T.C.
TRAKYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AA7075-T6 ALAŞIMI VE AA7075-T6 ALAŞIMI ALT TABAKA ÜZERİNE HVOF TERMAL SPREY İLE KAPLANMIŞ WC-10Co-4Cr KAPLAMANIN FARKLI SICAKLIKLARDAKİ SÜRTÜNME VE AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

MEHMET CEVİZ

DOKTORA TEZİ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Cenk MISIRLI

EDİRNE-2021

MEHMET CEVİZ'in hazırladığı "**AA7075-T6 alaşımı ve AA7075-T6 alaşımı alt tabaka üzerine HVOF termal sprey ile kaplanmış WC-10Co-4Cr kaplamanın farklı sıcaklıklardaki sürtünme ve aşınma davranışlarının incelenmesi**" başlıklı bu tez, tarafımızca okunmuş, kapsam ve niteliği açısından **Makine Mühendisliği** Anabilim Dalında bir **Doktora tezi** olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri	İmza
Doç. Dr. Cenk MISIRLI (Danışman)	…….....
Prof. Dr. Yılmaz ÇAN	..……....
Doç. Dr. Ümit HÜNER	…….
Dr. Öğr. Üyesi Aytaç MORALAR	…….
Dr. Öğr. Üyesi Ali İhsan MEŞE	…….

Tez Savunma Tarihi: 14/10/2021

Bu tezin Doktora tezi olarak gerekli şartları sağladığını onaylarım.

İmza

Doç. Dr. Cenk MISIRLI
Tez Danışmanı

Dr. Öğr. Üyesi Sencer Süreyya KARABEYOĞLU
İkinci Tez Danışmanı

Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü onayı

Prof. Dr. Hüseyin Rıza Ferhat KARABULUT
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

T.Ü. FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI DOKTORA PROGRAMI
DOĞRULUK BEYANI

Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında, tüm verilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini, kullanılan verilerde tahrifat yapılmadığını, tezin akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını, kullanılan tüm literatür bilgilerinin bilimsel normlara uygun bir şekilde kaynak gösterilerek ilgili tezde yer aldığını ve bu tezin tamamı ya da herhangi bir bölümünün daha önceden Trakya Üniversitesi ya da farklı bir üniversitede tez çalışması olarak sunulmadığını beyan ederim.

14/10/2021

Mehmet CEVİZ

İmza

Doktora Tezi

AA7075-T6 alaşımı ve AA7075-T6 alaşımı alt tabaka üzerine HVOF termal sprey ile kaplanmış WC-10Co-4Cr kaplamanın farklı sıcaklıklardaki sürtünme ve aşınma davranışlarının incelenmesi

T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

ÖZET

Makine parçalarında ve birçok endüstriyel uygulamada sürekli karşılaşılan ve çözülmesi gereken bir dizi karmaşık özellik gösteren sürtünme ve aşınma olayı tribolojik sistemlerin en önemli problemlerinden biridir. Bu tez çalışmasında, AA7075-T6 alaşımının sürtünme ve aşınma davranışı araştırılmış ve HVOF termal sprey yöntemiyle kayma, sürtünme, aşınma ve erozyon gibi çeşitli koşullarda yüksek performans sağlayan WC esaslı sermet kaplamalar üretilerek yüzeyde tribolojik özelliklerin geliştirilmesi amaçlanmıştır.

AA7075-T6 alaşımının farklı sıcaklıklarda (RT, 100°C, 200°C ve 300°C) bir WC-4Co bilyesine karşı termal sürtünme davranışı, aşınma oranı (W), sürtünme katsayısı (COF, μ) ve sertliğini karakterize etmek için yüksek sıcaklıklı bir pin-on-disk tribometresi kullanılarak araştırılmıştır. Mikroyapısal kompozisyon, çökeltileri göstermek için dağlamadan sonra tasvir edilmiştir. Oda sıcaklığında (RT) test edilen numunenin sertliği 158.0 HV olarak ölçülmüş ve sertlik 300°C'de test edilen numunede yaklaşık ~%56 oranında düşmüştür. Test sıcaklığının artışına göre W ve μ değerleri 10 kattan fazla artmıştır. Sıcaklık artışı yapıyı gevşetmiş ve aşınma oranı olumsuz etkilenmiştir. Taramalı elektron mikroskopu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) kullanılarak detaylı bir tribolojik karakterizasyon analizi yapılmış, numuneler tel erozyon tezgahı (EDM) ile kesilerek aşınma izi profilleri gözlemlenmiş ve ardından kesit profil görüntüleri geniş alanlı bir konfokal mikroskop (WCM/profilometer) ile karşılaştırılmıştır. Oda sıcaklığında ve 100°C'de kısmi bir

abrazif aşınma mekanizması mevcuttu, ancak sıcaklık artışı plastik deformasyonu ve adhezif aşınmayı geliştirmiştir. Oksit tabakası oluşumu oksidasyon çatlaklarına neden olmuş ve sıcaklık artışı orantılı olarak aşınma oranını artırmıştır. Test sıcaklıklarının ısıl işlem etkisini göstermek için X-ışını kırınım ölçer (XRD) kullanılarak olası fazlar araştırılmıştır.

Ayrıca bu çalışmada, yüksek hızlı oksi-yakıt (HVOF) ile WC-10Co-4Cr kaplanmış AA7075-T6 alt tabakasının sürtünme aşınma performansı, disk üzerinde pimli bir tribometre kullanılarak bir WC-4Co topuna karşı farklı sıcaklıklarda (RT, 100°C, 200°C ve 300°C) incelenmiştir. WC-10Co-4Cr kaplama 900 L/dak ve 26 L/saat akış hızlarında sırasıyla O_2 ve karosen yakıt gazları kullanılarak ticari bir HVOF-K2 termal sprey (GTV MF-HVOF-K 1000 Kompakt) ile oluşturulmuştur. Püskürtme, 200 rpm dönüş hızı, 380 mm mesafede, 1.8 rpm parçacık besleme hızı ve 5 mm tarama mesafesi ile gerçekleştirilmiştir. HVOF besleme tozu olarak, partikül yoğunluğu 4.63 g/cm³ olan ticari bir WC-10Co-4Cr tozu (GTV 80.76.1.G) kullanılmıştır. Kaplamanın alt tabakaya difüzyonu, SEM ve EDX ile araştırılmıştır. Sürtünme ve aşınma testleri, 1800 s boyunca, 100 mm/sn kayma hızında, 25°C, 100°C, 200°C ve 300°C sıcaklıklarda ve 3 N sabit yük altında gerçekleştirilmiştir. Aşınma oranı, RT'ye kıyasla 300°C testinde beş kat artmış, μ değeri ise RT'ye kıyasla 200°C testinde 0.30'dan 0.48'e yükselmiş ve ardından 300°C testinde 0.36'ya düşmüştür. Toz ve kaplamanın mikro yapıları XRD kullanılarak analiz edilmiştir. Morfolojik karakterizasyonlar, SEM ve WCM ile yapılmış ve aşınma mekanizmaları incelenmiştir. Aşınma mekanizması 100°C'ye kadar abrazifti, ancak sıcaklık artışı adhezif aşınmaya, plastik deformasyona ve oksidasyon yorgunluğuna neden olmuştur. Uygulanan yüke ve AA7075-T6 alt tabakasının termal genleşmesine bağlı olarak oksit katmanları ve çatlak ilerlemesi meydana gelmiştir. Aşınmış yüzeydeki oksit tabakaları, 200°C'den sonra sürtünme katsayısının düşmesini sağlamıştır. 300°C'de oksit delaminasyonu ve yığılmalar gözlenmiştir.

Yıl : 2021

Sayfa Sayısı : 223

Anahtar Kelimeler : AA7075-T6, Alüminyum, Sürtünme, Aşınma, Sıcaklık, HVOF, WC-10Co-4Cr Kaplama, Oksidasyon

PhD Thesis

Investigation of friction and wear behaviors of AA7075-T6 alloy and, HVOF thermal sprayed WC-10Co-4Cr coating on AA7075-T6 alloy substrate at different temperatures

Trakya University Institute of Natural Sciences

Department of Mechanical Engineering

ABSTRACT

One of the most important problems of tribological systems is friction and wear, which shows a series of complex features that are constantly encountered in machine parts and many industrial applications and need to be solved. In this thesis, the friction and wear behavior of AA7075-T6 alloy was investigated, and it is aimed to develop tribological properties on the surface by producing WC-based cermet coatings that provide high performance in various conditions such as slip, friction, wear and erosion with the HVOF thermal spray method.

In this study, the thermal frictional behavior of AA 7075-T6 against a WC-4Co ball for different temperatures (RT, 100℃, 200℃ ve 300℃) was investigated to characterize the worn surface in terms of wear rate (W), coefficient of friction (COF, μ) and hardness using a high temperature pin-on-disc tribometer. Microstructural composition was depicted after etching to show the precipitates. The hardness of the sample tested at room temperature (RT) was measured as HV 158.0, which dropped by ~56% in the 300°C test. The W and μ values increased over 10X in accordance with test temperature. The temperature increase loosened the structure, and the wear rate was negatively affected. A detailed tribological characterization was carried out using SEM and EDX, and wear track profiles were observed by cutting the samples with EDM and then compared with the cross-sectional profile images (WCM). At RT and 100°C, a partial abrasive wear mechanism was present; however, the temperature increase improved plastic deformation and adhesive wear. Oxide layer formation allowed oxidation cracks and temperature increases proportionally improved wear rate. Possible

phases were investigated using XRD to show the heat treatment effect of test temperatures.

Also, in this study, the friction wear performance of a High-velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed WC10Co-4Cr coated AA7075-T6 substrate was investigated against a WC-4Co ball at different temperatures (RT, 100℃, 200℃ ve 300℃) using a pin-on-disk tribometer. WC-10Co-4Cr coating was deposited with a commercial HVOF-K2 spray (GTV MF-HVOF-K 1000 compact), O2 and kerosene as fuel gases with flow rates of 900 L/min and 26 L/h respectively. Spraying was carried out with a rotation speed of 200 rpm, a particle feed rate of 1.8 rpm at a distance of 380 mm and a scanning distance of 5 mm. As HVOF feedstock, a commercial WC-10Co-4Cr powder (GTV 80.76.1.G) with a particle density of 4.63 g/cm was utilized. The diffusion of coating to the substrate was 3 investigated by scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX). The friction and wear tests were performed at a sliding speed of 100 mm/s for 1800 s under a fixed load of 3 N at 25°C, 100°C, 200°C and 300°C. The wear rate increased five times at 300°C testing compared to room temperature (RT), but the average μ value increased from 0.30 to 0.48 for 200°C testing and then decreased to 0.36 for 300°C. The powder and coating microstructures were analysed using X-ray diffractometer (XRD) analysis. Morphological characterizations were accomplished by SEM and a wide field confocal microscope (WCM/profilometer), and wear mechanisms were examined. The wear mechanism was abrasive until 100°C, but a temperature increase allowed for adhesive wear, plastic deformation and oxidation fatigue. Oxide layers and crack propagation took place in accordance with applied load and thermal expansion of the AA7075-T6 substrate. Oxide layers on the worn surface enabled the coefficient of friction to decrease after 200°C. Oxide delamination and pile-ups were observed at 300°C.

Year : 2021

Number of Pages : 223

Keywords : AA7075-T6, Aluminum, Wear, Friction, Temperature, HVOF, WC-10Co-4Cr Coating, Oxidation

TEŞEKKÜR

Tez araştırma konusunun belirlenmesi, yönlendirilmesi ve tez sürecinin her aşamasında bilgilerini, tecrübelerini ve değerli zamanlarını esirgemeyerek bana her fırsatta yardımcı olan değerli danışman hocalarım Sayın Doç. Dr. Cenk MISIRLI ve Dr. Öğr. Üyesi Sencer Süreyya KARABEYOĞLU'na teşekkürü bir borç bilirim.

Tez araştırmamın deney ve analizlerinin büyük bir bölümünün gerçekleştirilmesinde teknik destek ve imkanlarından yararlandığım Trakya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Trakya Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Uygulama ve Araştırma Merkezi ve Kırklareli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi birim, laboratuvar ve çalışanlarına sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışması Trakya Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi (TÜBAP) tarafından 2019/248 numaralı proje ile desteklenmiştir. Proje desteği için Trakya Üniversitesi TÜBAP birimine teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET ..... **iv**

ABSTRACT ..... **vi**

TEŞEKKÜR ..... **viii**

İÇİNDEKİLER ..... **ix**

SİMGELER DİZİNİ ..... **xvi**

ÇİZELGELER DİZİNİ ..... **xx**

ŞEKİLLER DİZİNİ ..... **xxii**

BÖLÜM 1 ..... **1**

GİRİŞ **1**

BÖLÜM 2 ..... **7**

SÜRTÜNME VE AŞINMA **7**

2.1. Sürtünme 7

2.1.1. Sürtünme Mekanizmaları 9

2.1.2. Kuru Sürtünme 10

2.2. Aşınma 15

2.2.1 Aşınma Tipleri 15

2.2.1.1. Abrazif Aşınma 16

2.2.1.2. Adhezif Aşınma 19
2.2.1.3. Korozyon Aşınması 20
2.2.1.4. Yorulma Aşınması 21
2.2.1.5. Erozyon Aşınması 22
2.2.1.6. Sürtünme Aşınması 22
2.2.1.7. Kimyasal Aşınma 23
2.2.2. Aşınma Geçişleri 23
2.2.3. Abrazif Aşınma Prosesi 24
2.2.3.1 İki ve Üç Cisimli Abrazif Aşınma 25
2.2.3.2 Açık ve Kapalı Abrazif Aşınma 26
2.2.3.3 Yüksek ve Düşük Stresli Abrazif Aşınma 26
2.2.4. Abrazif Aşınma Mekanizması 26
2.2.4.1 Plastik Deformasyon 27
2.2.4.2 Kırık 29
2.2.5. Seramik Malzemelerde Aşınma 31
2.2.6. WC-Metal Kaplamalarda Aşınma 31
2.2.6.1. Sinterlenmiş WC-Metal Sermetlerde Aşınma 31
2.2.6.2. Termal Spreylenmiş WC-Metal Sermetlerde Aşınma 32
2.2.7. Termal Sprey Kaplamaların Aşınma Davranışı 32
BÖLÜM 3 34
TERMAL SPREY TEKNOLOJİSİ 34

3.1. Farklı Termal Sprey Tekniklerinin Özellikleri 35

3.1.1. Plazma Ark Sprey 37

3.1.2. Elektrik Teli Ark Sprey 38

3.1.3. Alev Sprey 39

3.1.4. Patlamalı Püskürtme (D-Gun) 40

3.1.5. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Termal Sprey 41

3.2. HVOF Prosesleri İçin Ana Parametreler 42

3.2.1. HVOF Besleme Stoğu Malzemelerinin Etkisi 43

3.2.2. Kaplama Kalınlığının Etkisi 46

3.2.3. Mikro ve Nanoya Yakın Besleme Tozu Boyutunun Etkisi 47

3.2.4. Yakıt Türünün HVOF Termal Sprey Performansı Üzerindeki Etkisi ..49

BÖLÜM 4 51

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE HVOF TERMAL SPREY MALZEMELERİNİN ÖZELLİKLERİ 51

4.1. Alüminyum Alaşımları 51

4.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 53

4.2.1 Dövme Alüminyum Alaşımları 53

4.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları 54

4.2.3. Isıl İşlem Tipine Göre Alüminyum Alaşımları 54

4.3. Alüminyum Alaşımlarının Temel Özellikleri ve Kullanım Alanları 55

4.3.1. Al-Zn-Mg-Cu (7XXX Serisi) Alaşımları 57

4.3.1.1. AA7075 Alüminyum Alaşımı 59

4.4. Termal Sprey Kaplama Malzemeleri ve Özellikleri 61

4.4.1. Tungsten Karbür (WC) 61

4.4.4. WC-Co 62

4.5. HVOF Termal Sprey Kaplamalar ve Özellikleri 62

4.5.1. HVOF Spreylenmiş WC Kaplamalar 62

4.5.2. HVOF Spreylenmiş WC-Co Kaplamalar 64

4.5.3. HVOF Spreylenmiş WC-Co-Cr Kaplamalar 67

4.5.3.1. Aşınma Performansı ve Mekanizmaları 67

4.5.3.2. Mekanik Özellikleri 68

4.5.3.4. Kaplama Gözenekliliğinin Etkisi 71

4.5.3.5. Hacim Oranı ve Bağlayıcı Serbest Yolunun Etkisi 73

BÖLÜM 5 74

MATERYAL VE YÖNTEM 74

5.1. Malzeme Seçimi 76

5.2. Deney Numunelerinin Hazırlanması 76

5.2.1. Aşınma Testinde Kullanılacak Kaplamasız AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin Hazırlanması 77

5.2.2. Kaplama Altlık Malzemesi Olarak Kullanılacak AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin Hazırlanması 78

5.3. Kaplama Malzemesinin Seçimi 79

5.4. Kaplamaların Oluşturulması 80

5.5. AA7075-T6 Alaşımı Numunelerin ve Kaplamaların Karakterizasyon Çalışmaları....82

5.5.1. Kaplama Kalınlıklarının Ölçümü....82

5.5.2. Yüzey Pürüzlülük Ölçümleri....83

5.5.3 Yüzey Sertlik Ölçümleri....84

5.5.4. Optik Mikroskop (OM)....85

5.5.5. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)....85

5.5.6. X-Işını Difraktometresi (XRD)....86

5.5.7. Geniş Alanlı Konfokal Mikroskop (WCM)....87

5.6. Isı Modüllü Pin-On-Disk Aşınma Test Cihazı....88

5.7. Sürtünme ve Aşınma Deney Şartları....89

BÖLÜM 6....95

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA....95

6.1. AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin İncelenmesi....95

6.1.1. Mikro Yapı....95

6.1.2. Yüzey Pürüzlülükleri....98

6.1.3. Sertlik Ölçümleri....98

6.1.4. Pin-On-Disk Test Cihazında Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçları....100

6.1.4.1. RT Sürtünme ve Aşınma Testleri....100

6.1.4.2. 100°C Sürtünme ve Aşınma Testleri....105

6.1.4.3. 200°C Sürtünme ve Aşınma Testleri....110

6.1.4.4. 300°C Sürtünme ve Aşınma Testleri 115

6.1.4.5. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçlarının Birlikte Değerlendirilmesi 121

6.2. AA7075-T6 Alaşımı Alt Tabaka Üzerine HVOF Termal Sprey Yöntemi ile WC-10Co-4Cr Kaplanmış Numunelerin İncelenmesi 128

6.2.1. Karakterizasyon Çalışmaları 128

6.2.1.1. Kaplama Tozu Karakterizasyonu 128

6.2.1.2. Kaplamanın Yüzey Karakterizasyonu 130

6.2.1.3. Kaplama Kalınlığı Karakterizasyonu 132

6.2.2. Sertlik Ölçümleri 135

6.2.3. Yüzey Pürüzlülükleri 136

6.2.4. Pin-On-Disk Test Cihazında Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçları 137

6.2.4.1. RT Sürtünme ve Aşınma Testleri 137

6.2.4.2. 100°C Sürtünme ve Aşınma Testleri 141

6.2.4.3. 200°C Sürtünme ve Aşınma Testleri 145

6.2.4.4. 300°C Sürtünme ve Aşınma Testleri 149

6.2.4.5. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçlarının Birlikte Değerlendirilmesi 154

BÖLÜM 6 161

SONUÇ VE ÖNERİLER 161

KAYNAKLAR 166

ÖZGEÇMİŞ.....192

TEZ İLE İLGİLİ BİLİMSEL FAALİYETLER.....193

SİMGELER DİZİNİ

A	Kaynak ve Deformasyon Noktaları Alanı
A°	Angstrom
Al	Alüminyum
Al_2O_3	Alümina
A_r	Gerçek Temas Alanı
C	Karbon
°C	Santigrat Derece
Co	Kobalt
Cr	Krom
Cu	Bakır
d	Aşınma İzi Genişliği
F_{adh}	Kaynağı Ayırmak İçin Gerekli Kuvvet
Fe	Demir
F_{def}	Aspiritlerin Kesilmesi İçin Gerekli Kuvvet
F_N	Normal Kuvvet
F_s	Sürtünme Kuvveti
H	Brinell Sertliği
HV	Vickers Sertliği
K	Aşınma Katsayısı
K_{abr}	Abrazif Aşınma Sürtünme Katsayısı

K_{adh}	Adhezif Aşınma Sürtünme Katsayısı
K_c	Kırılma Tokluğu
L	Kayma Mesafesi
Mg	Magnezyum
Mn	Mangan
Mo	Molibden
N	Newton
Ni	Nikel
O	Oksijen
P	Uygulanan Yük
P_a	Plastik Akma Basıncı
pH	Asidik yada Bazlık Derecesi
Q	Kayma Mesafesi Başına Aşınma Oranı
R	Aşınma İzi Yarıçapı
r	Bilye Yarıçapı
R_a	Ortalama Yüzey Pürüzlülük Değeri
R_z	Ortalama Yüzey Pürüzlülük Derinliği
Si	Silisyum
T6	Çözeltiye Alma ve Yapay Yaşlandırma Isıl İşlemi
Ti	Titanyum
V	Aşınma Hacmi
WC	Tungsten Karbür
W	Aşınma Oranı
Zn	Çinko
α	Hücum Açısı

η	Yer Değiştiren Malzeme Miktarı
τ	Kaynak Noktalarındaki Kayma Mukavemeti
μ	Sürtünme Katsayısı
μ_{adh}	Adhezyon Sürtünme Katsayısı
μ_{def}	Deformasyon Sürtünme Katsayısı

Kısaltmalar

AA	Alüminyum Alaşımı
APS	Hava Plazma Sprey
ASTM	Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu
COF	Sürtünme Katsayısı
CS	Soğuk Sprey
DC	Doğru Akım
D-Gun	Patlamalı Alev Sprey
EDM	Elektrik Deşarjı İşleme
EDX	Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi
FS	Alev Sprey
HVAF	Yüksek Hızlı Hava-Yakıt Sprey
HVFS	Yüksek Hızlı Alev Sprey
HVOF	Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt Sprey
LVOF	Düşük Hızlı Oksi-Yakıt Sprey
MAP	Elemental Harita
OM	Optik Mikroskop
PS	Plazma Sprey
RT	Oda Sıcaklığı

SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
WAS	Tel Ark Sprey
WCM	Geniş Alanlı Konfokal Mikroskop
XRD	X-Işını Difraksiyonu

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. Farklı yüzeyler için HVOF püskürtmeli kaplamaların karakteristik parametreleri (Picas, Forna, Rilla ve Martina, 2005). 5

Çizelge 3.1. Bazı termal püskürtme işlemlerinin karşılaştırılması (Qaigley, Luyckx, James, 1997). 42

Çizelge 3.2. Farklı türdeki malzemelerden toz üretim yöntemleri (Pawlowski, 2008). 44

Çizelge 3.3. Yaygın olarak kullanılan tozlar ve uygulamaları (Sobolev vd., 2004). 45

Çizelge 4.1. Dövme Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998). 53

Çizelge 4.2. Döküm Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998). 54

Çizelge 4.3. Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem seri numaraları (Kaya, 2005). 55

Çizelge 5.1. AA7075 alaşımının % ağırlık olarak kimyasal kompozisyonu. 76

Çizelge 5.2. Aşınma Test Parametreleri. 90

Çizelge 6.1. Şekil 6.1. (b)'de oklar ile gösterilmiş bölgelerin EDX sonuçları..... 96

Çizelge 6.2. AA7075-T6 alaşımının elemental kompozisyonu. 97

Çizelge 6.3. Yüzey pürüzlülük değerleri. 98

Çizelge 6.4. Farklı sıcaklıklarda aşındırılmış numunelerin sertlik ölçümleri. 99

Çizelge 6.5. Açık renkli bölge ve bağlayıcı matrisin EDX analizi..... 131

Çizelge 6.6. Yüzey pürüzlülük değerleri. 137

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Sürtünme katsayısının ifade edilmesi (Larsen, 1992).....8

Şekil 2.2. Sürtünme mekanizmaları; a) Adhezyon, b) Oksitlerin deformasyonu ve kırılması, c) Yiv/Oluk oluşumu, d) Abrazif (aşındırıcı) partikül (Larsen, 1992)....10

Şekil 2.3. Temas halindeki iki yüzeyin gerçek temas alanının şematik olarak gösterilmesi (Bhushan, 2002).....11

Şekil 2.4. Çeşitli metal kombinasyonları arasında beklenen yapışma ve sürtünme dereceleri (Rabinowicz, 1971). 14

Şekil 2.5. Aşınmanın temel mekanizmaları; (a) adhezif, (b) abrazif, (c) yorulma ve (d) kimyasal aşınma (Holmberg ve Matthews, 2009).....16

Şekil 2.6. İki ve üç cisimli abrazif aşınmanın şematik gösterimi (Singisetti ve Banaszkiewicz, 2019). 17

Şekil 2.7. İdeal bir koni parçacığın malzemeyi yüzeyden uzaklaştırdığı şematik aşınma modeli (Vazquez, 2012).....18

Şekil 2.8. Adhezif aşınmanın şematik gösterimi (Singisetti ve Banaszkiewicz, 2019). 19

Şekil 2.9. Açıkta kalan yüzeyde kontrolsüz adhezif aşınma ve hızlı korozyon (Vazquez, 2012). 21

Şekil 2.10. Yorulma aşınmasının şematik gösterimi (Vazquez, 2012).....22

Şekil 2.11. Aşınma geçişlerinin bir fonksiyonu olarak aşınma davranışları; a) Şiddetli bir aşınmadan hafif bir aşınmaya geçiş, b) Sabit aşınma rejimi ve c) Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş. 24

Şekil 2.12. Abrazif aşınma mekanizmaları; (a) iki cisimli ve (b) üç cisimli (Nahvi, 2011). 25

Şekil 2.13. Kırılgan bir malzemede plastik bir oluğun/yivin altından yanal çatlakların uzamasıyla malzeme çıkarılmasının şematik gösterimi (Hutchings, 1992). 27

Şekil 2.14. Metal bir yüzeyden malzemeyi kaldıran konik uçlu bir aşındırıcı tanenin şematik gösterimi (Robinowicz, 1965). 28

Şekil 2.15. Kırılgan katılarda girinti altında çatlak oluşumu (Hutchings, 1992). ...30

Şekil 3.1. Termal sprey işleminin şeması (Amin ve Panchal, 2016).....35

Şekil 3.2. Termal sprey kaplamaların mikro yapısı (Davis, 2004). 36

Şekil 3.3. Termal sprey proseslerinin sınıflandırılması (Gan ve Berndt, 2015). 36

Şekil 3.4. Plazma püskürtme işleminin şematik diyagramı (Ben Mahmud, 2018). 37

Şekil 3.5. Elektrik teli ark spreyinin şeması (Amin ve Panchal, 2016).....38

Şekil 3.6. Alev spreyinin şeması; (a) toz formu (b) tel formu (Ben Mahmud, 2018). 39

Şekil 3.7. D-Gun proses şeması (Singh, Chawla ve Grewal, 2012). 40

Şekil 3.8. HVOF tabancasının şematik diyagramı (Kawakita vd., 2006). 41

Şekil 3.9. HVOF termal sprey akış şeması (Ben Mahmud, 2018).....43

Şekil 4.1. Alüminyum ve alaşım elementleri kombinasyonu (Çöl, Erişir, Koç ve Temiz, 2018a).....52

Şekil 4.2. Yaygın olarak kullanılan Al-Zn-Mg-Cu (7XXX serisi) alüminyum alaşımlarının temel özellikleri (Çöl vd., 2018b).....57

Şekil 4.3. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında çinkonun mekanik özelliklere etkisi (Kır, Öktem, Çöl, Koç ve Erzincanlı, 2016). 58

Şekil 4.4. Farklı fazlar ve kristalitlerin aynı ölçekte çizildiği alt tabakaya dik olan kaplama mikro yapısının şekli. (A) WC karbürleri, (B) WC+$W2C$ W-W kristalitleri, (C) Splat sınırları, (D) WC tanelerini çevreleyen Co dendritler, (N) Nano-kristal matris (Verdon vd., 1998). 65

Şekil 4.5. (a) Uçuş sırasında bir parçacık, (b) Kaplamalarda oluşan adacıklar. Gri skala geçişinin daha parlak rengi, sırasıyla sıvı (a) ve matris (b) içindeki daha düşük W konsantrasyonuna karşılık gelir (Verdon, Karimi ve Martin, 1998). 66

Şekil 4.6. WC-Co toz partikülünün eritilmesi. WC çözünmesi ve dekarbürizasyonu ile ilgili işlemler. HVOF işlemi sırasında (a) ve (b) alt tabaka ile çarpmadan merceksi bir sıçrama oluşumuna kadar beklenen değişiklikler (c)'de gösterilmektedir (Steawart, Shipway ve Cartney, 2000). 67

Şekil 5.1. Deneysel çalışmada izlenen yol haritası. 75

Şekil 5.2. AA7075-T6 alaşım malzemesinin fotoğrafı. 76

Şekil 5.3. AA7075-T6 deney numunelerinin torna tezgahında işlenmesi ve kalınlık ölçümü. 77

Şekil 5.4. AA7075-T6 alaşımı deney numunelerinin parlatma işlemi ve nihai test numuneleri. 78

Şekil 5.5. Kumlama işlem ünitesi. 79

Şekil 5.6. WC-10Co-4Cr kaplama tozu. 79

Şekil 5.7. (a-b) Numunelerin kaplama anındaki fotoğrafları, (c) HVOF-K2 termal sprey cihazı, (d) Kaplama işlem parametreleri. 80

Şekil 5.8. HVOF termal kaplama işlemi sonrası numuneler. 81

Şekil 5.9. (a) Parlatma işleminde kullanılan parlatma çuhası ve elmas solüsyonu, (b) parlatılmış numuneler. 81

Şekil 5.10. Kaplama kalınlıklarının ölçülmesinde kullanılan taramalı elektron mikroskobu. 82

Şekil 5.11. Kaplamaların kesit SEM görüntüleri; (a) HVOF sonrası ve (b) Zımpara işlemi sonrası. 83

Şekil 5.12. Yüzey pürüzlülüklerinin ölçülmesinde kullanılan pürüzlülük ölçüm cihazı. 83

Şekil 5.13. (a) Vickers sertlik ölçüm test cihazı, (b) Vickers sertlik ölçüm parametreleri, (c) Kaplamanın sertlik ölçümü ve (d) RT'de aşındırılmış AA7075-T6 alaşımının sertlik ölçümü. 84

Şekil 5.14. Analizlerde kullanıla optik metal mikroskop. 85

Şekil 5.15. SEM görüntüleri; (a) Kaplama tozu, (b) HVOF termal sprey yöntemi ile oluşturulan kaplama, (c) RT'de AA7075-T6 alaşımının aşınma izi ve (d) RT'de WC-10Co-4Cr kaplamanın aşınma izi. 86

Şekil 5.16. 3N ve 100'de aşındırılan kaplamanın WCM görüntüleri; (a)Aşınma izi, (b) Aşınma profili ve (c) Aşınma izinin kesit alanı. 87

Şekil 5.17. (a) Tel erozyon kesim parametreleri, (b) Numunenin tel erozyonda kesim işlemi ve aşındırılan AA7075-T6 alaşımı numunelerin tel erozyon tezgahında kesilmiş görüntüleri; (c) RT, (d) 100°C, (e) 200°C ve (f) 300°C. 88

Şekil 5.18. Isı modüllü pin-on-disk aşınma test cihazı. 89

Şekil 5.19. Aşındırıcı bilyenin teknik özellikleri. 90

Şekil 5.20. (a) Isı modülü kontrol ünitesi ve (b) Isı modülü içerisine yerleştirilmiş test numunesi. 91

Şekil 5.21. Aşınma test cihazı ağırlıkları (1N ve 2N). 91

Şekil 5.22. Kaplanmış numunelerin 25°C ve 300°C'deki zamana bağlı sürtünme katsayılarının deney süresince değişimi (3 N, 100 mm/s, 1800 s). 92

Şekil 5.23. Kaplanmış numunelerin 25℃ ve 300℃'deki zamana bağlı ortalama sürtünme katsayılarının deney süresince değişimi (3N, 100mm/s, 1800s). 92

Şekil 5.24. AA7075-T6 alaşımı numunelerin test sonrası fotoğrafları ve WCM aşınma izi kesit profilleri; (a) 100℃ ve (b) 300℃. 94

Şekil 6.1. AA7075-T6 alaşımı numunelerin aşınma izi görüntüleri; (a) RT, (b) 100℃, (c) 200℃ ve (d) 300℃. 95

Şekil 6.2. AA7075-T6 alaşımının mikro yapı görüntüleri; (a) Optik ve (b) SEM. ..96

Şekil 6.3. AA7075-T6 alaşımının EDX bölgesi.....97

Şekil 6.4. AA7075-T6 alaşımının 2000x büyütmede alan EDX analizi.....97

Şekil 6.5. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de aşındırılan numunelerin ortalama sertlik değerleri. 99

Şekil 6.6. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 100

Şekil 6.7. RT'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü. 101

Şekil 6.8. RT'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM. 102

Şekil 6.9. RT'de test edilen numunenin XRD analizi.....103

Şekil 6.10. RT'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü. 103

Şekil 6.11. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri.....104

Şekil 6.12. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 105

Şekil 6.13. 100℃'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü. 106

Şekil 6.14. 100°C'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM. 107

Şekil 6.15. 100°C'de test edilen numunenin XRD analizi. 108

Şekil 6.16. 100°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü. 108

Şekil 6.17. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri. 109

Şekil 6.18. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 110

Şekil 6.19. 200°C'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü. 111

Şekil 6.20. 200°C'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM. 112

Şekil 6.21. 200°C'de aşınma izi içerisinde yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu. 113

Şekil 6.22. 200°C'de aşınma izi dışında yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu. 113

Şekil 6.23. 200°C'de test edilen numunenin XRD analizi. 114

Şekil 6.24. 200°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü. 115

Şekil 6.25. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 115

Şekil 6.26. 300°C'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü. 116

Şekil 6.27. 300°C'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM. 117

Şekil 6.28. 300°C'de aşınma izi dışında yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu. 118

Şekil 6.29. 300°C'de aşınma izi içinde yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu. 118

Şekil 6.30. 300°C'de test edilen numunenin XRD analizi. 119

Şekil 6.31. 300°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü. 120

Şekil 6.32. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri..... 121

Şekil 6.33. Aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüleri: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C ve (d) 300°C. 123

Şekil 6.34. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'deki (a) aşınma oranlarının ve (b) sürtünme katsayılarının karşılaştırılması. 124

Şekil 6.35. Aşınma izlerinin SEM görüntüleri; (a-b) RT, (c-d) 100°C, (e-f) 200°C ve (g-h) 300°C. 126

Şekil 6.36. Farklı sıcaklıklarda test edilen numunelerin XRD analizleri; a) RT, b) 100°C, c) 200°C ve d) 300°C. 127

Şekil 6.37. WC-10Co-4Cr kaplanmış numunelerin aşınma izi görüntüleri; (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C ve (d) 300°C. 128

Şekil 6.38. Farklı büyütmelerde WC-10Co-4Cr tozunun morfolojisi. 129

Şekil 6.39. WC-10Co-4Cr kaplama tozunun EDX analizi ve elemental kompozisyonu. 129

Şekil 6.40. Kaplama tozunun (WC-10Co-4Cr) XRD analizi. 130

Şekil 6.41. Kaplamanın yüzey morfolojisi; (a) Kaplama sonrası 1000X büyütme, (b) Kaplama sonrası 10000X büyütme, (c) Parlatma sonrası 1000X büyütme ve (d) Parlatma sonrası 10000X büyütme. 131

Şekil 6.42. Kaplamanın kesitsel SEM görüntüleri; (a) HVOF termal sprey işlemi sonrası ve (b) Parlatma işlemi sonrası.....132

Şekil 6.43. Kaplama ve alt tabakanın kesitsel SEM görüntüsü. 133

Şekil 6.44. Kaplama ve alt tabakanın kesitsel çizgi EDX analizi. 134

Şekil 6.45. Difüzyon bölgesi nokta EDX analizi. 134

Şekil 6.46. Alt tabaka, difüzyon ve kaplama bölgelerindeki element dağılımlarını gösteren kesitsel elemental MAP görüntüleri. 135

Şekil 6.47. (a) Kaplama yüzeyinin sertlik ölçümü ve (b) kaplamanın sertlik değerleri. 136

Şekil 6.48. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 137

Şekil 6.49. RT'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM. 138

Şekil 6.50. RT'de test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri. 139

Şekil 6.51. RT'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi. 140

Şekil 6.52. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 141

Şekil 6.53. 100°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM. 142

Şekil 6.54. 100°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri. 143

Şekil 6.55. 100°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi. 144

Şekil 6.56. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi. 145

Şekil 6.57. 200°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM. 146

Şekil 6.58. 200°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri. 147

Şekil 6.59. 200°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi. 148

Şekil 6.60. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi 149

Şekil 6.61. 300°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM. 150

Şekil 6.62. 300°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri. 151

Şekil 6.63. (a) 300°C'de aşınma izinin SEM görüntüsü ve (b-c) Aşınmış yüzey üzerinde yapılan çizgi EDX analizi. 152

Şekil 6.64. 300°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi. 153

Şekil 6.65. Aşınma profilinin WCM görüntüleri: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C ve (d) 300°C. 155

Şekil 6.66. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'deki (a) aşınma oranlarının ve (b) sürtünme katsayılarının karşılaştırılması. 156

Şekil 6.67. Aşınma izlerinin SEM görüntüleri; (a-b) RT, (c-d) 100°C, (e-f) 200°C ve (g-h) 300°C. 159

Şekil 6.68. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de test edilen kaplamanın XRD analizleri. 160

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Aşınma, iki cismin birlikte teması ile bağıl olarak hareket etmesi sonucu yüzeylerinde oluşan malzeme kaybı olarak tanımlanmaktadır. Bu yüzden temas halinde olan cisimler orijinal boyut ve şekillerini kaybederek onlardan beklenen fonksiyonları tam olarak yerine getiremez hale gelirler. Aşınma yalnızca bir malzeme özelliği olmayıp aynı zamanda aşınan yüzeyleri oluşturan sistemin bir cevabıdır (Bhushan, 2004). Endüstriyel uygulamalarda aşınma korozyonun haricinde şikayet edilen ve çözüm bulunması beklenen konuların başında yer almaktadır. Bundan dolayı yapılan çalışmalar aşınma ve sürtünmeyi azaltma, önleme ve/veya kontrol altında tutma üzerinde yoğunlaşmaktadır ki aşınma ve sürtünmeyi azaltma, önleme veya kontrol altında tutmak için endüstriyel uygulamalarda kullanılacak malzemelerin tribolojik özelliklerinin iyi bilinmesi ve buna göre alınacak önlemlerin belirlenmesi önem arz etmektedir. Tam bu noktada birçok üstün özelliği bir arada barındıran ve geniş bir uygulama alanı bulan AA7075-T6 alaşımının farklı sıcaklıklar altındaki aşınma ve sürtünme özellikleri araştırılması gereken elzem bir konu olarak ortaya çıkmaktadır.

AA7075-T6 alaşımı düşük yoğunluk, yüksek mekanik mukavemet ve korozyon direncinin gerekli olduğu havacılık ve uzay endüstrisinde yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlarından biridir (Sirinivasamurthy, Sarada, Karthik, Holla, 2007; Zenyu, 2020; Zhang, 2021). AA7XXX alaşımları bir uçağın mukavemet gereksinimleri açısından aşınmaya ve farklı mekanik stres türlerine maruz kalan dişliler, sigorta parçaları, şaftlar, valfler ve uçak bağlantı parçaları için birincil seçimdir (Ahmad, Naher, Brabazon, 2018; Starke, Staley, 1996). AA7XXX alaşımlarının otomotiv uygulamaları ise tampon kirişleri, silindir blokları, piston kafaları, tekerlekler, gövde panelleri, motor

kaputu, kapılar, çerçeveler ve şanzıman gövdeleri gibi araç gövdesi elemanları olmak üzere daha kapsamlıdır (Gaspar, 2020; Kleiner, Geiger, Klaus, 2003; Lee, 2018). Günümüzde alüminyum alaşımları yüksek mekanik ve korozyon özellikleri sayesinde geleneksel çelik ve diğer alaşımların yerini almaktadır (Praveen, Suryakumari, Prasath, 2020; Wang, Luo, Friedman, Chen, Gao, 2012; Yu, Zhao, Lin, 2004).

Gaspar (2020), AA7075'in deniz suyu ve yağ ile birlikte kuru tribolojik özellikleri incelemiş ve en şiddetli aşınmanın kuru kayma koşullarında; en düşük aşınma ise yağda meydana geldiğini bulmuştur. İlginç bir şekilde deniz suyu aşındırıcı pimin temas bölgesinin merkezini etkilemez iken orta kısım kenarlardan daha fazla aşınmıştır. Deniz suyunda yağda yapılan adhezif aşınmada korozyon çentikleri ve çatlaklar meydana gelirken, kuru kayma koşullarında delaminasyon meydana gelmiştir. Mo, Zhu, Zheng, Luo ve Zhou (2010), AA7075'in farklı yükler için AISI 52100'e karşı sürtünme aşınması üzerine yaptıkları araştırmada baskın aşınma mekanizması delaminasyon, abrazif ve oksidatif aşınmadan oluşmuş ve dönel sürtünme bölgelerinde ise plastik akış meydana gelmiştir. Mao, Cai, Liu ve He (2019), AA7075 petrol kasası için kayma hızının aşınma davranışı üzerindeki etkisini incelemişler ve kayma hızının arttırılmasının aşınma özelliklerini abrazif ve oksidatif aşınmadan adhezif deleminasyona değiştirdiğini bulmuşlardır. Abrazif aşınmada derin oyuklar ve kraterler oluşmuş ve aşınma mekanizmasının plastik deformasyon da dahil olmak üzere oksidatif olduğu ortaya çıkmıştır. Karıştırmalı döküm yöntemini kullanarak AA7075 matrisine nanokil takviyesini araştırmak için yapılan bir başka çalışmada; matris malzemedeki ana aşınma mekanizması oksidasyon ve abrazif aşınma olmuş ve nanokil takviyesi aşınma direncini ağırlıkça %2'ye kadar artırmıştır (Kumar, Madindwa, 2021). Rakshath, Suresha, Kumar ve Saravanan (2020), alümina ve bor nitrür takviyesinin AA7075'in tribolojik performansı üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Takviye içeriğinin arttırılması aşınma direncinin gelişmesine, aşınma hızının azalmasına ve test yükünün artması ise direk olarak aşınma oranını etkileyen daha yüksek temas stresine yol açmıştır. Bai, Guo, Li, Yang ve Tian (2017), farklı oranlarda toz metalurjisi ile alümina ve AA7075 nanokompoziti üretmiş ve aşınma performansını 25°C, 100°C ve 200°C için değerlendirmişlerdir. Artan alümina içeriği ve sıcaklık sürtünme katsayısını (COF, μ) ve aşınma oranını (W) iyileştirmiştir. Yukarıda bahsedilen uygulamalar dışında araştırmacılar AA7075 alüminyum alaşımlarında ısıl işlemin sertlik, darbe ve elektriksel

iletkenlik üzerindeki etkisini (Ozer ve Karaaslan, 2017); çekme davranışını (Isadare, Aremo, Adeoye, Olawale, Shittu, 2013); sıcaklıkla birlikte çökelti gelişimini (Fan, Jiang, Meng, Zhang, Wang, 2006); AA7075'in yarı katı oluşumunu (Guler, Kisasız, Ozer, Karaaslan, 2019) ve seçici lazerle sinterlenmiş AA7075 numunelerinin sertlik ve korozyon potansiyelini araştırmışlardır (Liu, Hu, Li, Sun, Zhang, 2020).

Literatürde AA7075 alaşımlarının aşınma davranışı dahil çeşitli özellikleri üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Ancak araştırmacılar AA7075'in aşınma performansını yalnızca oda sıcaklığında (RT) kayma hızı, yük ve takviye içeriği açısından araştırmışlardır. AA7075'in şekillendirilebilirliğinin RT'de sınırlı olduğu bilinmektedir ve literatürde AA7075 numunelerinin mikroyapısal faz değişim sıcaklıklarında aşınma testlerine tabi tutulduğu bir çalışma bulunmamaktadır (Kumar ve Ross, 2016).

Ayrıca AA7075-T6 alaşımı sahip olduğu üstün özellikleri sayesinde havacılık ve uzay endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Nispeten yüksek sıcaklıklara maruz kalan uçak bileşenleri sert, tok ve aşınmaya dayanıklı özelliklere sahip koruyucu bir dış katman gerektirir (Srinivasamurthy, Sarada, Karthik ve Holla, 2007; Starke ve Staley, 1996). Hayati bileşenlerin bu özelliklerini sağlamak ve güçlendirmek için termal kaplama uygulamaları geliştirilmiştir (El-Eskandarany, 2020). Termal kaplama uygulamaları yüzey sertliği, düşük gözeneklilik, yüksek aşınma direnci ve yapışma gücü (Shankar, Balasubramanian, Sivapirakasam ve Ravikumar, 2020; Weman, 2012) ile agresif hizmet ortamları altındayken alttaki yüzeylerin ömrünü artırır (Abu-warda, Baoissonnet, Lopez, Utrilla ve Pedraza, 2021; Javed vd., 2021). Oksi-yakıt teli (OFW), elektrik ark teli (EAW), oksi-yakıt tozu (OFP), plazma ark tozu (PAP) ve yüksek hızda oksijen yakıtı (HVOF) gibi termal sprey yöntemleri ile oluşturulan kaplamalar uzun servis ömrü sağlayarak çok çeşitli malzemelerin (alaşımlar, karbürler, seramikler ve kompozitler) sürtünme ve aşınma performansını artırır (Mohan ve Mohan, 2014; Singh ve Kumar, 2021; Wang, Zhang, Chen, Liu, Wan ve Xiong, 2021). HVOF WC ve CrC gibi sert metal tozların uygulanması açısından pratik ve verimli bir tekniktir. Aynı test koşulunda WC esaslı kaplamaların abrazif aşınma direnci paslanmaz çeliğe göre 4-90 kat daha yüksektir ve daha yüksek yüklerde daha düşük μ değeri gözlenmiştir (Asgari, Saha ve Mohammadi, 2017; Mishra, Kumar ve Sinha, 2021; Qiao, Wu, Hong, Long ve Cheng, 2020). Termal kaplamalar düşük kaplama maliyeti, süreç verimliliği ve bileşim uyarlanabilirliği sağlar

(Hong, Wei, Wang, Gao, Wu ve Lin, 2021). Düşük gözenekliliği, yüksek aşınma önleme performansı ve yüksek sertliği sayesinde HVOF püskürtmeli WC-Co-Cr kaplamalar küresel vanalar, gaz türbin kanatları, kanat profilleri, uçak iniş takımı aksları, yataklar, pistonlar ve burçlar gibi ürünlerin yanı sıra işleme, madencilik ve metal şekillendirme gibi endüstrilerde mükemmel aşınma ve korozyon direnci sağlar (Ozbek, Canikoglu ve Ipek, 2017; Song, Murray, Wellman, Pala ve Hussain, 2019).

WC esaslı kaplamaların aşınma performansı üzerine pek çok araştırma yapılmıştır. Mishra vd. (2021), farklı yükler için WC-10Co-4Cr dahil olmak üzere farklı bileşimlere sahip kaplamaları incelemiştir ve aşınma yükünün artması tüm kaplamalar için artan ağırlık kaybıyla sonuçlanmıştır. 20 N için aşınmış yüzeyde oluşan küçük oluklar ve yükün artması delaminasyona neden olmuştur. Wu vd. (2015), AISI 1045 substratının HVOF püskürtmeli WC-10Co-4Cr ile kaplanmasını araştırmıştır. Kaplama düşük gözenekliliğe, yüksek sertliğe ve düzgün WC parçacık dağılımına sahiptir ve kaplamanın μ değeri daha yüksek aşınma yükleriyle orantılı olarak azalmıştır. Aşınan yüzeyde çoğunlukla abrazif aşınma ve ekstrüzyon deformasyonu meydana gelmiştir. Hong vd. (2017), WC-10Co-4Cr'nin aşınma performansı üzerindeki sıcaklık etkilerine odaklanmışlar ve ortalama μ değeri 200°C'ye kadar yükselmiş ancak kısmi oksidasyon bölgeleri nedeniyle 500°C için bir düşüş gözlemlenmiştir. Aşınma özellikleri RT için ekstrüzyon deformasyonu iken aşınma sıcaklığının artması oksidasyon aşınmasına ve adhezif aşınmaya yol açmıştır. Wang vd. (2013), düşük karbonlu çeliği HVOF ile kaplamış ve aşınma karakterizasyonu yapmışlar ve kaplama tokluğuna ve sertliğine bağlı olarak yüzeysel çizik, çukur ve çatlak oranlarını belirlemiştirler. Mi, Zhao, Wang ve Ye (2018), yüksek sıcaklıklarda nano WC-Co kaplamanın aşınma davranışını araştırmışlar ve sürtünme katsayısının sıcaklık artışı ile birlikte azaldığını belirtmişlerdir. Yüzey sertliği oksidasyon nedeniyle 450°C'ye kadar artmış, 500°C'de ise azalmıştır. Pulsford, Venturi, Pala, Kamnis ve Hussain (2019), farklı çaplardaki paslanmaz çelik silindirlerin iç yüzeyindeki HVOF püskürtmeli WC-10Co-4Cr kaplamayı incelemişler ve yük artışına bağlı olarak tüm numuneler için aşınma oranının arttığını ve aşınma yönüne dik aşınma izi boyunca çatlaklar oluştuğunu gözlemiştirler.

Picas, Forna, Rilla ve Martina (2005), çelik, alüminyum alaşımı ve alüminyum matrisli kompozit olmak üzere üç farklı alt tabakaya uygulanan CCr–NiCr ve WC–CoCr

termal sprey HVOF kaplamalarının mekanik ve tribolojik özelliklerini tanımlamış ve karşılaştırmıştır. Farklı alt tabakalar üzerine uygulanan kaplamaların alt tabakalar üzerinde iyi yapışma sergilediğini fark etmiştirler. Ayrıca güçlendirilmiş alüminyum malzeme üzerine uygulanan HVOF kaplamalarda kaplamanın alt tabaka üzerinde iyi bir devamlılık gösterdiğini ve alt tabaka yüzeyindeki takviyeli parçacıklara uyum sağladığını gözlemlemişlerdir. Sonuç olarak alt tabakanın kaplamaların mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisini Çizelge 1.1. de verildiği gibi bulmuşlardır. Farklı alt tabakalara uygulanan tüm kaplamalar yoğun ve homojendir ve farklı alt tabakalar üzerinde iyi bir süreklilik ve yapışma sergiledikleri görülmektedir.

Çizelge 1.1. Farklı yüzeyler için HVOF püskürtmeli kaplamaların karakteristik parametreleri (Picas, Forna, Rilla ve Martina, 2005).

Alt Tabaka	**CrC75-NiCr25**			**WC86-Co10-Cr4**		
	Çelik	A7022	6061/Al_2O_3	Çelik	A7022	6061/Al_2O_3
Kaplama Kalınlığı, µm	250	230	260	120	100	100
Üniversal/Plastik sertlik, GPa	7.6/12.7	7.4/12.4	7.2/12.4	8.5/13.6	8.2/14.8	7.9/13.5
Ra, µm	4.57	4.52	4.49	4.35	4.72	4.44
Sürtünme katsayısı, yağlanmış/kuru	0.09/0.24	0.09/0.26	0.10/0.24	0.12/0.24	0.10/0.22	0.09/0.25
Spesifik aşınma oranı, $m^3/m\ N \times 10^{-14}$, yağlanmış/kuru	0.5/1.8	0.9/1.8	1.6/2.8	0.5/0.9	0.8/1.2	1.2/2.6

WC-10Co-4Cr dahil HVOF sprey kaplamalar üzerinde daha önce çok sayıda araştırma yapılmıştır. Ancak havacılık alüminyum alaşımının (AA7075-T6) sıcaklığa maruz kalan HVOF kaplama üzerindeki etkileri gösterilmemiş ve WC-10Co-4Cr kaplamanın sıcaklığa maruz kalan AA7075-T6 alt tabakaları üzerindeki sürtünme ve aşınma performansı araştırılmamıştır. Literatürde WC'nin 450°C'nin üzerinde bozulması nedeniyle WC-Co kaplama uygulamasının kısıtlanması önerilmiştir (Bjordal, Bardal, Rogne ve Eggen, 1995; Wang vd., 2021); bu nedenle testler RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de gerçekleştirilmiştir.

Bu deneysel çalışmada, AA7075-T6 alaşımı ve AA7075-T6 alt tabaka üzerine kaplanmış HVOF püskürtmeli WC-10Co-4Cr kaplamanın sürtünme ve aşınma davranışları incelenmiştir. Sürtünme ve aşınma testleri kuru kayma şartlarında, 3N yük altında, RT, 100°C, 200°C, 300°C farklı sıcaklıklarda ve WC-4Co aşındırıcı bilye kullanılarak ASTM-G99-05 standardında pin-on-disk tribometre cihazında

gerçekleştirilmiştir. AA7075-T6 alaşımının ve AA7075-T6 alt tabaka üzerine kaplanmış WC-10Co-4Cr kaplamanın mikroyapısı, aşınma ve sürtünme özellikleri (aşınma izleri, aşınma oranları); WCM, SEM, EDX ve XRD analizleri ile karakterize edilmiş ve AA7075-T6 ve WC-10Co-4Cr kaplamanın belirlenen test sıcaklıkları için aşınmış yüzeylerinin aşınma mekanizmaları belirlenmiştir.

BÖLÜM 2

SÜRTÜNME VE AŞINMA

2.1. Sürtünme

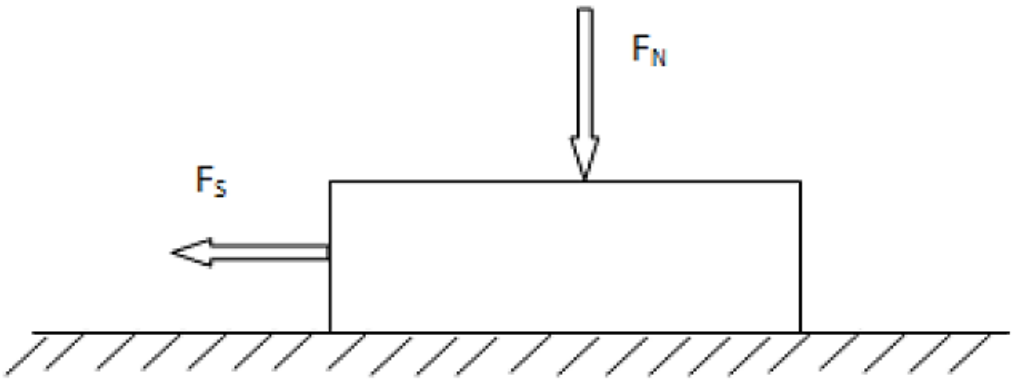
Temas halinde olan iki cismin birbirleri üzerinde kaymaları ile oluşan direnç sürtünme olarak tanımlanır. Cisimlerin fiziksel temas şekillerine göre bir gaz ve bir katıdan oluşan sürtünme aerodinamik sürtünme, bir sıvı ve bir katıdan oluşan sürtünme sıvı sürtünme ve kütle içerisindeki enerji dağılımından meydana gelen sürtünme ise iç sürtünme olarak tanımlanır (Larsen, 1992).

Sürtünme, hareketli mekanizmalarda meydana gelen enerji kaybının büyük bir bölümünü oluşturmaktadır. Örnek verilecek olursa Amerika Birleşik Devletleri'nde toplam yağ tüketiminin neredeyse %10'u sürtünmeyi azaltmak ve ortadan kaldırmak için kullanılmaktadır.

Kayma hareketinin sürdürülebilmesi için sürtünme nedeniyle oluşan enerji kaybına eşdeğer bir enerjinin sisteme aktarılması gerekir. Bu sistemde sürtünmeden dolayı oluşan enerji kaybı ısıya dönüşmektedir. Bu durum ise mekanizmanın çalışmasını kısıtlayabilir ve bu nedenle bir soğutma sistemine ihtiyaç duyulabilir. Bu enerjinin bir kısmı da kaymalı yüzeylerin aşınmasında olduğu gibi farklı deformasyon süreçlerinde yok olmaktadır. Birbiri üzerinde kayan yüzeylerde aşınmaya neden olan sürtünme büyük önem arz etmektedir (Stachowiak ve Batchelor, 1993). Daha önceki yıllarda yapılan deneysel çalışmalarda katı cisimlerin sürtünmesiyle ilgili sürtünme kanunları ortaya konmuştur ve bu kanunlar 1985 yılında Coulomb tarafından kendi ismiyle formüle edilmiştir (Hutchings, 1992). Bu sürtünme kanunları aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Sürtünme kuvveti temas alanından bağımsızdır,
- Sürtünme kuvveti normal kuvvetle orantılıdır,
- Sürtünme kayma hızından bağımsızdır,
- Statik sürtünme katsayısı, kinetik sürtünme katsayısından daha büyüktür.

Diğer bir deyişle bir cismi hareket ettirmek için gerekli olan kuvvet cismin hareketini sürdürmek için gerekli olan kuvvetten daima daha büyüktür. Yapılan bu çıkarımlar neticesinde sürtünme katsayısı aşağıdaki gibi ifade ve formüle edilmiştir (Şekil 2.1).



Şekil 2.1. Sürtünme katsayısının ifade edilmesi (Larsen, 1992).

$$\mu = \frac{F_S}{F_N} \tag{2.1}$$

μ= Sürtünme katsayısı

F_S= Sürtünme kuvveti

F_N= Normal kuvvet

Genel olarak sürtünme katsayısı çok iyi yağlanmış yüzeylerde 0.03, kuru kayma şartlarında 0.5-0.7 arasında ve temiz metal yüzeylerinin vakumlu çalışma ortamlarında ise ≥ 5'e kadar değişmektedir.

Yapılan mikroskobik incelemelerde hiçbir yüzeyin tamamen düz olmadığı; hatta ve hatta mükemmel parlatma işlemi uygulanmış yüzeylerde bile girinti ve çıkıntıların mevcut olduğu anlaşılmaktadır. Birbiri ile çalışan iki yüzey temas etmesi için bastırıldığında bile yüzeyler tamamen birbiri ile temas etmemekte ve sadece belirli noktaların ucu temas haline geçmektedir. Bu noktalara uygulanan temas basıncı yumuşak olan malzemenin basma dayanımına yakın bir değer aldığı zaman temas noktalarında çok küçük değerde plastik deformasyonlar oluşur ve iki cisim arasında güçlü bağlarla oluşan soğuk kaynamalar meydana gelir. Temas halinde bulunan cisimler arasında kaynama başladığında sürtünme kuvvetinin etkisiyle kaynamalar kırılır ve bu durum adhezif aşınmayı meydana getirir. Asperitlerin (mikroskobik çıkıntıların) karşı malzemenin yüzeyini çizmesi sonucunda sürtünme kuvvetine katkı yapan plastik deformasyon meydana gelir.

2.1.1. Sürtünme Mekanizmaları

Malzemenin fiziksel ve kimyasal özellikleri, çalışma ve çevre şartlarıyla ilişkili olan ve malzemenin sürtünme davranışını etkileyen birçok faktörün varlığı farklı sürtünme mekanizmalarını tetikler. Ayrıca temas halinde olan yüzeylerin yüzey pürüzlülüğü, oksit ve absorbe filmlerin varlığı, doğal yapısı, kayma hızı, nem ve sıcaklık, kirlilik, malzemenin bileşenleri ve yağlama gibi karakteristikler sürtünmeyi etkileyen önemli faktörlerdendir. Sürtünme sonucunda meydana gelebilecek mikro mekanizmalar aşağıdaki gibidir;

1) Adhezyon

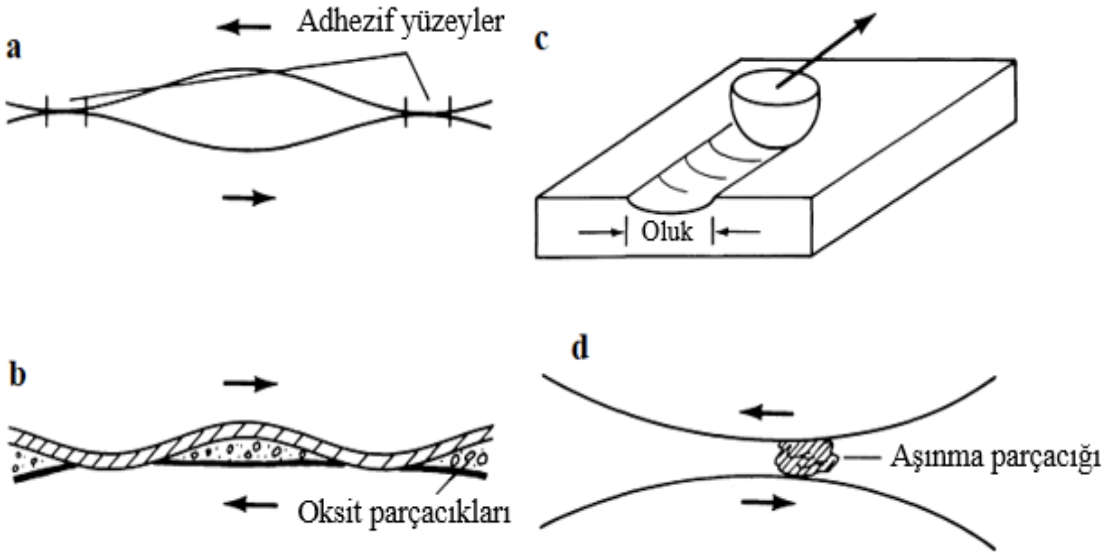
2) Abrasyon

3) Oksit tabakalarının deformasyonları ve kırılmaları

4) Aşınma sonucu kopan parçacıkların araya girmesi

5) Bölgesel plastik deformasyon

Aşağıda yer alan Şekil 2.2’de sürtünmeyi oluşturan mikro mekanizmalar verilmektedir.



Şekil 2.2. Sürtünme mekanizmaları; a) Adhezyon, b) Oksitlerin deformasyonu ve kırılması, c) Yiv/Oluk oluşumu, d) Abrazif (aşındırıcı) partikül (Larsen, 1992).

Sürtünme, birbiri üzerinde hareket eden yüzeyler arasında yağlayıcı maddenin var olup olmamasına göre kuru, sınır ve sıvı olarak üç başlıkta tanımlanır. Bu bağlamda birbirine göre bağıl hareket eden yüzeylerin direk temas halinde olması durumunda kuru, yüzeyler arasında bulunan yağlayıcı madde yüzeyleri birbirinden tamamen ayırıyorsa sıvı, yüzeyler arasındaki yağlayıcı madde birbiri üzerinde hareket eden yüzeyleri tam olarak ayırmıyorsa sınır sürtünme oluşur (Larsen, 1992).

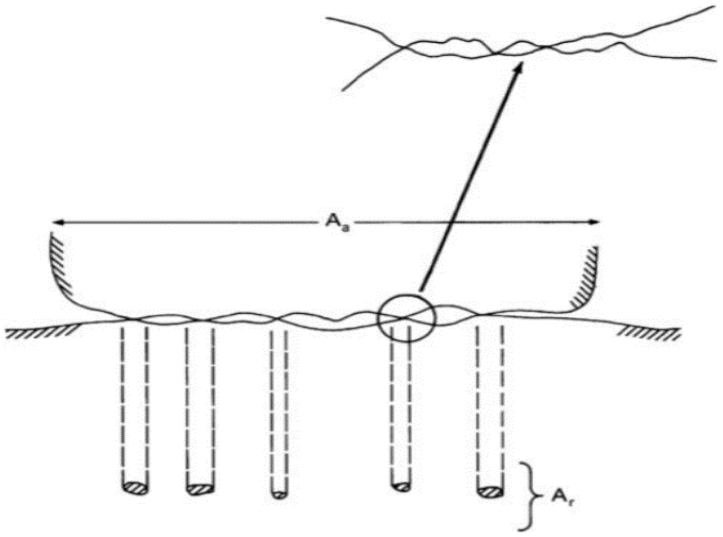
2.1.2. Kuru Sürtünme

Tam anlamıyla kuru sürtünme yalnızca vakum şartlarında oluşur ve sürtünmenin meydana geldiği çevreyi ve ortamı tanımlayan etmenler sürtünmeyi de etkiler. Atmosferik ortamda birbiri üzerinde çalışan sürtünme yüzeyleri aşırı bir şekilde temiz olsalar bile yüzeyler üzerinde mikron seviyesinde var olan oksit tabakası ile kaplıdır. Yüzeyler üzerinde oluşan bu oksit tabakası sürtünen yüzeylerin tribolojik özelliklerini büyük ölçüde etkilemektedir. Yabancı maddelerden tamamen arındırılmış sürtünme yüzeylerinin atmosferik şartlar altında oluşan sürtünme şekli basitçe ideal kuru sürtünme olarak kabul edilmektedir (Soydan, 1996).

