tespit edilmiştir. Y₂O₃ yüksek ergime sıcaklığından dolayı yüksek sıcaklıklarda oldukça kararlıdır ve alüminyum ile ihmal edilebilir derecede tepkimeye girmektedir (katı ve sıvı durumda), bu nedenle alüminyum için uygun bir takviye elemanıdır (Hassana 2011 ve Bouaeshi 2007). Yüksek sıcaklıkta saf alüminyuma göre gelen mukavemet artışının bu nedenle elde edildiği düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

- AKBULUT, H., DURMAN, M. and YILMAZ, F. 1998. High Temperature Young's Modulus of Alumina Short Fibre Reinforced Al-Si MMCs Produced by Liquid Infiltration. *Materials Science and Technology*, vol. 14:299-305.
- AKBULUT, H. and DURMAN, M. 1998. Temperature Dependent Strength Analysis of Short Fiber Reinforced Al-Si Metal Matrix Composites. *Materials Science and Engineering A*, 262:214-226.
- ANSELL, G.S. and WEERTMAN, J. 1959. Creep of a Dispersion-Hardened Aluminum Alloy. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 215:838-43.
- ARIBO, S., OMOTOYINBO, J.A. and FOLORUNSO, D.O. 2011. High Temperature Mechanical Properties of Silicon Carbide Particulate Reinforced Cast Aluminium Alloy Composite. *Leonardo Electronic Journal of Practices and Technologies*, 9-16:1583-1078.
- ASGHAR, Z., REQUENA, G. and KUBEL, F. 2010. The Role of Ni and Fe Aluminides on the Elevated Temperature Strength of an AlSi12 Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 527:5691-5698.
- ASKELAND, D.R. 1998. Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri. Çeviri, ERDOĞAN, M., Cilt 1.
- AYDEMİR, B. 2011. Ekstansometre Cihazlarının Seçimi ve Kullanımı Hakkında Önemli Hususlar. *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 7(4):73-82.
- BAŞER, T.A. 2012. Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı. *Mühendis ve Makina*, 53: sayı 635.
- BENJAMIN, J.S. and BOMFORD, M.J. 1977. *Metall. Trans. A*, 8:1301.
- BOUAESHI, W.B. and LI, D.Y. 2007. Effects of Y₂O₃ Addition on Microstructure, Mechanical Properties, Electrochemical Behavior, and Resistance to Corrosive Wear of Aluminum, *Tribol. Int.*, 40(2):188-199.
- BOZIC, D., VILOTIJEVIC, M., RAJKOVIC, V. and GNJIDIC, Z. 2005. Mechanical and Fracture Behaviour of a SiC-Particle-Reinforced Aluminium Alloy at High Temperature. *Materials Science Forum*, 494:487-492.
- BROWN, L.M, HAM, R.K, KELLY, A. and NICHOLSON, R.B. 1971. Strengthening Methods in Crystals. *Elsevier*, 9:135.
- BROOKS, C.R. 1982. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, *American Society for Metals*, 115:1374.

- CAN, A.Ç. 2006. Makine Tasarımcıları için Malzeme Bilgisi. İstanbul.
- CESCHINI, L., MINAK, G. and MORRI, A. 2006. Tensile and Fatigue Properties of the AA6061/20 vol. % Al₂O₃p and AA7005/10 vol. % Al₂O₃p Composites. *Composites Science and Technology*, 66:333–342.
- CHANG, H., PITT, C.H. and ALEXANDER, G.B. 1993. Alumina-Dispersed 2024 Aluminium Alloys by a Casting Method. *Journal of Materials Science Letters*, 12:215-217.
- CHOI, S.H., SUNG, S.Y., CHOI, H.J., SOHN, Y.H., HAN, B.S. and LEE, K.A. 2011. High Temperature Tensile Deformation Behaviour of New Heat Resistant Aluminium Alloy. *Procedia Engineering*, 10:159-164.
- DEMIREL, M. and MURATOGLU, M. 2011. Influence of Load and Temperature on the Dry Sliding Wear Behaviour of Aluminium-Ni₃Al Composites. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, 18:268-282.
- DIETER, G.E. 1986. Mechanical Metallurgy, McGraw Hill Inc, U.S.A.
- DOYLE, W.M. 1955. Sheet Met. Ind. 32:889.
- DURISINOVA, K., DURISIN, J., OROLINOVA, M. and DURISIN, M. 2012. Effect of Particle Additions on Microstructure Evolution of Aluminium Matrix Composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 525:137– 142.
- EL-KADY, E.Y., MAHMOUD, F. and NASSEF, G. 2003. Wear Behaviour of Squeeze Cast Al-SiCp Composites at Room and Elevated Temperature. *Alexandria Engineering Journal*, 42:357-369.
- EL-KADY, E.S.Y., MAHMOUD, T.S. and SAYED, M.A.A. 2011. Elevated Temperatures Tensile Characteristics of Cast A356/Al₂O₃ Nanocomposites Fabricated Using a Combination of Rheocasting and Squeeze Casting Techniques. *Materials Sciences and Applications*, 2:390-398.
- ELLIS, R.B. 1964. Dispersion Strengthening of Metals, *American Scientist*, 52:476-487.
- ERDOĞAN, M. 1996. Al-Li-Cu-Mg Alaşımlarında Yaşlandırma Mekanizması ve Isıl İşlemi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 140s.
- FAN, Y. and MAKHLOUF, M.M. 2013. Castable Aluminium Alloys for High Temperature Applications. *Materials Science Forum*, 765:8-12.

