



**MEKANOKİMYASAL YÖNTEMLE ÜRETİLEN
ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT
MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKLARDAKİ
TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ
ARAŞTIRILMASI**

Doğan ŞİMŞEK

**2021
DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanları
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK
Prof. Dr. Serdar SALMAN**

**MEKANOKİMYASAL YÖNTEMLE ÜRETİLEN ALÜMİNYUM MATRİSLİ
KOMPOZİT MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKLARDAKİ
TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI**

Doğan ŞİMŞEK

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanları
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK
Prof. Dr. Serdar SALMAN**

**KARABÜK
Haziran 2021**

Doğan ŞİMŞEK tarafından hazırlanan ‘‘MEKANOKİMYASAL YÖNTEMLE ÜRETİLEN ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKLARDAKİ TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI’’ başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylım.

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK
Tez DanıŐmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Prof. Dr. Serdar SALMAN
Tez İkinci DanıŐmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 23/06/2021

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
BaŐkan : Prof. Dr. Metin GÜRÜ (GÜ)
Üye : Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK (KBÜ)
Üye : Doç. Dr. Tansel TUNÇAY (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Bekir YAVUZER (BÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Musa YILDIRIM (KBÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıŐtır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Doğan ŞİMŞEK

ÖZET

Doktora Tezi

MEKANOKİMYASAL YÖNTEMLE ÜRETİLEN ALUMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKLARDAKİ TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

Doğan ŞİMŞEK

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanları:

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

Prof. Dr. Serdar SALMAN

Haziran 2021, 93 sayfa

Bu çalışmada, mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile A356-Grafit (Gr)-Zirkonyum oksit (ZrO_2) ve A356-Grafit (Gr)-Titanyum karbür (TiC) takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin (AMK) üretimi, karakterizasyonu ve yüksek sıcaklıklarda aşınma davranışları incelenmiştir. Çalışma iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Çalışmanın ilk aşamasında, A356 alaşımı matrise, katı yağlayıcı olarak %2 grafit ve takviye malzemesi olarak dört farklı miktarda (%3, %6, %9 ve %12) ZrO_2 ilave edilerek kompozit tozlar hazırlanmıştır. Çalışmanın ikinci aşamasında takviye olarak TiC kullanılmıştır. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi, planeter tip değirmende bilyalı öğütme işlemi ile yapılmıştır. Bilyalı öğütme ile mekanokimyasal reaksiyon işlemi uygulanan kompozit tozlar ön şekillendirilmiş ve vakum ortamında (10^{-6} mbar) sinterlenmiştir. Üretilen AMK'ler mikro yapı incelemeleri, sertlik ve yoğunluk

ölçümleri ile karakterize edilmiştir. Aşınma testleri standart pin-on-disk tipi aşınma test cihazında sıcaklık modülü ilave edilerek yapılmıştır. Aşınma testlerinde üç farklı yük (10-20-30 N) üç farklı kayma mesafesi (53-72-94 m) ve beş farklı sıcaklık (20-100-180-260-340 °C) ve 0,5 ms⁻¹ kayma hızı kullanılmıştır. Aşınma testlerinde kullanılan kayma mesafesi belirli hızlarda seyreden bir aracın güvenli durma mesafesi olarak alınmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda, bilyalı öğütme ve mekanokimyasal reaksiyon işlemi ile her iki takviye malzemesi de matris tozları içerisine gömülmüş ve kompozit bir yapı elde edilmiştir. Bilyalı öğütme ile mekanokimyasal reaksiyon işleminde her iki takviye malzemesi de (ZrO₂, TiC) nano boyuta kadar küçüldüğü ve özellikle tane sınırlarında konumlandığı görülmüştür. Yoğunluk sonuçlarında, üretilen her iki takviyeli AMK'lerde artan takviye miktarıyla yoğunlukların arttığı, bağlı yoğunluklarında ise azaldığı belirlenmiştir. En yüksek bağlı yoğunluk matris malzemesinde elde edilirken, en yüksek yoğunluk %12 takviye ilave edilen kompozit malzemelerde elde edilmiştir. Benzer şekilde sertlik sonuçlarında takviye miktarının artmasıyla sertlikler artmıştır. Her iki takviye malzemesinde de en yüksek sertlik %12 ilave edilen (ZrO₂ ilavesiyle 680 HV, TiC ilavesiyle 825 HV) kompozit malzemelerde elde edilmiştir.

Aşınma testleri sonucunda üretilen kompozit malzemelerin ağırlık kaybı, artan yük, kayma mesafesi ve çalışma sıcaklığının artmasıyla artmaktadır. Her iki takviye malzemesinde en düşük ağırlık kaybı bütün yük ve sıcaklıklarda %12 takviye ilave edilen kompozit malzemedede elde edilmiştir. Aşınma oranı sonuçlarında belirli bir düzenin olmadığı genel olarak 20 N yük altında her iki takviye malzemesinde de en düşük aşınma oranı elde edilmiştir. Artan çalışma sıcaklıklarıyla aşınma oranları da artmaktadır. Sürtünme katsayıları sonuçlarında ise bütün çalışma sıcaklıklarında ani artışların olduğu görülmüştür. Ancak genel olarak artan kayma mesafesiyle sürtünme katsayıları azalırken yük ve sıcaklığın artmasıyla sürtünme katsayıları azalmaktadır. Aşınma testi sonuçlarında her iki takviye malzemesinde de 180 °C sıcaklıktan sonra şiddetli aşınmanın olduğu görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : Alüminyum matrisli kompozit, aşınma davranışı, mekanokimyasal reaksiyon, sıcak aşınma.

Bilim Kodu : 91421

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

THE INVESTIGATION OF THE TRIBOLOGICAL BEHAVIOR AT HIGH TEMPERATURES OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITE MATERIALS PRODUCED BY MECHANOCHEMICAL METHOD

Doğan ŞİMŞEK

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisors:

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

Prof. Dr. Serdar SALMAN

June 2021, 93 pages

In this study, the production, characterization and wear behavior at high temperatures of A356-Graphite (Gr)-Zirconium oxide (ZrO_2) and A356-Graphite -Titanium carbide (TiC) reinforced aluminum matrix composites (AMC) were investigated by mechanochemical reaction method. The study was performed in two stages. In the first stage of the study, composite powders were prepared by adding 2% graphite as a solid lubricant and ZrO_2 in four different amounts (3%, 6%, 9% and 12%) as reinforcement material to the A356 alloy matrix. In the second stage of the study, TiC was used as reinforcement. The mechanochemical reaction method was made by ball milling in a planetary type mill. Composite powders, which are applied mechanochemical reaction process by ball milling, are preformed and sintered in vacuum environment (10^{-6} mbar). The produced AMCs were characterized by microstructure studies, hardness

and density measurements. Wear tests were carried out in a standard pin-on-disc type wear tester by adding a temperature module. In abrasion tests, three different loads (10-20-30 N), three different sliding distances (53-72-94 m) and five different temperatures (20-100-180-260-340 °C) and 0.5 ms⁻¹ sliding speed has been used. The sliding distance used in the wear tests was taken as the safe stopping distance of a vehicle traveling at certain speeds. As a result of the studies, both reinforcement materials were embedded in matrix powders by ball milling and mechanochemical reaction processes and a composite structure was obtained. In the mechanical reaction process with ball milling, it has been observed that both reinforcement materials (ZrO₂, TiC) shrink to nano size and are located especially at the grain boundaries. In the density results, it was determined that in both reinforced AMCs produced, the densities increased with the increasing amount of reinforcement and their relative densities decreased. While the highest relative density was obtained in the matrix material, the highest density was obtained in composite materials with 12% reinforcement. Similarly, the hardness increased with the increase in the amount of reinforcement in the hardness results. In both reinforcement materials, the highest hardness was obtained in composite materials with 12% added (680 HV with ZrO₂ addition, 825 HV with TiC addition).

As a result of the wear test the weight loss of produced composites increased with increasing load, sliding distance and increasing operating temperature. In both reinforcement materials, the lowest weight loss was achieved in the composite material with 12% reinforcement at all loads and temperatures. In general, there is no particular pattern in the wear rate results, and the lowest wear rate was obtained in both reinforcement materials under 20 N load. With increasing operating temperatures, the wear rate is also increasing. In the friction coefficient results, it was seen that there were sudden increases in all operating temperatures. However, in general, the friction coefficients decreased with increasing sliding distance, while friction coefficients decreased with increasing load and temperature. In the wear test results, it was seen that both reinforcement materials had severe abrasion after 180 °C.

Key Word : Aluminum matrix composites, wear behaviour, mechanochemical reaction, hot wear.

Science Code : 91421

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının planlanmasından sunulmasına kadar geçen tüm aşamalarında, desteğini hiçbir zaman esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ıőıęında őekillendiren sayın hocalarım Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e ve Prof. Dr. Serdar SALMAN'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Çalıőmamın her aşamasında bilgi ve tecrübeleri ile desteklerini esirgemeyen sayın hocalarım Prof. Dr. Metin GR ve Doç. Dr. Tansel TUNÇAY'a, deneysel çalıőmalarım süresince destek ve emeklerini esirgemeyen meslektaőım Dr. Öę. Üyesi Bekir YAVUZER'e teşekkür ederim.

Bu Doktora Tez alıőmasında, Karabük Üniversitesi Rektörlüğü BAP Komisyonuna FDK-2020-2360 numaralı proje ile desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Sevgili aileme, maddi ve manevi yardımlarını benden esirgemedен her zaman yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim. Son olarak çalıőmalarım boyunca göstermiő olduğu anlayıő ve hoőgörünün yanı sıra fikren ve fiilen desteklerinden dolayı sevgili eőim İjlal şİMŞEK'e ve kızım Miray şİMŞEK'e sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	5
KOMPOZİT MALZEMELER.....	5
2.1. KOMPOZİT MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI.....	5
2.1.1. Polimer Matrisli Kompozitler	6
2.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler	6
2.1.3. Metal Matrisli Kompozitler	7
2.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE MATRİS MALZEMELERİ.....	8
2.2.1. Titanyum.....	9
2.2.2. Magnezyum	9
2.2.3. Alüminyum.....	10
2.3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE TAKVİYE MALZEMELERİ ...	12
2.3.1. Al ₂ O ₃ Takviye Elemanı	13
2.3.2. B ₄ C Takviye Elemanı	13
2.3.3. TiC Takviye Elemanı.....	14
2.3.4. ZrO ₂ Takviye Elemanı.....	14
BÖLÜM 3	16
KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	16
3.1. SIVIDAN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	16

	<u>Sayfa</u>
3.2. YARI KATI ÜRETİM YÖNTEMİ.....	16
3.3. KATIDAN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	17
3.3.1. Mekanokimyasal Reaksiyon ve Mekanik Alaşım Yöntemi.....	17
3.3.2. Mekanik Alaşım Mekanizması	19
3.3.3. Mekanik Alaşımlamada Belirleyici Faktörler	20
3.3.3.1. Değirmen Tipi.....	21
3.3.3.2. Alaşım/Öğütme Hızı	21
3.3.3.3. Bilya Toz Oranı.....	21
3.3.3.4. Alaşım/Öğütme Süresi	22
BÖLÜM 4	23
AŞINMA.....	23
4.1. AŞINMA MEKANİZMALARI	23
4.1.1. Adhesif Aşınma	24
4.1.2. Abrasif Aşınma.....	25
4.1.3. Yorulma ve Tabakalı (Delaminasyon) Aşınması	26
4.1.4. Erozyon ve Çarpma Etkisiyle Aşınma.....	27
4.1.5. Kimyasal/Oksidatif Aşınma	27
4.1.6. Termal Aşınma	27
4.2. YÜKSEK SICAKLIKLARDA AŞINMA.....	28
4.2.1. Sıcaklığın Abrasif Aşınmaya Etkisi	28
4.2.2. Sıcaklığın Eroziv Aşınmaya Etkisi	29
4.2.3. Sıcaklığın Oksidasyon Aşınmasına Etkisi.....	29
4.3. YÜKSEK SICAKLIKLARDA OLUŞAN AŞINMA YÜZEY TABAKALARI.....	31
BÖLÜM 5	33
DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	33
5.1. TOZLARIN HAZIRLANMASI.....	33
5.2. TOZ ŞEKİLLENDİRME İŞLEMİ.....	35
5.3. SİNTERLEME İŞLEMİ.....	36
5.4. METALOGRAFİK İNCELEME NUMUNE HAZIRLANMASI	36

	<u>Sayfa</u>
5.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ	37
5.6. SERTLİK ÖLÇÜMÜ	37
5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM+EDS) İNCELEMESİ ..	38
5.8. X-IŞINI KIRINIMI (XRD) İNCELEMESİ	38
5.9. AŞINMA TESTİ	38
BÖLÜM 6	40
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	40
6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ	40
6.1.1. Üretilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları	40
6.1.1.1. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları	40
6.1.1.2. TiC İlave Edilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları	42
6.1.2. Üretilen Kompozit Malzemelerin Mikro Yapı İncelemeleri.....	44
6.1.2.1. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozitlerin Mikro Yapı İncelemeleri	44
6.1.2.2. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Mikro Yapı İncelemeleri.....	46
6.2. XRD İNCELEMELERİ	49
6.2.1. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozitlerin XRD incelemeleri	49
6.2.2. TiC İlave Edilen Kompozitlerin XRD incelemeleri	50
6.3. YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ 51	
6.3.1. Farklı miktarlarda ZrO ₂ İlave Edilen Kompozit Malzemelerin Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları	51
6.3.2. Farklı miktarlarda TiC İlave Edilen Kompozitlerin Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları.....	53
6.4. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	55
6.4.1. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozitlerin Ağırlık Kaybı Sonuçları.....	55
6.4.2. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozitlerin Aşınma Oranı Sonuçları.....	58
6.4.2. ZrO ₂ İlave Edilen Kompozitlerin Sürtünme Katsayısı Sonuçları.....	60
6.4.4. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Ağırlık Kaybı Sonuçları.....	62
6.4.5. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Aşınma Oranı Sonuçları	65
6.4.6. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Sürtünme Katsayıları Sonuçları.....	67
6.5. AŞINMA YÜZEYİ SEM GÖRÜNTÜLERİNİN İNCELENMESİ.....	70
6.5.1. Farklı Miktarlarda ZrO ₂ İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi.....	70

	<u>Sayfa</u>
6.5.2. Farklı Miktarlarda TiC İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi.....	72
6.5.4. Farklı Miktarlarda ZrO ₂ İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin EDS (haritalama) İncelenmesi.....	75
6.5.4. Farklı Miktarlarda TiC İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin EDS (haritalama) İncelenmesi.....	76
BÖLÜM 7	78
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	78
KAYNAKLAR	81
ÖZGEÇMİŞ	93

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 3.1. Mekanik alaşımlama yöntemi	19
Şekil 3.2. Denge halinde toz parçacıklarının dağılımı	20
Şekil 4.1. Aşınma mekanizmalarını belirleyen bileşenler	24
Şekil 4.2. Adhezif aşınma mekanizmasında kaynaklanma ve parçacık kopması oluşumu	25
Şekil 4.3. Delaminasyon aşınmasında devamlı yükler sonrasında oluşan paralel çatlaklar ve tabakasal aşınma kalıntıları	26
Şekil 4.4. Termal aşınma mekanizmaları	28
Şekil 4.5. Sıcaklığın, sıcak ortam ve yüksek kayma hızlarındaki etkisi	29
Şekil 4.6. Yüke bağlı olarak oksidatif aşınmadan adhezif aşınmaya geçiş	30
Şekil 4.7. Sıcaklığa bağımlı aşınma mekanizmaları	31
Şekil 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan a) Fritsch Pulverisette marka planeter tip mekanik alaşımlama cihazı ve b) Precisa XB200h marka hassas terazi görüntüleri.	34
Şekil 5.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan a) Hidroliksan marka pres ve b) kalıp görüntüleri.	35
Şekil 5.3. Sinterleme işleminin yapıldığı ısıtma fırını görüntüsü.	36
Şekil 5.4. Sertlik ölçümlerinin yapıldığı mikro sertlik cihazı görüntüsü.	37
Şekil 5.5. SEM ve EDS analizlerinin yapıldığı tarama elektron mikroskobu görüntüsü.	38
Şekil 6.1. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri	41
Şekil 6.2. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri	43
Şekil 6.3. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları.....	45
Şekil 6.4. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları.....	47
Şekil 6.5. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları	49

Şekil 6.6. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları.....	50
Şekil 6.7. Mekanokimyasal yöntemle üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin a) sertlik ve b) bağıl yoğunluk sonuçları.....	52
Şekil 6.8. Mekanokimyasal yöntemle üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin a) sertlik ve b) bağıl yoğunluk sonuçları.....	53
Şekil 6.9. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları	56
Şekil 6.10. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları.....	59
Şekil 6.11. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları	61
Şekil 6.12. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları	63
Şekil 6.13. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları.....	66
Şekil 6.14. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları	68
Şekil 6.15. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri	71
Şekil 6.16. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri	73
Şekil 6.17. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen 12 ZrO ₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) görüntüleri	75
Şekil 6.17. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen 12 TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) görüntüleri	77

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Alüminyum alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki çekme dayanımı.....	12
Çizelge 2.2. Alüminyum alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki akma dayanımı.....	12
Çizelge 5.1. A356 alaşımının kimyasal bileşimi.....	34
Çizelge 5.2. Üretilen alüminyum kompozit tozların kimyasal bileşimi (% ağı.).....	34
Çizelge 5.3. Aşınma testlerinde kullanılan fren diski kimyasal bileşimi.....	39
Çizelge 6.1. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum kompozit tozların EDS sonuçları	42
Çizelge 6.2. %12 TiC ilave edilerek mekanokimyasal alaşımlanan kompozit tozların EDS analiz sonuçları (% ağı.)	43
Çizelge 6.3. Mekanokimyasal yöntemle üretilen kompozit malzemelerin EDS (noktasal) analiz sonuçları.....	45
Çizelge 6.4. Mekanokimyasal yöntemle üretilen kompozit malzemelerin EDS (noktasal) analiz sonuçları.....	48

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Al	: alüminyum
Si	: silisyum
Mg	: magnezyum
Cu	: bakır
ZrO ₂	: zirkonyum dioksit
TiC	: titanyum karbür
Al ₂ O ₃	: alüminyum oksit
B ₄ C	: bor karbür
Gr	: grafit

KISALTMALAR

T/M	: Toz Metalurjisi
MA	: Mekanik Alaşımlama
MMK	: Metal Matris Kompozit
AMK	: Alüminyum Matrisli Kompozit
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDS	: Enerji Dağılım Spektrometresi
XRD	: X-Ray Diffraction (X-Işını Difraksiyonu)
HMV	: Vickers Mikro Sertlik
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Birliği)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Son yıllarda, endüstriyel olarak birçok alanda kullanımı yaygınlaşan Alüminyum Matrisli Kompozitler (AMK) üzerine yapılan çalışmalar, her geçen gün artmaktadır (Abouelmagd, 2004; Surappa, 2003; Gupta vd., 2007; Uyyuru vd., 2007). AMK'ler hem alüminyum matrisin sünek özelliğine hem de takviye fazının rijit özelliklerine sahip oldukları için, bu kompozitler üstün tokluk özellikleri sergilemektedir. AMK'ler bu özellikleri sebebiyle, tek bir malzemedен elde edilemeyen ve benzersiz özelliklere sahip, sınırsız sayıda yeni malzeme sistemi oluşturma özelliğine sahiptir. Bu nedenle, kullanım alanında maruz kalması beklenen şartlara (gerilmelere ve yüklemelere) göre, AMK'lerin üretiminde kullanılan takviye malzemesi seçimi yapılabilmektedir. Bu amaçla AMK'ler karbürler, oksitler ve nitrürler gibi sert parçacık takviyeleri ile farklı üretim teknikleri kullanılarak üretilmektedir (Baghchesara vd., 2010; Natarajan vd., 2009; Özyürek vd., 2010). Alüminyum matrisli kompozit malzemeler, özellikle otomotiv sanayi başta olmak üzere havacılık ve savunma sanayinde tercih edilen yapısal malzemelerdir (Hesabi vd., 2006).

Kompozit malzemelerde uygulanan yükü taşıyan ana unsur takviye malzemesi olduğu için, matris-takviye elemanı arasında bir ara yüzey oluşması istenmemektedir. Matris-takviye elemanı arasında oluşması muhtemel ara yüzey, kompozitlerin dayanımını azaltmaktadır. Bu nedenle, mümkün olduğu kadar matris-takviye elemanı arasındaki ıslatmanın artırılması arzu edilmektedir. Islatma probleminin minimize edilmesinde matrise ilave edilen takviye elemanının ıslatma özellikleri, işlem sırasında iyileştirilmeye çalışılmaktadır.

Alüminyum ve alaşımları, düşük maliyetli üretimleri, şekillendirme, kaynak ve döküm kabiliyetlerinin yanı sıra kolay işleme özellikleri nedeniyle, iyi bir matris malzemesi olarak kabul edilmektedir (Travessa 2017). Al alaşımları içerisinde A356 alaşımı

düşük yoğunluk, yüksek döküm kabiliyeti, korozyon direnci ve kaynaklanabilirliğinin yüksek olması nedeniyle, otomotiv sektöründe yaygın olarak, motor bloğu, silindir kapağı, fren diski gibi parçaların üretiminde tercih edilmektedir (Özyürek vd., 2008; Sekar vd., 2018). Bunun yanı sıra askeri uygulamalar ve havacılık sektöründe de kullanılan A356 alaşımı, kimyasal bileşiminde %6,5-7,5 Si ve %0,25-0,45 Mg bulduran ve en yaygın kullanılan bir Al-Si-Mg alaşımıdır (Yıldırım ve Özyürek 2013).

AMK'ler sıvı (infiltration) (Aksöz vd., 2014), katı (powder metallurgy) (Özyürek ve Tekeli 2010; Özyürek vd., 2010) ve yarı-katı (thixo moulding) (Ozyurek, 2011) yöntemleriyle üretilebilmektedir. Sıvı yöntemlerle AMK üretiminde (pazarının %70'inden fazlasına sahip olmasına rağmen) düşük ıslatabilirlik, aşırı ara yüzey reaksiyonları ve matris takviye arasında yoğunluk farkı nedeniyle takviye fazının homojen dağılımının sağlanamaması gibi bazı dezavantajları bulunmaktadır (Miracle 2005). Prabhu vd. (2006), AMK üretimi için, toz metalurjisinin (T/M) birçok avantaj sunması nedeniyle, AMK üretiminde daha fazla tercih edildiğini ifade etmektedir. T/M yönteminin AMK için en büyük avantajı, takviye malzemesinin matris içerisinde iyi dağılım sergilemesidir. Toz metalurjisi, tozların karıştırılması, presleme ve sinterleme olarak üç ana aşamadan oluşmaktadır. Bununla birlikte, bir toz metalurjisi yöntemi olan mekanik alaşımlama (MA), diğer parçacık takviyeli kompozit üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında, daha iyi mekanik özelliklere sahip AMK üretiminde tercih edilmektedir (Özyürek vd., 2010). Benzer şekilde mekanokimyasal reaksiyon, güçlü bir mekanik etki ile malzeme tahribatına yol açarak farklı bir yapının oluşmasına neden olan bir süreçtir. Mekanokimyasal reaksiyon, gelişmiş malzemelerin sentezinde yaygın olarak kullanılan ve malzeme biliminin tüm yönlerini kapsayan bir yöntemdir (Gajović vd., 2009; Ni vd., 2009; Xu vd., 2011). Bilyalı öğütme ile mekanokimyasal yöntem; soğuk kaynaklanma, deformasyon sertleşmesi ve kırılma olmak üzere üç aşamada gerçekleşmektedir. Fogagnolo vd. (2003), işlemin ilk aşamasında Al tozlarının bilya-toz-kap duvarı arasında meydana gelen yüksek enerjili öğütme etkisi ile pulcuk şeklini aldığını belirtmiştir. Bilyalı öğütme ile mekanokimyasal yöntemin devam eden safhalarında, sünek matris fazda soğuk kaynaklanma sonucunda tane irileşmesi olurken, gevrek takviye fazındaki kırılmalar nedeniyle küçülme meydana gelmektedir. Bu nedenle, ilerleyen aşamalarda takviye fazı parçacıkları sünek matrisi

oluşturan tozlara gömülerek kompozit yapı elde edilmektedir. İşlemin ilerleyen aşamasında soğuk kaynaklanmış kompozit tozlar deformasyon sertleşmesine uğrayarak kırılmaktadır. Bu kırılma nedeni ile tane boyutu küçülen kompozit malzemeler yüksek sertlik ve iyi aşınma direncine sahiptir.

AMK'ler hafiflik, düşük yoğunluk, yüksek sertlik, yüksek termal ve elektriksel iletkenlik gibi özelliklerinin yanı sıra iyi korozyon direnci (özellikle otomotiv sektörü için) sağlamaktadır. Bununla birlikte parçacık takviyeli AMK malzemeler, içten yanmalı motor pistonları, otomotiv ve uçak frenlerinin aşınma direncini artırmak için kullanılmaktadır (Rajaram vd., 2010). Alüminyum ve alaşımlarının kullanımının sınırlı olduğu yüksek sıcaklık aralıklarında, parçacık takviyeli AMK'ler kullanılarak bu sıcaklık aralığı genişletilmektedir. Bunun yanı sıra, yağlayıcı kullanılmayan yüksek sıcaklık ortamlarında ciddi sorunlar ortaya çıkmaktadır. Bu gibi çalışma koşulları altında, katı yağlayıcılara ihtiyaç duyulmaktadır. Geniş sıcaklık aralığında kendinden yağlamalı, termal ve mekanik özelliklerini koruyabilen ileri malzemelerin geliştirilmesi gereklidir. Kendinden yağlamalı malzemelerin geliştirilmesi ile ilgili yapılan çalışmalarda MoS₂ ve Grafit (Gr) gibi katı yağlayıcılar yaygın kullanılmaktadır (Suresha ve Sridhara, 2010; Huang vd., 2017; de Mello vd., 2018). Zhan ve Zhang (2006) yaptıkları bir çalışmada, bakır matrisli hibrid kompozitlerin yapısında artan grafit parçacıklarının, yüksek sıcaklıkta sürtünme kararlılığını arttırdığını belirtmişlerdir. Bunun yanı sıra Rajaram vd. (2010), Al-Si alaşımına grafit ilavesi ile ürettikleri kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki aşınma davranışlarını inceledikleri çalışmada, grafit ilavesi ile bütün sıcaklıklarda aşınma direncini arttığını belirtmişlerdir. AMK'lerin yüksek sıcaklıklarda aşınma performansının incelendiği çalışmalarda, yaygın olarak takviye malzemesi olarak Al₂O₃ (Wang ve Song, 2011), SiC (Yu vd., 1997), TiB₂ (Kumar vd., 2010) gibi takviye malzemeleri kullanılmaktadır. Ancak, yüksek sıcaklıklarda çalışan makine ekipmanlarında termal kararlılığı ve ısıl şok direnci yüksek takviye fazları daha fazla tercih edilmektedir.

Bu nedenle, yapılan bu tez çalışmasında, bilyalı öğütme ile mekanokimyasal reaksiyon yöntemi kullanılarak AlGr (A356+%2grafit) matrise farklı miktarlarda termal kararlılığı ve ısıl şok direnci yüksek ZrO₂ (Zirkonyum dioksit) ve TiC (Titanyum

karbür) ilave edilerek AMK malzemeler üretilmiştir. Farklı miktarlarda ZrO₂ ve TiC ilave edilen AMK malzemelerin mikro yapı, sertlik ve farklı yük ve sıcaklıklardaki tribolojik davranışlarının belirlenmesi hedeflenmiştir.

BÖLÜM 2

KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit, belirli karakteristik özellikleri elde etmek için iki veya daha fazla bileşenin (seçilen bir takviye malzemesi ve uyumlu bir matris bağlayıcının), sentetik olarak birleştirilmesiyle oluşturulan bir malzemedir. Bir kompozit malzemenin bileşenleri, birbiri içerisinde çözünmez ve birbiriyle tamamen karışmaz. Ancak, yine de uyumludurlar. Kompozit malzemelerin bileşenleri ve aralarındaki arayüzey, genellikle kompozit malzemelerin davranışını ve özelliklerini fiziksel olarak tanımlayabilir. Tasarlanan bir kompozit malzemenin özellikleri, bileşenlerden herhangi birinin özelliklerini tek başına yansıtmaz (Lubin, 2013).

Kompozit malzemelerin en önemli özellikleri aşağıdaki gibi sıralanmaktadır.

- Hafiflik,
- Rijitlik ve boyutsal kararlılık,
- Yüksek mekanik özellikler,
- Kimyasal direnç,
- Isıl dayanımı,
- Elektriksel iletim,
- Tribolojik özellikler.

2.1. KOMPOZİT MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI

Kompozit malzemeler, iki farklı şekilde sınıflandırılmaktadır. Birinci sınıflandırma matris malzemesine göre yapılırken, ikinci sınıflandırma takviye malzemesine göre yapılmaktadır.

Matris malzemesine göre kompozitler;

- Polimer matrisli kompozitler,
- Seramik matrisli kompozitler,
- Metal matrisli kompozitler olarak üç gruba ayrılmaktadır.

Takviye malzemesine göre kompozitler;

- Sürekli fiberle güçlendirilmiş kompozitler,
- Kısa fiberle/whisker güçlendirilmiş kompozitler,
- Parçacık takviyeli kompozitler olarak üç gruba ayrılmaktadır.

2.1.1. Polimer Matrisli Kompozitler

Polimer matrisli kompozitler, kompozit malzemeler sınıfının en önemli ve en çok kullanılan türlerinden biridir. Matris malzemesi olarak epoksi, polyester, vinilester reçineler ile takviye malzemesi olarak cam, aramid ve karbon elyaf gibi malzemelerin birleştirilmesi sonucu üstün özellikler göstermektedir. Polimer matrisli kompozit malzemeler, gösterdikleri üstün mekanik özellikler, iyi korozyon direnci ve özellikle hafif olmaları nedeniyle çok fazla tercih edilmektedir. Ancak, darbe ve yorulma hasarına karşı hassas olmaları ve hasardan sonra tamir sürecinin zor olması bu malzemelerin en büyük dezavantajıdır (Çakır ve Berberoğlu, 2018).

2.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler

Yüksek sıcaklık uygulamalarında istenilen performansın sağlanmasında, yüksek yoğunluklu metallere alternatif olarak kullanılan kompozitlerdir. Seramik malzemeler hem düşük yoğunluklarından dolayı hafif olmaları, hem de yüksek oksidasyon dirençleri nedeniyle yüksek sıcaklıklarda kullanılmaktadır. Seramik matrisli kompozitler gaz türbini motorlarda yanma odaları, nozul kılavuz kanatları, alev stabilizatörleri vb. gibi yüksek sıcaklık bileşenleri ve son yıllarda içten yanmalı motorların yanma odası termal bariyer kaplamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Askarinejad vd., 2015; Volkmann vd., 2015). Seramik malzemelerin çatlama

hassasiyeti, özellikle düşük yoğunluk, kimyasal kararlılık, aşınma direnci gibi önemli özelliklerinin arka planda kalmasına ve birçok önemli (savunma, havacılık gibi) sektörde kullanımını sınırlandırmaktadır. Bu nedenle, son yıllarda seramik malzemelere, sürekli ve süreksiz takviye malzemeleri ile güçlendirilmiş seramik matrisli kompozit malzemeler ve çatlağa daha az hassasiyete sahip mikro yapılar geliştirilmektedir (Lebel vd. 2017).

2.1.3. Metal Matrisli Kompozitler

Metal Matrisli Kompozitler (MMK), metalik matrise farklı takviye parçacıkları ilave edilerek geliştirilen malzemelerdir. Matris malzemesi, içerisine ilave edilen takviye fazını çevreleyerek geliştirilen kompozitin rijitliğini sağlamaktadır. Bu sayede kompozit malzemeye uygulanan yük, matris ve takviye malzemesi ile birlikte taşınmaktadır. Son zamanlarda MMK malzemeler içerisinde yaygın olarak parçacık takviye edilmiş kompozit malzemeler tercih edilmektedir. Parçacık takviyesinin tercih edilmesi, kolay üretilebilmesi ve kolay temin edilmesinden kaynaklanmaktadır. Parçacık takviyeli MMK'lerin sağladığı özellikler ve kolay üretilebilmeleri nedeniyle son yıllarda birçok farklı sektörde kullanım alanı bulmaktadır (Li vd., 2019).

MMK malzemeler, araştırmacılar için son yıllarda büyük ilgi uyandırmaktadır. Bu ilginin nedenlerinden birisi de ekonomik ve yüksek kaliteye sahip malzeme üretim yöntemlerinin geliştirilmesidir. Gelişen teknoloji ile birlikte birçok uygulamada ağırlığı düşük, buna karşın mukavemet/yoğunluk oranı yüksek malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Çünkü, mukavemet/yoğunluk oran, mühendislik malzemelerinin elastikiyet modülü, mukavemet, korozyon, oksidasyon, termal kararlılık, sürünme, aşınma ve yorulma gibi özelliklerinin belirlenmesinde önemli olan parametrelerdir (Uzun, 2011; Choubey vd., 2018).