Kuru sürtünmeyle ilgili günümüze kadar öne sürülen teorilerden en çok kabul görenleri Bowden ve Tabor tarafından 1940 yılında ileri sürülmüştür. Bu teoriye göre

sürtünme kuvveti birbiri ile temas halinde olan iki cismin sürtünen yüzeylerinde oluşan soğuk kaynamayı yok etmek için gerekli kuvvet olarak tanımlanmaktadır. Bu bağlamda sürtünmenin meydana gelmesinde rol oynayan en önemli etkenin birbiri üzerinde sürtünen yüzeylerin temas eden çıkıntılarının uç noktalarında meydana gelen adhezif ve kohezif bağlardır (Soydan, 1996).

Bu bağlara ek olarak çıkıntılarda meydana gelen deformasyonun da direnç arttırıcı etkisi vardır. Temas halinde bulunan bu yüzeylerde oluşan adhezif ve kohezif bağlar sürtünen yüzeylerin tribolojik özellikleri ve temas geometrisiyle alakalıdır. Çok iyi işlem görmüş temas yüzeylerinde bile gerçek temas bölgeleri görünen temas bölgelerinden çok daha küçüktür. Şekil 2.3. birbiriyle temasta bulunan iki yüzeyin gerçek ve görünen temas bölgelerini şematik olarak ifade etmektedir (Bhushan, 2002).



Şekil 2.3. Temas halindeki iki yüzeyin gerçek temas alanının şematik olarak gösterilmesi (Bhushan, 2002).

Birbiriyle temas halinde olan iki yüzey başlangıçta üç noktadan birbirine değmektedir. Bu üç temas noktasının sürtünme ile birlikte elastik ve plastik deformasyona uğramasıyla temas bölgesi artar ve diğer çıkıntıların uç noktaları da temas etmeye başlar. Bu genişleme temas yüzeyindeki uygulanan yükün şiddetine bağlı olarak bir denge meydana gelene kadar sürer. Eğer temas eden çıkıntıların geometrisinin yarım küre formunda olduğu kabul edilir ve elastik deformasyonun meydana geldiği varsayılırsa oluşan deformasyon alanı aşağıda verilen formül ile hesaplanır.

$$A_r = P^{2/3} \quad (2.2)$$

Eğer yüzey iyi bir şekilde işlenmiş ise bu formül aşağıdaki şekilde tanımlanır.

$$A_r \cong P^{2/3} \quad (2.3)$$

Bu formülde;

P= Uygulama yükü (N)

A_r= Gerçek temas alanı(mm²)

Bowden ve Tabor'un ortaya attıkları teoriye göre sürtünme anında oluşan kuvvet, sürtünen yüzeylerdeki çıkıntıların gerçek temas bölgesinde meydana gelen adhezyon kuvveti ve temas halinde olan iki yüzeyden sert olanının diğer yüzey üzerinde meydana getirdiği deformasyon kuvvetinin toplamına eşittir. Bu durum aşağıdaki şekilde formülüze edilmiştir.

$$F_s = F_{adh} + F_{def} \quad (2.4)$$

Bu formülde;

F_s : Sürtünme kuvveti,

F_{def}: Birbirine yandan dayanan çıkıntıların kesilmesi için gerekli kuvvet,

F_{adh}: İki yüzey arasında meydana gelen kaynağı ayırmak için gerekli kuvvet,

Denklem 2.4.'te verilen sürtünme kuvvetini oluşturan kuvvetler uygulanan yüke bölündüğünde sürtünme katsayısını meydana getiren bileşenler bulunur.

$$\mu = \mu_{adh} + \mu_{def} \quad (2.5)$$

İki yüzey arasında meydana gelen kaynağı ayırmak için gerekli kuvvet birbirine yandan dayanan çıkıntıların kesilmesi için gerekli kuvvetten aşırı büyük olduğundan μ_{def} ihmal edilebilir.

Artan basınç ile birlikte deformasyonun meydana geldiği yerde oluşan adhezyon kuvveti malzemenin kohezif kuvvetinden daha büyük olduğu durumda ayrılmalar ve

kopmalar meydana gelir. Birbiri ile sürtünen yüzeylerde emilen oksit ve diğer film tabakaları ile çıkıntı çevresinde oluşan elastik deformasyonlar temas halindeki ara yüzeylerde adhezyon oluşumunu engelleyen faktörlerdendir (Hutchings, 1992).

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{F_{adh}}{W} \cong \frac{\tau . A}{H . A} \cong \frac{\tau . A}{P_a A} \cong \frac{\tau}{P_a} \cong 0{,}2 \qquad (2.6)$$

Bu denklemde,

A: Kaynak ve deformasyon noktaları alanı,

τ: Kaynak noktalarındaki kayma mukavemeti,

H: Brinell (HB) sertliği,

P_a: Plastik akma basıncı

Denklem 2.6. sürtünme katsayısının uygulanan yük, kayma hızı ve alandan bağımsız olduğunu belirten Coulomb kanunu teorisini ispatlamaktadır.

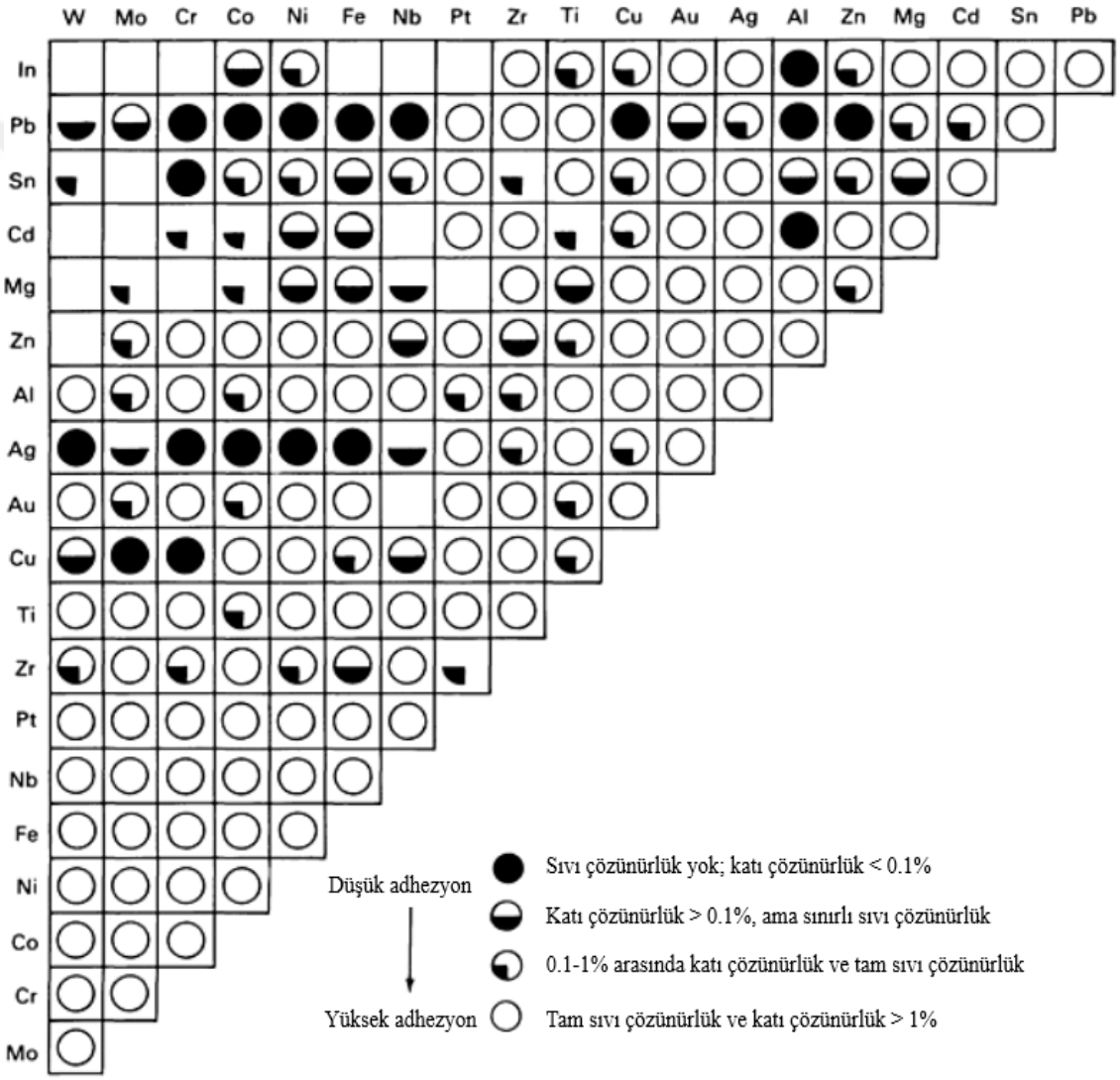
Ayrıca kayma mukavemeti sürtünme yüzeylerinden daha düşük olan oksit veya diğer tabaka ve filmler sürtünme katsayısını azaltıcı etkiye sahiptir. Yukarıdaki ifadeden çıkartılabilecek diğer sonuç ise kayma mukavemeti ve akma basıncı malzeme cinsine göre farklılık gösteren ancak aynı malzeme için neredeyse sabit olan mekanik özelliklerdir. Yukarıdaki denklemden de anlaşılacağı üzere metalik malzemelerde plastik akma basıncının kayma gerilmesinin yaklaşık 5 katı olmasından dolayı sürtünme katsayısı yaklaşık olarak $\mu \cong 0.2$ olmalıdır. Ancak gerçek deney sonuçlarında bu değer daha fazla olmakta ve aradaki bu fark ise sürtünme esnasında meydana gelen temas bölgelerinin büyümesi ile deformasyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır (Hutchings, 1992).

Temas alanının büyümesi ise çıkıntı uçlarından stabil halde ortaya çıkan mikro deformasyon bölgelerinin kayma hareketiyle ilişkili olarak kayma gerilmesinin etkisi altında büyümesi olarak tanımlanabilir (Soydan, 1996).

Deformasyon sertleşmesi metalik malzemelerin sürtünme katsayısını etkileyen diğer bir husus olup, çıkıntıların elasto-plastik deformasyonu sonucunda birçok metalik

malzemede plastik akmaya bağlı sertleşme (pekleşme) oluştuğu gözlemlenmiştir. Kaymanın meydana geldiği birbiri ile temas halinde olan sürtünme ara yüzeyinde akmaya bağlı oluşan sertleşme durumunda ise yüzeyin altında ve daha yumuşak olan bölgede kesilme meydana gelir. Fakat deformasyon sertleşmesinin sürtünme katsayısına etkisi temas bölgesinin büyümesinin yarattığı etkiden çok daha düşüktür (Soydan, 1996).

İkili denge diyagramlarından türetilen seçilmiş metal kombinasyonları için Rabinowicz tarafından geliştirilen uyumluluk tablosu Şekil 2.4.'te verilmiştir.



Şekil 2.4. Çeşitli metal kombinasyonları arasında beklenen yapışma ve sürtünme dereceleri (Rabinowicz, 1971).

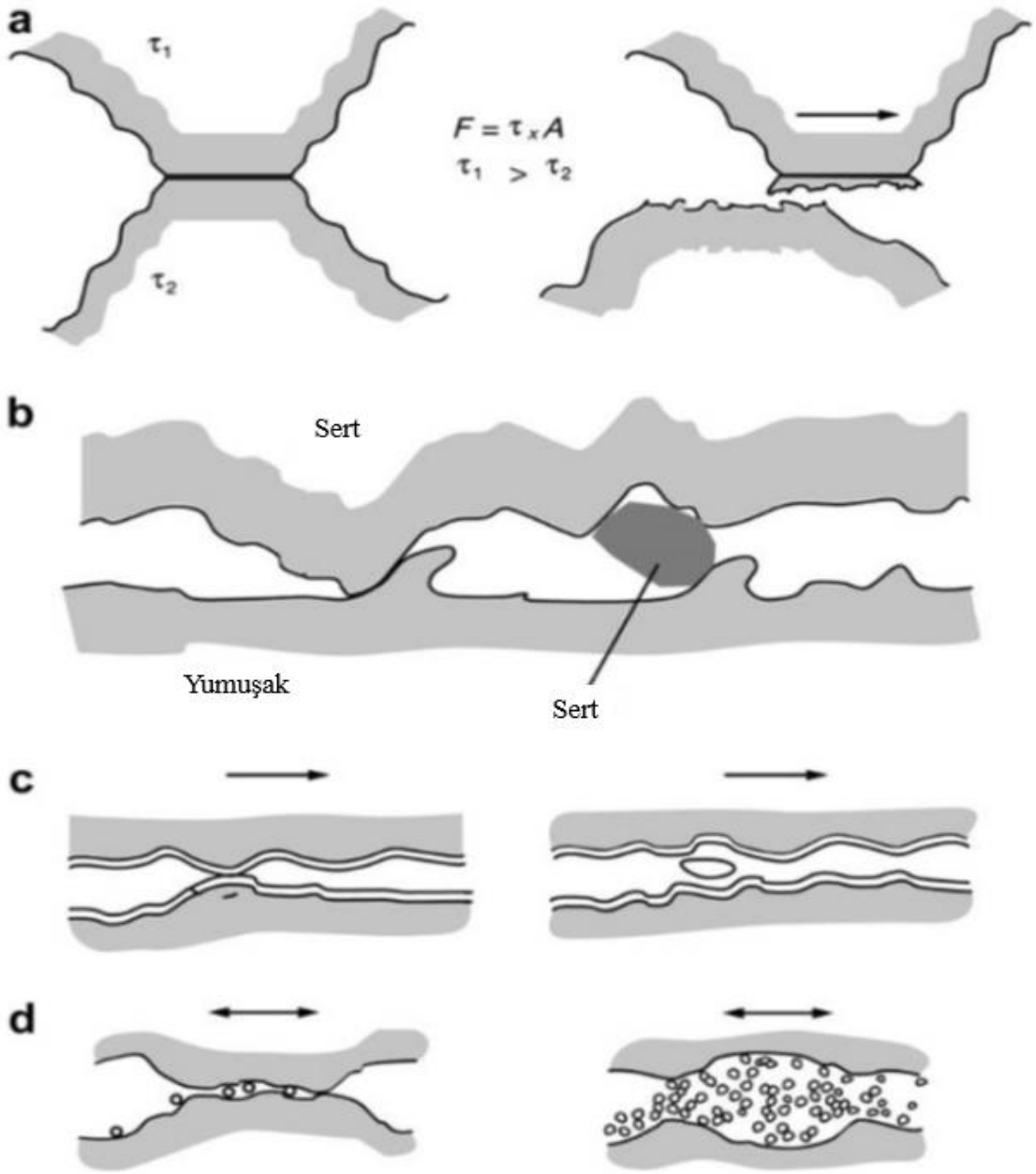
2.2. Aşınma

Genel olarak aşınma temas eden bir katı, sıvı veya gazın mekanik hareketiyle katı bir yüzeyden kademeli bir şekilde malzeme kaybı olarak tanımlanabilir (Sarkar, 1980). Birçok aşınma çalışması transfer tabakası oluşumu, plastik deformasyon, kırılgan kırılma ve ribokimya dahil olmak üzere malzeme kaldırma mekanizmaları açısından yüzey hasarına odaklanmıştır (Kenndy, Hashmi, 1998). Aşınma birçok farklı şekilde sınıflandırılmıştır. Genel aşınma sınıflandırmalarından biri işleyen temel mekanizmaya dayanmaktadır ve aşınma; yapışma, aşınma, erozyon, yüzey yorgunluğu ve tribokimyasal reaksiyon gibi farklı modlara ayrılabilir. Her aşınma modu ayrıca çeşitli aşınma mekanizmalarına da ayrılabilir. Malzemelerin aşınma davranışını incelerken kaldırılan malzemenin belirli bir mekanizması baskın olabilir ve bununla birlikte yaygın olarak birkaç aşınma mekanizması aynı anda çalışır (Davis, 2001).

Aşınma birçok farklı endüstriyel uygulamada meydana gelir ve ekipman arızası, aşınmış parçaların değiştirilmesi ve onarımlar sırasındaki aksama süreleri nedeniyle yüksek maliyetlere neden olur. Ayrıca aşınma ilgili ürünlerin kalitesini de etkileyebilir. Aşınma maliyeti yüksektir ki bulgular aşınma maliyetinin ABD ekonomisine 1978'de yaklaşık 20 milyar dolar olduğunu göstermiştir (Ala-Kleme, Kivikyto-Reponen, Liimatainen, Hellman, Hannula, 2007).

2.2.1 Aşınma Tipleri

Endüstriyel uygulamalarda karşılaşılan aşınma tipleri genel olarak şu şekilde gruplandırılabilir: abrazif %50, adhezif %15, erozyon %8, sürtünme %8 ve kimyasal %5 (Eyre, 1978).



Şekil 2.5. Aşınmanın temel mekanizmaları; (a) adhezif, (b) abrazif, (c) yorulma ve (d) kimyasal aşınma (Holmberg ve Matthews, 2009).

2.2.1.1. Abrazif Aşınma

Abrazif aşınma katı cisim yüzeyine karşı zorlanan ve kayan sert parçacıkların veya sert çıkıntıların geçişi ile malzemenin yer değiştirmesi veya ayrılmasıdır (Zum Gahr, 1997). ASTM tarafından tanımlandığı şekliyle abrazif aşınma katı cisim yüzeyine karşı zorlanan ve hareket halinde olan sert parçacıklar veya çıkıntılardan kaynaklanır

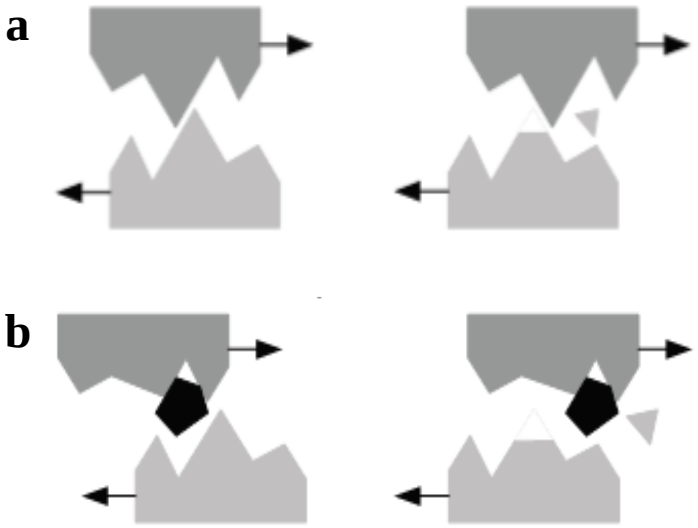
(Chattopadhyay, 2001). Aşınma ise katı bir yüzeyde genellikle ilerleyen malzeme kaybını içeren ve bu yüzey ile temas eden bir madde veya maddeler arasındaki nispi hareketten kaynaklanan hasar olarak tanımlanır.

Aşınma yüzeyinde paralel oluklar oluşur ve bu ara yüzeyde çalışma sertleşmesi, faz geçişleri ve üçüncü cisim oluşumu gibi aşınma yüzeyinde sert aşındırıcı pürüzlerin oluştuğu anlamına gelir.

Abrazif aşınma iki cisimli düşük gerilimli aşınma ve üç cisimli veya yüksek gerilimli aşınmaya bölünebilir:

Abrazif iki cisim aşınması, uygulanan normal kuvvet ve bu nesnelerin bağıl hareketi nedeniyle sert bir nesnenin daha yumuşak bir nesneyi yarıp geçtiğinde meydana gelir. Söz konusu stres normalde aşındırıcıların parçalanmasına neden olmaz (Van Steenkiste, 2011).

Üç cisimli abrazif aşınma sırasında aşındırıcı parçacıklar iki sürtünen yüzey arasında zorlanır ve yüksek gerilimli aşınma meydana gelir. Bu da her iki bileşen yüzeyinden malzeme kaybına neden olur. Aşırı yüksek stres koşulları altında oluk açma olarak bilinen iki ve üç cisimli abrazif aşınma işleminin şematik gösterimi sırasıyla Şekil 2.6. (a) ve (b)'de gösterilmektedir.

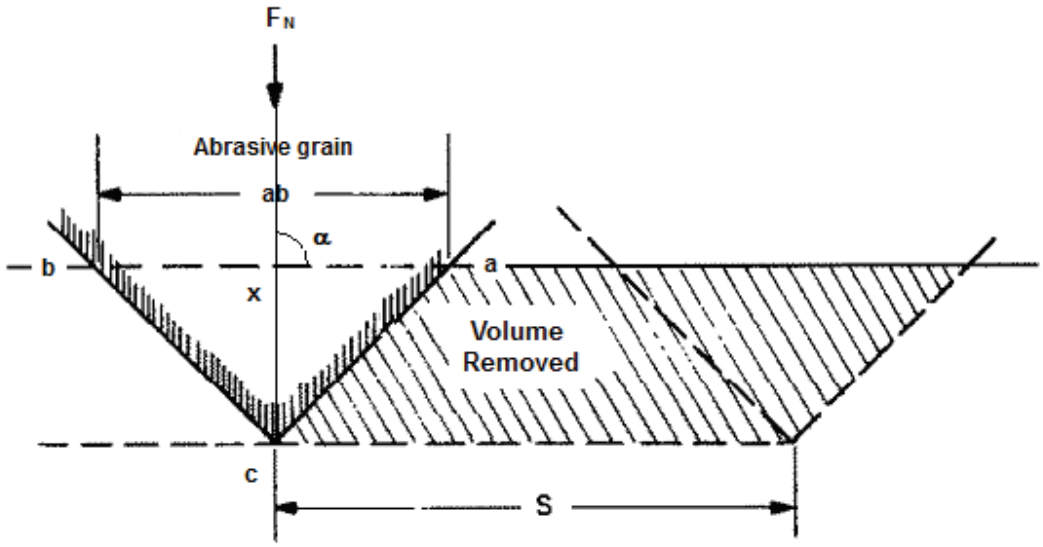


Şekil 2.6. İki ve üç cisimli abrazif aşınmanın şematik gösterimi (Singisetti ve Banaszkiewicz, 2019).

Burada yüzeyden malzeme kaybı yük altında kayan aşındırıcılardan kaynaklanır ve hem serbest akan partiküller hem de karşı gövdeye bağlı aşındırıcılar aşınmaya neden olur. Abrazif aşınmanın denklemi Denklem 2.7.'de olduğu gibi tanımlanmaktadır.

$$K_{abr} = K\frac{a\cot\alpha}{\pi}\ ve\ \alpha \quad \rightarrow \quad V = K_{abr}\frac{F_N}{H}d \tag{2.7}$$

Denklem 2.7. bir hücum açısı (2α) ve yük (F_N) ile tek bir parçacığın hareketinden türetilmiştir ve Şekil 2.7.'de gösterildiği gibi H sertliğine sahip işlenerek sertleştirilmiş bir yüzeyde aşınmayı verir.



Şekil 2.7. İdeal bir koni parçacığın malzemeyi yüzeyden uzaklaştırdığı şematik aşınma modeli (Vazquez, 2012).

Abrazif aşınma sürtünme katsayının değerini elde etmek için Denklem 2.8.'den Denklem 2.12.'ye kadar denklem sırası aşağıda verilmiştir. (Berger-Keller, Bertand, Filiatre, Meunier ve Coddet, 2003)

$$2tan\alpha = \frac{ab}{xc} \tag{2.8}$$

ab = aşınma uzunluğu=2xctanα

$$H = \frac{F_N}{(ab)^2} \tag{2.9}$$

$$\frac{F_N}{H(ab)} = ab = 2(xc)\tan\alpha = aşınma\ uzunluğu = \frac{V}{d} \tag{2.10}$$

veya

$$\frac{V}{d} = \frac{F_N}{2H\ (xc)\tan\alpha} = \frac{F_N}{H} k_{abr} \tag{2.11}$$

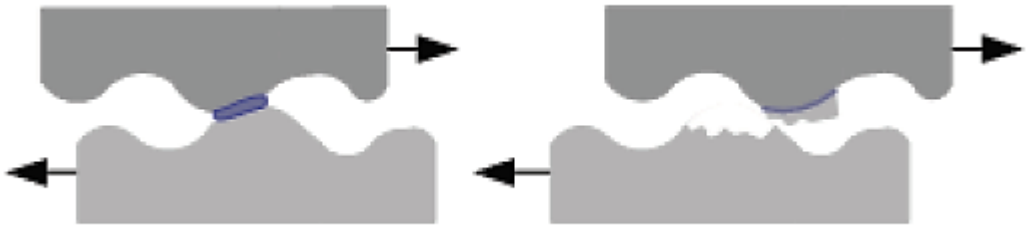
veya

$$k_{abr} = K\frac{a\ cot\alpha}{\pi}\left(\frac{\pi}{a} = 2xc\right) \tag{2.12}$$

2.2.1.2. Adhezif Aşınma

Bu tip aşınma temas eden katı yüzeyler arasındaki lokal bağlanma veya kaynak nedeniyle iki yüzey arasında malzeme aktarımına ve her iki yüzeyden de malzeme kaybına yol açması sonucunda oluşur.

Adhezif aşınmada yük altındaki kayma yüzeyleri Şekil 2.8.'de gösterildiği gibi pürüzler katı faz kaynağı yoluyla birbirine yapışır. Her iki yüzeyden müteakip ayrılma malzeme kaybına neden olur. Akma dayanımı aşıldığında temas eden yüzey pürüzleri ve soğuk kaynak yapılabilen aşınma parçacıkları malzemenin kırılma noktasına kadar plastik olarak deformasyonuna sebep olur.



Şekil 2.8. Adhezif aşınmanın şematik gösterimi (Singisetti ve Banaszkiewicz, 2019).

Adhezif aşınma denklemi ve adhezif aşınma sürtünme katsayısı sırasıyla Denklem 2.13. ve Denklem 2.14.'te verilmiştir.

$$V = K_{adh} \frac{F_N}{H} d \tag{2.13}$$

$$K_{adh} = {}^{K}/_{3} \tag{2.14}$$

Denklem 2.13. adhezyon için aşınma hacminin normal yük ve kayma mesafesi ile doğru orantılı ve aşınma malzemesinin sertliği ile ters orantılı olduğunu gösterir.

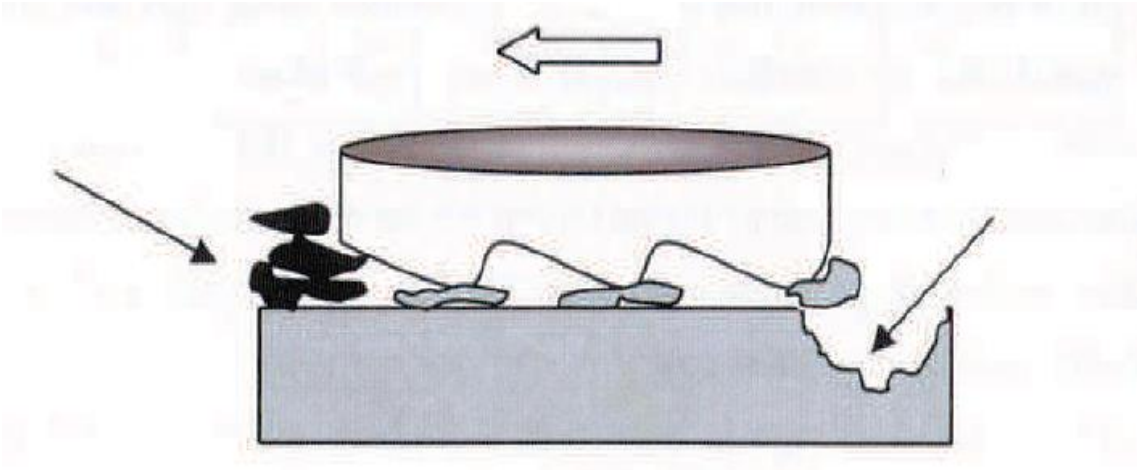
Düşük adhezif aşınmaya neden olan üç farklı durum aşağıda verilmiştir.

- Düşük aşınma oranına sahip aşınma çiftleri
- Eşleşen bileşenlerin uygun yüzey kalitesi
- Aşınmadan korunacak yüzeyin uygun yüzey kaplamasıyla kaplanması

2.2.1.3. Korozyon Aşınması

Bu aşınmada aşındırıcı ortam sürtünme yüzeylerinden biri veya her ikisi üzerinde bir reaksiyon ürünü ürettiğinde gerçekleşir ve bu reaksiyon ürünü daha sonra sürtünme ile çıkarılır. Korozif aşınma öncelikle nem içeren oda sıcaklığındaki hava gibi en sık meydana geldiği ortamlar ve diğer endüstriyel buharların bulunduğu yüzeyler için önemlidir (Burwell, 1958). Oksijen, karbon, nitrojen, kükürt veya akı ile reaksiyonlar yüzeyde oksitlenmeye, karbürlenmeye, nitrürlenmeye, kükürtlenmeye veya cüruf tabakasının oluşmasına neden olur. Sıcaklık ve zaman korozyon hızını ve şiddetini kontrol eden iki önemli faktördür.

Yağlayıcıların kullanılması yüzeyleri korozif ortamdan koruyabilir böylece ortaya çıkacak olan korozif aşınmayı azaltabilir veya en aza indirebilir. Ancak yağlayıcı seçimi uygun değilse yüzeyle kimyasal olarak reaksiyona girebilir. Bu nedenle oluşacak bileşik tipini ve aşınma miktarını değiştirebilir. Şekil 2.9. korozyon aşınmasının bir şeklini göstermektedir ve korozyon için ciddi bir aşınma durumu mevcuttur.



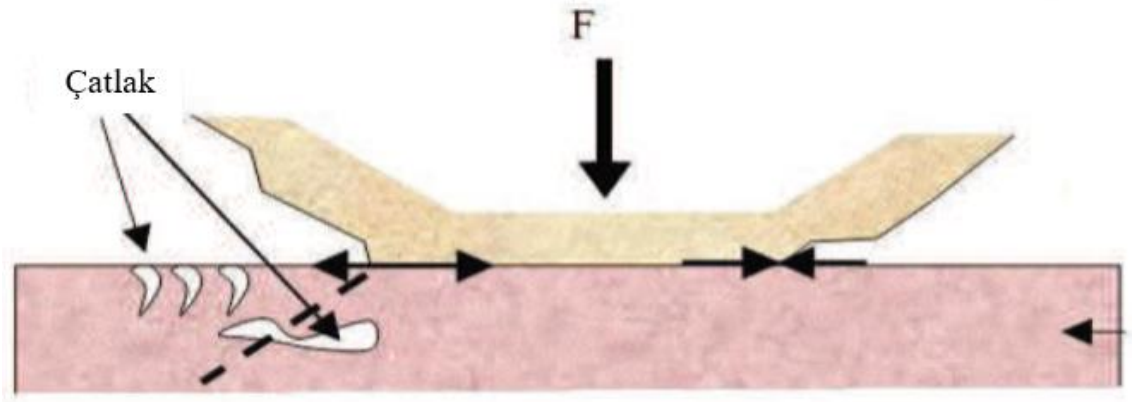
Şekil 2.9. Açıkta kalan yüzeyde kontrolsüz adhezif aşınma ve hızlı korozyon (Vazquez, 2012).

2.2.1.4. Yorulma Aşınması

Bu aşınma temas halindeki pürüzler ve yüzey tabakaları tarafından sürdürülen deformasyondan kaynaklanır. Pürüzler arasındaki temas çok yüksek yerel gerilimlerin eşlik ettiği yorulma ile yayılan çatlaklar oluşturur ve bu nedenle yorulma aşınması terimi kullanır (Stachowiak, 2005).

Ana gövdenin aşınmasına neden olan dalgalı bir yük altında karşı gövdenin tekrarlayan hareketi daha çok yorulma sürecine benzer. Yorulmaya bağlı aşınma yalnızca yüzeyden malzeme kaybına neden olmakla kalmaz aynı zamanda mühendislik bileşeninin çalışma ömrünü de azaltabilir.

Temas halindeki parçalar arasında devam eden sürtünme malzemenin yüzeyinde lokal plastik deformasyonun birikmesine neden olarak belirli sayıda döngüden sonra çatlaklar oluşturur. Malzemenin yüzeyinin iç kısımda Şekil 2.10.'da gösterildiği gibi birincil çatlaklar oluşur ve oluşan bu birincil çatlaklar ikincil çatlakları oluşturabilir veya bunlar aralarında birleşebilir ve böylece aşınma parçacıkları oluşturabilir.



Şekil 2.10. Yorulma aşınmasının şematik gösterimi (Vazquez, 2012).

Yukarıda belirtildiği gibi iki veya daha fazla bağımsız aşınma mekanizması aynı anda meydana gelebilir ve etkileşime girebilir. Bunun önemli bir örneği küçük genlikli bir salınım hareketine maruz kalan iki etkileşimli çiftleşme yüzeyi arasında meydana gelir. İki eşleşen yüzeyin ara yüzeyinde korozyon ürünleri oluştuğunda süreç aynı zamanda yorulma korozyonu olarak da bilinir. Yorulma aşınması yorulma, korozyon ve adhezyon süreçlerinin bir kombinasyonu ile meydana gelir.

2.2.1.5. Erozyon Aşınması

Bu tip aşınma katı parçacıklar bir yüzeye çarptığında meydana gelir. Bu aşınma katı veya sıvı ortam tarafından çarpma saldırısına maruz kalan bir yüzeyden ilki için parçacık, ikincisi için damlacık şeklinde malzeme çıkarma işlemi olarak tanımlanmaktadır (Sarkar, 1980). Erozyonda katı bir yüzeyle temas halinde olan bir parçacık üzerine farklı kökenlerden birkaç kuvvet etki edebilir (Stachowiak, 2005).

2.2.1.6. Sürtünme Aşınması

Sürtünme aşınması birbirine göre küçük bir genlikteki iki yüzeyin kayması sonucu oluşan aşınma tipi olarak tanımlanır. Tüm tribolojik sistemler gibi yüzeyler yüklenir ve genlik arttıkça aşınmadan kaynaklanan malzeme kayıpları karşılaştırılabilir. Yük ve çevre koşulları altında ileri geri kaymadan kaynaklanan kayıplara benzer olma eğilimindedir (Sarkar, 1980).

2.2.1.7. Kimyasal Aşınma

Hem yağlanmış hem de yağlanmamış yüzeylerde çok çeşitli durumlarda kimyasal veya korozif ve oksidatif aşınma meydana gelir. Bu aşınma biçiminin ana nedeni aşınan malzeme ile kimyasal reaksiyon, reaktif yağlayıcı ve hava gibi aşındırıcı ortam arasındaki kimyasal reaksiyondur. Bu tip aşınma birbirine temas eden iki cismin arasında kimyasal saldırı ile bir malzeme filmi oluştuğunda meydana gelir. Bu film bir miktar yağlama sağlar ve genellikle diğer aşınma mekanizmalarından biriyle bağlantılı mekanik etki ile kolaylıkla giderilir (Stachowiak, 2005).

2.2.2. Aşınma Geçişleri

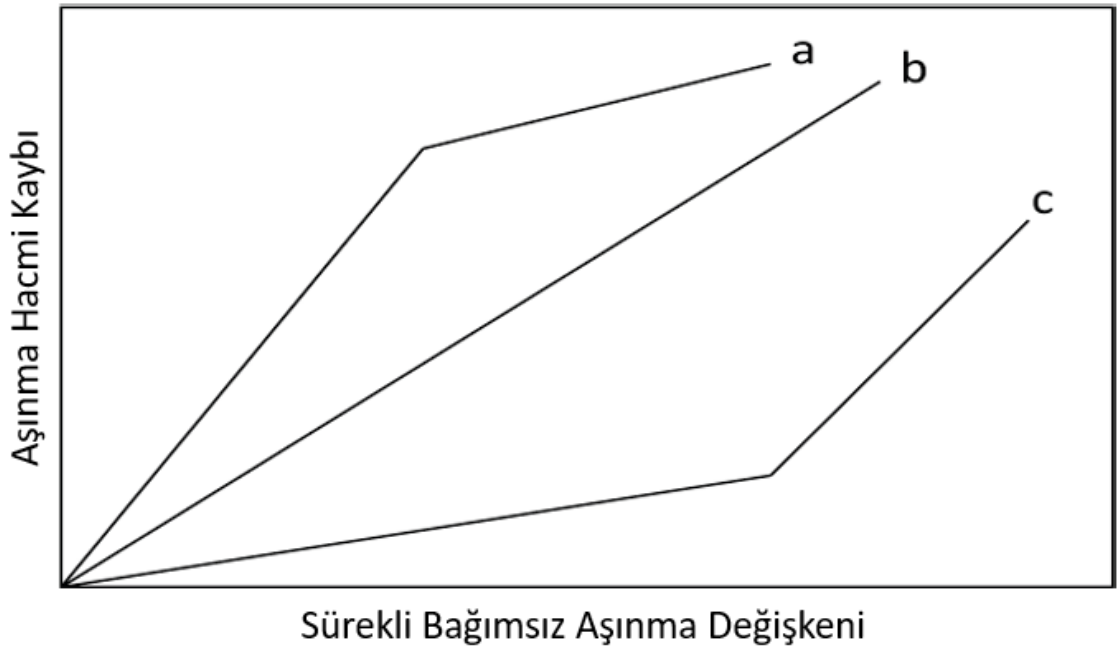
Bir aşınma geçişi aşınma oranındaki ani bir değişiklik olarak tanımlanabilir ve zaman, yük, hız, sıcaklık vb. sistemi etkileyen bağımsız değişkenlerin minimum varyasyonu ile üretilebilir. Bu geçiş aşınma mekanizmasından bağımsız olarak gerçekleşir ve üç temel davranış tipine ayrılabilir;

a) Genellikle metallerde gözlenen şiddetli bir aşınmadan hafif bir aşınmaya geçiş.

b) Aşınma davranışı aşınma rejimlerinde geçiş olmaksızın sabittir.

c) Seramik malzemelerde tipik olarak gözlemlenen hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş.

Rejim geçişine sürtünme katsayısında ani bir değişiklik eşlik eder ve geçiş tipine bağlı olarak artar veya azalır. Şekil 2.11.'deki grafik geçişlerin bir fonksiyonu olarak aşınma davranışını göstermektedir.



Şekil 2.11. Aşınma geçişlerinin bir fonksiyonu olarak aşınma davranışları; a) Şiddetli bir aşınmadan hafif bir aşınmaya geçiş, b) Sabit aşınma rejimi ve c) Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş.

2.2.3. Abrazif Aşınma Prosesi

Abrazif aşınma süreci üç faktöre göre sınıflandırılmıştır (Blickensderfer, 1985):

• Temasa dahil olan gövde sayısına göre; iki veya üç cisimli

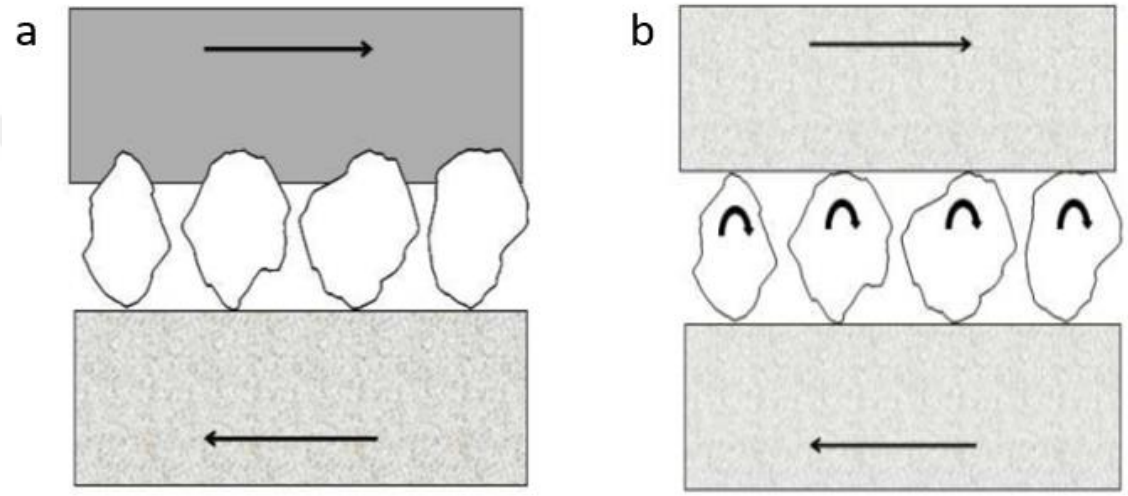
• Stres seviyesine göre; aşındırıcı önemli ölçüde kırılmıyorsa düşük, kırılıyorsa yüksek

• Aşındırıcı serbestliğine göre; aşındırıcı normal yük yönünde serbestçe hareket ediyorsa açık, kısıtlıysa kapalı

Yukarıda bahsedilen iki veya üç cisimli, yüksek veya düşük stresli koşullar gibi sınıflandırmalar anlamlı tartışmayı kolaylaştırmak ve aşınma süreçlerini tanımlamak için geliştirilmiştir (Gates, 1998).

2.2.3.1 İki ve Üç Cisimli Abrazif Aşınma

Abrazif aşınmada malzeme bir yüzeyden sert parçacıklar tarafından veya bazen bir karşı yüzey (sert pürüzlü yüzey) üzerindeki sert çıkıntılar tarafından çıkarılır, yer değiştirir, yumuşak bir yüzeye karşı zorlanır ve kayar (Hutchings, 1992). Abrazif aşınmanın doğası parçacıkların aşınmış yüzeyi geçme şekli ile belirlenir. Parçacıklar yüzey üzerinde yuvarlanabilir ve/veya kayabilir (Şekil 2.12.). Bu nedenle iki cisimli ve üç cisimli abrazif aşınma olmak üzere iki temel aşınma prosesi tanımlanmıştır.



Şekil 2.12. Abrazif aşınma mekanizmaları; (a) iki cisimli ve (b) üç cisimli (Nahvi, 2011).

İki cisimli abrazif aşınma bir yüzey boyunca hareket ettirilen ve aşındırıcı zımpara kağıdında olduğu gibi aşındırıcı parçacıklar tarafından malzemenin çıkarılmasını içerir. Bu işlem sonucunda kanal açma şeklinde bir aşınma meydana getirir.

Üç cisimli abrazif aşınması aşınma yüzeyine temas ettiklerinde hem dönebilen hem de kayabilen gevşek parçacıklar içerir. İki cisimli aşınmaya kıyasla üç cisimli aşınma çok daha yaygın ve aynı zamanda çok daha karmaşıktır. Plastik girinti aşınması üç cisimli aşınmada iki cisimli aşınmaya göre çok daha önemlidir (Fang, 2004). Ayrıca üç cisimli aşınmada aşındırıcılar sadece kaymakla kalmayıp aynı zamanda yuvarlandıkları için iki cisimli aşınmaya göre aşındırıcıların hareket modelleri daha karmaşıktır. Bu nedenle yalnızca test edilen malzemeye değil aynı zamanda test aparatına da bağlı olan üç cisimli aşınma koşulları için nispeten geniş bir aşınma oranı aralığı farklı şekillerde rapor

edilmiştir. Metallerin üç cisim aşınmasında kesme aşınması ve plastik deformasyon aşınması bir arada bulunur (Fang, 1998). Sonuç olarak iki cisimli aşınma testlerinin karşılaştırılabilir yükleme koşulları altında üç cisimli aşınmadan 1-3 kat daha yüksek aşınma oranları sergilediği söylenmektedir (Rabinowicz, 1961; Zum Gahr, 1988).

2.2.3.2 Açık ve Kapalı Abrazif Aşınma

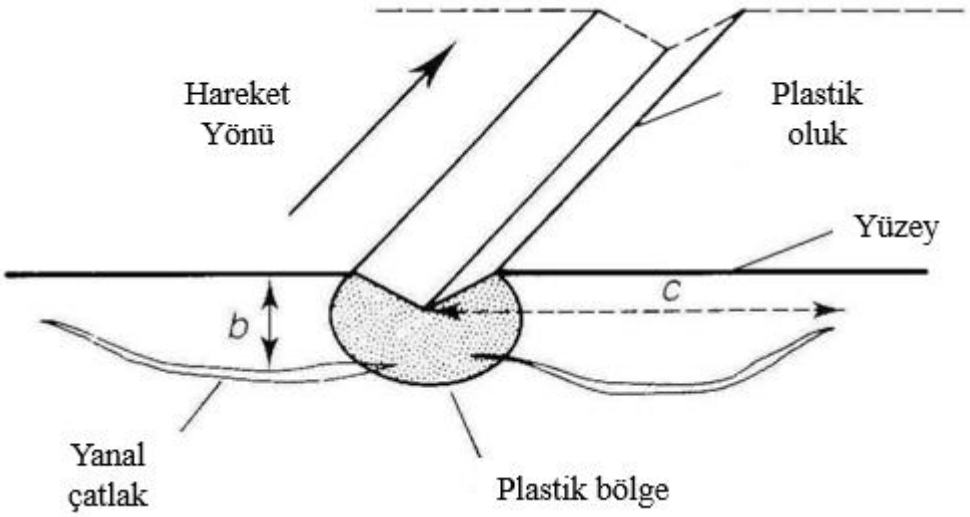
Misra ve Finnie (1980), üç cisim aşınmasının "kapalı" ve "açık" gruplara bölünmesini önermiştir. Kapalı grup üç cisimli aşınma yakın eşleşen yüzeyler arasındaki ince aşındırıcı durumları kapsar. Açık grup üç cisimli aşınma ise kalın bir aşındırıcı yatağının olduğu veya parçacıkların çok büyük olduğu, iki karşıt yüzeyin birbirinden çok uzak olduğu ve birinin mekanik özelliklerinin diğerini etkilemediği durumları kapsar.

2.2.3.3 Yüksek ve Düşük Stresli Abrazif Aşınma

Abrazif aşınma süreçleri yüksek veya düşük stresli olmak üzere tipik olarak iki rejimde gruplandırılmıştır (Misra, 1982). Aşındırıcı parçacıklar iki katı yüzey arasında sıkıştırıldığında yüksek gerilim veya taşlama aşınması meydana gelir. Yüksek basınç yüzeylerde çentikler ve çizikler oluşturur ve aşındırıcı partikülleri kırar ve ezer (Borik, 1976). Hafif yüklü abrazif parçacıklar aşındırıcı parçalara zarar vermeden mikroskobik ölçekte kesme ve yiv/oluk oluşturarak aşınan yüzey boyunca hareket ettiğinde düşük stresli veya çizilmeli aşınma meydana gelir. Düşük stresli ve yüksek stresli koşullar arasındaki ayrım keskin değildir (Gates, 1998).

2.2.4. Abrazif Aşınma Mekanizması

Aşınma sırasında malzemenin bir yüzeyden nasıl ayrıldığını açıklamak için çeşitli mekanizmalar önerilmiştir. Bu mekanizmalar; plastik deformasyon, kırılma, yorulma, tanecik kopması ve korozyondur (Davis, 2001; Hutchings, 1992; Moore, 1979; Stachowiak, 2005). Abrazif aşınmayı anlamak için bu mekanizmalar plastik deformasyon ve kırılma olmak üzere iki ana mekanizmaya ayrılır (Şekil 2.13.). Şekil 2.13.'te b: yan çatlakların derinliğini ve c: çatlakların yana doğru yayılmasını göstermektedir.



Şekil 2.13. Kırılgan bir malzemede plastik bir oluğun/yivin altından yanal çatlakların uzamasıyla malzeme çıkarılmasının şematik gösterimi (Hutchings, 1992).

Bazı durumlarda tek başına plastik akış meydana gelebilir ancak aşınmanın karmaşıklığı nedeniyle yalnızca bir mekanizma nadiren tüm kayıpları tamamen açıklayabilir. Plastik deformasyon mekanizması genellikle sünek malzemelerle ve kırılma mekanizması ise gevrek malzemelerle bağlantılı olmasına rağmen her ikisi de birlikte meydana gelebilir.

2.2.4.1 Plastik Deformasyon

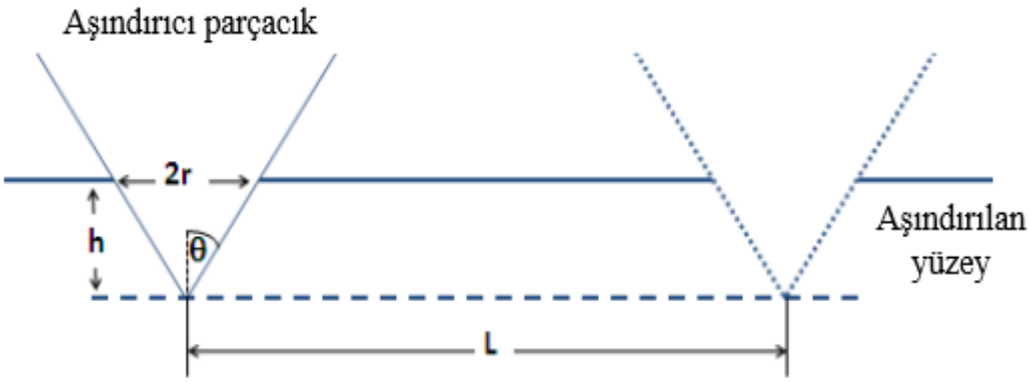
Aşındırıcı parçacıklar nispeten sünek bir malzemenin yüzeyiyle temas ettiğinde iki ana süreç gerçekleşir (Moore, 1979). Bu süreçler;

• Doğrudan malzeme kaldırmayı gerektirmeyen olukların oluşumu

• Malzemenin birincil aşınma kırıntıları veya mikro çatlaklar biçiminde ayrılması

Her iki durumda da malzeme olukların yanlarına doğru deforme olur ve ikincil mikro çatlaklar oluşturmak üzere ayrılabilir. Sonuç olarak malzeme kırılma ile uzaklaştırılır ve plastik deformasyon süreçleri malzemenin uzaklaştırılma hızını kontrol eder. Eğer kırılma meydana gelmez ise malzeme temas eden partiküller üzerindeki yükü elastik olarak destekleyebilecek duruma gelene kadar deforme olmaya devam edecektir.

Robinowicz (1965), plastik deformasyon yoluyla abrazif aşınma süreci için basit bir model önermiştir. Bu model bir girinti yükü F altında akan sünek bir malzemenin yüzeyi boyunca sürüklenen keskin bir yarım açı konisi olarak karakterize edilen aşındırıcı bir parçacık üzerine kurulmuştur (Şekil 2.14).



Şekil 2.14. Metal bir yüzeyden malzemeyi kaldıran konik uçlu bir aşındırıcı tanenin şematik gösterimi (Robinowicz, 1965).

Bu model sertliği H olan malzemede bir oluk oluşturur ve parçacık tarafından yer değiştiren malzemenin bir kısmının oluktan çıkarılmasıyla aşınmanın meydana geldiği varsayılır ve

Birim uzunluk başına aşınma hacmi (V) şu şekilde elde edilebilir:

$$\frac{V}{L} = \frac{2}{\pi\, Tan\theta}\,\frac{F}{H} \tag{2.15}$$

Aşınma oranı (Q) ise şu şekilde tanımlanır:

$$Q = K\frac{F}{H} \tag{2.16}$$

Denklem 2.16. iyi bilinen Rabinowicz denklemidir (Zum Gahr, 1988) ve bu denklemdeki aşınma katsayısı (K) şu şekilde tanımlanır:

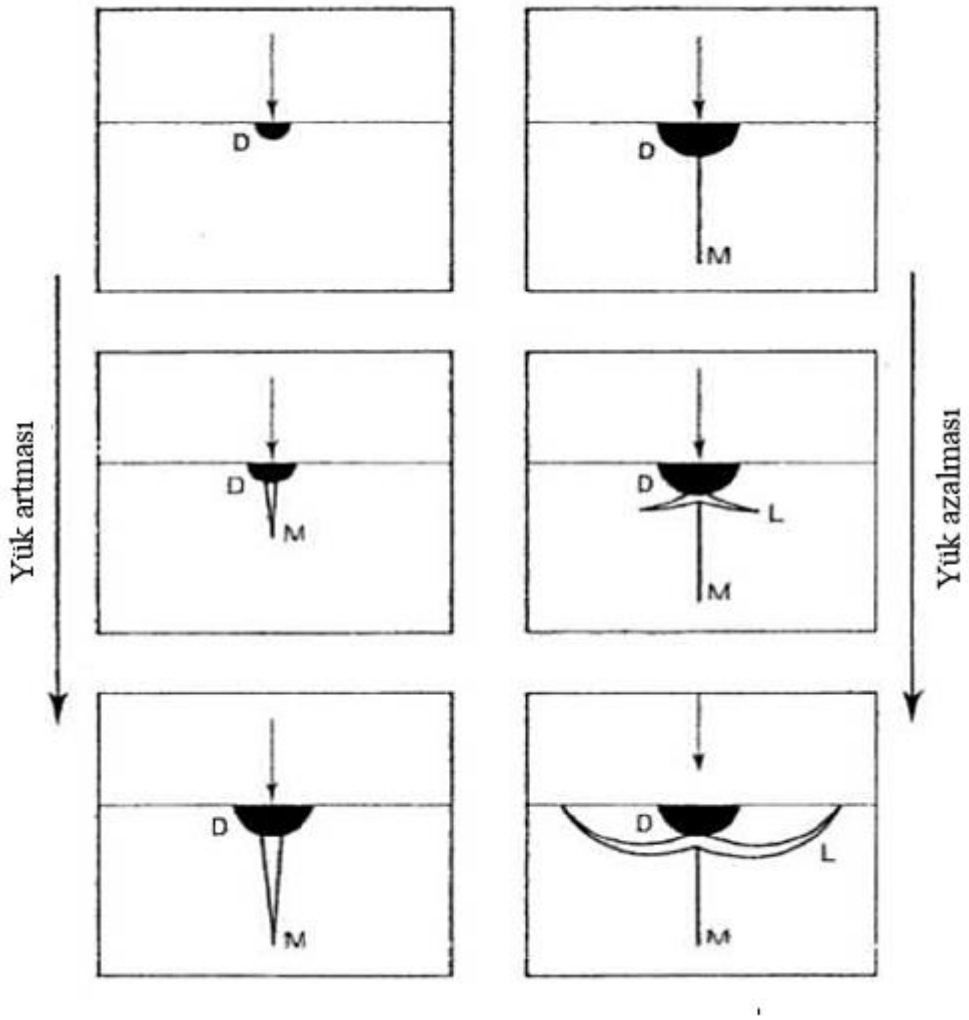
$$K = \frac{2\eta}{\pi\, Tan\theta} \tag{2.17}$$

Denklem 2.17.'de η oluktan yer değiştiren malzeme miktarıdır. Rabinowicz modeline göre homojen malzemelerde aşınma yalnızca saldırı açısı θ'ya, normal yük F'ye, malzemenin sertliği H'a ve girintinin geometrisine (bu durumda konik bir girinti) bağlıdır. Bu basit model kayma uzunluğu başına aşınma oranının yük ile doğru orantılı ve yüzeyin sertliği ile ters orantılı olarak değişeceğini önermektedir.

2.2.4.2 Kırık

Gevrek malzemelerin abrazif aşınması sırasında plastik deformasyon meydana gelmesine rağmen kırılma genellikle hız kontrol mekanizmasıdır. Sünek malzemelerin aşınması sırasında bile kırılma meydana gelebilir. Sünek bir malzeme için bu bölge bir çekme gerilimine maruz kaldığından kırılma temas eden bir aşındırıcı parçacığın hemen arkasında meydana gelir. Gevrek malzemelerde malzeme kaldırma plastik deformasyondan ziyade çok hafif yüklü künt aşındırıcı parçacıklar tarafından kırılma ile kontrol edilebilir (Prasad, 1984).

Kırılma yoluyla abrazif aşınma için bir model malzemenin yüzey altında deforme olmuş bölgenin tabanından serbest yüzeye doğru (yukarı doğru) büyüyen ve deforme olmuş malzeme ile ilişkili artık gerilmeler tarafından tahrik edilen yanal çatlaklar ile çıkarılmasına dayanmaktadır (Şekil 2.15.).



Şekil 2.15. Kırılgan katılarda girinti altında çatlak oluşumu (Hutchings, 1992).

Evans ve Wilshaw (1976), malzemenin yanal çatlama ile çıkarılmasını tanımlamak için kırılma mekaniğini kullanan bir model geliştirmiştir. Bu modelde birim kayma mesafesi (Q) başına hacimsel aşınma oranı şu şekilde verilir:

$$Q = \alpha \frac{F^{5/4} d^{1/2}}{A^{1/4} K_c^{3/4} H^{1/2}} \tag{2.18}$$

Burada F, d, A, K_C ve H sırasıyla yük, aşındırıcı partikül çapı, temas alanı, kırılma tokluğu ve malzemenin sertliğidir. α ise malzemeden bağımsız bir sabittir.

2.2.5. Seramik Malzemelerde Aşınma

Seramiklerin aşınmasını etkileyen faktörler arasında plastik deformasyon ve kırılma tokluğu yer alır ve seramik malzemelerde plastik deformasyon ihmal edilebilir düzeydedir. Kristal seramiklerdeki aşınma deformasyon sırasındaki çatlak oluşumundan ve bu çatlakların daha sonraki büyümesinden kaynaklanır.

Gerilme yoğunluk faktörü (K_I) malzemenin kırılma tokluğu (K_c) değerine ulaştığında ve malzemenin kırılma tokluğunu (K_c) aştığında bir kırılma meydana geldiği iyi bilinir (Chattopadhyay, 2001) ve seramik malzemelerde aşınma gerilim yoğunluğu faktörüne bağlı olarak üç rejime ayrılır.

Bu faktör aşınmış malzemenin tokluğundan daha az ise rejim hafif aşınma olarak adlandırılır. Faktör tokluktan büyük ise rejim şiddetli aşınma olarak adlandırılır ve son olarak gerilim yoğunluk faktörü tokluktan çok daha yüksek ise aşınma rejimi aşırı şiddetli olarak adlandırılır. Gevrek seramik malzemelerin başarısızlığı kırılma tokluğuna bağlıdır.

2.2.6. WC-Metal Kaplamalarda Aşınma

Kaplamalı ve sinterlenmiş formlardaki WC-Co kompozitlerinin abrazif aşınma özellikleri aşınmaya karşı yüksek dirençleri ışığında son 20-30 yıldır kapsamlı bir şekilde incelenmiştir (Nerz, Kusher ve Rotolico, 1992; Stewart, Shipway ve McCartney, 1999; Wayne ve Sampath, 1992). Ayrıca bu malzemelerin korozyon direncini iyileştirmek için kullanılan Ni ve CoCr gibi diğer metalik bağlayıcılarla birlikte WC sermetleri üzerinde geniş bir çalışma vardır (Guilemany, Nutting, Miguel ve Dong, 1995; Sobolev, Guilemany, Miguel ve Calero, 1996). Bu çalışmaların çoğunda mikroyapı-performans ilişkilerini anlamak için sinterlenmiş ve termal kaplanmış WC sermet sistemlerinin davranışını karşılaştırmaya ve kaplanmış sistemlerin performansının sinterlenmiş olanlara göre iyileştirilmesi için olanak sağlamaya çalışılmıştır.

2.2.6.1. Sinterlenmiş WC-Metal Sermetlerde Aşınma

Sertlik ve tokluğun uygun bir kombinasyonu sayesinde sinterlenmiş tungstenli karbürler kesme aletleri gibi malzemenin abrazif aşınma koşullarına maruz kaldığı

uygulamalarda yaygın olarak kullanılır (Engvist ve Axen, 1999). Sert ve yumuşak fazların karışımlarından oluşan malzemelerin abrazif aşınma direnci sertlik, şekil, boyut, hacim oranı, WC tanelerinin dağılımı, matrisin özellikleri ve iki faz arasındaki arayüzey bağları gibi çeşitli mikroyapısal parametrelere bağlıdır (Larsenbasse, 1983). Aşınma mekanizması aşındırıcı parçacığın sertlik oranına ve aşındırıcı parçacığın penetrasyonuna karşı direncini kontrol eden sermete bağlıdır (Wayne, Baldoni ve Buljan, 1990). WC sermetler üzerine yapılan çalışmalar aşınmanın tipik olarak WC tanelerinin yuvarlanmasını, parçalanmasını, çekilmesini ve açıkta kalan bağlayıcının çıkarılmasını içerdiğini göstermiştir ve malzeme kaldırma işlemlerinin hem plastik deformasyonu hem de kırılmayı içerdiği öne sürülmüştür (Larsen-Basse, 1987).

2.2.6.2. Termal Spreylenmiş WC-Metal Sermetlerde Aşınma

Termal spreylenmiş WC kaplamaları ile sinterlenmiş WC sermetlerinin bileşimi ve mikro yapısı arasında önemli farklılıklar olduğundan sinterlenmiş sermetlerdeki abrazif aşınma davranışı ve mekanizmaları termal spreylenmiş kaplamalara doğrudan uygulanamayabilir. Lamel sıçraması oluşumu nedeniyle kaplamalarda anizotropi ve kaplama işleminden sonra amorf fazların varlığı gibi mikroyapısal özellikler termal olarak kaplanan WC kompozitlerinin aşınma direnci üzerinde daha güçlü bir etkiye sahiptir (Usmani, Sampath, Houck ve Lee, 1997). Bununla birlikte termal olarak biriktirilen WC kaplamalarının sinterlenmiş sermetlerle karşılaştırılması mikroyapısal parametrelerdeki değişikliklerin bu malzemelerin mekanik özellikleri ve aşınma davranışı üzerindeki etkisinin anlaşılmasına yardımcı olmaktadır.

2.2.7. Termal Sprey Kaplamaların Aşınma Davranışı

Termal sprey kaplamaların aşınma mekanizmasını ve arıza modlarını araştırmak için günümüze kadar çok çaba sarf edilmiştir. Çeliğin bileşimine bağlı olarak kritik kayma hızı, basıncı ve hafif aşınma ile şiddetli aşınma arasındaki geçişleri olmak üzere çeliğin aşınma davranışı incelenerek rapor edilmiştir ve sürtünmeli ısıtma işlemi nedeniyle çeliğin fazı kendiliğinden su verme (öz su verme) sertleştirme işleminden dolayı değişmektedir. Ashby ve Lim (1990), sürtünmeli ısınmayı ve flaş sıcaklıklarını hesaba katarak kavrama, baskın eriyik, baskın oksidasyon, baskın plastisite olmak üzere çeliğin dört çeşit aşınma mekanizması olduğunu özetlediler. Oksidasyonun baskın olduğu

aşınma hafif aşınma ve şiddetli aşınma olarak da gruplandırılabilir. Plastisitenin baskın olduğu aşınma ise aynı zamanda delaminasyon aşınması olarak tanımlanır. Çelik aşınması ile termal sprey ile oluşturulmuş çelik kaplamalar arasında benzerlikler bulunmuştur. Baskın oksidasyon ve deleminasyon aşınması termal sprey çelik kaplamalarda görülen en yaygın aşınmadır. Oksit genellikle 1-3 mikrometre kritik bir kalınlığa ulaştığında oksit filminin ovuşturulan yüzeylerden dökülebileceği ve aşınma artıkları olarak görülebileceği Quinn'in oksit film içeren oksidasyon modeline dayalıdır. So, Yu ve Chuang (2002), aşınma yüzeyleri üzerinde mikroskobik analiz yoluyla ve disk üzerinde pim konfigürasyonunun sürtünme sürecinde meydana gelen ana faktörlerin ölçümü yoluyla oksidasyon aşınmasını ayrıntılı olarak incelemişlerdir. Oksidasyonel aşınmanın normal yük ve kayma hızının kombinasyon etkilerine bağlı olduğuna dikkat çekmişler ve yük ile hız belirli bir limitin üzerine çıktığında aşınmış yüzeyin geniş bir alanını kaplayan kalın demir oksit filmlerinin sürekli olarak oluşacağını ve oksidasyon aşınmasının hakim olacağını belirtmişlerdir. Ayrıca oksit filminin bir kısmının yorulma mekanizması nedeniyle sürtünen yüzeylerden çatlayıp dökülebileceğini ortaya koymuşturlar.