- FARKOOSH, A.R., CHEN, X.G. and PEKGULERYUZ, M. 2015. Dispersoid Strengthening of a High Temperature Al–Si–Cu–Mg Alloy via Mo Addition. *Materials Science & Engineering A*, 620:181–189.
- FARKOOSH, A.R. and PEKGULERYUZ, M. 2013. The Effects of Manganese on the T-Phase and Creep Resistance in Al–Si–Cu–Mg–Ni Alloys. *Materials Science & Engineering A*, 582:248–256.
- FARKOOSH, A.R. and PEKGULERYUZ, M. 2014. Enhanced Mechanical Properties of an Al-Si-Cu-Mg Alloy at 300 °C: Effects of Mg and the Q-Precipitate Phase. *Materials Science & Engineering A*, 621:277:286.
- FRAZIER, W.E. and KOCZAK, M.J. 1988. Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, TMS, Warrendale, PA, 573:602.
- FROES, F.H., KIM, Y.-W., KRISHNAMURTHY, S. and SUNDARESAN, R. 1991. Powder Metallurgy: an Overview. *The Institute of Metals*, 220:255.
- GANG, S.X. and LI-XIN, S. 2006. Composition and Thermal Properties of the Coating Containing Mullite and Alumina. *Materials Chemistry and Physics*, 97:132-136.
- GANGOLU, S., RAO, A.G., PRABHU, N., DESHMUKH, V.P. and KASHYAP, B.P. Flow Behaviour of Aluminium -15% Boron Carbide Composite by Differential Strain Rate Compression Test. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Indian Institute of Technology Bombay, Mumbai, India.
- GARAT, M. and LASLAZ, G. 2007. Improved Aluminium Alloys for Common Rail Diesel Cylinder Heads. *AFS Transactions 200-American Foundry Society*, 3:8.
- GIOVANNI, M.T.D., CERRI, E. CASARI, D., MERLIN, M., ARNBERG L. and GARAGNANI, G.L. 2016. The Influence of Ni and V Trace Elements on High-Temperature Tensile Properties and Aging of A356 Aluminum Foundry Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47A.
- GSCHNEIDNER, K.A. and CALDERWOOD, F.W and J. 1989. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 10:1, Iowa State University
- GUO, E., YUE, H., FEI, W. and WANG, L. 2011. Tensile Properties of ZnO- and ZnAl₂O₄- Coated Aluminium Borate Whiskers Reinforced Aluminium Composites at Elevated Temperatures. *Journal of Composite Materials*, 46(12): 1475-1481.
- HADIANFARD, M.J., HEALY J. and MAI, Y.W. 1994. Temperature Effect on Fracture Behaviour of an Alumina Particulate-Reinforced 6061-Aluminium Composite. *Applied Composite Materials*, 1:93-113.