MMK üretiminde kullanılan matris alaşımının mukavemetinin ve elastik modülünün yüksek olması tercih edilmektedir. Matris malzemesi olarak çok farklı alaşımlar kullanılarak farklı elastikiyet modülü, mukavemet ve termal genleşme katsayısı gibi özelliklere sahip kompozit malzemeler üretilebilmektedir. Bununla birlikte, MMK malzemelerin yüksek aşınma dirençleri ve mekanik özelliklerini yüksek sıcaklıklarda

koruyabilme yetenekleri, aşınma ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanımlarını yaygınlaştıran önemli etkenlerdir (Varga vd., 2011; Zhan ve Zhang, 2006; Rajaram vd., 2010).

Matris, kompozit malzemenin temel yapısını oluşturken, uygulanan yükü takviye malzemesine transfer ederek dağıtır. Böylece, malzemeye uygulanan yük matris ve takviye ile beraber taşınır. Yükün transferi matris ve takviye arasındaki ara yüzey bağı ile ilişkilidir. Matris ve takviye elemanı arasında fiziksel ve kimyasal uyumluluğun olması, MMK'lerde istenen en önemli özelliktir. Bu özellik, genellikle matris malzemesi olarak alaşım esaslı metaller seçilerek sağlanmaktadır. Böylece takviye fazıyla matris arasında ıslatabilirliğin artırılması ve güçlü bir ara yüzey bağ kuvvetlerinin oluşturulması hedeflenmektedir (Navasingh vd. 2019). Bu nedenle, düşük yoğunluğu, iyi korozyon direnci ve birçok seramik malzemeyi ıslatabilirliğinin yüksek olması, Al ve alaşımlarının iyi bir matris malzemesi olduğunu göstermektedir.

Metal matrisli kompozitlerin, metal ve alaşımlarına göre üstün özellikleri şunlardır;

- Yüksek elastikiyet modülü,
- Yüksek mukavemet,
- Yüksek tokluk ve darbe özellikleri,
- Yüksek elektrik ve termal iletkenlik,
- Termal genleşmeler ve iyi sürünme direnci,
- Üretildiği özellikleri muhafaza etmesi,
- Yüksek yüzey kalitesi,
- Tasarım, üretim, şekillendirme ve birleştirme altyapıları (Deng vd., 2007, Simsek vd., 2020).

2.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE MATRİS MALZEMELERİ

MMK'lerde matris ana yapıyı oluştur ve ilave edilen takviye elemanını çevreleyerek belirli bir düzen içerisinde konumlanmasını sağlar. Bununla birlikte, kompozit malzemeye uygulanan yükü takviye malzemesine ileterek, uygulanan yükü birlikte taşımaktır.

MMK'lerde tüm metal ve alaşımları, matris malzemesi olarak kullanılabilirler. Ancak, genel olarak yoğunluğu düşük olan metal ve alaşımları tercih edilmektedir. Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde, Al ve alaşımları başta olmak üzere Ti, Cu, Mg ve alaşımlarının matris malzemesi olarak kullanıldığı görülmektedir (Yang vd., 2020; Alaneme ve Odoni, 2016; Delbari vd., 2019; Kavimani vd., 2019).

2.2.1. Titanyum

Titanyum düşük yoğunluğu, iyi mekanik ve korozyon özellikleri nedeniyle havacılık, otomotiv, biyo-teknoloji gibi çok çeşitli alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Oda sıcaklığında sıkı paket hekzagonal kafes yapısına sahip olan titanyum, 1668 °C ergime sıcaklığına ve 4,5 gr/cm³ yoğunluğa (çeliğe göre yaklaşık %56 düşük) sahip ve özgül dayanımı yüksek bir malzemedir. Sağladığı tüm bu üstün özelliklerin yanı sıra takviye olarak borür bileşikli seramikler kullanıldığında oluşan kimyasal bağ nedeniyle, iyi bir matris malzemesi olarak görülmektedir (Ružić vd. 2014; Banerjee vd. 2005).

2.2.2. Magnezyum

Magnezyum ve alaşımları düşük yoğunlukları, iyi sönümlenme kapasiteleri, yüksek özgül mukavemetleri ve mükemmel dökülebilirlik özellikleri nedeniyle, en hafif yapı malzemesi olarak havacılık ve otomotiv endüstrisinde kullanım potansiyeli yüksek malzemelerdir. Oda sıcaklığında sıkı paket hekzagonal kafes yapısına sahip olan magnezyum, 650 °C ergime sıcaklığına ve 1,738 gr/cm³ yoğunluğa (çeliğe göre yaklaşık %77 düşük) sahip ve özgül dayanımı yüksek bir malzemedir. Ancak, düşük mukavemet ve süneklilik bu alaşımların kullanım alanlarını sınırlandırmaktadır (Mordike ve Ebert, 2001; Xiao vd., 2018). Ayrıca geliştirilen magnezyum alaşımları galvanik korozyona son derece duyarlıdır. Bu durum, mukavemet ve tokluk kayıplarına neden olmaktadır (Lei vd., 2012). Buna karşılık yapılan birçok çalışmada, mikro parçacıklarla güçlendirilmiş Mg matrisli kompozit malzemelerin önemli ölçüde geliştirilmiş mukavemet ve aşınma direnci sergilediği bildirilmektedir (Kavimani vd., 2019; Wang vd., 2004). Ayrıca Mg matrisli kompozitlerin gelişen mekanik özellikleriyle birlikte, galvanik korozyona karşı duyarlılıklarının en aza

indirgenebilmesi (Clyne vd., 2000), iyi bir matris malzemesi olarak bu alaşımlara olan ilgiyi artırmaktadır.

2.2.3. Alüminyum

Alüminyum ve alaşımları demir alaşımlarından sonra en yaygın kullanılan metal malzemelerdir. Alüminyumun yoğunluğunun düşük olması, bununla birlikte hafiflik, mukavemet oranının yüksek olması, bu alaşımların kullanım alanlarını genişletmektedir. Ancak bu kullanım alanlarında beklenen bazı özelliklerin, ticari saflıktaki Al tarafından karşılanması pek mümkün değildir. Bu nedenle ticari saflıktaki alüminyuma, farklı alaşım elementleri ilave edilerek kullanılmaktadır. Mg, Zn, Cu, Si gibi alaşım elementleri ilave edilen Al alaşımlarına ısıl işlem uygulanabilir ve bu yöntemle mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir. Şimşek vd. (2019-a) yaptıkları bir çalışmada, T6 ısıl işlemi uygulanan Al7075 alaşımının sertlik ve çekme dayanımında ciddi oranda artış olduğunu belirtmişlerdir. Bu özellikleri nedeniyle Al ve alaşımlarının kullanım alanları her geçen gün dahada artmaktadır.

Alüminyum ve alaşımları, yüksek mukavemeti, iyi korozyon direnci, düşük yoğunluğu ve hafifliği nedeniyle savunma, otomotiv ve havacılık endüstrileri gibi çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Şimşek vd., 2019-b). Ayrıca özellikle ağırlığın önemli olduğu sektörlerde bu alaşımların kullanımı büyük önem taşımaktadır (Chen vd. 2012).

Al ve alaşımları sağladığı bu üstün özellikleri ve işlenebilirliğinin kolay olması gibi avantajları nedeniyle, MMK'lerde en çok tercih edilen ve kullanılan matris malzemeleridir. Al alaşımlarının diğer Mg ve Ti gibi yoğunluğu düşük metal ve alaşımlarından daha ekonomik olması diğer bir tercih nedenidir. Al ve alaşımları arasında en yaygın kullanılan alaşımlar ısıl işlem uygulanabilen 2XXX, 6XXX ve 7XXX serisi alaşımlardır (Torralba vd., 2003; Kumar vd., 2011).

2XXX serisi Al alaşımları, ana alaşım elementi bakır (Cu) (yaklaşık %5'e kadar) ve yoğunluğu $2,7 \text{ g/cm}^3$ olan, yüksek dayanım ($18-26 \text{ kg/mm}^2$) ve ısıl işlem

uygulanabilirliği nedeniyle uçak ve otomotiv sanayinde yaygın olarak kullanılan Al alaşımıdır (Yalçın vd., 2017).

7XXX serisi Al alaşımları, ana alaşım elementleri çinko (Zn) ve magnezyum (Mg) olan ve başta havacılık sektörü olmak üzere farklı endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılan alaşımlardır. Yüksek mukavemet/ağırlık oranı ve doğal yaşlanma özellikleri gibi avantajları nedeniyle savunma, otomotiv ve özellikle havacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır (şimşek vd., 2019-a).

A356 alaşımı endüstrinin birçok alanında en yaygın kullanılan Al-Si-Mg alaşımlarıdır. Kimyasal bileşiminde %6,5-7,5 Si ve %0,25-0,45 Mg içeren A356 alaşımı, döküm, toz metalurjisi ve sprej biriktirme gibi çeşitli yöntemler kullanılarak üretilebilmektedir. Bu alaşım düşük yoğunluğu, yüksek dökülebilirliği, iyi korozyon direnci ve kaynaklanabilirliği nedeniyle özellikle askeri, havacılık ve otomotiv endüstrisinde tercih edilmektedir (şimşek vd., 2020). Özellikle otomotiv endüstrisinde en yaygın kullanılan alüminyum alaşımı Al-Si-Mg (A356) alaşımı, iyi spesifik mukavemet, mükemmel döküm kabiliyeti ve yüksek korozyon direnci gibi özelliklerinden dolayı, otomotiv sektöründe motor bloğu, silindir kapağı, fren diski gibi parçaların üretiminde tercih edilmektedir (Özyürek vd., 2008; Yildirim ve Ozyurek, 2014).

Çizelge 2.1 ve Çizelge 2.2’de verilen 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi döküm alaşımlarının oda sıcaklığında iyi mukavemet özellikleri göstermelerine rağmen, yüksek sıcaklıklarda dayanımının azaldığı görülmektedir. Alüminyum alaşımlarının üstün özelliklerinin kullanılabilmesi için, yüksek sıcaklıklarda kabul edilebilir dayanım değerlerine sahip yeni malzeme tasarımları önemlidir. Bu nedenle, malzeme bilimcileri tarafından MMK’lerde matris malzemesi olarak alüminyum alaşımları kullanılmasıyla yüksek sıcaklıklarda da kabul edilebilir değerler sağlanabilmektedir. Suresh vd., (2003) yaptıkları çalışmalarında Al-Si-Mg alaşımına %2-%10 beril parçacık takviye ederek ürettikleri kompozitlerin oda sıcaklığında çekme dayanımı ve aşınma direncinin arttığını belirtmişlerdir. Bunun yanı sıra Wang vd. (2017), Al-Cu-Mg matrise %5-%9 nano TiC ilave ettikleri kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklarda çekme dayanımlarını inceledikleri çalışmalarında, matris içerisinde artan

takviye ile yüksek sıcaklıklarda çekme ve kopma uzamasında belirgin bir iyileşme olduğunu belirtmişlerdir.

Çizelge 2.1. Alüminyum alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki çekme dayanımı (Davis, 1994).

Alaşım ve ısıtım işlem kodu	Farklı sıcaklıklardaki çekme dayanımı (MPa)						
	24 °C	100 °C	150 °C	205 °C	260 °C	315 °C	370 °C
2024-T3	483	455	380	185	75	52	35
2024-T6-T651	475	448	310	180	75	52	35
6061- T6-T651	310	290	235	130	52	32	21
6061- T6	240	215	145	62	31	22	16
7075- T6-T651	572	483	215	110	75	55	40
7178- T6-T651	607	503	215	103	75	59	45

Çizelge 2.2. Alüminyum alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki akma dayanımı (Davis, 1994).

Alaşım ve ısıtım işlem kodu	Farklı sıcaklıklardaki akma dayanımı (MPa)						
	24 °C	100 °C	150 °C	205 °C	260 °C	315 °C	370 °C
2024-T3	345	330	310	138	62	40	28
2024-T6-T651	393	372	348	130	62	40	28
6061-T6-T651	275	262	215	103	35	19	12
6061- T6	215	193	138	45	24	17	14
7075-T6-T651	503	448	185	90	62	45	32
7178-T6-T651	538	470	185	83	62	48	38

2.3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE TAKVİYE MALZEMELERİ

MMK'lerde takviye elemanı yükü taşıma görevini üstlenerek, kompozit malzemenin dayanımını artırmaktır. MMK'lerde fiberler, viskerler ve parçacıklar takviye elemanı olarak kullanılmaktadır. Kompozit malzeme üretiminde farklı tür takviye elemanları kullanılmasına rağmen, parçacık takviye elemanlarının kompozite sağladığı bazı üstün özellikleri nedeniyle diğer takviye elemanlarına göre ön plana çıkmaktadır. Parçacık takviyeli kompozit malzemelerin kolay şekillendirilebilme, daha düşük maliyet ve anizotropik olmaları öne çıkan özelliklerindedir. MMK üretiminde kullanılan parçacık takviyeleri yüksek sıcaklık dayanımı ve sert olmaları nedeniyle, bu malzemelerin çalışma alanlarını genişlemektedir. Parçacık takviyelerin bu özellikleri kompozit malzemelerin yüksek dayanım, yüksek sıcaklıklarda çalışma ve aşınma dayanımı gibi özelliklerini geliştirmektedir. MMK'lerde takviye fazı olarak genellikle

SiC, B₄C, Al₂O₃, AlN, Si₃N, TiB₂, TiC, MgO ve ZrO₂ gibi karbürler, oksitler ve nitrürler kullanılmaktadır (Wang ve Song, 2011; Kumar vd., 2010; Kumar vd., 2011; Ramachandra vd., 2015).

2.3.1. Al₂O₃ Takviye Elemanı

MMK'lerde 3,95 g/cm³ yoğunluğa sahip olan alüminyum oksit (Al₂O₃) en yaygın kullanılan takviye elemanıdır. Alüminyum oksitin yüksek sıcaklık dayanımı, yüksek elastikiyet modülü ve rijitliği, takviye elemanı olarak tercih edilmesindeki önemli nedenlerdir. Diğer takviye elemanları ile karşılaştırıldığında ekonomik olması ise en önemli avantajıdır. Bununla birlikte, takviye elemanı olarak en yaygın kullanıldığı matris malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. AMK'lerde Al₂O₃ takviyesiyle sertlik ve aşınma dayanımının arttığı yapılan çalışmalarda belirtilmiştir. Şimşek vd. (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, farklı miktarlarda Al₂O₃ ilave edilen AMK'lerin aşınma davranışlarını incelemiştir. Elde edilen sonuçlarda en yüksek sertlik ve en iyi aşınma performansının en yüksek takviye miktarında elde edildiği rapor edilmiştir. Benzer şekilde Abd El-Aziz vd. (2015) tarafından yapılan çalışmada, karıştırma döküm yöntemiyle farklı miktarlarda Al₂O₃ ilave edilerek üretilen kompozitlerde, Al₂O₃ miktarı ve ısıl işlemin aşınma ve korozyon performansına etkisini incelemiştir. Elde ettikleri sonuçlarda, artan Al₂O₃ ve ısıl işlem ile aşınma performansının iyileştiğini belirtmişlerdir.

2.3.2. B₄C Takviye Elemanı

MMK'lerde takviye elemanı olarak kullanılan bor karbür (B₄C) 2,52 g/cm³ yoğunluğa sahiptir. B₄C yaygın olarak kullanılan diğer takviye elemanlarına (SiC ve Al₂O₃) göre daha yüksek sertlik ve daha düşük yoğunluğa sahiptir. Ancak maliyetinin diğerlerine göre yüksek olması, bu takviye malzemesinin dezavantajıdır. B₄C'nin Al matris ile ıslatabilirliğinin sınırlı olmasından dolayı, sıvı metal içerisine karıştırılarak üretilmeleri zordur. Hu vd. (2016) yaptıkları bir çalışmada, yarı katı döküm yöntemiyle ürettikleri B₄C takviyeli A356 alaşımı kompozitlerin, parçacık dağılımı, parçacık/matris arayüzü ve mekanik özellikleri üzerine üretim parametrelerinin etkilerini incelemiştir. Elde ettikleri sonuçlarda sıvı karıştırmalı döküm işleminde

K₂TiF₆-flux ve Ti tozları kullanılarak parçacık dağılımının önemli ölçüde iyileştirilebileceğini belirtmişlerdir. Ayrıca Ti ilaveleriyle, B₄C'nin ayrışmasını önlediği ve parçacık/matris arayüzünde TiB₂ katmanının oluşması nedeniyle arayüzey bağlama mukavemeti önemli ölçüde iyileştiğini ve üretilen kompozitlerin sertliği ve gerilme mukavemeti sırasıyla yaklaşık %89,6 ve %128,8 oranında arttığı rapor edilmiştir.

2.3.3. TiC Takviye Elemanı

Titanyum karbür (TiC) yüksek sıcaklık dayanımı nedeniyle, özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan MMK'lerde takviye elemanı olarak tercih edilmektedir. TiC yüksek sıcaklıklarda iyi sürünme dayanımı sergilemektedir. Bununla birlikte TiC yoğunluğunun yüksek olması (4,93 g/cm³), takviye olarak kullanılmasını sınırlandırmaktadır (Yıldırım, 2016). Ancak TiC sağladığı özellikle AMK malzemelerde iyi arayüzey bağı ve sertlikle, diğer takviye elemanlarına göre iyi aşınma direnci sergilemektedir. Shojaeefard vd. (2017) yaptıkları bir çalışmada, A356 matrise SiC TiC, ZrO₂ ve B₄C takviye elemanlarının mekanik ve aşınma performansını incelemişlerdir. TiC ilave edilen kompozitlerin, takviye ve matris arasındaki mükemmel bağlanma ve TiC'ün daha yüksek sertlik değerine sahip olması nedeniyle, diğer parçacık takviyeli kompozitlerden daha yüksek sertlik değeri sergilediğini belirtmişlerdir. Ayrıca aşınma testi sonuçlarında, kompozitin aşınma direncinin, matrise kıyasla önemli ölçüde arttığını bildirmişlerdir.

2.3.4. ZrO₂ Takviye Elemanı

Zirkonyum oksit (ZrO₂), 1727 °C'nin altındaki sıcaklıklarda kimyasal olarak kararlı olan bir oksittir. ZrO₂ yüksek ergime sıcaklığı (2710 ±35 °C), yüksek kırılma indisine, düşük termal iletkenliğe, yüksek elektriksel dirence ve yüksek sıcaklıklarda iyonik iletkenliğe sahip olan bir bileşiktir (Kayış, 2006).

Oksit esaslı bir seramik malzeme olan ZrO₂, termal bariyer kaplama olarak uçak ve uzay endüstrisinde geniş kullanım alanı bulmaktadır. ZrO₂'in kristal yapısı, fiziksel özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Allotropik özelliğe sahip olan ZrO₂, yüksek

sıcaklıklarda 2370 °C üzerinde kübik, 1150 °C'den 2370 °C'ye kadar tetragonal, 1150 °C'nin altındaki sıcaklıklarda ise monoklinik kristal yapıya sahiptir. Özellikle monoklinik yapıya sahip olan formunda, ZrO₂ termodinamik olarak kararlı bir faz olarak bulunur (Şimşek, 2019).

ZrO₂ termodinamik kararlılığı ve ısıl şok direncini yüksek olması nedeniyle MMK'lerde iyi bir takviye malzemesi olarak görülmektedir (Simsek ve Özyürek, 2020; Premkumar vd., 2019). Kumar ve Irfan (2021) nano ZrO₂ takviyeli AMK'lerin mekanik ve aşınma özelliklerini inceledikleri araştırmalarında, zirkonyum oksit (ZrO₂) nanoparçacıklarının artan hacim yüzdesi ile alüminyum nanokompozitlerin, sürtünme katsayısını ve aşınma direncini arttırdığını, ayrıca gerilme mukavemeti, darbe mukavemeti, mikro sertlik gibi mekanik özellikleri geliştirdiğini belirtmişlerdir.

Şimşek (2019), mekanik alaşımlama yöntemi ile Al matrise farklı miktarlarda ZrO₂ ilave ederek ürettiği AMK'lerin aşınma performansını incelemiştir. Elde ettiği sonuçlarda, matris içerisinde artan takviye miktarıyla sertlik ve yoğunluklarının arttığını belirtmiştir. Aşınma testi sonuçlarında ise en yüksek ağırlık kaybının matris malzemesinde olduğu matris içerisinde artan takviye miktarıyla aşınma performansının arttığı, beraberinde sürtünme katsayısında ise azalmanın olduğunu rapor etmiştir.

BÖLÜM 3

KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Kompozit malzemelerin mekanik davranışları, matris ve takviye malzemesi arasında bağ oluşturabilme özelliği ile ilişkilidir. Matris ve takviye arasında oluşan bu ara yüzey bağı, matrisin takviye fazını ıslatması olarak tanımlanmaktadır. Matris ve takviye elemanı arasında oluşan ara yüzey bağ özelliği, kullanılan üretim yöntemi ile doğrudan ilişkilidir. Kompozit malzemelerde üretim yöntemleri, üç gruba ayrılmaktadır (Yıldırım, 2016).

- Sıvıdan üretim yöntemleri,
- Yarı-katıdan üretim yöntemleri,
- Katıdan üretim yöntemleri.

3.1. SIVIDAN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Sıvıdan üretim yöntemleri, matris sıvı halde iken takviye fazı ile aralarında bir bağ oluşturması temeline dayanarak yapılan üretim yöntemidir (Sur vd., 2005; Şimşek vd., 2019). Sıvıdan üretim yöntemleri;

- İnfiltrasyon,
- Sıkıştırılmalı / basınçlı / yarı katı / karıştırılmalı döküm yöntemleri,
- Püskürtme çökmesidir.

3.2. YARI KATI ÜRETİM YÖNTEMİ

Yarı katı üretim yöntemi, homojen olarak karıştırılan matris ve takviye tozlarının ilk aşamada soğuk şekillendirme ve arkasından matrisin ergime sıcaklığı altındaki bir

sıcaklıkta, belirli bir basınç ve sıcaklıkla presleme kullanılarak son ürünün elde edildiği üretim yöntemidir. Yarı katı kalıplama yöntemi, diğer kompozit üretim yöntemlerine nazaran daha az mikro segregasyon ve katılma daralması, düşük şekillendirme sıcaklıkları, daha az gözeneklilik gibi birçok avantaj sunmaktadır. Bunun yanı sıra yarı katı kalıplama yönteminde küresel mikro yapıya sahip kompozitler elde edilebilmektedir (Şimşek vd., 2020).

3.3. KATIDAN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Katıdan üretim yöntemi, matrisin ergime sıcaklığı altındaki bir sıcaklıkta yapılan ve farklı işlemler uygulanan bir üretim tekniğidir. Yaygın olarak kullanılan katı hal üretim yöntemlerinin başlıcaları;

- Toz metalurjisi,
- Mekanokimyasal reaksiyon işlemi,
- Difüzyonla birleştirme,
- Sıcak haddelemedir.

3.3.1. Mekanokimyasal Reaksiyon ve Mekanik Alaşımlama Yöntemi

Mekanokimyasal reaksiyon, güçlü bir mekanik etki ile malzeme tahribatına yol açarak farklı bir yapının oluşmasına neden olan bir süreçtir. Mekanokimyasal reaksiyon, gelişmiş malzemelerin sentezinde yaygın olarak kullanılan ve malzeme biliminin tüm yönlerini kapsayan bir yöntemdir (Gajović vd., 2009; Ni vd., 2009; Xu vd., 2011). Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi, basit bir sürece sahip, çevreci, düşük maliyetli bir teknolojidir. Ayrıca geçtiğimiz son çeyrek yüzyılda bu alana olan ilgi artma eğilimindedir (Tojo vd., 2008; He vd., 2009; Rojac vd., 2011).

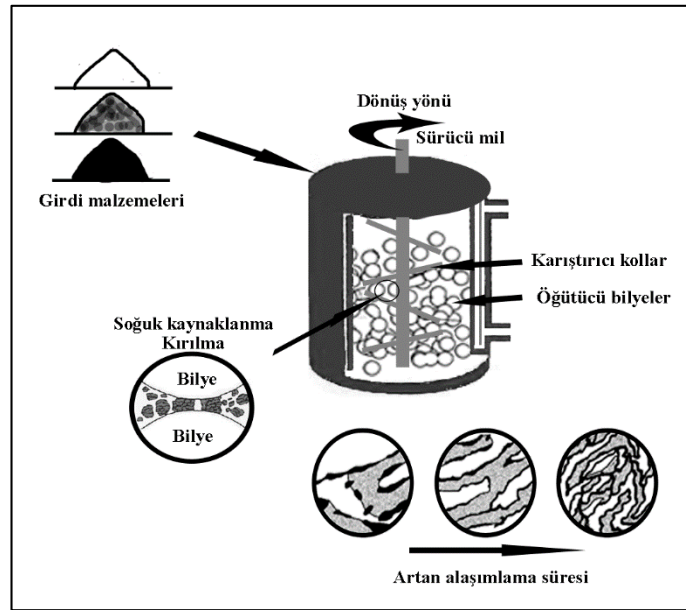
Mekanokimyasal reaksiyon işleminin temel yaklaşımı planeter tip değirmen kullanılarak yapılan bilyalı öğütme işlemidir. Planeter tip değirmen mekanokimyasal reaksiyon işleminde kullanılan klasik bir değirmendir. Aynı anda hem tablanın dönüş hareketi, hemde öğütme hücresinin kendi eksenindeki dönüş hareketi ile öğütme işlemi gerçekleştirilir. Öğütme işlemi sırasında bilyaların çarpışması, bilyalardan öğütülen

tozlara enerji transferinde önemli bir rol oynar. Enerji yüklü bilyalardan toz parçacıklarına aktarılan enerjiyle toz parçacıkları daha küçük parçacıklara ayrılır. Böylece parçacık boyutu azalır, yüzey alanı ve yüzey enerjisi artar. Bu nedenle, bilyaların çarpışmasının neden olduğu bu mekanik etkiler mekanokimyasal reaksiyonlar olarak tanımlanan önemli yapısal değişiklikleri ve hatta kimyasal reaksiyonları başlatabilir (Juhász, 1998; Venkataraman ve Narayanan, 1998; Wu ve Li, 2012). Mekanokimyasal reaksiyon işlemi sürecinde, tozların maruz kaldığı mekanik etkilerin malzemede oluşan yapısal değişiklikleri ve reaksiyonları başlattığı bilinse de, bu süreçte oluşan mekanizmalar net değildir.

Mekanokimyasal reaksiyon işlemi sürecinin temel aşaması olan mekanik alaşımlama/mechanical attrition (MA/MÖ) ile diğer parçacık takviyeli kompozit üretim yöntemleri karşılaştırıldığında, daha iyi mekanik özelliklere sahip MMK üretiminde tercih edilmektedir (Özyürek vd., 2010). Bilyalı öğütme/alaşımlama ile mekanokimyasal reaksiyon yöntemi soğuk kaynaklanma, deformasyon sertleşmesi ve kırılma mekanizmaları olmak üzere üç aşamada gerçekleşmektedir. Fogagnolo vd. (2003), işlemin ilk aşamasında, tozlar bilya-bilya ve bilya-kap duvarı arasında meydana gelen yüksek enerjili öğütme etkisi ile pulcuk şeklini aldığını belirtmiştir. Bilyalı öğütme/alaşımlama ile mekanokimyasal yöntemin devam eden safhalarında, sünek matris fazda soğuk kaynaklanma sonucunda tane irileşmesi olurken, gevrek takviye fazındaki kırılmalar nedeniyle küçülme meydana gelmektedir. Bu nedenle, ilerleyen aşamalarda takviye fazı parçacıkları sünek matrisi oluşturan tozlara gömülerek kompozit yapı elde edildiğini belirtmişlerdir. İşlemin ilerleyen aşamasında soğuk kaynaklanmış kompozit tozlar deformasyon sertleşmesine uğrayarak kırılmaktadır. Bununla birlikte, mekanik öğütme/alaşımlama işleminin ilk aşamasından itibaren tozların maruz kaldığı mekanik kuvvet etkisiyle yapısal farklılıklar ve beraberinde kimyasal reaksiyonlarda başlamaktadır. Bu işlemler ile tane boyutu kontrol edilebilen, homojen parçacık dağılımı sağlanabilen, yüksek sertlik ve iyi aşınma direncine sahip kompozit malzemeler elde edilebilmektedir. Bilyalı öğütme/alaşımlama ile mekanokimyasal reaksiyon yönteminin sağladığı birçok avantajın yanı sıra en önemli avantajı, diğer yöntemlerle oluşturulması mümkün olmayan bileşimlerin sentezlenebilmesidir (Torabi ve Ebrahimi-Kahrizsangi, 2012).

3.3.2. Mekanik Alaşımama Mekanizması

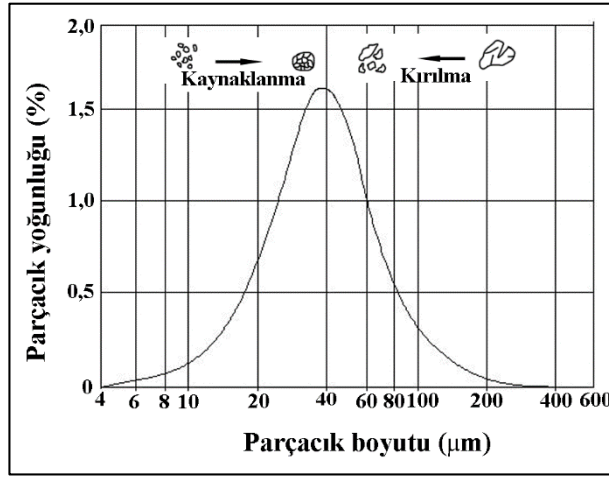
Bilyalı mekanik alaşımama/öğütme (MA/MÖ) farklı hız ve hareketlerle enerji kazandırılan bilyalar arasında kalan tozların bir dizi mekanik kuvvet etkisi altındaki alaşımama sistemidir. İşlem sırasında öğütülen/alaşımlanan tozlarda bazı aşamalar sürekli olarak tekrarlanmaktadır. Bu aşamalar soğuk kaynaklanma, deformasyon sertleşmesi ve kırılma şeklide döngüsel olarak devam etmektedir. Alaşımamanın ilk aşamasında, enerji yüklü bilyalar arasında ve bilya öğütme haznesi arasında kalan tozlar soğuk kaynaklanmaktadır. Bu aşama sonunda parçacıklar sert olmadıklarından dolayı kayaklanma eğilimleri yüksektir. Bu nedenle bu aşamada toz parçacıklarının boyutunda artış meydana gelir (Simsek ve Ozyurek, 2017). Şekil 3.1’de, mekanik alaşımama işlemi şematik olarak verilmektedir.



Şekil 3.1. Mekanik alaşımama yöntemi (German, 2007).

MA/MÖ işleminin ikinci aşamasında deformasyon sertleşmesi meydana gelmektedir. Sürekli çarpışan yüksek enerjili bilyalar ve hücre arasında kalarak mekanik kuvvet etkisi altında deformasyona uğrayan tozlarda deformasyon sertleşmesi meydana gelmektedir. MA/MÖ işleminin son aşamasında ise aşırı deformasyon sertleşmesi nedeniyle kırılma mekanizması aktif olmaktadır. Bu mekanizmada toz parçacıklarında topaklanma olmadan toz boyutlarında küçülme devam etmektedir. Bu aşamada soğuk

kaynaklanmadan daha çok kırılma mekanizması baskındır. İşlemin belirli bir süre devam etmesiyle soğuk kaynaklanma ve kırılma mekanizmaları arasında bir dengelenme oluşur. Bu dengelenme süresinde optimum toz boyutuna ulaşılır. Çünkü ortalama altında kalan küçük parçacıklar topaklaşarak büyüme eğilimi gösterirken, ortalama toz boyutu üzerinde kalan parçacıklar kırılarak küçülme eğilimi göstermektedir. Şekil 3.2’de denge halindeki toz parçacıklarının dağılımı verilmiştir (ASM Handbook, 1998).



Şekil 3.2. Denge halinde toz parçacıklarının dağılımı (ASM Handbook, 1998).

3.3.3. Mekanik Alaşımlamada Belirleyici Faktörler

MA/MÖ işlemi ile nihai ürünlerin mikro yapıları ve özellikleri, birbirine bağlı işlem parametreleri ayarlanarak ve optimize edilerek özelleştirilebilir (Bolokang vd., 2010; Zhang 2004). İşlemin temel değişkenleri aşağıda belirtildiği gibidir.

- Değirmen tipi,
- Öğütücü hazne,
- Alaşımlama/Öğütme hızı,
- Alaşımlama/Öğütme süresi,
- Öğütücü malzemelerin tipi ve şekli,
- Bilya-toz oranı,
- Hazne doluluk oranı,

- Alaşım/Öğütme atmosferi,
- İşlem kontrolü,
- Alaşım/Öğütme sıcaklığıdır (Jia, vd. 2018).

3.3.3.1. Değirmen Tipi

MA/MÖ işlemi ile yapılan üretimlerde farklı türlerde değirmenler kullanılmaktadır. Bu değirmenlerin tercih edilme nedenleri arasında kapasiteleri, öğütme verimliliği ve ısıtma-soğutma gibi özellikleridir (Yavuzer, 2019).