Rabiei vd. (1999), termal sprey demirli kaplamaların mikroyapısı, deformasyonu ve çatlama özelliklerini incelemiş ve çatlakların FeO içinde, Fe ve FeO ara yüzü ve tabakalar arası oksit boyunca ilerlediğini bulmuşlardır. Plakalar arasındaki ince oksit tabakaları çatlama için baskın yerleri oluştururken, daha kalın oksitler ve inklüzyonlar çatlamaya karşı nispeten dirençlidir. Malzemede bulunan oksit fazı ve lokal çatlama için tercih edilen yollar özellikle de ince oksit tabakaları tercih edilen alanlar olarak ortaya çıkmaktadır. Termal sprey demirli kaplamalarda ara yüzey oksidinin düşük kırılma tokluğu sürtünme teması üzerinde splat (katman) deleminasyonuna neden olabilir. Yüksek aşınma oranları kaplamadaki en zayıf halka olan oksit damarları içinde yüzey altı çatlaklarının oluşumu ve yayılması ile ilişkilendirilmiştir. Tezgah üstü aşınma test cihazında termal olarak kaplanan silindir gömlekleri ve piston sekmanlarının kullanıldığı kayma testi tüm splatların (katmanların) çıkarılmasıyla sonuçlanmış ve splat deleminasyonunun termal sprey kaplamalarda yaygın aşınma mekanizması olduğu gösterilmiştir.

BÖLÜM 3

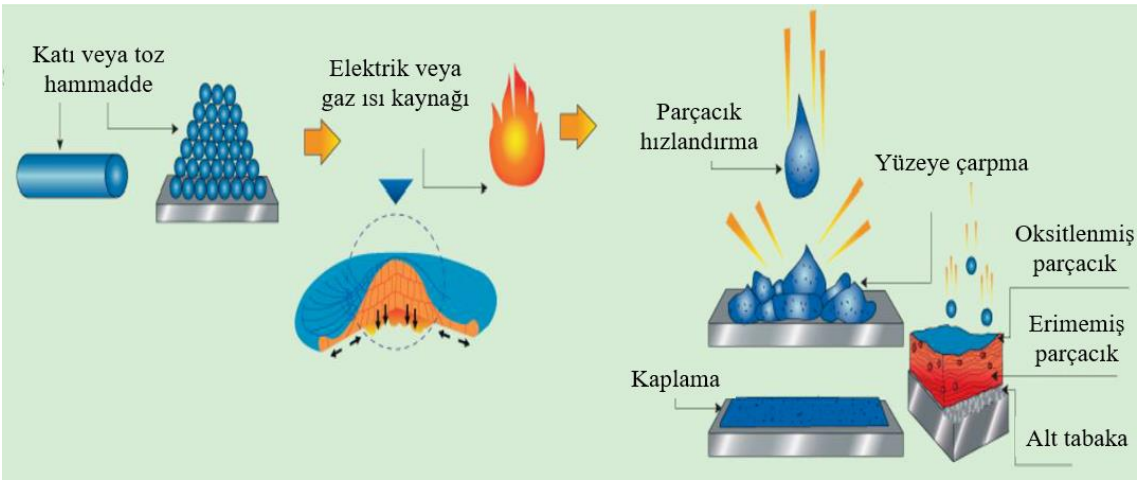
TERMAL SPREY TEKNOLOJİSİ

Yüzey kaplama tekniklerinin kullanımı fonksiyonel, ekonomik ve estetik amaçlar için yüzey özelliklerinde çeşitli gelişmeler sağlamaktadır. Genellikle aşınma ve korozyon direnci ile mühendislik yüzeylerine boyutsal restorasyon sağlamak için kullanılır. Termal sprey çekici bir yüzey modifikasyon tekniğidir ve petrol endüstrisinde kullanımıyla artan bir ilgi görmüştür. Ekskavatör kova tekerlekleri, çekme halatları, konveyörler, kepçeler, ağır nakliye kamyonları gibi petrokimya, petrol ve gaz endüstrilerinde kullanılan malzemeler abrazif, erozif aşınma nedeniyle yüzeylerinin bozulmasına neden olan şiddetli ortamlara maruz kalır. Makineler için erozyon direncinin ve yüksek sıcaklığın gerekli olduğu kesici takımlar ve jet motorları gibi birçok endüstriyel uygulamada nanoyapılı sermet kaplamalar üstün özelliklere sahip olup sıklıkla kullanılmaktadır. Ancak bu teknoloji abrazif ve korozif ortamların beklendiği petrol üretim endüstrisinde tam olarak kullanılmamıştır. (Khan, Saha, Glenesk, 2010; Thesis, Partial, Of, 2012). Termal püskürtme işlemi alev püskürtme (LVOF), tel ark püskürtme (WAS), soğuk püskürtme (CS), plazma püskürtme (PS) ve yüksek hızlı oksi-yakıt (HVOF) püskürtme gibi çeşitli ısı kaynaklarını içerir. HVOF püskürtme işlemi daha iyi yüzey özellikleri üretme potansiyeli sayesinde petrol ve gaz endüstrisinde artan ilgi görmüştür (Asgari, Saha, Mohammadi, 2017; Mateen, Saha, Khan, Khalid, 2011). HVOF tekniğinde metalik yüzeylere seramik-metalik (sermet) tozları püskürtmek için odaklanmış bir süpersonik akış kullanılır ve bu püskürtme yöntemi yalnızca çok çeşitli toz besleme stoğu biriktirmekle kalmaz aynı zamanda mükemmel yapışma gücüne sahip kaplamalar da üretir. (Khan, Saha, Glenesk, 2010; Mahmud, Saha, Khan, 2014; Saha, Mahmud, Khan, 2013).

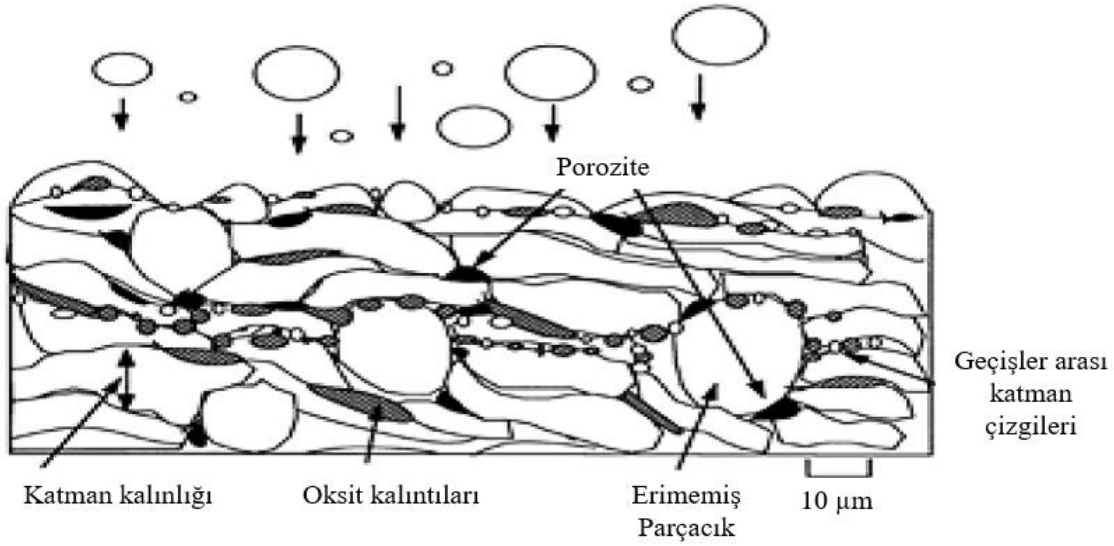
3.1. Farklı Termal Sprey Tekniklerinin Özellikleri

Termal sprey tekniği metal yüzeyleri yüksek sıcaklıklar, oksidasyon, abrazif/erozif aşınma ve deniz suyunun neden olduğu korozyondan korumak için kullanılan çok yönlü sert kaplama tekniklerinden biridir (Kaur, Singh, Prakash, 2008).

Termal püskürtme işlemi toz, tel veya çubuk şeklindeki besleme stoğu malzemesinin püskürtülmesini içerir ve aleve girerken oluşan erimiş veya yarı erimiş partiküller daha soğuk bir alt tabaka yüzeyine basınçla hızlandırılır. Alt tabaka yüzeyine partikül çarpması sırasında partiküller soğur ve Şekil 3.1.'de gösterildiği gibi laminer yapı oluşturur. Bu laminer yapının gözeneklilik yüzdesi % 0-13 arasındadır (Davis, 2004; Koch, 2002). Bileşimsel homojensizlik ve kaplamalar içinde oksit oluşumu diğer kaplama kusurlarındandır. Katmanların oluşumu ve hızlı soğuma kaplamaların sertlik ve yapışma gücü gibi mekanik özelliklerini etkileyen dahili stres oluşturabilir (Davis, 2004). Kaplama kalınlığı termal sprey işlemine bağlı olarak 50 µm ile 6 mm arasında değişebilir ve kaplamaların yüzeye yapışma gücü mekanik kilitlenmeye dayanır. Kaplamaların yapışma gücü tipik olarak 7 ile 83 MPa (1.000 psi ve 12.000 psi) arasında değişebilir. Bağlanma gücü termal işlem tipinin, püskürtme parametresinin, yüzey hazırlığının, besleme stoğunun ve altlık malzemesinin bir fonksiyonudur (Dorfman, 2002). Metalik ve metalik olmayan malzemeler (metaller, alaşımlar, seramikler, sermet ve polimerler) termal sprey işlemleriyle biriktirilebilir (Kaur, Singh, Prakash, 2008). Termal sprey kaplamalar Şekil 3.2.'de gösterilen benzersiz bir mikroyapısal ve morfolojik mimariye sahiptir.

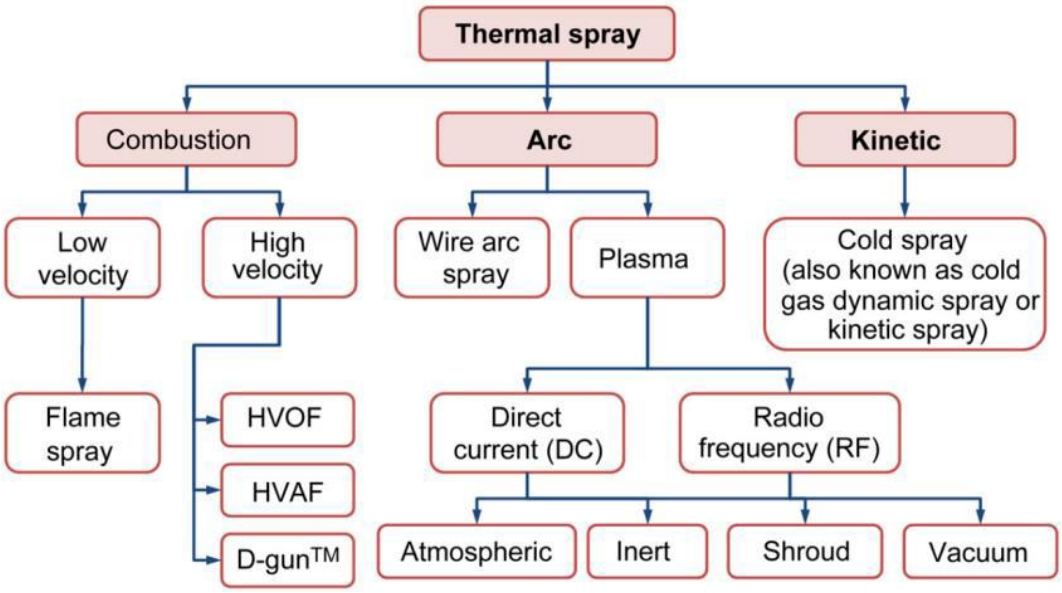


Şekil 3.1. Termal sprey işleminin şeması (Amin ve Panchal, 2016).



Şekil 3.2. Termal sprey kaplamaların mikro yapısı (Davis, 2004).

Termal sprey teknikleri ısı kaynağının tipine göre elektrik veya yanma bazlı prosesler olarak sınıflandırılabilir. Elektrikli termal işlemler tel ark spreyi ve plazma spreyi; yanma bazlı termal işlemler ise FS, HVOF ve patlamalı püskürtmeyi (D-Gun) içerir (Dorfman, 2002). Termal sprey tekniğinin seçimi uygulama gereksinimi, uygulamaların ve ilgili süreçlerin gereksinimleri ve sürecin maliyeti gibi çeşitli faktörlere bağlıdır (Kaur, Singh, Prakash, 2008). Şekil 3.3. farklı termal sprey tekniklerini göstermektedir.

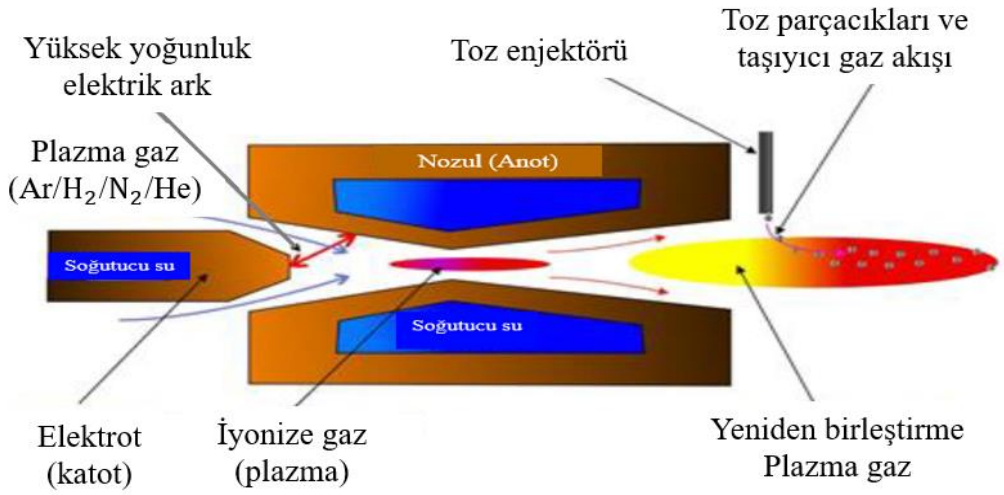


Şekil 3.3. Termal sprey proseslerinin sınıflandırılması (Gan ve Berndt, 2015).

3.1.1. Plazma Ark Sprey

Teknikte iki elektrot (bakır anot ve tungsten katot) arasında oluşturulan bir ark ve ardından su soğutması kullanır. Plazma gazı bir gaz veya bir gaz karışımını (genellikle argon, nitrojen, hidrojen, helyum) içerir. Gazlar katodun etrafından anoda doğru akar. Katot ve anot arasında iletken bir doğru akım (DC) ark yolu oluşturan yüksek frekanslı deşarj kullanılarak elektrotlar arasında bir elektrik arkı başlatılır. Ark gazı yüksek basınçta iyonize eder ve bu da 3800°C'yi aşabilen aşırı yüksek bir sıcaklığa neden olur. Bu gazın hacmini ve basıncını artırarak gazı memeden çıkarken yüksek hızda iter. Genellikle toz anot meme çıkışının yakınına monte edilmiş bir kanal vasıtasıyla gaz akımına verilir. Toz hızla ısıtılır ve meme çıkışından 25 mm ila 150 mm arasında bir mesafede hızlandırılır (Davis, 2004).

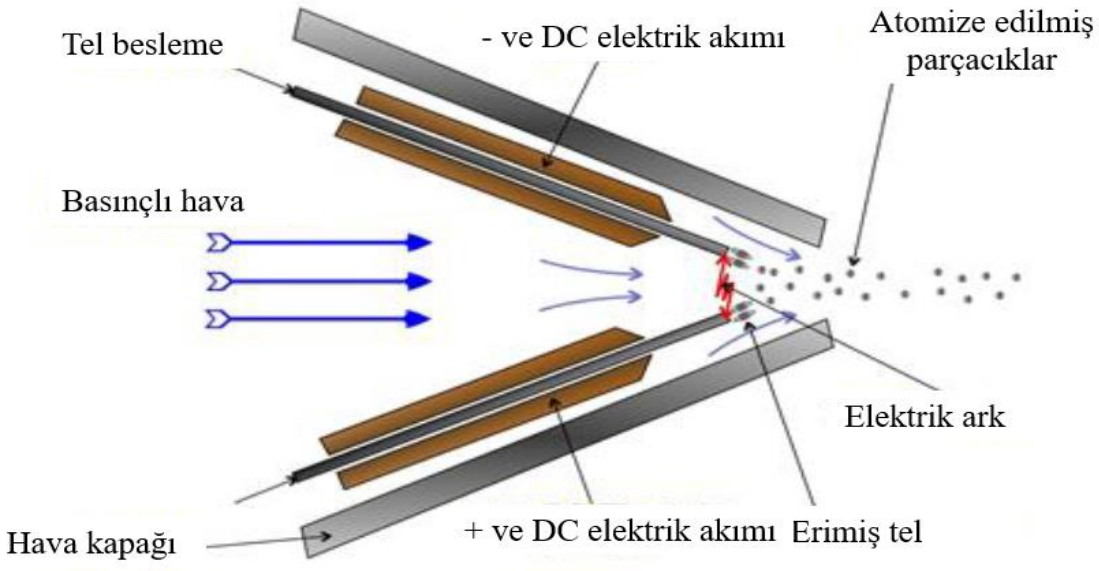
Yaygın olarak kullanılan tozlar oksit seramiklerdir ve proses alev ve ark elektrikli sprey ile karşılaştırıldığında 34 MPa ila 69 MPa aralığında yüksek yoğunluklu kaplamalar ve bağlanma mukavemetleri sunabilir (Pawlowski, 2008). Özelliklerdeki bu gelişmeler yüksek derecede partiküllerin erimesinden ve plazmanın nispeten yüksek partikül hızından kaynaklanmaktadır. Kaplama kalınlığı genellikle yaklaşık 0,05-0,5 mm arasında değişir. Yüksek sıcaklıklı bir işlem olduğu için yüksek erime noktalı malzemeler için idealdir. Plazma termal spreyin dezavantajları yüksek maliyeti ve işlemle ilişkili karmaşıklığıdır (Davis, 2004). Şekil 3.4. plazma püskürtme işleminin şematik diyagramını göstermektedir.



Şekil 3.4. Plazma püskürtme işleminin şematik diyagramı (Ben Mahmud, 2018).

3.1.2. Elektrik Teli Ark Sprey

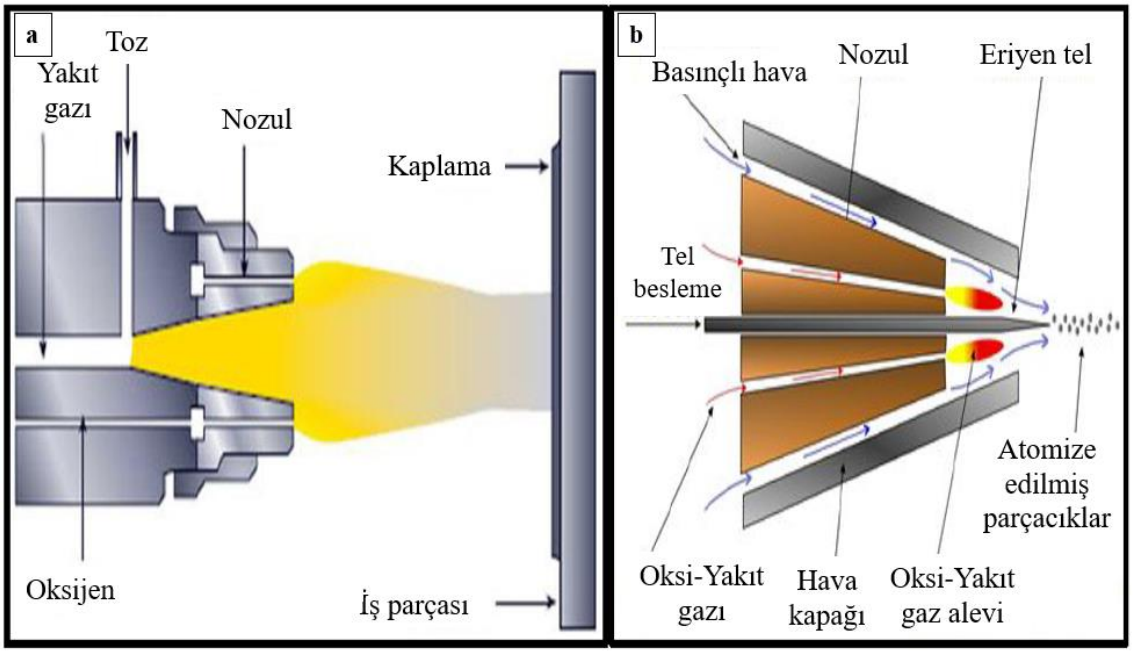
Esas olarak yüzeyleri korozyon direncinden korumak amacıyla metal (örneğin çinko, alüminyum) ve alaşım kaplamalarını uygulamak için en ekonomik termal sprey yöntemlerinden biridir (Bhatia, 1999). Malzeme besleme stoğu olarak bir çift elektriksel iletken metalik tel kontrollü bir hızda ark tabancasına beslenir. Teller zıt kutuplara sahiptir ve belirli bir boşluk noktasında bir araya getirildiklerinde bir elektrik arkı oluştururlar. Bu ark tellerin uçlarını sürekli olarak eritmek için yeterli ısı oluşturur. Erimiş malzemeler bir kaplama oluşturmak üzere çarpmak, deforme etmek ve katılaşmak için alt tabakaya doğru sıkıştırılmış hava jeti ile hızlandırılır ve atomize edilir. Basınçlı havadaki herhangi bir yağ veya nem varlığı kaplamada oksidasyon ve inklüzyonlar oluşturur (Davis, 2004). Diğer termal püskürtme işlemlerine kıyasla ark püskürtme işleminin en büyük avantajlarından biri alt tabakanın ısınmasını en aza indirmesidir. Bu nedenle bu yöntem kağıt ürünleri, cam elyafı, polimerler ve ahşap üzerine kaplama kaplamak için kullanılabilir (Davis, 2004). Bu işlem için kullanılan malzemeler esas olarak Zn, Al, Mo gibi iletken malzemeler ve NiAl veya NiCrAl gibi alaşımlardır. Ayrıca WC-W_2C ile doldurulmuş Co kılıflar gibi özlü tel de kullanılabilir (Vassen, Kassner, Stuke, Hauler ve Stöver, 2008). Elektrik teli ark spreyinin ana dezavantajı gözeneklilik yüzdesinin %10-%20 arasında olmasıdır (Bhatia, 1999). Şekil 3.5.'te elektrik teli ark spreyinin şeması gösterilmektedir.



Şekil 3.5. Elektrik teli ark spreyinin şeması (Amin ve Panchal, 2016).

3.1.3. Alev Sprey

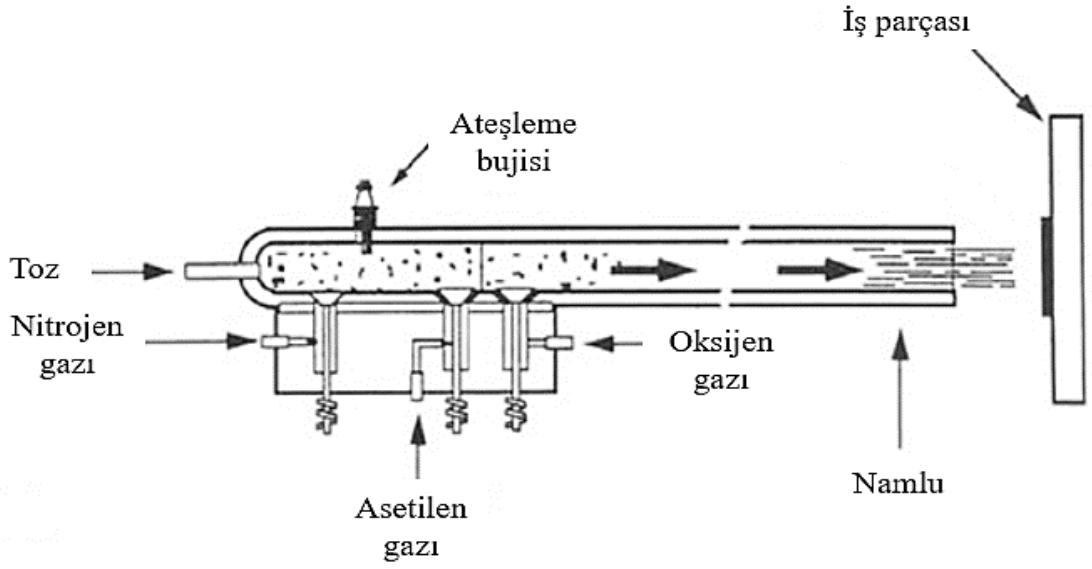
Alev püskürtme işlemi ayrıca gaz püskürtme veya düşük hızlı oksijen yakıt işlemi (LVOF) olarak da adlandırılır. Besleme stoğu toz veya tel şeklinde olabilir. Bir yakıt (asetilen, hidrojen veya propan) ve oksijen karışımını içeren bir yanma işlemi ile alev üretilir. Hammadde tel şeklinde ise bir elektrik motoru kullanılarak yanma alevine beslenir ve aleve girerken tel erir ve yüksek basınç akımı ile atomize edilir. Erimiş metal bir kaplama oluşturmak için alt tabakaya çarpar. Eğer bir toz besleme stoğu kullanılıyorsa toz (taşıyıcı gazlar veya yerçekimi ile) doğrudan aleve enjekte edilir ve ardından alev akımı ile iş parçası yüzeyine doğru itilir (Bhatia, 1999; Davis, 2004). Proses alev sıcaklığı 2726℃ ile 3076℃ arasındadır. Kaplama yapışma kuvveti genellikle seramik kaplama için 15 MPa, metal alaşımları için 30 MPa'dır. Ancak NiAl alaşımları püskürtülürken bu değer 60 MPa'ya kadar çıkabilir (Pawlowski, 2008). Bu yöntemle oluşturulan kaplamalarda gözeneklilik düzeyi yüksektir ve gözeneklilik %10-%20 arasında olma eğilimindedir (Pawlowski, 2008). Besleme stoğu tel formunda olduğu zaman daha yoğun kaplamaların üretildiği kaydedilmiştir (Davis, 2004). Şekil 3.6. toz ve tel formu için alev spreyinin şemasını göstermektedir.



Şekil 3.6. Alev spreyinin şeması; (a) toz formu (b) tel formu (Ben Mahmud, 2018).

3.1.4. Patlamalı Püskürtme (D-Gun)

D-Gun 3000℃-4000℃ orta sıcaklıkta yoğun bir mikro yapıya sahip güçlü bir yapışma kuvveti ile karakterize edilen kaplamalar üreten termal sprey tekniğidir. Hammadde malzemeleri metalik alaşımlardan sert seramiklere kadar değişebilir (Kharlamov, 1987). D-Gun termal spreyi 21-25 mm iç çapa sahip bir namlu aracılığıyla daha yüksek bir termal ve kinetik enerji üretir (Pawlowski, 2008). Asetilen gibi bir yakıt oksijen ile belirli oranda karıştırılarak namlu duvarındaki valflerden namluya verilir. Ayrıca toz bir besleyici aracılığıyla da namluya beslenebilir. Yakıt ve oksijen karışımının patlama odasında yanması bir buji ile ateşlenerek saniyede 1-15 patlama ile sonuçlanır (Pawlowski, 2008). Üretilen ısı erimiş toz partiküllerini alt tabaka yüzeyine doğru hızlandırır. Geri tepmeden kaçınmak için namluyu boşaltmanın yanı sıra patlama aralıkları arasında nitrojen verilir. Daha yüksek kaplama sertliği ve düşük toz maliyetleri D-Gun Sprey işlemini aşınma direncinin istendiği uygulamalarda ve birçok havacılık ve gaz türbini endüstrisinde kullanım için çekici hale getirmiştir (Kutz, 2005). D-Gun namlu tasarımı atmosfere maruz kalmayı sınırlayarak tozların oksidasyonunu önler ve kaplama-alt tabaka ara yüzeyinde iyi yapışmaya sahip olan bir kaplama oluşmasına katkıda bulunur. Gözeneklilik de genellikle düşüktür (WC-Co kaplamalar için %0.5) (Pawlowski, 2008). 3850℃ sıcaklık ve 800-1200 m/s gibi yüksek bir hız elde etmek mümkündür. Şekil 3.7. D-Gun sisteminin şemasını göstermektedir.



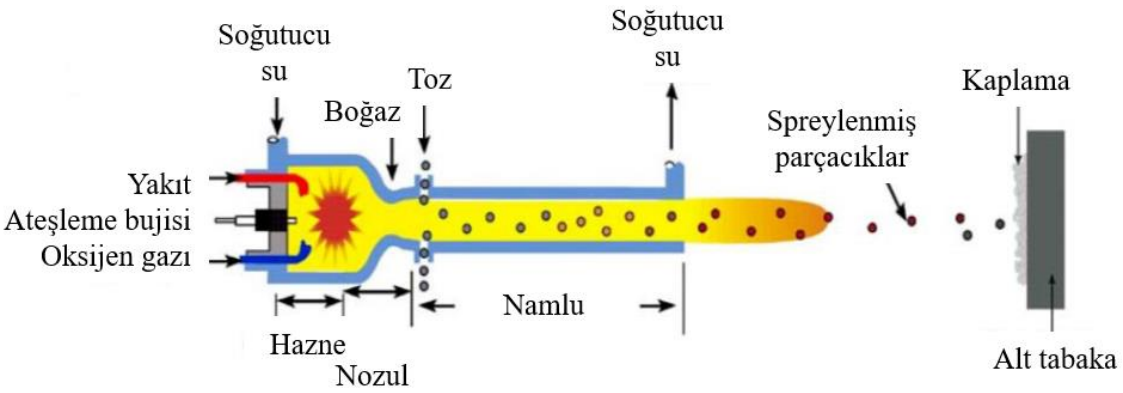
Şekil 3.7. D-Gun proses şeması (Singh, Chawla ve Grewal, 2012).

3.1.5. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Termal Sprey

HVOF termal sprey teknolojisi 1980'lerin başında icat edilmiş (Pawlowski, 2008) ve o zamandan beri HVOF termal sprey yönteminin yüksek sıcaklık korozyonu ve aşınma direnci ortamları için kaplamaların üretilmesinde uygun maliyetli ve verimli olduğu kanıtlanmıştır. HVOF maliyetler ve çalışabilirlik açısından normal plazma sprey teknolojisinden üstündür. Oksidasyona duyarlı olan malzemeler bile üçüncü nesil HVOF termal sprey işlemi kullanılarak biriktirilebilir (Chivavibul vd., 2008).

HVOF püskürtme işlemi toz akışında elde edilen daha yüksek hızlar ve daha düşük sıcaklıklar (2500°C-3000°C) sayesinde WC tanelerinin daha az ayrışmasına yol açması sayesinde tungsten karbür-kobalt (WC-Co) sermetlerini biriktirmek için en iyi yöntemlerden biri olarak kabul edilir (Chivavibul vd., 2008). HVOF termal sprey sisteminin avantajlarından biri yarı erimiş parçacıkları yüksek hızda püskürtme yeteneğidir. Gaz hızı 2100 m/s'yi aşabilir ve parçacıkları 400-800 m/s arasındaki hızlarda itebilir. Böylece çok yüksek yoğunluğa, azaltılmış oksidasyon içeriğine, daha yüksek bağ gücüne, daha yüksek sertlik ve dayanıklılığa ve daha düşük kalıntı gerilimlere sahip kaplamalar üretir (Thorpe, Kopech ve Gagne, 2000).

HVOF termal sprey teknolojisi günümüzde endüstriyel alanlarda sert sermet kaplamaların üretimi için standart bir teknoloji haline gelmiştir. Bilgisayar ve robot teknolojisi artık HVOF teknolojisine dahil edilmiş ve bu da onu kaliteli kaplamalar üretmek için sağlam ve güvenilir bir süreç haline getirmiştir (Berger, 2007). Şekil 3.8. bir HVOF tabancasının şematik diyagramını göstermektedir.



Şekil 3.8. HVOF tabancasının şematik diyagramı (Kawakita vd., 2006).

Çizelge 3.1. sıcaklık, parçacık hızı, mukavemet, püskürtme hızı ve güç açısından termal püskürtme tekniklerinin karşılaştırmasını göstermektedir.

Çizelge 3.1. Bazı termal püskürtme işlemlerinin karşılaştırılması (Qaigley, Luyckx, James, 1997).

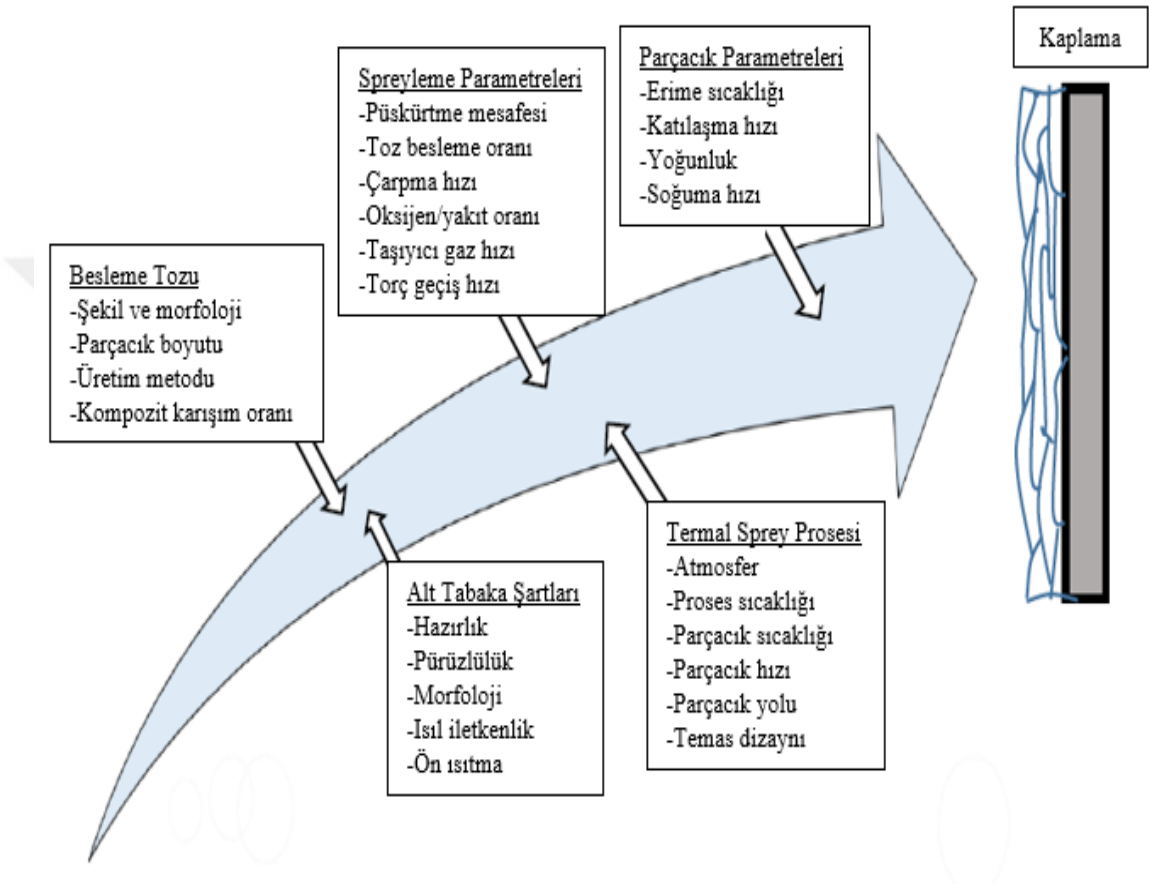
	Tipik Sıcaklık (°C)	Parçacık Hızı (m/s)	Bağıl Yapışma Gücü (1-10)	Oksit Oranı (%)	Sprey Oranı (kg/saat)	Güç (kW)
Alev Toz Sprey	2200	30	3	6	7	25-75
Alev Tel Sprey	2800	180	4	4	9	50-100
HVOF	3100	600-1050	8	0.2	14	100-270
D-Gun	3900	910	8	0.1	1	100-270
Elektrik Teli Ark Sprey	5500	240	6	0.5-3.0	16	4-6
Plazma Sprey (APS)	5500	240	6	0.5-3.0	5	30-80

3.2. HVOF Prosesleri İçin Ana Parametreler

Yağlı kumlar ve petrokimya sektörleri gibi endüstrilerde pompalar ve küresel vanalar gibi çeşitli bileşenlerin arızalanmasına ve yüzeylerinin bozulmasına neden olan ağır aşınma ve zorlu ortamlara maruz kaldığından aşınmaya ve korozyona dayanıklı yüzeyler gereklidir. Son yıllarda mühendislik malzemelerinin tasarım, bileşim ve üretim yöntemlerini değiştirerek koruyucu performansını optimize etmek ve iyileştirmek için kapsamlı bir girişim olmuştur. Bu modifikasyonların amacı önemli maliyet tasarrufları ile sonuçlanan mühendislik malzemelerinin hizmet ömrünün uzatılmasıdır (Asgari, Saha ve Muhammadi, 2017; Bolelli, Lusvarghi ve Barletta, 2009; Thakur ve Arora, 2016).

HVOF termal sprey ile üretilen kaplamalar diğer termal sprey kaplama türlerine kıyasla daha homojendir ve daha yüksek yoğunluğa sahiptir (Saaedi, Coyle, Arabi, Mirdamadi ve Mostaghimi, 2010). Bununla birlikte bu avantajları ve optimum bir püskürtme prosesi elde etmek için birkaç HVOF proses parametresinin iyi ayarlanması gerekir. Bu parametreler; yakıt/gaz oranı, toz besleme stoğu türü, parçacık boyutu (mikro veya nano boyutlu), püskürtme mesafesi, kullanılan yakıt türü, gaz akış hızı, tabancanın enine hızı ve torç geçiş sayısıdır (Dongmo, Wenzelburger ve Gadow, 2008; Magnani vd., 2008).

Alev püskürtme sıcaklığı ve hammadde işleme süresi ayarlanabilir HVOF işlem parametrelerine bağlıdır ve HVOF püskürtme parametrelerinin ayarlanması kaplamanın mikroyapı özellikleri üzerindeki etkilerinin daha iyi anlaşılmasını sağlamıştır (Saaedi vd., 2010). Şekil 3.9.'da HVOF termal sprey işleminin optimizasyonunu etkileyen önemli faktörleri gösteren akış şeması verilmiştir.



Şekil 3.9. HVOF termal sprey akış şeması (Ben Mahmud, 2018).

3.2.1. HVOF Besleme Stoğu Malzemelerinin Etkisi

Termal püskürtme işleminde farklı form ve tipte besleme stoğu (hammadde) malzemeleri kullanılabilir. Bunlar toz, katı tel veya çubuk olabilir (Lau ve Lavernia, 2002). Teller metallerden veya alaşımlardan yapılmıştır ve esas olarak ark sprey (AS) ve alev sprey (FS) tekniklerinde kullanılır. Kompozit veya karışım olarak üretilebilen metal ve seramik kombinasyonlarına sermet adı verilir. Kompozit tanımı kimyasal ara yüzün güçlü kuvveti altında iki veya daha fazla bileşen teması için kullanılırken; karışım ise alüminyum, silikon, polyester gibi bazı tozların oluşturulduğu ve fiziksel veya kimyasal

olarak bir araya getirilmediği bileşenlerin basit bir mekanik kombinasyonu anlamına gelir ve böylece karışımların kaplama işlemi sırasında birbirleriyle etkileşime girme olasılıkları daha yüksektir (Davis, 2004).

Termal sprey işleminde kullanılan toz türleri aşağıda verilmiştir (Pawlowski, 2008):

- Metaller (molibden veya nikel)

- Alaşımlar (Ni + wt%16 Cr + wt%3,5 B+ wt%3,5Si + wt%4,5 Fe+wt%1C)

- Oksit seramikler (Al_2O_3)

- Oksit alaşımlar (ZrO_2+wt%8 Y_2O_3)

- Sermet kaplamalar (grafit + wt%20 Ni)

- Sermet aglomeralar (WC+wt%12 Co)

- Karbürler (Cr_2C_3)

Toz üretim yöntemleri esas olarak kullanılan malzeme türlerine bağlıdır. Çizelge 3.2. farklı çeşitte malzeme türleri için toz üretiminin başlıca yaygın yöntemlerini göstermektedir (Pawlowski, 2008).

Çizelge 3.2. Farklı türdeki malzemelerden toz üretim yöntemleri (Pawlowski, 2008).

Metaller ve Alaşımlar	Seramikler	Kompozit Kaplamalar	Kompozit Aglomeralar
Vakum atomizasyonu (inert gaz, hava veya su)	Eritme veya sinterleme ve kırma	Kimyasal	Kimyasal
Eritme veya sinterleme	Sprey kurutma	Sprey kurutma	Sprey kurutma
		Kaplama	Kaplama
		Gözenekli kaplama	Gözenekli kaplama

HVOF püskürtme için kullanılan tozlar üretim yöntemlerine, başlangıç özelliklerine (bileşim, şekil, morfoloji vb.) ve püskürtme parametrelerine göre farklı kaplama özellikleri içerir.

HVOF sprey için esas olarak kullanılan tozlar şunlardır:

- Metaller ve metalik alaşımlar,

- Sermet (örneğin, karbürler ve metalik matristen oluşan)

- Oksit seramikler

Çizelge 3.3. yaygın olarak kullanılan tozları ve bunların HVOF termal sprey için uygulama alanlarını göstermektedir (Sobolev, Gulemany ve Nutting, 2004).

Çizelge 3.3. Yaygın olarak kullanılan tozlar ve uygulamaları (Sobolev vd., 2004).

Toz	Uygulama Alanı
Ni-Cu	İyi korozyon direnci (özellikle deniz koşullarında)
Ni-Cr	Korozyon ve sıcaklık oksidasyonu direnci (Bağlayıcı katman olarak kullanıldığında)
Ni-Cr-B-Si	Yüksek aşınma ve korozyon direnci ve sıcaklık altında sertlik stabilitesi
Ni-Cr-Al-Y	Yüksek sıcaklık oksidasyonu direnci (Bağlayıcı katman olarak kullanıldığında)
Co-Cr-Ni-W-C	Yüksek sıcaklık ortamlarında aşındırıcı parçacıklar, sert yüzeyler ve erozyona karşı aşınma direnci
Fe-Cr-Ni-Mo-Si-C	Düşük sıcaklık erozyon direnci ve kavitasyon için önerilir
WC-Co	Kaplamalarda yüksek aşınma direnci
$Cr_3C_2 - NiCr$	900°C'ye kadar aşınma direnci
Al_2O_3	Yüksek sıcaklıklarda aşınmaya dayanıklı kaplama
ZrO_2	Termal bariyer kaplama
Cr_2O_3	Aşındırıcı parçacıklar, sert yüzeyler, parçacık erozyonu ve kavitasyon aşınması direnci için önerilir

3.2.2. Kaplama Kalınlığının Etkisi

HVOF diğer geleneksel termal sprey teknikleri ile karşılaştırıldığında daha kalın kaplamalar üretme kabiliyetine sahiptir (Bolelli, Lusvarghi ve Barletta, 2009). HVOF diğer termal püskürtme teknikleriyle kıyaslandığında sadece yağdan arındırma ve kumlama yüzey ön hazırlık işlemleri haricinde karmaşık ön işlemler gerektirmez. Ayrıca tatmin edici üretkenlik ve çok çeşitli kaplama malzemeleri arasından seçim yapılabilme özelliği sayesinde oldukça kalın (100 μm'den büyük) katmanların birikmesi sağlanabilir. Genel olarak diğer termal sprey yöntemleri ile oluşturulan kaplamalar alt tabakanın (örneğin alüminyum veya çelik) yapısından etkilenirken HVOF tekniği ile oluşturulan kaplama alt tabakanın doğasına daha az duyarlıdır ve örneğin alüminyum gibi hafif alaşımlar üzerinde biriktirildiğinde iyi yüzey özellikleri gösterir (Bolelli vd., 2009; Picas, Forn, Rilla ve Martin, 2005).

Bolelli vd. (2009), araştırma çalışmasında kaplama kalınlığının etkisinin tribolojik performans için önemli bir unsur olmasına rağmen araştırmacılar tarafından henüz açık bir şekilde ele alınmadığını belirtmiştir. Alüminyum alaşımları gibi yumuşak yüzeylerle uğraşırken kaplama kalınlığı daha kritik hale gelir. Bu kaplama-alt tabaka ara yüzü boyunca gelişen stres dağılımı nedeniyle önemlidir (Bolelli vd., 2009; Fischer-Cripps, Lawn, Pajares ve Wei, 1996; Laukkanen, Holmberg, Koskinen, Rankainen, Wallin ve Varjus, 2006) Alt tabaka sünek iken kaplama sert ve ince olduğunda kaplamanın kendisinde veya kaplama-alt tabaka ara yüzeyinde erken bir arıza meydana gelebilir (Bolelli vd., 2009). Bolelli vd. (2009), alüminyum alt tabaka üzerinde 50-150 μm arası HVOF tekniğiyle kaplanmış WC-Co-Cr'yi incelediklerinde; torç taramalarının sayısı arttıkça kaplamanın daha yoğun ve daha sert hale geldiğini ve böylece kayma aşınma performansının ve döngüsel etki arttığını bulmuşlardır.

Nakajima, Mawatari, Yoshida, Tani ve Nakahira (2000), HVOF tekniği ile oluşturulan WC-Cr-Ni sermet kaplamanın hizmet ömrünün kaplama kalınlığı arttıkça artma eğiliminde olduğunu göstermişlerdir.

3.2.3. Mikro ve Nanoya Yakın Besleme Tozu Boyutunun Etkisi

HVOF tekniği ile oluşturulan kaplamaların aşınma direnci performansı bir dizi içsel ve dışsal faktöre bağlıdır. Bu faktörler besleme tozu boyutunu, tipini, matris malzemesinin miktarını ve takviye fazının hacim fraksiyonunu içerir (Deuis, Subramanian ve Yellup, 1998; Mateen, Saha, Khan ve Khalid, 2011; Saha, Ben Mahmud ve Khan, 2013)

Literatürde WC tanelerinin boyutunun ve bağlayıcı malzemeler içindeki dağılımının kaplama performansında önemli bir rol oynadığı tartışılmaktadır. Yapılan çalışmalarda daha ince WC boyutunun kaba boyutlu besleme stoğuna kıyasla nano besleme stoğuna yakın ince taneli malzemeler sayesinde daha yüksek sertlik ve daha iyi aşınma direnci performansı ürettiği rapor edilmiştir (Saha ve Khan, 2011). Ayrıca çalışmalar WC-Co kaplamalar için besleme tozu tane boyutunun mikron boyutundan nano boyutuna düşürülmesinin mekanik dayanımı, sertliği ve aşınma direncini arttırdığını göstermiştir (Mateen vd., 2011).

Thakur ve Arora (2013), nano boyutlu WC'nin geleneksel boyutlu besleme tozuna kıyasla daha iyi aşınma direnci ile sonuçlandığını ve bunun da daha yüksek sertlikte aşınma izi ile daha küçük sürtünme katsayısına bağlı olduğunu bildirmiştir. Ayrıca daha yumuşak CoCr matrisli geleneksel besleme tozunda WC tanelerinin çizilmesi ve çekilmesi baskındır (Thakur ve Arora, 2013).

Bilimsel literatürde mikron ölçeğinden nano ölçeğe kadar tane boyutu aralığındaki bir varyasyonun dökme malzemeler için sertlik, mukavemet ve aşınmada artış; sinterlenmiş WC-Co sermetlerde ise aşınma direncinde artış gibi mekanik özelliklerde önemli bir değişikliğe neden olabileceği bildirilmektedir (Jia ve Fischer, 1996; McCandlish, Kear ve Kim, 1990; Quigley, Luyckx ve James, 1997).

Nano-kristal malzemelerin kendine özgü mekanik özelliklere sahip olduğu bilinmektedir. Hall-Petch denklemi tarafından açıklandığı gibi kristal malzemelerin mukavemeti belirli sınırlara kadar azalan tane boyutu ile artar (Turunen, Varis, Gustafsson ve Keskinen, 2006).

Literatürde HVOF püskürtme işlemiyle metalik yüzeylere kaplanan geleneksel mikro yapılı tozlar ile özellikle besleme stoğu nano yapılı metallerle alaşımlanmış nano-kristal besleme stoğu tozunun uygulanması karşılaştırıldığında mekanik özelliklerin (tokluk, sertlik, aşınma direnci ve aşındırıcı mukavemet) geliştirilmesiyle sonuçlanabileceği tartışılmaktadır. (Jeong ve Niihara, 1997; Turunen vd., 2006).

Lekatou, Sioulas, Karantzalis ve Grimanelis (2015), alüminyum 7075 alt tabaka üzerine HVOF tekniği ile kaplanan WC-12Co nano kaplamaların aynı aşınma testi koşulları altında geleneksel kaplamalara kıyasla daha az mikro gözeneklilik, daha yüksek kırılma tokluğu sergilediğini göstermişlerdir. Ayrıca nanoyapılı kaplamaların aşınma mekanizmasının bağlayıcı malzemelerin plastik deformasyonu, yağlayıcı olarak çalışan oksit tabakası oluşumu ve ardından adhezif aşınma ile başladığı geleneksel kaplamalara kıyasla nano kaplamalarda kuru kayma aşınma performansı üstündür.

Öte yandan diğer çalışmalarda benzer işlem koşulları altında püskürtülen geleneksel mikro yapılı besleme stoğuna (1-20 mikron) kıyasla nano yapılı besleme stoğu (30-50 nanometre) kullanıldığında gözlemlenen aşınma direncinde bir bozulma olduğu bildirilmiştir (Dent, Depalo ve Sampath, 2002; Mateen ve Saha, 2011; Shipway, Mccartnet ve Sudaprasert, 2005).

Shipway vd. (2005), geleneksel olana kıyasla nano yapılı besleme stoğunda bulunan daha küçük WC parçacıklarının HVOF termal sprey sırasında erimiş bağlayıcıda çözünmesinin gelişmiş kinetiği nedeniyle nanoyapılı kaplamanın daha yüksek WC bozunma ürünleri (W_2C ve W) sergilediğini bildirmiştir. Ayrıca süneklik azalmasının aşınma kaybının baskın mekanizması olduğu rapor edilmiş ve nano yapılı kaplama geleneksel kaplamalara kıyasla en yüksek aşınma oranı sergilemiştir.

Dent vd. (2002), bileşimin (bağlayıcı içeriğinin) nanoyapılı WC-Co malzemelerin mikroyapısı ve aşınma özellikleri üzerindeki etkisini göstermiştir. Geleneksel WC-Co ile karşılaştırıldığında nano yapılı malzemelerde WC fazının daha yüksek dekarburizasyon derecesi gözlemlenmiştir. Sert fazın çözünmesinin azalan Co bağlayıcı içeriğiyle arttığı kaydedilmiştir. Abrazif aşınma direnci ve küçük parçacık erozyon direnci aynı aşınma testi koşulları altında nanoyapılı kaplamalara kıyasla geleneksel kaplamalarda daha iyidir. Co içeriğindeki bir artış nanoyapılı kaplamalar için abrazif aşınma direncinde daha fazla

azalma ile sonuçlanmıştır. Öte yandan Co içeriğindeki artış nanoyapılı kaplamalar için küçük partikül erozyon direncinde bir artışa neden olmuştur. Geleneksel kaplamaya kıyasla nano yapılı WC-Co kaplamada gözlenen daha yüksek aşınma kaybı nano boyutlu WC partikülleri kullanıldığında oluşan daha büyük yüzey alanı / hacim oranı ile açıklanabilir. Bu WC partiküllerinin daha yüksek bozunması ve çözünmesine neden olmuş ve dolayısıyla W_2C ve $(W,Co)_6C$ gibi ürünlerin oluşumunu arttırmıştır (Dent vd., 2002).

Guilemany, Dosta ve Miguel (2006), nanoyapılı kaplamalar için Co matrisinde WC tanelerinin daha yüksek sertlik ve daha ince dağılım gösterdiğini bildirmiştir. Bununla birlikte geleneksel mikro yapılı kaplamalarla karşılaştırıldığında aynı bileşime sahip nano yapılı kaplama daha düşük abrazif aşınma direnci ve daha yüksek sürtünme katsayısı göstermiş ve bu durum WC fazının W_2C ve $(W,Co)_6C$ gibi kırılgan reaksiyon ürünleri oluşturmak için daha fazla bozunmasına ve çözünmesine izin veren nano boyutlu WC'nin yüzey alanının hacim oranına bağlanmıştır. Nano yapılı kaplamaların geleneksel kaplamalara kıyasla daha iyi korozyon direnci göstermesine rağmen WC sert fazının çözünmesindeki daha fazla artış Co bağlayıcının faz içeriğindeki azalması ile ilişkilendirilmiştir. Ancak Guilemany vd. (2006), aşınma oranlarının çok benzer olduğu kuru aşınma testi dışında nanoyapılı kaplamanın geleneksel kaplamaya göre daha iyi korozyon direncine ve sürtünme-aşınma özelliklerine sahip olduğunu göstermiştir (Guilemany, Dosta, Nin ve Miguel, 2005).

3.2.4. Yakıt Türünün HVOF Termal Sprey Performansı Üzerindeki Etkisi

Termal sprey teknikleri hammadde malzemelerini alt tabakanın yüzeylerine taşımak için bir ısı kaynağının kinetik ve termal enerjisini kullanır. HVOF termal sprey işleminde oksijen bir yanma odasında bir yakıtla karıştırılır ve besleme stoğunu eriten (veya kısmen eriten) ve onu alt tabaka yüzeyine doğru iten bir alev üretmek için ateşlenir. Yakıtın tipi alev sıcaklığında önemli bir rol oynar ve yakıt-oksijen oranı biriktirilen kaplamanın özelliklerini etkiler (Asgari, Saha ve Mohammadi, 2017).

Qiao, Fischer ve Dent (2003), yakıt kimyası ve toz yapısının HVOF termal sprey ile oluşturulan WC–Co kaplamaların mekanik ve tribolojik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişler ve çalışmalarında yakıt ve oksijen bakımından zengin

stokiyometrik sprey koşulları kullanmışlardır. En sert ve en sağlam kaplamalar yaklaşık 3000℃ sıcaklık ve minimum dekarburizasyon ile sonuçlanan 0.23 yakıt/oksijen karışımında elde edilmiştir. Bu durum aglomeraların yeterli erimesine ve WC ile Co bağlayıcılar arasındaki sınırlı reaksiyona bağlanmıştır. Tanelerin uzaklaştırılması düşük alev sıcaklığından ve besleme tozundaki nano boyuta yakın tane büyümesini önleyici zayıf WC-bağlayıcı yapışmasından kaynaklanır. Bu nedenle kaplamaların üstün kayma-aşınma direnci bir büyüme önleyici katkı maddesi içeren nanoya yakın boyutta tozlarla kaplanmış kaplamalarda elde edilir. Daha fazla dekarburizasyon zayıf aşınma direncine neden olmuştur ve dekarburizasyon splatlar arası yapışmaya zarar veren W_2C ürettiği için abrazif aşınmadan daha fazla kayma aşınmasını etkilemiştir.

BÖLÜM 4

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE HVOF TERMAL SPREY MALZEMELERİNİN ÖZELLİKLERİ

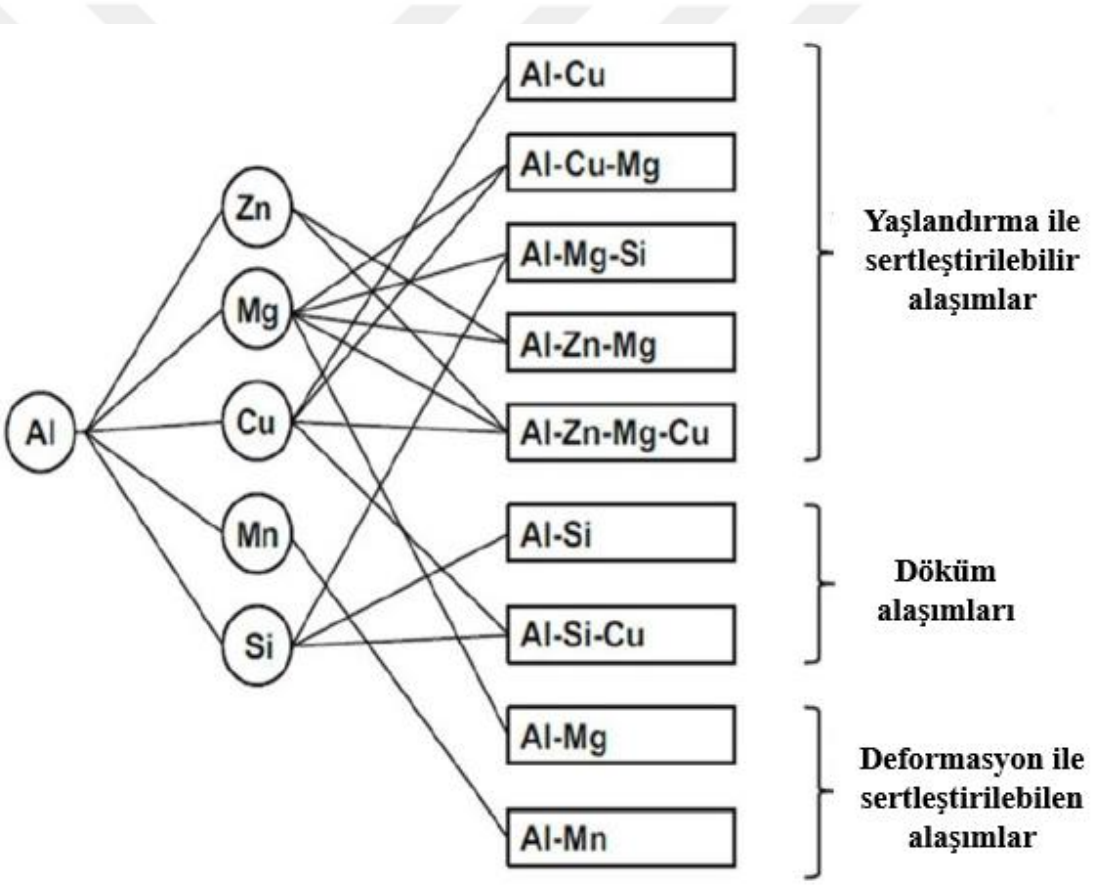
4.1. Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşımları II. Dünya Savaşı'ndan beri hem sivil hem de askeri uçakların yapımında gittikçe artan miktarlarda kullanılmışlardır. Son altmış yıl içerisinde özelliklerinde ve daha da önemlisi kullanımlarını sınırlayan limitlerin anlaşılmasında ve ortadan kaldırılmasında büyük gelişmeler sağlanmıştır (Cirik, 2007). Alüminyum alaşım türleri katkısız alüminyumdan önemli ölçüde daha belirgin hafiflik, yüksek iletkenlik ve tüketim koruması avantajları gibi özelliklere sahiptir. Kompozitler katkısız alüminyumdan 30 kat daha fazla iyileştirilebilir olduğundan üreticiler mümkün olduğunca ana hatlarını düzenleyebilir ve bundan sonra malzemeyi kendi özel gereksinimlerine göre uyarlayabilirler. Kalite-ağırlık temelinde alüminyum alaşımlarının çoğu çelik ve diğer yardımcı metallerden daha iyidir. Ancak aşınma, sürünme ve yıpranma özellikleri oldukça zayıftır. Düşük yumuşama noktalarına sahip oldukları için alüminyum kompozitler sıcaklık arttıkça kalitelerini hızla kaybederler ve 150°C üzerindeki sıcaklıkları içeren uygulamalar için düşünülmemelidir. Herhangi bir kullanımda çelik yerine alüminyumun seçilmesi çoğu zaman ek maliyet getirmekle birlikte azaltılmış ağırlık veya erozyon korumasının avantajlarından yararlanılabilmesine rağmen bir maliyet yükü getirmektedir. Hafiflik, erozyona karşı koruma, düşük destek maliyeti veya yüksek termal ve elektrik iletkenliği için sağlam bir gerekliliğin olduğu yerlerde alüminyum çoğunlukla çelik veya dökme demirin yerini almaktadır. Günümüz motorlu taşıtlarında alüminyum gövde panolarında, motorlarda, manifoldlarda ve azalan ağırlığı ile kilometre oluşturmaya hizmet eden şanzıman kasalarında oldukça fazla

kullanılmaktadır (Çöl, Koç ve Yamanoğlu, 2018b; Koç ve Çöl, 2018; Koç, Çöl ve Çeliker, 2017).

Yüksek korozyon direnci, iyi elektrik iletkenliği, düşük sıcaklıkta yüksek tokluk, yansıtıcılık, zehirli olmayan geri dönüştürülebilirlik ve basit üretimi alüminyum alaşımlarının önemli özelliklerindendir.

Katkısız alüminyumun mekanik ve fiziksel özelliklerini geliştirmek amacıyla silisyum, magnezyum, bakır, mangan ve çinko elementleriyle alaşımlama yapılarak alüminyum alaşımları oluşturulur (Seyalıoğlu, 2018). Şekil 4.1.'de başlıca alüminyum alaşımlarını göstermektedir (Çöl, Erişir, Koç ve Temiz 2018a).



Şekil 4.1. Alüminyum ve alaşım elementleri kombinasyonu (Çöl, Erişir, Koç ve Temiz, 2018a).

4.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Üretim yöntemlerine göre alüminyum alaşımları basınçlı döküm ve kum kalıba döküm olarak üretildiğinde döküm alaşımları; haddeleme, dövme ve ekstrüzyon yöntemleri kullanılarak üretildiğinde ise dövme alaşımları olmak üzere iki farklı gruba ayrılabilir (Çöl vd., 2018a; Çöl, Koç, Öktem ve Kır, 2016). Ayrıca dövme ve döküm yöntemleri kullanılarak imal edilen alüminyum alaşımları ihtiva ettikleri alaşım elementlerine bağlı olarak sertleştirilebilme kabiliyetlerine göre ısıl işleme tabi tutulabilen ve ısıl işleme tabi tutulamayan olmak üzere iki ana gruba ayrılmaktadır (Çöl vd., 2018a; Çöl vd., 2018c).

4.2.1 Dövme Alüminyum Alaşımları

Dövme alüminyum alaşımları katı-çözelti güçlendirme ve soğuk işlem ile gerçekleştirenler ve ısıl işlemle (yaşlanma sertleştirmesi) takviye edilenler olmak üzere iki temel tipte sınıflandırılabilir. Dövme alaşımlarda ilk rakam ana alaşım elementini, 2. ve 3. rakamlar alaşımın saflığını ve 4. rakam döküm parçanın durumunu (ingot vs.) göstermek üzere seriler şeklinde kategorize edilmektedir (Çöl vd., 2018c; Çöl, Koç ve Sarı, 2018d).

Çizelge 4.1. Dövme Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998).

Dövme Alaşımlar		Isıl İşlem
1XXX	Ticari Saflıkta Al (>%99 Al)	Yaşlandırılamaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Mn	Yaşlandırılamaz
4XXX	Al-Si veya Al-Mg-Si	Magnezyum varsa yaşlandırılabilir
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılamaz
6XXX	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir

4.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları

Döküm alüminyum alaşımları alaşımın içeriğine ve ısıl işlem durumlarına göre sınıflandırılabilir. Dövme alüminyum alaşımlarında olduğu gibi döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılmasında da Alüminyum Derneği tarafından yapılan ve 4 rakamdan oluşan tanımlama sistemi kullanılmaktadır. Bu tanımlamada ilk rakam ana alaşım elementini, 2. ve 3. rakamlar alaşımın saflık derecesini, 4. Rakam ise döküm parçasının durumunu belirtmektedir (Çöl vd., 2018c).

Çizelge 4.2. Döküm Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998).