- HAN, G., ZHANG, W., ZHANG, G., FENG, Z and WANG, Y. 2015. High-Temperature Mechanical Properties and Fracture Mechanisms of Al-Si Piston Alloy Reinforced with In Situ TiB₂ Particles. *Materials Science & Engineering A*, 633:161-168.
- HANSEN, N. 1967. *Powder Metall.* 10:95.
- HASHIM, J., LOONEY, L. and HASHMI, M.S.J. 1999. *J. Mater. Proc. Technol*, 92-93: 1-7.
- HASSANA, S.F., TUN, K.S. and GUPTA, M. 2011. Effect of Sintering Techniques on the Microstructure and Tensile Properties of Nano-Yttria Particulates Reinforced Magnesium Nanocomposites, *J. Alloy Compd.*, 509:4341–4347.
- HATCH, J.E. 1984. *Aluminium Properties and Physical Metallurgy*.
- HUANG, J., HSIUNG, L.M and NIEH, T.G. 1996. Effect of Strain Rate on the Elevated Temperature Tensile Properties of an Al-Pb Alloy. *Scripta Materialia*, 35:919-924.
- KAUFMAN, J.G. 1999. *Properties of Aluminium Alloys: Tensile, Creep, and Fatigue Data at High and Low Temperatures*. ASM International; Aluminium Association, Materials Park, Ohio; Washington, D.C.
- KHALIFA, T.A. and MAHMOUD, T.S. 2009. Elevated Temperature Mechanical Properties of Al Alloy AA6063/SiCp MMC. WCE.
- KIM, G.H, HONG, S.M., LEE, M.K., KIM, S.H., LOKA, I., KIM, B.S. and KIM, I.S. 2010. Effect of Oxide Dispersion on Dendritic Grain Growth Characteristics of Cast Aluminium Alloy. *Materials Transactions*, 51:10.
- KIM, K.S., SUNG, S.Y., HAN, B.S., JUNG, C.Y. and LEE, K.A. 2014. High Temperature High Cycle Fatigue Behavior of New Aluminum Alloy Strengthened by (Co, Ni)₃Al₄ Particles. *Met. Mater. Int.*, 20:243-248.
- KOVAN, V. 2006. Oksit Dispersiyon Sertleştirme Yapılmış NiCr8020 (2.4869) Nikel Esaslı Süper Alaşımın Termomekanik Yorulma Davranışının Belirlenmesi. Doktora Tezi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli.
- KUMAR, S., PANDEY, R., PANWAR, R.S. and PANDEY, O.P. 2013. Effect of Particle Size on Wear of Particulate Reinforced Aluminum Alloy Composites at Elevated Temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(11):3550-3560.
- KUMAR, S., SARMA, V.S. and MURTY, B.S. 2009. Effect of Temperature on the Wear Behavior of Al-7Si-TiB₂ In-Situ Composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A.

- LAGNEBORG, R. 1973. *Scripta Metall*, 7:605.
- LEI, H., ZHANG, Y., ZHAO, G., YAN, P. and YAN, B. 2014. Microstructure and Elevated Temperature Mechanical Properties of Al-8Fe-4RE Alloy Fabricated by Spray Forming. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech*, 45:8.
- LENEL, F.V., ANSELL, G.S. and NELSON, E.C. 1957. Metallography of Aluminum Powder Extrusions. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 209:117-24.
- LI, D.G., CHEN, G.Q., JIANG, L.T., LIN, X. and WU, G.H. 2015. Mechanical Property of M40Jf /5A06Al Composite at Elevated Temperatures. *Acta Metall. Sin. (Eng. Lett.)*, 28(9):1175-1182.
- LIU, K. and CHEN, X.-G. 2015. Development of Al-Mn-Mg 3004 Alloy for Applications at Elevated Temperature via Dispersoid Strengthening. *Materials and Design*, 84: 340-350.
- LIU, K. and CHEN, X.-G. 2015. Evolution of Intermetallics, Dispersoids, and Elevated Temperature Properties at Various Fe Contents in Al-Mn-Mg 3004 Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*.
- LIU, Z.Y., XIAO, B.L., WANG, W.G. and MA, Z.Y. 2012. Elevated Temperature Tensile Properties and Thermal Expansion of CNT/2009Al Composites. *Composites Science and Technology*, 72:1826-1833.
- MANOHARA, H.R., CHANDRASHEKHARAIHAH, T.M., VENKATESWARLU, K and KORI, S.A. 2013. Sliding Wear Performance of Reinforced A413 Alloy at Elevated Temperatures. *Int J Adv Manuf Technol*, 65:395–402.
- MARTIN, A., RODRIGUEZ, J. and LLORCA, J. 1999. Temperature Effects on the Wear Behavior of Particulate Reinforced Al-Based Composites, 225:615–620.
- MEYERS, M.A. and CHAWLA, K.K. 1984. *Mechanical Metallurgy: Principles and Applications*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ.
- MEYERS, M.A. and CHAWLA, K.K. 2000. *Mechanical Behaviour of Materials*.
- MILLER, W.S., ZHUANG, L. and BOTTEMA, J. 1994. Recent Trends in Sheet Metals and Their Formability in Manufacturing Automotive Panels. *Journal of Materials Processing Technology*, 46:455.
- MINAY, J., DASHWOOD, R. and MCSHANE, H. 2001. Elevated Temperature Deformation Behaviour of Dispersion-Strengthened Al and Al-Li-Mg Alloys. *JMEPEG*, 10:136-142.