3.3.3.2. Alaşım/Öğütme Hızı

Değirmenin izin verdiği maksimum hızın (değirmen tasarım sınırlamaları) altında, daha yüksek alaşım/öğütme hızları daha yüksek enerji girdisine yol açar. Beklendiği gibi, yüksek öğütme hızları, üretilen ürünler üzerinde hem olumlu hem de olumsuz etkilere sahip daha yüksek sistem sıcaklıklarına (öğütme haznesi, bilyalar ve başlangıç tozları) neden olur. Artan sıcaklıklar homojenizasyonu ve toz alaşımlamayı destekler. Bununla birlikte, dönüşüm süreçleri hızlandırılır ve oluşan aşırı doymuş katı çözeltilerin ve diğer yarı kararlı fazların ayrışması ile sonuçlanır (Jia vd., 2018; Suryanarayana, 2001).

3.3.3.3. Bilya Toz Oranı

MA/MÖ bilya toz oranı (BTO) en önemli işlem parametrelerinden biridir. Daha önce yapılan çalışmalarda BTO, 1:1'den 220:1'e kadar değiştiğini belirtilmektedir (Suryanarayana, 2001). Küçük ölçekli değirmenlerde 10:1 oranı kullanılırken, büyük kapasiteli değirmenlerde 50:1 hatta 100:1 BTO'lara kadar kullanılmaktadır. 10:1-50:1 arasındaki oranlar en çok 500 ml kapasiteli öğütme haznesi kullanılan gezegen tipi (planeter tipi) değirmenler için uygundur (Zhang vd., 2013; Venkatesh vd., 1992).

BTO, istenilen öğütme süresi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yüksek BTO'larında giriş enerjisi alaşım oranını iyileştirdiği için birim zamandaki çarpışma sayısı daha yüksektir. Bu durum, alaşım/öğütme süresini kısaltır. Bununla birlikte, daha

yüksek BTO daha fazla ısı üretir ve bu hedeflenen ürünlerin oluşturulmasında zararlı olabilir. Gerasimov vd. (1992), yaptıkları bir çalışmada, Zr-Co alaşımlama sisteminde yumuşak koşullar (düşük BTO, düşük öğütme hızı) yarı kararlı fazlar oluştururken, zorlu koşullar (yüksek BTO, yüksek öğütme hızı) daha kararlı fazların oluşturduğunu belirtmişlerdir. Benzer şekilde Zhang vd. (2013), Si-B-C-N sisteminin MA 'sında, 20:1 BTO ile 600 rpm öğütme hızının amorf Si-B-C-N tozu üretirken, $\geq 30:1$ BTO nano boyutta SiC çökeltilerine neden olduğunu belirtmişlerdir.

3.3.3.4. Alaşımlama/Öğütme Süresi

MA/MÖ süresi temel olarak öğütme hızının ve BTO vb. kombinasyon parametrelerine bağlıdır. Uygun bir öğütme süresi, genellikle alaşımlama işleminde soğuk kaynaklanma, deformatsyn sertleşmesi ve kırılma aşamalarının tamamlanmasını kapsar. Uygun süre seçiminde toz parçacıklarının kırılması ve soğuk kaynaklanma mekanizmaları arasında denge sağlar. Yetersiz öğütme süresi, beklenen aşamaların elde edilemediği gibi elde edilen ürünün mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Daha uzun öğütme süreleri ise, kirlenmeyi (bilyelerin ve öğütme kabını aşınması nedeniyle) ve istenmeyen fazların oluşmasına neden olabilir (Zhang, 2004). Yetersiz öğütme süresi üretilen ürünün mekanik özelliklerini olumsuz etkilerken, uzun öğütme süreleri istenilen yoğunluğu ve mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir (Yavuzer vd., 2019; Simsek ve Ozyurek, 2017).

BÖLÜM 4

AŞINMA

Aşınma, birbirine temas halinde hareket eden iki malzemenin temas yüzeylerinde meydana gelen malzeme kaybı olarak tanımlanmaktadır (Holmberg ve Matthews, 2009; Kajdas vd., 1990). Ayrıca aşınma DIN 50320 ve ASTM G40-93 standartlarına göre, bir malzemenin başka bir malzeme ile (katı, sıvı, gaz) teması sırasında mekanik kuvvetler etkisine maruz kalarak malzeme yüzeyinden ayrılan küçük parçalar ile oluşan ve malzemede istenmeyen yüzey bozuklukları olarak tanımlanmaktadır (Şimşek, 2017).

Aşınmada; aşınan, aşındıran, ara malzeme, yük ve hareket olarak beş parametre söz konusudur. Bu parametrenin yanı sıra sıcaklık ise aşınmada önemli altıncı parametre olarak değerlendirilmektedir. Aşınmada aşınma çifti “aşınan ve aşındıran malzeme çifti” ve bu aşınma çifti ile ara malzemelerin tamamı “sert parçacıklı sıvı, gaz ve buhar” aşınma kombinasyonu olarak tanımlanır. Ayrıca aşınma sonucu meydana gelen parçacıklar ara malzemelerle birlikte aşınmaya ilave etki yapmaktadır (Şimşek, 2017). Malzemede meydana gelen her deformasyon aşınma olarak kabul edilemez. Aşınmada, mekanik bir etken, sürtünme, hareketin sürekliliği ve malzeme yüzeyinde değişikliklerin meydana gelmesi gibi bazı şartların gerçekleşmesi gerekmektedir (Silva vd., 2011).

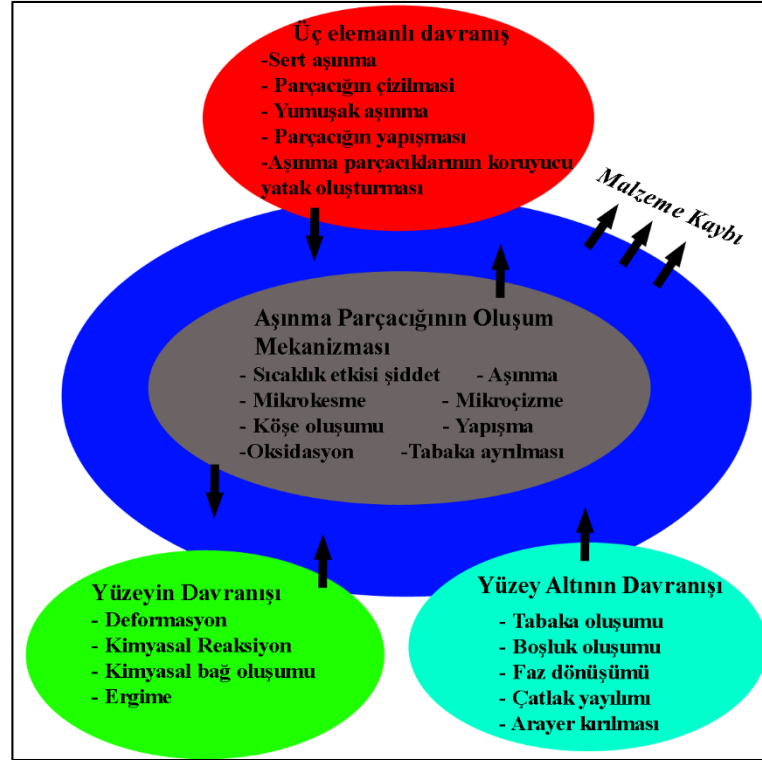
4.1. AŞINMA MEKANİZMALARI

Aşınma mekanizması tribolojik sistem içerisinde mekanik ve kimyasal etkilerin iletilmesine göre çeşitlendirilmektedir. Ancak temel prensip katı malzemenin yüzeyden kopmasıdır. Aşınma mekanizmaları 5 ana başlık altında toparlanmaktadır. Bunlar;

- Adhesif aşınma,
- Abrasif aşınma,
- Yorulma ve tabakalı (delaminasyon) aşınması,

- Erozyon ve çarpma etkisiyle aşınma,
- Kimyasal/Oksidatif aşınma olarak sınıflandırılmaktadır.

Bu mekanizmalar dışında oluşan aşınma mekanizmaları, verilen 5 aşınma mekanizmasının kombinasyonlarından oluşmaktadır. Aşınma mekanizmalarını belirleyen bileşenler Şekil 4.1’de verilmiştir.

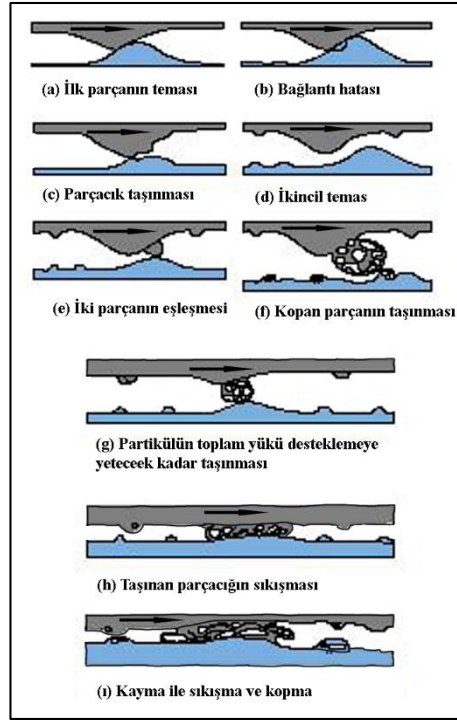


Şekil 4.1. Aşınma mekanizmalarını belirleyen bileşenler (Şimşek, 2017)

4.1.1. Adhesif Aşınma

Temas halindeki iki katı yüzeyin kayma sırasında birbirleriyle etkileşimi, sonucu oluşur. Çalışma sırasında basınç ve yükselen sıcaklıkla birlikte kaynaklanma meydana gelir (soğuk kaynaklanma). İlerleyen aşamada oluşan bu soğuk kaynaklar birbirinden ayrılırken metal yüzeylerinden küçük parçacıklar kopmaktadır. Bu olayların tekrarlanmasıyla meydana gelen aşınma türü adhesif aşınma olarak tanımlanır.

Şekil 4.2’de adhezif aşınma mekanizmasında parçacık kaynaması şematik olarak verilmiştir. Buna göre adhezif aşınma sırasında, yüzeydeki pürüzler basınç ve sürtünme kaynaklı ısı etkisi ile birbirlerine soğuk kaynaklanır. Aşınmanın ilerleyen aşamalarında oluşan kaynak bölgelerinde kopmalar meydana gelir (Bhushan, 1999). Yüzeyden kopan aşınma parçacıkları iki yüzey arasında ikincil temas noktalarını oluşturur. Aşınma sırasında kopan parçacıkların birbiri ile teması artar ve topaklanmaya başlar. Topaklanan aşınma parçacıkları iki yüzey arasında temas eder ve yükün etkisiyle levha haline gelir. Sonuç olarak, aşınma yüzeyinde, kayma yönünde yapışık halde, levha tipi aşınma parçacıkları oluşur (Bhushan, 1999).



Şekil 4.2. Adhesif aşınma mekanizmasında kaynaklanma ve parçacık kopması oluşumu (Hutchings, 1992).

4.1.2. Abrasif Aşınma

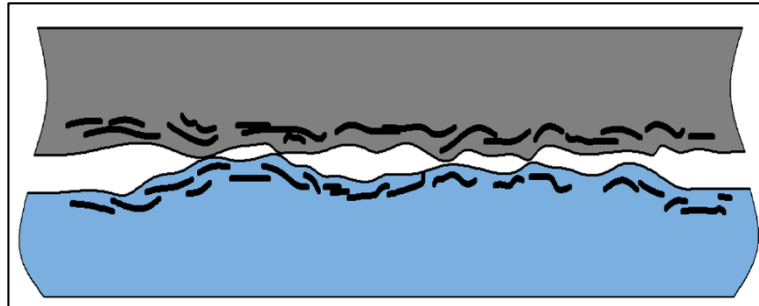
Temas halinde olan iki yüzey arasında sert parçacıkların nispeten daha yumuşak malzemede plastik deformasyon veya kırılma ile parçacıklar koparması sonucu oluşan aşınma mekanizmasıdır. Aşınmayı meydana getiren sert parçacıklar sisteme dışarıdan girebildiği gibi sistem içerisinde abrasif aşınma ürünleri olarakta bulunabilir.

Abrasif aşınma mekanizması iki elemanlı ya da üç elemanlı olarak meydana gelir. İki elemanlı abrasif aşınma, aşındırılan malzeme (ana malzeme) ve aşındıran malzemenin (karşılık malzemesi) karşılıklı olarak teması ile gerçekleşmektedir. Üç elemanlı abrasif aşınmada ise, aşınan malzeme, aşındırılan malzeme ve temas yüzeyleri arasında oluşan aşınma ürünü parçacıkların (ya da dışarıdan ilave edilen sert aşındırıcı parçacıkların) üçüncü eleman olarak görev yaptığı aşınma mekanizmasıdır. Aşınma sistemine dışarıdan ilave edilen aşındırıcı malzemenin sertliği aşındırılan malzemenin sertliğinden en az 3 kat fazla olmalıdır. Bununla birlikte aşındırıcı olarak kullanılacak malzeme için önemli olan diğer bir özellik ise, aşınma hızını koruyabilen bir aşındırıcı olmasıdır (Şimşek, 2017).

4.1.3. Yorulma ve Tabakalı (Delaminasyon) Aşınması

Çevrimsel temas sonucu oluşan aşınma türü yorulma aşınması olarak isimlendirilmektedir. Çevrim sayısının türüne göre yüksek çevrimli ve düşük çevrimli yorulma aşınması olarak gruplara ayrılmaktadır.

Bir yorulma aşınması türü olan tabakalı aşınma (delaminasyon) yüzey pürüzlerinin birbirini üzerinde sürekli hareketi sonucu oluşan bir aşınma türüdür. Yüzey pürüzlerinin sürekli hareketi kayma yüzeyinin hemen altında çatlak oluşmasına neden olmaktadır. Devamlı yüklemeler ve devam eden deformasyon süreci çatlakların ilerlemesine ve komşu çatlakların birleşmesine ve aşınma yüzeyinden tabaka şeklinde kopmalara neden olur (Hutchings, 1992).



Şekil 4.3. Delaminasyon aşınmasında devamlı yükler sonrasında oluşan paralel çatlaklar ve tabakasal aşınma kalıntıları (Koroman, 2011).

4.1.4. Erozyon ve arpma Etkisiyle Aşınma

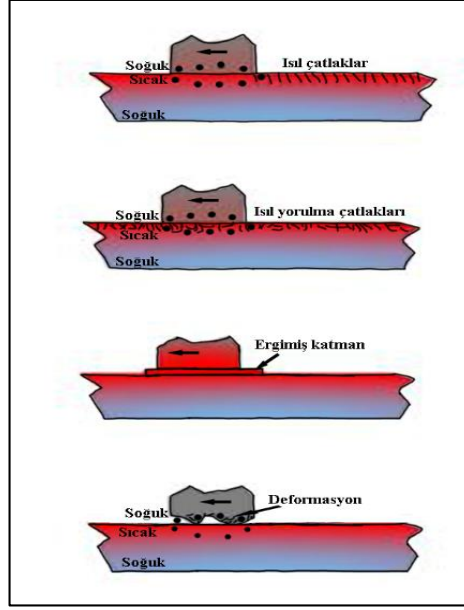
Erozif aşınma, katı veya sıvı parçacıkların yüzeye çarpmasıyla oluşan aşınma türüdür. Erozif aşınma diğer aşınma türlerinden farklı olarak malzemenin dayanımına bağlı olmayabilir. Erozif aşınma parçacıkların çarpma açısı, çarpma hızı ve parçacık boyutu gibi birçok parametreye bağlı olabilir. Malzemeye arpan parçacıklar sert ve katı ise abrasif aşınma benzeri bir yapı ortaya çıkabilir. Çarpan parça sıvı ise malzeme erozyona uğrar. Erozyon, arpma aşınmasında malzemeye çarpan parçaların şekli diğer önemli parametredir. Çarpan parçacıklar köşeli ve keskin ise aşınma hızını artırabilir. Daha küresel yapıya sahip parçacıklar malzeme yüzeyinde plastik deformasyona sebep olur ve malzemedede statik yorulmaya neden olur (Stachowiak ve Batchelor, 2001).

4.1.5. Kimyasal/Oksidatif Aşınma

Kimyasal veya oksidatif aşınma, kaymanın oksidatif ortamda meydana gelmesiyle oluşur. Atmosfer ortamı en baskın koroziyon ortamıdır. Bu nedenle, havadaki kimyasal aşınma genellikle oksidatif aşınma olarak adlandırılır. Kaymanın devam etmesi, korozyon ürünü olan oksitleri oluşturur. Malzemenin kayma yüzeyinde oluşan bu oksit tabakaları, yüzeyde korozyonu yavaşlatan bir film meydana getirir. Kayma eyleminin devam etmesi bu filmi kaldırır ve korozyon devam edebilir. Bu nedenle, kimyasal aşınma hem korozyon hem de mekanik aşınmanın birleşimidir (Brushan, 2001).

4.1.6. Termal Aşınma

Termal aşınma, temas yüzeyinin tümünde veya bölgesel olarak yükselen sıcaklığın aşınmayı kontrol ettiği mekanizma olarak tanımlanmaktadır. Termal aşınma mekanizmasında ana etken sıcaklıktır. Bununla birlikte atomik, adhesif ve tek döngü deformasyon mekanizmaları malzeme kaybında etkilidir. Sürtünme ve sıcaklık artışı sonucu, temas yüzeyinde yumuşamış bölgelerin oluşumu, bölgesel genleşmeler, yüzeyin termal dönüşümü gibi olaylar meydana gelmektedir. Oluşan bu olaylardan herhangi biri meydana geldiğinde aşınmada belirleyici faktör olmaktadır. Bazı termal aşınma şartları, Şekil 4.4'te verilmektedir (Bayer, 2004).

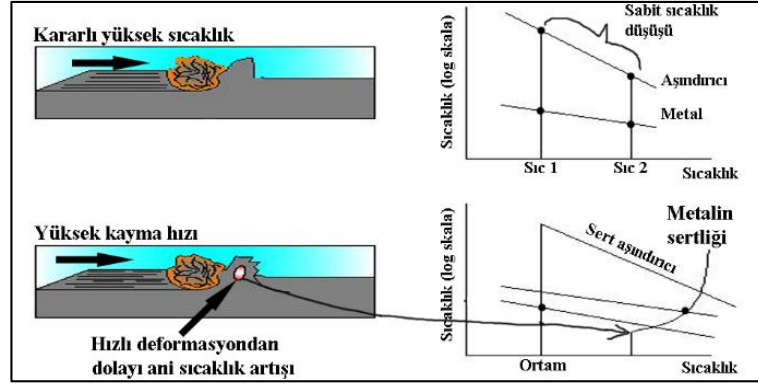


Şekil 4.4. Termal aşınma mekanizmaları (Bayer, 2004).

4.2. YÜKSEK SICAKLIKLARDA AŞINMA

4.2.1. Sıcaklığın Abrasif Aşınmaya Etkisi

Sıcaklığın abrasif aşınmaya etkisi, ortam sıcaklığı ve plastik deformasyon sonucu temas yüzeyinde oluşan sıcaklık artışı olarak iki grupta incelenmektedir. Sıcaklığın artması genel olarak malzemenin sertliğinin azalmasına ve beraberinde aşınma direncinin azalmasına neden olmaktadır. Aşınma sırasında sürtünmeden kaynaklanan sıcaklık artışı, özellikle yüksek kayma hızlarında daha etkindir. Meydana gelen sıcaklık artışı, öncelikle aşınan malzemenin sertliğini azaltmaktadır. Bu nedenle, yumuşak bir aşındırıcı malzeme bile aşınma hızının artmasına neden olabilmektedir. Sıcaklığın abrasif aşınmaya etkisi Şekil 4.5'te şematik olarak görülmektedir.



Şekil 4.5. Sıcaklığın, sıcak ortam ve yüksek kayma hızlarındaki etkisi (Stachowiak ve Batchelor, 2001).

Şekil 4.5'te verilen grafikler incelendiğinde, ortam sıcaklığının yükselmesiyle hem aşınan malzemenin hem de aşındırıcının sertliği benzer oranlarda azalırken, plastik deformasyonla oluşan sıcak artışı aşınan malzemeyi daha fazla etkilemektedir.

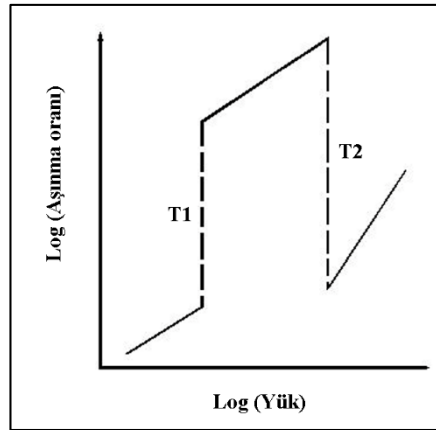
4.2.2. Sıcaklığın Eroziyon Aşınmaya Etkisi

Sıcaklık eroziyon aşınma mekanizmasını doğrudan etkilemektedir. Sıcaklığın eroziyon aşınma mekanizmasını ve aşınma oranını iki şekilde etkilemektedir. Birincisi erozyona uğrayan malzemenin sıcaklık etkisiyle yumuşaması ve aşınma hızının artmasıdır. Sıcaklığın ikinci etkisi ise oksidasyonun oluşmasıdır. Erozyona uğrayan malzemenin yüzeyinde sıcaklık etkisiyle oksit tabakası oluşmaktadır. Yüzeyde oluşan bu kırılabilir oksit parçaları kopar ve bu sünek malzemenin (sıcaklık etkisiyle) eroziyon aşınmadan çok daha hızlıdır. Ancak bu durum, yeterli sıcaklığa ulaşmasıyla yüzeyde yeterli kalınlıkta oksit tabakasının oluşmasıyla malzeme aşındırıcı temasını etkiler. Bu durumda aşınma mekanizması oksidasyon kontrollü olmaktadır (Stachowiak ve Batchelor, 2001).

4.2.3. Sıcaklığın Oksidasyon Aşınmasına Etkisi

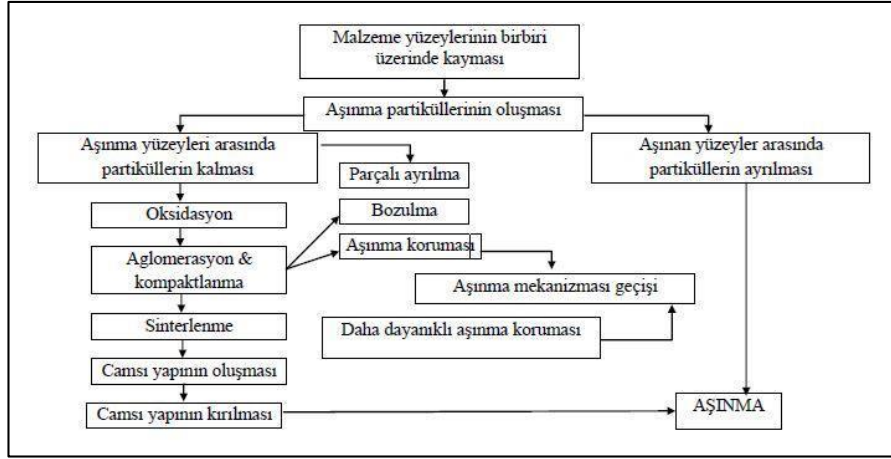
Sıcaklığın artmasıyla metal oksidasyonu daha hassas hale gelmektedir. Aşınma sırasında oluşan koruyucu oksit tabakalarının oluşması ile aşınma hızında düşme meydana gelmektedir. Aşınma oranındaki bu azalma, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ile ilişkilidir. Bu durum malzemede iki farklı şekilde oluşabilir. Birincisi aşınma sırasında sürtünmeden kaynaklanan sıcaklık etkisi, ikincisi ise yüksek sıcaklıklarda

servis koşullarıdır. Aşınma yüzeyinde oluşan bazı metal oksitler, aşınma sırasında oluşan bazı gerilmeler nedeniyle yüzeyden kopar ve kopan oksit parçacıkları hız ve yük etkisiyle aşınma yüzeyine tekrar yapışır. Bu oluşuma camsı yapı adı verilmektedir. Yüzeyde camsı yapının oluşmasıyla aşınma rejimi, şiddetli aşınmadan hafif aşınma bölgesine geçer. Bu durum uygulamada gaz türbin parçalarında gözlemlenmektedir. Ancak yüksek temas yüklerinde, farklı bir oksidatif aşınma şekli oluşur. Bu durumda ise gerilim, oksit filminin dağılmasına ve plastik deformasyon oluşmasına yetecek kadar yüksektir. Bu duruma soyulma adı verilmektedir. Soyulma durumunda kırılgen oksit tabakalar büyük parçacıklar halinde yüzeyden kopar. Mekanik aşınmadan oksidatif aşınmaya geçişler temas bölgelerindeki sıcaklık, yük ve kayma hızı gibi parametrelere bağlıdır. Şekil 4.6'da bu geçişler şematik olarak görülmektedir (Stachowiak ve Batchelor, 2001). Şekil 4.7'de ise sıcaklığa bağlı aşınma mekanizmalarının şeması gösterilmektedir (Jiang vd., 2004)



Şekil 4.6. Yüke bağlı olarak oksidatif aşınmadan adhezif aşınmaya geçiş (Stachowiak ve Batchelor, 2001).

Şekil 4.6'da verilen oksidatif aşınmadan adhezif aşınmaya geçiş grafiğinde, keskin geçişler T1 ve T2 ile gösterilmiştir. T1'in altında oksit filmler yüzeyden ayrılır aşınma parçacıkları küçük oksit parçacıkları içerir. T1 ve T2 arasında daha yüksek yüklerde oksit tabakası kırılır ve aşınma parçacıklarında metalik parçacıklarda gözlemlenir. T2 üzerinde oksit tabakaları yeniden yaplanır. Oluşan sert oksit tabakası metal yüzeyini aşınmadan korur. T1'in altında ve T2'nin üzerinde aşınma hafif aşınma olarak tanımlanırken T1 ve T2 arasında aşınma şiddetli aşınma olarak sınıflandırılır (Stachowiak ve Batchelor, 2001).



Şekil 4.7. Sıcaklığa bağımlı aşınma mekanizmaları (Jiang vd., 2004).

4.3. YÜKSEK SICAKLIKLARDA OLUŞAN AŞINMA YÜZEY TABAKALARI

Metalik malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki aşınma performansı, aşınma yüzeyinde oluşan farklı tipteki tabakalar ile karakterize edilmektedir. Bunlar;

Tabakasız (NL- No Layer); Tabakasız yüzeyde, aşınan malzeme ile aşınma parçacıkları aynı kimyasal bileşime sahiptir. Aşınma yüzeyinde oksijen konsantrasyonu düşüktür. Oda sıcaklığında baskındır.

Katman Aktarımı (TL- Transferred Layer); Aşınan yüzey bileşimi ile aşındırıcının aynı bileşime sahip olması durumudur. Aşınma yüzeyinde oksijen konsantrasyonu düşüktür. Oda sıcaklığında özellikle aşındırıcının sertliği aşınan metale göre yüksekse baskındır.

Mekanik Olarak Karışmış Katman (MML- Mechanically Mixed Layer); Aşınan yüzeyin ve aşınma kalıntılarının kimyasal bileşimi aşınan malzeme ile aşındırıcının kompozisyonu arasında olması durumudur. Aşınma yüzeyinde oksijen içeriği düşüktür. Oda sıcaklığının biraz üzerindeki sıcaklıklarda, aşınan ile aşındırıcı birbirlerine göre yumuşak olması durumunda baskındır.

Kompozit Katman (CL- Composite Layer); Aşınan yüzeyin ve aşınma kalıntılarının kimyasal bileşimi aşınan malzeme ile aşındırıcının kompozisyonu arasında olması

durumudur. Aşınma yüzeyinde oksijen içeriği yüksektir. Genel olarak yüksek sıcaklıklarda baskındır (Pauschitz vd., 2008).

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

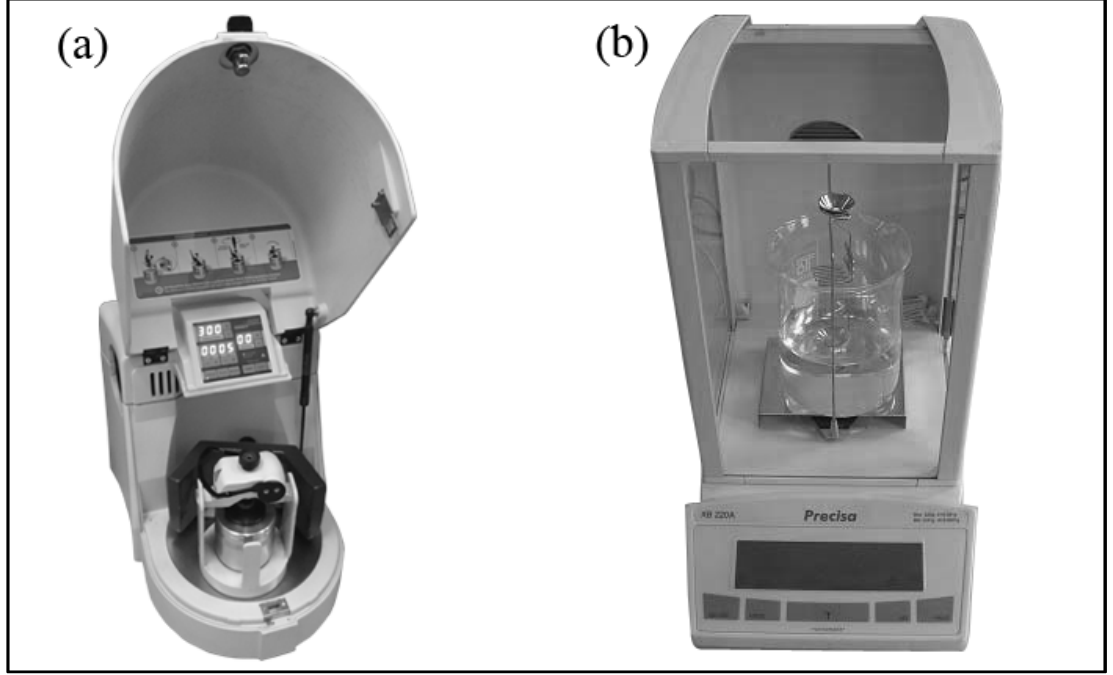
Yapılan bu çalışmada, farklı takviye elemanı ilave edilerek mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK malzemelerin farklı sıcaklıklardaki tribolojik performansları incelenmiştir. Çalışmada, A356 matrise %2 grafit ve farklı miktarlarda ZrO₂ ve TiC ilave edilerek mekanokimyasal yöntem ile Alüminyum Matris Kompozit (AMK) malzemeler üretilmiştir. Üretilen AMK'lerin, mikro yapı, sertlik, yoğunluk ve yüksek sıcaklıklardaki tribolojik davranışları incelenmiştir.

5.1. TOZLARIN HAZIRLANMASI

Deneysel çalışmada kullanılan AMK'lerin üretiminde matris malzemesi olarak ≤ 63 μm toz boyutunda A356 (Al-Si-Mg) alaşım tozu kullanılmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan A356 alaşımının kimyasal bileşimleri, Çizelge 5.1'de verilmiştir. Matris malzemesine katı yağlayıcı olarak %2 grafit (toz) ilave edilmiştir. Grafit tozu bileşimlere ilave edilmeden önce, 60 dak mekanik öğütülmüştür. Ayrıca takviye malzemesi olarak dört farklı miktarda (3%, 6%, 9% ve 12 % ağırlıkta) ZrO₂ (Zirkonyum dioksit) (≤ 10 μm) ve TiC (Titanyum karbür) (≤ 10 μm) kullanılmıştır. Al-%2Gr matrise farklı miktarlarda ZrO₂ ve TiC ilave edilen Alüminyum Matris Kompozit (AMK) malzemelerin, kimyasal bileşimi Çizelge 5.2'de verilmiştir. Mekanokimyasal yöntemle üretilen kompozit malzemelerin bileşimlerinin hazırlanması 1/10000 g hassasiyete sahip Precisa XB200h marka hassas terazi (Şekil 5.1.b) kullanılmıştır. Hazırlanan kompozit tozlar Fritsch Pulverisette marka planeter tip değirmende (Şekil 5.1.a) bilyalı öğütme ile mekanokimyasal yöntemiyle alaşımlanmıştır.

Çizelge 5.1. A356 alaşımının kimyasal bileşimi.

Alaşım	Si	Mn	Mg	Fe	Zn	Ti	Cu	Al
A356	6,63	0,57	0,32	0,17	0,02	0,02	0,01	Kalan



Şekil 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan a) Fritsch Pulverisette marka planeter tip mekanik alaşımlama cihazı ve b) Precisa XB200h marka hassas terazi görüntüleri.

Mekanokimyasal yöntemle alaşımlama işleminde 10:1 bilya/toz oranı, 10 mm çapında paslanmaz çelik bilya, 300 rpm mekanokimyasal öğütme hızı ve tozlarda oluşabilecek topaklanmayı engellemek için işlem kontrol kimyasalı %1 stearik asit kullanılmıştır.