Dökme Alaşımlar		Isıl İşlem
1XXX	Ticari Saflıkta Al (>%99 Al)	Yaşlandırılamaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Mn	Kısmen yaşlandırılabilir
4XXX	Al-Si veya Al-Mg-Si	Yaşlandırılamaz
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılamaz
6XXX	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
8XXX	Al-Sn	Yaşlandırılabilir

4.2.3. Isıl İşlem Tipine Göre Alüminyum Alaşımları

Alaşımın ısıl işlem uygulanabilir veya pekleşebilir olmasına ve mukavemet değerlerine göre ısıl işlem tanımlaması T ve H ile ifade edilir. O alaşımın tavlandığını, W çözündürme uygulandığını ve F ilk üretim halini ifade eder. H ve T den sonra gelen numaralar ise pekleşme miktarını, alaşımın üretim işlem durumunu, ısıl işlem tipini göstermektedir (Askeland, 1998).

Çizelge 4.3. Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem seri numaraları (Kaya, 2005).

Kod	Uygulanan İşlem
F	Fabrikasyon hali
O	Tavlanmış (En yüksek süneklik, en düşük dayanım)
H	Soğuk şekillendirilmiş
H1	Sadece soğuk şekillendirilmiş
H2	Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavlanmış
H3	Soğuk şekillendirilmiş ve kararlı hale getirilmiş
T	Yaşlandırılmış
T1	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
T2	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
T3	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
T4	Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış
T5	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış
T6	Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlandırılmış
T7	Çözeltiye alınmış ve aşırı yaşlanma ile kararlı hale getirilmiş
T8	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
T9	Çözeltiye alınmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş
T10	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
T351	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış. Hadde ürünleri uygulamaları için geçerlidir.
T3510	T351 için uygulanan işlemler ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için
T352	Çözeltiye alınmış, sıkıştırma ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış.
T651	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve korozyon dayanımı arttırmak için yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
T76510	T7651 için uygulanan işlemler ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için geçerlidir.

4.3. Alüminyum Alaşımlarının Temel Özellikleri ve Kullanım Alanları

Alüminyumun ihtiva ettiği alaşım elementi ve oranı alaşımın mekanik ve fiziksel özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Genel olarak seri tipine göre alüminyum alaşımlarının temel özellikleri ve kullanım alanları aşağıda sıralanmıştır (Çöl vd., 2018b; Çöl, Koç, Yarar, Angigün, Türkan ve Makas, 2017).

1XXX serisi %99 ve daha yüksek saf alüminyum alaşımlarıdır. Bu alaşımlar göstermiş oldukları yüksek termal iletkenlik, yüksek elektriksel iletkenlik ve yüksek korozyon dayanımlarından dolayı gıda, elektrik ve kimya endüstrilerinde kullanılmaktadır.

2XXX serisi alaşımların ana alaşım elementi bakırdır. Ayrıca silisyum ve magnezyum ile alaşımlama yapılarak mekanik özellikleri iyileştirilmektedir. Çökelme sertleşmesi sayesinde yüksek mekanik özellikler elde edilebilen bu alaşım grubu savunma ve havacılık endüstrisinde yaygın kullanım alanı bulmaktadır.

3XXX serisi alaşımların temel alaşım elementi mangandır. Ayrıca yüksek mukavemet sağlamak için magnezyum ile de alaşımlama yapılabilmektedir. Alaşım elementi çeşidi az olan bu seri iyi korozyon dayanımı ve şekillendirilebilirlik özelliklerine haizdir.

4XXX serisi alaşımlar silisyum ihtiva etmektedir ve başta lehimleme olmak üzere kaynak teli üretiminde kullanılmaktadır.

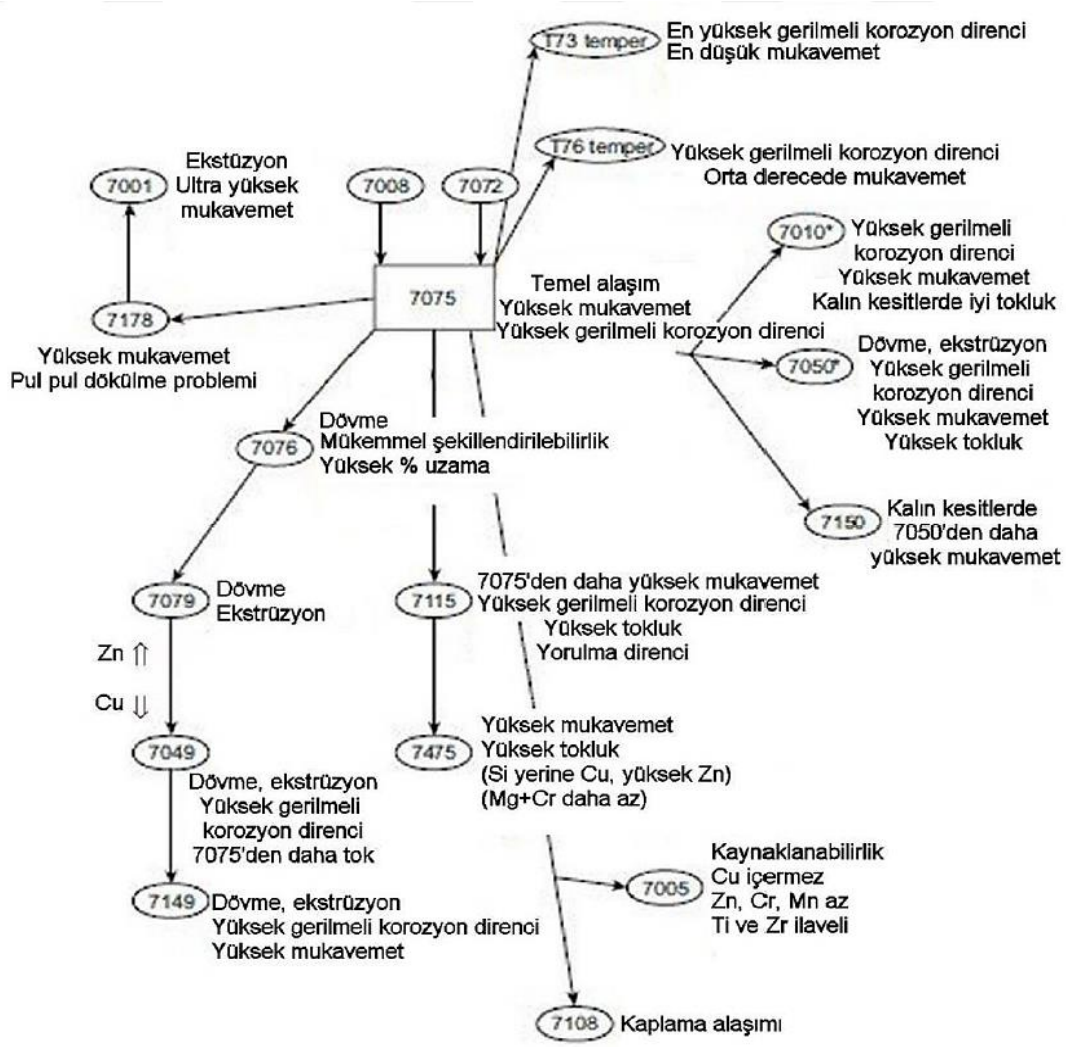
5XXX serisi alaşımların ana alaşım elementi magnezyumdur. Bu alaşımlar iyi kaynak edilebilirlik, yüksek korozyon dayanımı ve iyi şekillendirilebilirlik özellikleri sayesinde inşaat, denizcilik, gıda ve kimya endüstrilerinde geniş kullanım alanı bulmaktadırlar.

6XXX serisi alaşımlar silisyum ve magnezyum ihtiva etmektedir. Çökelme sertleşmesi ile sertleştirilebilen bu alaşımlar yüksek korozyon, kaynak edilebilirlik, mukavemet ve şekillendirilebilirlik özellikleri sayesinde otomotiv endüstrisinde geniş kullanım alanına sahiptir.

7XXX serisi alaşımların temel alaşım elementi çinkodur. Bakır ve magnezyum ile alaşımlandırılarak üstün mekanik özellikler elde edilen bu alaşım serisi havacılık, uzay, otomotiv ve savunma endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Al-Zn-Mg-Cu ihtiva eden yüksek mukavemetli bu alaşım serileri alaşım elementi oranına ve ısıl işlem şartlarına bağlı olarak yaklaşık 500 MPa'ın üzerinde akma mukavemetine sahip olabilirler.

4.3.1. Al-Zn-Mg-Cu (7XXX Serisi) Alaşımları

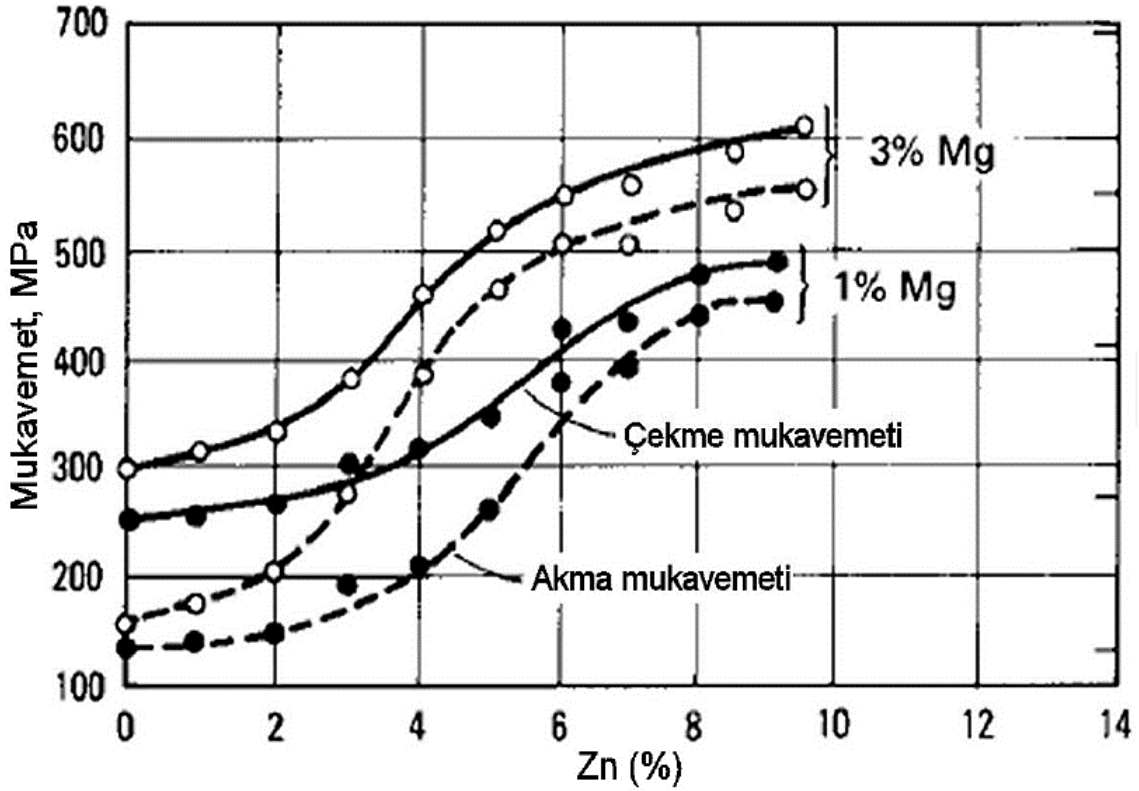
Sahip oldukları yüksek mukavemet, tokluk, sertlik, korozyon direnci ve düşük yoğunluklarından dolayı Al-Zn-Mg-Cu alaşımları havacılık, savunma ve otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılmaktadır (Koç ve Çöl, 2017; Koç, Çöl ve Çeliker, 2016). Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarından olan AA7075 alaşımı ilk olarak 1940 yılında geliştirilmiştir (Seyalıoğlu vd., 2018). Günümüzde farklı kullanım alanları bulan Al-Zn-Mg-Cu alüminyum alaşımlarının temel özellikleri Şekil 4.2.'de gösterilmiştir (Çöl vd., 2018b).



Şekil 4.2. Yaygın olarak kullanılan Al-Zn-Mg-Cu (7XXX serisi) alüminyum alaşımlarının temel özellikleri (Çöl vd., 2018b).

Yüksek mukavemet gösteren bu alüminyum alaşımlarında tokluk ve mukavemet optimizasyonu alaşımın ihtiva ettiği element içeriği ve ısıl işlem şartlarının kontrolü ile

sağlanmaktadır (Çöl ve Koç, 2016; Kır, Öktem, Koç ve Çöl, 2015). 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının temel alaşım elementi olan çinko alaşım içerisinde ağırlıkça %1-%8 aralığında bulunur. Alaşımın ihtiva ettiği çinko miktarı arttıkça alaşımın çekme ve akma dayanımı artarken kırılma tokluğu düşer ve $MgZn_2$ çökeltileri oluşturularak alaşımların mukavemeti arttırılır. Şekil 4.3.'te çinkonun %1,5 bakır ve %1-%3 oranında magnezyum ihtiva eden 7XXX serisi alaşımının mekanik özelliklerine etkisi verilmiştir. Bakır elementi ısıl işlem sırasında katı çökeltinin doygunluğunu arttırarak 7XXX alaşımının yaşlanma davranışını yükseltir. Bakır oranının artmasıyla bu tür alaşımlar için problem olan su verme hassasiyeti de artar. Ayrıca bakırın Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının korozyon direnci üzerinde olumlu etkisi bulunmaktadır (Çöl vd., 2018b; Çöl, Koç ve Sarı, 2018d; Koç, Karakulak, Yamanoğlu ve Zeren, 2014).



Şekil 4.3. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında çinkonun mekanik özelliklere etkisi (Kır, Öktem, Çöl, Koç ve Erzincanlı, 2016).

Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında magnezyum ve çinko alüminyum içerisinde yüksek olarak çözündüğünden alaşımın çökelme sertleşmesi özelliklerinin geliştirilmesini sağlamaktadır (Çöl, Koç ve Yamanoğlu, 2013; Kır, Çöl, Koç ve Öktem, 2014).

4.3.1.1. AA7075 Alüminyum Alaşımı

Alüminyum alaşımlarının ısıl işlemle güçlendirilen 7075 alaşımları yüksek mukavemet-ağırlık oranları sayesinde havacılık, otomotiv, silah ve ulaşım gibi birçok farklı alanda çok çeşitli uygulamalara sahiptir (Tang vd., 2008; Zhan ve Zhang, 2003). 7075 alüminyum alaşımı düşük yüzey sertliği ve yüksek sünekliği nedeniyle kuru kayma aşınması altında genellikle ciddi aşınma hasarı sergilemektedirler (Zhang ve Li, 2001). AA7075 alaşımları kuru ve yağlı koşullarda düşük aşınma direnci gösterir ve AA7075 alaşımları içerdikleri elementlere göre iyi mekanik özellik göstermekle birlikte tribolojik uygulama için araştırılması ve geliştirilmesi gereken konuların başında yer almaktadır. Alüminyum alaşımlarının AA7075 döküm serisi geleneksel dövme alüminyum alaşımlarına oranla daha düşük mekanik özellikler sergiler. Bununla birlikte AA7075 dövme alüminyum alaşımları döküm alaşımlara kıyasla daha yüksek çekme ve akma mukavemetine sahiptir. Dövme 7075 alüminyum alaşımı en yüksek çekme özelliklerine sahip alüminyum alaşımlarından biridir (Kaufman, 2000). AA7075 alaşımı haddelenen, dövülebilen ve çökeltilerek sertleştirilebilen bir alaşımdır. Uygun mekanik özelliklerinin yanı sıra diğer yapı malzemelerine göre çok daha hafif olan alüminyum alaşımları yüzeylerinde hızla oluşan oksit tabakasından dolayı doğal atmosfer ve doğal sularda korozyona karşı dirençlidirler. Bu oksit tabakasının kalınlığı yaklaşık olarak 50 A°'dur ve 4-9 pH aralığında kararlıdır. Ancak AA7075 alaşımı klorür iyonu içeren ortamlarda oyuklanma korozyonundan dolayı dayanıklılığını kaybetmektedir. Taneler arası korozyon ve korozyon çatlaması bu alaşımların kullanımlarını sınırlayan diğer faktörlerdendir. Özellikle 7XXX alüminyum alaşımlarında yüksek dayanım seviyelerinin elde edilebileceği uzun zamandan beri araştırılmakta ve bilinmektedir. AA7075 alaşımı için en yüksek dayanım seviyesi T6 yaşlandırma ısıl işlemi ile elde edilmektedir (Cirik, 2007).

7075 alüminyum alaşımı genel olarak %90.0 Al, %5.6 Zn, %2.5 Mg, %0.23 Cr ve %1.6 Cu ihtiva eder. Ancak bu oranlar üretim faktörlerine göre nominal olarak dalgalanır. 7075 alüminyum alaşımı bir metal için nispeten hafif olan 2.81 g/cm³ yoğunluğa sahiptir

ve mevcut en güçlü alüminyum alaşımlarından biridir bu da onu yüksek stresli durumlarda değerli kılar.

Her tavlama işleminin 7075 alüminyum alaşımına kendi farklı değerlerini ve özelliklerini verdiği unutulmamakla birlikte AA7075 alaşımına uygulanan T6 ısıl işlemi levha ve çubuk stoğu için yaygın bir temperdir.

Bir malzemenin deformasyona karşı direncinin ölçüsü elastisite modülü ve kesme modülü ile verilir. 7075 alüminyum alaşımı için elastisite modülü 71.7 GPa ve kesme modülü 26.9 GPa'dir. Genel olarak bu alaşım güçlüdür ve deformasyona iyi direnç gösterir. Bu da sert ama hafif bir metale ihtiyaç duyan uygulamalar için uygundur.

Bir malzemenin akma dayanımı bir malzemeyi kalıcı olarak deforme etmeyecek maksimum stres miktarı (veya bir alan üzerindeki kuvvet) olarak tanımlanır. 7075 alüminyum alaşımı 503 MPa değerinde bir çekme akma mukavemetine sahiptir.

7075 alüminyum alaşımı düşük yoğunluğu göz önüne alındığında etkileyici bir şekilde yüksek olan 572 MPa (83000 psi) nihai gerilme mukavemetine sahiptir. Diğer alaşımlardan daha az korozyona dayanıklı olmasına rağmen mukavemeti dezavantajlarının önüne geçmektedir.

Kesme mukavemeti bir malzemenin kalıcı olarak deforme olmadan önce yaşayabileceği maksimum "kesme" stres miktarını ölçer. 7075 alüminyum alaşımının kesme mukavemeti 331 MPa'dır.

4.4. Termal Sprey Kaplama Malzemeleri ve Özellikleri

4.4.1. Tungsten Karbür (WC)

Tungsten karbür nispeten sert, kırılgan ve yüksek derecede korozyona dayanıklı özelliklere sahiptir. Yüksek sıcaklık kararlılığı, kimyasal eylemsizlik ve iyi elektrik iletkenliği gösterir. Saf tungsten karbür ve kobalt veya demir tungsten karbür ile alaşımlı kaplamalar yüksek aşınma direnci ve düşük sürtünme sergiler. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda sertlikleri mükemmeldir (Khecba, Hanini ve Halimi, 2010).

Kim, Han, Park ve Kim (2003), WC tanelerinin kristal yapının tercih edilen büyümesine bağlı olarak C içeriği ile şekil değiştirdiğini ve yeni kristalografik düzlemlerin ortaya çıkmasından sorumlu olduğunu belirtmiştir.

4.4.2. Kobalt (Co)

Kaplamalarda mukavemet, sertlik ve tokluk dikkate alındığında bağlayıcı olarak kobalt kullanılır. Kobalt tungsten karbür için iyi bir bağlayıcıdır. Tungsten karbürün kobalt tarafından ıslatılması, tungsten karbürün kobalt içindeki çözünürlüğü, kobaltın tungsten karbüre yapışması ile karbon-tungsten içeren ince kobalt filmlerin mukavemet özellikleri kaplamanın performansına katkıda bulunur (Timm ve Schwarz, 1990).

4.4.3. Krom (Cr)

Kaplamanın korozyon direncini ve aşınma direncini arttırmak için krom yaygın olarak kullanılmaktadır. Kaplamalara Cr ilavesi yapılmasının Co matrisinin çözelti sertleşmesine neden olduğu ve bu da WC-Co bazlı kaplamalarının abrazif aşınma direncini arttırdığı belirtilmiştir (Barbezat, Nicol ve Stickinger, 1993). Cr'nin termal sprey kaplama birikimi esnasında WC fazının ayrışmasını ve Co matrisinin buharlaşmasını inhibe ettiği bildirilmiştir (Karimi, Verdon ve Berbazat, 1993). Ayrıca Cr farklı aşınma koşullarında Co matrisi ile WC tanelerinin bağlanmasını iyileştirir (Toma, Brandl ve Marginean, 2001). Cr'nin WC-Co bazlı kaplamaya eklenmesi kaplamanın aşınma direncini arttırır.

4.4.4. WC-Co

WC sermet karbürler alet ve kalıplarda kullanılmaktadır. Uygulamaya ve maliyete bağlı olarak Co içeriği kontrol edilir. Co içeriğinin sermet özellikleri üzerindeki etkisi araştırılmakla birlikte kaplamanın ihtiva ettiği Co içeriği ve WC tane boyutu mekanik özellikleri ve aşınma davranışını etkiler (Chivavibul, Watanabe, Kuruda ve Shinoda, 2007). Saito, Iwabuchi ve Shimizu (2006), Co içeriği ve WC tane boyutunun artmasının spesifik aşınma oranını arttırdığını tespit etmişlerdir.

Co içeriğindeki temel etki sertlik ile ilgilidir ve Co içeriği arttıkça sertlik azalır. Ayrıca WC partiküllerinin boyutları da mekanik özellikleri ve aşınma davranışını önemli ölçüde etkiler. Tane boyutu ve etkisi hakkında yapılan çalışmalar daha küçük boyutlu partiküller kullanmak için yüksek sıcaklık uygulama tekniklerinin parametrelerini iyileştirme yönündedir ve uygulama parametrelerinin yeterli kontrolü ile daha az WC dekarbürasyonu ve özelliklerde değişiklik elde etmek mümkündür. Li, Ohmori ve Tani (1999), WC-Co kaplamanın nispi abrazif aşınmasının nispi karbür boyutunun karekökü ile orantılı olduğunu bulmuştur.

4.5. HVOF Termal Sprey Kaplamalar ve Özellikleri

4.5.1. HVOF Spreylenmiş WC Kaplamalar

WC sermet kaplamalarını oluşturmak için hava plazma sprey (APS) ve HVOF gibi birçok termal sprey tekniği uygulanabilir ve kaplamaların özellikleri büyük ölçüde püskürtme tekniğine bağlıdır. Diğer püskürtme teknikleri ile karşılaştırıldığında HVOF püskürtme tozun maruz kaldığı daha yüksek hızlar ve daha düşük sıcaklıklardan dolayı WC sermet tozlarını biriktirmek için en iyi yöntemlerden biridir (Misra ve Finnie, 1982). Tungsten karbür bazlı tozlar kayma, sürtünme, aşınma ve erozyon gibi çeşitli koşullarda kullanılan yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip yoğun kaplamalar üretmek için HVOF termal sprey yönteminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bununla birlikte kaplamaların mikro yapısı ve mekanik özellikleri sadece tozun bileşimine bağlı olmayıp aynı zamanda püskürtme işlemi sırasında meydana gelen faz dönüşümlerinden de önemli ölçüde etkilenirler. Sinterleme atmosferinin, sıcaklığının ve süresinin dikkatlice kontrol edildiği sinterlenmiş WC sermetleriyle karşılaştırıldığında HVOF ile oluşturulan WC

kaplamalar; WC ve bağlayıcı matris arasındaki termal olarak aktive edilmiş reaksiyonlardan ve püskürtme işlemi sırasında alev içindeki kaplama tozu ayrışma ve dekarburizasyondan muzdariptir ve bu da oksidasyondan kaynaklanan W_2C, W gibi zararlı fazların oluşumuna yol açar (Fincke, Swank ve Hggard, 1994; Jarosinski, Gruninger ve Londry, 1993; Verdon, Karimi ve Martin, 1997). Ayrıca aşırı doymuş bağlayıcının (çözeltide tungsten ve karbon ile) hızlı katılaşması amorf veya nanokristal faz oluşumuna neden olabilir (Karimi, Verdon ve Barbezat, 1993; Li, Ohmori ve Harada, 1996a; Usmani, Sampath, Houck ve Lee, 1997). Faz dönüşümleri ve ortaya çıkan kaplama özellikleri tozun tipi ve bileşiminin yanı sıra sprey sistemi ve kullanılan yakıttan etkilenir (Khan ve Clyne, 1997; Li, Ohmori ve Harada, 1996b; Ramnath ve Jayaraman, 1989; Usmani vd., 1997).

Termal olarak oluşturulan kaplamaların mekanik özellikleri bileşimlerinin, mikro yapılarının, faz katkılarının ve gözeneklilikliklerinin dengesinin bir sonucudur. Termal olarak oluşturulan WC sermet kaplamaları için ayrışma seviyeleri sertlik ve kırılma tokluğu gibi mekanik özellikleri etkiler (Qiao, Fischer ve Dent, 2003). Sertlik ve kırılma tokluğu değeri bağlayıcı içeriği (Milman, Luyckx ve Northrop, 1999), bağlayıcı bileşimi (Shaw, Gruninger ve Jarosinski, 1994), splat kohezyonu (Zhao, Maurer, Fischer ve Lugscheider, 2004), kullanılan termal sprey sistemi (Jacobs, Hyland ve Bonte, 1999), parçacık sıcaklığı ve püskürtme sırasındaki hız (Marple ve Lima, 2005) gibi birçok faktörden etkilenebilir.

HVOF tekniğiyle oluşturulan WC sermet kaplamaları için geniş sertlik değerleri (HV= 800-1800 arasında) rapor edilmiştir (Chivavibul, Watanabe, Kuroda ve Shinoda, 2007; Khan ve Clyne, 1997; Picas, Punset, Baile, Martin ve Forn, 2009; Usmani vd., 1997). Sertlik değerindeki bu farklılık yalnızca farklı kaplama tozları ve sprey parametrelerinden değil aynı zamanda bu malzemelerin homojen olmayan yapısından da kaynaklanmaktadır. Bu varyasyon temel olarak kaplamaların mikroyapısal özelliklerine bağlıdır. Örneğin püskürtme işlemi sırasında ayrışma nedeniyle karbür fazının azalması W ve C'nin bağlayıcı içinde çözünmesine ve hızlı katılaşma sonrası sertliğinin artmasına neden olur. Bu nedenle karbür faz içeriğinin azaltılması termal olarak oluşturulan WC sermet kaplamalarının sertliğinin azalmasına neden olsa da W ve C ile doyurulmuş amorf bağlayıcı kaplamanın yığın sertliğini artırabilir.

HVOF tekniğiyle oluşturulan WC sermet kaplamalarda (anizotropik lamine yapı nedeniyle) sertliği azaltan kusurlar çekme mukavemetini de düşürerek çatlak büyümesini hızlandırabilir. Bu nedenle kırılma tokluğu ve sertlik esasen ters bir ilişkiye sahip olamaz. Qiao, Fischer ve Dent (2003), HVOF yöntemiyle bir dizi WC-Co kaplaması yapmış ve sinterlenmiş WC sermetlerinde gözlemlenen davranışın aksine kaplamaların sertliği ve tokluğunun birlikte arttığı sonucuna varmışlardır.

4.5.2. HVOF Spreylenmiş WC-Co Kaplamalar

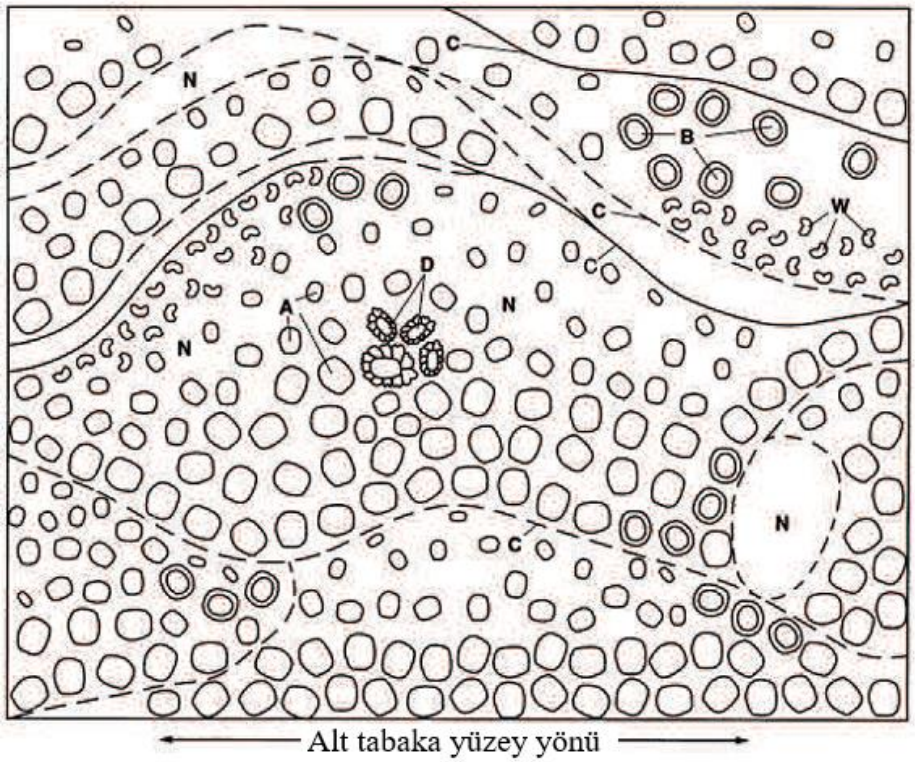
HVOF tekniği ile oluşturulan kaplamalar işlem sırasında kullanılan gazın neden olduğu gözenekliliğe sahip bir yüzey oluşturmaktadır. Karbonun dekarburizasyon reaksiyonları yoluyla serbest bırakılması karbonun $2C + O_2 \rightarrow 2CO$'ya (gaz) göre oksidasyonu veya karbonun matris malzemesine difüzyonu olmak üzere iki şekilde gerçekleşir (Nerz, Kushner ve Rotolico, 1992).

Bu yöntemle uygulanan kaplamalar üzerinde parçacık etkisi, Co miktarının etkisi, nano tozların etkisi ve tribolojik özelliklerle ilgili birçok çalışma bulunmaktadır.

Bazı çalışmalar ayrıca yakıt gazı seçimini ve bunun mikro yapı ve aşınma direnci üzerindeki etkisini de göz önünde bulundurur. Yakıt gazı gücü WC-Co tozunun ısınmasını aşırı arttırırsa ve istenmeyen fazlar ortaya çıkarsa oksijen-yakıt oranını artırarak güçlenecektir.

Verdon vd. (1998), kaplama işlemi sırasında partikül gelişimini açıklamak için bazı özel modeller oluşturulmuş ve mikroyapısal evrim, ayrışma ve amorf faz dikkate alınarak çalışmalar yapılmış ve bu çalışmalarda malzemedeki mikroyapısal değişiklikleri hesaba katan gerçekçi fiziko-kimyasal süreçler önermişlerdir. Şekil 4.4.'te kaplamanın kesiti üzerinde mikro yapının şematik bir temsili verilmiştir. Bu şekil kobalttaki WC çözünme derecesine göre çeşitli miktarlarda WC fazı içeren alt tabakaya paralel uzun adalardan oluşur. Bu çözünme soğutmadan sonra bir nanokristal bağlayıcı faz içerir. Bu nedenle bağlayıcının bileşimi mikro yapı boyunca dalgalanır ve bağlayıcıdaki tungsten konsantrasyonu kalan WC tanelerinin hacim fraksiyonu pahasına artar. Bu fenomenler soğutma altında bir nano-kristal matriste alt karbür W_2C, tungsten taneleri ve sadece az miktarda metalik kobalt görünümünü açıklar. Matris çarpan partiküllerin maruz kaldığı

sıcaklık dalgalanması ve dekarbürizasyon seviyeleri ile bağlantılı olarak kaplama boyunca dalgalanan oranlarda kobalt, tungsten ve karbon içerir (Verdon, Karimi ve Martin, 1998).



Şekil 4.4. Farklı fazlar ve kristalitlerin aynı ölçekte çizildiği alt tabakaya dik olan kaplama mikro yapısının şekli. (A) WC karbürleri, (B) WC+W_2C W-W kristalitleri, (C) Splat sınırları, (D) WC tanelerini çevreleyen Co dendritler, (N) Nano-kristal matris (Verdon vd., 1998).

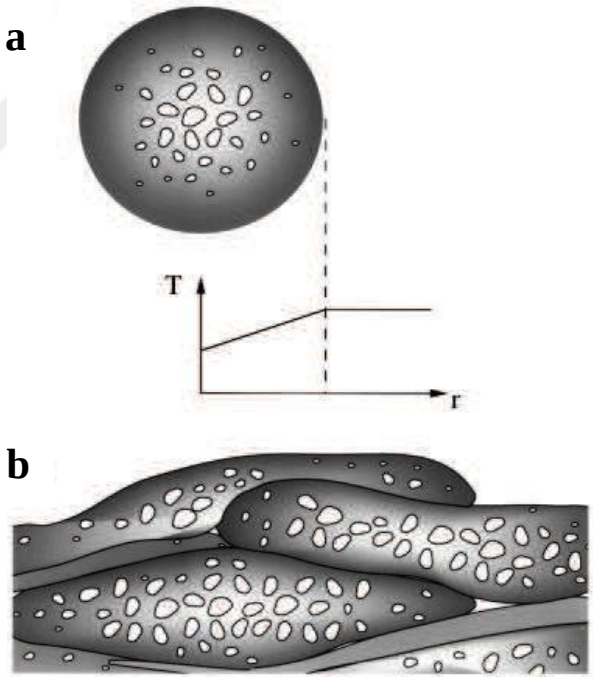
Aşındırıcı testlerde aşınma mekanizması göz önüne alındığında kaplamaların performansının kaplamaları test etmek için kullanılan aşındırıcıya bağlı olduğu ve bu kaplamalardaki mikro parlatma ve lamellerin kademeli olarak bozulmasından kaynaklanan ana mekanizmalar arasında plastik deformasyon ve lameller arası kırılma yer almaktadır. Aşınma koşullarında aşınma direnci için ana sonuç tabakalar arası kohezyonun kaplama direnci için kritik olduğudur (Bozzi, Biasoli ve Mello, 1999).

Bazı araştırmacılar kaplamaların abrazif aşınma direncinde partikül boyutunun etkisini görmek için yapılan testlerde WC tane tozlarının farklı ortalama boyutlarını kullanmışlardır. WC karbür boyutunun abrazif aşınmayı büyük ölçüde etkilediğini ve

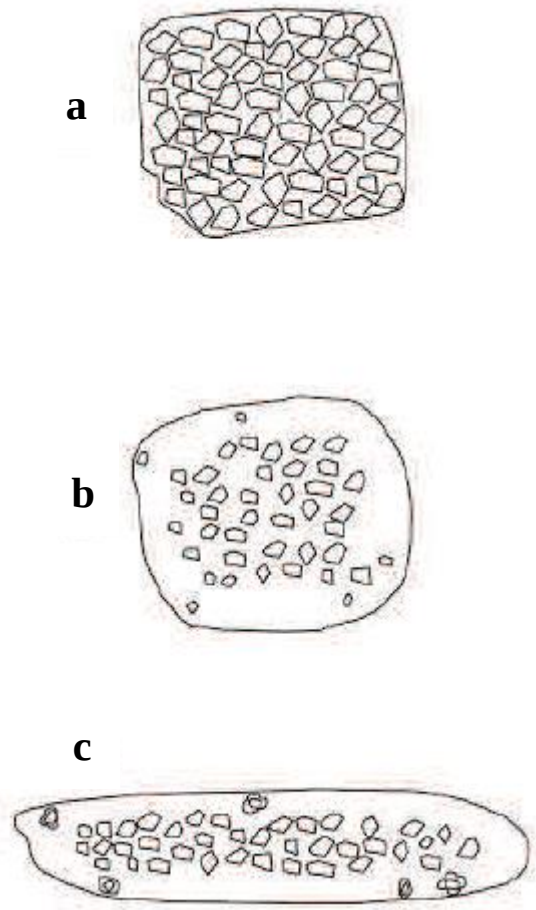
WC-Co kaplamalarda abrazif aşınmanın karbür boyutunun karekökü ile orantılı olduğunu ortaya koymuşlardır. Ayrıca Co içeriğinin arttırılması WC ve W_2C fazında bir azalmaya neden olduğu ve kaplamanın sertliğini azalttığı gösterilmiştir (Chivavibul, Watanabe, Kurod ve Shinoda, 2007).

Yapılan çalışmalar çok çeşitli aşındırıcı test koşulları altında normal ve nano tozlar kullanılarak oluşturulan kaplamaların özellikleri karşılaştırıldığında HVOF püskürtmeli WC-Co nanokompozit kaplamanın aşınma oranının normallerden 1.4-3.1 kat daha yüksek olduğunu göstermektedir.

Şekil 4.5. ve Şekil 4.6.'da verilen ve HVOF sprey işlemi sırasında mikroyapı oluşumunu gösteren iki şema sırasıyla Verdon vd. (1998) ve Stwart vd. (2000), tarafından önerilmiştir. Her ikisi de benzer olarak tamamen erimiş bir yapı ortaya çıkmadığını ve sadece kısmi bir erime matrisi ve karbürlerin kısmi bir bozunmasını değerlendirmişlerdir.



Şekil 4.5. (a) Uçuş sırasında bir parçacık, (b) Kaplamalarda oluşan adacıklar. Gri skala geçişinin daha parlak rengi, sırasıyla sıvı (a) ve matris (b) içindeki daha düşük W konsantrasyonuna karşılık gelir (Verdon, Karimi ve Martin, 1998).



Şekil 4.6. WC-Co toz partikülünün eritilmesi. WC çözünmesi ve dekarbürizasyonu ile ilgili işlemler. HVOF işlemi sırasında (a) ve (b) alt tabaka ile çarpmadan merceksi bir sıçrama oluşumuna kadar beklenen değişiklikler (c)'de gösterilmektedir (Steawart, Shipway ve Cartney, 2000).

4.5.3. HVOF Spreylenmiş WC-Co-Cr Kaplamalar

4.5.3.1. Aşınma Performansı ve Mekanizmaları

Literatürde farklı sermet ve seramik kaplamaların HVOF termal spreyinin proses-mikroyapı-aşınma performansı ilişkisi tartışılmıştır. Çalışmaların çoğu altta yatan temas mekaniği, arıza modları ve mikro yapı ile ilişkilerini ayrıntılı olarak incelemek yerine aşınma direnci ve HVOF tekniğine odaklanmıştır (Ghabchi vd., 2014). Ancak Ghabchi vd. (2014), termal sprey ile oluşturulan kalın WC-Co-Cr HVOF kaplamaların temas yükü altında aşınma mekanizmalarını ve hasar sürecini değerlendirmiş ve kaplama oluşumu sırasında partikül termal ve kinetiğinin birleşik etkisi yoluyla kaplama gözenekliliğini ve

karbonlaşmayı yakalamak için boyutsuz erime indeksini kullanmıştırlar. Daha yüksek erime indeksi ile karakterize edilen partiküllerin azaltılmış gözeneklilik, artan dekarbürizasyon ve daha yüksek W_2C oluşumu gösterdiği rapor edilmiştir.

Libardi vd. (2014), ASTM G65 standartlarını kullanan HVOF dahil olmak üzere farklı termal püskürtme teknikleri ile uygulanan nano yapılı WC-10Co-4Cr, WC-12Co ve Fe bazlı 140MXC kaplamalar için abrazif aşınma mekanizması ve mekanik özellikleri incelemiştir. Çalışmalarında nanoyapılı WC-10Co-4Cr HVOF püskürtmeli kaplamanın tel ve alevli termal püskürtmeye kıyasla daha az yüzey pürüzlülüğüne sahip olduğunu ve nano yapılı WC-10Co-4Cr HVOF püskürtmeli kaplamaların aşınma direncinin diğer termal püskürtme tekniklerinden beş kat daha fazla olduğunu bildirmişlerdir.

Wood (2010), HVOF termal sprey WC-Co-Cr bazlı kaplamaların kuru ve ıslak kayma tribolojik testi ile aşınma ve aşınma-korozyon davranışını değerlendirilmiş ve 200 mikron hava-katı parçacık erozyonu koşulları altında çatlak oluşumunun doğasının anizotropik termal olarak spreylenmiş WC-Co-Cr kaplamalar için alt tabakaya paralel olarak düşük bir kırılma tokluğu davranışı gösterdiğini bildirmiştir. Kaplamadaki kobalt gölleri, sıçrama sınırları, ara yüzey kapanımları gibi boşluklar ve diğer bazı mikro yapısal özellikler çatlak başlatma bölgeleri olarak işlev görmektedir. HVOF proses optimizasyonu ile erozyon direncinde %50 artış sağlanmıştır. Sulu erozyon durumunda gözenekler, homojen olmayan karbür dağılımları ve alt tabaka kum püskürtme kalıntıları olmak üzere üç mekanizma önemli rol oynamıştır (Wood, 2010). Wood (2010), ayrıca HVOF ile tekniği ile oluşturulan WC–10Co–4Cr kaplamanın sinterlenmiş sermet kaplamalarla karşılaştırılabilir abrazif aşınma direnci yüzeyi oluşturduğunu rapor etmiştir. Kuru ve ıslak aşınma direncinin 10^{-16}-10^{-18} m³/Nm aşınma oranına ve 0,2-0,5 arasında değişen yüksek sürtünme katsayısına sahip olduğunu ve tribo-kimyasal süreçlerin karbürlerin çıkarılmasının aşınma mekanizmasına hakim olduğu yerde bağlayıcı fazlardaki oksitlerin sürtünmeyi ve aşınma oranını etkilediğini bildirmiştir.

4.5.3.2. Mekanik Özellikleri

Termal püskürtmelerin kalitesi ve performansı büyük ölçüde kaplama ile alt tabaka arasındaki yapışmaya bağlıdır. Termal sprey kaplamaların temel bağlanma mekanizmaları kaplama ile altlık arasındaki yüzeylerin yaklaşık %15-60 arasında olan

temas alanına bağlıdır (Frauchais, Heberlein ve Boulos, 2014). Fauchais vd. (2014), yapışmayı "Adhezyon çatlakları başlatmak veya ilerletmek için gereken enerjiyi dikkate alan ve kaplama sisteminin yapışmasını kırılma tokluğu açısından değerlendiren kırılma mekaniği aracılığıyla tanımlanabilir" olarak ifade etmektedirler (s. 228). Kaplama ve alt tabaka arasındaki yapışma termal sprey kaplamaların kalitesini ve performansını büyük ölçüde belirler. Termal sprey tekniği, kaplama tozu parçacık boyutu dağılımı ve morfolojisi, çalışma koşulları, alt tabaka malzemesi, kalıntı gerilmeler ve çevre koşulları kaplamanın yapışmasını belirlemektedir. Zaat (1983), termal sprey kaplama ile altlık arasındaki bağlanma mekanizmalarının mekanik kilitleme, metal-metal bağlama ve kimyasal bağ olarak kategorize edildiğini öne sürmüştür. Metal-metal bağları alt tabaka ile metaller arası bir bileşiğin neden olduğu difüzyon ve kimyasal bağlanmadan kaynaklanır. Kvernes (1999), özellikle kalın kaplamalar için artık gerilmenin kaplamaların yapışmasını artırabileceğini veya azaltabileceğini belirtmiştir.

Metalik besleme stoğunun alt tabaka yüzeyinde kolayca eriyip akması ile birlikte ara kaplamalar ile seramik kaplama arasında yüksek yapışmaya neden olan bir spesifik temas alanı oluşur. Arada oluşan bağ, seramik kaplama ile altlık arasında uyumlu bir tabaka görevi görür ve böylece seramik kaplamaya daha düşük gerilimler aktarılır (Berndt, 1990). Termal olarak oluşturulan kaplamaların yapışması kaplama içindeki lamel yapılarının, alt tabaka ile kaplama arasındaki ara yüzün, artık gerilmelerin, çatlak popülasyonunun, gözenek boyutu ve dağılımının kombinasyon problemidir (Berndt, 1994).

4.5.3.3. Yüzey Pürüzlülüğünün Kaplamanın Yapışmasına Etkisi

HVOF termal sprey işlemlerinde püskürtülen malzemeler genellikle gazların yanması ile kısmen veya tamamen eritilir ve ardından alt tabakaya çarptırılır. Kaplamanın yapışma yönü yüzey aspiratları ve erimiş veya kısmen erimiş besleme tozu arasında üretilen kilitleme ve sabitleme mekanizmalarıyla alt tabakaya paraleldir. Daha sonra termal sprey yoluyla biriktirilen tabakanın üzerine başka lamellar inşa edilir (Paredes, Amico ve d'Oliveira, 2006). Genel olarak herhangi bir termal sprey işleminde kaplama ile altlık arasındaki yapışma ve parçacıklar arasındaki uyum kaplamanın mekanik performansını kontrol eder. Yapışma mekanik, kimyasal-metalurjik ve fiziksel kuvvetler olmak üzere üç kuvvet mekanizmasının sonucunda meydana gelir. Erimiş veya yarı

erimiş parçacık alt tabaka yüzeyine doğru hızlandırılır ve çarpma yüzeyinde düzleşecek şekilde değişir ve daha sonra hızlı soğutmanın ardından alt tabaka düzensizlikleri ile bağlanma meydana gelir. Parçacık malzemelerine dayalı olarak parçacıklardan alt tabakaya ısı transferi nedeniyle oluşan mikro kaynak, atomik difüzyon, katı çözelti ve intermetalik oluşum kimyasal-metalurjik mekanizmayı meydana getirir. Son bağ oluşum mekanizması ise fiziksel yapışma nedeniyle zayıf fiziksel bağdır. Yüzey pürüzlülüğü ve yağ-nemden arındırılmış temiz yüzeyler bağlanma mekanizmasında ve kaplama-alt tabaka yapışmasında önemli faktörlerdir (Paredes vd., 2006). Cam, alüminyum oksitler ve çelik tozları gibi kumlama ve yüzey pürüzlendirme için kullanılan malzemelerin türü kaplamalarda farklı yapışma gücü üretebilir. Paredes vd. (2006), alt tabakanın 70-80 mikron daha yüksek pürüzlülük değerinin HVOF alüminyum termal spreyin daha iyi yapışmasını sağladığını ve alt tabaka pürüzlülüğünün azaltılmasının ise daha az pürüzlü kaplamalar ürettiğini göstermiştir.

Staia vd. (2000), ısıl işlem sürecindeki farklı önemli parametreler arasında kum püskürtme ile yüzey hazırlığının önemini araştırmışlardır. Yüzey ve katlar arasında bağlanmanın oluşturulması için kum püskürtme çok önemlidir. Çalışmalarında, kumlama basıncını 0,345'ten 0,621 MPa'ya değiştirmişler ve bunun yüzey pürüzlülüğünü 9,74'ten 12,57 μm'ye çıkardığını tespit etmişlerdir. Çentik ve çekme testi ile ölçülen WC-Co kaplamaların yapışma özelliklerinin yüzey pürüzlülüğü ile doğrudan pozitif ilişkisi olduğunu göstermiştir. Farklı yüzey pürüzlülüğü farklı yapışma mukavemeti ile sonuçlanmıştır.

Ben Mahmud vd. (2014), yüzey pürüzlülüğünün kaplamanın yapışma üzerine etkisini incelemişlerdir. Yapmış oldukları çalışmada termal kaplama işleminden önce altlık yüzeyini pürüzlendirmek için kum numarası 16, 24 ve 36 olan üç farklı kum kullanmışlar ve ardından abrazif aşınma testi yapmışlardır. Sonuçlar daha yüksek yüzey pürüzlülüğünün alt tabaka ve kaplama levhası arasında daha güçlü bir mekanik kilitlenme olduğunu göstermiştir ve bu sonuçlara dayanarak yazarlar çalışmalarında 12 μm ortalama yüzey pürüzlülüğünü veren 16 numaralı kumu kullanmayı tercih etmişlerdir (Saha, Ben Mahmud ve Khan, 2013).

4.5.3.4. Kaplama Gözenekliliğinin Etkisi

HVOF püskürtme işlemi sırasında kaplama mikro yapısında gözeneklilik, lameller arası kusurlar ve mikro çatlakları içerebilen farklı kusurlar ortaya çıkabilmektedir. Bu farklı kusurlardan gözeneklilik kaplamaların mekanik özelliklerinde önemli bir rol oynama eğilimindedir. Örneğin elastikiyet modülü, sertlik ve aşınma direnci kaplamalarda mevcut olan gözenek hacmine bağlıdır. Gözeneklilik bir kaplamayı diğerlerine kıyasla ayırt etmek için kullanılan ana kaplama karakterizasyonlarından biridir (Karthikeyan, Balasubramanian ve Rajendran, 2014; Konyashin ve Chukalovskaya, 1997). Deshpande, Kulkarni ve Sampath (2004), kısmen stabilize edilmiş zirkonya ve alümina seramiklerde farklı seramik kaplamalardaki gözenekliliği ölçmede % gözenekliliği karakterize etmek ve niceliğini belirlemek için başarıyla kullanılan görüntü analizini kullanmışlar ve farklı besleme stoğu başlangıç tozunun oluşturulan kaplamalarda farklı % gözeneklilik ile sonuçlandığı sonucuna varmışlardır.

Termal püskürtmede eriyik alt tabakaya veya önceki kaplama lameline çarptığında sıcaklık aniden düşer ve bu nedenle hızlı katılaşma meydana gelir. Ayrıca erimiş veya kısmen erimiş partikülün hızı yüksek hızlı darbe ile sonlanır. Hem hızlı katılaşma hem de yüksek darbe lamellar arası gözenekleri meydana getirir. Bununla birlikte katılaşma sırasında yükselen termal gerilmeler ve çekme gerilmelerinin gevşemesi nedeniyle çatlak oluşumu meydana gelebilir (Herman, 1988).

Vignesh, Shanmugam, Balasubramanian ve Sridhar (2017), demir bazlı amorf metalik kaplamalarda minimum gözeneklilik ve maksimum sertlik elde etmek için optimum HVOF termal sprey parametrelerini incelemiştirler. Oksijen akış hızı, yakıt akış hızı, toz besleme hızı, taşıyıcı gaz akış hızı ve sprey mesafesini içeren sprey parametreleri demir bazlı amorf kaplamanın gözenekliliğini ve mikro sertliğini tahmin etmede kullanılacak ampirik bir ilişki geliştirmek için incelenmiştir. Çalışmalarında oksijen akış hızının kaplamanın nihai gözenekliliğini ve sertliğini belirleyen en önemli püskürtme parametresi olduğunu belirlemişlerdir. WC–10Co–4Cr kaplamaları üzerine yapılan çalışmalarda oksijen akış hızının gözeneklilik üzerindeki etkisine ilişkin benzer bulgular rapor edilmiştir (Murugan, Ragupathy, Balasubramanian ve Sridhar, 2014).

Sadeghimeresht, Markocsan ve Nylen (2017), kaplamaların gözenekliliğini azaltmak ve korozyon direncini artırmak için hem HVOF hem de HVAF kullanılan Co ve Ni bazlı kaplamalar yerine Fe bazlı kaplamaları kullanmışlar ve HVOF termal sprey yöntemiyle üretilen kaplamalara kıyasla Fe bazlı kaplamalarda daha az gözeneklilik ve oksit gözlemlenmiştir. Bu çalışma ayrıca daha ince partikül boyutlu bir kaplama tozunun daha yüksek korozyon direncine sahip kaplamalar ürettiğini göstermiştir.

Fe bazlı kaplamalara krom ilavesi korozyon direncini arttırmak için kullanılmasına rağmen kaplamaların üniformitesinin ve daha az gözenekliliğinin kaplamaların korozyon direncini arttırmada daha etkili olduğu gösterilmiştir (Sadeghimeresth vd., 2017). Spreyleme parametrelerinin ayarlanması ve optimize edilmesiyle HVOF tekniği kullanılarak kaplama yapıldığında WC-Co kaplamalarında %1'den daha az gözeneklilik elde edilebileceği iyi bilinmektedir (Tillmann, Vogli, Baumann, Matthaeus ve Ostrowski, 2008). Ayrıca erimemiş parçacıklar ve yarı erimiş parçacıklar da kaplamalardaki gözenekliliği arttırır (Matikainen, Niemi, Koivuluoto ve Vuoristo, 2014). Kaplamayı oluşturmak için alt tabaka yüzeyinde sıçramalar oluşturan erimiş damlacıkların hızlı katılaşması kaplamalardaki artan gözenekliliğin ve kusurların ana nedenlerinden biridir (Richer, 2010).

Spreyleme parametrelerinden biri de biriken kaplama yoğunluğu üzerinde etkiye sahip olan ve çarpma olarak bilinen mekanizma yoluyla alt tabakaya geçiş hızıdır (Van Steenkiste, Smith ve Teets, 2002). Biriktirme işlemi gerçekleştirilirken kümülatif plastik deformasyon devam etmekte ve bu mekanizma toz malzeme yüksek bir hıza sahip olduğunda doğal olarak meydana gelmektedir. Alt tabakanın düşük hareket hızları kaplama gözenekliliğini azaltan çarpmayı artırır ve buna dayanarak düşük gözenekli kaplamalar üretmek için düşük bir alt tabaka hareket hızı gereklidir.

Ban ve Shaw (2003), biri splatlar arasında ve diğeri münferit splat içinde olmak üzere kaplamalardaki gözeneklilik durumunu konumlarına göre iki tipte sınıflandırmışlardır. Splatlar arasında oluşan gözeneklilik esas olarak toz parçacık hızından ve sprey alev sıcaklığından etkilenir. Splat içinde olan diğer gözeneklilik türü ise temel olarak toz parçacıklarının genellikle tamamen erimediği termal püskürtme işlemi ile her zaman uzaklaştırılamayan kökleşmiş besleme tozu gözenekliliği ile ilgilidir (Lovelock, 1998). Nano yapılı kaplamanın kullanımı geleneksel kaplamaya göre aşınma

davranışını iyileştirir ve bunun başlıca nedeni ise birbirine bağlı gözenekliliğin azalması ve bağlayıcı matrisinin daha iyi dağılımıdır (Fedrizzi, Rossi, Cristel ve Bonora, 2004)

4.5.3.5. Hacim Oranı ve Bağlayıcı Serbest Yolunun Etkisi

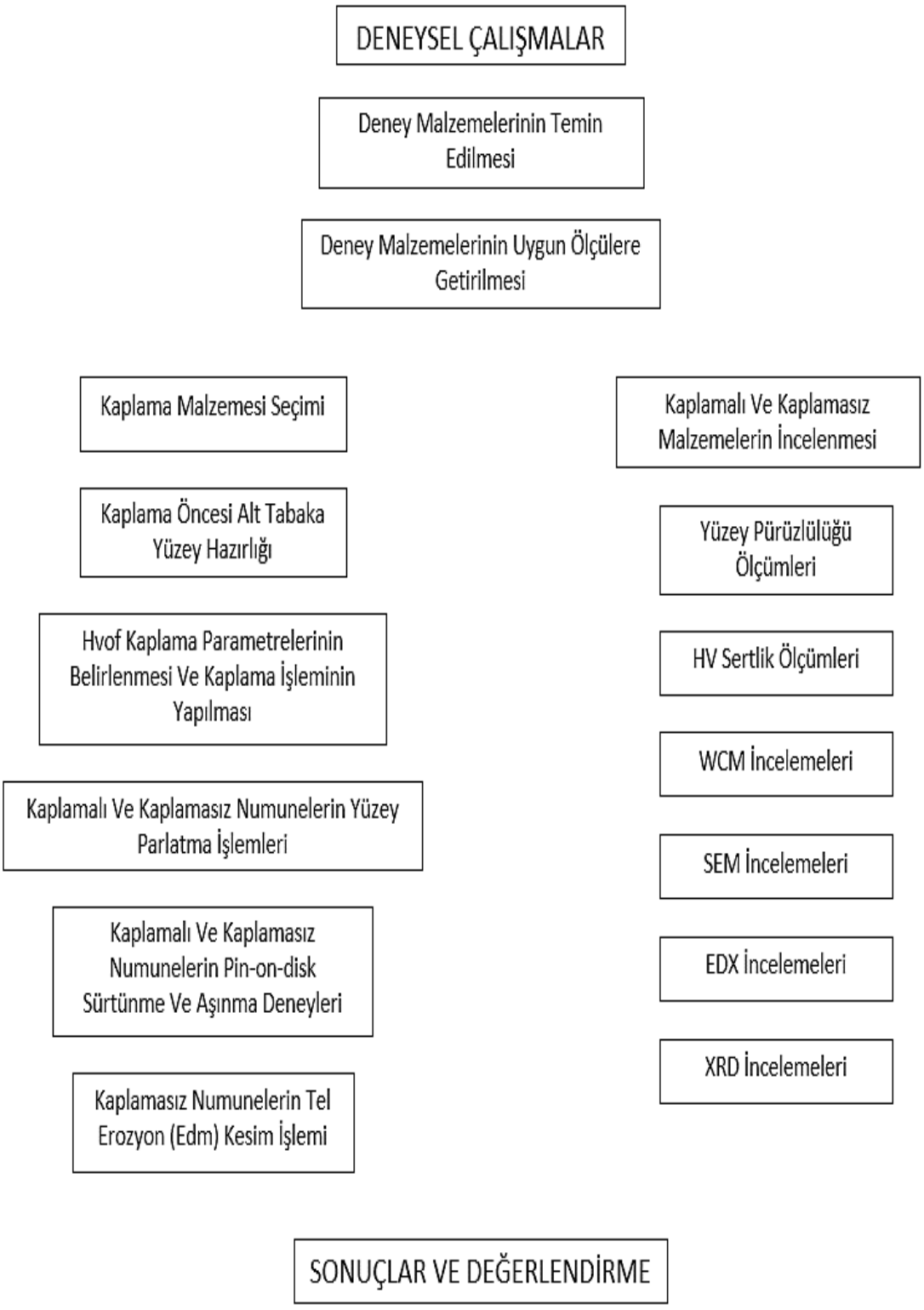
Metalurjik sistemlerde partikül tane boyutu ve bu partiküllerin matris içindeki dağılımı malzeme özellikleri ve performansı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. WC-Co sisteminde sertlik, tokluk ve mukavemet gibi mekanik özelliklerin Co bağlayıcının ortalama serbest yoluna bağlı olduğu bildirilmektedir (Porat ve Melek, 1988). HVOF tekniği ile oluşturulan sermet kaplamaların aşınma direnci bağlayıcınnın ortalama serbest yoluna ve WC karbürlerin tane boyutuna bağlıdır. Ortalama serbest yol ise kompozitteki tane boyutuna ve metalik hacim fraksiyonuna bağlıdır.

Ndlovu (2009), ortalama serbest yol arttıkça aşınma oranı da artacağını bildirmiştir. Ortalama serbest yol ile WC tane boyutu arasında ters bir ilişki vardır ve dolayısıyla daha ince WC tane boyutu daha kısa ortalama serbest yol ile sonuçlanmaktadır. Bu da daha ince WC tane boyutunun aşınma hızının azalmasıyla sonuçlanacağı anlamına gelir.

BÖLÜM 5

MATERYAL VE YÖNTEM

Bu deneysel çalışmada AA7075-T6 alaşımı ve AA7075-T6 alaşımı altlık malzemesi üzerine HVOF termal sprey yöntemi kullanılarak WC-10Co-4Cr kaplanmış test numunelerinin farklı sıcaklıklardaki sürtünme ve aşınma davranışları incelenmiştir. HVOF termal sprey ile WC-10Co-4Cr kaplanmış numuneler ve kaplanmamış AA7075-T6 alaşımı numuneler ısı modüllü pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında sabit yük (3N), sabit kayma hızı (100 mm/s), sabit aşınma süresi (1800 s) ve RT, 100℃, 200℃ ve 300℃ sıcaklıklarda test edilerek sürtünme katsayısı ve sürtünme kuvveti ölçümleri yapılmıştır. Kaplanmamış ve kaplanmış numunelerin aşınmış yüzeylerinin karakterizasyonu SEM ve WCM kullanılarak yapılmıştır. Ayrıca kaplanmış numunelerin kaplama kalınlıkları SEM mikroskopu ile ölçülmüştür. Kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin faz yapısı XRD analizi ile belirlenmiştir. Numunelerin elemental bileşimi EDX kullanılarak belirlenmiştir. Deneysel çalışmaların yürütülmesinde izlenen yol belirli bir sistem çerçevesinde planlanmıştır. Şekil 5.1.'de verilen şema malzeme seçimi ile başlayıp aşınma testi için kaplanmamış numunelerin hazırlanması ve kaplamaların oluşturulmasıyla devam eden ve numunelerin mikro yapı ve tribolojik özelliklerinin belirlenmesi, değerlendirilmesi ve yorumlanması ile sonuçlanan aşamaları sistematik olarak göstermektedir.



Şekil 5.1. Deneysel çalışmada izlenen yol haritası.

5.1. Malzeme Seçimi

Bu çalışmada AA7075-T6 alaşımı havacılık alanında kullanılan diğer alüminyum alaşımlarına kıyasla yüksek mekanik özelliklere sahip olması nedeniyle hem aşınma deneylerinin gerçekleştirildiği yüzey malzemesi olarak hem de kaplamanın yapıldığı alt tabaka olarak seçilmiştir. Alüminyum alaşımı Çizelge 4.3.'te verilen T6 ısıl işlemi görmüştür. Deneyde kullanılan AA7075-T6 numuneleri 40 mm çapında ve 1 m uzunluğunda içi dolu silindir şeklinde (Şekil 5.2.) yerel bir tedarikçi olan Referans Metal Sanayi ve Ticaret LTD'den temin edilmiştir. Çalışma için seçilen AA7075-T6 alaşımının element kompozisyonu Çizelge 5.1.'de verilmiştir.



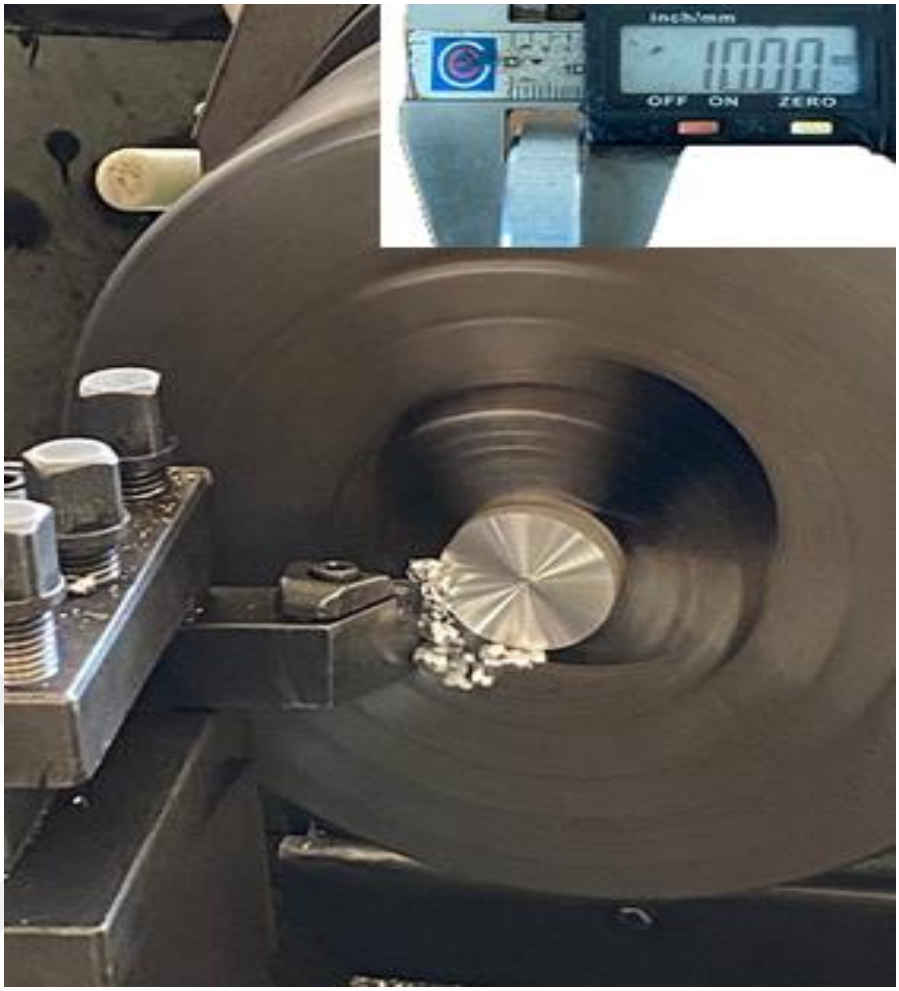
Şekil 5.2. AA7075-T6 alaşım malzemesinin fotoğrafı.