- MOHAMED, A.M.A., SAMUEL, F.H. and KAHTANI, S.A. 2013. Microstructure, Tensile Properties and Fracture Behaviour of High Temperature Al-Si-Mg-Cu Cast Alloys. *Materials Science & Engineering A*, 577:64-72.
- MOLINA, R., AMALBERTO, P. and ROSSO, M. 2011. Mechanical Characterization of Aluminium Alloys for High Temperature Applications Part1: Al-Si-Cu Alloys. *Metallurgical Science and Technology*, 29:1.
- MURATOGLU, M. and AKSOY, M. 2000. The Effects of Temperature on Wear Behaviours of Al-Cu Alloy and Al-Cu/SiC Composite. *Materials Science and Engineering A*, 282:91-99.
- NEMATI, N., EMAMY, M., PENKOV, O.V., KIM, J., KIM, D.E. 2016. Mechanical and High Temperature Wear Properties of Extruded Al Composite Reinforced with Al₁₃Fe₄ CMA Nanoparticles. *Materials and Design*, 90:532-544.
- NICOLETTO, G., RIVA, E. and FILIPPO, A.D. 2014. High Temperature Fatigue Behavior of Eutectic Al-Si-Alloys used for Piston Production. *Procedia Engineering*, 74:157-160.
- OCHI, Y., MASAKI, K., MATSUMURA, T. and WADASAKO, M. 2004. Fatigue Property and Fatigue Crack Propagation Behavior of Al₂O₃/A6061 MMCs at Room and Elevated Temperature. *Trans Tech Publications*, 261:1073-1078.
- OCHI, Y., MASAKI, K., MATSUMURA, T. and WADASAKO, M. 2007. Effects of Volume Fraction of Alumina Short Fibers on High Cycle Fatigue Properties of Al and Mg Alloy Composites. *Materials Science and Engineering A*, 468:230-236.
- ONORO, J., SALVADOR, M.D. and CAMBRONERO, L.E.G. 2008. High Temperature Mechanical Properties of Aluminium Alloys Reinforced with Boron Carbide Particles. *Materials Science and Engineering A*, 421:426.
- ONORO, J. 2011. High Temperature Mechanical Properties of Aluminium Alloys Reinforced with Titanium Diboride (TiB₂) Particles. *RARE METALS*, 30:200.
- ÖZCÖMERT, M. 2006. Otomotiv Endüstrisinde Alüminyum. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Ticaret Odası.
- PARK, B.K. 1987. Temperature Dependent Mechanical Properties of an Alumina Fiber Reinforced Aluminium Composite. Degree of Doctor of Philosophy in Applied Sciences, Mechanical Engineering, University of Delaware.
- PARK, J.J., KIM, G.H., HONG, S.M., LEE, S.H., LEE, M.K. and RHEE, C.K. 2008. *J. Mater. Sci. Technol.*, 57:59