Çizelge 5.2. Üretilen alüminyum kompozit tozların kimyasal bileşimi (% ağırlık)

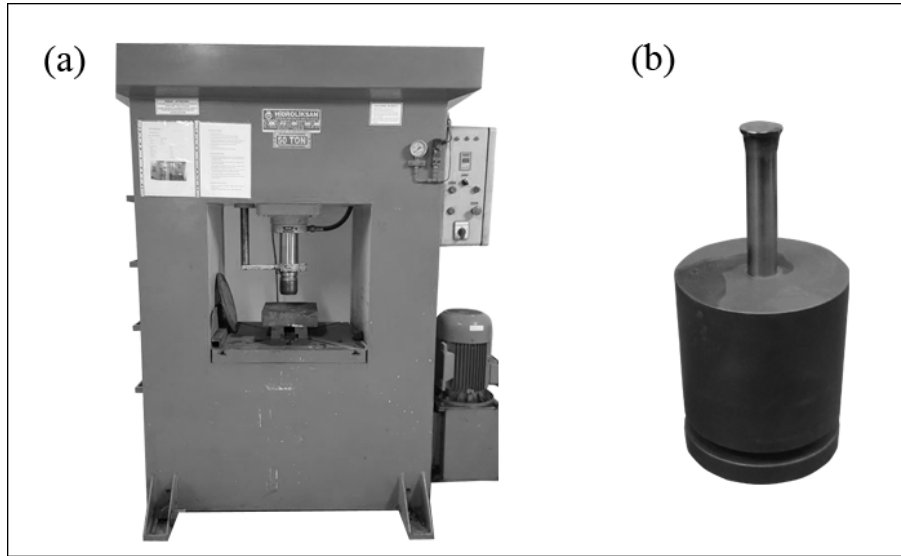
Numune	Al	Gr	ZrO ₂	TiC
AlGr	98	2	---	---
AlGr3-X	95	2	3	3
AlGr6-X	92	2	6	6
AlGr9-X	89	2	9	9
AlGr12-X	86	2	12	12

Çizelge 5.2’de verilen kimyasal bileşime göre hazırlanan kompozit tozlar 240 dak süre mekanokimyasal yöntemle alaşımlandırılmıştır. Mekanokimyasal yöntemle

alaşım sırasında tozların aşırı ısınmasını engellemek amacıyla mekanokimyasal alaşım işlemi, 15 dak çalışma 10 dak dinlenme periyodunda tamamlanmıştır.

5.2. TOZ ŞEKİLLENDİRME İŞLEMİ

Mekanokimyasal yöntemle alaşımlanmış AMK tozları $\text{Ø}12 \times 7$ mm boyutlarında soğuk presleme yöntemi ile şekillendirilmiştir. Presleme işlemi, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü laboratuvarında bulunan Hidroliksan marka 50 ton kapasiteli tek eksenli hidrolik pres kullanılarak yapılmıştır. Şekillendirme işleminde kullanılan hidrolik pres (a) ve kalıp (b) Şekil 5.2’de verilmektedir.



Şekil 5.2. DeneySEL çalışmalarda kullanılan a) Hidroliksan marka pres ve b) kalıp görüntüleri.

Farklı miktarlarda ZrO_2 ve TiC ilave edilerek hazırlanan AMK tozların ön şekillendirilmesinde 750 MPa presleme basıncı kullanılmıştır. Ön şekillendirme (soğuk presleme) işlemi sırasında şekillendirilen parçaların kırılmasını ve kalıpta oluşması muhtemel deformasyonu engellemek için çinkostearat (yağlayıcı olarak) kullanılmıştır.

5.3. SİNERLEME İŞLEMİ

Soğuk presleme ile ön şekillendirilen AMK ham numuneler, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan vakumlu (10^{-6} milibar) ısıtma fırınında (Şekil 5.3) sinterlenmiştir.



Şekil 5.3. Sinterleme işleminin yapıldığı ısıtma fırını görüntüsü.

Soğuk presleme ile ön şekillendirilen ham numuneler $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ ısıtma/soğutma hızı, $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ sinterleme sıcaklığında ve 10^{-6} mbar vakum ortamında 1 saat sinterleme süresi kullanılarak sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi süresince numuneler ısıtma fırınına Al_2O_3 numune altlıkları kullanılarak yerleştirilmiştir. Ayrıca olası oksitlenmeyi engellemek için numunelerin etrafı sünger titanyum ile desteklenmiştir.

5.4. METALOGRAFİK İNCELEME NUMUNE HAZIRLANMASI

Metalografik incelemelerin yapılması için numuneler 320, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh zımparalar kullanılarak zımparalanmıştır. $3\text{ }\mu\text{m}$ ve $1\text{ }\mu\text{m}$ elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatma işlemi sonrasında numuneler Keller's (2 ml HF, 3 ml HCl, 20 ml HNO_3 , 175 ml H_2O) solüsyonu ile 40-45 saniye dağlanmıştır.

5.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ

Yoğunluk ölçümleri, Arşimet prensibine göre 3 farklı numuneden ölçülmüş ve ortalama değer hesaplanmıştır. Yoğunluk ölçümleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan 220 g maksimum ölçüm kapasiteli, 1/10000 g hassasiyete sahip Precisa XB200h yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak yapılmıştır.

5.6. SERTLİK ÖLÇÜMÜ

Sertlik ölçümlerinde, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan Shimadzu marka mikro sertlik ölçüm cihazı (Şekil 5.4) kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri 3 farklı numunenin 5 farklı ölçüm noktasından 2 N yük ve 10 saniye süre kullanılarak ölçülmüştür. Hesaplanan sertlik değerleri her numunenin ve her numune grubunun ortalaması hesaplanarak sertlik belirlenmiştir.



Şekil 5.4. Sertlik ölçümlerinin yapıldığı mikro sertlik cihazı görüntüsü.

5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM+EDS) İNCELEMESİ

Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM incelemeleri ve aşınma yüzeyi SEM ve EDS incelemeleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'nda Şekil 5.5'te verilen Zeiss marka Ultra/Plus (FEG) model tarama elektron mikroskopunda yapılmıştır.



Şekil 5.5. SEM ve EDS analizlerinin yapıldığı tarama elektron mikroskopu görüntüsü.

5.8. X-IŞINI KIRINIMI (XRD) İNCELEMESİ

Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin XRD analizleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'nda bulunan, Rigaku marka XRD (X-ışını kırınımı) cihazında yapılmıştır.

5.9. AŞINMA TESTİ

Aşınma testleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan aşınma test cihazında yapılmıştır. Aşınma testleri ASTM-G-99 standardına göre pin-on disk aşınma test düzeneğine sıcak aşınma test modülü ilave edilerek yapılmıştır. Testlerde $0,5 \text{ ms}^{-1}$ kayma hızı, 3 farklı yük (10 N, 20 N ve 30 N) üç farklı kayma mesafesi (53 m, 72 m ve 94 m) ve 5 farklı sıcaklık (oda sıcaklığı, 100 °C, 180 °C, 260 °C ve 340 °C) kullanılmıştır. Aşınma testleri öncesinde numune ve

disk yüzeyi alkol ile temizlenmiştir. Karşılık malzemesi olarak, Çizelge 5.3'te kimyasal bileşimi verilen ve 3271 HMV sertlikteki küresel grafitli dökme demir fren diski kullanılmıştır. Aşınma testleri öncesinde ısıtma modülü çalışma sıcaklığına kadar ısıtıldıktan sonra testlere başlanmıştır. Aşınma testleri her AMK grubundan 3 farklı numune test edilmiştir. Elde edilen ağırlık kaybı, aşınma oranı ve sürtünme katsayılarının ortalaması hesaplanmıştır. Aşınma oranı Eşitlik 5.1'de verilen bağıntı ile hesaplanmıştır.

$$W_a = (\Delta G \text{ (mg)}) / (d.P.S \text{ (g/cm}^3 \cdot \text{N.m)}) \quad (5.1)$$

Burada, W_a Aşınma oranı ($\text{mm}^3/\text{N.m}$), ΔG ağırlık kaybı (mg), d yoğunluk (g/cm^3), P yük (N) ve S kayma mesafesi (m)'dir.

Çizelge 5.3. Aşınma testlerinde kullanılan fren diski kimyasal bileşimi.

%	C	Si	Mn	Cu	S	Cr	Ni	P	Mo	Diğer	Fe
Disk	4,050	1,982	0,706	0,202	0,346	0,144	0,058	0,028	0,010	0,131	Kalan

Aşınma testlerinde kullanılan kayma mesafesi Karayolları Genel Müdürlüğü tarafından sağlanan belirli hızlarda seyreden bir aracın durma ve intikal süreleri tablosundan belirlenmiştir (İnternet, 2021). Aşınma testlerinde kullanılan çalışma sıcaklıkları frenleme sırasında fren balata ve disk arasındaki sürtünmeden oluşan maksimum sıcaklığa göre belirlenmiştir (Belhocine ve Bouchetara, 2012).

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

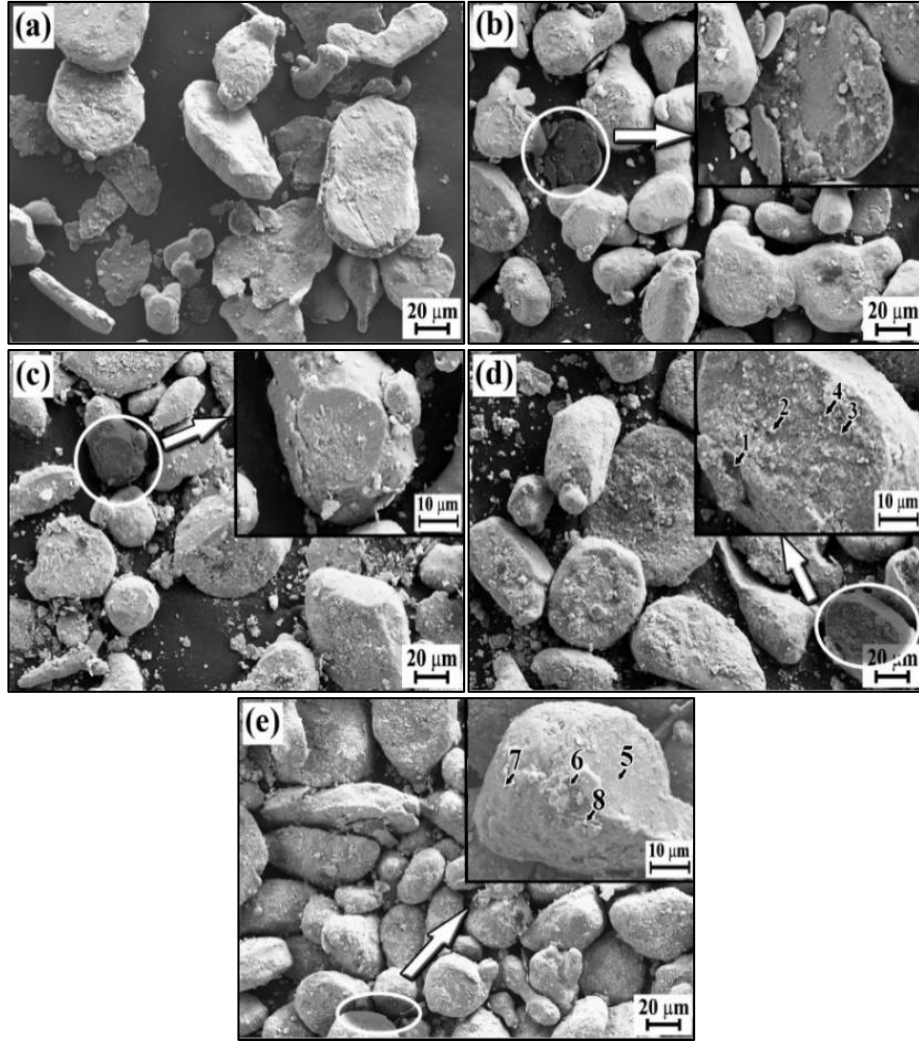
Yapılan bu çalışmada, mekanokimyasal yöntem ile üretilen A356+%2 grafit matrise farklı miktarlarda ZrO₂ ve TiC ilave edilerek üretilen AMK'lerin yüksek sıcaklıklardaki, tribolojik davranışları incelenmiştir. Yapılan çalışmada elde edilen sonuçlar mikro yapı ve XRD incelemeleri, yoğunluk ve sertlik ve aşınma testi sonuçları ayrı başlıklar altında değerlendirilmiştir.

6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ

6.1.1. Üretilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları

6.1.1.1. ZrO₂ İlave Edilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları

Şekil 6.1 de mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.1'de mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle hazırlanan AMK tozların SEM görüntüleri incelendiğinde, başlangıçta daha küresel forma sahip olan Al tanelerin öğütme işlemi sonrasında daha yassı ve pulcuk şeklinde olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca iri taneler ile birlikte küçük tanelerinde olduğu görülmektedir. Bilyalı öğütme ile mekanokimyasal reaksiyon yöntemi, soğuk kaynaklanma, deformasyon sertleşmesi ve kırılma aşamalarından oluşan bir katı hal işlemidir. Yüksek enerjili bilyalı öğütme sırasında sürekli olarak temiz yüzeylerin oluşması sonucunda tozlar arasında soğuk kaynaklanma olmaktadır. Soğuk kaynaklanma etkisi ile işlemin ilk aşamasında toz boyutunda artış meydana gelmektedir. İşlemin devam etmesi ile bilya-toz-kap duvarı arasında oluşan çarpışmalar etkisiyle plastik deformasyona uğrayan tozlarda deformasyon sertleşmesi meydana gelmektedir. Son aşamada ise deformasyon sertleşmesine uğrayan tozların kırılarak toz boyutu küçülmektedir (Ahamed ve Senthilkumar, 2010; Chena vd., 2019).



Şekil 6.1. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri a) AlGr, b) 3ZrO₂, c) 6ZrO₂, d) 9ZrO₂ ve e) 12ZrO₂.

Özellikle Şekil 6.1.a’da takviyesiz Al-Gr tozlarının (matris) mekanokimyasal reaksiyon sonrasında pul şeklinde (toz tanelerinin) olduğu net bir şekilde görülmektedir. Matris (AlGr) toz içerisinde, artan takviye (ZrO₂) miktarı ile birlikte Al toz tanelerine gömülen ZrO₂ parçacıklarında, Şekil 6.1’de verilen yüksek büyütmedeki SEM görüntülerinden net bir şekilde görülebilmektedir. Çizelge 6.1’de verilen EDS sonuçlarında bu durum açıkça anlaşılmaktadır. Bunun yanı sıra, toz tanelerindeki şekilsel değişimler ve tozların yüzeyinde meydana gelen deformasyonda görülmektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada, mekanokimyasal reaksiyon sırasında matrise ilave edilen sert takviye fazının alüminyum matrisin soğuk kaynaklanmasını engellediği, ince düzensiz şekilli tozlar ile birlikte büyük pul şeklinde parçaların oluşması olarak belirtilmektedir (Iacob vd., 2015).

Çizelge 6.1. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum kompozit tozların EDS sonuçları.

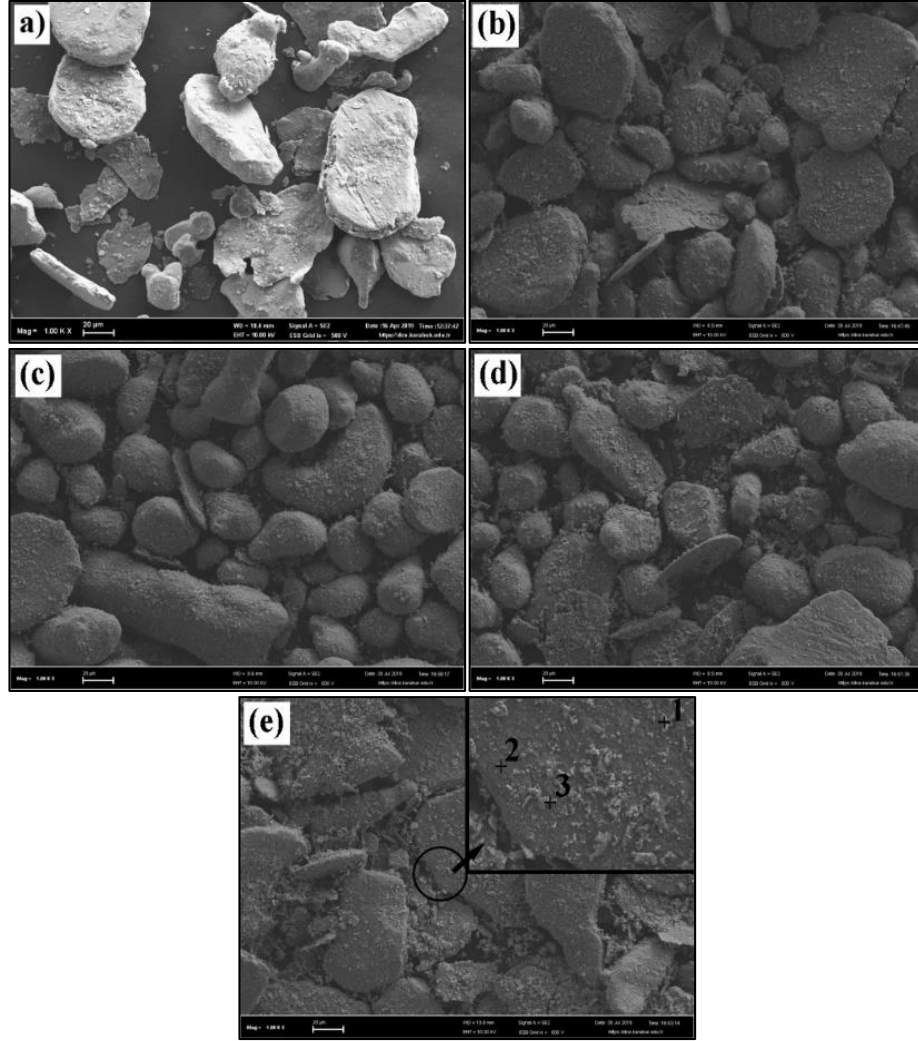
Numune	Nokta	Al	Si	Mg	C	Zr	O
9ZrO₂	1	2,29	0,26	0,17	87,11	9,3	0,86
	2	15,16	1,54	0,28	20,54	38,22	24,26
	3	74,17	5,0	0,50	11,91	1,92	6,49
	4	12,65	1,29	0,09	36,82	32,28	16,87
12ZrO₂	5	78,89	7,12	0,77	9,28	1,26	2,68
	6	67,68	6,23	0,06	21,42	1,29	3,32
	7	3,12	0,24	0,00	7,27	70,94	18,44
	8	27,54	2,74	0,00	15,48	47,34	6,91

Çizelge 6.1’ de verilen %9 ve %12 ZrO₂ ilave edilen kompozit tozların EDS sonuçları incelendiğinde, A356 alaşımına ilave edilen grafit ve takviye malzemesi ZrO₂ parçacıklarının, matris (Al) taneleri üzerinde homojen bir şekilde dağıldığı anlaşılmaktadır. Şekil 6.1.d’de verilen SEM görüntüsünde A356+grafit matrise %9 ZrO₂ ilave edilen AMK tozlarda matris toz üzerine gömülen (batan) takviye elemanlarının (2 ve 4 numaralı noktalar) homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Bununla birlikte, matris üzerinde görülen koyu bölgenin (1 numaralı nokta) grafit olduğu EDS sonucunda da anlaşılmaktadır.

6.1.1.2. TiC İlave Edilen Kompozit Tozların Mikro Yapıları

Şekil 6. 2. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 6. 2’de mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle hazırlanan AMK tozların SEM görüntüleri incelendiğinde, küresel forma sahip olan matris tozlarının daha düzlemsel yüzeylerin oluştuğu görülmektedir. Ayrıca SEM görüntülerinde pulcuk şekline gelen toz taneleri de görülmektedir. Matris içerisine artan takviye miktarıyla tozlarda meydana gelen deformasyon net bir şekilde anlaşılmaktadır. Şekil 6.2.e’de verilen %12 TiC ilave edilen kompozit tozlarda deformasyon görülebilmektedir. Mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında tozlar, öğütme hücresi içerisinde, yüksek enerjili bilyalar arasında ve bilya hücre duvarı arasında kalarak deformasyona uğramaktadır. Bu durum toz tanelerinin ezilerek pul şeklini almasını sağlamaktadır. Bununla birlikte, mekanokimyasal reaksiyon işleminde tozlar sürekli deformasyona uğrayarak deformasyon sertleşmesine maruz kalmaktadır. Tozlarda meydana gelen deformasyon sertleşmesi nedeniyle, mekanokimyasal reaksiyon

işleminin ilerleyen aşamalarında tozlar kırılarak boyutu küçülmektedir. Ayrıca yine mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında matrise ilave edilen sert parçacık takviyeler nispeten sünek matrise gömülerek kompozit yapının oluşmasına neden olmaktadır. Çizelge 6.2’te verilen EDS sonuçlarından bu durum anlaşılmaktadır.



Şekil 6. 2. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen tozların SEM görüntüleri
a) AlGr, b) 3TiC, c) 6TiC, d)9TiC ve e)12TiC.

Çizelge 6.2. %12 TiC ilave edilerek mekanokimyasal alaşımlanan kompozit tozların EDS analiz sonuçları (%ağ.).

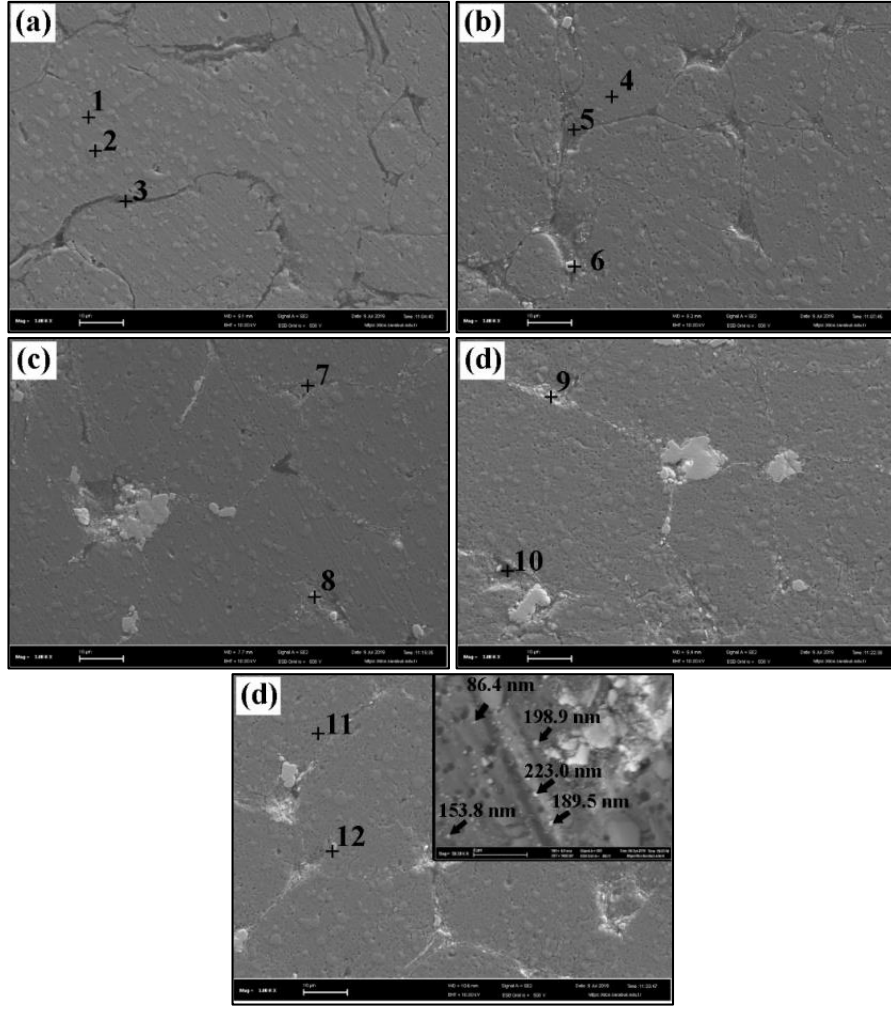
Konum	Al	Si	Mg	C	Ti	O
1	7,35	0,39	---	23,22	52,57	16,47
2	61,55	2,46	0,13	13,54	11,58	10,74
3	5,21	1,14	---	9,77	74,18	9,69

Çizelge 6.2’de verilen EDS sonuçları incelendiğinde, matris toz tanesi üzerinde homojen bir grafit (C) dağılımının olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca alaşımlama sırasında matris taneleri içerisine gömülen takviye malzemesi (TiC) konum 1 ve 3’te net olarak anlaşılmaktadır.

6.1.2. Üretilen Kompozit Malzemelerin Mikro Yapı İncelemeleri

6.1.2.1. ZrO₂ İlave Edilen Kompozitlerin Mikro Yapı İncelemeleri

Şekil 6.3. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK’lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları verilmektedir. Şekil 6.3’te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin mikro yapı SEM görüntüleri incelendiğinde, matris malzemesinin (AlGr) yapısında grafitin tane sınırlarında (siyah bölgeler) yoğunlaştığı anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, üretilen tüm kompozit malzemelerin yapısında belirgin şekilde silisyumca (Si) zengin bölgeler olduğu görülmektedir. %12 ZrO₂ takviyeli AMK’lerde 240 dak mekanokimyasal reaksiyon işlemi sonrasında takviye fazının 86,4 nm ile 223 nm arasında bir dağılıma sahip olduğu anlaşılmaktadır. İşlem öncesi yaklaşık 20 µm boyutunda olan ZrO₂ takviye fazının 240 dak mekanik öğütme sonrasında nanometre boyutunda olduğu, Şekil 6.3.d’de görülebilmektedir. Ayrıca Si yoğunluğunun arttığı bölgelerin belirli bir miktarda grafit içerdiği, Tablo 6.3’te verilen EDS sonuçlarından anlaşılmaktadır. Rajaram vd. (2010) tarafından yapılan bir çalışmada, Al-Si matriste, silisyum grafit ile birlikte düzgün dağılmış parçacıklardan oluştuğu belirtilmiştir.



Şekil 6.3. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları a) AlGr, b) 3ZrO₂, c) 6ZrO₂, d) 9ZrO₂ ve e) 12ZrO₂.

Çizelge 6.3. Mekanokimyasal yöntemle üretilen kompozit malzemelerin EDS (noktasal) analiz sonuçları.

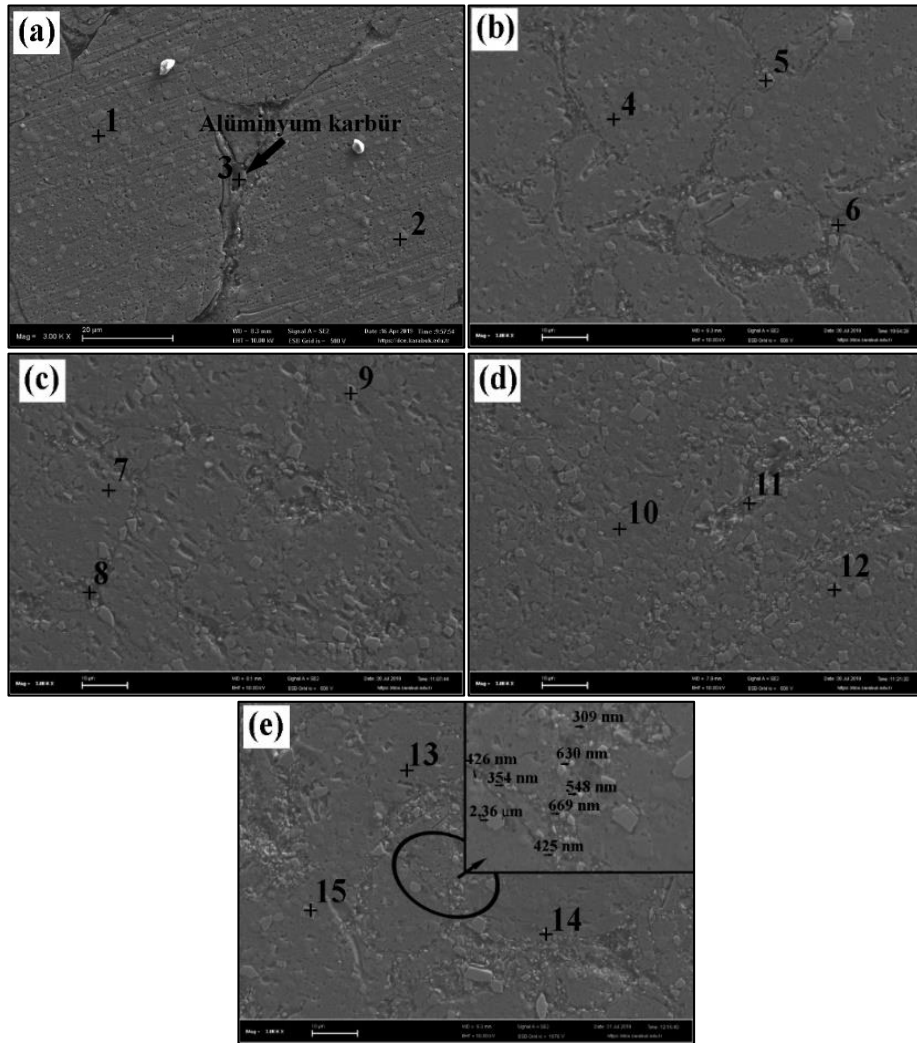
Numune	Nokta	Al	Si	Mg	C	Zr	O
AlGr	1	94,03	2,12	0,49	2,57	---	0,78
	2	8,36	86,84	0,12	3,70	---	0,98
	3	5,79	61,86	0,35	27,52	---	4,48
3ZrO ₂	4	95,94	0,26	0,52	3,14	0,09	3,14
	5	11,94	2,37	0,74	44,55	24,58	15,86
	6	0,63	0,49	0,74	2,79	72,30	23,72
6ZrO ₂	7	63,48	3,33	1,13	13,55	1,92	16,59
	8	46,43	0,75	0,65	19,21	22,03	10,94
9ZrO ₂	9	0,34	0,31	0,26	3,33	72,79	22,97
	10	18,69	3,99	0,15	76,04	---	1,12
12ZrO ₂	11	86,80	8,34	0,40	3,44	---	1,01
	12	1,08	0,42	0,14	3,36	70,22	24,78

Ayrıca mikro yapı SEM görüntülerinde, matrise ilave edilen takviye (ZrO_2) fazının özellikle tane sınırlarında konumlandığı (lokalize olduğu) ve yapıda açık renkli (beyaz bölgeler) olarak görülmektedir. Aynı zamanda takviye fazının topaklanma (aglomerasyon) eğilimi sergilediği de anlaşılmaktadır. İşlem sırasında gevrek bileşenler sürekli kırılarak boyutları küçülmektedir. Bu parçacıkların boyutu $1\ \mu m$ 'nin altına indiğinde kutuplaşma nedeniyle topaklanma (kümelenme) eğilimi sergilemektedirler. Daha önce yapılan çalışmalarda benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir (Salimia vd., 2015; Khorramie vd., 2012; Sekar vd., 2018). Yine Şekil 6.3.b, c, d ve e'de artan takviye elemanı miktarı ile birlikte ZrO_2 takviye fazı, tane sınırlarında daha da yoğunlaşmaktadır. Genel olarak tane sınırlarında topaklaşan ZrO_2 'in (Şekil 6.3.e), öğütme etkisiyle nano boyuta indiği anlaşılmaktadır. Bunun nedeni, mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında sert parçacıkların bilya-bilya ve bilya öğütme hücresi duvarı arasında kalması ve kırılmasıdır. Bu durum, Şekil 6.1'de mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen kompozit tozların SEM görüntüleri net olarak görülmektedir. Ayrıca, Özyürek ve Çiftçi (2011), tarafından yapılan bir çalışmada, sünek kırılma alaşım sistemlerinde kırılma takviye fazının öğütme etkisi ile matrisde dağıldığını, bunun ise öğütmenin ilk aşamasında, bilya-toz-bilya çarpışması nedeniyle sünek matris malzemesinin pul-pul şekline gelirken, kırılma matris malzemesinin kırılma eğiliminde olduğu ve matrise gömüldüğü belirtilmiştir.

6.1.2.2. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Mikro Yapı İncelemeleri

Şekil 6.4. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları verilmektedir. Şekil 6.4.'te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen AMK malzemelerin mikro yapı SEM görüntüleri incelendiğinde, matris malzemesinin (AlGr) yapısında grafitin tane sınırlarında yoğunlaştığı (konum 3) anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, üretilen tüm kompozit malzemelerin yapısında belirgin şekilde Si'ca zengin bölgeler olduğu, Çizelge 6.4'te verilen EDS sonuçlarından da anlaşılmaktadır. Matrise ilave edilen takviye fazının ($TiC_{(p)}$) homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Mekanokimyasal reaksiyon işleminin ilk aşamalarında, matrise göre daha sert olan takviye parçacıkları matrise gömülmektedir. Bu aşama tamamlandığında, yapıda homojen parçacık dağılımı sağlanmaktadır. Bu durum mikro yapı SEM görüntülerinde (Şekil 6.4.c ve d)

açık bir şekilde görülmektedir. Ayrıca, Çizelge 6.4'te verilen EDS sonuçlarında, (9, 12 ve 15) bunu doğrulamaktadır. Ozyürek ve Ciftci (2011) yaptıkları bir çalışmada, sünek gevrek alaşım sisteminde gevrek takviye fazının matris taneleri içerisine gömülerek homojen parçacık dağılımının sağlandığını vurgulamaktadır. Ayrıca yüksek enerjili bilyalı MA işleminde toz tanelerinin plastik deformasyon etkisi ile deformasyon sertleşmesine ve ilerleyen aşamalarda kırılarak toz boyutunun küçüldüğünü belirtmişlerdir.