Çizelge 5.1. AA7075 alaşımının % ağırlık olarak kimyasal kompozisyonu.

		Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Ti	Cr	Al
%	Min.	5.10	2.10	1.20	0.00	0.00	0.00	0.00	0.18	Kalan
	Maks.	6.10	2.90	2.00	0.50	0.40	0.30	0.20	0.28	

5.2. Deney Numunelerinin Hazırlanması

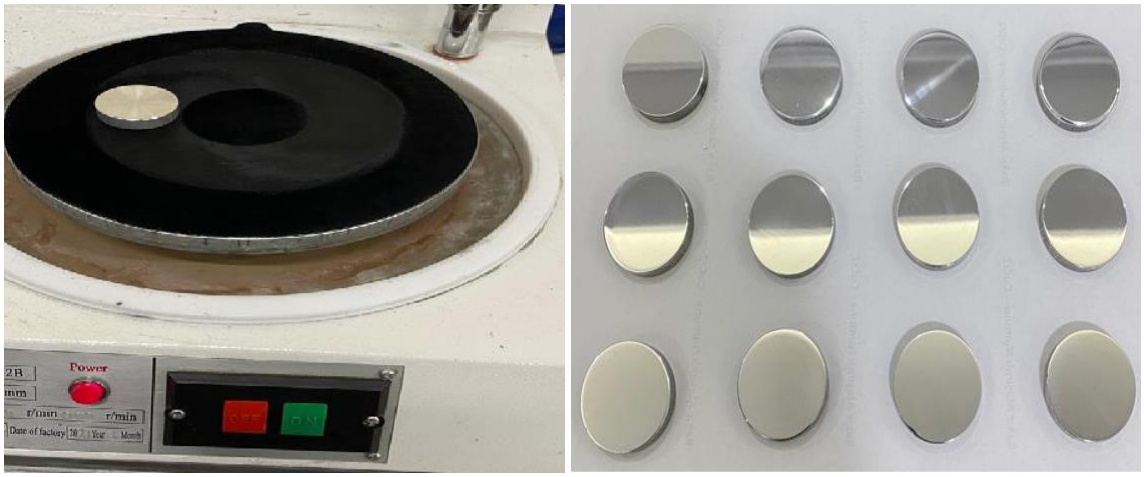
Aşınma testlerinde aşınma deney numunesi ve kaplama altlık malzemesi olarak kullanılacak AA7075-T6 alaşımı numuneler üniversal torna tezgahında 40 mm çapında ve 10 mm kalınlığında olacak şekilde işlenmiştir. Numunelerin işlenme anında çekilmiş fotoğrafı Şekil 5.3.'de verilmiştir.



Şekil 5.3. AA7075-T6 deney numunelerinin torna tezgahında işlenmesi ve kalınlık ölçümü.

5.2.1. Aşınma Testinde Kullanılacak Kaplamasız AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin Hazırlanması

Tornalama işlemi sonrasında aşınma ve sürtünme testleri için uygun ölçülere getirilen kaplamasız AA7075-T6 alaşımı numuneler 400, 800 ve 1500 mesh numaralı aşındırıcı SiC zımpara kağıtları kullanılarak zımparalanmıştır. Zımparalama işleminden sonra numuneler 1µm'lik parlatma çuhasında 1 µm'lik elmas partikül çözeltisi ile parlatılmıştır (Şekil 5.4.). Metalografik bir mikro yapı sağlamak için numunelerin dağlanması işlemi Keller reaktifi kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.4. AA7075-T6 alaşımı deney numunelerinin parlatma işlemi ve nihai test numuneleri.

5.2.2. Kaplama Altlık Malzemesi Olarak Kullanılacak AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin Hazırlanması

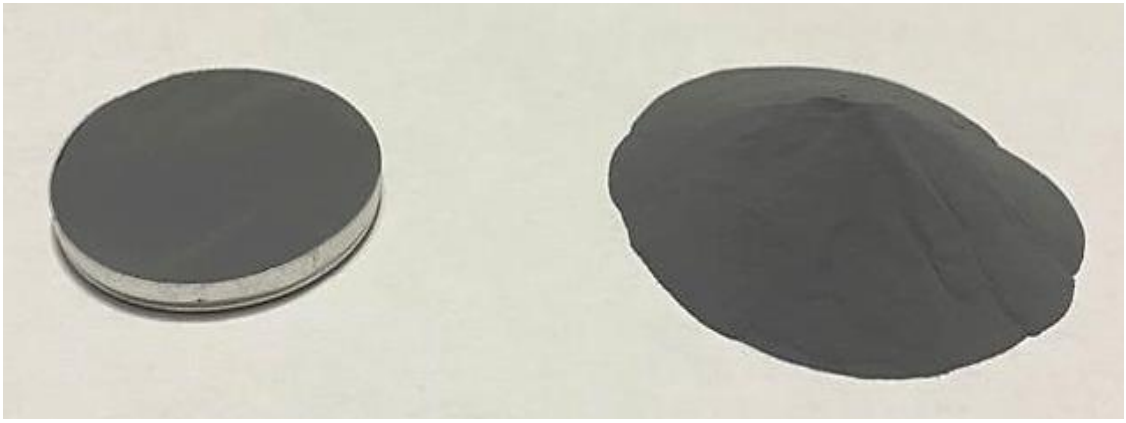
Tornalama işlemi ile uygun boyutlara getirilen AA7075-T6 numuneler HVOF termal kaplama öncesi gerekli yüzey pürüzlülüğünü sağlamak için Al_2O_3 kumu ile kumlanmıştır. Kumlama işlemi için kütle yoğunluğu 1.5-2.1 g/cm³ olan ticari bir kahverengi erimiş alümina kumu (Kuhmichel F054) seçilmiştir. Kullanılan kumun ortalama tane boyutu 250-355 µm olup kimyasal bileşimi %95.65 Al_2O_3, %2.42 TiO_2, %0.12 Fe_2O_3, %0.92 SiO_2, %0.35 CaO, %0.22 MgO'dur. Kumlama işlemi ticari bir kumlama cihazında (MUNK + SCHMITZ PROBLAST 60 SV) gerçekleştirilmiş ve kumlama işleminde kullanılan cihaz Şekil 5.5.'te gösterilmiştir.



Şekil 5.5. Kumlama işlem ünitesi.

5.3. Kaplama Malzemesinin Seçimi

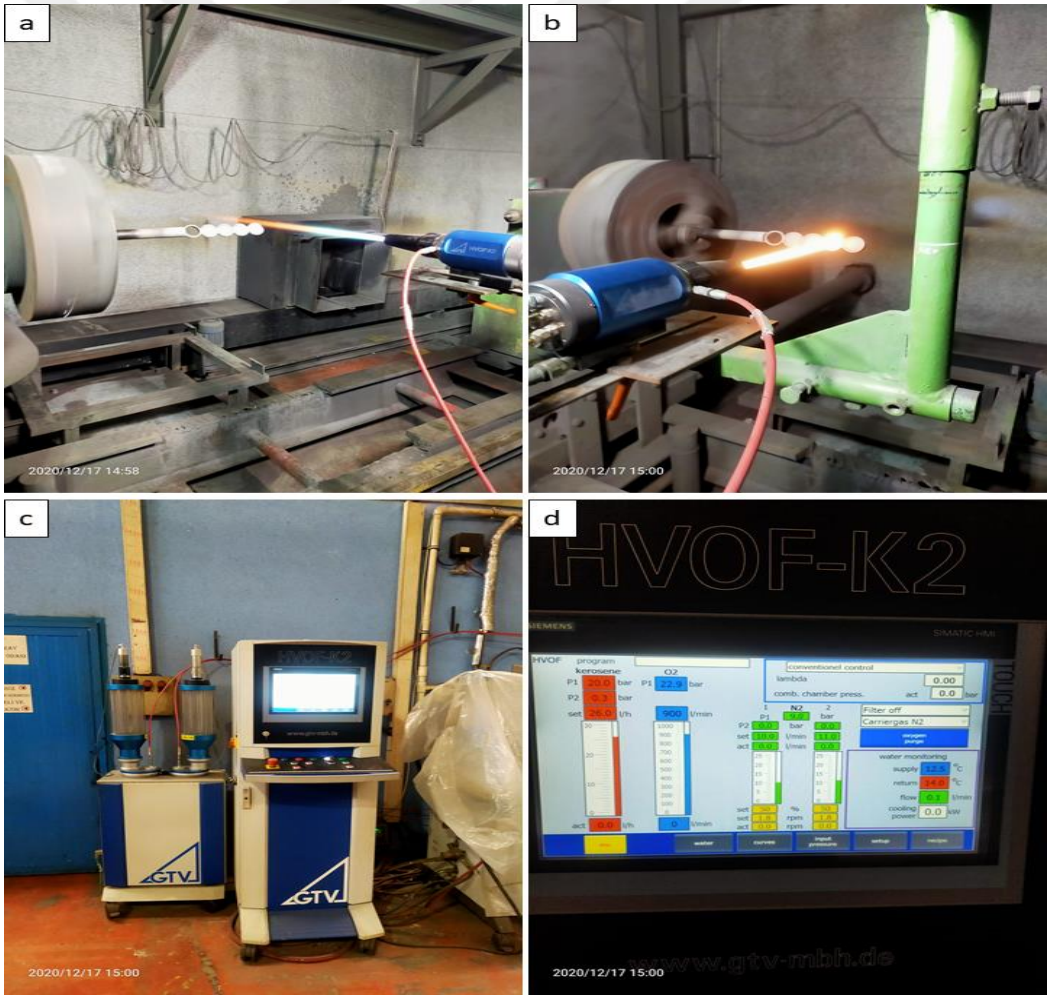
Kaplama malzemesi olarak GTV Verschleißschutz GmbH şirketine ait ticari bir WC-10Co-4Cr tozu (GTV 80.76.1.G) kullanılmıştır (Şekil 5.6.). Tozun partikül yoğunluğu 4.63 g/cm³'tür. Toz ağırlıkça %10.03 Co, %3,98 Cr, %5,37 C, %0,03 Cf, %0,033 O, %0,0180 Fe ve denge (kalan miktar) olarak %W'ye sahiptir. Toz -38+20 µm, -20+15 µm, -45+38 µm, -15 µm ve -53+45 µm boyutlarında ve sırasıyla %75.9, %12.8, %6.7, %4 ve %0.6 partikül boyutu dağılımına sahiptir. Toz ayrıca 14 s/50 g'lık bir akış hızına sahiptir.



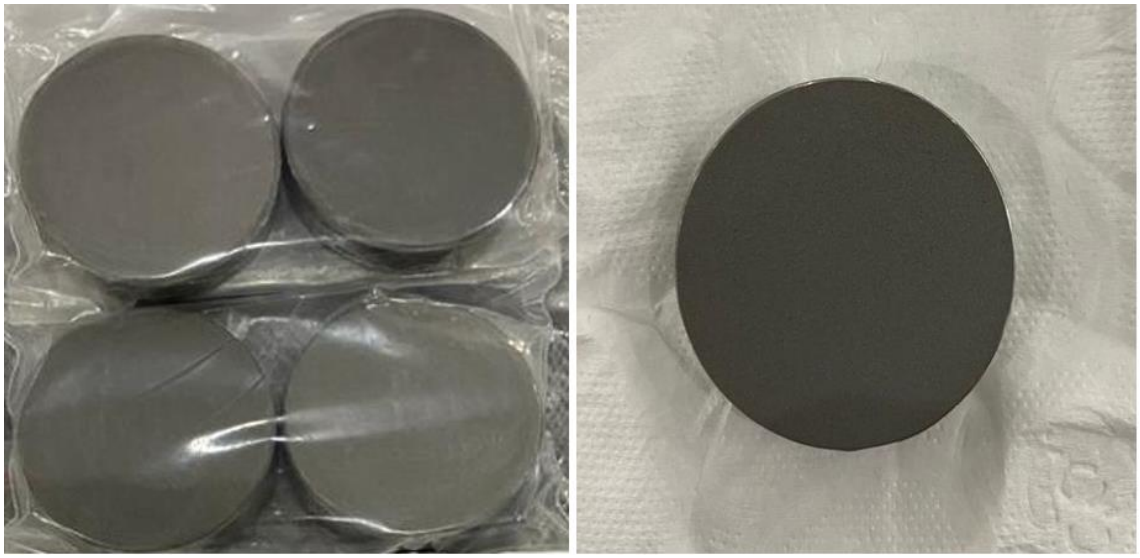
Şekil 5.6. WC-10Co-4Cr kaplama tozu.

5.4. Kaplamaların Oluşturulması

WC-10Co-4Cr kaplamalar ADALI KAUÇUK POLİÜRETAN SAN. TİC. LTD. ŞTİ.'de ticari bir HVOF-K2 termal sprey cihazı (GTV MFHVOF-K 1000 kompakt) kullanılarak oluşturulmuştur. Yakıt gazları olarak sırasıyla 900 L/dk ve 26 L/saat akış hızıyla O_2 ve kerosen seçilmiş ve taşıyıcı gaz olarak 10 L/dk akış hızıyla N_2 kullanılmıştır. O_2, kerosen ve N_2 için basınç değerleri sırasıyla 22,9 bar, 20 bar ve 9 bar olarak seçilmiştir. Numuneler dönüş hızı 200 rpm olan bir torna aynasına monte edilmiş ve kaplama işlemi 380 mm mesafeden 1.8 rpm partikül besleme hızı ve 5 mm tarama mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.7.'de numunelerin kaplama anındaki görüntüleri, HVOF termal sprey cihazı ve işlem parametreleri verilmiştir. HVOF termal kaplama işlemi sonrası numunelerin görüntüleri Şekil 5.8.'de gösterilmektedir.

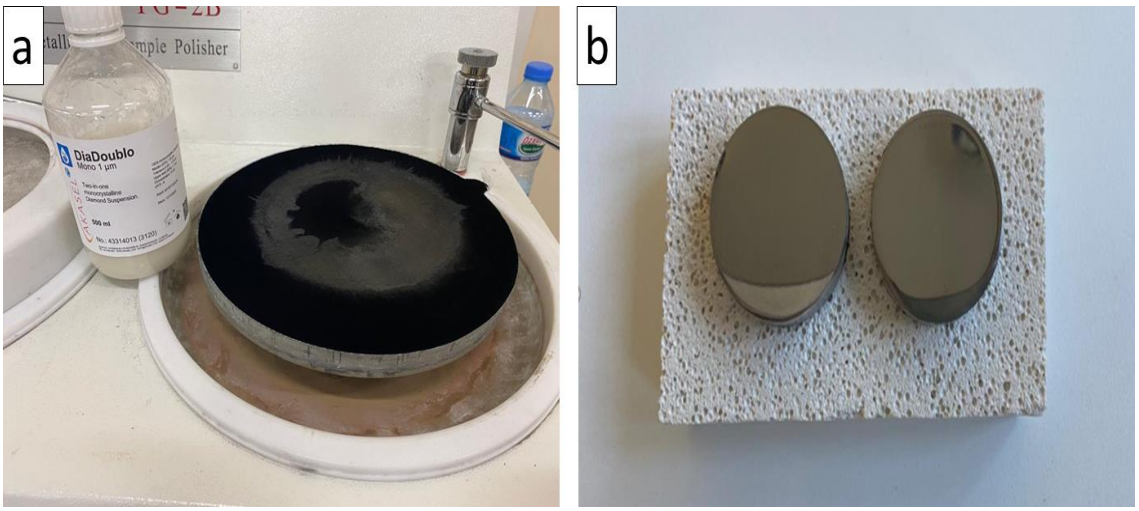


Şekil 5.7. (a-b) Numunelerin kaplama anındaki fotoğrafları, (c) HVOF-K2 termal sprey cihazı, (d) Kaplama işlem parametreleri.



Şekil 5.8. HVOF termal kaplama işlemi sonrası numuneler.

HVOF termal kaplama işlemi sonrası kaplanmış numunelerin yüzeyleri numune parlatma cihazında (TRONIC PG-2B) sırasıyla 400, 800 ve 1200 grit elmas zımpara kağıtları kullanılarak zımparalanmıştır ve ardından zımparalanmış yüzeyler 1µm'lik parlatma çuhasında 1µm'lik elmas partikül çözeltisi kullanılarak parlatılmıştır. Şekil 5.9.'de parlatma işleminin gerçekleştirildiği cihaz, parlatma çuhası, elmas solüsyonu ve parlatılmış numuneler verilmiştir.

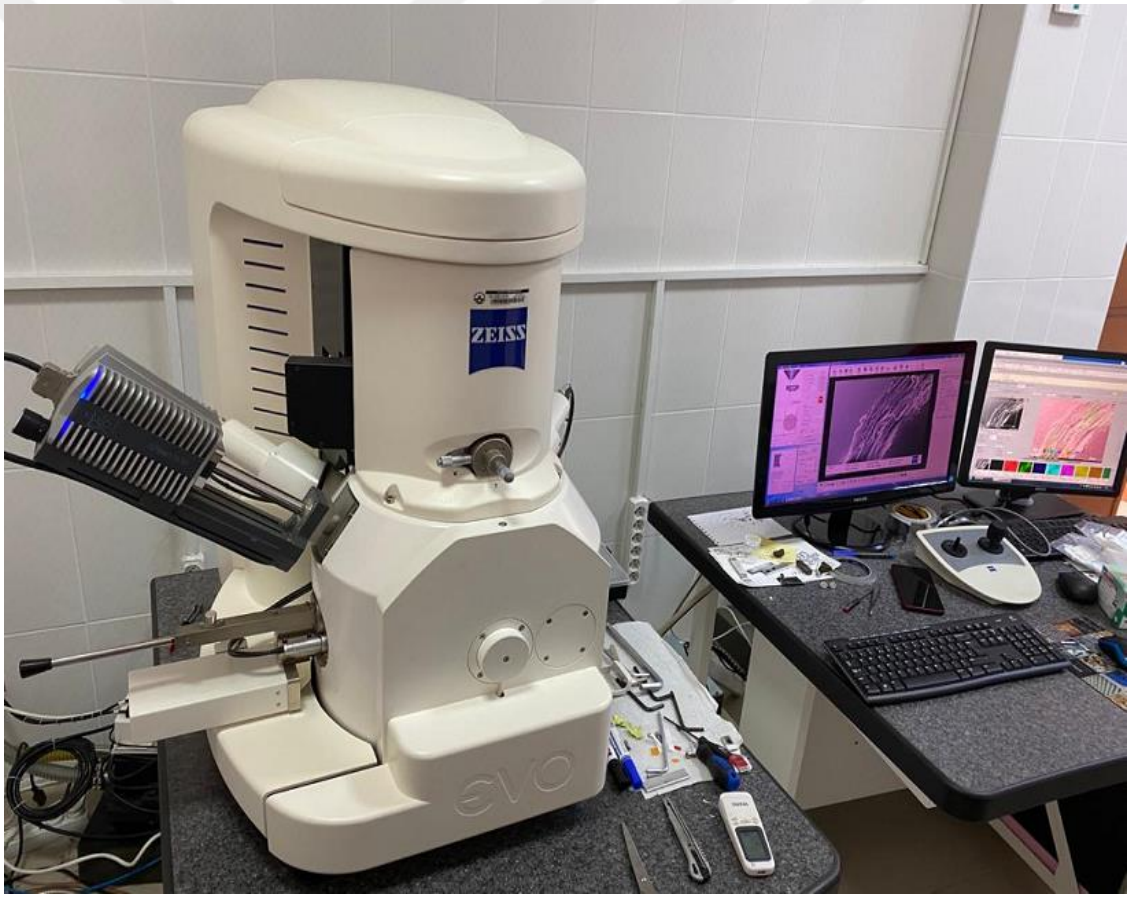


Şekil 5.9. (a) Parlatma işleminde kullanılan parlatma çuhası ve elmas solüsyonu, (b) parlatılmış numuneler.

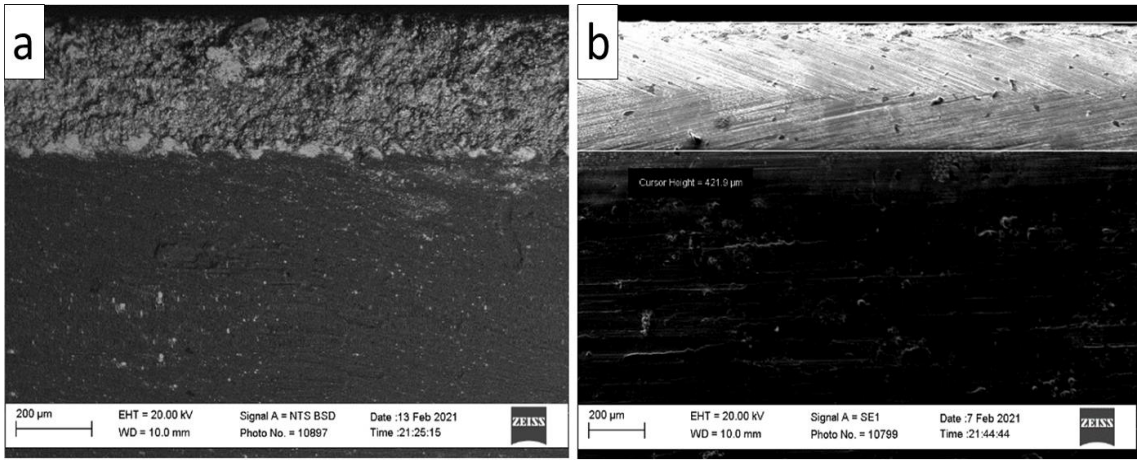
5.5. AA7075-T6 Alaşımı Numunelerin ve Kaplamaların Karakterizasyon Çalışmaları

5.5.1. Kaplama Kalınlıklarının Ölçümü

Kaplama kalınlığı ölçüm işlemleri Trakya Üniversitesi TUTAGEM Merkez Laboratuvarında bulunan Zeiss EVO LS 10 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile yapılmıştır. Her numune için 5 farklı noktadan SEM mikroskopu kullanılarak kaplama kalınlıkları ölçülmüş ve ortalamaları belirlenmiştir. Kaplama kalınlıklarının ölçümünde kullanılan taramalı elektron mikroskobu Şekil 5.10.'da gösterilmiş ve örnek olarak kaplama kalınlığının ölçümünü gösteren SEM görüntüleri Şekil 5.11.'de verilmiştir.



Şekil 5.10. Kaplama kalınlıklarının ölçülmesinde kullanılan taramalı elektron mikroskobu.



Şekil 5.11. Kaplamaların kesit SEM görüntüleri; (a) HVOF sonrası ve (b) Zımpara işlemi sonrası.

5.5.2. Yüzey Pürüzlülük Ölçümleri

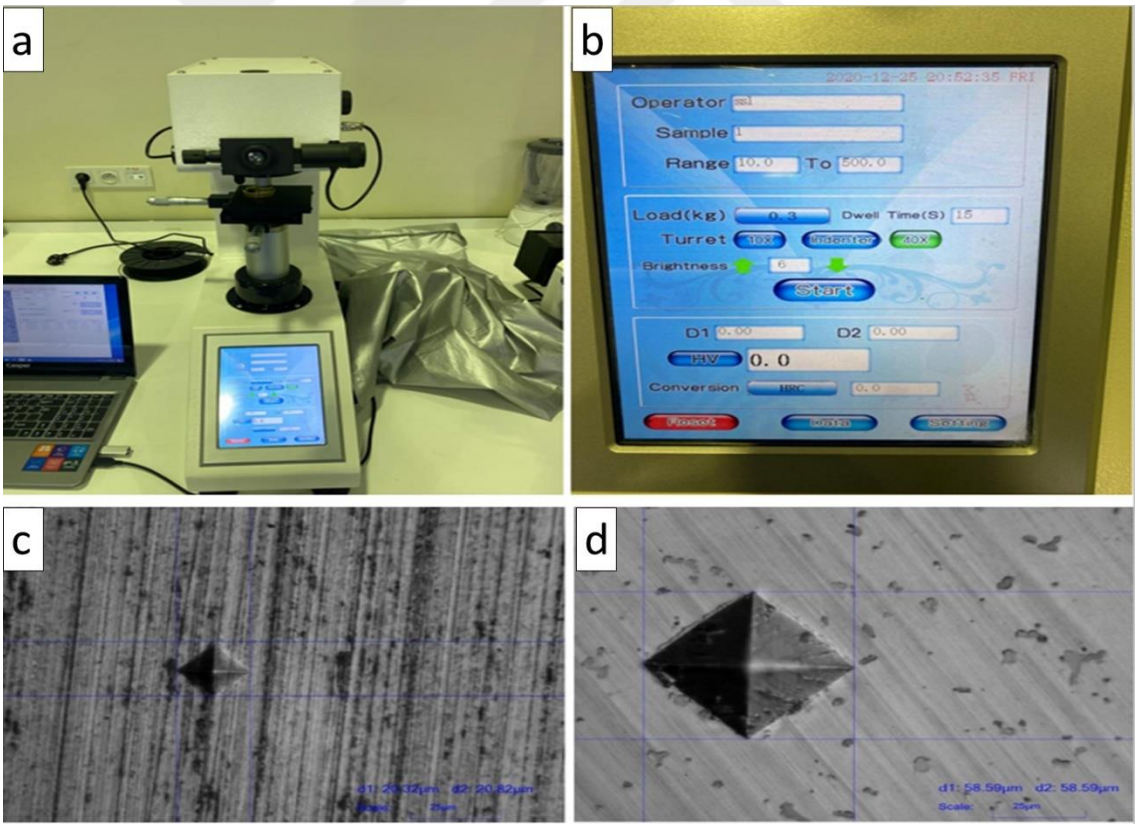
Kaplanacak AA7075-T6 alaşımı numunelerin kumlama işlemi uygulandıktan sonra, kaplandıktan sonra ve parlatıldıktan sonra yüzey pürüzlülük ölçümleri ile kaplanmasız AA7075-T6 alaşımı numunelerin parlatma sonrası yüzey pürüzlülük ölçümleri Kırklareli Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan TIME 3200 marka yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı kullanılarak her numune için 5 farklı noktadan ölçülmüş ve ortalama pürüzlülük değerleri (R_a) ve ortalama pürüzlülük derinlikleri (R_z) belirlenmiştir (Şekil 5.12.).



Şekil 5.12. Yüzey pürüzlülüklerinin ölçülmesinde kullanılan pürüzlülük ölçüm cihazı.

5.5.3 Yüzey Sertlik Ölçümleri

Kaplamasız AA7075-T6 alaşımı numunelerin ve kaplanmış numunelerin (kaplamaların) yüzey sertlik ölçümleri Kırklareli Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan Vickers mikrosertlik test cihazı (THV-1MDT, Jiashan Lab Instruments) kullanılarak ASTM E92 standartlarına göre 15 saniye boyunca 300 g yük altında gerçekleştirilmiştir. Kaplamasız her bir numunenin sertlik değeri yapılan 10 ölçümün, kaplamalı her bir numunenin sertlik değeri ise 5 ölçümün ortalamasıdır. Parlatılmış kaplamasız AA7075-T6 alaşımı numunelerinin sertlik ölçümleri RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de gerçekleştirilen aşınma testleri sonunda ve kaplamaların sertlik ölçümleri ise kaplama işlemin ardından uygulanan parlatma işleminden sonra gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.13.'de yüzey sertlik ölçüm test cihazı, ölçüm parametreleri ve örnek olarak kaplamanmış bir numunenin ve RT'de aşındırılmış AA7075-T6 alaşımı numunenin sertlik ölçüm işlemi sonrası Vickers girinti izleri verilmiştir.



Şekil 5.13. (a) Vickers sertlik ölçüm test cihazı, (b) Vickers sertlik ölçüm parametreleri, (c) Kaplamanın sertlik ölçümü ve (d) RT'de aşındırılmış AA7075-T6 alaşımının sertlik ölçümü.

5.5.4. Optik Mikroskop (OM)

Metalografik bir mikro yapı sağlamak için dağlanan AA7075-T6 alaşımı numunelerin mikro yapıları Kırklareli Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan AOB XJM 200 ters metal optik mikroskobu ile analiz edilmiştir (Şekil 5.14.).

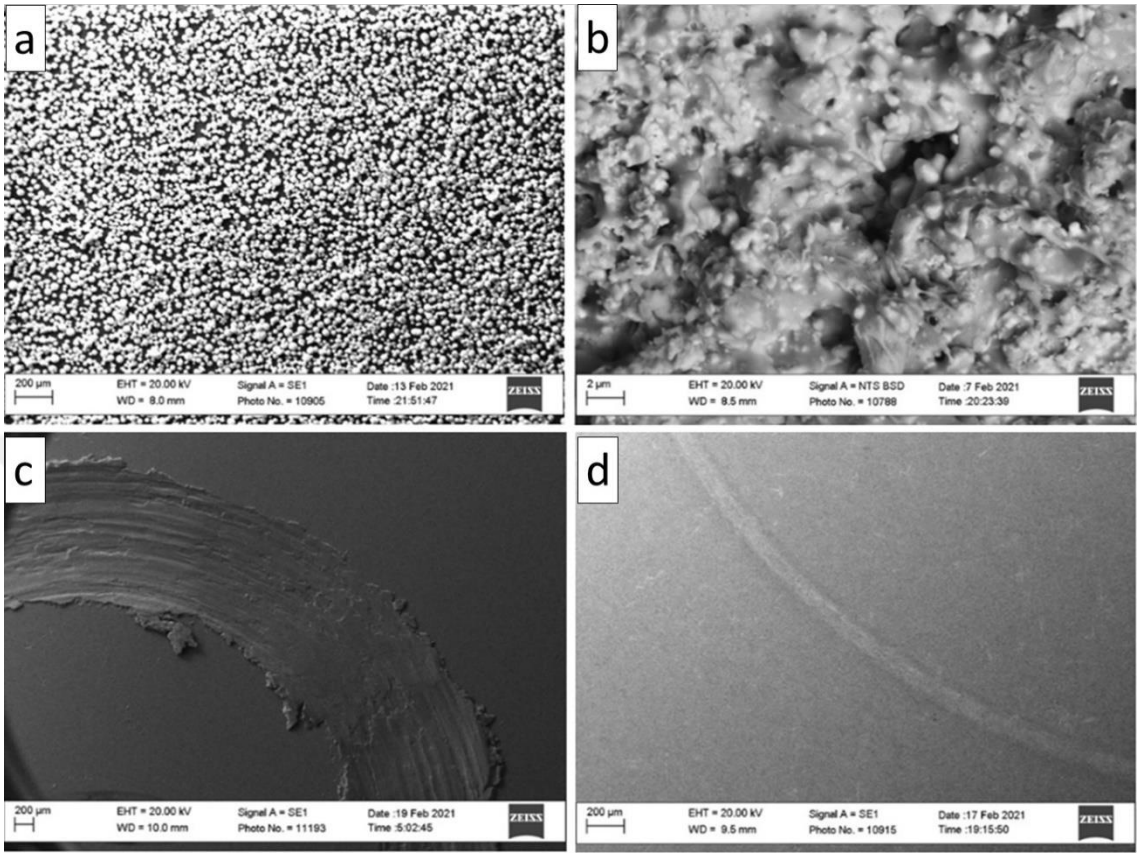


Şekil 5.14. Analizlerde kullanıla optik metal mikroskop.

5.5.5. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

Kaplama tozunun ve HVOF termal sprey ile oluşturulan kaplamanın karakterizasyonu, kaplanmış ve kaplanmamış AA7075-T6 alaşımı numunelerin nihai parlatma işlemlerinden sonra ısı modüllü pin-on-disk deney düzeneğinde yapılan testler sonrasında yüzeylerindeki aşınma mekanizmalarının tespitinde Trakya Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Uygulama ve Araştırma Merkezi (TÜTAGEM) Laboratuvarında bulunan Zeiss EVO LS 10 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Görüntüler ikincil ve geriye doğru dağılmış elektron ile elde edilmiştir. Ayrıca nokta, çizgi, alan ve haritalama yöntemleri ile kalitatif ve yarı kalitatif element analizleri yapılabilen bu cihazda numunelerin ve aşınan yüzeylerin element bileşimini araştırmak için cihaz üzerinde bulunan X-Işını Spektroskopisi (EDX) kullanılmıştır. Örnek olarak Şekil 5.15.'te kaplama tozunun, termal sprey işlemi sonrası oluşturulan

kaplamanın ve pin-on-disk aşınma cihazında yapılan deney sonrası numunelerin aşınma yüzeylerinden çekilmiş SEM görüntüleri verilmiştir.



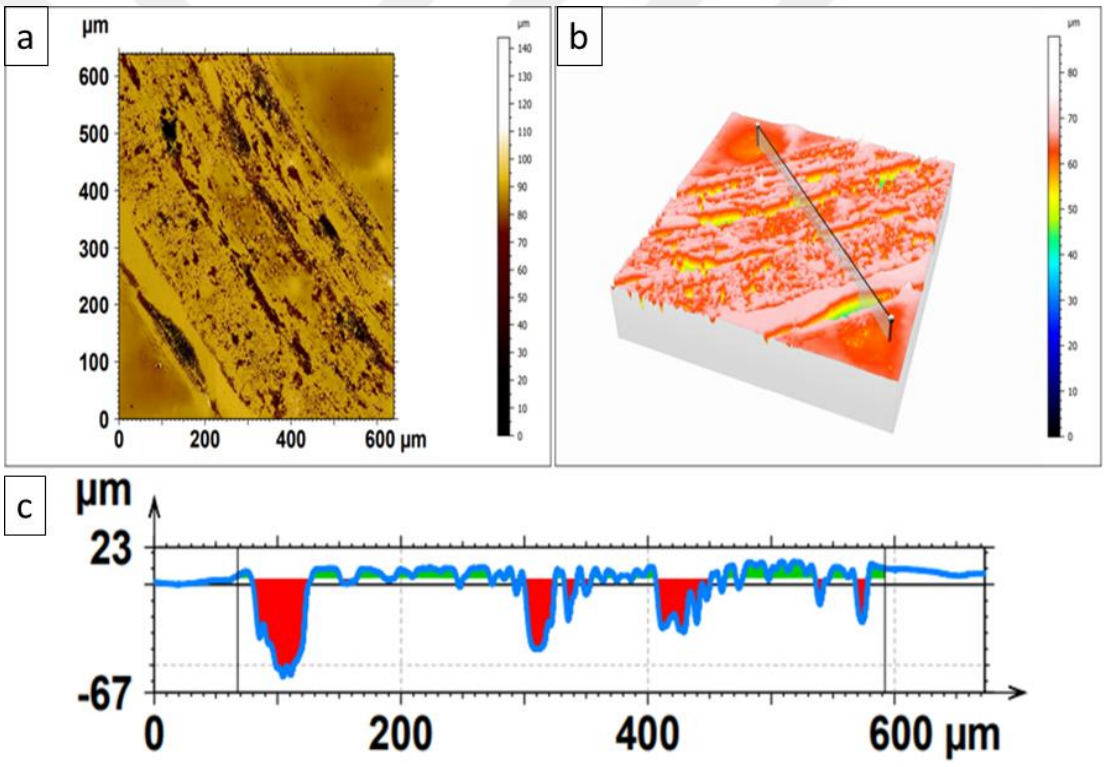
Şekil 5.15. SEM görüntüleri; (a) Kaplama tozu, (b) HVOF termal sprey yöntemi ile oluşturulan kaplama, (c) RT'de AA7075-T6 alaşımının aşınma izi ve (d) RT'de WC-10Co-4Cr kaplamanın aşınma izi.

5.5.6. X-Işını Difraktometresi (XRD)

Kaplama tozunun, RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de test edilen kaplamalı ve kaplamasız numunelerin X-Işını Difraktogram patern çekimleri ve kalitatif faz analizleri Trakya Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projesi (TÜBAP-2019/248) kapsamında Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu Marmara Araştırma Merkezinde (TÜBİTAK MAM) bulunan SHIMADZU XRD-6000 cihazı ile λ=1.540598 Angstrom dalga boyuna sahip bir Cu X-ışını tüpü kullanılarak, 2θ tarama aralığında, 10°'den 90°'ye kadar 0,001 minimum adım boyutunda, 45 kV gerilim ve 40 mA filament akımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.5.7. Geniş Alanlı Konfokal Mikroskop (WCM)

HVOF termal sprey ile WC-10Co-4Cr kaplanmış numunelerin ve kaplanmamış AA7075-T6 alaşımı numunelerin nihai parlatma işlemlerinden sonra ısı modüllü pin-on-disk deney düzeneğinde yapılan testler sonrasında yüzeylerin aşınma profillerinin daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu ve aşınma hacimlerinin hesaplanması için Milli Savunma Üniversitesi Laboratuvarında bulunan geniş alanlı konfokal mikroskop (WCM, Zeiss Smartproof 5) kullanılmıştır. Örnek olarak Şekil 5.16.'da HVOF termal sprey tekniği ile oluşturulmuş kaplamanın 3N ve 100°C'de aşındırılmış yüzeyinin geniş alanlı konfokal mikroskop ile çekilmiş aşınma izi ve aşınma profillerinin kesit görüntüleri ve aşınma izinin kesit alanı verilmiştir.

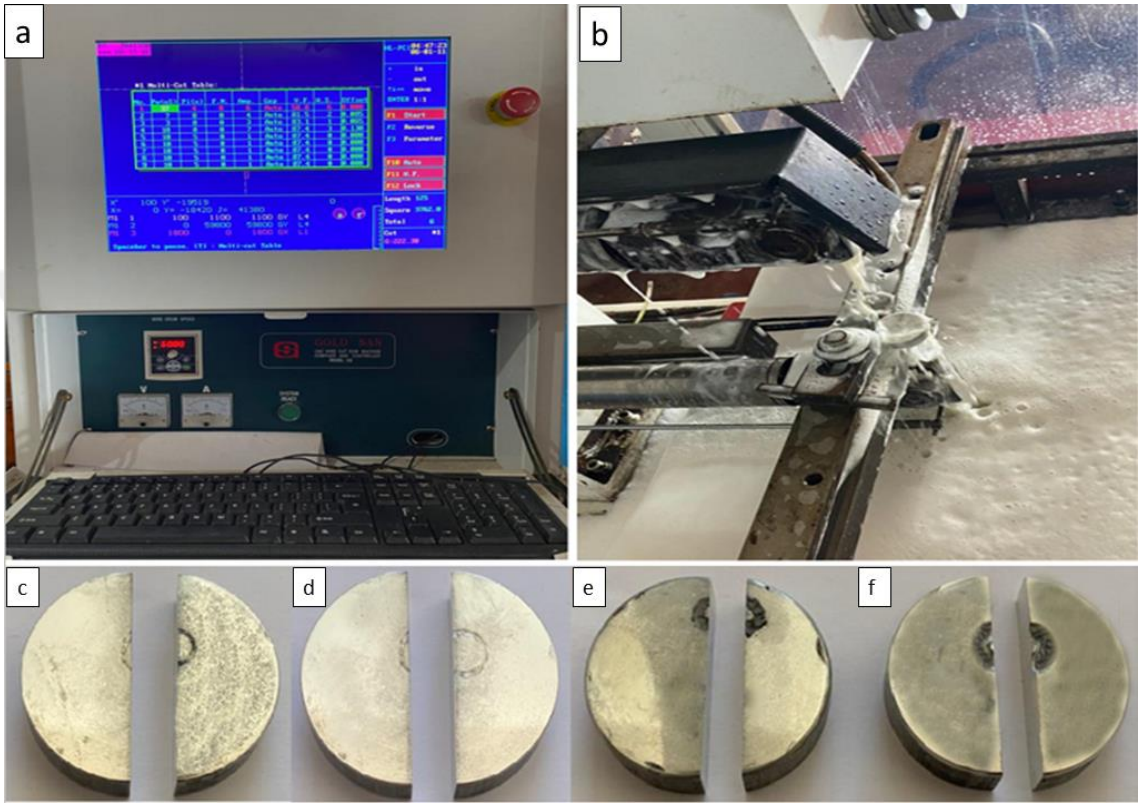


Şekil 5.16. 3N ve 100'de aşındırılan kaplamanın WCM görüntüleri; (a)Aşınma izi, (b) Aşınma profili ve (c) Aşınma izinin kesit alanı.

5.5.8. Tel Erozyon Tezgahı (EDM)

Kaplamasız AA7075-T6 numuneler aşınma testlerinden sonra tel erozyon tezgahı (EDM) ile aşınma izi bölgelerinden ikiye kesilmiş ve ardından kesitsel aşınma izleri

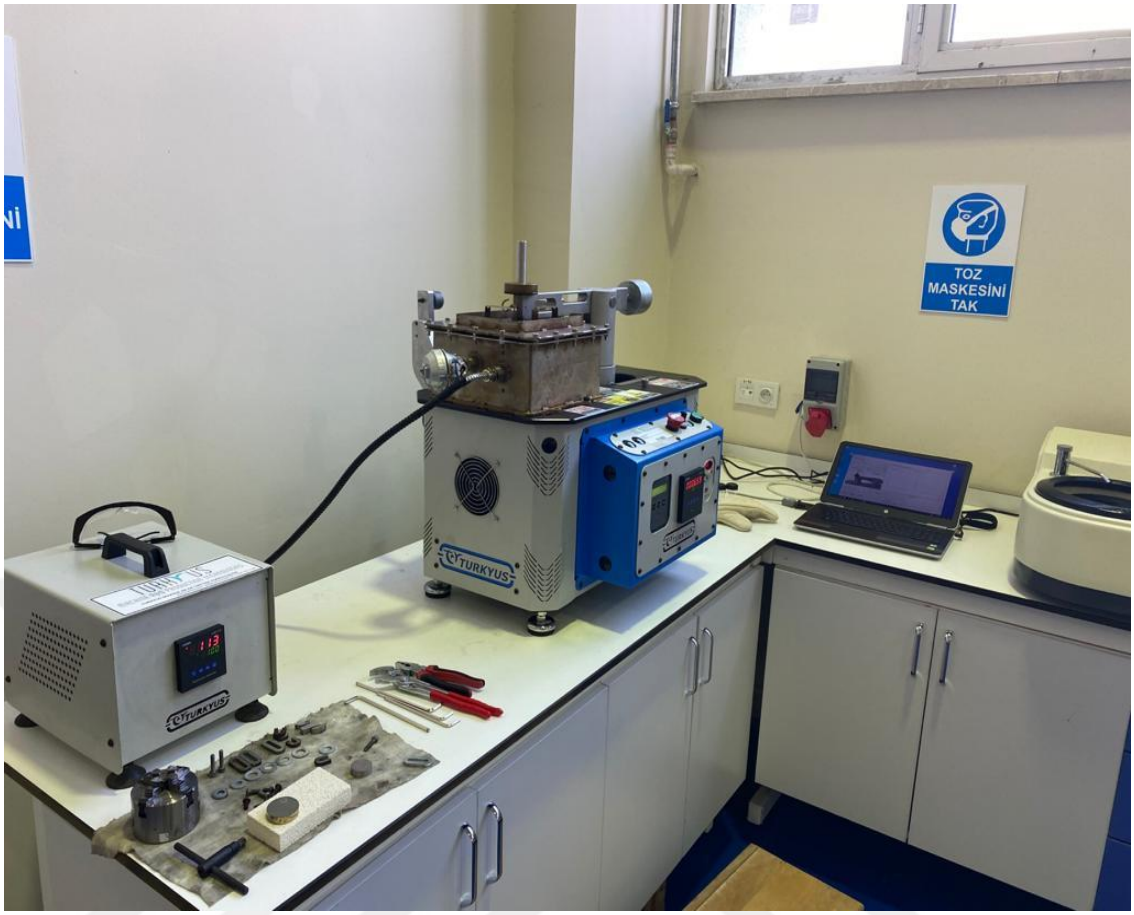
zımparalanmış, parlatılmış ve dağlanmıştır. Aşınma izlerinin kesitsel karakterizasyonları SEM analizi ile belirlenmiştir. AA7075-T6 alaşımı numunelerinin kesim parametreleri, tel erozyon tezgahında kesim işlemi ve RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de aşındırılan AA7075-T6 alaşımı numunelerin tel erozyon tezgahında kesim işleminden sonra çekilmiş fotoğrafları Şekil 5.17.'de verilmiştir.



Şekil 5.17. (a) Tel erozyon kesim parametreleri, (b) Numunenin tel erozyonda kesim işlemi ve aşındırılan AA7075-T6 alaşımı numunelerin tel erozyon tezgahında kesilmiş görüntüleri; (c) RT, (d) 100℃, (e) 200℃ ve (f) 300℃.

5.6. Isı Modüllü Pin-On-Disk Aşınma Test Cihazı

HVOF termal sprey ile WC-10Co-4Cr kaplanmış numunelerin ve kaplanmamış AA7075-T6 alaşımı numunelerin sürtünme ve aşınma deneyleri Kırklareli Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan TURKYUS POD&HT&WT marka ısı modüllü pin-on-disk test cihazında ASTM G99-05 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.18.).



Şekil 5.18. Isı modüllü pin-on-disk aşınma test cihazı.

5.7. Sürtünme ve Aşınma Deney Şartları

Sürtünme ve aşınma deneylerinde tekrarlanabilirliği sağlamak ve ölçüm hatalarını minimize etmek için her sıcaklık için testler 3 kez tekrarlanmıştır. Sürtünme kuvveti (F, N) ve sürtünme katsayısı (COF, μ) değerleri Microsoft Excel tabanlı TÜRKYUS Aşınma Test Cihazı programı vasıtasıyla bilgisayara aktarılarak 1800 saniye boyunca saniyede 4 kez ölçülmüş ve ortalama sürtünme katsayıları hesaplanmıştır. Sürtünme ve aşınma testleri WC-10Co-4Cr kaplamanın ve AA7075-T6 alaşımı deney numuneleri kuru kayma şartları altında, 3 N sabit yükte, 100 mm/s sabit kayma hızında, 1800 s süreyle, 180000 mm kayma mesafesinde, 7 mm iz çapında, RT, 100°C, 200°C ve 300°C sıcaklıklarda ve karşı parça olarak 6 mm çapında HV 1550 sertliğinde bir tungsten karbür (WC-4Co) bilye kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneylerinde kullanılan test parametreleri Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Aşınma Test Parametreleri.

Yük (N)	30
Kayma Hızı (mm/s)	100
Kayma Mesafesi (mm)	180000
Süre (s)	1800
İz Çapı (mm)	7
Sıcaklık (°C)	RT, 100°C, 200°C, 300°C

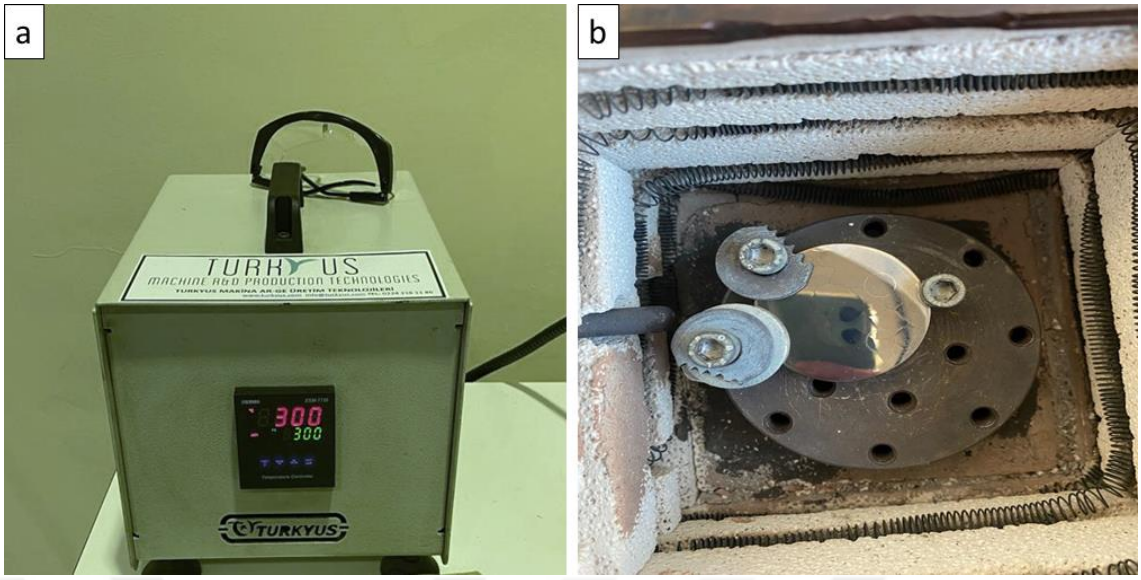
Aşınma testlerinde karşıt aşındırıcı olarak Kama Pres Sanayi ve Ticaret A.Ş.'e ait ticari bir WC-4Co (WC %96, Co %4 ISO K20) bilye kullanılmıştır (Şekil 5.19.).

Sertlik (HV)	1550
Kritik Çekme Direnci (Nm^2)	2600
Basınç Kuvveti (Nm^2)	6870
Elastisite Modülü (GNm^2)	830
Özgül Ağırlık (cm^3)	14,94



Şekil 5.19. Aşındırıcı bilyenin teknik özellikleri.

Testler için TÜRKYUS marka paslanmaz çelik gövdeli 850°C sıcaklıklara çıkabilen ve ±5°C sıcaklık hassasiyetli sıcaklık kontrol paneli bulunan aşınma cihazına entegre bir ısı modülü kullanılmıştır (Şekil 5.20.). Her testten önce ısı modülüne yerleştirilen numuneler eşit ısı dağılımı sağlamak amacıyla 10 dakikalık bir ön ısıtma periyoduna tabi tutulmuş ve her sıcaklık koşulu 3 kez tekrarlanarak ortalama değerler belirlenmiştir.



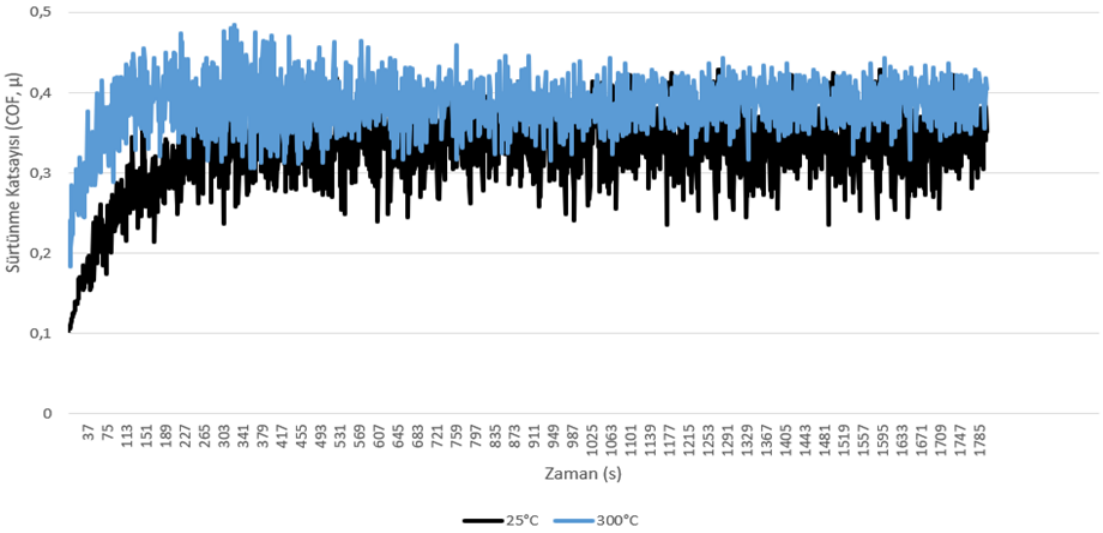
Şekil 5.20. (a) Isı modülü kontrol ünitesi ve (b) Isı modülü içerisine yerleştirilmiş test numunesi.

Aşınma deneyi test cihazı her testten önce standart ağırlıklar kullanılarak kalibre edilmiştir. Kalibrasyon ve aşındırma testlerinde kullanılan standart ağırlıklar Şekil 5.21.'da verilmiştir.



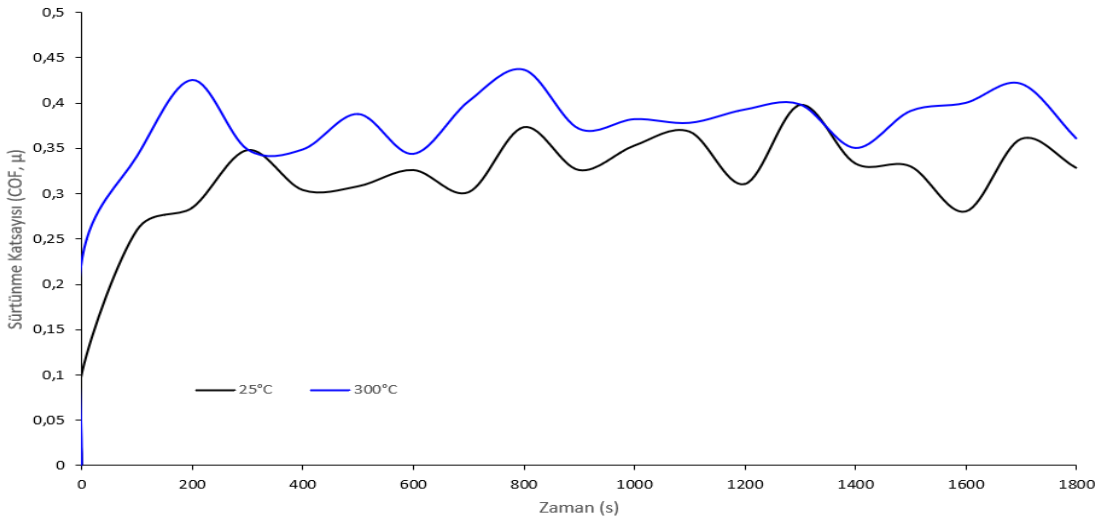
Şekil 5.21. Aşınma test cihazı ağırlıkları (1N ve 2N).

Aşınma test cihazında saniyede 4 veri olarak kaydedilen sürtünme katsayıları Microsoft Excel tabanlı TURKYUS Aşınma Test Cihazı programı vasıtasıyla bilgisayar ortamına aktarılmaktadır ve örnek olarak bu verilere göre çizilmiş 25°C ve 300°C'de test edilen kaplanmış numunelerin sürtünme katsayısı grafikleri Şekil 5.22.'de verilmiştir.



Şekil 5.22. Kaplanmış numunelerin 25°C ve 300°C'deki zamana bağlı sürtünme katsayılarının deney süresince değişimi (3 N, 100 mm/s, 1800 s).

Ancak test edilen numunelerinin sürtünme katsayılarının farklı sıcaklıklardaki değişimlerini kendi içerisinde (örneğin RT, 100°C, 200°C, 300°C'de aşındırılan kaplanmış numuneler) karşılaştırabilmek ve aynı grafik üzerinde çakışmadan detaylı bir şekilde gösterebilmek amacıyla sürtünme katsayılarının 10 s boyunca değişimlerinin aritmetik ortalaması alınmış ve alınan bu ortalama değerlere göre sürtünme katsayıları için grafikler oluşturulmuştur (Şekil 5.23.).



Şekil 5.23. Kaplanmış numunelerin 25°C ve 300°C'deki zamana bağlı ortalama sürtünme katsayılarının deney süresince değişimi (3N, 100mm/s, 1800s).

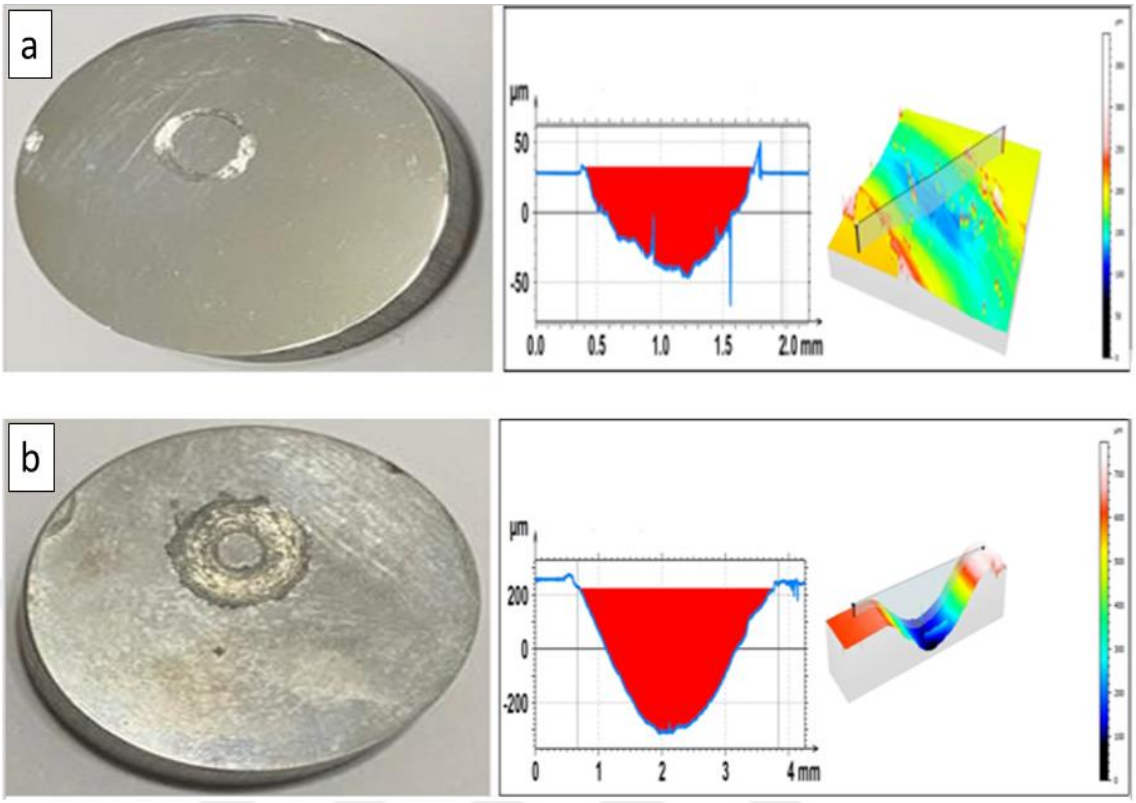
Bu çalışmada deney süresince elde edilen sürtünme katsayılarının toplam deney süresine göre ortalaması alındığında her bir test için bir adet ortalama sürtünme katsayısı belirlenmiştir. Örnek olarak Şekil 5.22. ve Şekil 5.23.'de verilen kaplanmış numunelerin 25°C'de 1800 saniyedeki ortalama sürtünme katsayısı 0,30 ve 300°C'de 1800 saniyede ortalama sürtünme katsayısı ise 0,36 olarak hesaplanmıştır. Deneysel sonuçlar ve tartışma bölümünde her bir numune için yapılan testlerde elde edilen sürtünme katsayılarının toplam deney sürelerine göre ortalaması alınarak elde edilen ortalama sürtünme katsayısı değişimleri farklı sıcaklık değerleri (RT, 100°C, 200°C, 300°C) için verilmiştir.

HVOF termal sprey ile kaplanmış her bir numunenin aşınma oranı Denklem 5.1. kullanılarak ASTM G99-05 standartlarına göre hesaplanmıştır. Denklem 5.1.'de W (mm^3/Nmm) aşınma oranını, R (mm) aşınma izi yarıçapını, r (mm) bilye yarıçapını, d (mm) aşınma iz genişliğini, L (mm) kayma mesafesini ve P (N) uygulanan yükü ifade etmektedir.

$$W = \frac{2\pi R\left[r^2\, sin^{-1}\left(\frac{d}{2r}\right) - \left(\frac{d}{4}\right)(4r^2 - d^2)^{0.5}\right]}{LP} \tag{5.1}$$

Ayrıca kaplanmamış AA7075-T6 alaşımı numunelerin aşınma izi profillerine (aşınma izi alanlarına) bağlı olarak aşınma hacimleri (mm^3) geniş alanlı konfokal mikroskop kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 5.24.). Numunelerin aşınma oranları denklem 5.2. kullanılarak hesaplanmıştır. Denklem 5.2.'de L (mm) aşınma uzunluğunu ve P (N) uygulanan yükü ifade etmektedir.

$$Aşınma\ Oranı = \frac{Aşınma\ Hacmi}{LP} \tag{5.2}$$



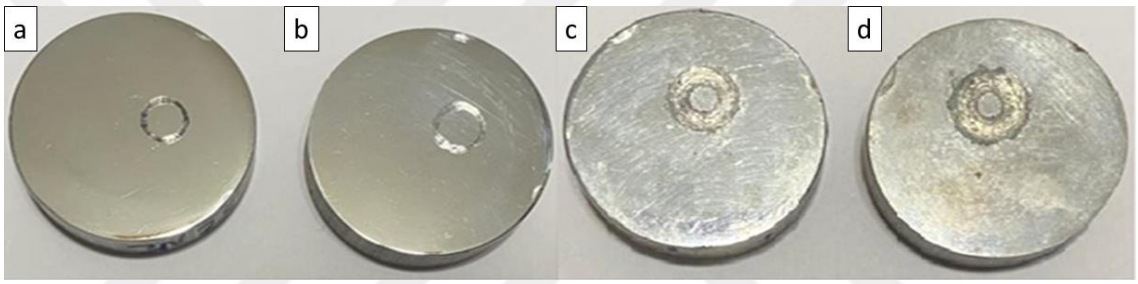
Şekil 5.24. AA7075-T6 alaşımı numunelerin test sonrası fotoğrafları ve WCM aşınma izi kesit profilleri; (a) 100℃ ve (b) 300℃.

RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de gerçekleştirilen testler sonucunda WC-10Co-4Cr kaplanmış ve AA7075-T6 alaşımı her bir numunenin aşınma oranı hesaplanmış ve deneysel sonuçlar ve tartışma bölümünde verilmiştir.

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

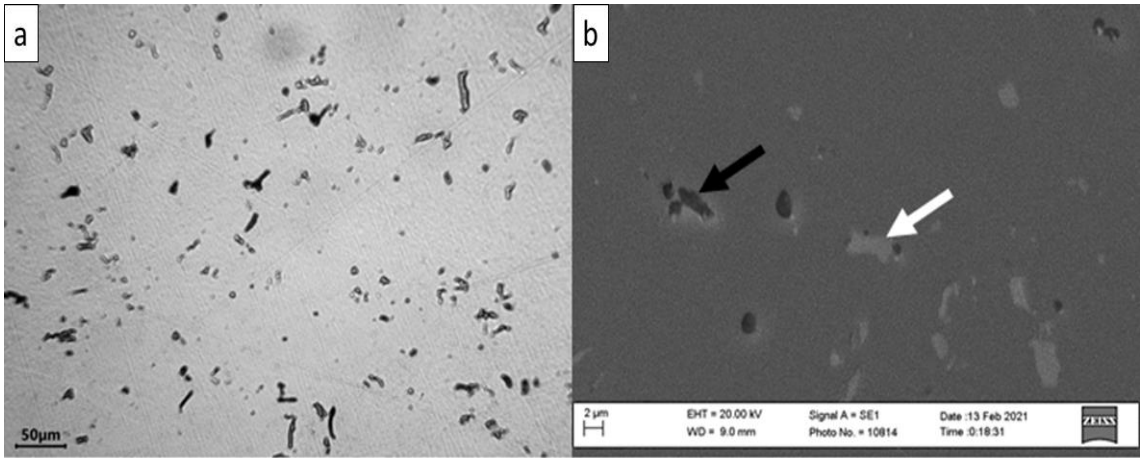
6.1. AA7075-T6 Alaşımı Numunelerinin İncelenmesi



Şekil 6.1. AA7075-T6 alaşımı numunelerin aşınma izi görüntüleri; (a) RT, (b) 100℃, (c) 200℃ ve (d) 300℃.

6.1.1. Mikro Yapı

AA7075-T6 alaşımı numuneler Bölüm 5.2.1.'de detaylı olarak belirtilen şartlara uygun olarak hazırlanmıştır. AA7075-T6 numuneler Keller Reaktifi ile dağlandıktan sonra mikro yapıları OM ve SEM kullanılarak incelenmiş ve Şekil 6.2.'de gösterilmiştir. Mikro yapıda gri bir matris içinde siyah ve beyaz bölgeler gözlenmiştir. Bu bölgelere nokta EDX analizi yapılmış ve sonuçlar Çizelge 6.1.'de verilmiştir.