- POLMEAR, I.J. and COUPER, M.J. 1988. Design and Development of an Experimental Wrought Aluminium Alloy for Use at Elevated Temperatures. *Metall. Trans A*, 19: 1027-1035.
- POLMEAR, I.J. 1989. Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals, Edward Arnold, 18:168.
- PRABHUDEV, M.S., AURADI, V., VENKATESWARLU, K. and KORI, S.A. Influence of Combined Addition of Boron and Strontium on High-Temperature Wear Behavior of A356 Alloy. *Tribology Transactions*, 59:1-7.
- PÜRÇEK, G. 2007. Metallerde Mukavemet Artırıcı Mekanizmalar, Trabzon.
- QIAN, Z., LIU, X., ZHAO, D. and ZHANG, G. 2008. Effects of Trace Mn Addition on the Elevated Temperature Tensile Strength and Microstructure of a Low-Iron Al-Si Piston Alloy. *Materials Letters*, 62:2146-2149.
- QUTUB, A.A., ALLAM, I., HAMED, A.A. and ELAICHE, A.S. 2010. Elevated Temperature Wear of Submicron Al₂O₃ Reinforced 6061 Aluminum Composite. *Trans Tech Publications*, 83:1288-1296.
- RAJARAM, G., KUMARAN, S. RAO, T.S. and KAMARAJ, M. 2010. Studies on High Temperature Wear and its Mechanism of Al-Si/graphite Composite under Dry Sliding Conditions. *Tribology International*, 43:2152-2158.
- RAJARAM, G., KUMARAN, S. and RAO, T.S. 2011. Effect of Graphite and Transition Elements (Cu, Ni) on High Temperature Tensile Behaviour of Al-Si Alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 128:62-69.
- RAJARAM, G., KUMARAN, S. and RAO, T.S. 2012. Tensile Behaviour of Al-Si Alloy and Al-Si/graphite Composites at Elevated Temperatures. *Materials Science Forum*, 710:457-462.
- SATER, J.M., JHA, S.C., SANDERS, T.H., VASEDUVAN, A.K. 1989. Aluminium Alloys-Contemporary Research and Applications. *Academic Press*, 409-444.
- SINGH, J. 1995. Elevated Temperature Wear of an Aluminium Matrix Composite Al6061-20%Al₂O₃ and an Intermetallic Alloy Ti₅₀Ni₄₇Fe₃. Degree of Master of Applied Science at the University of Windsor, Canada.
- SINGH, J. and ALPAS, A.T. 1996. High Temperature Wear and Deformation Processes in Metal Matrix Composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A.
- SMITH, W.F. 2001. Malzeme Bilimi ve Mühendisliği. University of Central Florida.

- STADLER, F., ANTREKOWITSCH, H., FRAGNER, W., KAUFMANN, H. and UGGOWITZER, P.J. 2011. The Effect of Ni on the High-Temperature Strength of Al-Si Cast Alloys. *Materials Science Forum*, 690:274-277.
- SUN, Y. 1998. Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları. Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalürji Mühendisliği Anabilim Dalı, 89s
- SUNDARESAN, R. and FROES, F.H. 1989. New Materials by Mechanical Alloying Techniques, 243:263.
- TAYA, M. and ARSENAULT, R.J. 1989. Metal Matrix Composites: Thermomechanical Behavior, 49:112.
- TONG, G., DAKUI, L., ZUOSHAN, W. and XIANGFA, L. 2012. Evolution, Microhardness of ZrAlSi Intermetallic and Its Impact on the Elevated-Temperature Properties in Al-Si Alloys. *Materials Science and Engineering A*, 552:523–529.
- UEMATSU, Y., TOKAJI, K. and KAWAMURA, M. 2008. Fatigue Behaviour of SiC-Particulate-Reinforced Aluminium Alloy Composites with Different Particle Sizes at Elevated Temperatures. *Composites Science and Technology*, 68:2785-2791.
- YAJIMA, S., OKAMURA, K., TANAKA, J. and HAYASE, T. 1981. High Temperature Strengths of Aluminium Composite Reinforced with Continuous SiC Fibre. *Journal of Materials Science*, 16:3033-3038.
- YI, H., MA, N., LI, X., ZHANG, Y. and WANG, H. 2005. High Temperature Mechanics Properties of In Situ TiB₂p Reinforced Al-Si Alloy Composites. *Materials Science and Engineering A*, 419:12-17.
- ZEYTİN, H. 2000. Alüminyum Alaşımları Otomotiv Endüstrisinde Uygulamaları ve Geleceği. MAM MKTAE, Proje No: 50H5602.
- ZHANG, G., LI, B., ZHANG, J. and CAI, W. 2012. The Strain Amplitude-Controlled Cyclic Fatigue Behavior of Al₂O₃ Fiber Reinforced Al-Si Alloy Composite at Elevated Temperatures. *Materials International*, 22(2):153–159.

ÖZGEÇMİŞ



Fatih ERDOĞAN 1989 yılında Ankara'da doğdu. İlk, orta, lise öğrenimini Ankara'da tamamladı. 2008 yılında girdiği Akdeniz Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden 2013 yılında Makine Mühendisi olarak mezun oldu. Aynı yıl Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda başladığı yüksek lisans öğrenimine halen devam etmektedir.