Şekil 6.4. Mekanokimyasal yöntemle üretilen AMK'lerin mikro yapı SEM görüntüleri ve EDS (noktasal) analizi sonuçları a) AlGr, b) 3TiC, c) 6TiC, d) 9TiC ve e)12TiC.

Matrise ilave edilen TiC parçacıklarının tane içlerinde mikron boyutta kalmasına rağmen, tane sınırlarında ise nano boyuta kadar küçüldüğü görülmektedir. Yine Şekil

6.4'te verilen SEM görüntülerinde 6, 11 ve 14 numaralı konumlardan elde edilen EDS sonuçlarında (Çizelge 6.4), TiC parçacıklarının varlığı açıkça görülebilmektedir. Mekanokimyasal reaksiyon işlemi etkisi ile sürekli olarak kırılarak nano boyuta kadar küçülen TiC parçacıklarının ise tane sınırlarında kümelenme eğiliminde olduğu görülmektedir. Simsek ve Ozyurek (2020), yaptıkları bir çalışmada, mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında sürekli kırılarak boyutu küçülen takviye malzemesinin boyutunun 1 µm nin altına azaldığında ise kutuplaşma nedeniyle kümelenme eğiliminde olduğunu belirtmişlerdir. Bunun yanı sıra yapılan başka bir çalışmada ise, nano TiC ilave edilen kompozit malzemelerde takviye elemanın tane sınırlarında kümelenildiği, bunun nedeninin ise, nano TiC'lerin mekanik alaşımlama (MA) sırasında gösterdiği farklı davranışlardan kaynaklandığı ifade edilmektedir (Kim ve Yu, 2014).

Çizelge 6.4. Mekanokimyasal yöntemle üretilen kompozit alzemelerin EDS (noktasal) analiz sonuçları.

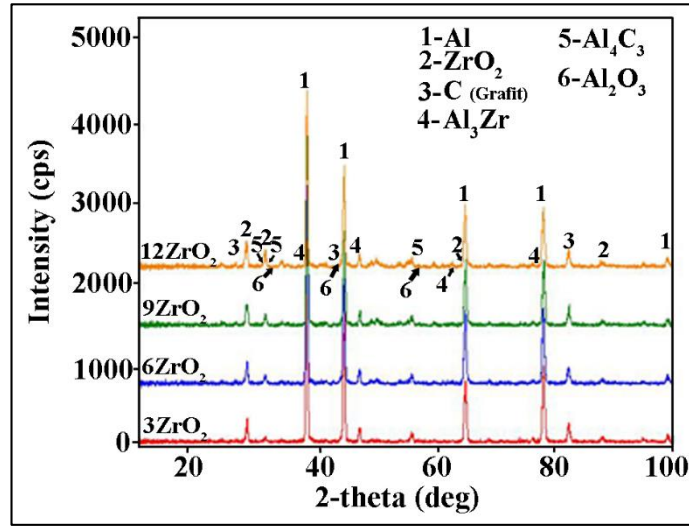
Takviye fazı miktarı	Konum	Al	Si	Mg	C	Ti	O
AlGr (Matris)	1	91.35	0.04	0.41	8.21	-	-
	2	10.30	82.14	0.40	7.11	-	-
	3	74.25	1.32	1.34	23.08	-	-
3TiC	4	94,02	0,20	0,47	4,16	0,15	1,00
	5	0,45	0,02	0,11	21,07	78,35	-
	6	6,34	5,09	0,08	28,11	55,75	4,62
6TiC	7	93,27	0,26	0,42	4,98	-	1,06
	8	6,43	1,20	-	78,21	6,83	7,34
	9	0,61	-	-	20,03	79,36	-
9TiC	10	86,19	5,88	0,69	4,18	0,70	4,18
	11	6,72	0,78	0,15	34,80	36,48	21,07
	12	0,26	0,25	-	18,81	80,63	0,06
12TiC	13	93,26	0,41	0,40	3,89	0,80	1,24
	14	1,24	0,29	0,13	25,63	67,15	5,56
	15	2,32	0,02	-	20,94	76,21	-

Çizelge 6.4' te verilen EDS sonuçlarında bazı bölgelerde (11) oksijen kirliliği olduğu görülmektedir. Sinterleme işleminin vakum ortamında yapılmasına rağmen oluşan oksijen kirliliğinin, MA sonrasında tozların alınması ve soğuk şekillendirme (preslenme) sırasında oluştuğu düşünülmektedir (Şimşek vd., 2019).

6.2. XRD İNCELEMELERİ

6.2.1. ZrO₂ İlave Edilen Kompozitlerin XRD incelemeleri

Şekil 6.5. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları verilmektedir.



Şekil 6.5. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları.

Şekil 6.5'te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin XRD sonuçları incelendiğinde, Al, C (grafit) ve ZrO₂ ile birlikte Al₄C₃, Al₃Zr ve Al₂O₃ gibi bileşiklerin oluştuğu anlaşılmaktadır. Al-ZrO₂ sisteminde olası reaksiyon Eşitlik (6.1) ve Eşitlik (6.2)'de verilmektedir.

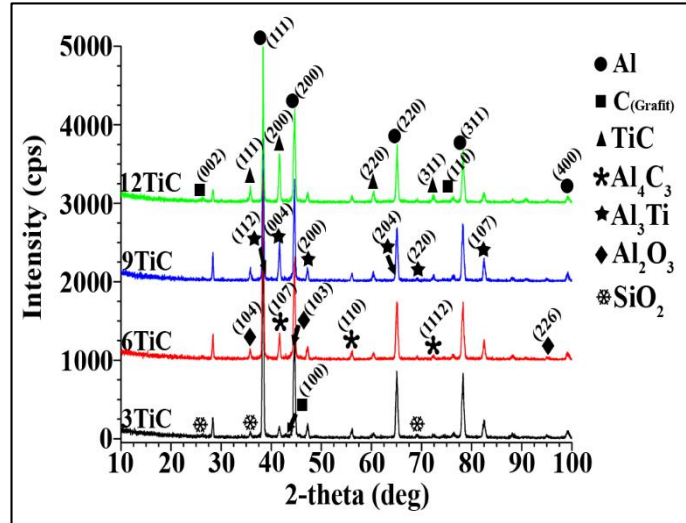


Eşitlik 6.2'de verilen reaksiyonda Al_xZr_y ise Al-Zr ikili faz diyagramındaki kütle oranlarına göre bu bileşik Al₃Zr olarak tanımlanmaktadır (Rajabi vd., 2014). Eşitlik 6.1 ve Eşitlik 6.2'den de anlaşıldığı gibi, kompozit malzemelerin yapısında Al₂O₃ bileşiğinin oluşması engellenemez bir durumdur. XRD analizleri sonuçları bunu

desteklemektedir. Ayrıca, üretilen AMK malzemelerin grafit (C) içermesinden dolayı yapıda Al_4C_3 bileşiği oluşmaktadır. Elde edilen sonuçlar daha önce yapılan bazı çalışmalarla da desteklenmektedir (Robles ve Calderon, 2012; Lu vd., 2001; Etter vd., 2007). Ayrıca yapıda SiO ve SiC gibi bileşiklerinde oluştuğu da görülmektedir. Yapıda oluşan bu bileşiklerin, Şekil 6.3'te verilen mikro yapı SEM görüntülerinde görülen Si'ca zengin bölgelerde olduğu düşünülmektedir.

6.2.2. TiC İlave Edilen Kompozitlerin XRD incelemeleri

Şekil 6.6. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları verilmektedir.



Şekil 6.6. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK'lerin XRD sonuçları.

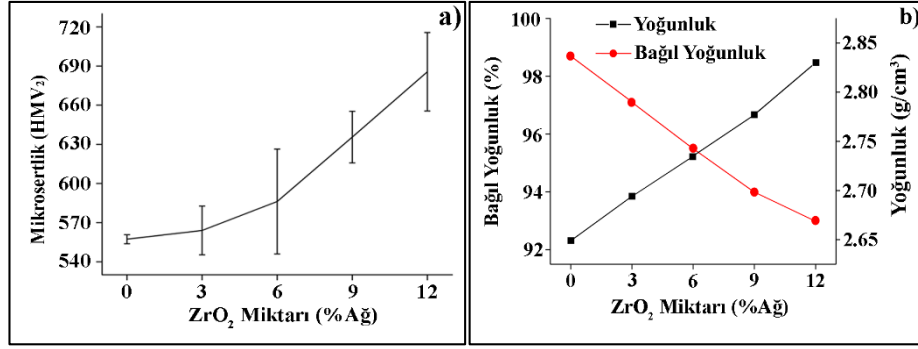
Şekil 6.6'da verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin XRD sonuçları incelendiğinde, matrise ilave edilen TiC miktarındaki artışa paralel olarak pik şiddetlerinde (36° , $41,8^\circ$, 61° ve $72,5^\circ$ kırınım açılarında) belirgin bir şekilde artış olduğu görülmektedir. Bunun yanı sıra, matrise katı yağlayıcı olarak ilave edilen grafitin yapıda çözünerek Al_4C_3 bileşiğinin oluştuğu da görülmektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada, Al-C ikili sisteminde mekanik alaşımlama etkisiyle küçük parçalar haline gelen grafitin tamamen Al_4C_3 bileşiğine dönüştüğü, daha iri parçaların ise yapıda grafit parçacığı olarak kaldığı belirtilmektedir

(Chu vd., 2001). Ayrıca Şimşek vd. (2020) yaptıkları başka bir çalışmada, matrise katı yağlayıcı olarak ilave edilen grafitin yapıda çözülerek Al_4C_3 bileşiği oluşturduğunu belirtmişlerdir. Bununla birlikte, yapıda oluşan Al_2O_3 'de görülmektedir. Yapıda oluşan bu oksitler, Çizelge 6.4'te verilen EDS sonuçları da desteklemektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada, yapıda oluşan Al_2O_3 ve Al_4C_3 gibi ikinci fazların toplam yüzey alanındaki kapladığı yüzey alanının hesaplanmış ve yaklaşık olarak sırasıyla %2,3 ve %1,1 gibi küçük bir alan kapladığı rapor edilmiştir (Li vd., 2003). Yapılan başka bir çalışmada ise, saf Al'nin XRD analizinde Al_2O_3 bileşiğinin olduğunu, bunun nedeninin ise Al tanelerinin yüzeyindeki oksit tabakasından kaynaklandığı belirtilmektedir (Ghasali vd., 2017). Ayrıca yapıda oluşan bu fazlarla birlikte in-situ SiO_2 ve Al_3Ti (ara yüzey fazı) oluştuğu görülmektedir. Oluşan SiO_2 bileşiği Şekil 6.4'te verilen SEM görüntülerinde (konum 2) Si'ca zengin bölgelerde oluşan oksitlenmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bununla birlikte yapıda oluşan SiC'ün matrise ilave edilen grafitle birlikte oluşturduğu reaksiyon sonucu yine bu bölgelerde oluştuğu düşünülmektedir. Yine XRD sonuçlarında yapıda oluşan $AlTi_3$ arayüzey fazının en belirgin pik şiddetinin 2θ : 47° , 69° ve $82,5^\circ$ açılarında (%9 TiC ilave edilen kompozitde) olduğu görülmektedir. Matris içerisinde artan takviye miktarı ile 2θ : 47° ve $82,5^\circ$ açısında elde edilen pik şiddetlerinde azalmanın olduğu anlaşılmaktadır. Arayüzey reaksiyonu şiddeti ve oluşan reaksiyon ürünlerinin tipi, sıcaklık, zaman, basınç, atmosfer, matris bileşimi, takviye fazı yüzey kimyası gibi birçok farklı parametre ile ilişkili olduğu bilinmektedir (Yigezu vd., 2013). Bunun yanı sıra, Ghasali vd. (2017) yaptıkları bir çalışmada, matrise ve takviye ara yüzeyindeki daha yüksek bölgesel sıcaklıkların parçacıklar arasındaki arayüzey reaksiyonunu ve Al_2O_3 , Al_3Ti bileşiklerinin oluşumunu hızlandırabileceğini rapor etmişlerdir.

6.3. YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

6.3.1. Farklı miktarlarda ZrO_2 İlave Edilen Kompozit Malzemelerin Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları

Şekil 6.7. Mekanokimyasal yöntemle üretilen ZrO_2 takviyeli AMK malzemelerin sertlik ve yoğunluk sonuçları verilmektedir.



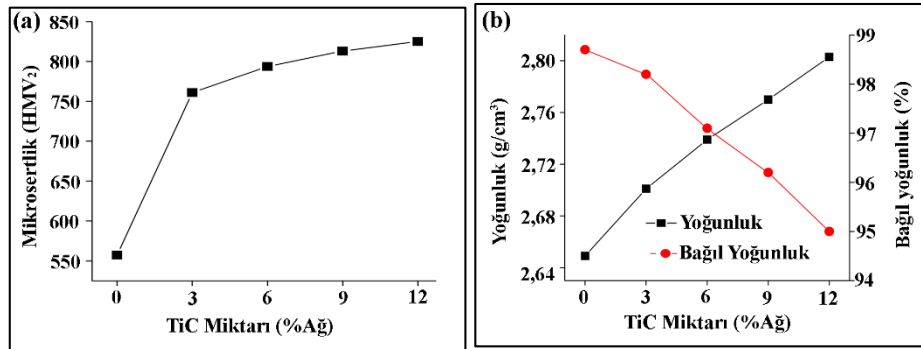
Şekil 6.7. Mekanokimyasal yöntemle üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin a) sertlik ve b) yoğunluk sonuçları.

Şekil 6.7.a’da verilen mekanokimyasal yöntemle farklı miktarlarda ZrO₂ ilave edilerek üretilen AMK malzemelerin sertlik sonuçları incelendiğinde, matris içerisine ilave edilen sert parçacık takviyesinin (ZrO₂) artması ile AMK’lerin sertliklerinin arttığı anlaşılmaktadır. Beklendiği gibi en düşük sertlik değeri matris malzemesinde (555 HV) elde edilirken, en yüksek sertlik değeri % 12 ZrO₂ ilave edilen AMK malzemede (680 HV) elde edilmiştir. Bharath vd. (2014) yaptıkları bir çalışmada, 6061 Al matrise ilave edilen sert parçacık takviyesinin, matrisin plastik deformasyona karşı direncini arttırarak, kompozit malzemenin sertliğini arttırdığını belirtmişlerdir. Bununla birlikte, daha önce yapılan başka bir çalışmada da matris içerisinde artan takviye miktarı ile sertliğin arttığı rapor edilmiştir (Simsek, 2019). Ayrıca, yapıda in-sitü oluşan Al₄C₃ bileşiğinin AMK malzemenin sertliğinin artmasında katkı sağlamaktadır. Bu durum daha önce yapılan başka çalışmalarda da vurgulanmaktadır (Chu vd., 2001; Çam vd., 2016). Şekil 6.7.b’de takviye miktarının fonksiyonu olarak verilen bağıl yoğunluk sonuçları incelendiğinde, matrise ilave edilen takviye miktarının artmasıyla, AMK malzemelerin yoğunlukları artarken, bağıl yoğunluklarının azaldığı görülmektedir. % 12 ZrO₂ ilave edilen AMK malzemede en yüksek yoğunluk elde edilirken, en düşük bağıl yoğunluk elde edilmiştir. Yoğunluğun artması beklenen bir sonuçtur. Takviye malzemesinin yoğunluğunun (5,68 g/cm³) matris malzemesinden (2,68 g/cm³) yüksek olmasından dolayı AMK malzemelerin yoğunlukları artmaktadır. Bağıl yoğunluktaki azalma ise, mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında tozlarda meydana gelen deformasyon sertleşmesi ve toz tanelerinin yüzey pürüzlülüğünün artmasından kaynaklanmaktadır. Mekanokimyasal reaksiyon işleminin ilk aşamasında sünek matriste soğuk kaynaklanma, sonraki aşamada deformasyon sertleşmesi ve ilerleyen

aşamada kırılma oluşmaktadır. Toz tanelerinde meydana gelen deformasyon sertleşmesi ve kırılan toz tanelerinin yüzey pürüzlülüğü artması, üretilen kompozit tozların akıcılığının azalmasına neden olmaktadır. Bu nedenle matris içerisinde gevrek parçacık takviyesinin artmasıyla, presleme sırasında tozların birbiri üzerinde kaymasını engellemekte ve presleme esnasında kompozit toz tanelerinin şekilsel değişimini engellemektedir. Bunun sonucunda soğuk presleme sırasında tozların sıkıştırılabilirliği azaldığı için elde edilen bağıl yoğunluk azalmaktadır. MA tozların sıkıştırılabilirliği, yüksek parça yoğunluğuna ulaşmada önemli bir faktördür (Eisen vd., 1998). Parvin vd. (2008) yaptıkları bir çalışmada, ürettikleri kompozit malzemelerin mekanik öğütme süresinin arttıkça bağıl yoğunluklarının azaldığını, bunun nedeninin ise artan mekanik öğütme süresi ile toz tanelerinin yüzey pürüzlülüğünün artmasından kaynaklandığını belirtmişlerdir.

6.3.2. Farklı miktarlarda TiC İlave Edilen Kompozitlerin Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları

Şekil 6.8. Mekanokimyasal yöntemle üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin sertlik ve yoğunluk sonuçları verilmektedir.



Şekil 6.8. Mekanokimyasal yöntemle üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin a) sertlik ve b) yoğunluk sonuçları.

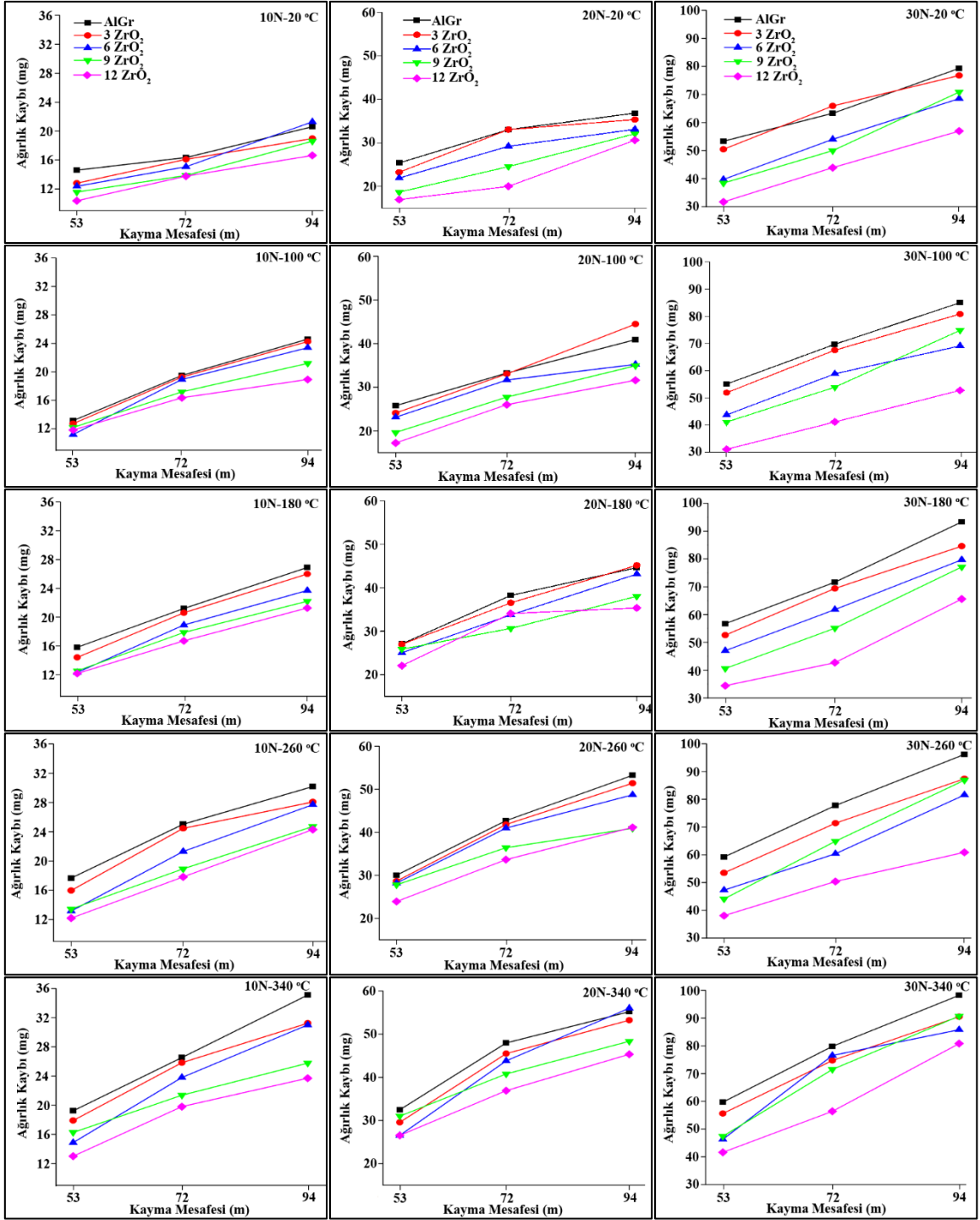
Şekil 6.8’te verilen mekanokimyasal yöntemle farklı miktarlarda TiC ilave edilerek üretilen AMK malzemelerin sertlik sonuçları incelendiğinde, artan takviye miktarı ile kompozit malzemelerin sertlik sonuçlarının arttığı görülmektedir. En düşük sertlik matris malzemesinde (557 HVM) olarak elde edilirken, en yüksek sertlik %12 TiC

ilave edilen AMK malzemede (825 HVM) olarak elde edilmiştir. Matrise ilave edilen sert karbür parçacıkları matrisin plastik deformasyona karşı direncini artırarak, kompozitlerin sertliğini arttırmaktadır (Etter vd., 2007). Bununla birlikte, yapıda in-situ oluşan oksit ve karbür gibi (SiC , Al_2O_3 ve Al_4C_3) ikinci faz parçacıkların dislokasyon hareketlerini engellemesi, sertliğin artmasına katkı sağlamaktadır. Şekil 6.8.b’de verilen yoğunluk ve bağıl yoğunluk sonuçları incelendiğinde, matris içerisinde artan takviye fazı ile yoğunlukların arttığı görülmektedir. En düşük yoğunluk matris (AlGr) malzemesinde $2,640 \text{ g/cm}^3$ olarak elde edilirken, en yüksek yoğunluk %12 TiC ilave edilen kompozit malzemede $2,803 \text{ g/cm}^3$ olarak elde edilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerdeki bu yoğunluk artışı, takviye malzemesinin yoğunluğunun ($4,930 \text{ g/cm}^3$), matris malzemesi yoğunluğundan ($2,680 \text{ g/cm}^3$) yüksek olmasından kaynaklanmaktadır (Yıldırım ve Özyürek, 2018). Ayrıca Şekil 6.8.b’de verilen bağıl yoğunluk sonuçları incelendiğinde ise, artan takviye miktarı ile bağıl yoğunluğun azaldığı görülmektedir. En yüksek bağıl yoğunluk matris malzemesinde %98 olarak elde edilirken, en düşük bağıl yoğunluk ise %12 TiC ilave edilen AMK’lerde %95 olarak elde edilmiştir. Matrise ilave edilen takviye miktarının artması ile yoğunluk artarken, bağıl yoğunluğun azalması, mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında meydana gelen deformasyon sertleşmesinden dolayı, kırılan toz tanelerinin yüzey pürüzlülüğünün artmasından kaynaklanmaktadır. Toz tanelerinin yüzey pürüzlülüğünün artması sıkıştırılabilirliğin azalmasına neden olmaktadır. Sıkıştırılabilirliğin azalması sinterleme sonrası numunelerin bağıl yoğunluğunu azaltmaktadır (Parvin vd., 2008). Bunun yanı sıra, mekanokimyasal reaksiyon işlemi sırasında nano boyuta kadar azalan takviye malzemesinin (TiC) kutuplaşma eğiliminden dolayı, takviye malzemesinin kutuplaştığı bölgelerde (özellikle tane sınırı bölgeleri) gözenekli yapının oluşması, bağıl yoğunluğun azalmasına neden olmaktadır. Daha önce yapılan bir çalışmada benzer sonuçların elde edildiği rapor edilmektedir (Nemati vd., 2011).

6.4. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

6.4.1. ZrO₂ İlave Edilen Kompozitlerin Ağırlık Kaybı Sonuçları

Şekil 6.9. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları verilmektedir. Şekil 6.9'da verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde, artan yük ve kayma mesafesi ile birlikte ağırlık kaybının arttığı anlaşılmaktadır. En yüksek ağırlık kaybı matris malzemesinde (AlGr) elde edilirken, en düşük ağırlık kaybı %12 ZrO₂ ilave edilen kompozit malzemedede elde edilmiştir. Bu durum, matris içerisinde artan ZrO₂ miktarı ile sertliğin artmasından kaynaklanmaktadır. Malzemelerin aşınma dirençlerinin belirlenmesinde sertlik önemli bir parametredir. Ay vd. (2016) yaptıkları çalışmada, artan takviye miktarı ile ağırlık kaybının azaldığını, elde edilen ağırlık kaybı sonuçları ile sertlik sonuçlarının, bu iki parametre arasındaki ilişkiyi açık bir şekilde gösterdiğini belirtmişlerdir. Bunun yanı sıra Kumar vd. (2010) yaptıkları çalışmada, in-sitü TiB₂ takviyeli kompozit malzemelerin, oda sıcaklığı şartlarındaki aşınma direncinin arttığını belirtmişlerdir. Bunun nedeninin ise, Al-4Cu alaşımının yapısında in-sitü olarak oluşturulan TiB₂ fazının boyutu ve miktarına bağlı olarak AMK'lerin sertliğinin arttığı vurgulanmaktadır. Benzer şekilde Akbari vd. (2019) tarafından yapılan başka bir çalışmada, A356 matrise ilave edilen Al₂O₃ ve SiO₂ takviye parçacıklarının yüksek sertlik değerleri nedeniyle, yük taşıyıcı bileşenler olarak davrandığını belirtmişlerdir. Ayrıca bu takviye parçacıklarının aşınma diski ile alüminyum matris arasında doğrudan yük temasını önemli ölçüde azalttığını ve sonuç olarak üretilen AMK malzemelerin aşınma direncini geliştirdiğini vurgulamaktadırlar. Yine Şekil 6.9'da verilen ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde, uygulanan bütün yük ve farklı sıcaklıklarda kompozit malzemelerin ağırlık kaybının lineer olmadığı anlaşılmaktadır. Genel olarak, artan takviye miktarı ile birlikte ağırlık kaybı azalsa da, bu azalmanın düzenli bir şekilde olmadığı görülmektedir. 30 N yük altında 260 °C sıcaklıkta yapılan aşınma testlerinde, 72 m kayma mesafesinden sonra %9 ZrO₂ takviyeli AMK'lerde elde edilen ağırlık kaybının, %6 ZrO₂ takviyeli AMK'lerde elde edilen ağırlık kaybından yüksek olduğu görülmektedir. Elde edilen bu sonuçlar beklenmedik bir durumdur.



Şekil 6.9. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları.

Ağırlık kaybı sonuçlarından beklenen, AMK malzemelerin sertliğinin artmasıyla ağırlık kaybının azalmasıdır. Ancak, aşınma testleri sonucunda farklı sıcaklık, farklı yük ve farklı kayma mesafelerinde beklenmedik ani ağırlık kaybı artışları

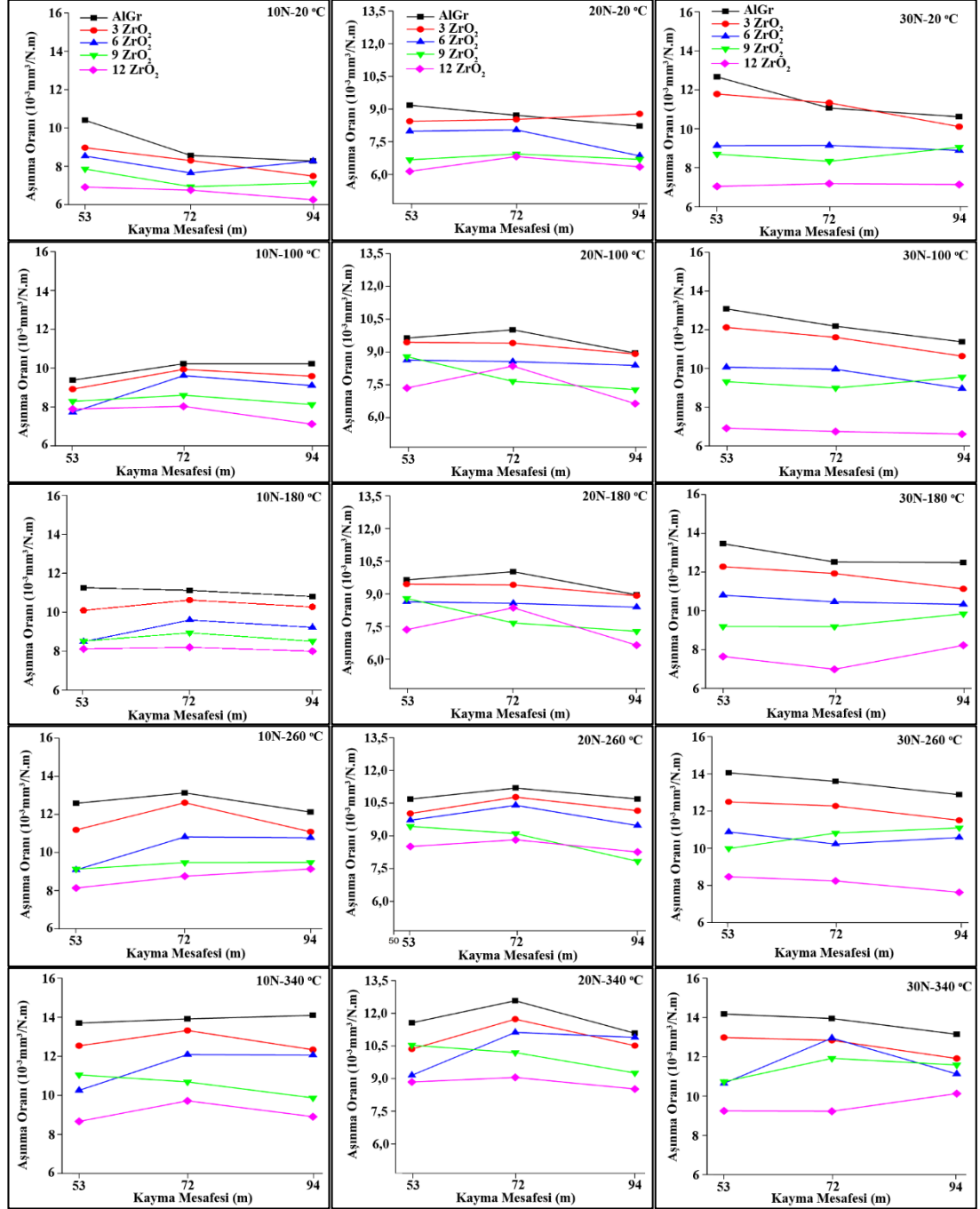
görülmektedir. Bu sonuçları iki şekilde açıklamak mümkündür. Birincisi, aşınma testleri sırasında meydana gelen gerilmelerin etkisiyle yüzeyin hemen altındaki mikro çatlakların ilerlemesi ile meydana gelen dökülmeler veya numuneden kopan iri parçacıkların neden olduğu ani ağırlık kaybı artışlarıdır (Ozyurek ve Ciftci, 2011). İkincisi (özellikle yüksek sıcaklıklarda elde edilen sonuçlarda) ise, sıcaklık etkisi ile yüzeyde oluşan sıvanmalardır (aşınma parçacıklarının yüzeye tekrar yapışması). Bu durum, Şekil 6.15’de verilen aşınma yüzeyi SEM görüntülerinden de anlaşılmaktadır. Yine, verilen grafikler incelendiğinde, artan sıcaklık ile ağırlık kaybının arttığı anlaşılmaktadır. Sıcaklığın artmasıyla ağırlık kaybının artması, matris malzemesinin yeniden kristalleşme sıcaklığına yaklaşmasıyla açıklanabilir. Yeniden kristalleşme sıcaklığı $T_y < 0.4T_e$ ’dir (Zhu vd., 2012). Bileşiminde 6,67% Si bulunan matris malzemesi (A356) yaklaşık 650 °C ergime sıcaklığına sahiptir. Matris malzemesinin yeniden kristalleşme sıcaklığı göz önüne alındığında, sıcaklık arttıkça, ağırlık kaybının da artması beklenmektedir. Çünkü aşınma testleri sırasında aşınma yüzeyinde gerçekleşen deformasyon sertleşmesinden dolayı malzemenin aşınma direncini artırmaktadır. Çalışma sıcaklığının yeniden kristalleşme sıcaklığına yaklaşması ile aşınma yüzeyinin sertliği azalırken, süneklilik artmaktadır. Sünekliliğin artması da ağırlık kaybının artmasına neden olmaktadır. Muratoglu ve Aksoy (2000), SiC takviyeli AMK malzemelerin farklı sıcaklıklardaki aşınma davranışlarını inceledikleri çalışmada, üretilen kompozit malzemelerin 100 °C sıcaklığa kadar aşınma dirençlerinde önemli bir değişikliğin olmadığını, 100 °C üzerindeki sıcaklıklarda aşınma direncinin büyük oranda azaldığını belirtmişlerdir. Elde edilen ağırlık kaybı sonuçlarında 10 N yük uygulanan aşınma testlerinde, bütün sıcaklıklarda şiddetli bir aşınma görülmemektedir. Bunun yanı sıra artan yük ile birlikte (20 N ve 30 N), ağırlık kaybında ciddi artışların olduğu görülmektedir. Aşınma testleri sırasında kompozitlerde, yüke bağlı olarak takviye parçacıklarının etrafında gerilme yığılması oluşmaktadır. Oluşan bu gerilme yığılması ile birlikte, sünek matriste çatlak oluşumları meydana gelmekte ve oluşan bu mikro çatlaklar sert parçacıkların matris ile bağının zayıflamasına neden olmaktadır. Uygulanan gerilime (yüke) bağlı olarak yapıda mikro çatlak oluşum mekanizması griffith teorisi ile açıklanabilir. Yapıda oluşan bu mikro çatlakların etkisi ile sert takviye fazı ile matris arasındaki (arayüzeylerde) mekanik bağlarda meydana gelen zayıflıklara bağlı olarak oluşan

kırılmalar, ağırlık kaybında artışa neden olmaktadır (Natarajan vd., 2009). Mikro çatlakların oluşumu büyük ölçüde yapıda bulunan ikinci faz parçacıklarına bağlıdır. Aşınma testleri sırasında uygulanan yüke ve kayma mesafesine bağlı olarak ikinci fazda meydana gelen çatlamlar ve kırılmalar, mikro çatlak oluşmasına neden olmaktadır. İkinci faz/matris arasındaki mekanik bağ güçlü ise, mikro çatlak oluşumuna karşı malzeme direnci artmaktadır. Eğer ikinci faz/matris arayüzeyi oluşmuş ise, diğer bir ifade ile, aradaki bağ zayıf ise mikro çatlak oluşma hızı artmaktadır. Eğer kompozite ilave edilen takviye elemanı küresel, küçük ($r < 1 \mu\text{m}$) ve homojen dağılmış ise, kompozitin aşınma direnci artmaktadır. Buna karşılık takviye fazı boyutu büyük ise ($r > 1-3 \mu\text{m}$) bu parçacıklar uygulanan yük etkisiyle oluşan dislokasyonlar tarafından kesildiğinde yapıda çok sayıda dislokasyon yığınları oluşturmaktadır. Dislokasyonların bir araya gelerek dislokasyon yığınları oluşturması, mikro çatlakların oluşmasına kaynaklık etmektedir. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir (Yu vd., 1997; Wang ve Song, 2011).