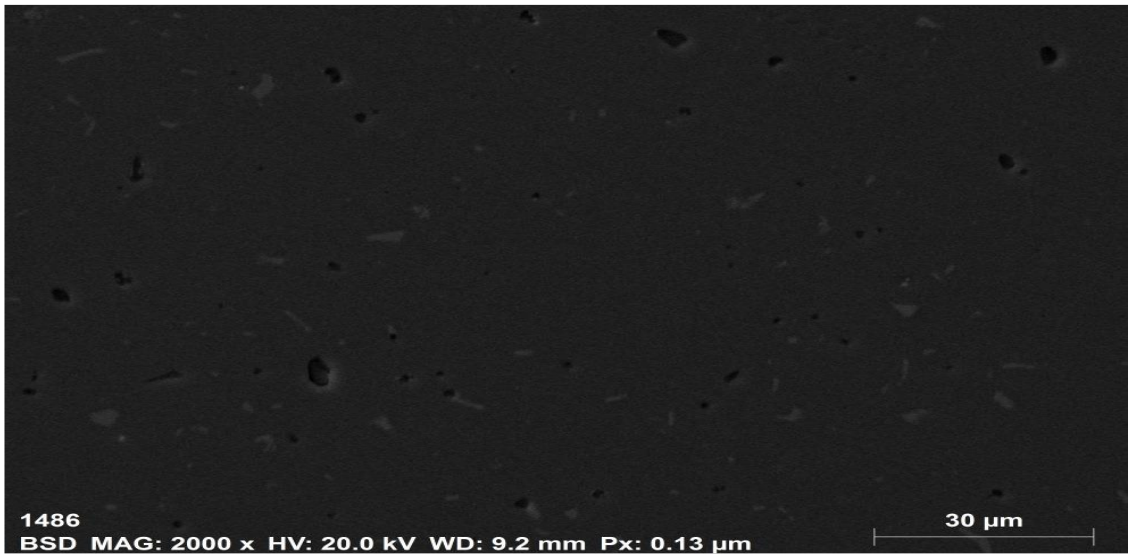
Şekil 6.2. AA7075-T6 alaşımının mikro yapı görüntüleri; (a) Optik ve (b) SEM.

Çizelge 6.1. Şekil 6.1. (b)'de oklar ile gösterilmiş bölgelerin EDX sonuçları.

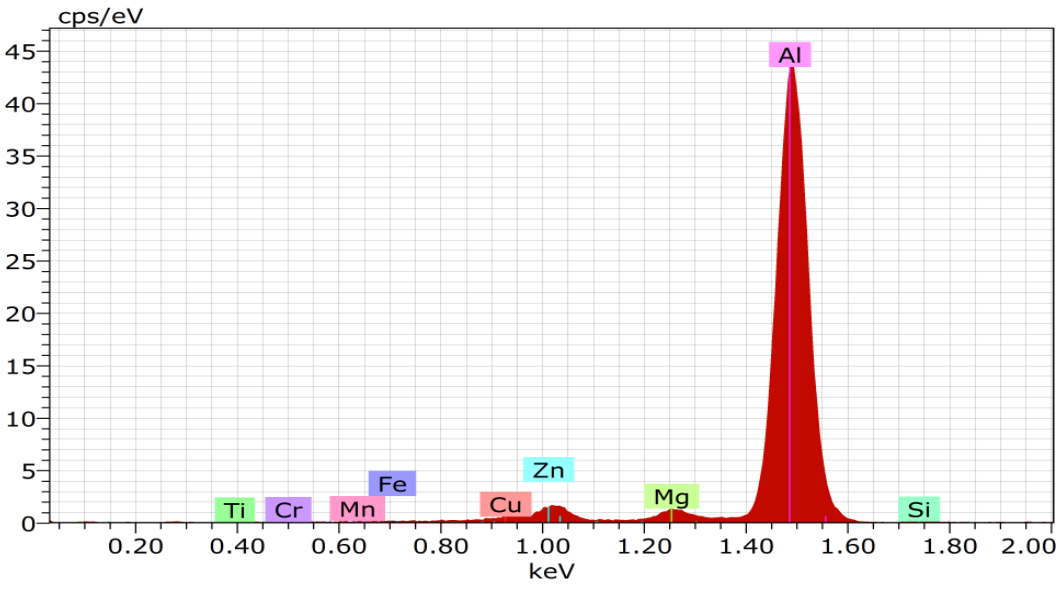
Element		Al	Fe	Si	Cu	Mn	Cr	Zn	Mg	Ti
Ağırlıkça %	**Beyaz**	69.70	17.84	3.59	2.76	2.00	1.95	1.29	0.85	0.02
	Siyah	34.57	0.12	33.21	0.36	0.04	0.02	1.03	30.65	0.00

Beyaz ok ile işaretlenmiş beyaz bölge Alüminyum (Al) ve Demir (Fe) elementleri bakımından zengin kompozisyona sahiptir. Siyah ok ile işaretlenmiş siyah bölge ise Alüminyum (Al), Silisyum (S) ve Magnezyum (Mg) bakımından zengindir.

Ayrıca AA7075-T6 alaşımının elemental kompozisyonunu belirlemek için alan EDX analizi yapılmış ve Şekil 6.3.'te belirtilen bölgeden gerçekleştirilen EDX analiz sonucu Şekil 6.4.'te gösterilmiş ve Çizelge 6.2.'de verilmiştir.



Şekil 6.3. AA7075-T6 alaşımının EDX bölgesi.



Şekil 6.4. AA7075-T6 alaşımının 2000x büyütmede alan EDX analizi.

Çizelge 6.2. AA7075-T6 alaşımının elemental kompozisyonu.

Element	Al	Fe	Si	Cu	Mn	Cr	Zn	Mg	Ti
Ağırlıkça %	92.35	0.53	0.24	0.77	0.09	0.20	3.37	2.43	0.03

Yapılan alan EDX analizinde elde edilen sonuçlar Çizelge 5.1.'de verilen AA7075-T6 alaşımının kimyasal bileşimi ile tutarlı olduğunu ve elemental bileşimin

azalan sırada Al, Zn, Mg ve Cu içerdiğini göstermiştir. Bu çalışmada da literatürde belirtildiği gibi Al-Mg-Zn-Cu alaşım matrisinin $Mg_2Si, MgZn_2, Al_2Mg_3Zn_3, Al_2CuMg, Al_2Cu, Al_7Cu_2Fe$ veya $Al_{13}Fe_4$ gibi birkaç metaller arası faz içerebileceği görülmektedir (Fan vd., 2006).

6.1.2. Yüzey Pürüzlülükleri

Karşılıklı temas halinde olan yüzeylerin yüzey pürüzlülük değerleri yüzeyin sürtünme ve aşınma davranışlarını önemli derecede etkileyen faktörlerdendir. Bu nedenle aşınma testleri öncesinde yüzey pürüzlülük değerlerinin bilinmesi önem arz etmekte ve aşındırılacak yüzeylerin yüzey pürüzlülük değerlerinin düşük olması istenmektedir. Bu nedenle AA7075-T6 alaşımı numunelerin aşınma testleri öncesi yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür. Numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerini minimize etmek için AA7075-T6 alaşımı numuneler 400, 800 ve 1500 mesh numaralı aşındırıcı SiC zımpara kağıtları kullanılarak zımparalanmıştır ve zımparalama işleminden sonra numuneler 1µm'lik parlatma çuhasında 1µm elmas partikül çözeltisi kullanılarak parlatılmıştır. Ortalama yüzey pürüzlülüğünü belirlemek için her bir numuneden 5 ölçüm alınmış ve ortalamaları hesaplanmıştır. Ölçüm sonuçları Çizelge 6.3.'te verilmiş ve ortalama yüzey pürüzlülük değeri (R_a) 0,0101 olarak hesaplanmıştır.

Çizelge 6.3. Yüzey pürüzlülük değerleri.

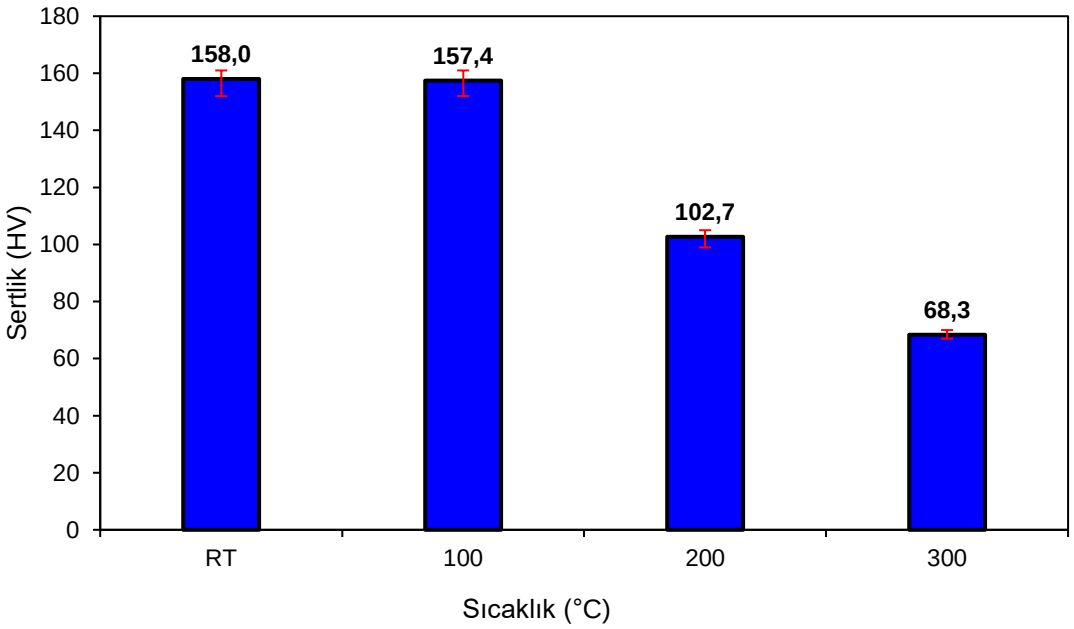
Ölçüm No	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**Ortalama**
R_a	0,010	0,012	0,008	0,010	0,011	0,0101

6.1.3. Sertlik Ölçümleri

Malzemelerin tribolojik özelliklerini etkileyen önemli parametrelerden biri de malzemenin sertliğidir. Aşınma testlerinden önce AA7075-T6 alaşımı numuneler Bölüm 6.1.2.'de belirtilen şekilde hazırlanmış ve her bir numunenin RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de gerçekleştirilen aşınma testlerinden sonra yüzey sertlikleri ölçülmüştür. Her numune için 10 ölçüm gerçekleştirilmiş (Çizelge 6.4.) ve elde edilen ortalama sertlik değerleri Şekil 6.5.'te verilmiştir.

Çizelge 6.4. Farklı sıcaklıklarda aşındırılmış numunelerin sertlik ölçümleri.

Ölçüm No	RT	100	200	300
1	152.00	152.00	104.00	69.00
2	161.00	157.00	104.00	67.00
3	161.00	158.00	105.00	68.00
4	157.00	161.00	102.00	69.00
5	159.00	158.00	103.00	68.00
6	159.00	158.00	104.00	68.00
7	160.00	157.00	99.00	67.00
8	158.00	159.00	100.00	68.00
9	157.00	158.00	103.00	70.00
10	156.00	156.00	103.00	69.00



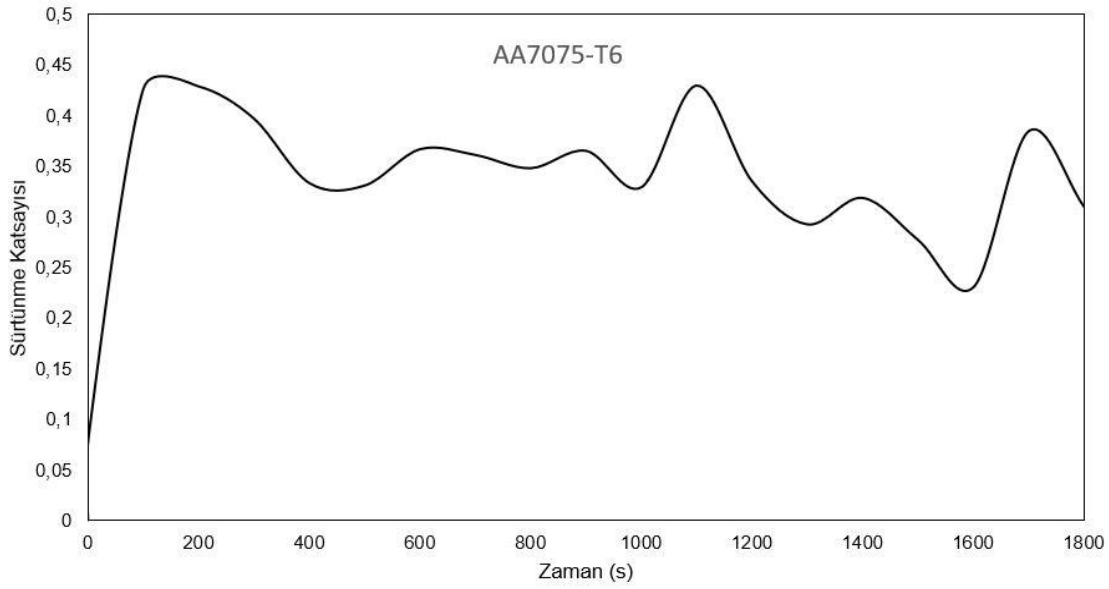
Şekil 6.5. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de aşındırılan numunelerin ortalama sertlik değerleri.

Ticari olarak seçilen AA7075-T6 alaşımı numunenin ortalama sertlik değeri RT'de test edilen numunelerin ortalama sertlik değeri (158 HV) ile uyumludur. Sıcaklığın artması ile ortalama sertlik değerlerinde bir düşüş gözlemlenmektedir. 300℃'de 30 dakikalık test edilmiş numunelerin sertliği 68.3 HV'ye düşmüştür. Bu sertlik düşüşü ise test ortamının 30 dakikalık ısıtılması sonucunda sertliğin azalmasına neden olan bir ısıl işlem etkisi meydana gelmesindendir. Literatürde belirtildiği gibi ısıl işlem sıcaklığının arttırılması sertliğin düşmesine neden olmuştur (Aliyah ve Anawati, 2019; Isadare vd., 2013; Liu vd., 2018). Sertlik ve ısıl işlem ilişkisi Bölüm 6.1.1.'de belirtildiği gibi matristeki çökeltilere dayanmaktadır.

6.1.4. Pin-On-Disk Test Cihazında Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçları

6.1.4.1. RT Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3N yük, 100mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde oda sıcaklığında (RT) deneyler yapılmıştır. RT'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.6.'te verilmiştir.

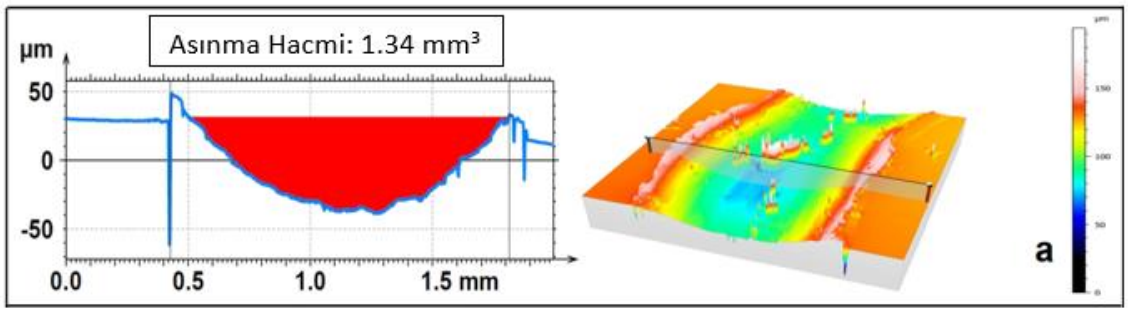


Şekil 6.6. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

AA7075-T6 alaşımı numunenin RT'de ortalama sürtünme katsayısı 0,32 ± 0,0135 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı başlangıçta yüksek değerde olurken daha sonra aşınma mesafesi ile bir miktar azalmaktadır. Sürtünme katsayısının başlangıçta yüksek olmasında yüzey pürüzlülüğünün önemli etkisi olduğu düşünülmektedir.

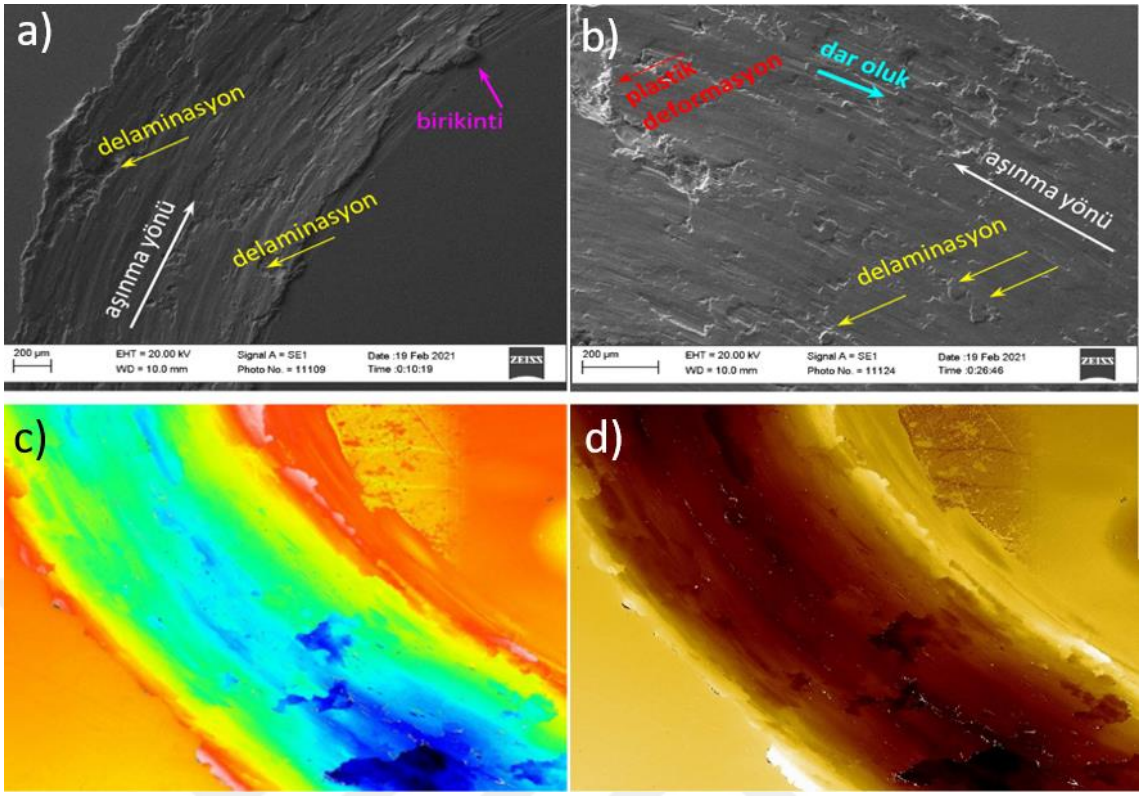
AA7075-T6 alaşımı numunenin hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ile tespit edilmiş, aşınma izinin kesit alanı WCM ile belirlenmiş ve aşınma hacmi hesaplanmıştır (Şekil 6.7.).



Şekil 6.7. RT'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü.

Aşınma hacmi tespit edildikten sonra Denklem 5.2. kullanılarak aşınma oranı $0{,}25x10^{-5}$ olarak bulunmuştur.

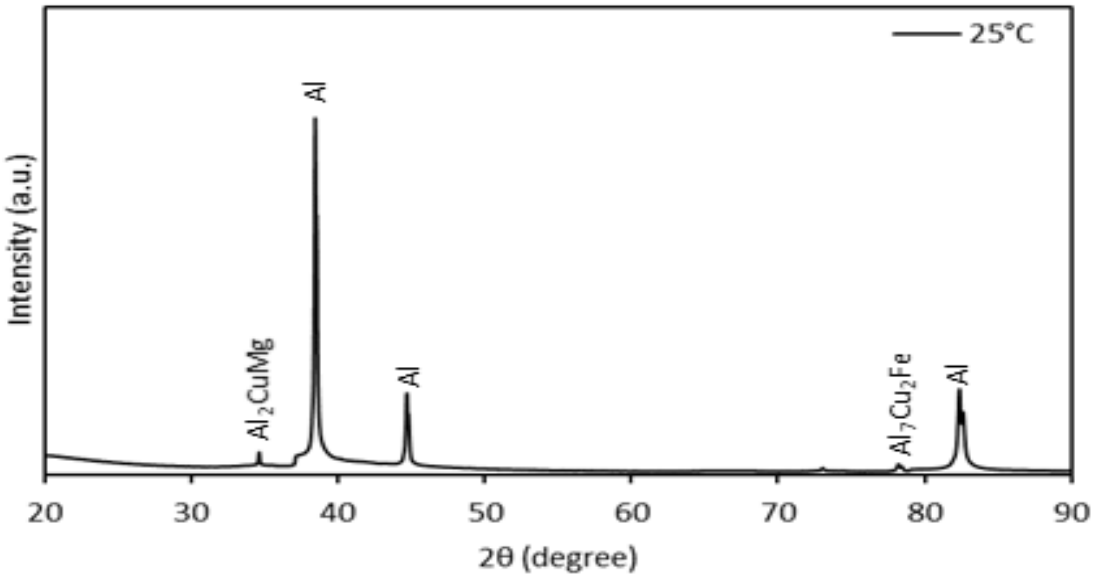
Aşınma izinin morfolojik incelemesi için çekilen SEM ve WCM görüntüleri Şekil 6.8.'de gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir. Şekil 6.8.'de RT'de aşınma yolu boyunca yığılmalar gözlemlenmektedir. Bilyenin üzerine malzeme yığılması nedeniyle oluşan delaminasyon ve plastik deformasyon ile birlikte abrazif aşınma nedeniyle kısa ve dar oluk oluşumu başlamıştır.



Şekil 6.8. RT'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM.

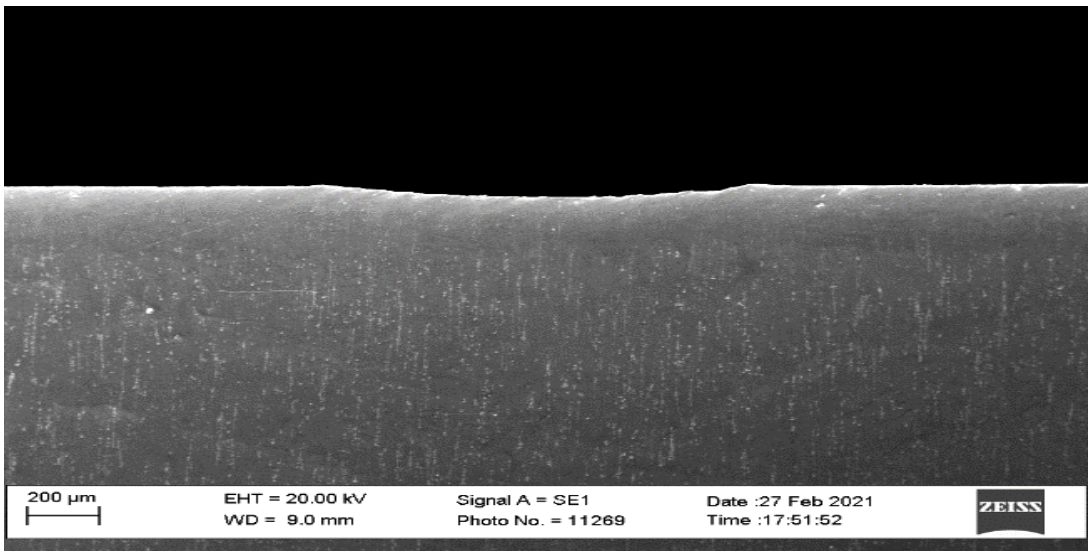
Malzeme yüzeyindeki faz kompozisyonu yüzeyin mekanik ve tribolojik özelliklerini etkileyen en önemli faktörlerden biridir. RT'de uygulanan aşınma testi sonucunda AA7075-T6 alaşımı numunenin EDX ile belirlenen elemental kompozisyonu mevcut fazların belirlenmesi için yeterli olmadığından fazların belirlenmesinde daha detaylı bir analiz olan XRD analizi gerçekleştirilmiştir.

Şekil 6.2.'deki mikro yapısal gözlemler, Çizelge 6.2.'deki EDX analiz sonuçları ve XRD analizi sonucunda RT'de aşındırılan numunenin matrisinde birincil Al ve ikincil Al_2CuMg ve Al_7Cu_2Fe fazlarının olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 6.9.).



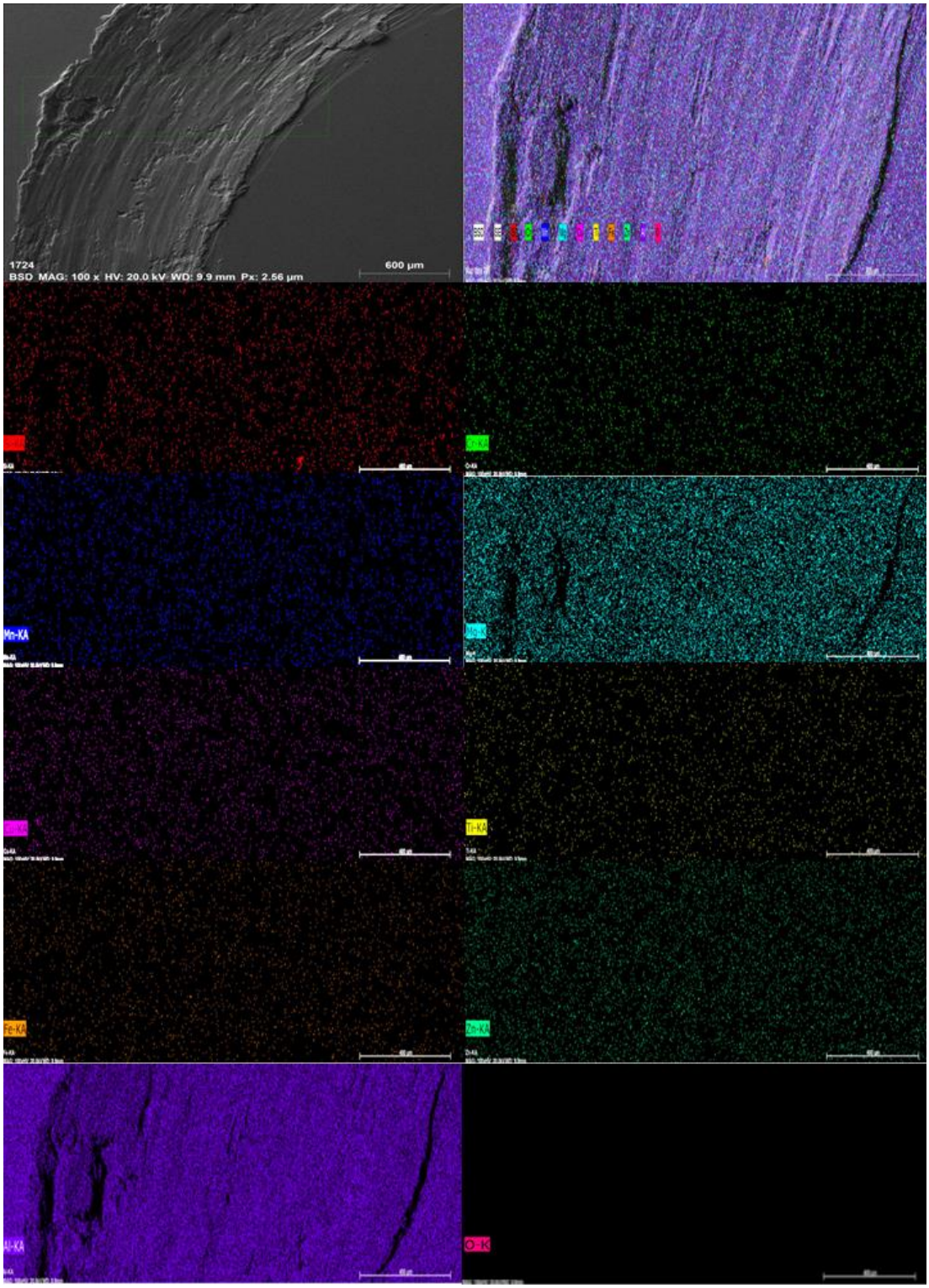
Şekil 6.9. RT'de test edilen numunenin XRD analizi.

RT'de test edilen AA7075-T6 alaşımı numunenin aşınma izi kesiti Bölüm 5.5.8.'de belirtildiği gibi hazırlanmış ve Şekil 6.10'da gösterilmiştir. Şekil 6.10.'da görüldüğü gibi pürüzlülük delaminasyondan kaynaklanmakta olup ince, düzgün ve pürüzlü bir aşınma izi gözlemlenmiştir.



Şekil 6.10. RT'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü.

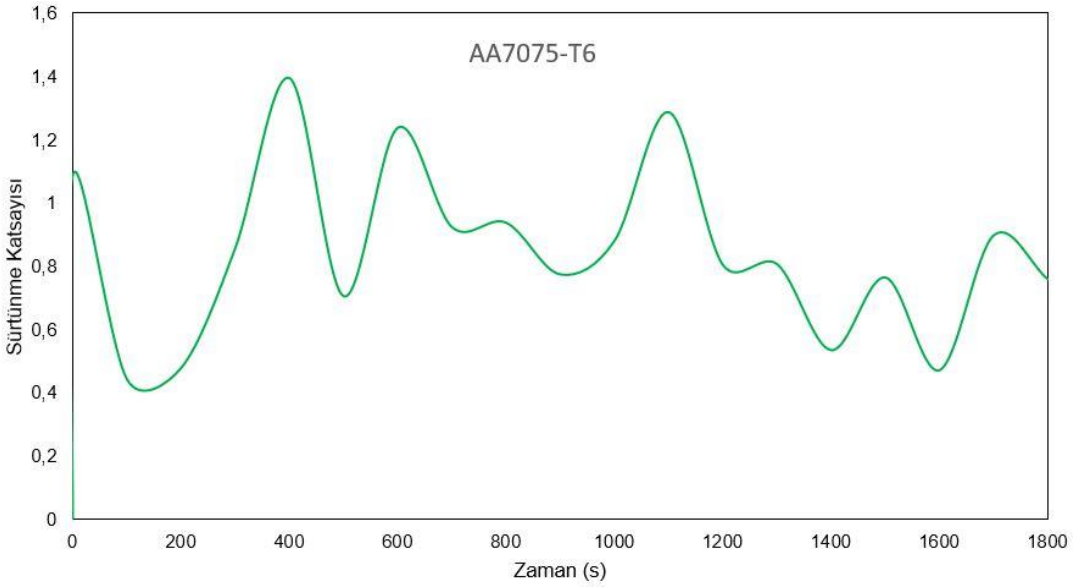
Aşınma izi bölgesinde elemental alan haritalama yapılmış ve sonuçları Şekil 6.11'de verilmiştir. Şekil 6.11'de görüldüğü gibi bir oksijen kompozisyonuna ve oksit tabakasına rastlanmamıştır.



Şekil 6.11. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri.

6.1.4.2. 100°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 100°C'de deneyler yapılmıştır. 100°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.12.'de verilmiştir.

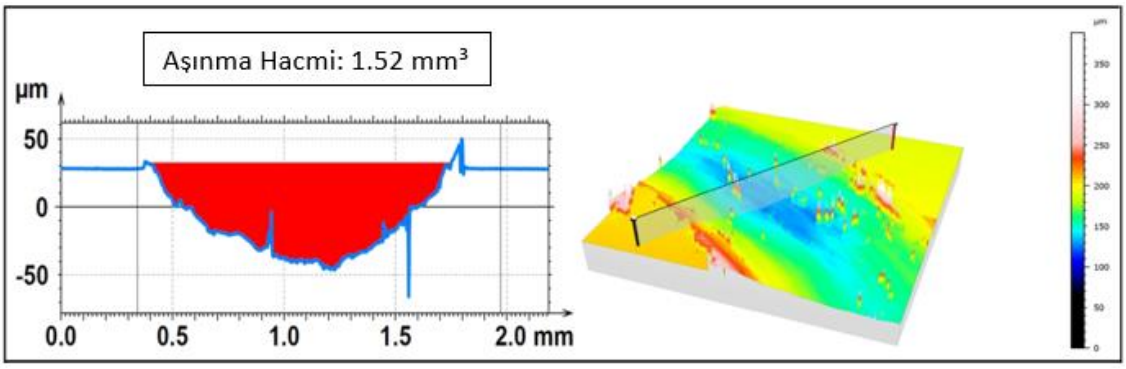


Şekil 6.12. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

AA7075-T6 alaşımı numunenin 100°C ortalama sürtünme katsayısı 0,35 ± 0,0157 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı RT ile kıyaslandığında çok az bir artış göstermektedir. Ancak sürtünme katsayısı daha değişken ve dalgalı bir davranış göstermiştir. Bir başka deyişle deney boyunca hem düşme hem de artış eğilimi göstermiştir.

AA7075-T6 alaşımı numunenin hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ile tespit edilmiş, aşınma izinin kesit alanı WCM ile hesaplanmış ve aşınma izinin kesit alanı kullanılarak bulunan aşınma hacmi Şekil 6.13.'te verilmiştir.

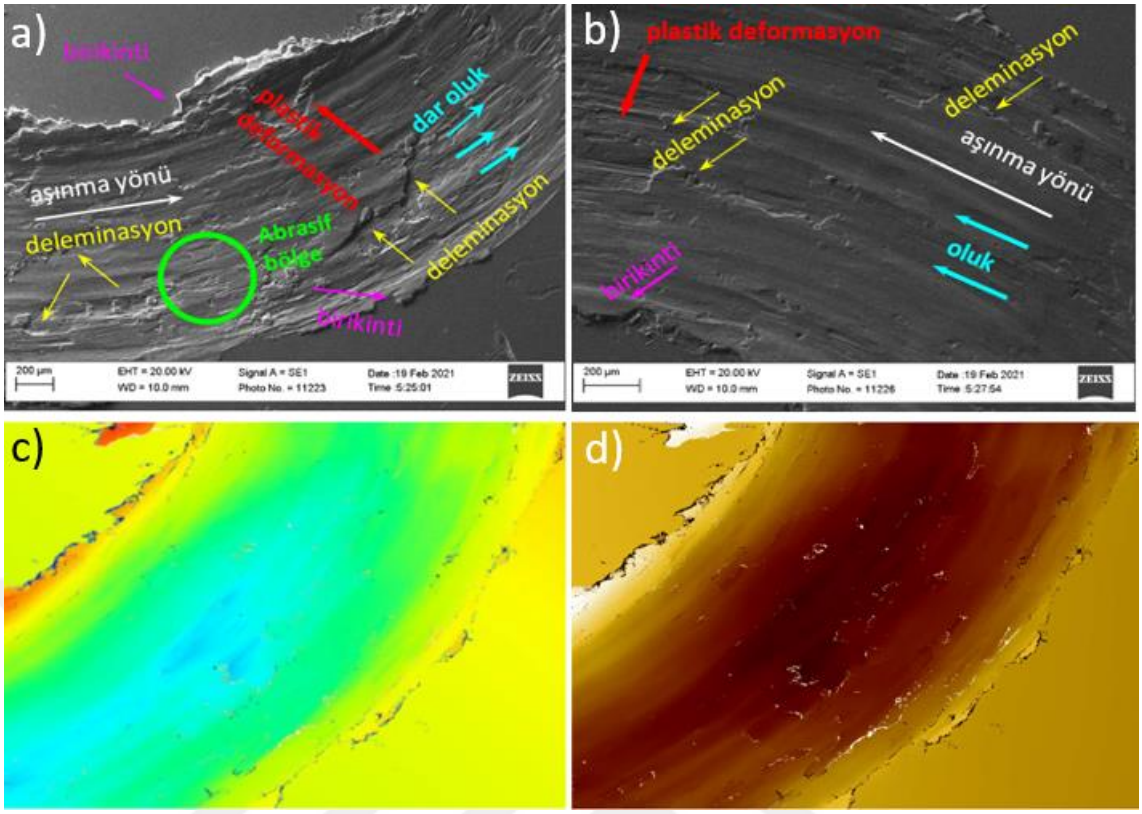


Şekil 6.13. 100℃'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü.

Aşınma hacmi tespit edildikten sonra Denklem 5.2. kullanılarak aşınma oranı $0{,}28x10^{-5}$ olarak bulunmuştur. Artan sıcaklığa bağlı olarak RT'ye göre aşınma hacminde ve dolayısıyla aşınma oranında artış gözlemlenmiştir.

Aşınma izinin morfolojik incelemesi için çekilen SEM ve WCM görüntüleri Şekil 6.14.'te gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

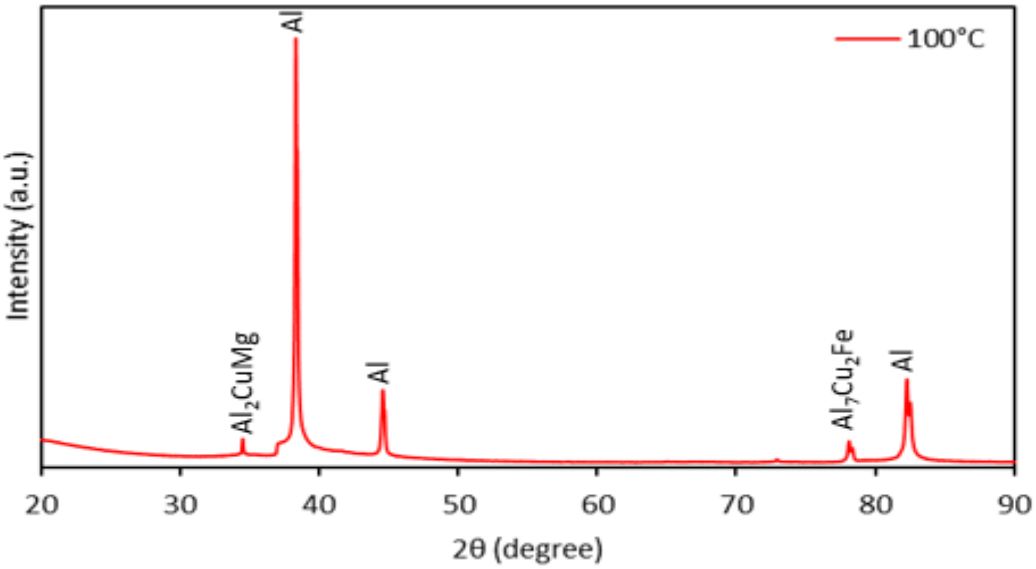
100℃'de plastik deformasyonda aşırı bir artış meydana gelmiştir. Burada baskın aşınma mekanizması plastik deformasyondan kaynaklanan katmanlara ayrılmadır. Ancak kısmı abrasif aşınma da gözlemlenmiştir. Sıcaklığın etkisiyle birikinti miktarı artmış ve oluklar derinleşmeye başlamıştır.



Şekil 6.14. 100℃'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM.

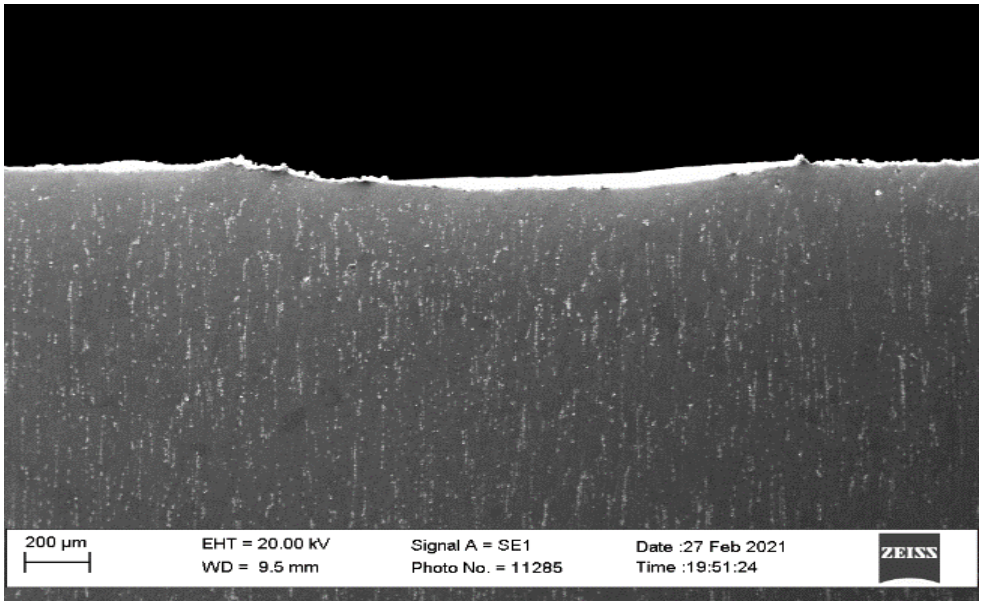
100℃'de uygulanan aşınma testi sonucunda oluşan fazların belirlenmesi için de XRD analizi gerçekleştirilmiştir.

Şekil 6.2.'deki mikro yapısal gözlemler, Çizelge 6.2.'deki EDX analiz sonuçları ve XRD analizi sonucunda 100℃'de aşındırılan numunenin matrisinde de RT'ye benzer olarak birincil Al ve ikincil Al_2CuMg ve Al_7Cu_2Fe fazlarının olduğu gözlemlenmiştir. Ancak Al fazının yoğunluğunda RT'ye kıyasla artış mevcuttur (Şekil 6.15.).



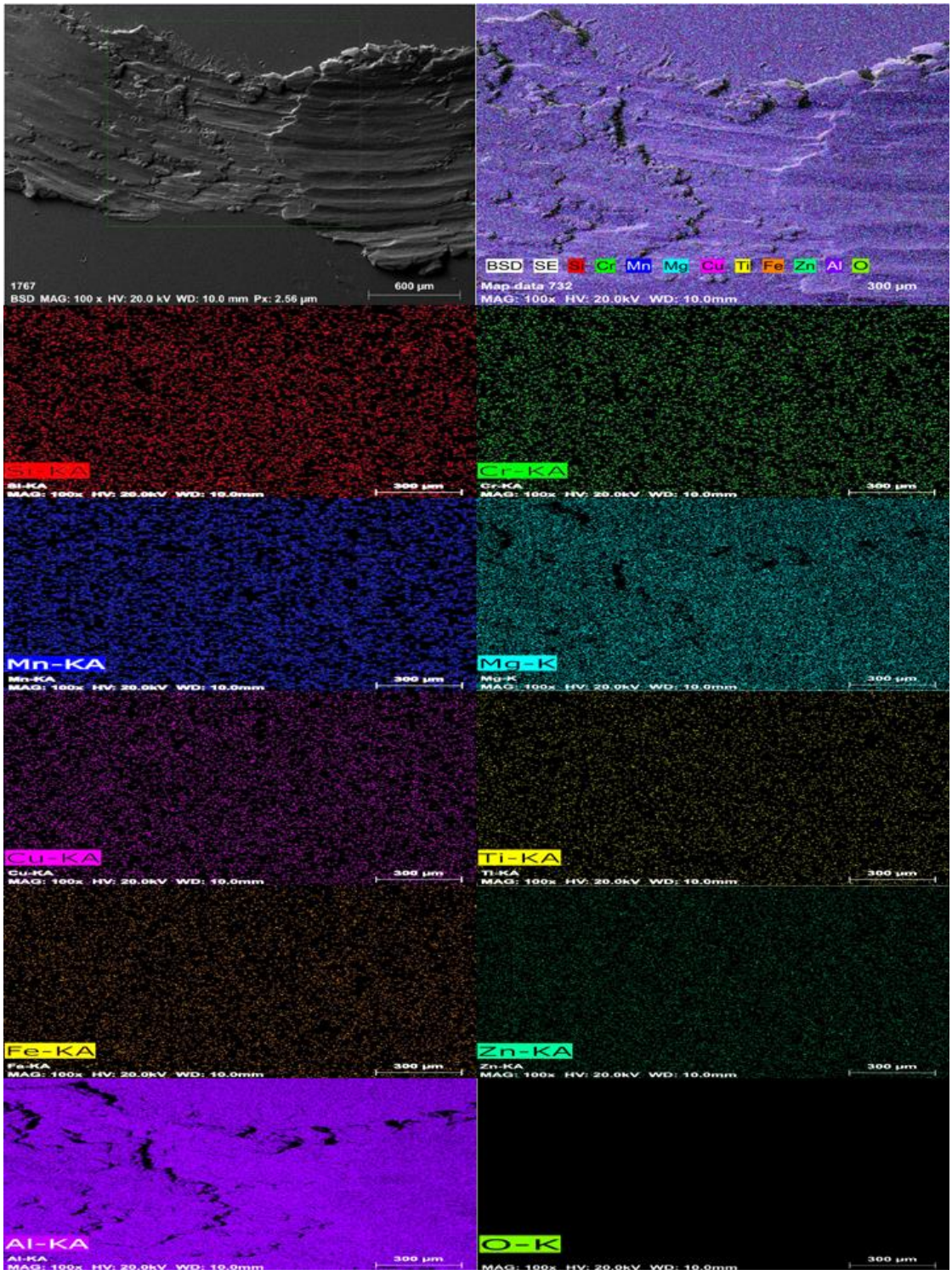
Şekil 6.15. 100°C'de test edilen numunenin XRD analizi.

100°C'de test edilen AA7075-T6 alaşımı numunenin aşınma izi kesiti Bölüm 5.5.8.'de belirtildiği gibi hazırlanmış ve Şekil 6.16'da gösterilmiştir. Şekil 6.16.'dan anlaşılacağı üzere yığılmalar artmış ve sertleşmiş bir adhezif aşınma mekanizması meydana gelmiştir.



Şekil 6.16. 100°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü.

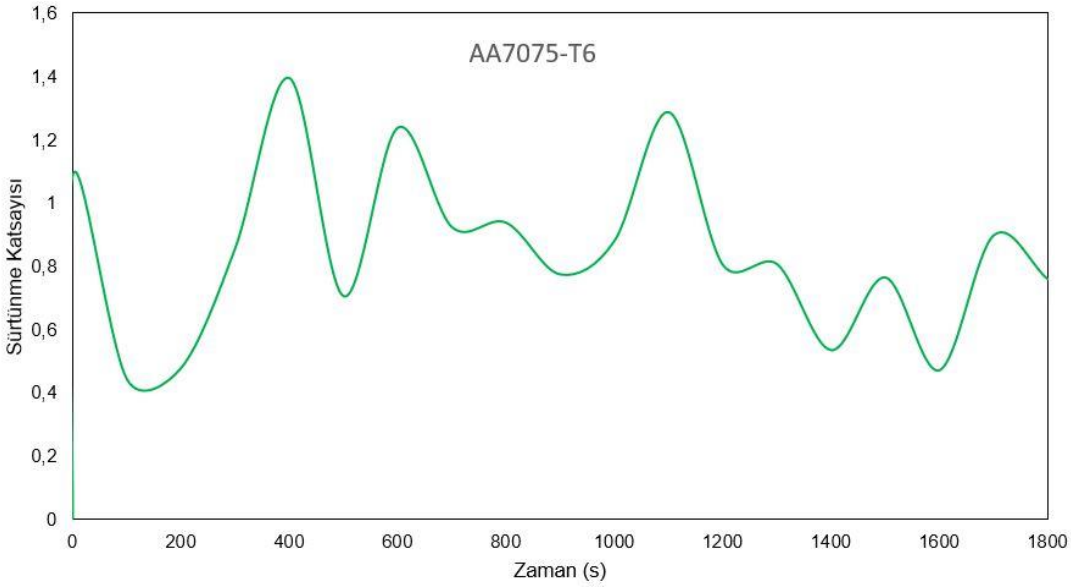
Aşınma izi bölgesinde elemental alan haritalama yapılmış ve sonuçları Şekil 6.17.'de verilmiştir. Şekil 6.17'de görüldüğü gibi bir oksijen kompozisyonuna ve oksit tabakasına rastlanmamıştır.



Şekil 6.17. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri.

6.1.4.3. 200°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 200°C'de deneyler yapılmıştır. 200°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.18.'de verilmiştir.

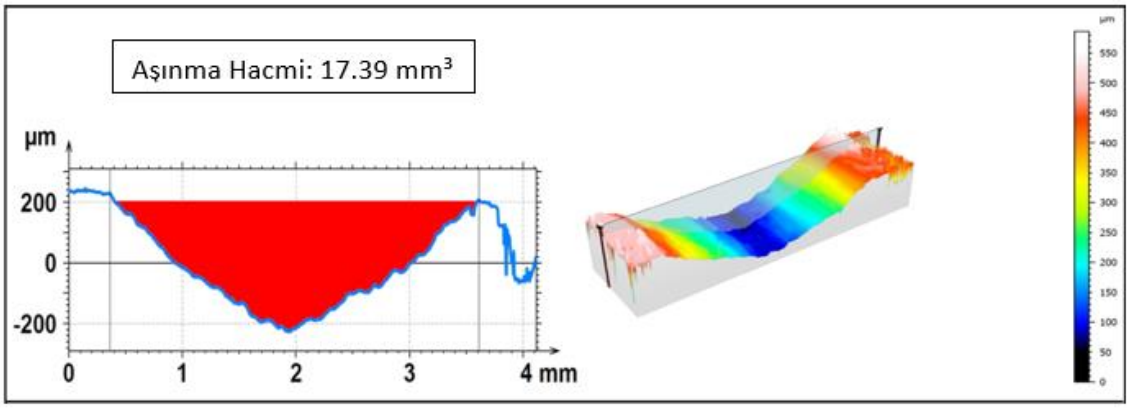


Şekil 6.18. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

AA7075-T6 alaşımı numunenin 200°C'de ortalama sürtünme katsayısı 0,80 ± 0,036 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı RT ve 100°C ile kıyaslandığında 200°C'de sürtünme katsayısında artış gözlemlenmiştir. Bai vd. (2017), tarafından yapılan araştırmada da benzer bir sonuç elde edilmiştir. Sürtünme katsayısı test süresince değişken bir davranış göstererek aşınma mesafesi ile azalmaktadır.

AA7075-T6 alaşımı numunenin hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ile tespit edilmiş, aşınma izinin kesit alanı WCM ile hesaplanmış ve aşınma izinin kesit alanı kullanılarak bulunan aşınma hacmi Şekil 6.19.'da verilmiştir.

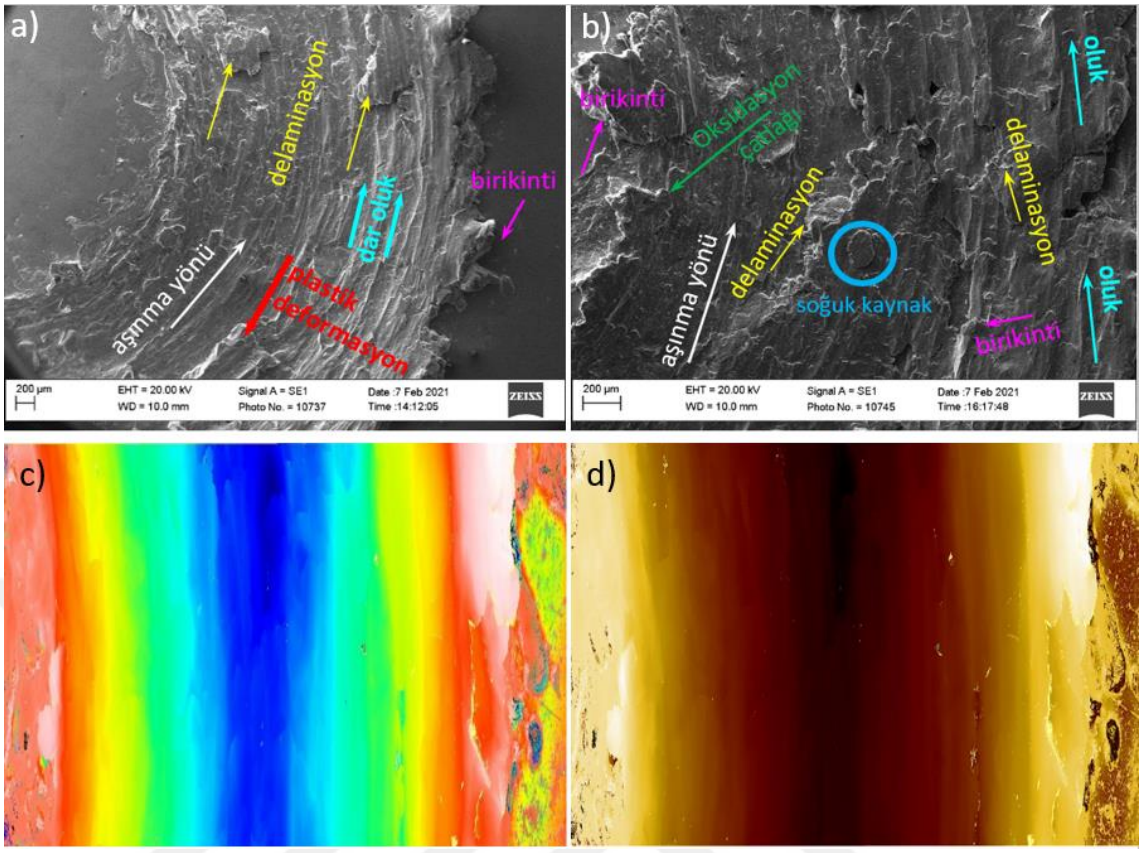


Şekil 6.19. 200°C'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü.

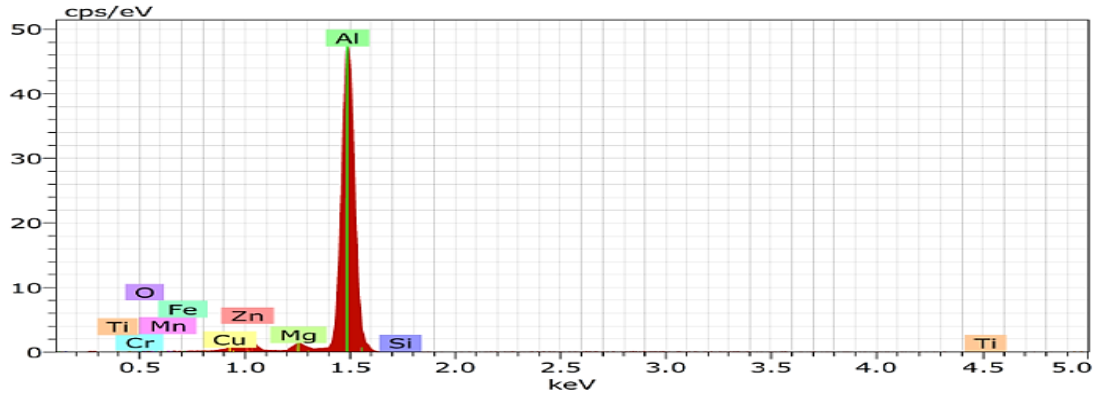
Aşınma hacmi tespit edildikten sonra Denklem 5.2. kullanılarak aşınma oranı $3{,}22x10^{-5}$ olarak bulunmuştur. Artan sıcaklığa bağlı olarak RT ve 100°C'ye göre aşınma hacminde ve dolayısıyla aşınma oranında yüksek bir artış gözlemlenmiştir.

Aşınma izinin morfolojik incelemesi için çekilen SEM ve WCM görüntüleri Şekil 6.20.'te gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

200°C'de plastik deformasyon oranı artmış ve malzeme 200°C'de aşınma yolunun kenarı boyunca yığılmıştır. Aşınma izi boyunca delaminasyonun boyutu ve derin olukların sayısı artmıştır. Adhezif aşınma mekanizmasının bir sonucu olarak aşınma izi üzerinde döküntülerin soğuk kaynağı ve oksidasyon çatlakları ortaya çıkmaya başlamıştır. Aşınma izi içerisine ve dışarısına nokta EDX analizleri yapılmış ve EDX sonuçları aşınma izi içindeki ve dışındaki O kompozisyonunun ağırlıkça sırasıyla %1.12 ve %1.64 olduğunu göstermiştir (Şekil 6.21. ve Şekil 6.22.). Oksit tabakası oluşmaya başlamış ve aşınma izi içinde aşınma izinin dışına göre daha düşük yoğunlukta O görülmüştür.

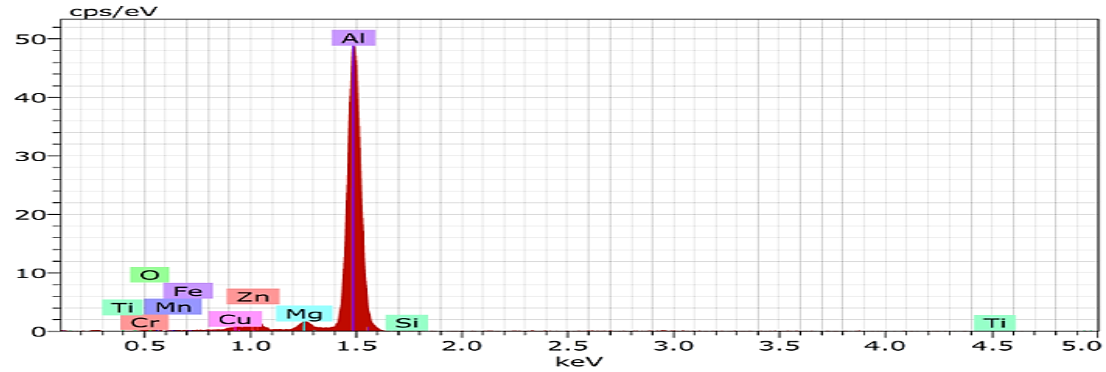


Şekil 6.20. 200°C'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM.



El	AN	Series	Net unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	187219	101.46	92.02	93.49	4.88
Zn	30	K-series	1476	3.88	3.52	1.47	0.18
Mg	12	K-series	4545	2.55	2.31	2.61	0.18
O	8	K-series	330	1.24	1.12	1.92	0.42
Cu	29	K-series	330	0.75	0.68	0.29	0.07
Cr	24	K-series	114	0.14	0.13	0.07	0.04
Fe	26	K-series	71	0.12	0.11	0.05	0.04
Si	14	K-series	60	0.06	0.06	0.06	0.03
Mn	25	K-series	39	0.06	0.05	0.03	0.03
Ti	22	K-series	5	0.01	0.01	0.00	0.03
		Total:	110.26	100.00	100.00	

Şekil 6.21. 200°C'de aşınma izi içerisinde yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu.

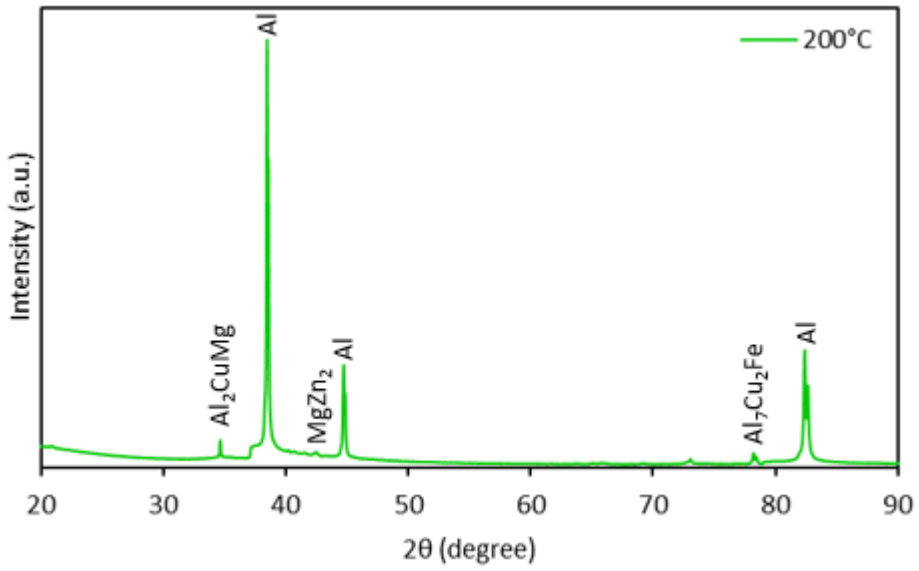


El	AN	Series	Net unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	183999	97.25	90.45	91.80	4.67
Zn	30	K-series	1402	4.00	3.72	1.56	0.19
Mg	12	K-series	5425	2.97	2.76	3.11	0.20
O	8	K-series	486	1.76	1.64	2.80	0.52
Cu	29	K-series	401	1.00	0.93	0.40	0.09
Si	14	K-series	176	0.18	0.17	0.16	0.04
Cr	24	K-series	130	0.16	0.15	0.08	0.04
Fe	26	K-series	62	0.09	0.09	0.04	0.04
Mn	25	K-series	65	0.09	0.08	0.04	0.04
Ti	22	K-series	15	0.02	0.02	0.01	0.03
		Total:	107.52	100.00	100.00	

Şekil 6.22. 200°C'de aşınma izi dışında yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu.

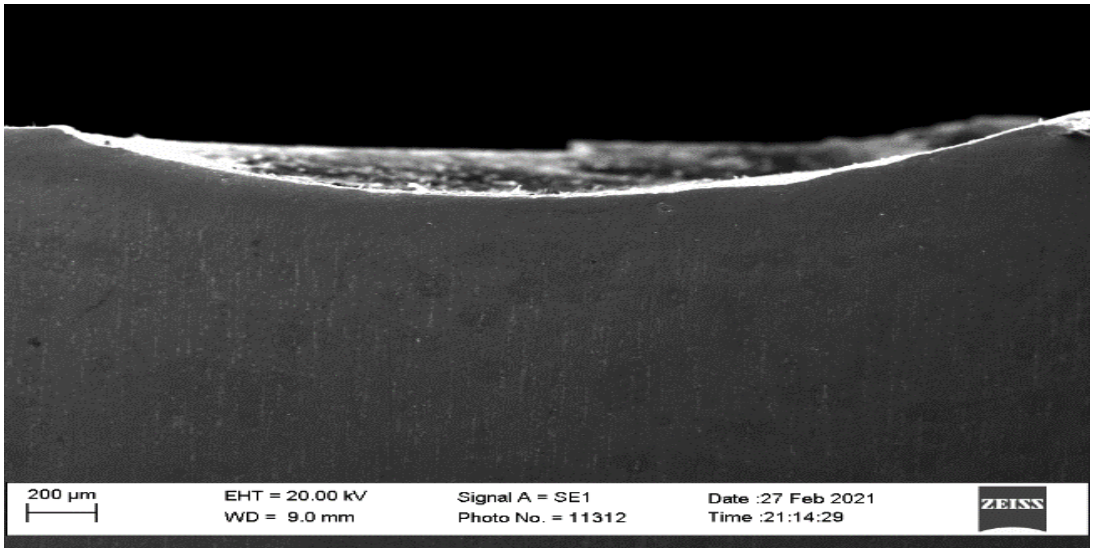
Şekil 6.2.'deki mikro yapısal gözlemler, Çizelge 6.2.'deki EDX analiz sonuçları ve XRD analizi sonucunda 200°C'de aşındırılan numunenin matrisinde RT ve 100°C'den farklı olarak zayıf bir $MgZn_2$ fazının oluştuğu gözlemlenmiştir. Al fazının yoğunluğu ise 100°C'de gözlemlenen değer ile neredeyse aynı kalmıştır (Şekil 6.23.).

Kilic vd. (2019), yapmış oldukları çalışmada 160°C'ye kadar AA7075 matrisinde $MgZn_2$ çökeltilerinin bulunmadığını belirtmişlerdir ve bu çalışmadaki XRD analizleri de bunu doğrulamaktadır.



Şekil 6.23. 200°C'de test edilen numunenin XRD analizi.