6.4.2. ZrO₂ İlave Edilen Kompozitlerin Aşınma Oranı Sonuçları

Şekil 6.10'da mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları verilmektedir. Şekil 6.10.'da verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları incelendiğinde, bütün yüklerde (10 N, 20 N ve 30 N) artan sıcaklıkla aşınma oranları da artış göstermektedir. Aşınma oranlarında meydana gelen bu artışın belirli bir düzen içerisinde olmadığı görülmektedir. Bu durum, aşınma testleri sırasında oluşan mikro talaşların artan sıcaklıkla birlikte hem aşınma diski hem de numune yüzeyine yapışmasından kaynaklanmaktadır. Daha önce yapılan bir çalışmada, artan çalışma sıcaklarında meydana gelen termal gerilmeler ve artan basınçla birlikte mikro çatlakların birleşmesiyle aşınma yüzeyinde çatlakların meydana geldiği, bu nedenle aşınma ürünü mikro talaşların yüzeye sıvandığı belirtilmiştir (Rajaram vd., 2010). Hem ağırlık kaybı hem de aşınma oranı sonuçlarında elde edilen bu beklenmedik sonuçlar, test sırasında kompozit malzemedan kopan iri parçacıklardan kaynaklanmaktadır. Çünkü takviye malzemesinin (ZrO₂ 5,68 g/cm³) yoğunluğu matris

malzemesinin ($A356\ 2,68\ \text{g/cm}^3$) iki katından daha fazladır. $340\ ^\circ\text{C}$ sıcaklıkta $\%6\ \text{ZrO}_2$ ilave edilen kompozit malzemenin $94\ \text{m}$ kayma mesafesinde ağırlık kaybında ciddi bir artış görülürken, $72\ \text{m}$ kayma mesafesine göre aşınma oranında azalma olmaktadır.



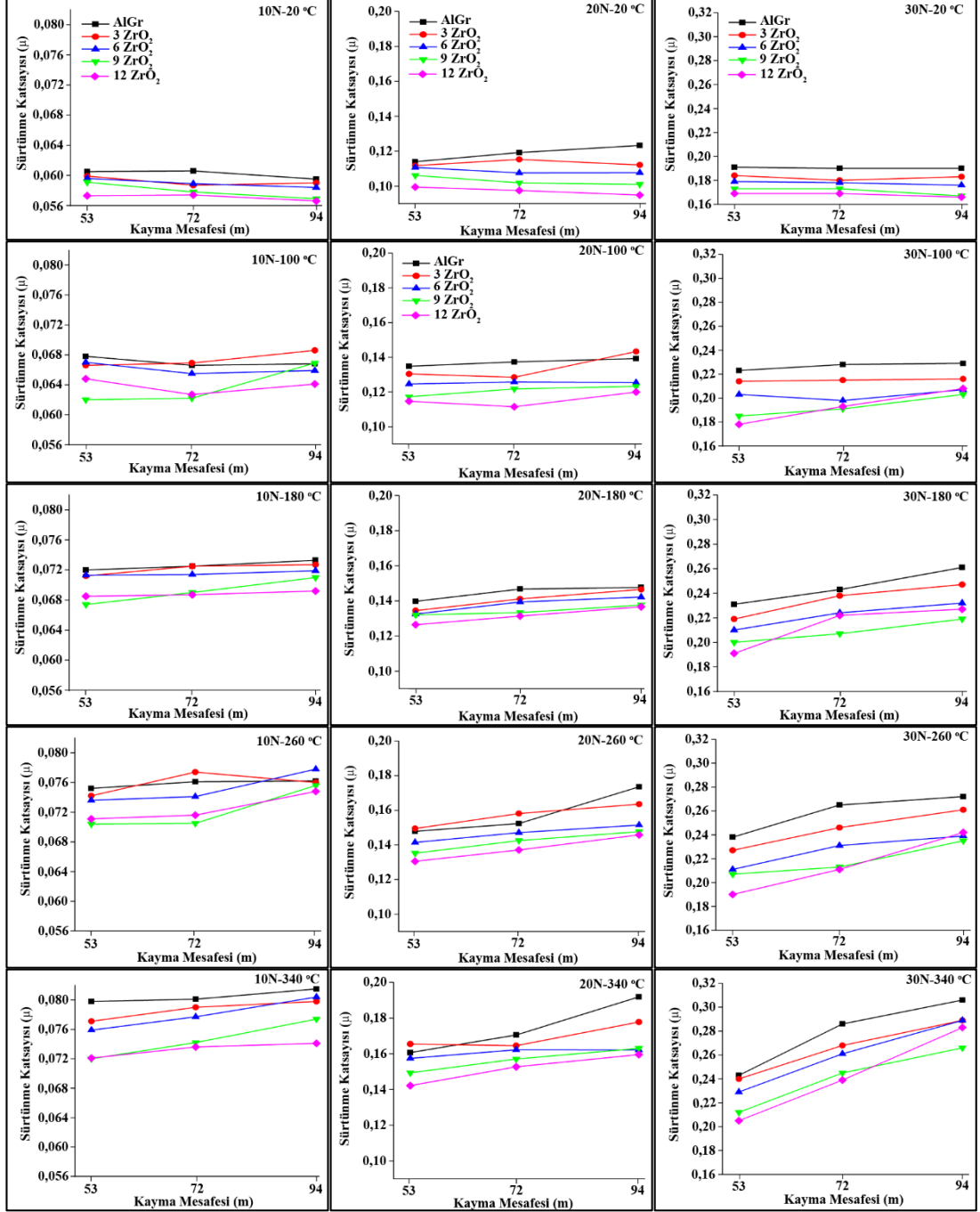
Şekil 6.10. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO_2 takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları.

Bu azalmanın aşınma sırasında numuneden kopan bir ZrO_2 parçacığından kaynaklandığını söylemek mümkündür. Yine Şekil 6.10'da verilen bütün çalışma sıcaklıkları için aşınma oranı sonuçları göz önüne alındığında, artan kayma mesafesi ile özellikle 10 N yük uygulandığında 72 m kayma mesafesine kadar aşınma oranının arttığı, kayma mesafesinin artması ile aşınma oranında azalmaların olduğu görülmektedir. Bu durum, kayma mesafesinin artması ile birlikte pin ve disk temas süresinin artması ile ilişkilidir. Ayrıca numunede meydana gelen termal gerilmelerin etkisi ve numuneden kopan aşınma parçacıkları, sıcaklığın etkisi ile yüzeye sıvanmaktadır. Bununla birlikte, genel olarak uygulanan yükün artması ile aşınma oranları, artan kayma mesafesiyle azalma eğilimi sergilemektedir. Aşınma oranlarındaki azalma eğiliminin nedeni, artan çalışma sıcaklığı ve artan basınç etkisiyle ve aşınma parçacıklarının tribolojik sistemden uzaklaşmadan yüzeye sıvanmasından kaynaklanmaktadır.

6.4.2. ZrO_2 İlave Edilen Kompozitlerin Sürtünme Katsayısı Sonuçları

Şekil 6.11'de mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO_2 takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları verilmektedir. Şekil 6.11'de verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO_2 takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları incelendiğinde, artan yük ve sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayılarında artış olduğu anlaşılmaktadır. En yüksek sürtünme katsayısı 30 N yük ve 340 °C sıcaklıkta elde edilmiştir. Ayrıca sürtünme katsayı değerleri bütün yük ve sıcaklıklarda artan ZrO_2 miktarı ile azalmaktadır. Üretilen AMK malzemelerin sertliğinin artması, sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır (Özyürek vd., 2010). Oda sıcaklığında elde edilen sürtünme katsayısı sonuçlarında artan kayma mesafesi ile sürtünme katsayılarının azaldığı görülmektedir. Sürtünme katsayısındaki bu azalma, sürtünme sırasında yüzeyde oluşan koruyucu oksit tabakasından kaynaklanmaktadır (Özyürek vd., 2014). Bununla birlikte, üretilen kompozit malzemelerin yapısında bulunan grafitin katı yağlayıcı etkisiyle sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır (Sozhamannan vd., 2018). Benzer şekilde, 100 °C çalışma sıcaklığında

elde edilen sürtünme katsayısı sonuçlarında ise önemli bir değişikliğin olmadığı görülmektedir.

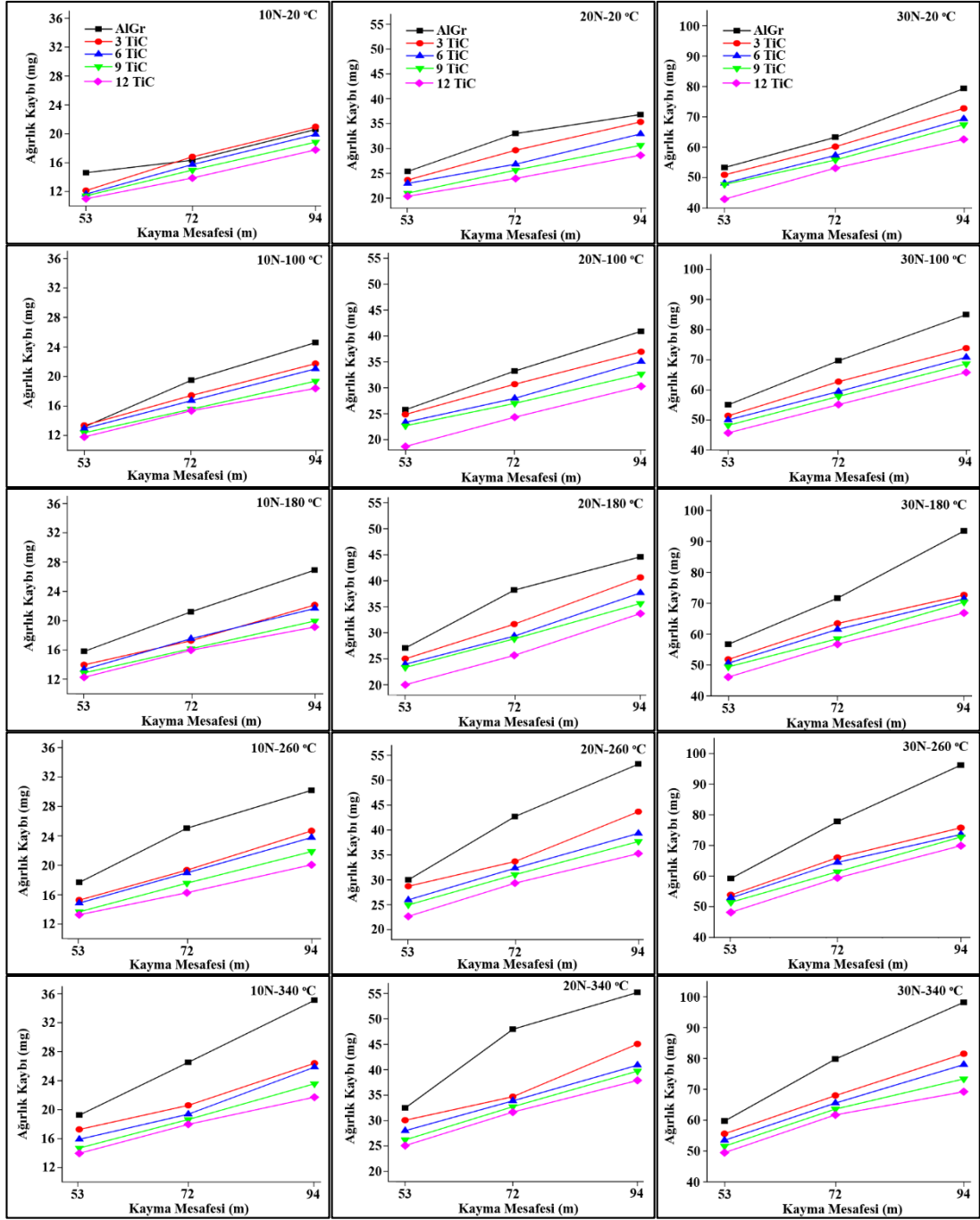


Şekil 6.11. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları.

Bunun nedeni oda sıcaklığı ve düşük sayılabilecek sıcaklıklarda (100 °C) malzeme mukavemetinde önemli bir değişikliğin olmamasıdır. Daha önce yapılan benzer çalışmalarda bu sıcaklıkların geçiş sıcaklığı olduğu, artan sıcaklık ile aşınma oranı ve sürtünme katsayılarında ciddi artışların olduğunu belirtmektedir (Kumar vd., 2010; Muratoglu ve Aksoy, 2000). Sürtünme katsayısı grafikleri incelendiğinde, çalışma sıcaklıklarının daha fazla artmasıyla sürtünme katsayılarının arttığı net bir şekilde anlaşılmaktadır. Sıcaklık arttıkça malzeme mukavemetinin azalması ve temas yüzeylerinde meydana gelen deformasyonun artması, sürtünme katsayısının da artmasına neden olmaktadır (Rajaram vd., 2010). Elde edilen bu sonuçlar Şekil 6.9.'da verilen ağırlık kaybı sonuçları ile birbirini destekler niteliktedir. Raju vd. (2019) Al/CSA (coconut shell ash) kompozit malzemelerin farklı sıcaklıklarda aşınma davranışlarını inceledikleri çalışmada, artan sıcaklık ile sürtünme katsayısının arttığını belirtmişlerdir. Bununla birlikte, yüksek sıcaklık ve sürtünme katsayısının daha yüksek deformasyona neden olduğunu, bu durumun ise ağırlık kaybı ve aşınma oranını da arttırdığını ifade etmişlerdir. Sürtünme katsayısı sonuçlarında benlenmedik şekilde ani artışların olduğu görülmektedir. Sürtünme katsayılarındaki beklenenin aksine elde edilen bu sonuçlar numune yüzeyindeki pürüzlülüğün artmasından kaynaklanmaktadır. Artan sıcaklık ile birlikte ağırlık kaybındaki ani artış, numune yüzey pürüzlülüğünü artırmakta ve sürtünme katsayısında da artışa neden olmaktadır. Aşınma testleri sırasında oluşan mikro talaşlar, yüzeye tekrar batmaktadır. Bu nedenle, yüzey pürüzlülüğüne bağlı olarak sürtünme katsayısı artmaktadır. Daoud vd. (2004) yaptıkları bir çalışmada, aşınma sırasında açığa çıkan aşınma artıklarının yüzeye battıklarını ve bu nedenle sürtünme katsayısının arttığını belirtmişlerdir. Benzer şekilde Natarajan vd. (2009) artan sıcaklık ile birlikte parçacıkların yüzeyden kopmasının kolaylaştığını, disk ve numune arasındaki temas yüzeyinde pürüzlerin oluştuğunu ve artan yüzey pürüzlülüğü nedeniyle sürtünme katsayısını arttığını belirtmişlerdir.

6.4.4. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Ağırlık Kaybı Sonuçları

Şekil 6.12'de mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları verilmektedir.



Şekil 6.12. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları.

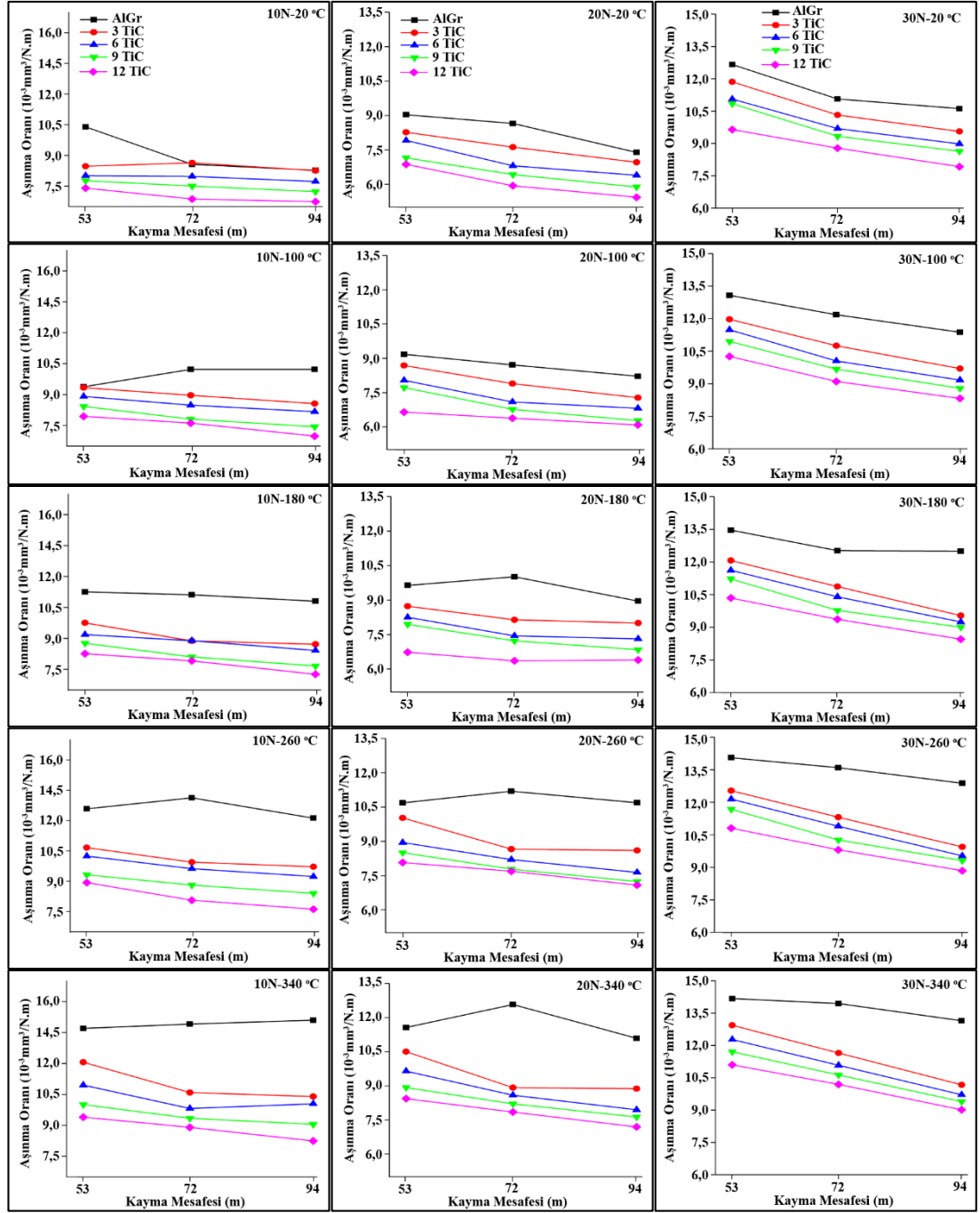
Şekil 6.12’de verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde, artan yük ve kayma mesafesi ile birlikte ağırlık kaybının arttığı görülmektedir. Bütün sıcaklıklarda en yüksek ağırlık kaybı matris malzemesinde elde

edilirken, en düşük ağırlık kaybı %12 TiC ilave edilen AMK malzemede elde edilmiştir. Elde edilen ağırlık kaybı sonuçları, Şekil 6.8.a'da verilen sertlik sonuçları ile karşılaştırıldığında, bütün yük ve sıcaklıklarda genel olarak sonuçların birbirini desteklediği görülmektedir. Malzemelerin aşınma direncinin belirlenmesinde önemli parametrelerin biri de sertliktir. Sertliği yüksek olan malzemede düşük ağırlık kaybı beklenmektedir. Ramkumar vd. (2019) yaptıkları bir çalışmada, farklı miktarlarda TiC ilave edilen AA 7075 alaşımın, artan takviye miktarı ile sertlik ve beraberinde aşınma direncinin arttığını belirtmişlerdir. Şekil 6.8.a'da verilen sertlik sonuçlarına göre, bütün yük ve sıcaklıklarda elde edilen sonuçlar bu koşulu sağlarken, 10N yük ve 20 °C sıcaklıkta %3 TiC ilave edilen kompozit malzemenin 53 m kayma mesafesinden sonra ağırlık kaybının arttığı ve bu ağırlık kaybının matris malzemesinden fazla olduğu anlaşılmaktadır. %3 TiC ilave edilen kompozit malzemede elde edilen bu ağırlık kaybındaki artışın, aşınma sırasında kompozit malzemedeki kopan (kırılan) iri parçacıktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Aşınma sırasında artan kayma mesafesi, aşınma yüzeyinin hemen altında mikro çatlakların oluşmasına neden olmaktadır. Oluşan mikro çatlakların ilerleyerek birleşmesi ile oluşan makro çatlaklar, iri parçalar halinde kopmalara neden olmaktadır. Kopan iri parçalar ise beklenmedik şekilde ağırlık kaybının artmasına neden olmaktadır. Çalışma sıcaklığının artmasıyla birlikte bütün yüklerde (10N-20N-30N), kompozitlerde (%0-12 TiC) ağırlık kaybını arttırmaktadır. Özellikle matris malzemesindeki ağırlık kaybı artışı daha belirgindir. Bütün sıcaklıklarda kompozitlerdeki ağırlık kaybının matrise göre daha düşük olması, karşılık diski ve matris arasındaki doğrudan yük temasının azalmasından kaynaklanmaktadır (Akbari vd., 2019). Çalışma sıcaklığının artmasıyla birlikte, matris malzemesinin sünekliliğinin arttığı için ağırlık kaybı da artmaktadır. Artan süneklilik, malzemenin mukavemetinin azalmasına neden olmaktadır. Varga vd. (2011) yaptıkları bir çalışmada, nikel ve demir bazlı tungsten karbür takviyeli kompozit malzemelerin, artan sıcaklıkla birlikte sertliklerinin azaldığını rapor etmişlerdir. Bunun yanısıra ağırlık kaybı sonuçlarında, matrise ilave edilen parçacık takviyesiyle, özellikle sıcaklığın artmasıyla ağırlık kaybında ciddi bir azalmanın olduğu görülmektedir. Bu azalma, Şekil 6.12'de verilen 180 °C ve üzerindeki çalışma sıcaklıklarında 72 ve 94 m kayma mesafesinde net bir şekilde görülmektedir. Çalışma sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybında oluşan bu azalma matris ve takviye arasındaki ısıl genleşme katsayısı

farkından kaynaklandığı düşünülmektedir. Matris ve takviye arasında ısıl genleşme katsayısı farkı, sıcaklığın değişmesiyle takviye parçacıkları etrafında gerilmeleri artırmakta ve mukavemet artışına neden olmaktadır (Shojaeefard vd., 2018). Şekilde verilen ağırlık kayıplarında özellikle 180 °C sıcaklıktan sonra ağırlık kayıplarında belirgin bir artışın olduğu görülmektedir. Raju vd. (2019) yaptıkları benzer bir çalışmada, 150 °C sıcaklığa kadar ağırlık kaybında belirgin bir değişikliğin olmadığını, bu sıcaklıktan sonra ağırlık kaybında şiddetli artışların olduğunu rapor etmişlerdir. Artan çalışma sıcaklıklarıyla birlikte şiddetli aşınma bölgesine geçişler yükselen sıcaklıkla matrisin yumuşamasına indirgenebilir. Matrisin yeniden kristalleşme sıcaklıklarına yaklaşması, sünekliliğini artırmaktadır. Parçacık takviyeli kompozit malzemelerde, aşınma sırasında takviye parçacıkları etrafında gerilim yığılması oluşmaktadır. Oluşan bu gerilim yığılması, matrisin sünekliliği arttıkça mikro çatlakların oluşmasına ve ilerlemesine neden olmaktadır. Oluşan mikro çatlaklar, matris ile takviye parçacıkları arasındaki arayüzey bağına zayıflatmaktadır (Natarajan vd., 2009). Matris ile takviye fazı arasındaki ara yüzey bağının zayıflaması, matris-takviye arasında yük aktarımını azaltarak kompozitin aşınma direncini de düşürmektedir.

6.4.5. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Aşınma Oranı Sonuçları

Şekil 6.13'te mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları verilmektedir. Şekil 6.13'te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları incelendiğinde, bütün yük ve sıcaklıklarda artan takviye miktarı ve kayma mesafelerinde aşınma oranlarının azaldığı görülmektedir. Matris içerisinde artan ve homojen dağılan (Şekil 6.4) takviye fazının, sürtünme sırasında matris ile karşılık disk temas yüzeyinde oluşan gerilimin matris tarafından takviye fazına iletilmesi, ağırlık kaybıyla birlikte aşınma oranlarının da azalmasına neden olmaktadır.



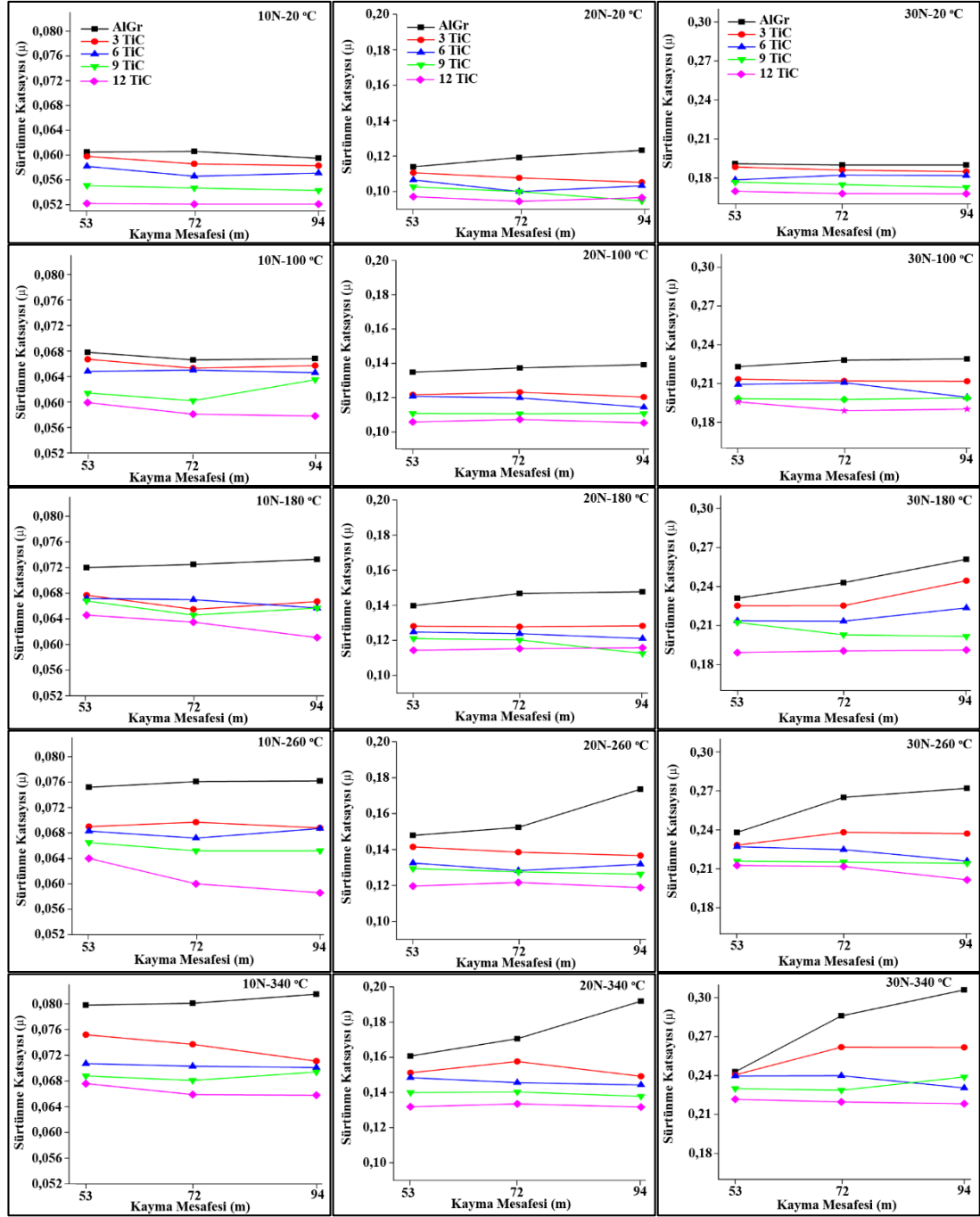
Şekil 6.13. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki aşınma oranı sonuçları.

Yine aşınma oranı sonuçları incelendiğinde, matris malzemesinin 10 N ve 20 N yük altında 100 °C, 260 °C ve 340 °C sıcaklıkta elde edilen aşınma oranlarında 53 m kayma mesafesine kadar aşınma oranları artarken, 94 m kayma mesafesinde tekrar azaldığı görülmektedir. Bununla birlikte, TiC ilave edilen AMK'lerin aşınma oranları azalma

eğilimindedir. Aşınma oranlarındaki bu azalma, iki şekilde açıklanabilir. Birincisi, takviye miktarıyla sertliğin artması ve artan kayma mesafesiyle yüzeyde oluşan oksit tabakasının katı yağlayıcı görevi görmesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca AMK malzemelere katı yağlayıcı olarak ilave edilen grafitin, numunenin disk yüzeyinde kaymayı kolaylaştırmasından dolayı aşınma oranlarında azalmaya neden olmaktadır. Daha önce yapılan bir çalışmada, kompozit malzemelerin yapısına ilave edilen grafitin yüksek sıcaklıklarda aşınma direncini geliştirdiği belirtilmektedir (Zhan ve Zhang, 2006). İkincisi ise, aşınma sırasında numuneden kopan aşınma parçacıklarının, özellikle yükselen sıcaklıklarda tribolojik sistemden uzaklaşmadan numune yüzeyine tekrardan sıvanması (yapışması) ile açıklanabilir. Ayrıca kayma mesafesinin artması, numune disk temas süresinin de artmaktadır. Aşınma testlerinin ilk aşamasında aşınma diski ve numunenin ilk teması, numune yüzeyinde yüksek deformasyona neden olmaktadır. Aşınma testlerinin ilerleyen aşamalarında ise disk ve temas yüzeylerinin alışması (çizikler oluklar gibi) aşınma oranının azalmasına neden olmaktadır.

6.4.6. TiC İlave Edilen Kompozitlerin Sürtünme Katsayıları Sonuçları

Şekil 6.14 de mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları verilmektedir. Şekil 6.14'te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları incelendiğinde, artan yük ve sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayılarında artış olduğu görülmektedir. En düşük sürtünme katsayısı 10 N yükte 20 °C sıcaklıkta elde edilirken, en yüksek sürtünme katsayısı 30 N yük ve 340 °C sıcaklıkta elde edilmiştir. Üretilen AMK'lerin 20 °C sıcaklıkta elde edilen sürtünme katsayısı sonuçları incelendiğinde ise, matris içerisinde artan takviye miktarı ile sürtünme katsayısı azalmaktadır. Elde edilen sürtünme katsayısı sonuçları beklendiği gibi sertliği yüksek olan AMK'lerde daha düşüktür. Literatürde yapılan çalışmalarda, sertliği yüksek olan AMK'lerde daha düşük sürtünme katsayısı elde edildiğini belirtilmektedir (Zhan ve Zhang, 2006; Özyürek vd., 2010; Şimşek vd., 2019). Ayrıca artan kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayılarında (bütün yük ve sıcaklıklarda) bir düzenin olmadığı görülmektedir.



Şekil 6.14. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin farklı yük ve sıcaklıklardaki sürtünme katsayısı sonuçları.

Oda sıcaklığında elde edilen sürtünme katsayılarında bütün yüklerde daha kararlı bir sürtünme katsayısı elde edildiği görülürken, artan çalışma sıcaklıklarıyla birlikte sürtünme katsayılarının düzensiz bir hale geldiği görülmektedir. Oda sıcaklığında elde edilen sonuçlarda artan kayma mesafesiyle birlikte sürtünme katsayıları genel olarak

azalma eğilimindedir. Sürtünme katsayılarındaki bu azalma, pin-disk temas yüzeyinde açığa çıkan ısı etkisiyle numune yüzeyinde oluşan oksit tabakasından kaynaklanmaktadır (Uyyuru vd., 2007; Özyürek vd., 2014). Ayrıca, üretilen AMK'lerin yapısında bulunan grafit'in yağlayıcı etkisi, sürtünme katsayılarında azalmaya neden olmaktadır (Sozhamannan vd., 2018; Suresha ve Sridhara, 2010). 30 N yük ve 20 °C sıcaklıkta elde edilen sonuçlarda %6 TiC ilave edilen AMK'lerde 72 m kayma mesafesine kadar sürtünme katsayısının arttığı, 94 m kayma mesafesinde ise azalma eğiliminde olduğu görülmektedir. Aşınma sırasında numune yüzeyinde meydana gelen dökülmeler sonucunda yüzey pürüzlülüğünün artması, sürtünme katsayısını da artırmaktadır. Ayrıca numuneden kopan iri aşınma parçacığının tribolojik sistemden uzaklaşmadan numune yüzeyine batması da sürtünme katsayısını artırmaktadır (Yıldırım ve Özyürek, 2018). Yine sürtünme katsayısı grafikleri incelendiğinde, artan çalışma sıcaklığı ile sürtünme katsayılarının arttığı anlaşılmaktadır. Sürtünme katsayılarındaki artış, çalışma sıcaklıklarının artmasıyla AMK'lerin sünekliğinin artmasından kaynaklanmaktadır. Malzemelerde sünekliğin artması, mukavemetinin azalmasına neden olmaktadır (Abouelmagd, 2004). AlSi alaşımlarının yükseltilmiş sıcaklıklarda sürtünme katsayılarının arttığı, Rajaram vd. (2010), tarafından yapılan bir çalışmada da rapor edilmiştir. Artan çalışma sıcaklıklarıyla birlikte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı sonuçlarında ani artma ve azalmalar olduğu görülmektedir. Sürtünme katsayısındaki bu dalgalanmalar, yükseltilmiş sıcaklıklarda aşınma sırasında numune yüzeyinde kırılma/kopma gibi ani değişen yüzey morfolojisinden kaynaklanmaktadır. Çalışma sıcaklığının yükselmesi, yeniden kristalleşme mekanizmasını aktive etmektedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığına yakın ve üzerindeki sıcaklıklarda malzemenin sünekliği artmaktadır (Zhu vd., 2012). Mukavemeti azalan AMK'lerde, aşınma sırasında numune yüzeyinden daha fazla malzeme taşınımı olmaktadır. Numune yüzeyinden taşınan malzemelerin kırıldığı koptuğu bölgeler, yüzey pürüzlülüğünü arttırmaktadır. Bu nedenle, sürtünme katsayısında ani artışlar meydana gelmektedir. Natarajan vd. (2009), yaptıkları bir çalışmada, çalışma sıcaklığının artmasıyla numune yüzeyinden parçacıkların daha kolay koptuğunu ve yüzey pürüzlülüğünün artmasından dolayı sürtünme katsayısının arttığını rapor etmişlerdir. Bunun yanı sıra numune yüzeyinden kopan parçacıklar, yüksek sıcaklıklarda numune yüzeyine sıvanarak

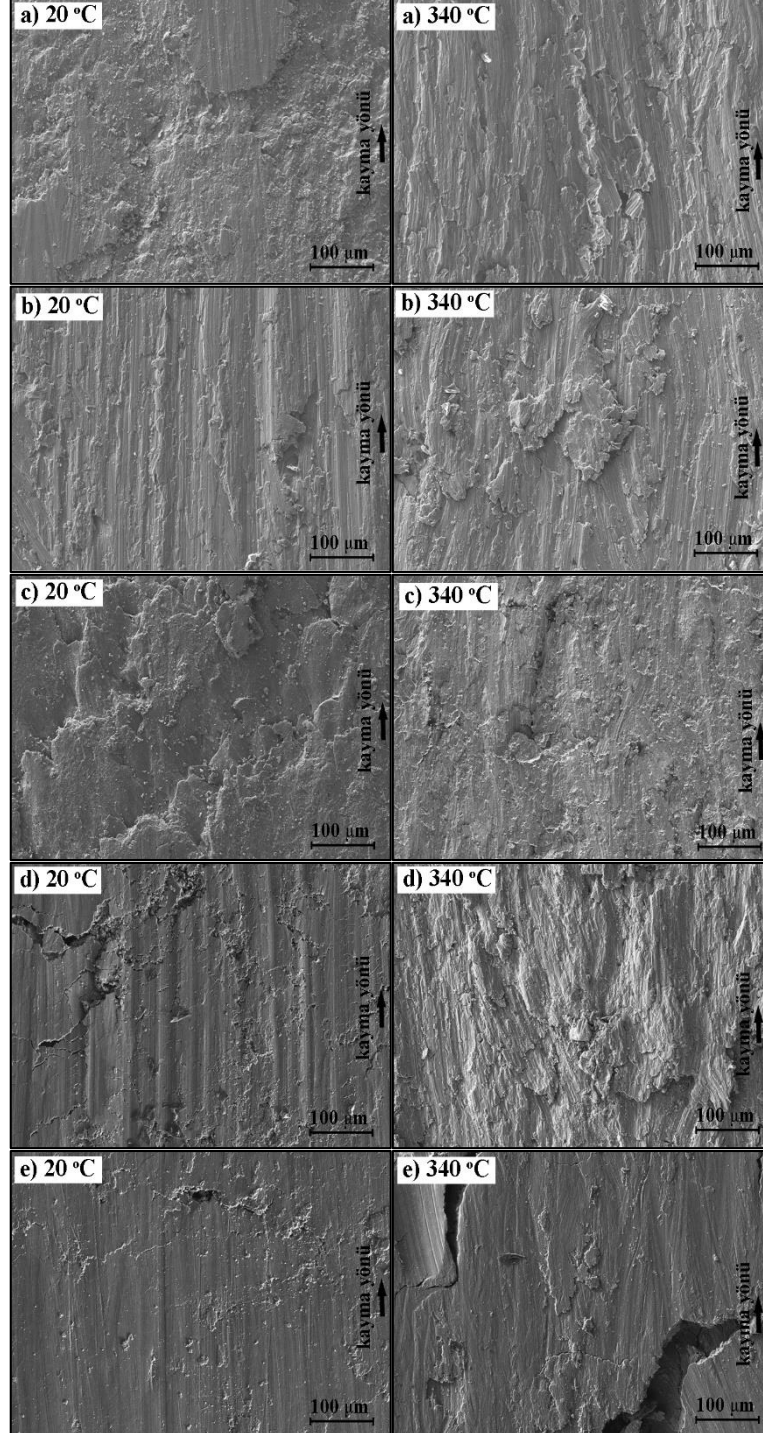
kaymayı engellemekte ve sürtünme katsayısını artırmaktadır (Muratoğlu ve Aksoy, 2000; Muratoğlu ve Aksoy, 2006).

6.5. AŞINMA YÜZEYİ SEM GÖRÜNTÜLERİNİN İNCELENMESİ

6.5.1. Farklı Miktarlarda ZrO₂ İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

Şekil 6.15’de mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmektedir. Şekil 6.15’te verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri incelendiğinde, oda sıcaklığında kompozit yüzeyinde meydana gelen deformasyon izleri (oluklar) net bir şekilde görülmektedir. Bunun yanı sıra, matris (AlGr) malzemesi yüzeyinde dökülmelerin olduğu görülmektedir. Matris malzemesinde artan takviye (ZrO₂) miktarı ile yüzeyde kayma yönünde oluşan deformasyon izlerinin (olukların) azaldığı ve daha düzgün bir yüzey oluştuğu görülmektedir. Matrise %3 ZrO₂ ilave edilerek üretilen AMK malzemenin (Şekil 6.15.b) aşınma yüzeyinde, ilerleyen mikro çatlaklar sonucunda kırılmaların olduğu açıkça görülmektedir. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerde, sert takviye parçacıkları çevresinde gerilme yığılması meydana gelmektedir. Artan kayma mesafesi ile birlikte yoğunlaşan bu gerilmeler, mikro çatlakların oluşmasına neden olmaktadır. Yüzeyin hemen altında mikro çatlakların birleşerek makro çatlaklara dönüşmesiyle yüzeyde dökülmeler meydana gelmektedir (Muratoğlu ve Aksoy, 2006). Üretilen kompozit malzemelerin artan takviye miktarına bağlı olarak (sertliklerindeki artışla ilişkili olarak) yüzeyde meydana gelen aşınma hasarının azaldığı net bir şekilde görülmektedir. Muratoğlu ve Aksoy (2000), yaptıkları bir çalışmada, kayma sırasında yüzeyde oluşan mikro çatlakların yüksek sertlikle ilişkili olduğunu belirtmişlerdir. Sıcaklık arttıkça bütün numune yüzeylerinde aşınma parçacıklarının (mikro talaşların) yüzeye yapıştığı net bir şekilde görülmektedir. Bununla birlikte, 340 °C sıcaklıkta elde edilen aşınma yüzeylerinde, deformasyon izlerinin yön değiştirdiği anlaşılmaktadır. Oda sıcaklığında elde edilen aşınma yüzeyleri ile karşılaştırıldığında farklı aşınma yüzeylerinin elde edildiği görülmektedir. Daha önce yapılan çalışmalarda da benzer

sonuçlar elde edilmiştir (Kumar vd., 2010; Natarajan vd., 2009). Şekil 6.10.'da verilen aşınma oranı sonuçları da bu durumu desteklemektedir.

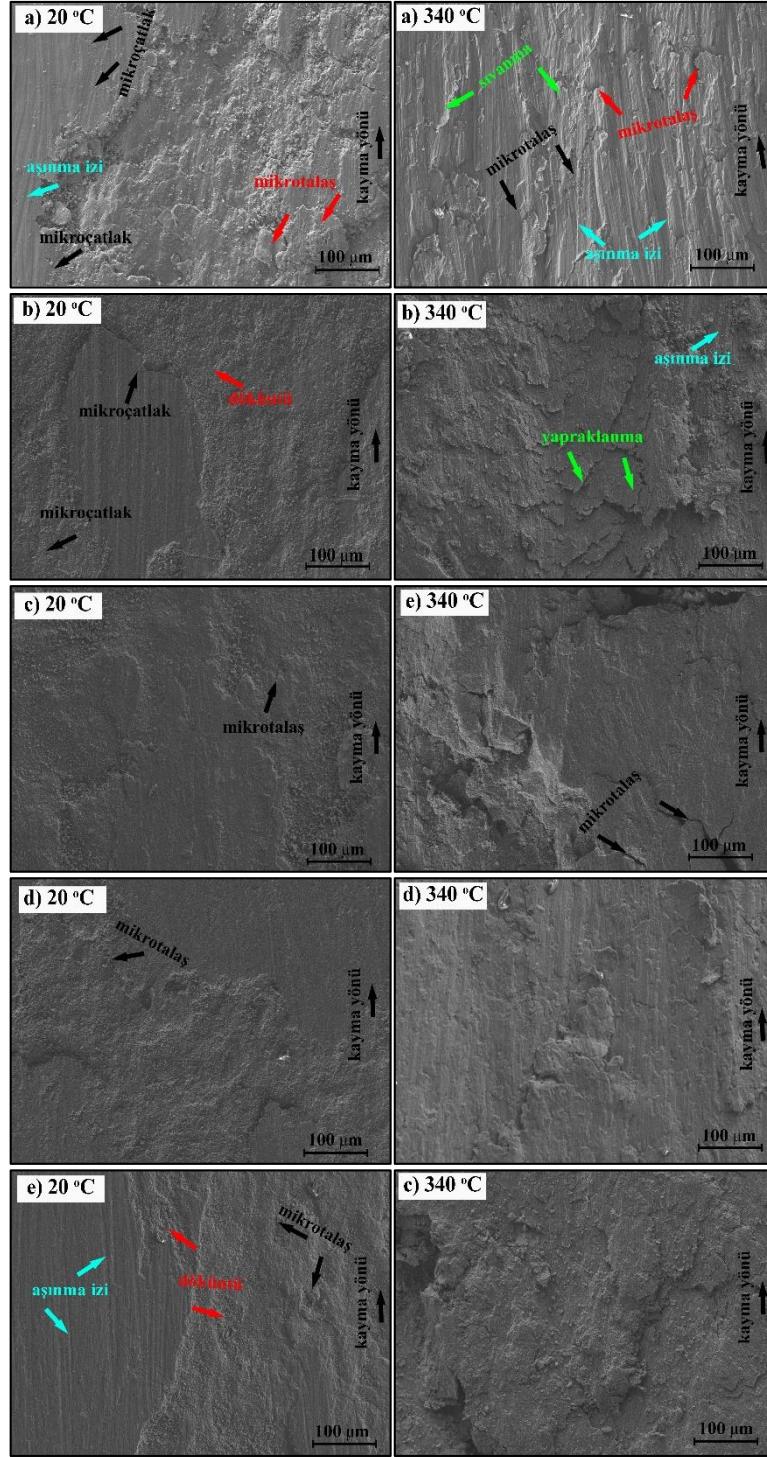


Şekil 6.15. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri a) AlGr, b) 3 ZrO₂, c) 6 ZrO₂, d) 9 ZrO₂, e) 12 ZrO₂.

Ayrıca oda sıcaklığında elde edilen aşınma yüzeylerindeki plastik deformasyon izleri (kayma yönüne paralel oluklar), sıcaklık arttıkça kaybolmaktadır. Bu durum, Kumar vd. (2010), tarafından yapılan bir çalışmada, yüksek sıcaklıklardaki kayma sırasında deformasyon izleri (oluklar) kenarındaki boşluklardan dolayı yumuşayan matrisin geri akma eğiliminden kaynaklandığını belirtmişlerdir. Bununla birlikte, yüksek sıcaklıklardaki kayma şartlarında, yüzeyde meydana gelen süneklik nedeniyle, yüzeyden kopan parçacıkların ısı ve yük etkisi ile tekrar yüzeye yapışmasından dolayı plastik deformasyon izleri görülmemektedir. Yüksek sıcaklıkta (340 °C) %12 ZrO₂ ilave edilen AMK malzemenin aşınma yüzeyinin diğerlerinden farklı (daha düzgün) olduğu görülmektedir. Bu olay, üretilen kompozit malzemenin sertliğinin yüksek olmasından ve aşınma testi sonrasında yüzeyden kopan mikro talaşların tribolojik sistem içerisinde kalarak tekrar yüzeye sıvanmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, aynı numune yüzeyinde yorulma kaynaklı oluşan mikro çatlaklarda net bir şekilde görülmektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada bu durum, ısıl etkenler nedeniyle malzemenin yer değiştirmesi ve kayma sistemi aktivasyonu nedeniyle sünek Al matriste plastik deformasyon meydana geldiği belirtilmektedir (Nemati vd., 2016).

6.5.2. Farklı Miktarlarda TiC İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

Şekil 6.16'da mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmektedir. Şekil 6.16'da mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri incelendiğinde, oda sıcaklığında elde edilen aşınma yüzeylerinde bölgesel dökülmeler net olarak görülmektedir. Oda sıcaklığında yapılan testlerde matris malzemesinin aşınma yüzeyinde dökülmeler olduğu görülmektedir. Aşınma yüzeyindeki bu dökülmelerin iri parçalar şeklinde olduğu yüzeye saplanan mikro talaşlardan anlaşılmaktadır. Matrise takviye fazı ilave edilerek üretilen kompozitler de ise, takviye fazı miktarı arttıkça yüzeyde oluşan dökülmelerin azaldığı anlaşılmaktadır. %12 TiC ilave edilen AMKlerde aşınma yüzeyinde oluşan dökülmelerin belirgin bir şekilde azaldığı, daha düzlemsel bir yüzeyin elde edildiği görülebilmektedir.



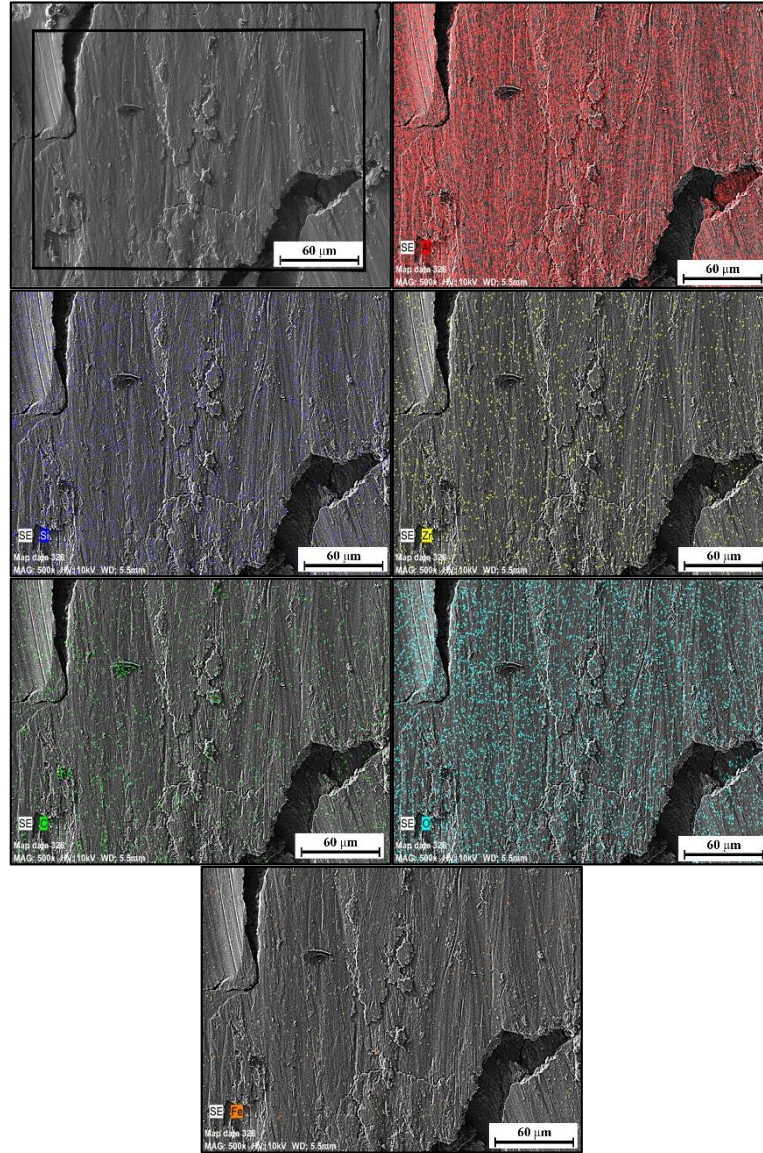
Şekil 6.16. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve farklı sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri a) AlGr, b) 3 TiC, c) 6 TiC, d) 9 TiC, e) 12 TiC.

Ayrıca, aşınma sırasında oluşan kayma yönüne paralel aşınma izleri net olarak görülmektedir. Kumar vd. (2016), yaptıkları bir çalışmada, matris içerisinde artan

takviye miktarı ile aşınma yüzeylerinde daha düzlemsel bir aşınma yüzeyinin elde edildiğini rapor etmişlerdir. Aşınma yüzeyi SEM görüntüleri göz önüne alındığında, bu görüntülerin, Şekil 6.8.'de verilen sertlik sonuçları ve Şekil 6.12'de verilen ağırlık kaybı sonuçları ile ilintili olduğu kolayca anlaşılabilir. Elde edilen sonuçlar aşınma yüzeyi görüntüleri ile birbirini destekler niteliktedir. Oda sıcaklığında elde edilen aşınma yüzeylerinde baskın aşınma mekanizmasının adhezif aşınma olduğu anlaşılmaktadır. Sıcaklığın 340 °C olmasıyla aşınma yüzeyleri SEM görüntülerinden de anlaşıldığı gibi, oda sıcaklığında elde edilen aşınma yüzeyleri SEM görüntülerinden bazı önemli farklılıklar içerdiği anlaşılabilir. AMK'lerde aşınma yüzeylerinde yüksek sıcaklıklarda ciddi bir deformasyon olduğu görülmektedir. Matris malzemesinin 340 °C sıcaklıktaki aşınma yüzeyinde plastik akış bölgeleri net bir şekilde görülmektedir. Bununla birlikte mikro çatlaklar ve sıvanmalarında olduğu anlaşılmaktadır. Artan takviye miktarına bağlı olarak aşınma yüzeyleri daha karmaşık bir görüntü sergilemektedir. AMK'lerde çalışma sıcaklığının yükselmesi ile termal aşınma mekanizmasıyla birlikte delaminasyon mekanizmasının da aktif olduğu anlaşılmaktadır. %3 TiC ilave edilen AMK malzemedeki delaminasyon mekanizmasının oluşumu net bir şekilde görülmektedir. Termal aşınma mekanizmasında mekanik gerilmelerle birlikte termal gerilmelerde, kayma yönü boyunca mikro çatlakların oluşumuna neden olmaktadır. Oluşan mikro çatlakların ilerlemesi ve birbiri ile birleşmesiyle delaminasyon mekanizması aktif hale gelmekte ve yüzeyden tabaka şeklinde parçacıkların ayrılmasına neden olmaktadır. Koraman vd. (2015), Al-Fe-Si-V alaşımlarının yüksek sıcaklıklardaki aşınma performansını inceledikleri çalışmada, benzer aşınma yüzey morfolojisini elde ettiklerini belirtmişlerdir. Matris içerisinde artan takviye fazı miktarıyla ilişkili olarak delaminasyon izlerinin olmadığı, buna karşılık daha çok aşınma yüzeyine sıvanmaların/yapışmaların olduğu görülmektedir. Artan takviye fazı miktarına bağlı olarak takviye parçacıkları etrafında gerilim yığılmaları da artmaktadır. Mikro çatlakların ilerlemesi ile aşınma yüzeyinden kopan aşınma parçacıkları uygulanan yük ve sıcaklığın etkisiyle tribolojik sistemden uzaklaşmadan numune yüzeyine tekrardan yapışmaktadır (Simsek ve Ozyurek, 2020). Daha önce yapılan bir çalışmada, yumuşak Al matrisin plastik deformasyonun, ısıl etkenler nedeniyle malzemenin yer değiştirmesi hareketi ve kayma sistemi aktivasyonu nedeniyle meydana geldiği belirtilmektedir (Koraman vd., 2015).

6.5.4. Farklı Miktarlarda ZrO₂ İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin EDS (haritalama) İncelenmesi

Şekil 6.17’de mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen 12 ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıktaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) sonuçları verilmiştir.

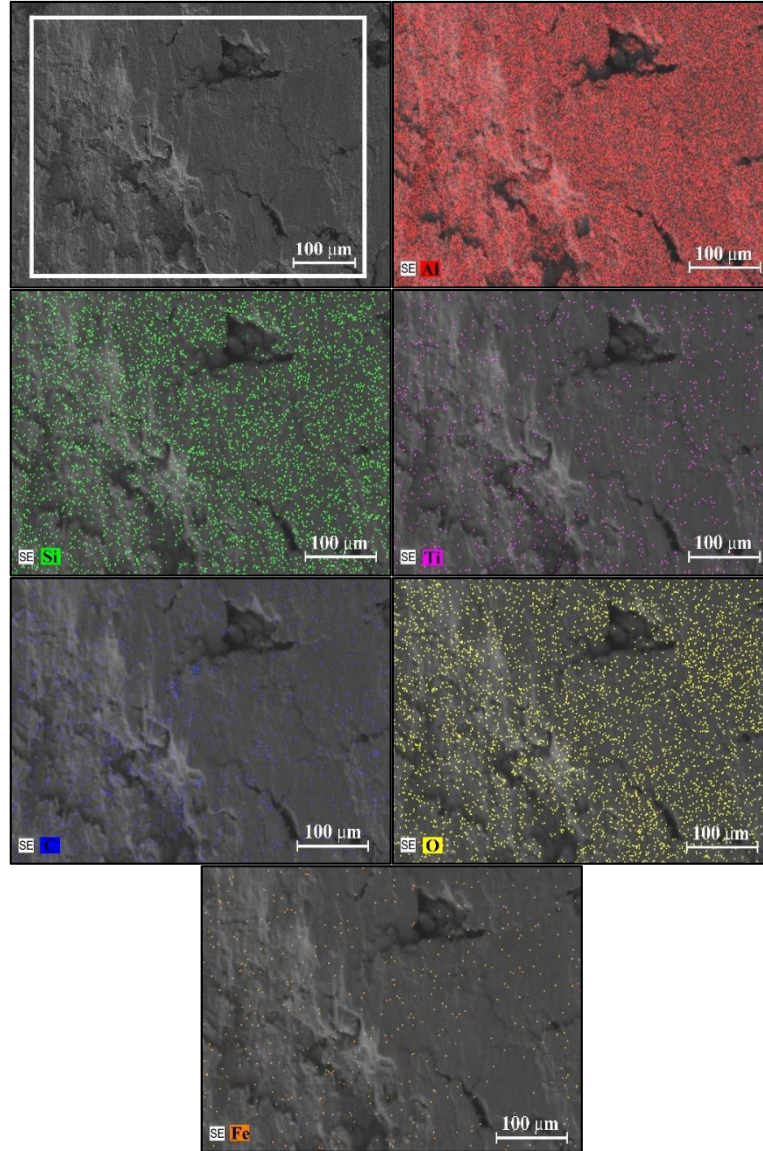


Şekil 6.17. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen 12 ZrO₂ takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) görüntüleri.

Şekil 6.17.'de verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen %12 ZrO₂ takviyeli AMK malzemenin 340 °C sıcaklıkta 30 N yük altındaki EDS (haritalama) sonuçları incelendiğinde, aşınma testleri sonucunda yüzeyde meydana gelen plastik akış bölgeleri, mikro çatlak oluşumları ve delaminasyon bölgeleri görülmektedir. Ayrıca, C'ca zengin parçacıkların yüzeye kaynaklandığı görülmektedir. Şekil 6.11.'de verilen 30 N yük ve 340 °C sıcaklıktaki sürtünme katsayısı sonuçları bu durumu desteklemektedir. Aşınma testleri sırasında ısı ve yük etkisi ile kırılan oksit tabakasının, tribolojik sistemden uzaklaşmadan yüzeye saplanması yüzey pürüzlülüğünü artırmakta ve sürtünme katsayısının artmasına neden olmaktadır. Ayrıca, kırılan oksit parçacıklarının tribolojik sistemden uzaklaşması veya karşılık diskine transferi, ağırlık kaybını ve aşınma oranını doğrudan etkilemektedir. Özyürek ve Çiftçi (2011), yaptıkları bir çalışmada, kayma sırasında oksit tabakasının kırılması ile birlikte ağırlık kaybının arttığını belirtmişlerdir.

6.5.4. Farklı Miktarlarda TiC İlave Edilerek Üretilen Kompozitlerin Aşınma Yüzeylerinin EDS (haritalama) İncelenmesi

Şekil 6.18 de mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen 12 TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) sonuçları verilmektedir. Şekil 6.18'de verilen mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen %12 TiC takviyeli AMK malzemenin 340 °C sıcaklıkta 30 N yük altındaki EDS (haritalama) sonuçları incelendiğinde, aşınma testleri sonucunda yüzeyde meydana gelen mikro çatlak oluşumları ve dökülmeler ile birlikte oluşan oksidasyon görülebilmektedir. Yüzeydeki oksitlerin hemen hemen temas yüzeyinin her yerine dağıldığı, birkaç noktada katmansal kırılmaların olduğu da EDS (haritalama) sonuçlarından anlaşılmaktadır. Şekil 6.12'de verilen ağırlık kaybı ve Şekil 6.13'te verilen aşınma oranı sonuçları bu durumu desteklemektedir. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda kayma sırasında oksit tabakasının kırılması ile birlikte ağırlık kaybının arttığını belirtilmiştir (Özyürek ve Çiftçi, 2011). Benzer şekilde, Rajaram vd. (2010), artan çalışma sıcaklıkları ile birlikte yüzeyde oluşan termal gerilimlerin etkisi ile oluşan oksit tabakasında kırılmaların olduğunu ve bu durumun hem ağırlık kaybı hem de sürtünme katsayısı sonuçları üzerinde etkili olduğunu belirtmişlerdir.



Şekil 6.18. Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen 12 TiC takviyeli AMK malzemelerin 30 N yük ve 340 °C sıcaklıklardaki aşınma yüzeyi EDS (haritalama) görüntüleri.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

“Mekanokimyasal yöntemle üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki tribolojik davranışlarının araştırılması” başlıklı bu tez çalışmasından elde edilen sonuçlar aşağıda verilmektedir.

- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile hazırlanan Al₂Gr-XZrO₂ ve Al₂Gr-XTiC tozlarında mekanokimyasal reaksiyon işlemiyle düzensiz şekilli toz tanelerinin oluştuğu, takviye malzemelerinin (ZrO₂-TiC) Al matris toz tanelerine gömüldüğü görülmüştür.
- Mekanokimyasal reaksiyon işlemi etkisi ile takviye malzemelerinin yapıda nano boyutlara öğütüldüğü ve nanoboyuta kadar öğütülen takviye malzemelerinin tane sınırlarına konumlandığı görülmüştür. Bununla birlikte ZrO₂ takviyeli alüminyum kompozit malzemelerde takviye malzemesinin özellikle tane sınırlarında kümelenme eğilimindedir. Benzer şekilde TiC takviyeli alüminyum kompozit malzemelerde ise mikron boyutta olan takviye malzemelerinin yapıda homojen bir şekilde dağıldığı görülmüştür.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin XRD analiz sonucunda yapıda oluşması beklenen Al₄C₃ fazının oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca yapıda, Al₂O₃, SiO ve SiC gibi bileşiklerin yanı sıra ZrO₂ takviyeli kompozit malzemelerde Al₃Zr, TiC takviyeli kompozit malzemelerde Al₃Ti ara yüzey fazının da oluştuğu görülmüştür.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin sertlik sonuçlarında, her iki parçacık takviye elemanın matris içerisinde miktarının artmasıyla kompozitlerin sertlikleri artmaktadır. En düşük

sertlik takviye malzemesinde elde edilirken, en yüksek sertlik %12 parçacık takviyesi ilave edilen kompozit malzemede elde edilmiştir.

- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin yoğunluk sonuçlarında, her iki parçacık takviye elemanın (ZrO_2 , TiC) matris malzemesi içerisindeki miktarının artmasıyla kompozitlerin yoğunlukları artmakta, bağıl yoğunlukları azalmaktadır. En düşük yoğunluk matris malzemesinde elde edilirken, en yüksek yoğunluk %12 parçacık takviyesi ilave edilen kompozit malzemede elde edilmiştir. Benzer şekilde en düşük bağıl yoğunluk %12 parçacık takviyesi ilave edilen kompozit malzemede elde edilirken, en yüksek bağıl yoğunluk matris malzemesinde elde edilmiştir.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin ağırlık kaybı sonuçlarında, matris malzemesi içerisinde artan her iki parçacık takviye elemanı (ZrO_2 , TiC) miktarı ile ağırlık kaybı azalmaktadır. En yüksek ağırlık kaybı matris malzemesinde elde edilirken, en düşük ağırlık kaybı %12 parçacık takviyesi ilave edilen kompozit malzemede elde edilmiştir. Ağırlık kaybı sonuçlarında çalışma sıcaklıklarının artması ağırlık kaybının artmasına neden olmuştur. Ağırlık kaybı sonuçlarında yaklaşık 180 °C sıcaklık üzerindeki sıcaklıklarda şiddetli aşınmanın olduğu görülmüştür.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin aşınma oranı sonuçlarında, matris malzemesi içerisinde artan her iki parçacık takviye elemanı (ZrO_2 , TiC) miktarı ile aşınma oranları azalmaktadır. Artan çalışma sıcaklıklarıyla aşınma oranlarının arttığı görülmüştür. Ayrıca kayma mesafesinin artmasıyla genel olarak aşınma oranlarının azaldığı görülmüştür.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemi ile üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı sonuçlarında, matris malzemesi içerisinde artan her iki parçacık takviye elemanı (ZrO_2 , TiC) miktarı ile sürtünme katsayıları azalmaktadır. Çalışma sıcaklıklarının artması sürtünme katsayısının artmasına neden olmaktadır. Bununla birlikte yüksek sıcaklıklarda kayma

mesafesinin artmasıyla ZrO_2 takviyeli kompozit malzemelerde sürtünme katsayıları artma eğilimindedir. TiC ilave edilen kompozitlerde ise bütün sıcaklıklarda kayma mesafesinin artmasıyla sürtünme katsayıları daha kararlı ve genel olarak azalma eğilimi göstermektedir.