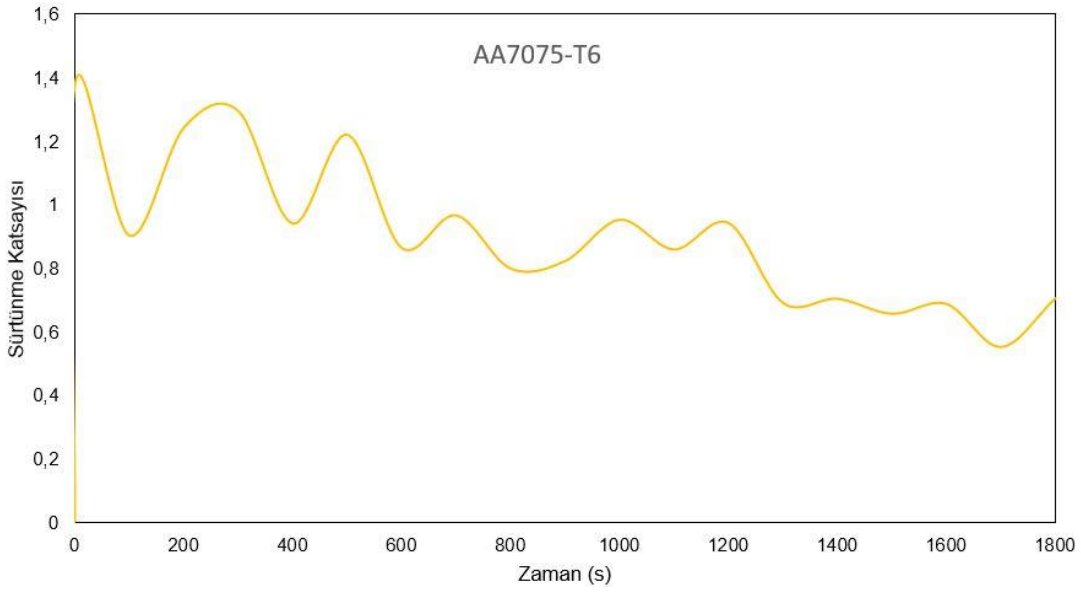
200°C'de test edilen AA7075-T6 numunenin aşınma izi kesiti Bölüm 5.5.8.'de belirtildiği gibi hazırlanmış ve Şekil 6.24'te verilmiştir. Şekil 6.24.'ten görüldüğü gibi yığılma ve oluk oluşumunun bir sonucu olarak RT, 100°C ve 300°C'de aşındırılmış numunelerin aşınma izlerine kıyasla 200°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi genişliği maksimumdur.



Şekil 6.24. 200°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü.

6.1.4.4. 300°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 300°C'de deneyler yapılmıştır. 300°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.25.'te verilmiştir.

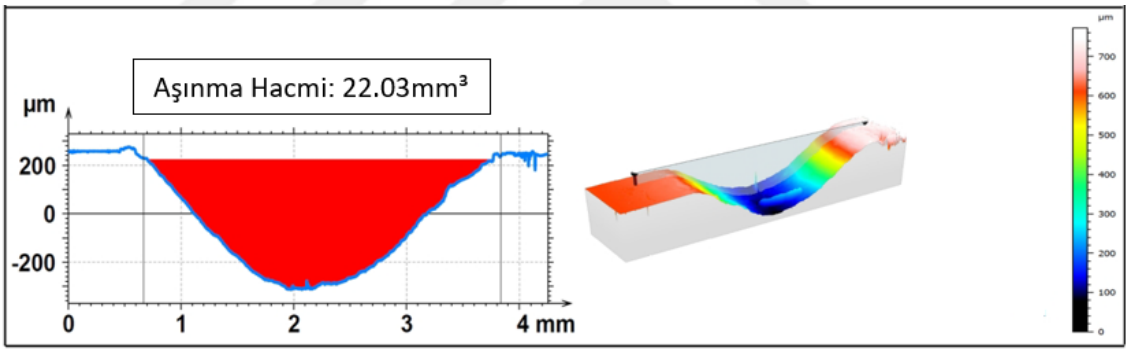


Şekil 6.25. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

AA7075-T6 alaşımı numunenin 300°C'de ortalama sürtünme katsayısı 0,86 ± 0,0387 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısının 100°C'den 200°C'ye göstermiş olduğu artış ile kıyaslandığında malzemenin yumuşamasının bir sonucu olarak 300°C'de sürtünme katsayısının artış oranında keskin bir düşüş gözlenmiştir. Aşındırıcı bilye plastik deformasyon nedeniyle oyuk oluşturmuş ve zayıf bir aşınma direnci gözlemlenmiştir. Sürtünme katsayısı başlangıçta yüksek değerde olurken daha sonra aşınma mesafesi ile azalmaktadır. Sürtünme katsayısı 200°C'ye göre daha az değişken bir davranış göstermiştir.

AA7075-T6 alaşımı numunenin hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ile tespit edilmiş, aşınma izinin kesit alanı WCM ile hesaplanmış ve aşınma izinin kesit alanı kullanılarak bulunan aşınma hacmi Şekil 6.26.'da verilmiştir.

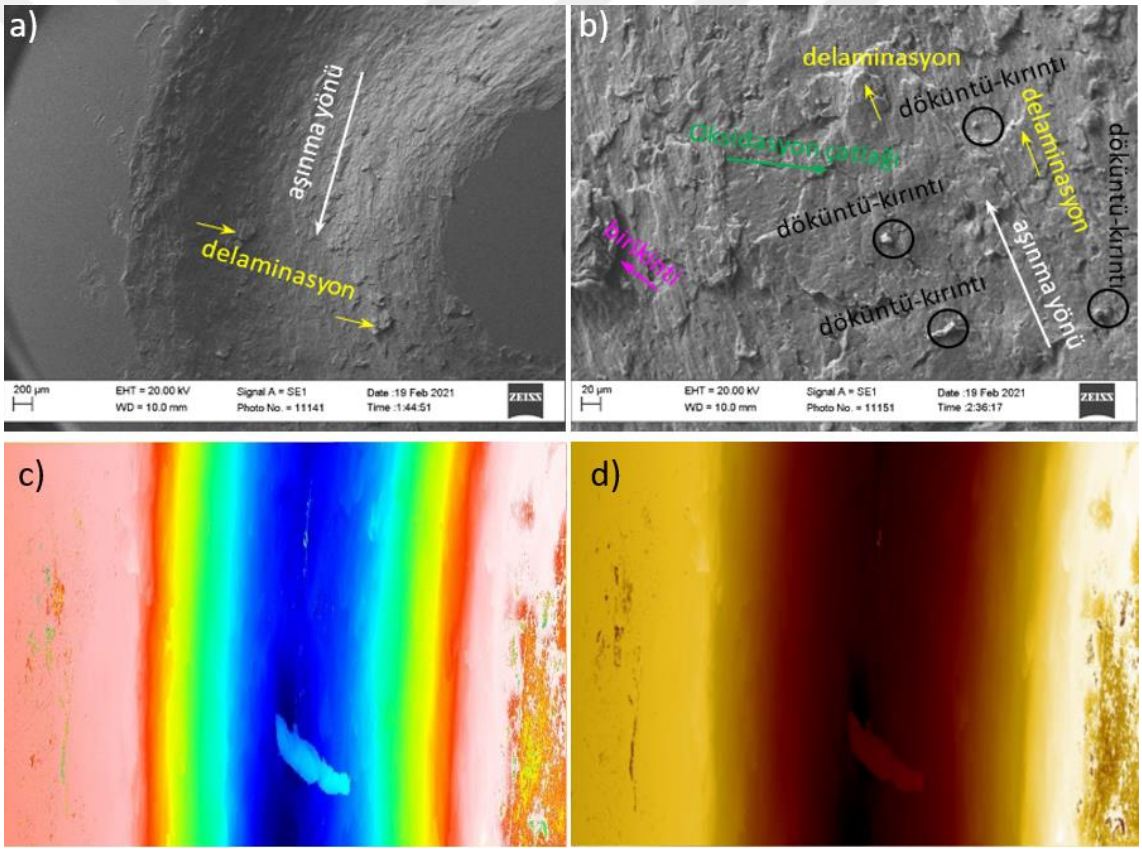


Şekil 6.26. 300°C'de test edilen numunenin aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüsü.

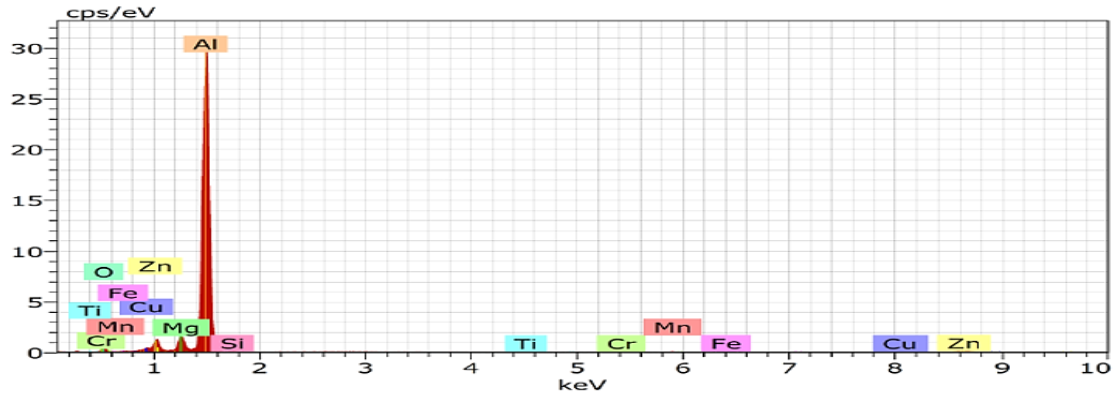
Aşınma hacmi tespit edildikten sonra Denklem 5.2. kullanılarak aşınma oranı $4{,}07x10^{-5}$ olarak bulunmuştur. 300°C'deki aşınma oranı 200°C'deki aşınma oranına kıyasla orantılı bir artış göstermiştir.

Aşınma izlerinin morfolojik incelemesi için çekilen SEM ve WCM görüntüleri Şekil 6.27.'de gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

300°C'de adhezif aşınma mekanizması gözlemlenmiştir. Sıcaklık artışı malzemeyi yumuşatmış ve böylece bilye malzeme yüzeyini öğüterek döküntüleri yuvarlamıştır. Aşınma izi üzerinde derin bir oluk gelişmiş ve bir miktar döküntü-moloz alt tabaka ile kaplanmıştır. Abrazif aşınma gözlemlenmemiştir. Element kompozisyonunun %83.17 Al, %7.08 O, %4.17 Mg, %3.60 Zn ve %91.38 Al, %3.48 Zn, %2.31 Mg, %1.67 O olduğu sırasıyla aşınma izi dışında ve içinde bir EDX analizi yapılmış ve sonuçları Şekil 6.28. ve Şekil 6.29.'da verilmiştir. EDX sonuçları kenarlara yakın bölgelerde yığılma ve birikintiler nedeniyle aşınma izi içerisinde oksijen varlığının daha az olduğunu desteklemektedir. Ayrıca aşınmış yüzeyde lokal çentiklenme ve döküntülerin soğuk kaynaklanması gözlemlenmiştir.

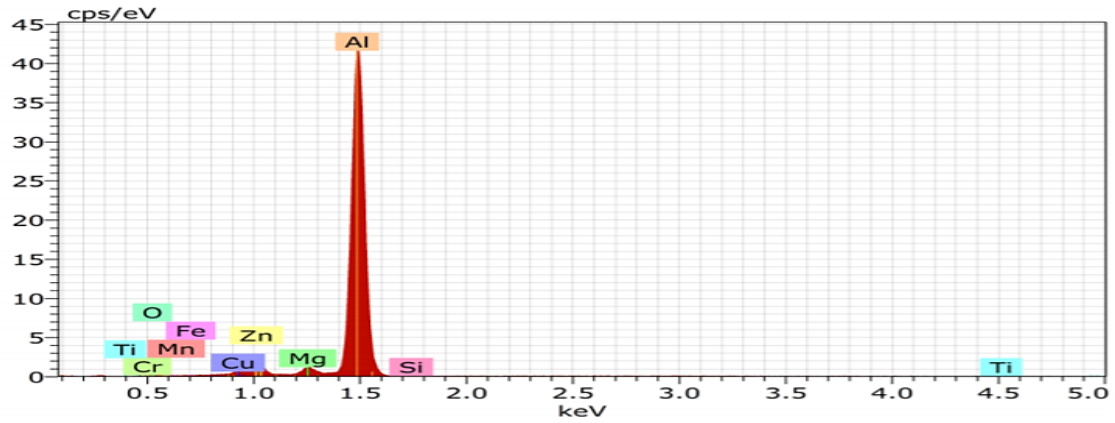


Şekil 6.27. 300°C'da test edilen numunenin aşınma izi görüntüleri; (a-b) SEM ve (c-d) WCM.



El	AN	Series	Net	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	177754	95.59	83.17	81.37	4.60
O	8	K-series	2479	8.14	7.08	11.68	1.49
Mg	12	K-series	8601	4.79	4.17	4.53	0.30
Zn	30	K-series	1534	4.14	3.60	1.45	0.19
Cu	29	K-series	446	1.08	0.94	0.39	0.09
Fe	26	K-series	531	0.72	0.62	0.29	0.06
Si	14	K-series	207	0.20	0.17	0.16	0.04
Cr	24	K-series	141	0.15	0.13	0.07	0.04
Mn	25	K-series	88	0.11	0.09	0.04	0.04
Ti	22	K-series	28	0.03	0.03	0.01	0.03
		Total:		114.94	100.00	100.00	

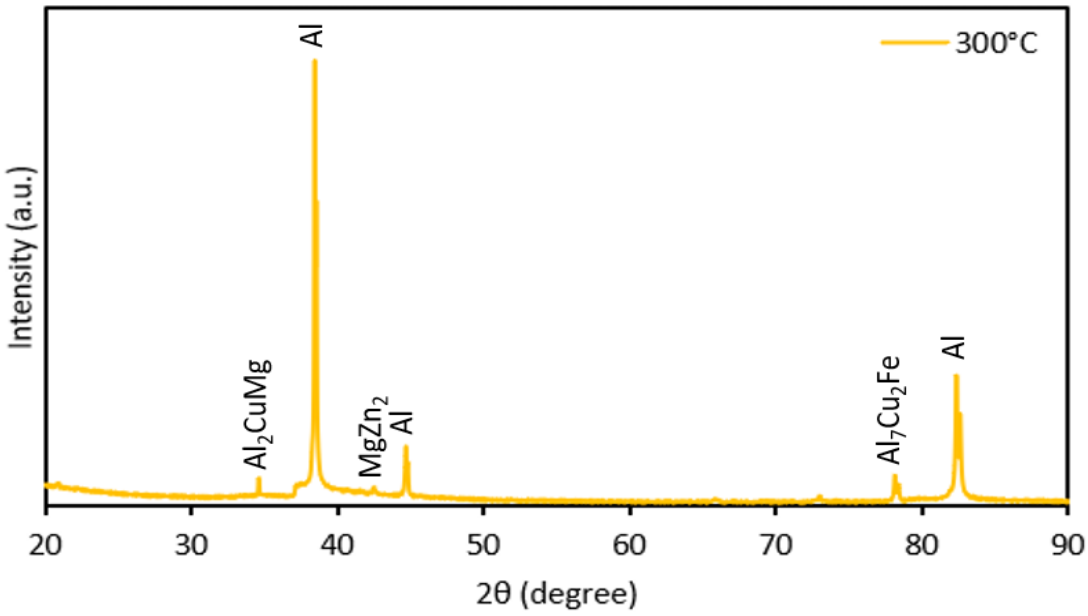
Şekil 6.28. 300°C'de aşınma izi dışında yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu.



El	AN	Series	Net	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	185395	90.30	91.38	92.54	4.34
Zn	30	K-series	1277	3.44	3.48	1.45	0.17
Mg	12	K-series	4508	2.28	2.31	2.59	0.16
O	8	K-series	482	1.65	1.67	2.85	0.49
Cu	29	K-series	277	0.69	0.70	0.30	0.07
Cr	24	K-series	163	0.25	0.25	0.13	0.05
Mn	25	K-series	68	0.11	0.11	0.06	0.04
Fe	26	K-series	23	0.04	0.04	0.02	0.03
Si	14	K-series	39	0.04	0.04	0.04	0.03
Ti	22	K-series	24	0.03	0.03	0.02	0.03
		Total:		98.82	100.00	100.00	

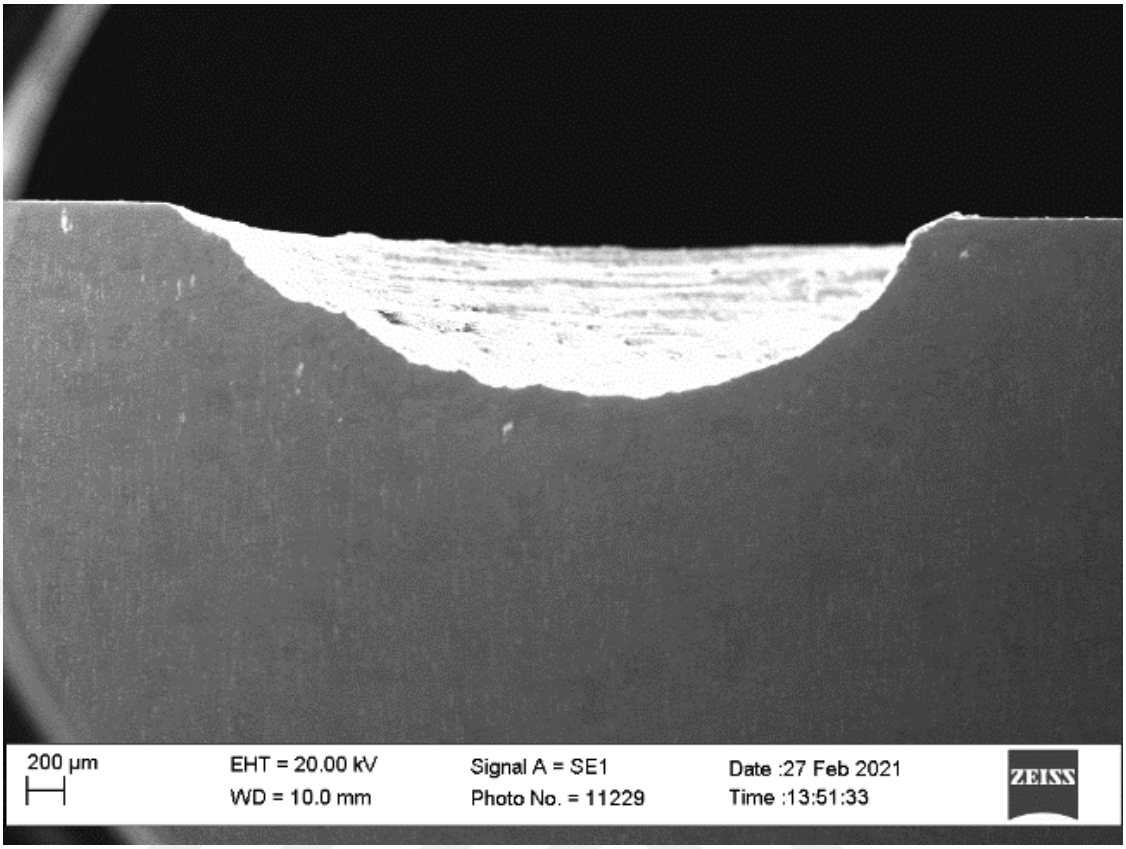
Şekil 6.29. 300°C'de aşınma izi içinde yapılan nokta EDX analizi ve elemental kompozisyonu.

Şekil 6.2.'deki mikro yapısal gözlemler, Çizelge 6.2.'deki EDX analiz sonuçları ve XRD analizi sonucunda 300℃'de aşındırılan numunenin matrisi RT ve 100℃'den farklı olarak 200℃'de gözlemlendiği gibi zayıf bir $MgZn_2$ fazına sahiptir. Al fazının yoğunluğu ise 100℃ ve 200℃'de gözlemlenen değerlere kıyasla bir miktar düşüş göstermiştir (Şekil 6.30.).



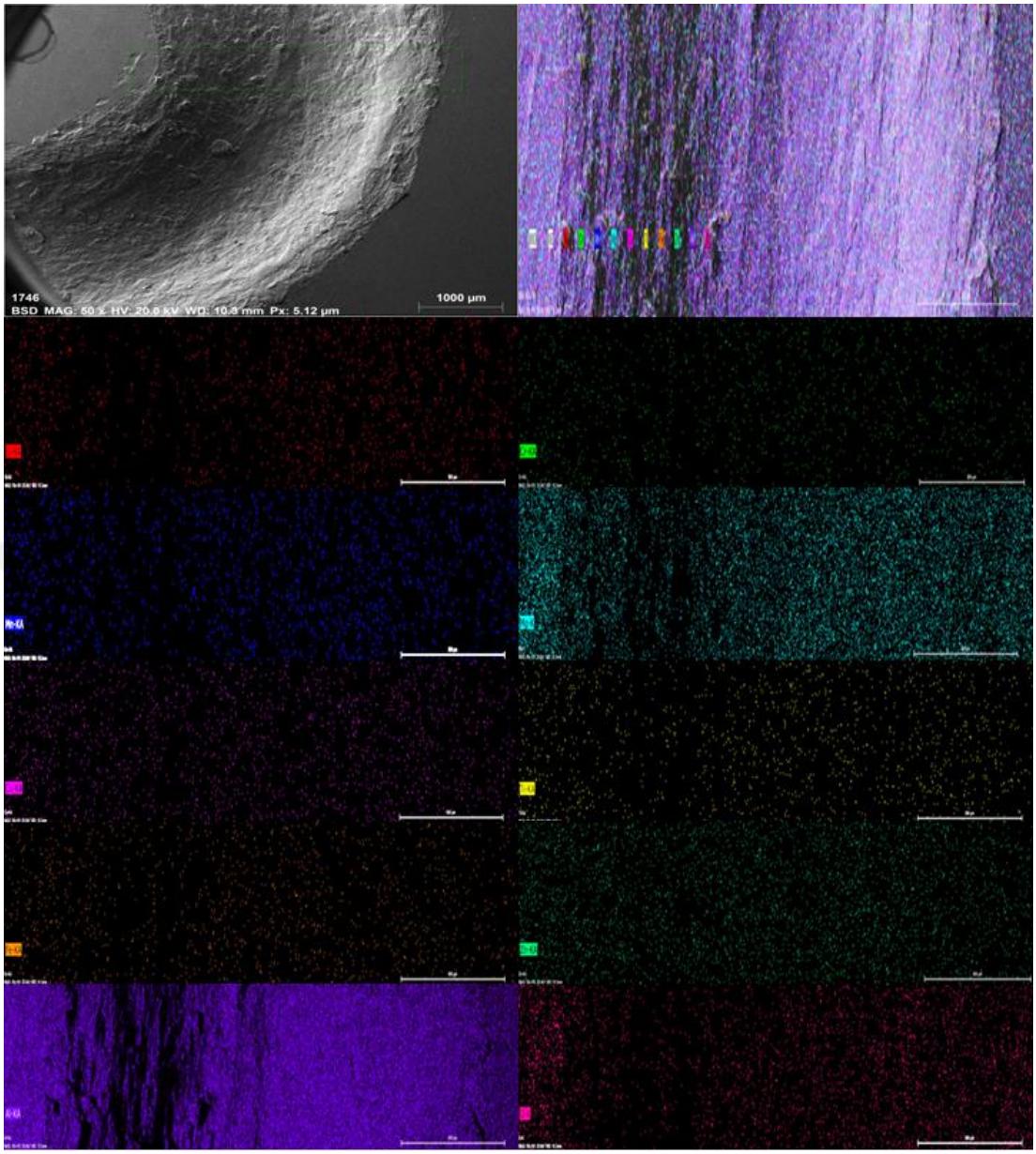
Şekil 6.30. 300℃'de test edilen numunenin XRD analizi.

300℃'de test edilen AA7075-T6 alaşımı numunenin aşınma izi kesiti Bölüm 5.5.8.'de belirtildiği gibi hazırlanmış ve Şekil 6.31.'de verilmiştir. Şekil 6.31. aşınmış yüzeyde yivlerin ve abrazif aşınma izlerinin görülmediğini ayrıca bilyenin temas yüzeyinde yığılmaların ve birikintilerin arttığını göstermektedir. Bilyenin temas yüzeyindeki yığılmalar daha derin bir aşınma izi oluşturmuş ve aşınma izi genişliği 200℃'ye kıyasla daralmıştır.



Şekil 6.31. 300°C'de aşındırılan numunenin aşınma izi kesitine ait SEM görüntüsü.

Ayrıca aşınma izi bölgesinde elemental alan haritalama yapılmış ve sonuçları Şekil 6.32.'de verilmiştir. Aşınma izi dışında aşınma izinin içerisine göre daha yoğun olmak üzere etkileri SEM görüntülerinde de görülen ince bir oksit tabakasının oluşmaya başladığı Şekil 6.32'de verilen elemental haritalama ile de anlaşılmaktadır.

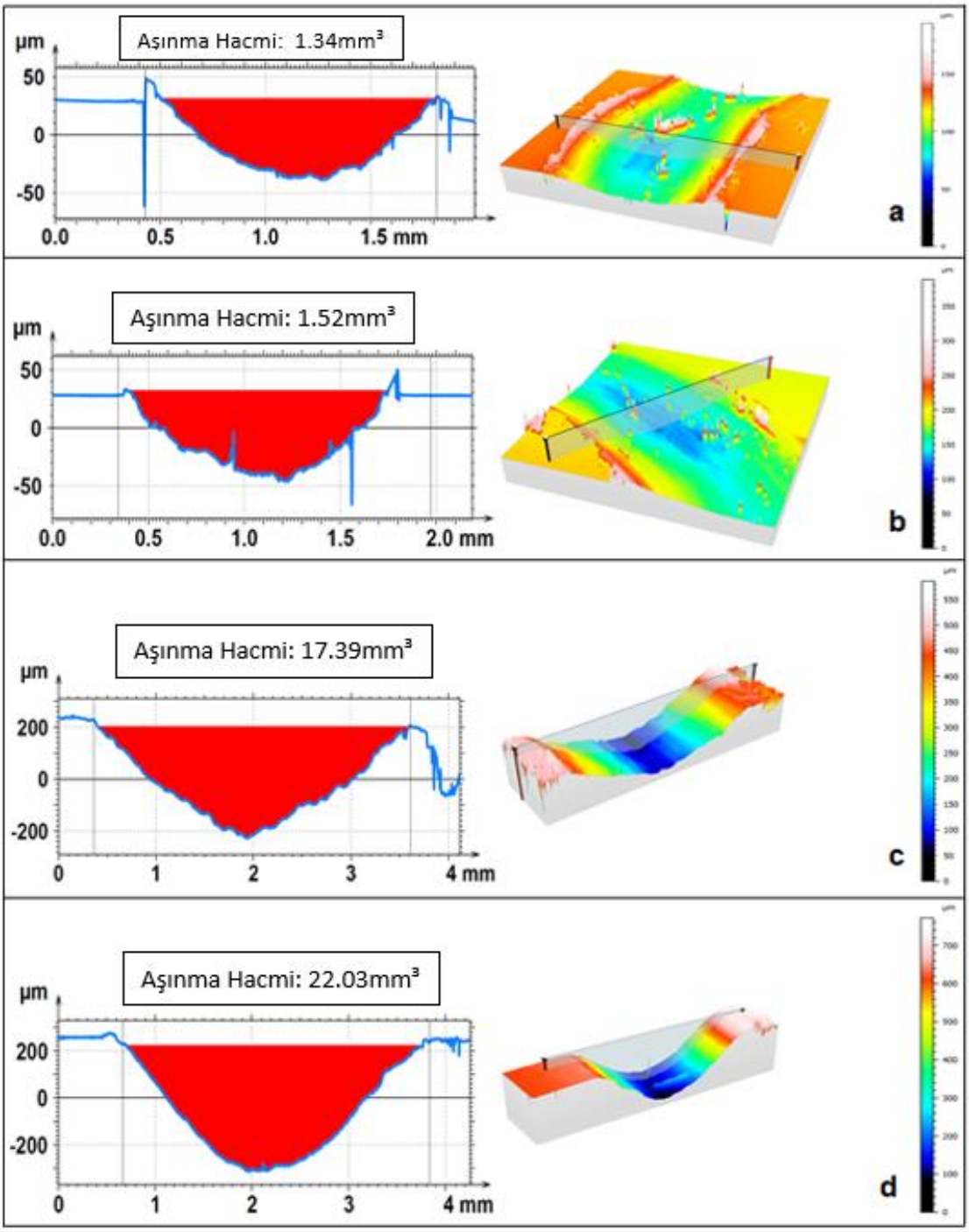


Şekil 6.32. Aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri.

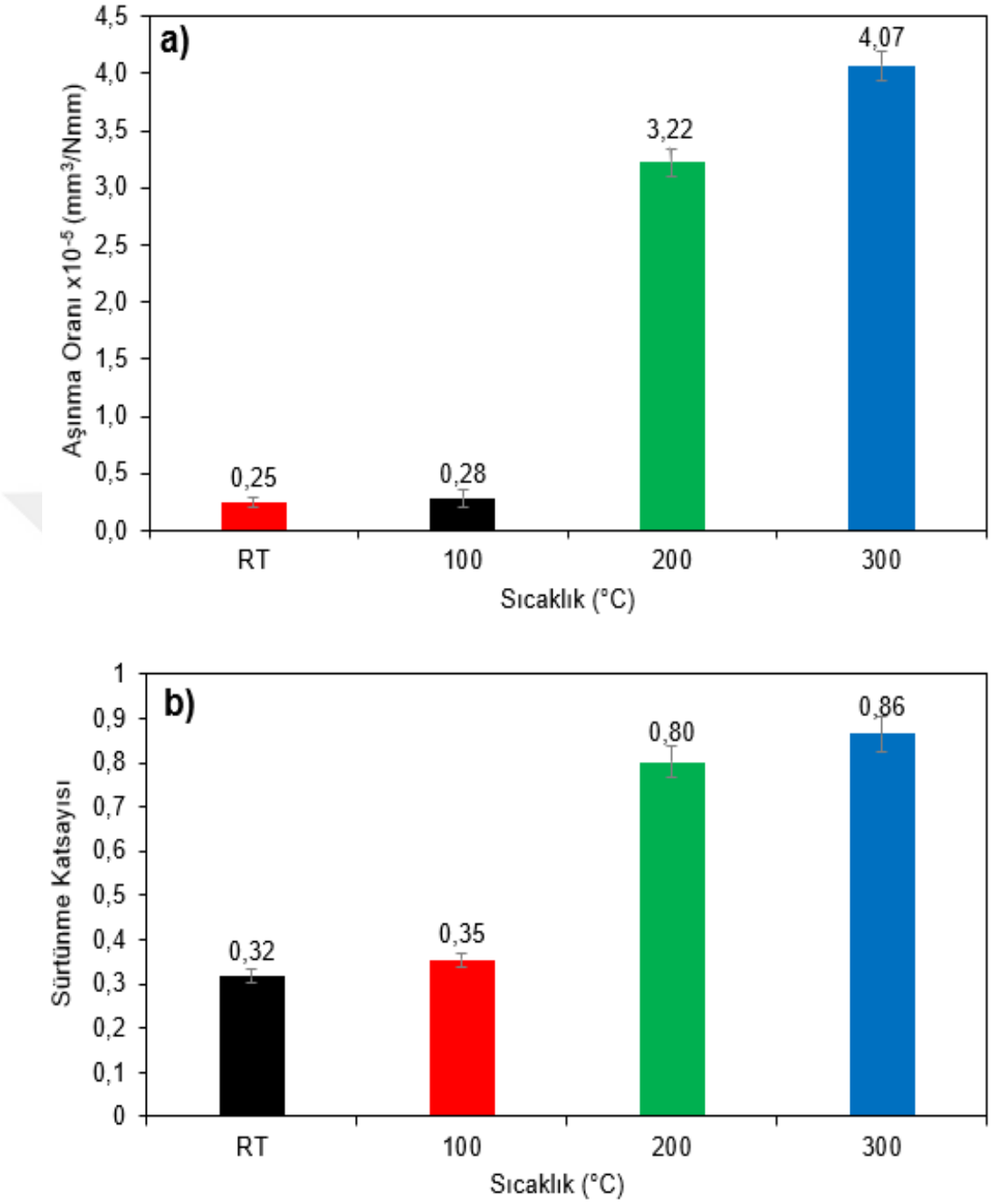
6.1.4.5. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçlarının Birlikte Değerlendirilmesi

WCM ile elde edilen aşınma profilleri (Şekil 6.33.) aşınma mekanizmalarının tespiti için çekilen SEM görüntüleri (6.35.) ile örtüşmektedir. Şekil 6.33.'ten görüleceği üzere RT ve 100°C gibi daha düşük sıcaklıklar düşük aşınma hacimlerine neden olmuştur. Aşınma oranları Denklem 5.2.'ye göre hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 6.34. (a)'da gösterilmektedir. Aşınma hacimlerine bağlı olarak hesaplanan aşınma oranlarında artan

sıcaklıkla aşınma oranlarının arttığı tespit edilmiştir. Sıcaklığın 100℃'den 200℃'ye artışı Şekil 6.34. (a)'da görüldüğü gibi aşınma oranını yüksek bir şekilde arttırmıştır. Bunun sebebi 100°C'den sonra artan plastik deformasyon ile açıklanabilir. Sıcaklığın 200℃'den 300℃'ye artmasıyla aşınma oranı 100℃'den 200℃'ye geçişteki artışa kıyasla daha düşük oranda bir artış göstermiştir. Şekil 6.34. (b) numunelerin sürtünme katsayılarının karşılaştırılmasını göstermektedir. RT ve 100℃ ile kıyaslandığında 200℃'deki sürtünme katsayısında keskin artış gözlemlenmiştir. Bai vd. (2017), tarafından yapılan araştırmada da benzer bir sonuç elde edilmiştir. Bununla birlikte numunenin yumuşamasının bir sonucu olarak sürtünme katsayısının 100℃'den 200℃'ye göstermiş olduğu artış oranıyla kıyaslandığında 300℃'de sürtünme katsayısının artış oranında keskin bir düşüş gözlemlenmiştir. Bunun sebebi yumuşayan malzemenin zayıf bir aşınma direnci göstermesi ve aşındırıcı bilyenin plastik deformasyon nedeniyle oyuk oluşturmasıdır.



Şekil 6.33. Aşınma izi ve aşınma profilinin WCM görüntüleri: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C ve (d) 300°C.



Şekil 6.34. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'deki (a) aşınma oranlarının ve (b) sürtünme katsayılarının karşılaştırılması.

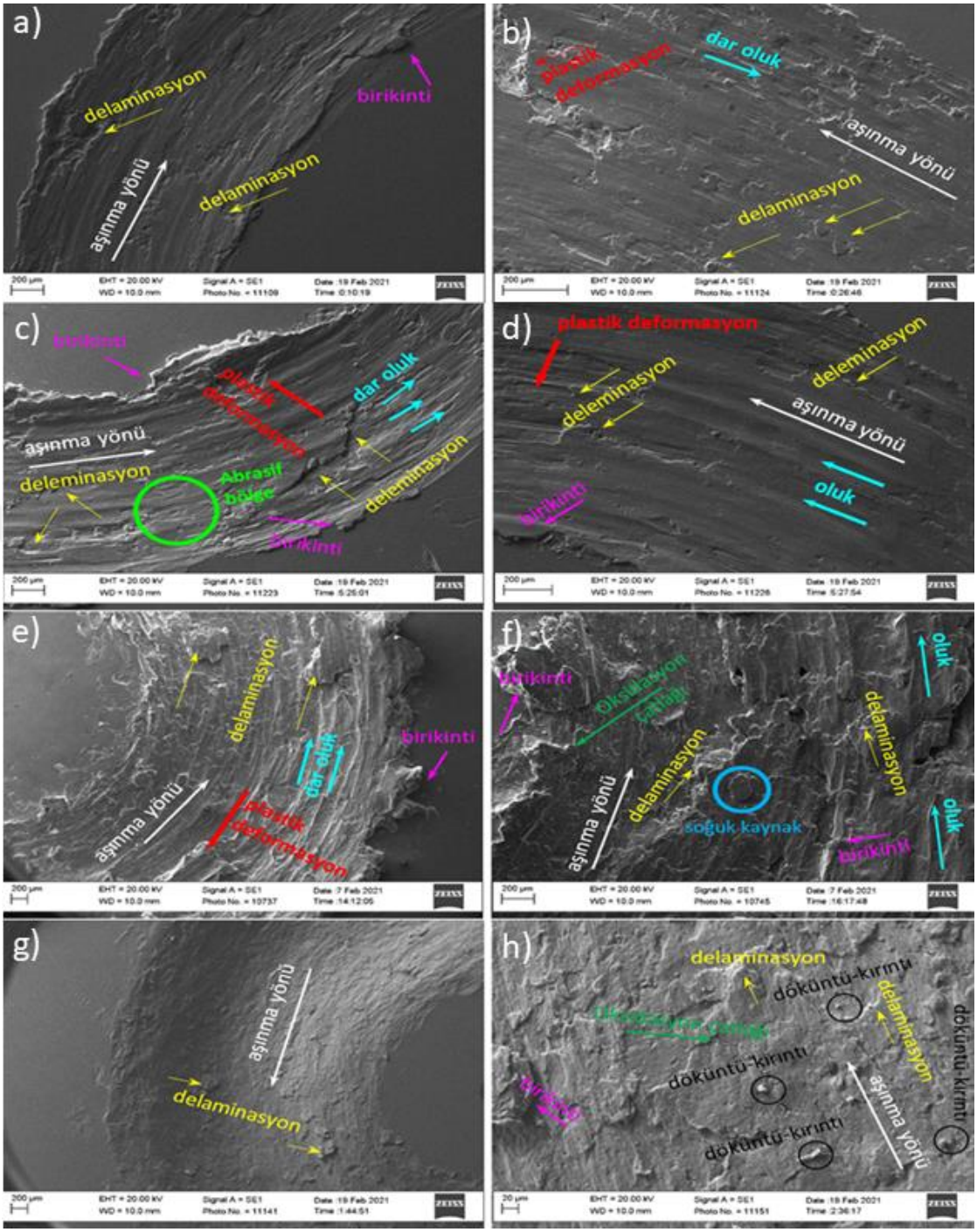
Şekil 6.35. aşınma izlerinin SEM görüntülerini göstermektedir ve;

Şekil 6.35. (a-b)'de, RT'de aşınma yolu boyunca yığılmalar gözlenmiştir. Bilyenin üzerine malzeme yığılması nedeniyle delaminasyon ve plastik deformasyon oluşmuş ve abrazif aşınma nedeniyle kısa ve dar oluk oluşumu başlamıştır.

Şekil 6.35. (c-d), 100°C'deki aşınma özelliklerini göstermektedir. Burada kısmı abrazif aşınma gözlemlenmekle birlikte baskın aşınma mekanizma plastik deformasyondan kaynaklanan katmanlara ayrılmadır. Sıcaklık artışının etkisiyle yığılma miktarı artmış ve derin oluklar gelişmiştir.

Şekil 6.35. (e-f), 200°C'de aşınma özelliklerini göstermektedir. Burada plastik deformasyon oranı artmış ve malzeme aşınma yolunun kenarı boyunca yığılmıştır. Ayrıca aşınma izi boyunca delaminasyonun boyutu ve derin olukların sayısında artış gözlemlenmiş ve adhezif aşınma mekanizmasının bir sonucu olarak aşınma izi üzerinde döküntülerin soğuk kaynağı ve oksidasyon çatlakları ortaya çıkmaya başlamıştır. Yapılan EDX analiz sonuçları oksit tabakasının oluşmaya başladığını göstermiş ve aşınma izi yüzeyinde düşük yoğunlukta O varlığı tespit edilmiştir.

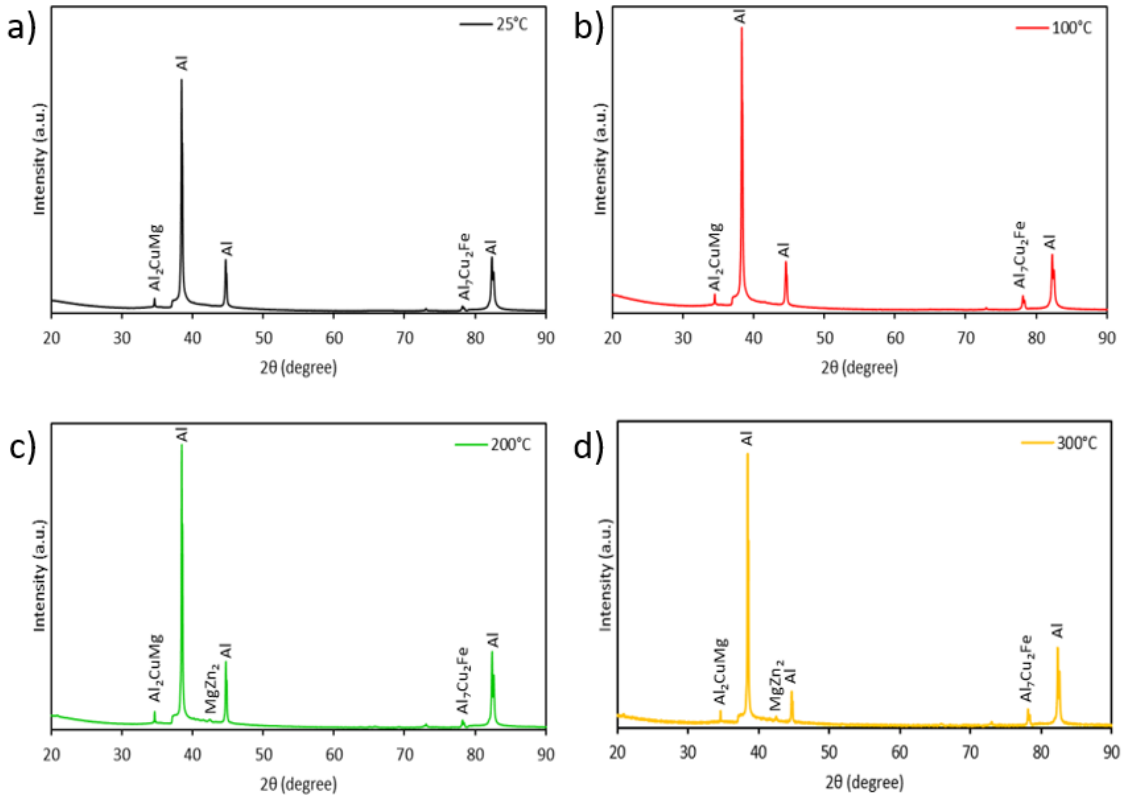
Şekil 6.34. (g-h) 300°C'deki aşınma özelliklerini göstermektedir. Sıcaklıktaki daha fazla artış malzemeyi yumuşatmış ve bilye malzeme yüzeyini öğüterek döküntüleri yuvarlamıştır. Aşınma izi üzerinde derin bir oluk gelişmiş ve bir miktar döküntü-moloz alt tabaka ile kaplanmıştır. Yapılan EDX ve alan haritalama (MAP) sonuçları O varlığını kanıtlamış ve kenara yakın yığılma nedeniyle aşınma izi içerisinde aşınma izi dışına göre oksijen varlığının daha az olduğunu göstermiştir. Ayrıca abrazif aşınma gözlemlenmemekle birlikte aşınmış yüzeyde lokal çentiklenme ve döküntülerin soğuk kaynaklanmasının mevcut olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.35. Aşınma izlerinin SEM görüntüleri; (a-b) RT, (c-d) 100°C, (e-f) 200°C ve (g-h) 300°C.

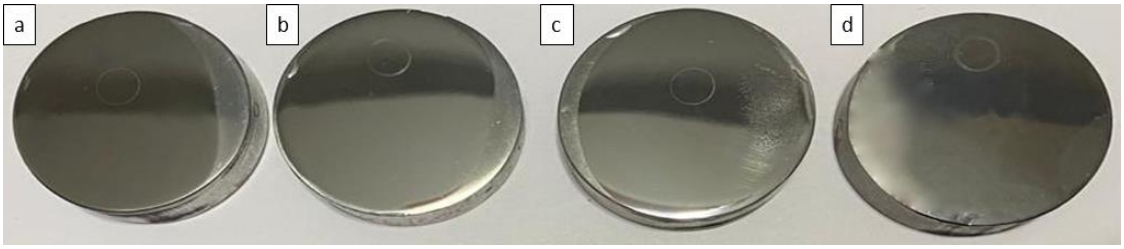
Şekil 6.36. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de 30 dakika boyunca test edilen AA7075-T6 alaşımı numunelerin XRD analiz sonuçlarını göstermektedir. Analizler birincil Al ve ikincil Al_2CuMg ve Al_7Cu_2Fe fazlarının tüm sıcaklıklarda test edilen numunelerin matrisinde olduğunu göstermiş ve Al fazının yoğunluğu RT'deki teste kıyasla 100°C ve

200°C'de artmıştır. Ayrıca 200°C ve 300°C'deki testler yoğunluğu sıcaklıkla orantılı olarak artan zayıf bir $MgZn_2$ fazının oluşumuna neden olmuştur. Bu çalışma, Kılıç vd. (2019) yapmış oldukları çalışmalarında belirttikleri 160°C'ye kadar AA7075 matrisinde $MgZn_2$ çökeltilerinin bulunmadığını kanıtlamaktadır. Bölüm 6.1.3.'te verilen Şekil 6.5.'ten anlaşılacağı gibi numunelerin test sıcaklıklarının artması ile azalan sertlikleri ile $MgZn_2$ çökeltilerinin miktarı dikkate alındığında; $MgZn_2$ miktarı ile sertlik arasında orantılı bir ilişki kurulabilir. Ancak yapılan aşınma testlerinde artan sıcaklığın AA7075-T6 numuneler üzerinde ısıl işlem yapması beklenmesine rağmen ciddi bir ısıl işlem etkisi gözlemlenmemiştir. Ayrıca 200°C ve 300°C'de aşındırılan AA7075-T6 alaşımı numunelerde ince bir oksit tabakası oluşmaya başlamış ve sıcaklık artışı ile artan oksidasyona dayalı aşınma davranışı etkileri Şekil 6.35. (e-f-g-h)'te verilen SEM görüntülerinden de anlaşılmaktadır. Bununla birlikte RT ve 100°C gibi daha düşük sıcaklıklarda oksijen varlığına rastlanmamış ve 30 dakikalık kısa test sürelerinde oluşabilecek oksidasyon varlığı kanıtlanmamıştır.



Şekil 6.36. Farklı sıcaklıklarda test edilen numunelerin XRD analizleri; a) RT, b) 100°C, c) 200°C ve d) 300°C.

6.2. AA7075-T6 Alaşımı Alt Tabaka Üzerine HVOF Termal Sprey Yöntemi ile WC-10Co-4Cr Kaplanmış Numunelerin İncelenmesi



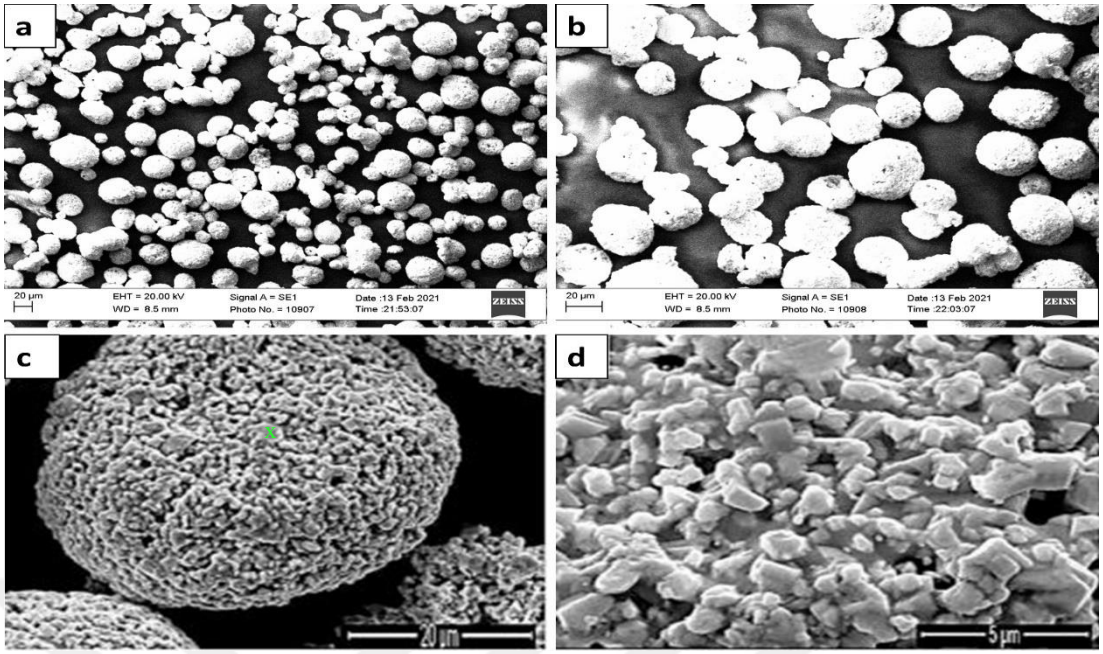
Şekil 6.37. WC-10Co-4Cr kaplanmış numunelerin aşınma izi görüntüleri; (a) RT, (b) 100℃, (c) 200℃ ve (d) 300℃.

6.2.1. Karakterizasyon Çalışmaları

Bu çalışmada kullanılan kaplama tozunun ve oluşturulan kaplamaların karakterizasyon çalışmalarının iyi araştırılması ve analiz edilmesi önem arz etmektedir. Bu nedenle termal sprey kaplama öncesinde kullanılacak ticari bir WC-10Co-4Cr (GTV 80.76.1.G) kaplama tozunun ve HVOF termal sprey ile oluşturulmuş kaplamanın karakterizasyonları SEM, EDX, XRD ve elemental haritalama (MAP) ile yapılmıştır. Ayrıca oluşturulan kaplamanın sertlik ve yüzey pürüzlülük ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

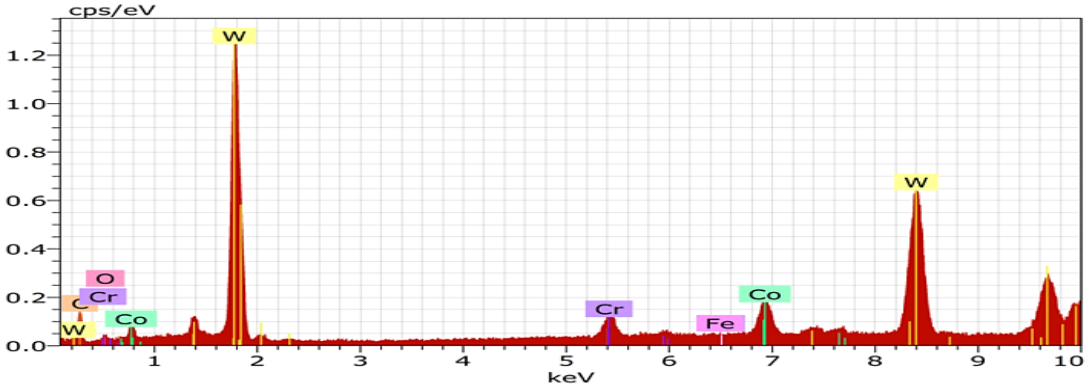
6.2.1.1. Kaplama Tozu Karakterizasyonu

WC-10Co-4Cr kaplama tozu Bölüm 5.3'te detaylı olarak belirtilen şartlara uygun olarak HVOF termal sprey tekniğine uygun olacak şekilde seçilmiş ve hazırlanmıştır. Kaplama tozu partikülleri karbon bant üzerine monte edilerek partiküllerin dış morfolojisini tespit etmek amacıyla SEM analizleri yapılmış ve kaplama tozunun farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri Şekil 6.38.'de gösterilmiştir. Kaplama tozunun morfolojisi incelendiğinde toz HVOF termal sprey işleminde ideal bir akışa izin veren düzgün bir küresel parçacık dağılımına sahiptir. Ayrıca kaplama tozunun parçacıkları gözenekli yüzey ve yoğun bir yapıya sahiptir.



Şekil 6.38. Farklı büyütmelerde WC-10Co-4Cr tozunun morfolojisi.

Şekil 6.38. (c)'de yeşil renk ile işaretlenmiş kaplama tozu partikülü üzerine nokta EDX analizi yapılmış ve sonuçlar Şekil 6.39.'de verilmiştir.

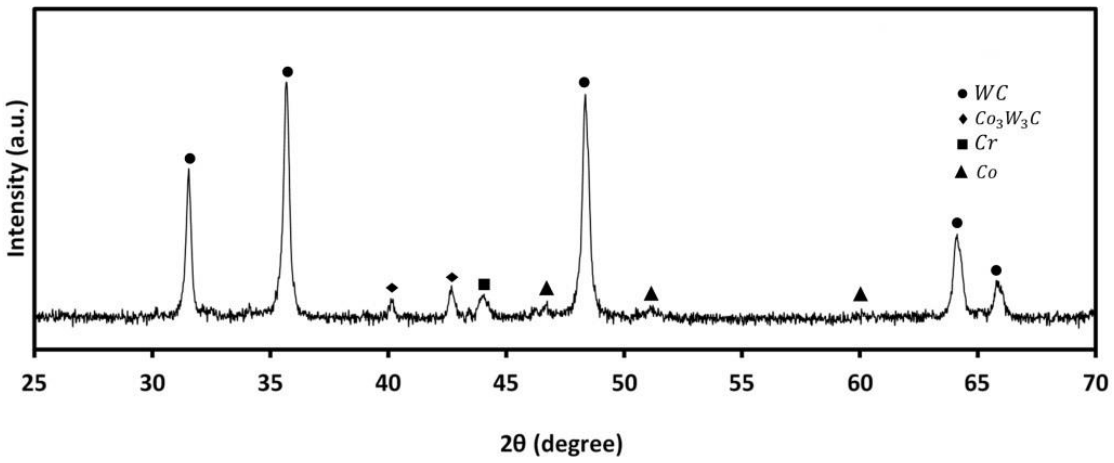


El	AN	Series	Net unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
W	74	L-series	54070	86.18	84.79	41.54	2.41
C	6	K-series	1781	5.47	5.38	40.35	1.09
Co	27	K-series	6743	5.33	5.25	8.02	0.18
Cr	24	K-series	4147	4.10	4.03	6.99	0.16
O	8	K-series	302	0.56	0.55	3.10	0.21
Fe	26	K-series	41	0.04	0.04	0.02	0.03
		Total:		101.65	100.00	100.00	

Şekil 6.39. WC-10Co-4Cr kaplama tozunun EDX analizi ve elemental kompozisyonu.

Şekil 6.39.'dan anlaşılacağı üzere EDX analizi ile elde edilen sonuçlar Bölüm 5.3.'te detaylı olarak açıklanan ticari WC-10Co-4Cr (GTV 80.76.1.G & WC/Co-Cr 86/10-4) tozunun kimyasal bileşimi ile örtüşmektir.

Ayrıca kaplama tozunun EDX analizi ile tespit edilen elemental kompozisyonu mevcut fazların belirlenmesi için yetersiz kaldığından dolayı kaplama tozundaki fazların belirlenmesi için daha detaylı bir analiz olan XRD analizi gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.40.). XRD analizi kaplama tozunda ana fazın WC olarak tanımlandığını ve ikincil fazın Co_3W_3C olduğunu göstermiş ve kaplama tozundaki WC partikülleri Co bağlayıcı ile bağlanarak Co_3W_3C fazını oluşturmuştur.

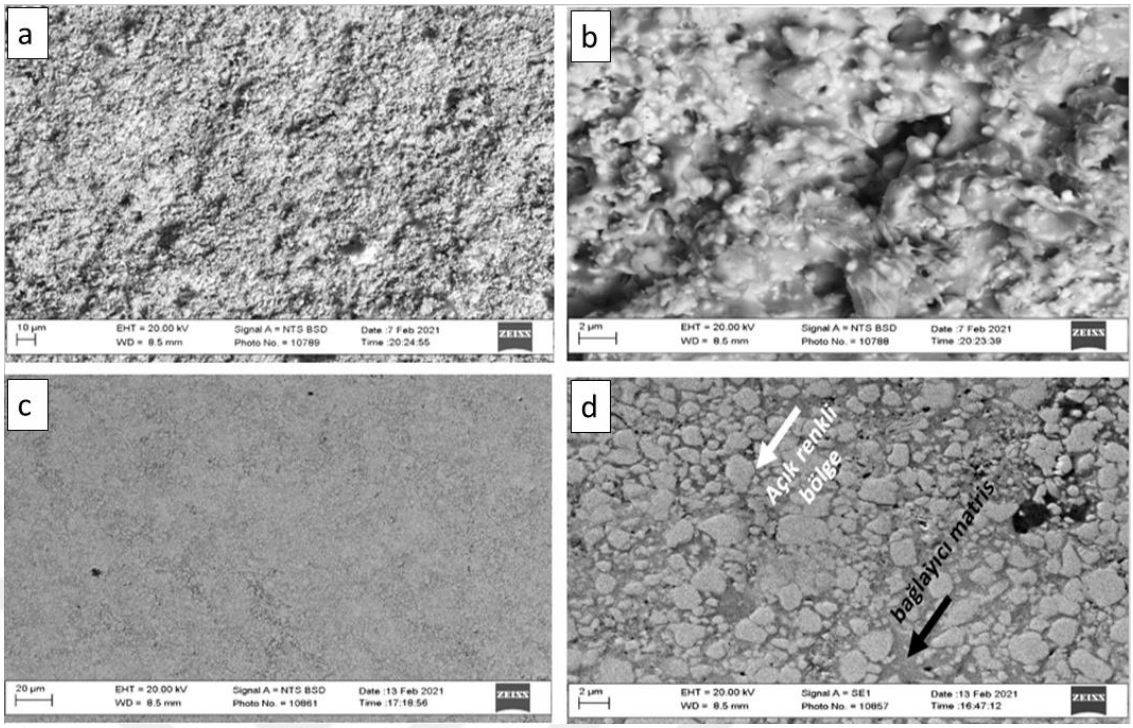


Şekil 6.40. Kaplama tozunun (WC-10Co-4Cr) XRD analizi.

6.2.1.2. Kaplamanın Yüzey Karakterizasyonu

HVOF termal sprey tekniği kullanılarak AA7075-T6 alaşımı alt tabaka üzerine biriktirilmiş WC-10Co-4Cr kaplamanın yüzey morfolojisi, mikro yapısı, elemental kompozisyonu ve kaplama kalınlığı SEM ve EDX kullanılarak incelenmiştir.

Kaplamanın yüzey morfolojisini gösteren SEM görüntüleri Şekil 6.41.'de verilmiştir. Şekil 6.41. (a-b) HVOF termal sprey işleminden sonra biriktirilen kaplamanın yüzey morfolojisini göstermektedir. Şekil 6.41. (a-b)'de gözenekli bir yüzey morfolojisi olduğu ve partiküllerin bağlayıcı matris ile bağlandığı görülmektedir. Şekil 6.41. (c-d), Bölüm 5.4.'te detayları ile belirtilen zımparalama ve parlatma işlemlerinden sonra elde edilen kaplama yüzeyinin morfolojisini göstermektedir.



Şekil 6.41. Kaplamanın yüzey morfolojisi; (a) Kaplama sonrası 1000X büyütme, (b) Kaplama sonrası 10000X büyütme, (c) Parlatma sonrası 1000X büyütme ve (d) Parlatma sonrası 10000X büyütme.

Şekil 6.41. (d)'de açık renkli bölge ve bağlayıcı matris üzerinde EDX analizleri yapılmış ve sonuçlar Çizelge 6.5.'te gösterilmiştir. Almond ve Roebuck (1988), Co'nun WC bazlı kaplamalarda iyi bir bağlayıcı olduğunu belirtmişlerdir. Yapılan EDX element analizi de Co'nun W, Cr ve C ile aglomerasyonunu kanıtlamıştır. Bağlayıcı matris beyaz taneleri homojen olarak kaplamaktadır ve herhangi bir safsızlık fazı tespit edilmemiştir.

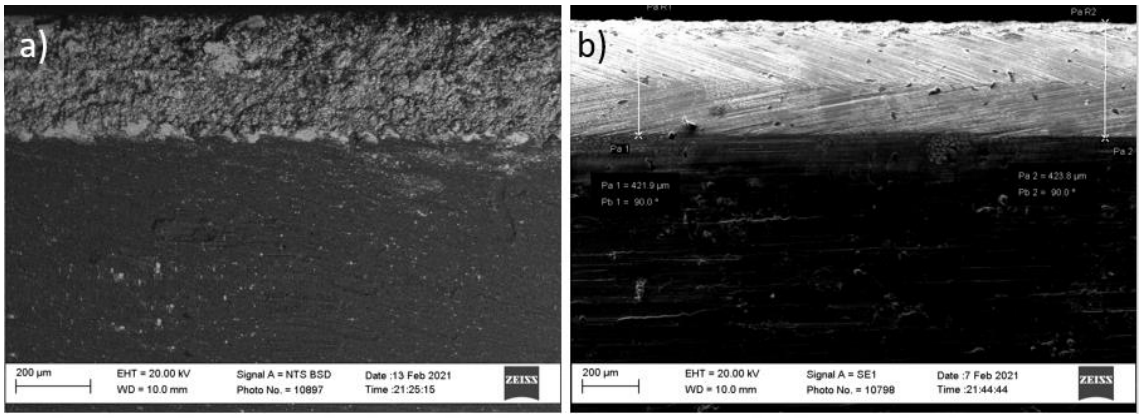
Çizelge 6.5. Açık renkli bölge ve bağlayıcı matrisin EDX analizi.

Ağırlık (%)	W	Co	Cr	C
Açık renkli bölge	82.46	0.32	0.07	16.55
Bağlayıcı matris	52.16	21.06	13.67	12.28

6.2.1.3. Kaplama Kalınlığı Karakterizasyonu

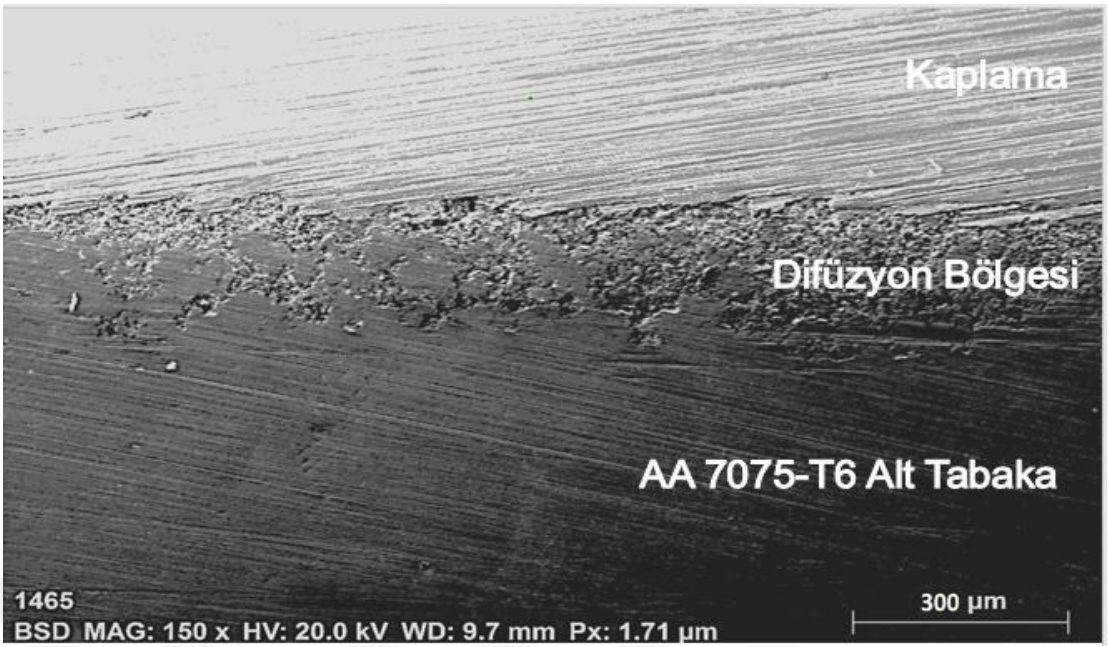
HVOF termal sprey yöntemi ile üretilen kaplamalarda işlem parametrelerinin yanı sıra kaplama kalınlıkları ve kaplamanın alt tabakaya difüzyonu sürtünme ve aşınma performansını etkileyen önemli faktörlerdendir.

Alt tabaka olarak kullanılan AA7075-T6 alaşımı numunelerin kaplama işleminden sonra kesitsel yüzeyleri parlatılmış ve SEM yardımıyla kesitsel arayüzün farklı noktalarından kaplama kalınlıkları ölçülerek kaplamanın ortalama kalınlığı 421,9 µm olarak bulunmuştur (Şekil 6.42. (b)).



Şekil 6.42. Kaplamanın kesitsel SEM görüntüleri; (a) HVOF termal sprey işlemi sonrası ve (b) Parlatma işlemi sonrası.