Daha sonra yapılacak çalışmalar için öneriler;

- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen A356+grafit matrise farklı takviye elemanı ilave edilerek yüksek sıcaklıklarda tribolojik davranışları incelenebilir.
- Üretilen kompozit malzemelerde katı yağlayıcı olarak farklı MoS_2 (Molibden di sülfid) kullanılarak, kompozitlerin yüksek sıcaklıklardaki tribolojik davranışları incelenebilir.
- Mekanokimyasal reaksiyon yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki tribolojik davranışları incelenmiştir. Ancak incelemesi yapılan kompozitlerin korozyon özellikleri de incelenebilir.

KAYNAKLAR

Abd El-Aziz, K., Saber, D., Sallam, H. E. D. M., “Wear and corrosion behavior of Al–Si matrix composite reinforced with alumina.” *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*, 1(1): 5, (2015).

Abouelmagd, G. “Hot deformation and wear resistance of P/M aluminium metal matrix composites.” *Journal of Materials Processing Technology*, 155: 1395-1401, (2004).

Ahamed, H., Senthilkumar, V., “Role of nano-size reinforcement and milling on the synthesis of nano-crystalline aluminium alloy composites by mechanical alloying.” *Journal of Alloys and Compounds*, 505: 772-782, (2010).

Akbari, M., Shojaeefard, M. H., Asadi, P., Khalkhali, A. “Wear and mechanical properties of surface hybrid metal matrix composites on Al–Si aluminum alloys fabricated by friction stir processing.” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 233(5): 790-799 (2019).

Aksöz, S., Bican, O., Çalın, R., Bostan, B. “Effect of T7 heat treatment on the dry sliding friction and wear properties of the SiC-reinforced AA 2014 aluminium matrix composites produced by vacuum infiltration.” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 228(3): 312-319, (2014).

Alaneme, K.K., Odoni, B. U., “Mechanical properties, wear and corrosion behavior of copper matrix composites reinforced with steel machining chips.” *Engineering Science and technology, an International Journal*, 19(3): 1593-1599, (2016).

Askarinejad S, Rahbar N, Sabelkin V, Mall S., “Mechanical behavior of a notched oxide/oxide ceramic matrix composite in combustion environment: experiments and simulations.” *Composite Structure*, 127: 77–86, (2015).

ASM International Handbook Committee, "ASM Handbook Volume 7 Powder Metal Technologies and Applications", *ASM International*, USA, 1854-1968 (1998).

Ay, H., Özyürek, D., Yıldırım, M., Bostan, B. “The effects of B4C amount on hardness and wear behaviours of 7075-B4C composites produced by powder metallurgy method.” *Acta Physica Polonica, A*, 129(4): 565-568, (2016).

Dyva Isac Premkumar, B., Chandrasekhar, J., Kishore Kumar, K.C.H., Sastry, M.R.C. “Development and characterization of aluminum 6061-zirconium dioxide reinforced metal matrix composites by stir casting.” *International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology*, 7: 1309-1315, (2019).

- Baghchesara, M.A., Abdizadeh, H., Baharvandi, H.R., “Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy Matrix Composite Reinforced with ZrO₂ Particles,” *Asian Journal of Chemistry*, 22(5): 3824-3834, (2010).
- Banerjee, R., Genc, A., Hill, D., Collins, P. C., Fraser, H. L., “Nanoscale TiB precipitates in laser deposited Ti-matrix composites.” *Scripta Materialia*, 53(12): 1433-1437, (2005).
- Bayer, R. J. “Mechanical Wear Fundamentals and Testing, Second Edition Revised and Expanded.” *CRC Press*. New York, (2004).
- Belhocine A. Bouchetara M. “Thermal analysis of a solid brake disc.” *Applied Thermal Engineering*, 32: 59-67 (2012).
- Bharath, V., Nagaral, M., Auradi, V., Kori, S. A. “Preparation of 6061Al-Al₂O₃ MMC's by stir casting and evaluation of mechanical and wear properties.” *Procedia Materials Science*, 6: 1658-1667, (2014).
- Bhushan, B. “Principles and applications of tribology. Second Edition,” *John Wiley & Sons*. USA. (1999).
- Bolokang, S., Banganayi, C., Phasha, M. “Effect of C and milling parameters on the synthesis of WC powders by mechanical alloying”. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 28(2): 211-216, (2010).
- Brushan, B., “Modern Tribology Handbook,” *CRC Press*, Boca Raton, ABD. (2001).
- Çakır, M., Berberoğlu, B.E. “Cam Elyaf Takviyeli Epoksi Matrisli Kompozit Malzemelerin Elyaf Oranındaki Artış İle Mekanik Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi.” *El-Cezeri Journal of Science and Engineering*, 5(3): 734-740, (2018).
- Çam, S., Demir, V., Özyürek, D., “Wear Behaviour of A356/TiAl₃ in Situ Composites Produced by Mechanical Alloying”, *Metals*, 6: 34-42, (2016).
- Chen, Y. C., Bakavos, D., Gholinia, A., Prangnell, P. B. “HAZ development and accelerated post-weld natural ageing in ultrasonic spot-welding aluminium 6111-T4 automotive sheet.” *Acta Materialia*, 60(6-7): 2816-2828, (2012).
- Chena, Y., Hua, Z., Xua, Y.i, Wang, J., Schützendübec, P., Huanga, Y., Liua, Y., Wang, Z., “Microstructure evolution and interface structure of Al-40 wt% Si composites produced by high-energy ball milling.” *Journal of Materials Science and Technology*, 35: 512-519, (2019).
- Choubey, G., Suneetha, L., Pandey, K. M. “Composite materials used in Scramjet-A Review.” *Materials Today: Proceedings*, 5(1): 1321-1326, (2018).
- Chu, H. S., Liu, K. S., Yeh, J. W. “Damping behavior of in situ Al-(graphite, Al₄C₃) composites produced by reciprocating extrusion.” *Journal of Materials Research*, 16(5): 1372-1380, 2001.

Clyne, T. W., Kelly, A., Zweben, C. “Comprehensive Composite Materials, Vol. 3: Metal Matrix Composites,” *Pergamon*, Oxford (2000).

Daoud, A., Abou-Elkhair, M. T., Rohatgi, P. “Wear and friction behavior of near eutectic Al–Si+ ZrO₂ or WC particle composites.” *Composites Science and Technology*, 64(7-8): 1029-1040, (2004).

Davis, J.R., “ASM Specialty Handbook: Aluminium and Aluminium Alloys,” *ASM International*, Ohio, ABD. (1994).

de Mello, J. D. B., Juste, K. C., Kapsa, P., Binder, C., Klein, A. N. “Influence of surface Finishing on the tribological behavior of self-lubricating iron-based composites.” *Tribology Transactions*, 61(3): 560-568, (2018).

Delbari, S. A., Namini, A. S., Asl, M. S. “Hybrid Ti matrix composites with TiB₂ and TiC compounds.” *Materials Today Communications*, 20: 100576, (2019).

Deng, C. F., Wang, D. Z., Zhang, X. X., Li, A. B. “Processing and properties of carbon nanotubes reinforced aluminum composites.” *Materials Science and Engineering: A*, 444(1-2): 138-145, (2007).

Eisen, W B, Ferguson, B L, German, R M, Iacocca, R, Lee, P W, Madan, D, Moyer, K, Sanderow, H, Trudel, Y. “ASM Handbook, Volume 7: Powder Metal Technologies and Applications.” *ASM International*, United States, (1998).

Etter, T., Schulz, P., Weber, M., Metz, J., Wimmeler, M., Löffler, J. F., Uggowitzner, P. J. “Aluminium carbide formation in interpenetrating graphite/aluminium composites.” *Materials Science and Engineering: A*, 448(1-2): 1-6, (2007).

Fogagnolo, J. B., Velasco, F., Robert, M. H., Torralba, J. M. “Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders.” *Materials Science and Engineering: A*, 342(1-2): 131-143 (2003).

Gajović, A., Šantić, A., Djerdj, I., Tomašić, N., Mogoš-Milanković, A., Su, D. S. “Structure and electrical conductivity of porous zirconium titanate ceramics produced by mechanochemical treatment and sintering.” *Journal of Alloys and Compounds*, 479(1-2): 525-531, (2009).

Gerasimov, K. B., Gusev, A. A., Ivanov, E. Y., Boldyrev, V. V. “Tribochemical equilibrium in mechanical alloying of metals.” *Journal of Materials Science*, 26(9): 2495-2500, (1991).

German, R.M., “Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri”, *Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları*, Ankara 2007.

Ghasali, E., Yazdani-rad, R., Asadian, K., Ebadzadeh, T., “Production of Al-SiC-TiC hybrid composites using pure and 1056 aluminum powders prepared through microwave and conventional heating methods.” *Journal of Alloys and Compounds*, 690: 512-518, (2017).

- Gupta, R. K., Mehrotra, S. P., Gupta, S. P., “Evaluation and optimization of metal matrix composite strip produced by single roll continuous strip casting method.” *Materials Science and Engineering: A*, 465(1-2): 116-123, (2007).
- He, Q., Wang, H. Z., Wen, G. H., Sun, Y., Yao, B. “Formation and properties of $BaxFe_{3-x}O_4$ with spinel structure by mechanochemical reaction of $\alpha-Fe_2O_3$ and $BaCO_3$.” *Journal of Alloys and Compounds*, 486(1-2): 246-249, (2009).
- Hesabi, Z. R., Simchi, A., Reihani, S.S. “Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al_2O_3 reinforced Al matrix composites.” *Materials Science and Engineering: A*, 428(1-2): 159-168, (2006).
- Holmberg, K., Matthews, A. “Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering.” **Elsevier**. (2009).
- Hu, Q., Zhao, H., & Li, F. “Effects of manufacturing processes on microstructure and properties of Al/A356– B_4C composites.” *Materials and Manufacturing Processes*, 31(10): 1292-1300, (2016).
- Huang, Y., Xue, B., Shi, X., Yang, K., Zhai, W., Xiao, Y. “Study on tribological performance of NiAl matrix self-lubricating composites containing graphene at different loads.” *Tribology Transactions*, 60(6): 1043-1052, (2017).
- Hutchings, I.M., “Friction and Wear of Engineering Materials,” *Holder & Sloughton Publications*, Londra, İngiltere. 1992.
- Iacob, G., G.I, V., Buzatu, M., Buzatu, T., Petrescu, M.I., “Studies on wear rate and micro-hardness of the Al/ Al_2O_3 /Gr hybrid composites produced via powder metallurgy,” *Composites: Part B*, 69: 603-611, (2015).
- Jia, D., Liang, B., Yang, Z., Zhou, Y. “Metastable Si-BCN ceramics and their matrix composites developed by inorganic route based on mechanical alloying: Fabrication, microstructures, properties and their relevant basic scientific issues.” *Progress in Materials Science*, 98: 1-67, (2018).
- Jiang, J., Stott, F. H., Stack, M. M., “A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures.” *Wear*, 256(9-10): 973-985, (2004).
- Juhász, A. Z. “Aspects of mechanochemical activation in terms of comminution theory.” *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 141(3): 449-462, 1998.
- Kajdas, C., Wilusz, E., Harvey, S. “Encyclopedia of tribology (Vol. 15)”. *Elsevier*, (1990).
- İnternet 2021: Karayolları Genel Müdürlüğü “Araç Durma ve İntikal Süreleri” Türkiye, <https://www.kgm.gov.tr/Sayfalar/KGM/SiteTr/Trafik/DurmaIntikal.aspx>, (Son erişim: 26 Ocak 2021).

Kavimani, V., Prakash, K. S., Thankachan, T., “Experimental investigations on wear and friction behaviour of SiC@ r-GO reinforced Mg matrix composites produced through solvent-based powder metallurgy.” *Composites Part B: Engineering*, 162: 508-521, (2019).

Kayış, A., “Farklı oranlarda Al₂O₃ katkılı % 8 mol yitria ile dengelenmişkübik zirkonyada mikroyapı - elektriksel iletkenlik ilişkisi. *Yüksek lisans Tezi, Gazi Üniversitesi*, Ankara, 2006.

Khorrarnie, S.A., Baghchesara, M.A., Lotfi, R., Moradi, SH., “Synthesis of ZrO₂ nanoparticle by combination of sol-gel auto-combustion method- irradiation technique, and preparation of Al-ZrO₂ metal matrix composites,” *International Journal of Nano Dimension*, 2(4): 261-267, (2012).

Kim, W.J., Yu, Y.J. “The effect of the addition of multiwalled carbon nanotubes on the uniform distribution of TiC nanoparticles in aluminum nanocomposites.” *Scripta Materialia*, 72: 25-28, (2014).

Koraman, E. “Al-Fe-V-Si Alaşımlarının Yüksek Sıcaklık Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi” *Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul 2011.

Koraman, E., Baydoğan, M., Sayılğan, S., Kalkanlı, A. “Dry sliding wear behaviour of Al-Fe-Si-V alloys at elevated temperatures.” *Wear*, 322: 101-107, (2015).

Kumar, G. V., Rao, C. S. P., Selvaraj, N. “Mechanical and tribological behavior of particulate reinforced aluminum metal matrix composites—a review.” *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 10(01): 59, (2011).

Kumar, N. M., Kumaran, S. S., Kumaraswamidhas, L. A. “Wear behaviour of Al 2618 alloy reinforced with Si₃N₄, AlN and ZrB₂ in situ composites at elevated temperatures.” *Alexandria Engineering Journal*, 55(1): 19-36, (2016).

Kumar, N., Irfan, G., “A review on tribological behaviour and mechanical properties of Al/ZrO₂ metal matrix nano composites.” *Materials Today: Proceedings*. 38(5): 2649-2657, (2021).

Kumar, S., Sarma, V. S., Murty, B. S. “High temperature wear behavior of Al-4Cu-TiB₂ in situ composites.” *Wear*, 268(11-12):1266-1274, (2010).

Lebel, L., Turenne, S., Boukhili, R. “An experimental apparatus and procedure for the simulation of thermal stresses in gas turbine combustion chamber panels made of ceramic matrix composites.” *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 139(9): 091502, (2017).

Lei, T., Tang, W., Cai, S. H., Feng, F. F., Li, N. F. “On the corrosion behaviour of newly developed biodegradable Mg-based metal matrix composites produced by in situ reaction.” *Corrosion Science*, 54: 270-277, (2012).

Li, P., Kandalova, E. G., Nikitin, V. I., Makarenko, A. G., Luts, A. R., Yanfei, Z. “Preparation of Al-TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis.” *Scripta Materialia*, 49(7): 699-703, (2003).

- Li, X., Zhang, C. H., Zhang, S., Wu, C. L., Zhang, J. B., Chen, H. T., Abdullah, A. O., “Design, preparation, microstructure and properties of novel wear-resistant stainless steel-base composites using laser melting deposition.” *Vacuum*, 165: 139-147, (2019).
- Lu, H., Shen, D. H., Deng, X. F., Xue, Q. K., Froumin, N., Polak, M., “Study of the Al/graphite interface.” *Chinese Physics*, 10(9): 832-835, (2001).
- Lubin, G. “Handbook of composites.” **Springer Science & Business Media**, New York, 2013.
- Miracle, D. B. “Metal matrix composites—from science to technological significance.” *Composites Science and Technology*, 65(15-16): 2526-2540. (2005).
- Mordike, B. L., Ebert, T. “Magnesium: properties-applications-potential.” *Materials Science and Engineering: A*, 302(1): 37-45, (2001).
- Muratoğlu, M., Aksoy, M. “Abrasive wear of 2124Al–SiC composites in the temperature range 20–200 C.” *Journal of Materials Processing Technology*, 174(1-3): 272-276, (2006).
- Muratoğlu, M., Aksoy, M. “The effects of temperature on wear behaviours of Al–Cu alloy and Al–Cu/SiC composite.” *Materials Science and Engineering: A*, 282(1-2): 91-99, (2000).
- Natarajan, S., Narayanasamy, R., Kumaresh, S.P., Dinesh, G., Anil, B., Sivaprasad, K., “Sliding wear behaviour of Al 6063/TiB₂ in situ composites at elevated temperatures,” *Materials and Design*, 30: 2521-2531, (2009).
- Navasinh, R. J. H., Kumar, R., Marimuthu, K., Planichamy, S., Khan, A., Asiri, A. M., Asad, M. “Graphene-based nano metal matrix composites: A review.” *Nanocarbon and its Composites*, Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering: 153-170, (2019).
- Nemati, N., Khosroshahi, R., Emamy, M., Zolriasatein, A. “Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al–4.5 wt.% Cu–TiC nanocomposites produced by mechanical milling.” *Materials & Design*, 32(7): 3718-3729, (2011).
- Ni, X., Ma, J., Li, J., Jiao, D., Huang, J., Zhang, X. “Microwave characteristics of Co/TiO₂ nanocomposites prepared by mechanochemical synthesis.” *Journal of Alloys and Compounds*, 468(1-2): 386-391, (2009).
- Ozyurek D. “The effect of semi-solid processing parameters on microstructure in Al-7wt.% Si alloy.” *Scientific Research and Essays*, 6(29): 6222-6226, (2011).
- Özyürek, D., Tekeli, S. “An investigation on wear resistance of SiCp-reinforced aluminium composites produced by mechanical alloying method.” *Science and Engineering of Composite Materials*, 17(1): 31-38, (2010).
- Özyürek, D., Aktar, N., Aztekin, H. “Design and construction of a thixo forming unit and production of Al–Si alloys.” *Materials & Design*, 29(5): 1070-1074, (2008).

Ozyurek, D., Ciftci, I., “An investigation into the wear behaviour of TiB₂ particle reinforced aluminium composites produced by mechanical alloying.” *Science and Engineering of Composite Materials*, 18: 5-12, (2011).

Özyürek, D., Tekeli, S., Güral, A., Meyveci, A., Gürü, M., “Effect of Al₂O₃ amount on microstructure and wear properties of Al–Al₂O₃ metal matrix composites prepared using mechanical alloying method.” *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 49(5-6): 50-57, (2010).

Özyürek, D., Tunçay, T., Kaya, H., “The Effects of T5 and T6 Heat Treatments on Wear Behaviour of AA6063 Alloy.” *High Temperature Materials and Processes*, 33(3): 231-237, (2014).

Parvin, N., Assadifard, R., Safarzadeh, P., Sheibani, S., Marashi, P., “Preparation and mechanical properties of SiC-reinforced Al6061 composite by mechanical alloying.” *Materials Science and Engineering A*, 492: 134-140, (2008).

Pauschitz, A., Roy, M., Franek, F., “Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures.” *Tribology International*, 41: 584-602, (2008).

Pomo I. S., Plinskim N. S Laserja, J. D., “Erosion wear resistance of titanium-matrix composite Ti/TiN produced by diode-laser gas nitriding.” *Materiali in Tehnologije*, 51(1): 29-34, (2017).

Prabhu, B., Suryanarayana, C., An, L., Vaidyanathan, R. “Synthesis and characterization of high-volume fraction Al–Al₂O₃ nanocomposite powders by high-energy milling.” *Materials Science and Engineering: A*, 425(1-2): 192-200, (2006).

Rajabi, M., Khodai, M.M., Askari, N., “Microwave-assisted sintering of Al–ZrO₂ nano-composites.” *Journal of Materials Science - Materials in Electronics*, 25: 4577-4584, (2014).

Rajaram, G., Kumaran, S., Rao, T. S., “High temperature tensile and wear behaviour of aluminum silicon alloy.” *Materials Science and Engineering: A*, 528(1): 247-253, (2010).

Rajaram, G., Kumaran, S., Rao, T. S., Kamaraj, M. “Studies on high temperature wear and its mechanism of Al–Si/graphite composite under dry sliding conditions.” *Tribology International*, 43(11): 2152-2158, (2010).

Raju, R. S. S., Panigrahi, M. K., Ganguly, R. I., Rao, G. S., “Tribological behaviour of al-1100-coconut shell ash (CSA) composite at elevated temperature.” *Tribology International*, 129: 55-66, (2019).

Ramachandra, M., Abhishek, A., Siddeshwar, P., Bharathi, V., “Hardness and wear resistance of ZrO₂ nano particle reinforced Al nanocomposites produced by powder metallurgy.” *Procedia Materials Science*, 10: 212-219, (2015).

Ramkumar, K. R., Sivasankaran, S., Al-Mufadi, F. A., Siddharth, S., Raghu, R., "Investigations on microstructure, mechanical, and tribological behaviour of AA 7075-x wt.% TiC composites for aerospace applications." *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 19: 428-438, (2019).

Robles, F.C., Calderon, H.A., "Nanostructured Al/Al₄C₃ composites reinforced with graphite or fullerene and manufactured by mechanical milling and spark plasma sintering," *Materials Chemistry and Physics*, 132: 815-822, (2012).

Rojac, T., Trtnik, Ž., Kosec, M. "Mechanochemical reactions in Na₂CO₃-M₂O₅ (M= V, Nb, Ta) powder mixtures: influence of transition-metal oxide on reaction rate." *Solid State Ionics*, 190(1): 1-7, (2011).

Ružić, J., Stašić, J., Rajković, V., Božić, D. "Synthesis, microstructure and mechanical properties of ZrB₂ nano and microparticle reinforced copper matrix composite by in situ processings." *Materials & Design*, 62: 409-415, (2014).

Salimia, A., Borhani, E., Emadoddin, E., "Evaluation of Mechanical Properties and Structure of 1100-Al Reinforced with ZrO₂ Nano-Particles via Accumulatively RollBonded," *Procedia Materials Science*, 11: 67-73, (2015).

Sekar, K., Jayachandra, G., Aravindan, S. Mechanical and welding properties of A6082-SiC-ZrO₂ hybrid composite fabricated by stir and squeeze casting. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 20268-20277, (2018).

Shojaeefard, M. H., Akbari, M., Asadi, P., Khalkhali, A. "The effect of reinforcement type on the microstructure, mechanical properties, and wear resistance of A356 matrix composites produced by FSP." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(1): 1391-1407, (2017).

Shojaeefard, M. H., Akbari, M., Khalkhali, A., Asadi, P. "Effect of tool pin profile on distribution of reinforcement particles during friction stir processing of B4C/aluminum composites." *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 232(8): 637-651, (2018).

Silva, F. J., Casais, R. B., Martinho, R. P., Baptista, A. P. M., "Role of abrasive material on micro-abrasion wear tests." *Wear*, 271(9-10): 2632-2639, (2011).

Şimşek İ., "Toz metalürjisi ile üretilen titanyum alaşımı biyomalzemelerin korozyon ve aşınma davranışlarının incelenmesi," *Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 2017, Karabük

Sımsek, D., Ozyurek, D. "The Wear Performance at High Temperatures of ZrO₂-Reinforced Aluminum Matrix Composites Produced by Mechanochemical Reaction Method." *Journal of Tribology*, 142(10): 101701, (2020).

Şimşek, D., Şimşek, İ., Özyürek, D. "Mekanik Öğütme ve Basınçsız Sinterleme ile Al-SiC Kompozitlerin Üretimi ve Karakterizasyonu," *Bitlis Eren Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 8(1): 227-233, (2019).

Simsek, D., Simsek, I., Ozyurek, D. "Relationship between Al₂O₃ content and wear behavior of Al+ 2% graphite matrix composites." *Science and Engineering of Composite Materials*, 27(1): 177-185, (2020).

Şimşek, İ. "Mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilen farklı miktarlarda ZrO₂ takviyeli Al-2Gr matrisli kompozit malzemelerin aşınma performanslarının incelenmesi." *El-Cezeri Journal of Science and Engineering*, 6(3): 594-605, (2019).

Simsek, I., Ozyurek, D. "An investigation of the effect of high-energy milling time of Ti6Al4V biomaterial on the wear performance in the simulated body fluid environment." *Powder Metallurgy*, 60(5): 384-392, (2017).

Şimşek, İ., Şimşek, D., Özyürek, D. "Investigation of the Effect of Ni Amount on the Wear Performance of A356 Cast Aluminum Alloys." *Metallurgist*, 63(9): 993-1001, (2020).

Şimşek, İ., Şimşek, D., Özyürek, D., "Yarı katı kalıplama yöntemi ile üretilen farklı miktarlarda SiC takviyeli A356 matrisli kompozit malzemelerin aşınma performansının incelenmesi." *Politeknik Dergisi*, 23(4): 1237-1243, (2020).

Simsek, I., Simsek, D., Tuncay, T., Ozyurek, D., "The Effect of Ageing Temperature in T6 Heat Treatment on Mechanical Properties of AA7075." *Acta Physica Polonica, A.*, 135(4): (2019). (a)

Simsek, I., Simsek, D., Ozyurek, D., Tekeli, S. "The effect of the aging time on microstructure and mechanical properties of the AA7075 alloy after T6 heat treatment." *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41(6): 817-824, (2019), (b).

Simsek, I., "The effect of B4 C amount on wear behaviors of Al-Graphite/B4 C hybrid composites produced by mechanical alloying," *Journal of Boron*, 4(2): 100-106, 2019.

Şimşek, İ., Yildirim, M., Özyürek, D., Şimşek, D., "Basıncısız infiltrasyon yöntemiyle üretilen SiO₂ takviyeli alüminyum kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi." *Politeknik Dergisi*, 22(1): 81-85, (2019).

Sozhamannan, G. G., Yusuf, M. M., Aravind, G., Kumaresan, G., Velmurugan, K., Venkatachalapathy, V. S. K. "Effect of applied load on the wear performance Of 6061 Al/Nano Ticp/Gr hybrid composites." *Materials Today: Proceedings*, 5(2): 6489-6496, (2018).

Stachowiak, G.W., Batchelor, A.W., Engineering Tribology, *Butterworth-Heinemann Publications*, Riverport, ABD. (2001).

Sur, G., Şahin, Y., Gökkaya, H. "Ergimiş metal karıştırma ve basınçlı döküm yöntemi ile alüminyum esaslı tanecik takviyeli kompozitlerin üretimi." *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 20(2): (2005).

Surappa, M. K. "Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities." *Sadhana*, 28(1-2): 319-334, (2003).

- Suresh, K. R., Niranjana, H. B., Jebaraj, P. M., Chowdiah, M. P. "Tensile and wear properties of aluminum composites." *Wear*, 255(1-6): 638-642, (2003).
- Suresha, S., Sridhara, B. K. "Effect of addition of graphite particulates on the wear behaviour in aluminium–silicon carbide–graphite composites". *Materials & Design*, 31(4): 1804-1812, (2010).
- Suryanarayana, C. "Mechanical alloying and milling." *Progress in Materials Science*, 46(1-2): 1-184, (2001).
- Tojo, T., Zhang, Q., Saito, F. "Mechanochemical synthesis of FeSbO₄-based materials from FeOOH and Sb₂O₅ powders." *Powder Technology*, 181(3): 281-284, (2008).
- Torabi, O., Ebrahimi-Kahrizsangi, R. "Synthesis of B₄C, Al₂O₃, and AlB₁₂ reinforced Al matrix nano composites via mechanochemical method. *Journal of Composite Materials*, 46(18): 2227-2237, (2012).
- Torrallba, J. D., Da Costa, C. E., Velasco, F., "P/M aluminum matrix composites: an overview." *Journal of Materials Processing Technology*, 133(1-2): 203-206, (2003).
- Travessa, D. N., Silva, M. J., Cardoso, K. R., "Niobium carbide-reinforced Al matrix composites produced by high-energy ball milling." *Metallurgical and Materials Transactions B*, 48(3): 1754-1762, (2017).
- Uyyuru, R. K., Surappa, M. K., Brusethaug, S. "Tribological behavior of Al–Si–SiCp composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions." *Tribology International*, 40(2): 365-373, (2007).
- Uzun, D., "Alüminyum Matrisli Bor Karbür Takviyeli Sermet Kompozit Malzeme Üretimi Ve Karakterizasyonu" *Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2011)
- Varga, M., Winkelmann, H., Badisch, E. "Impact of microstructure on high temperature wear resistance." *Procedia Engineering*, 10: 1291-1296, (2011).
- Venkataraman, K. S., Narayanan, K. S. "Energetics of collision between grinding media in ball mills and mechanochemical effects." *Powder Technology*, 96(3): 190-201, (1998).
- Venkatesh, R., Chawla, K. K., Ferber, M. "Some observations on the paper influence of tin dioxide interphase on the residual stresses in alumina fiber/glass composites by SN Patankar, C. Suryanarayana and FH Froes." *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26(5): 859-860. (1992).
- Volkman, E., Tushtev, K., Koch, D., Wilhelmi, C., Göring, J., Rezwan, K. "Assessment of three oxide/oxide ceramic matrix composites: mechanical performance and effects of heat treatments." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 68: 19-28, (2015).

Wang, H. Y., Jiang, Q. C., Zhao, Y. Q., Zhao, F., Ma, B. X., Wang, Y. “Fabrication of TiB₂ and TiB₂-TiC particulates reinforced magnesium matrix composites.” *Materials Science and Engineering: A*, 372(1-2): 109-114, (2004).

Wang, Y. Q., Song, J. I. “Temperature effects on the dry sliding wear of Al₂O₃/SiCp/Al MMCs with different fiber orientations and hybrid ratios.” *Wear*, 270(7-8): 499-505, (2011).

Wu, H., Li, Q. “Application of mechanochemical synthesis of advanced materials.” *Journal of Advanced Ceramics*, 1(2): 130-137, (2012).

Xiao, P., Gao, Y., Yang, C., Liu, Z., Li, Y., Xu, F. “Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of Mg matrix composites reinforced with in situ nanosized TiB₂ particles.” *Materials Science and Engineering: A*, 710: 251-259, (2018).

Xu, X., Tang, J., Nishimura, T., Hao, L. “Synthesis of Ca- α -SiAlON phosphors by a mechanochemical activation route.” *Acta Materialia*, 59(4): 1570-1576, (2011)

Yalçın, N., Kayir, Y., Erkal, S. “AA2024 alüminyum alaşımına uygulanan yaşlandırma yöntemlerinin işlenebilirliğe etkisinin taguchi ve anova ile araştırılması.” *Politeknik Dergisi*, 20(4): 743-751, (2017).

Yang, H., Zhao, K., Nie, J. Liu, X. “The enhanced superplasticity of a 2024 matrix nanocomposite reinforced by TiC particles.” *Materials Science and Engineering: A*, 774, 138926, (2020).

Yavuzer, B., “Mekanik alaşımlama ile üretilen aısı 304 östenitik paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi,” *Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karaabük, 15-17, 2019

Yavuzer, B., Özyürek, D., Gürü, M. “The Effect of Milling Time on Microstructure and Wear Behaviours of AISI 304 Stainless Steel Produced by Powder Metallurgy.” *Acta Physica Polonica, A.*, 135(4): (2019).

Yigezu, B. S., Mahapatra, M. M., Jha, P. K. “On modeling the abrasive wear characteristics of in situ Al-12% Si/TiC composites.” *Materials & Design*,; 50: 277-284, (2013).

Yıldırım M., “Mekanik alaşımlama yöntemi ile AA7075-Karbon nanotüp takviyeli metal matrisli kompozit üretimi karakterizasyonu ve aşınma davranışlarının incelenmesi,” *Doktora Tezi Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, (2016).

Yıldırım, M., Özyürek, D. “The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys.” *Materials & Design*, 51: 767-774, (2013).

Yıldırım, M., Ozyurek, D., “The effects of mould materials on microstructure and mechanical properties of cast A356 alloy.” *Journal of Advanced Materials and Processing*, 2(4): 3-12, (2014).

- Yıldırım, M., Özyürek, D., “An investigation of wear behaviors of AA7075 Al hybrid composites.” *High Temperature Materials and Processes*, 37(7): 619-624, (2018).
- Yu, S. Y., Ishii, H., Tohgo, K., Cho, Y. T., Diao, D., “Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite.” *Wear*, 213(1-2): 21-28, (1997).
- Zhan, Y., Zhang, G. “The role of graphite particles in the high-temperature wear of copper hybrid composites against steel.” *Materials & Design*, 27(1): 79-84, (2006).
- Zhang, D. L., “Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling.” *Progress in Materials Science*, 49(3-4): 537-560, (2004).
- Zhang, P., Jia, D., Yang, Z., Duan, X., Zhou, Y. “Influence of ball milling parameters on the structure of the mechanically alloyed SiBCN powder.” *Ceramics International*, 39(2): 1963-1969, (2013).
- Zhu, H., Jar, C., Song, J., Zhao, J., Li, J., Xie, Z. “High temperature dry sliding friction and wear behavior of aluminum matrix composites (Al₃Zr+ α -Al₂O₃)/Al.” *Tribology International*, 48: 78-86, (2012).

ÖZGEÇMİŞ

Doğan ŞİMŞEK ilk ve orta öğrenimini Suluova/Amasya’da tamamladı. Merzifon Anadolu Teknik, Teknik ve Meslek Lisesi Makine Bölümü’nden mezun oldu. 2004 yılında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümü Otomotiv Öğretmenliği Anabilim Dalı’nda öğrenime başlayıp 2008 yılında mezun oldu. Aynı yıl Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilim Dalı’nda başlamış olduğu yüksek lisans programını 2010 yılında tamamladı. 2011 yılından 2015 yılına kadar Hidromek Hid. Mek. Mak.San.Tic. AŐ ve Sanko İş ve Tarım Mak. San. Tic. AŐ.’de Servis mühendisi olarak görev yaptı. 2015 yılında Bitlis Eren Üniversitesi Teknik bilimler Meslek Yüksekokulu’nda Öğretim görevlisi olarak atandı. 2019 yılında atandığı Milli Savunma Üniversitesi Kara Astsubay Meslek Yüksekokulun’da görevine devam etmektedir. Doğan ŞİMŞEK evli ve bir çocuk babasıdır.