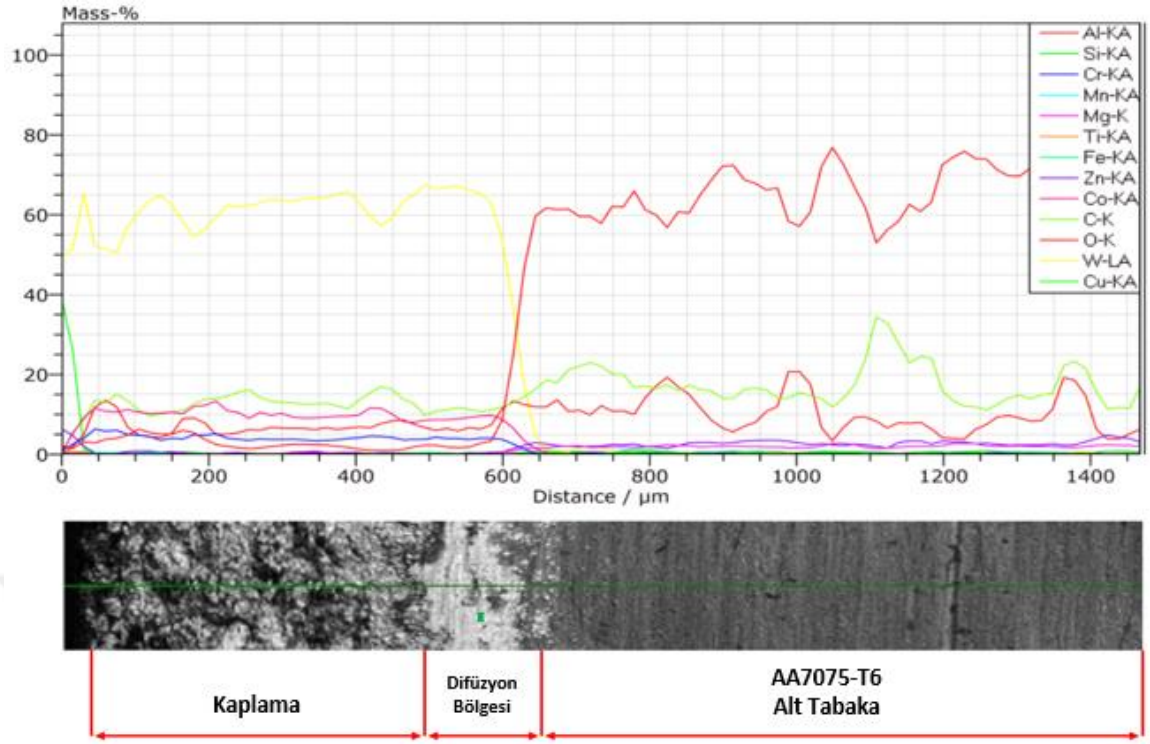
Kaplamaya ait kesitsel ara yüz ve difüzyon katmanı SEM görüntüsü Şekil 6.43.'te verilmiştir. Şekil 6.43.'ten anlaşılacağı üzere kaplama ve alt tabaka arasındaki yapışma yeterlidir ve hiçbir kirlilik veya çatlak gözlemlenmemiştir. Ayrıca kaplamanın altında ortalama 125 µm kalınlığında bir difüzyon tabakası gözlemlenmiştir.



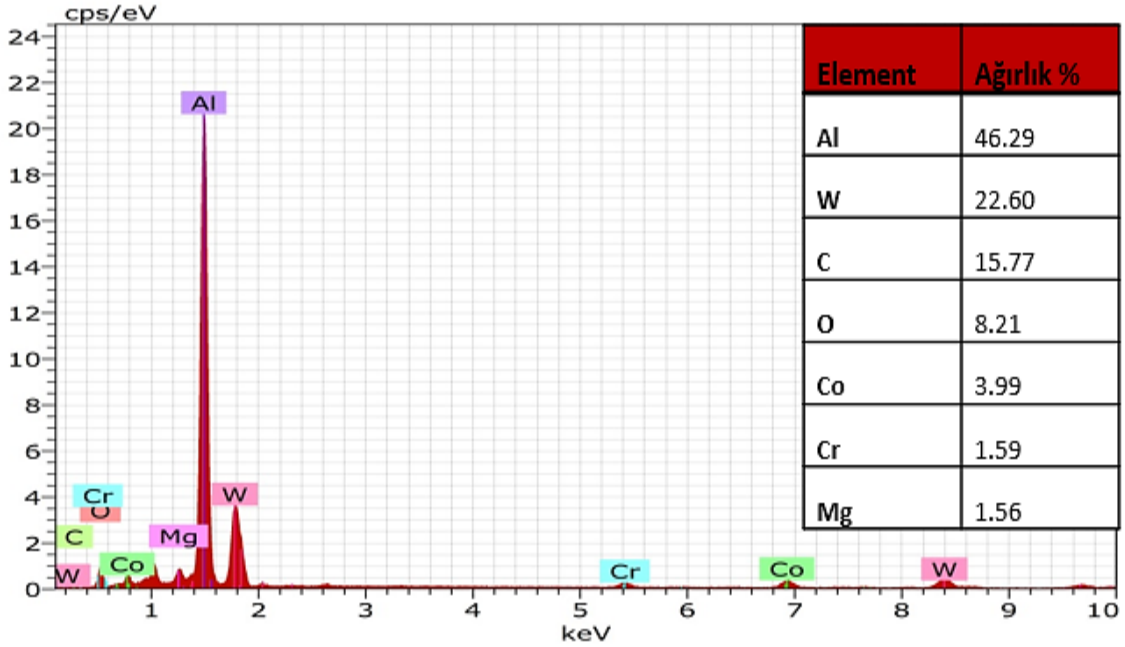
Şekil 6.43. Kaplama ve alt tabakanın kesitsel SEM görüntüsü.

Kaplama ve alt tabakanın enine kesit alanı üzerinde çizgi EDX analizi yapılmış ve sonuçlar Şekil 6.44.'te verilmiştir. Ayrıca şekil 6.44.'te kaplama ve alt tabakanın kesit alanı üzerinde yeşil nokta ile işaretlenmiş difüzyon bölgesinde nokta EDX analizi gerçekleştirilmiş ve difüzyon katmanında bulunan element kompozisyonu Şekil 6.45.'te verilmiştir. Şekil 6.44.'te verilen çizgi EDX analiz sonucuna göre kaplama bölgesi W bakımından zengindir ve W, Co ve Cr'nin kompozisyonu difüzyon bölgesinde azalma göstermektedir. Şekil 6.45.'ten anlaşılacağı üzere difüzyon bölgesi azalan sırada Al, W, C, O, Co, Cr ve Mg element kompozisyonuna sahiptir.

Difüzyon bölgesinde yer alan elementlerin alansal dağılımlarını göstermek amacıyla kaplama, difüzyon bölgesi ve alt tabakanın enine kesit alanı üzerinde elemental MAP analizi gerçekleştirilmiş ve sonuçlar Şekil 6.46.'da verilmiştir. Yapılan EDX ve elemental MAP analizleri kaplama ve alt tabaka arasında bir difüzyon bölgesinin meydana geldiğini ve difüzyon bölgesinde Al, W, C, O, Co, Cr ve Mg elementlerinin varlığını doğrulamıştır.

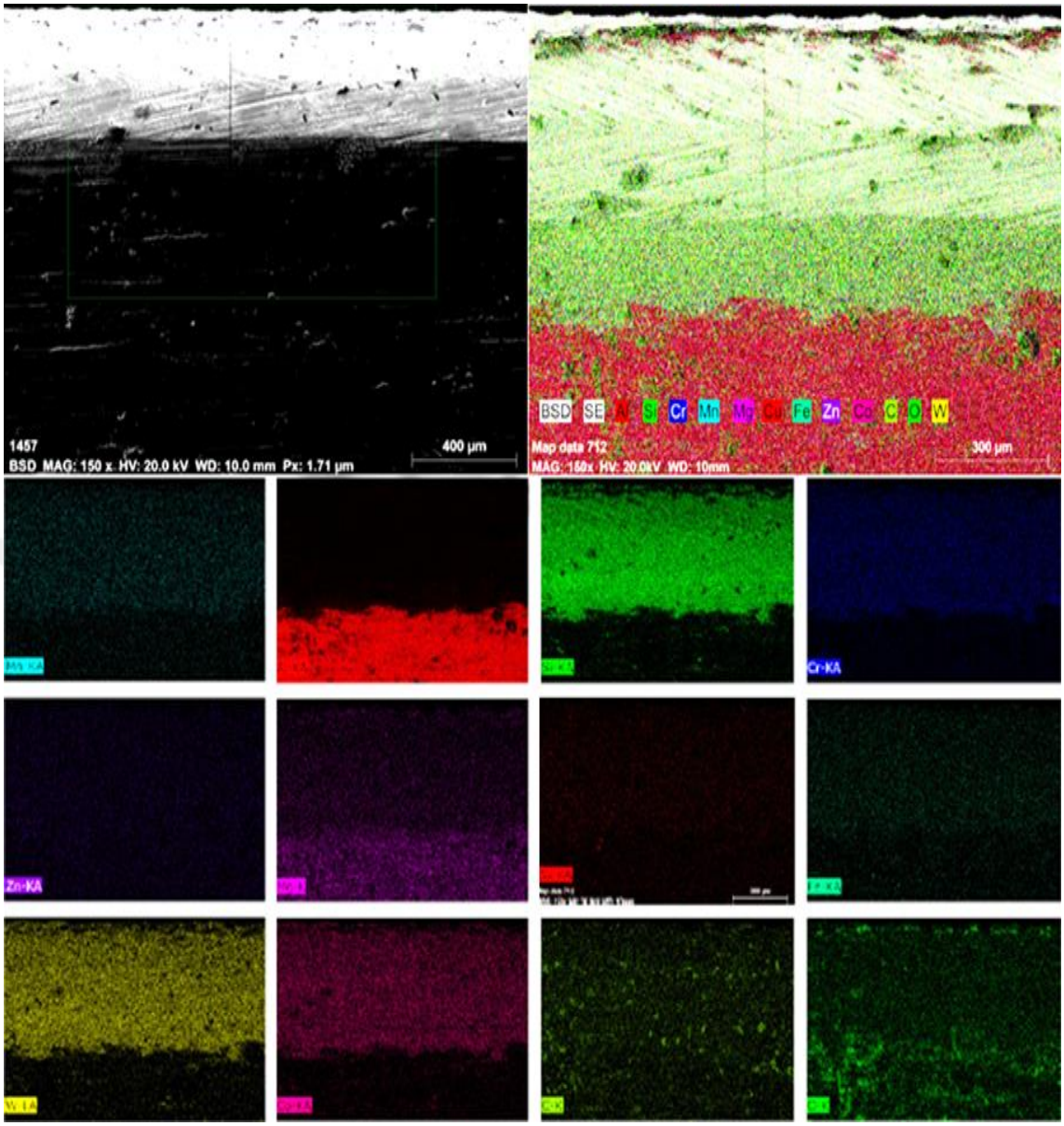


Şekil 6.44. Kaplama ve alt tabakanın kesitsel çizgi EDX analizi.



Element	Ağırlık %
Al	46.29
W	22.60
C	15.77
O	8.21
Co	3.99
Cr	1.59
Mg	1.56

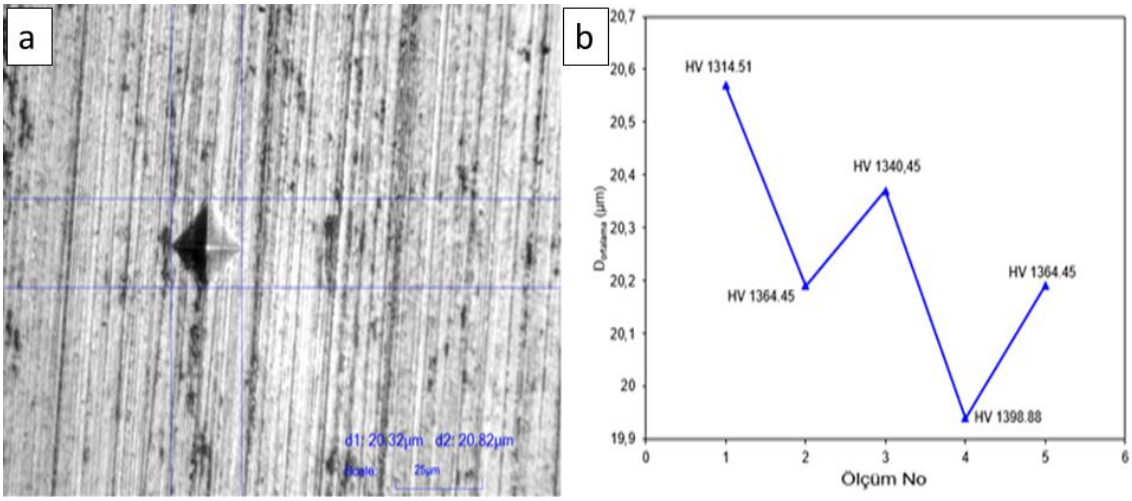
Şekil 6.45. Difüzyon bölgesi nokta EDX analizi.



Şekil 6.46. Alt tabaka, difüzyon ve kaplama bölgelerindeki element dağılımlarını gösteren kesitsel elemental MAP görüntüleri.

6.2.2. Sertlik Ölçümleri

Kaplamaların aşınma ve sürtünme özelliklerini etkileyen önemli faktörlerden biri de alt tabaka üzerinde biriktirilen kaplamanın sertliğidir. Test numuneleri Bölüm 5.4.'te belirtilen şekilde WC-10Co-4Cr ile kaplanarak hazırlanmış ve Bölüm 5.5.3.'te belirtildiği gibi her bir numunenin aşınma testlerinden önce yüzey sertlikleri ölçülmüştür. Her bir numune için 5 ölçüm gerçekleştirilmiş (Şekil 6.47.) ve elde edilen ortalama sertlik değeri 1356.54 ± 42 HV olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.47. (a) Kaplama yüzeyinin sertlik ölçümü ve (b) kaplamanın sertlik değerleri.

6.2.3. Yüzey Pürüzlülükleri

HVOF termal sprey yöntemiyle oluşturulacak kaplamalar için altlık malzemesinin pürüzlü bir yüzeye sahip olması önemlidir. Ayrıca kaplamanın yüzey pürüzlülük değerleri sürtünme ve aşınma davranışını önemli derecede etkilemektedir. Bu nedenle aşınma testleri öncesinde yüzey pürüzlülük değerlerinin bilinmesi önem arz etmektedir.

Kaplama altlık malzemesi olarak seçilen AA7075-T6 alaşımı numuneler HVOF termal sprey öncesi pürüzlü bir yüzey sağlamak için Al_2O_3 kumu ile Bölüm 5.2.2.'de detaylı olarak belirtilen şekilde kumlama işlemine tabi tutulmuş ve kumlama sonrası alt tabakanın yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür.

Alt tabaka üzerine Bölüm 5.4.'te detaylı olarak belirtilen şartlara uygun olarak HVOF termal sprey yöntemi ile biriktirilen WC-10Co-4Cr kaplamanın yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Ayrıca WC-10Co-4Cr kaplanmış numuneler Bölüm 5.4.'te detaylı olarak belirtilen şartlara uygun olarak zımparalanmış ve parlatılmış ve ardından parlatılan kaplamaların yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür.

Kaplanacak AA7075-T6 alaşımı alt tabakanın kumlama işlemi uygulandıktan sonra, kaplamaların ise kaplandıktan sonra ve parlatıldıktan sonra yüzey pürüzlülük ölçümleri (ortalama pürüzlülük değerleri (R_a) ve ortalama pürüzlülük derinlikleri (R_z))

Bölüm 5.5.2.'de detaylı olarak belirtildiği şekilde yapılmıştır. Kumlama, kaplama ve parlatma işlemleri sonrası ölçülen ortalama R_a ve R_z değerleri Çizelge 6.6.'te verilmiştir.

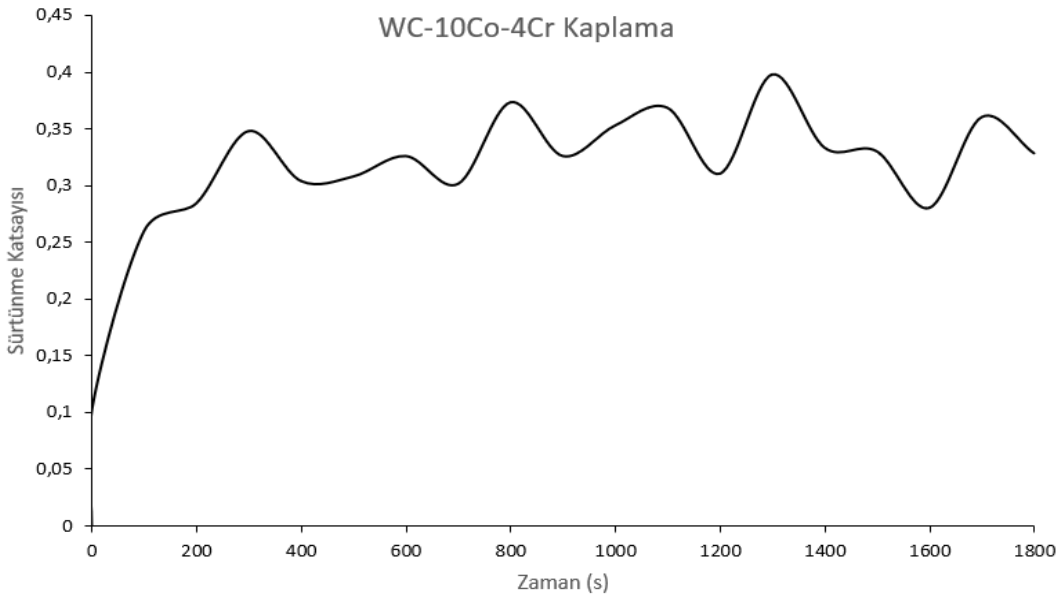
Çizelge 6.6. Yüzey pürüzlülük değerleri.

Yüzey Durumu	R_a [µm]	Hata [µm]		R_z [µm]	Hata [µm]	
Kumlanmış	6.21	-0.81	+0.49	18.57	-1.480	+1.350
Kaplanmış	4.10	-0.047	+0.053	20.49	-0.96	+0.880
Parlatılmış	0.037	-0.005	+0.002	0.162	-0.074	+0.054

6.2.4. Pin-On-Disk Test Cihazında Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçları

6.2.4.1. RT Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde oda sıcaklığında (RT) deneyler yapılmıştır. RT'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.48.'de verilmiştir.



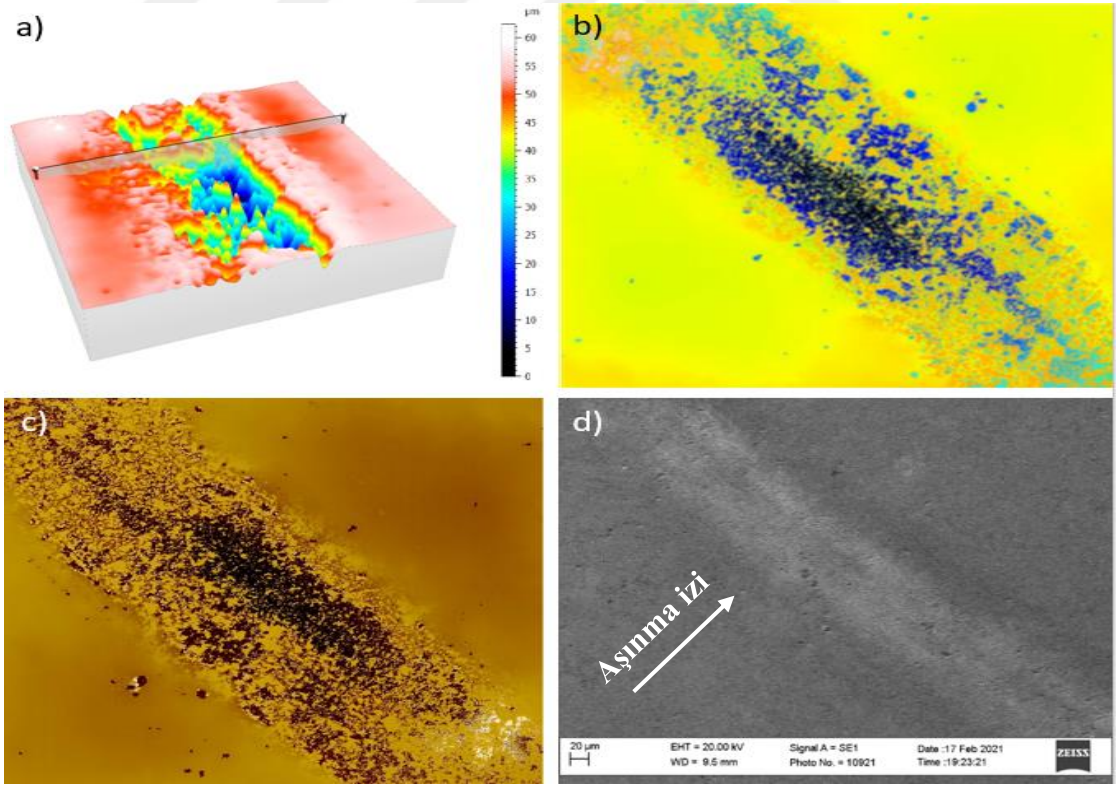
Şekil 6.48. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

WC-10Co-4Cr kaplanmış numunenin RT'de ortalama sürtünme katsayısı 0,30 ± 0,0225 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı başlangıçta düşük değerde olurken daha sonra aşınma mesafesi ile bir miktar artmakta ve dalgalı bir davranış sergilemektedir. Sürtünme katsayısının artmasına aşınma testi süresince kaplama yüzeyinde oluşan abrazif çiziklerin neden olduğu düşünülmektedir.

RT'de aşındırılmış kaplamanın hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ve SEM ile tespit edilmiştir (Şekil 6.49.). Şekil 6.49. (a-b-c)'de verilen aşınma profilinin WCM görüntüleri düzgün olmayan abrazif aşınmayı desteklemektedir. Şekil 6.49. (d)'de verilen SEM görüntüsü ise aşınma oranının hesaplanmasında kullanılan aşınma iz genişliğini göstermektedir.

Aşınma oranı Denklem 5.1. kullanılarak ASTM G99-05 standartlarına göre hesaplanmış ve 0,00061 ± 0,00004 mm³/Nmm olarak bulunmuştur.

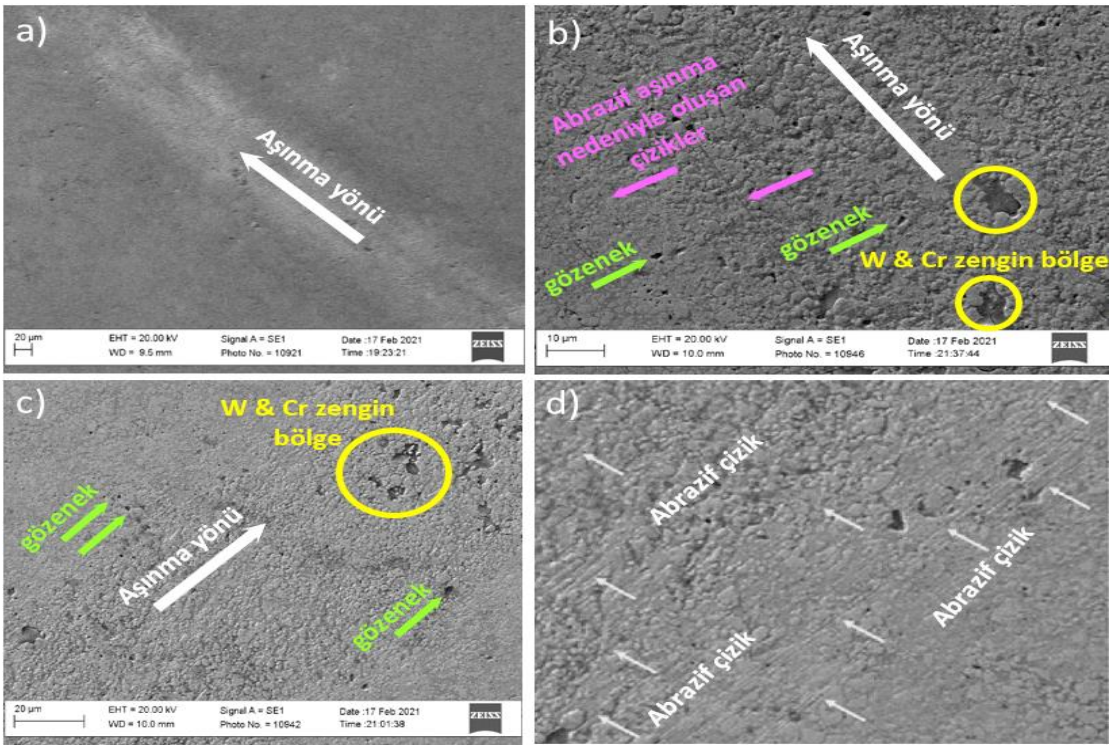


Şekil 6.49. RT'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM.

Şekil 6.50.'de RT'de aşınma izlerinin morfolojik incelemesi ve aşınma mekanizmalarının belirlenmesi için çekilen SEM görüntüleri gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir. Şekil 6.50. (a)'da aşınma izi ve yönü açıkça görülmektedir. Çekme olgusu gözlenmemiş ve çoğunlukla abrazif aşınma meydana gelmiştir.

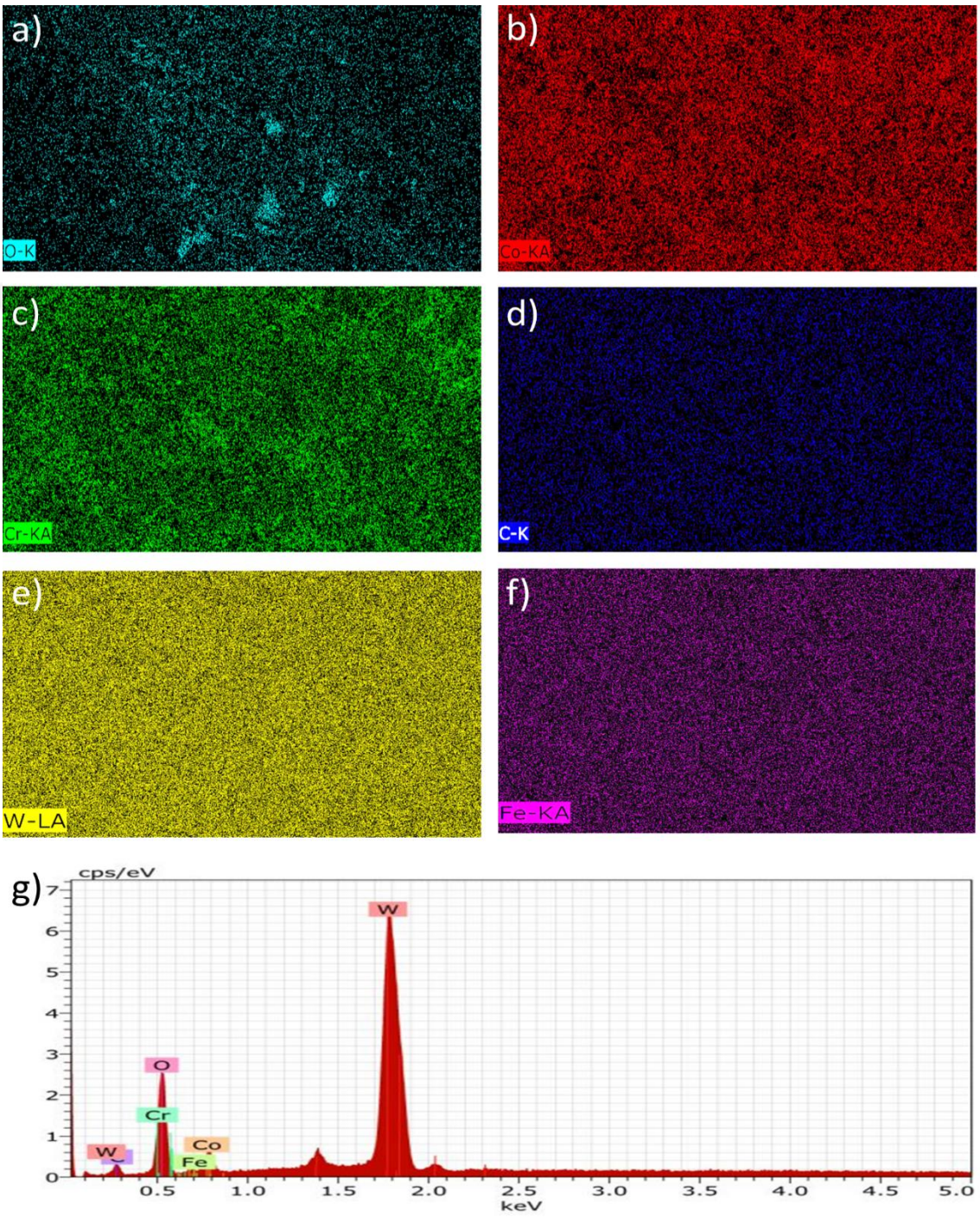
Şekil 6.50. (b)'de görüldüğü gibi sarı dairelerle işaretlenmiş bölgelerde EDX analizi yapılmış ve bu bölgelerin ağırlıkça %51,84 W, %26,43 O, %12,71 Co, %4,90 C ve %4,09 Cr bileşimine sahip olduğu görülmüştür. Bölgeler W ve Cr bakımından zengindir ve O'nun varlığı ise kaplama yüzeyindeki oksidasyonu belirtir. Şekil 6.50. (b-d)'de görüldüğü gibi bilye üzerinde karbür partikül birikiminin neden olabileceği aşınma izi boyunca ince çizikler gözlemlenmiştir. Kaba ve düzgün olmayan bir aşınma izi kısmi bir aşınmanın meydana geldiğini ve düşük bir sürtünme katsayısına uygun olduğunu gösterir.

Şekil 6.50.(c)'de aşınma süreciyle hiçbir ilgisi olmayan zımparalama ve parlatma işlemleri sonucunda aşınmış yüzeylerin içinde ve dışında oluşmuş gözenekler görülmektedir.



Şekil 6.50. RT'de test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri.

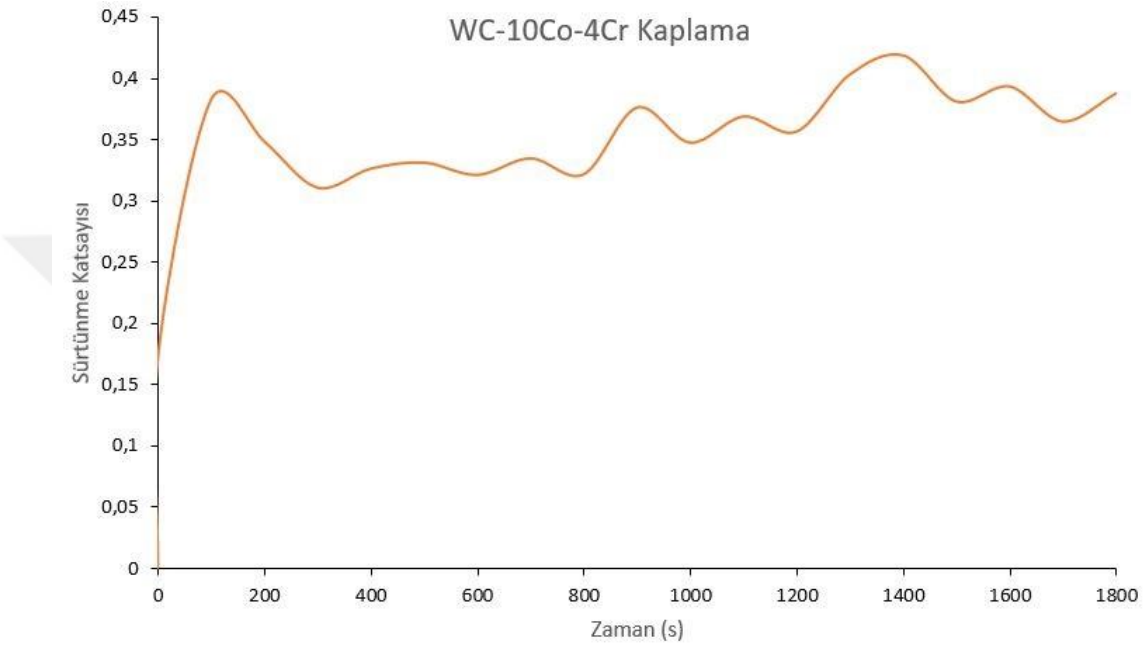
Aşınma izi bölgesinde elemental MAP ve EDX analizleri yapılmış ve sonuçları Şekil 6.51.'de verilmiştir. O ve Cr'nin etkileşimi sonucunda bir oksit tabakasının oluştuğuna inanılır ki bu da Şekil 6.51. (a-c)'de verilen elemental haritalama ve Şekil 6.51. (g)'de verilen EDX analizi ile örtüşmektedir.



Şekil 6.51. RT'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi.

6.2.4.2. 100°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 100°C'de deneyler yapılmıştır. 100°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.52.'de verilmiştir.



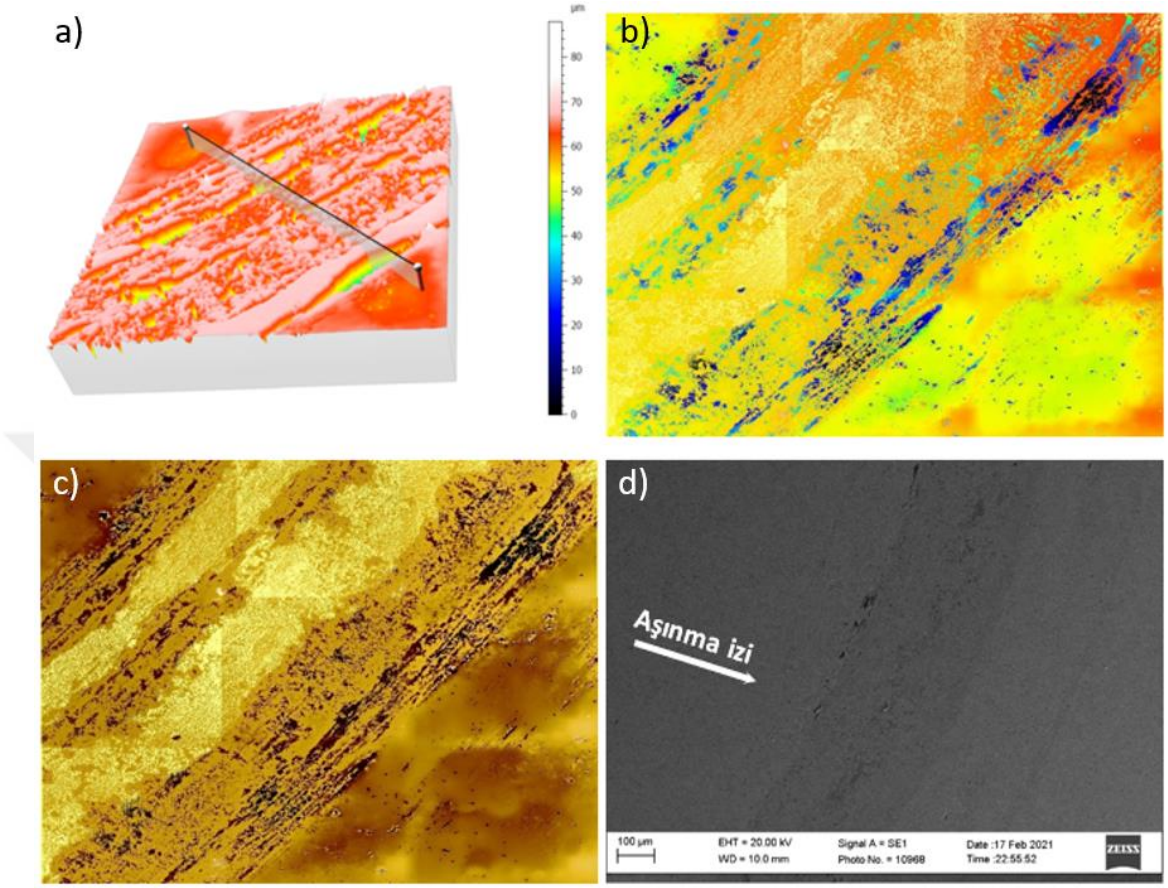
Şekil 6.52. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

WC-10Co-4Cr kaplanmış numunenin 100°C'de ortalama sürtünme katsayısı 0,33 ± 0,0344 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı başlangıçta düşük değerde olurken daha sonra aşınma mesafesi ile artmakta ve dalgalı bir davranış göstermektedir. Ayrıca sürtünme katsayısı RT ile kıyaslandığında çok az bir artış gözlemlenmiştir.

100°C'de aşındırılmış kaplamanın hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyon için aşınma profilleri WCM ve SEM ile tespit edilmiştir (Şekil 6.53.). Düzgün olmayan abrazif aşınmayı destekleyen aşınma profilinin WCM görüntüsü Şekil 6.53. (a-b-c)'de görülmektedir. Şekil 6.53. (d)'de verilen SEM görüntüsü ise aşınma oranının hesaplanmasında kullanılan aşınma iz genişliğini göstermektedir.

Aşınma oranı Denklem 5.1. kullanılarak ASTM G99-05 standartlarına göre hesaplanmış ve 0,00200 ± 0,0001 mm³/Nmm olarak bulunmuştur.

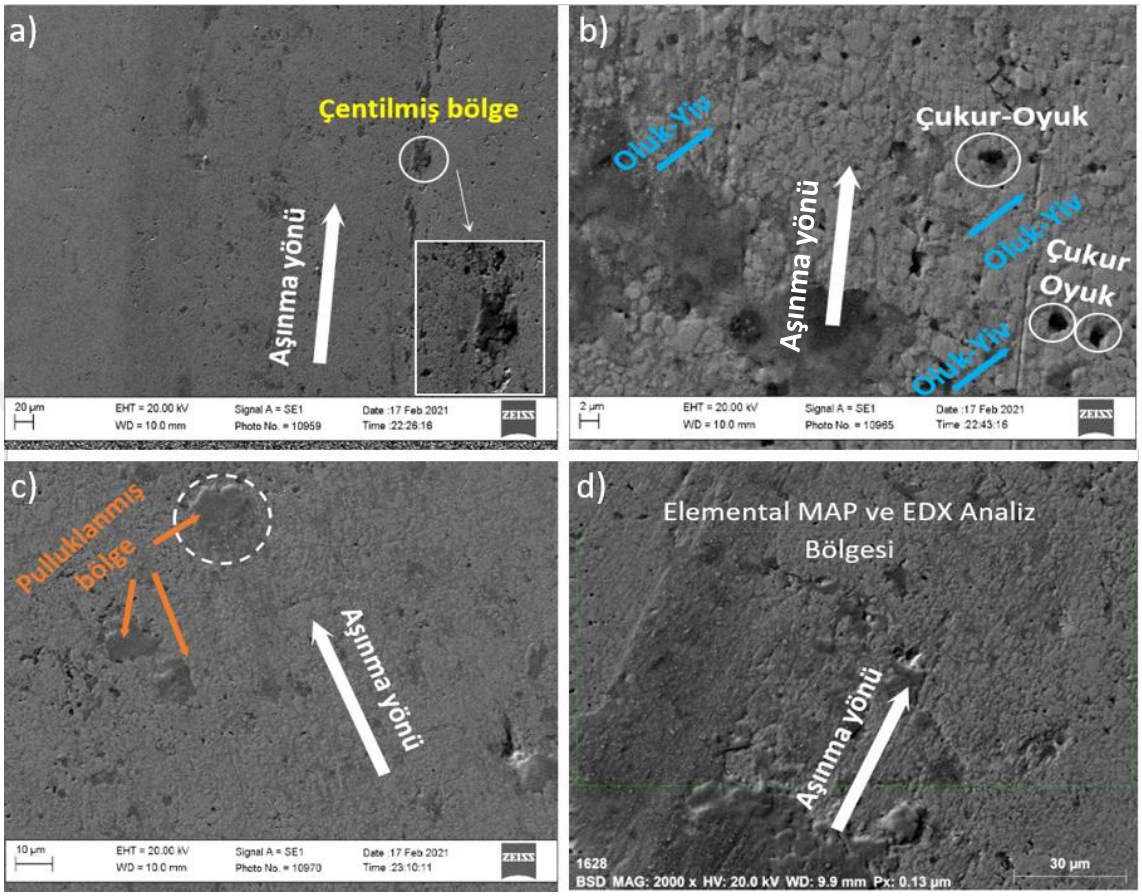


Şekil 6.53. 100°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM.

Şekil 6.54.'te 100°C'de aşınma izlerinin morfolojik incelemesi ve aşınma mekanizmalarının belirlenmesi için çekilen SEM görüntüleri gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

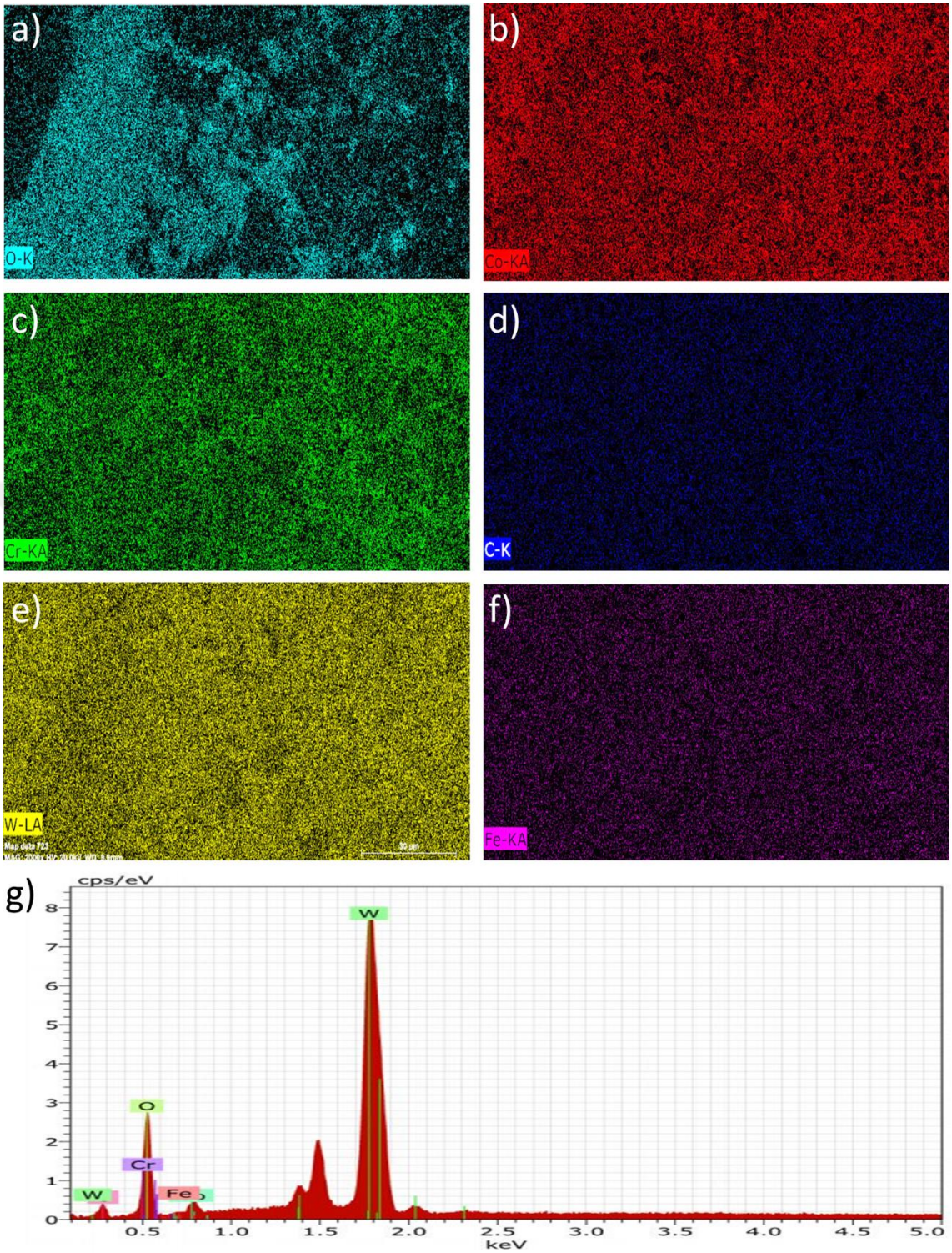
Şekil 6.54. (a)'da aşınma izi ve kırılan partiküllere bağlı olarak oluşan çentiklenme bölgeleri görülmektedir. Şekil 6.54. (b)'de RT'ye kıyasla 100°C'de sığ olukların daha derinleşmiş ve genişlemiş olduğu görülmektedir. Karbür parçacıklarının çıkarılmasından kaynaklanan küçük oyuklar ve çekmeler tespit edilmiş, az miktarda talaş kaldırma gözlemlenmiş ve pulluklama gelişmiştir. Pulluklama ve sürme noktalarındaki yığılmalar aşınma yönü ile birlikte Şekil 6.54. (c)'de gösterilmektedir. Şekil 6.54. (c)'de kesikli daire

ile gösterilen bölgede EDX analizi yapılmış ve ağırlıkça % 60.68 W, % 27.73 O, % 5.91 C ve % 5.01 Co tespit edilmiştir ki bu da oksit tabakasının aşınmış yüzey üzerinde sürüldüğünü kanıtlamaktadır.



Şekil 6.54. 100°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri.

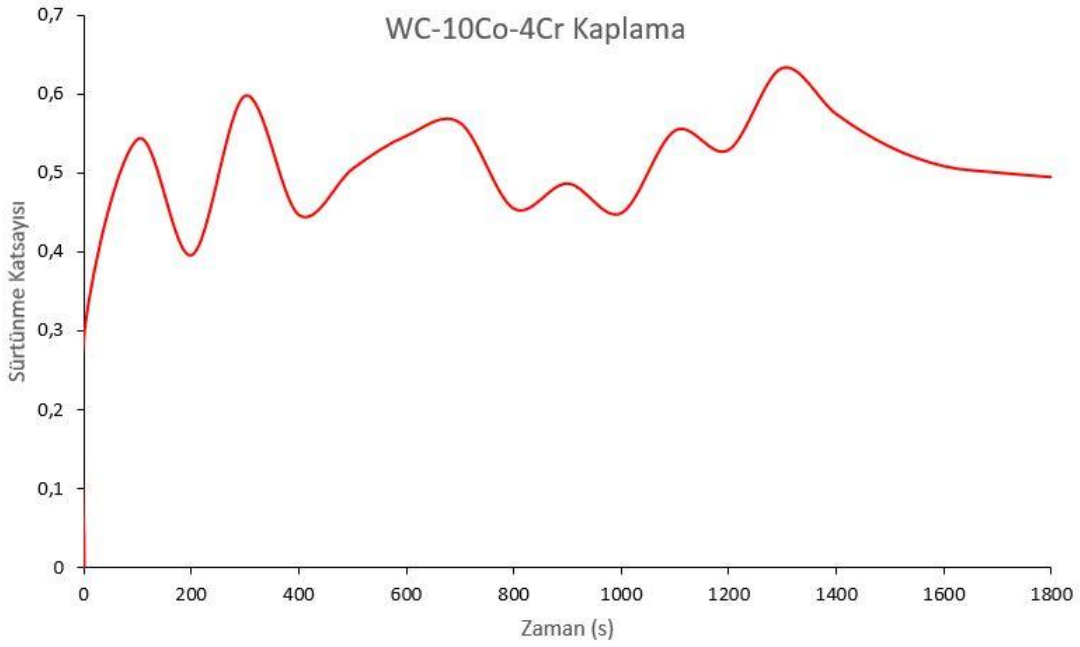
Şekil 6.54. (d)'de belirtilen bölgede MAP ve EDX analizi yapılmış ve sonuçları Şekil 6.55.'te verilmiştir. Şekil 6.55. (a) ve Şekil 6.55. (g)'den anlaşılacağı üzere aşınma bölgesinde delamine olan alan üzerinde yoğun bir O varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.55. 100°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi.

6.2.4.3. 200°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 200°C'de deneyler yapılmıştır. 200°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.56.'da verilmiştir.



Şekil 6.56. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi.

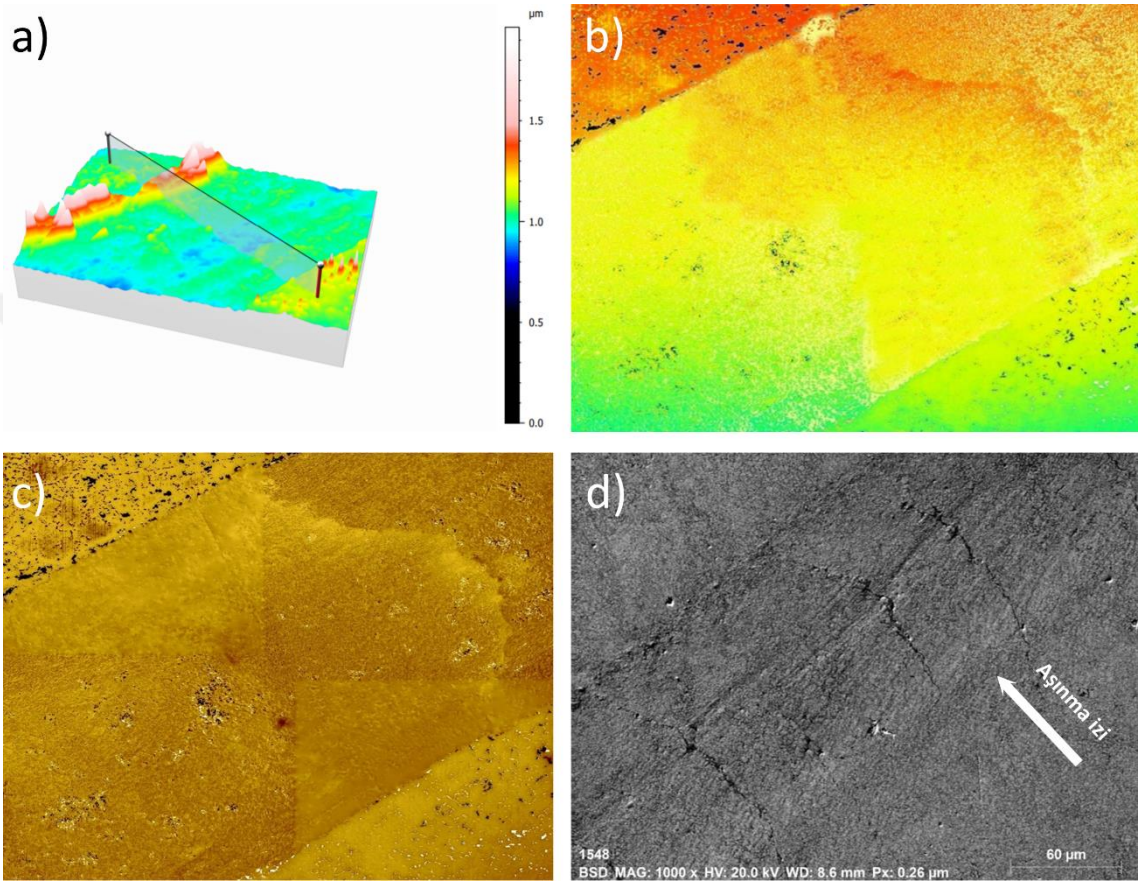
WC-10Co-4Cr kaplamanmış numunenin 200°C'de ortalama sürtünme katsayısı 0,48 ± 0,0397 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı başlangıçta düşük değerde olurken daha sonra aşınma mesafesi ile artmakta ve değişken bir davranış göstermektedir. RT ve 100°C'de ki sürtünme katsayısı ile kıyaslandığında 200°C'de sürtünme katsayısı aşınma yolu boyunca değişen oksit oluşum bölgelerinden dolayı daha yüksektir.

200°C'de aşındırılmış kaplamanın hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ve SEM ile tespit edilmiştir (Şekil 6.57.). Plastik deformasyonu ve yığılmaları destekleyen aşınma profilinin WCM görüntüleri Şekil 6.57. (a-b-c)'de görülmektedir. Şekil 6.57. (d)'de verilen SEM

görüntüsü ise aşınma oranının hesaplanmasında kullanılan aşınma iz genişliğini göstermektedir.

Aşınma oranı Denklem 5.1. kullanılarak ASTM G99-05 standartlarına göre hesaplanmış ve 0,00227 ± 0,0001 mm³/Nmm olarak bulunmuştur.

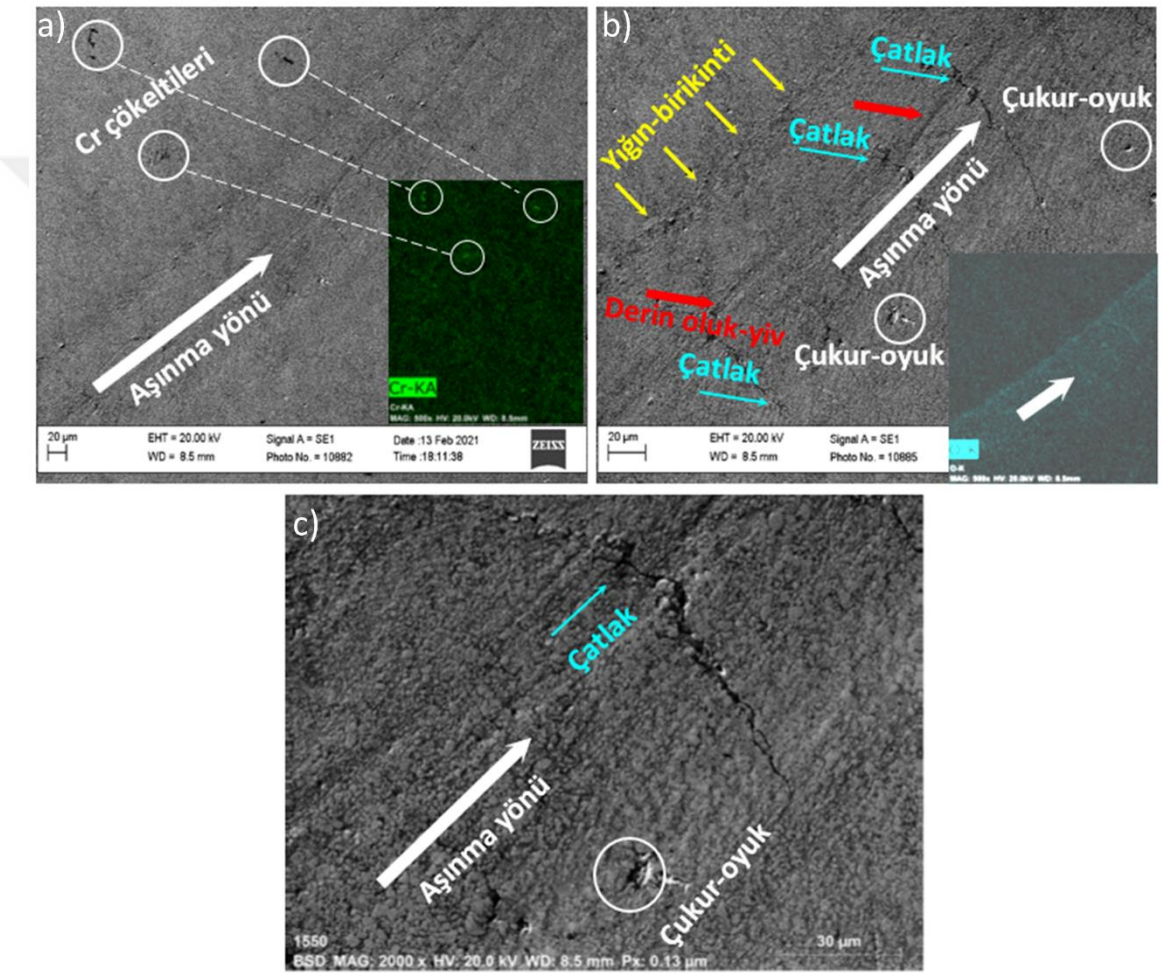


Şekil 6.57. 200°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM.

Şekil 6.58.'de 200°C'de aşınma izlerinin morfolojik incelemesi ve aşınma mekanizmalarının belirlenmesi için çekilen SEM görüntüleri gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

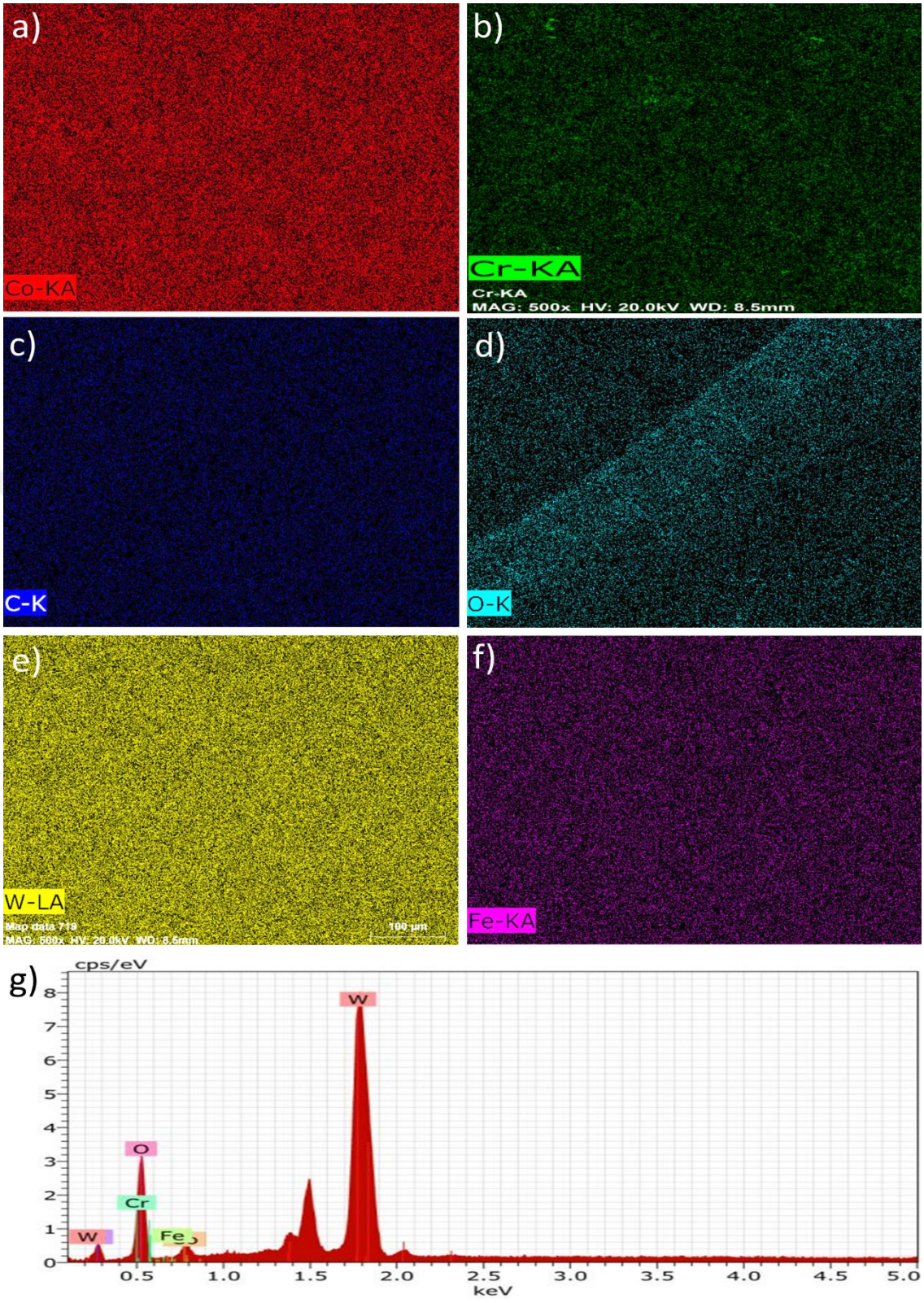
RT ve 100°C'deki aşınmayla kıyaslandığında 200°C'deki aşınma mekanizması sığ pulluklardan derin pulluklara ve yığınlara dönüşmüştür (Şekil 6.58.). Şekil 6.58. (a)'da beyaz daireler ile işaretlenen siyah çökeltiler elemental haritalama ile Cr olarak tespit edilmiştir. Adhezif aşınma mekanizması plastik deformasyona ve aşınmış yüzeyin

kenarlarında yığılmaya neden olmuştur. Şekil 5.58. (b-c)'de görüldüğü gibi kaplama üzerinde termal stres ve normal yük desteği ile çatlaklar oluşmuştur. Aşınma izinde derin oluklar belirginleşmiş ve karbür partiküllerinin çıkarılmasına bağlı olarak oyuklar meydana gelmiştir. Yapılan elemental haritalama sonucunda Şekil 6.58. (b) ve Şekil 6.59. (d)'de görüldüğü gibi oksidasyon çatlakların yayılmasını tetiklemiştir. Tüm bunlarla birlikte aşınma izi yüzeyinde oluşan çatlakların aşınma yönüne uygun olduğuna dikkat çekmek önemlidir (Şekil 6.58. (c)).



Şekil 6.58. 200°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri.

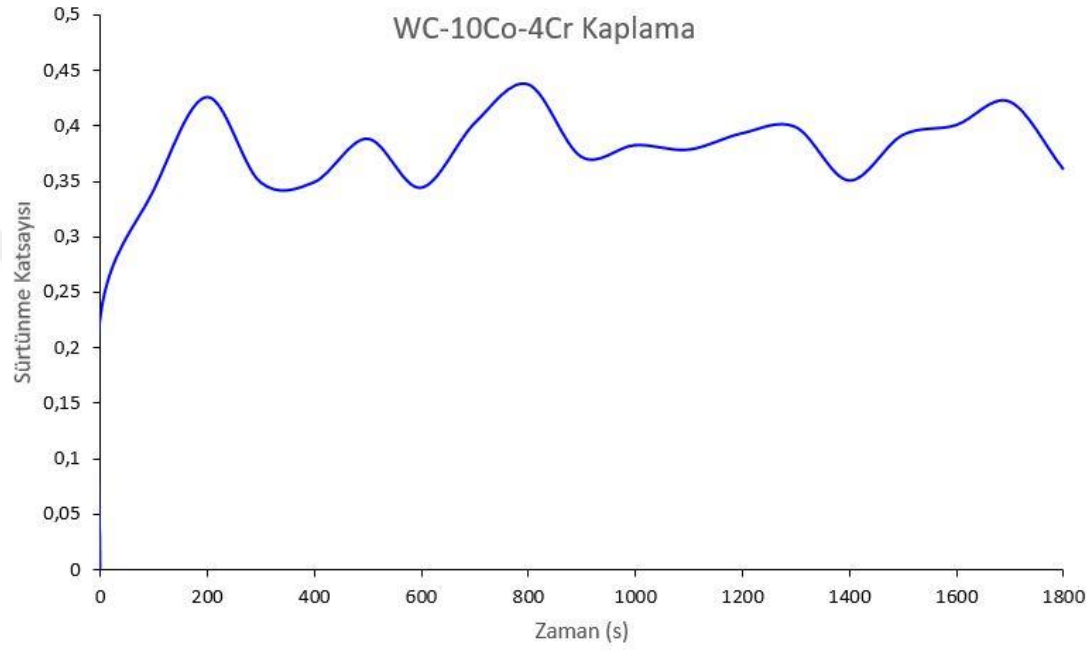
Şekil 6.58. (a)'da gösterilen bölgede MAP ve EDX analizi yapılmış ve sonuçları Şekil 6.59.'da verilmiştir. Yapılan elemental haritalama sonucunda aşınma izi boyunca bir oksit tabakasının varlığı tespit edilmiştir. EDX analizi 100°C'ye kıyasla O miktarında artış olduğunu göstermekte ve bu da çatlakların yayılmasında oksidasyonun rolünü bir kez daha ortaya koymaktadır.



Şekil 6.59. 200°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi.

6.2.4.4. 300°C Sürtünme ve Aşınma Testleri

Pin-on-disk aşınma test cihazı kullanılarak kuru kayma şartlarında 3 N yük, 100 mm/s kayma hızı, 1800 saniye kayma süresi ve 180000 mm yol mesafesinde 300°C'de deneyler yapılmıştır. 300°C'de yapılan testlerde test süresince sürtünme katsayısının değişimi Şekil 6.60.'da verilmiştir.



Şekil 6.60. Deney süresince sürtünme katsayısı değişimi

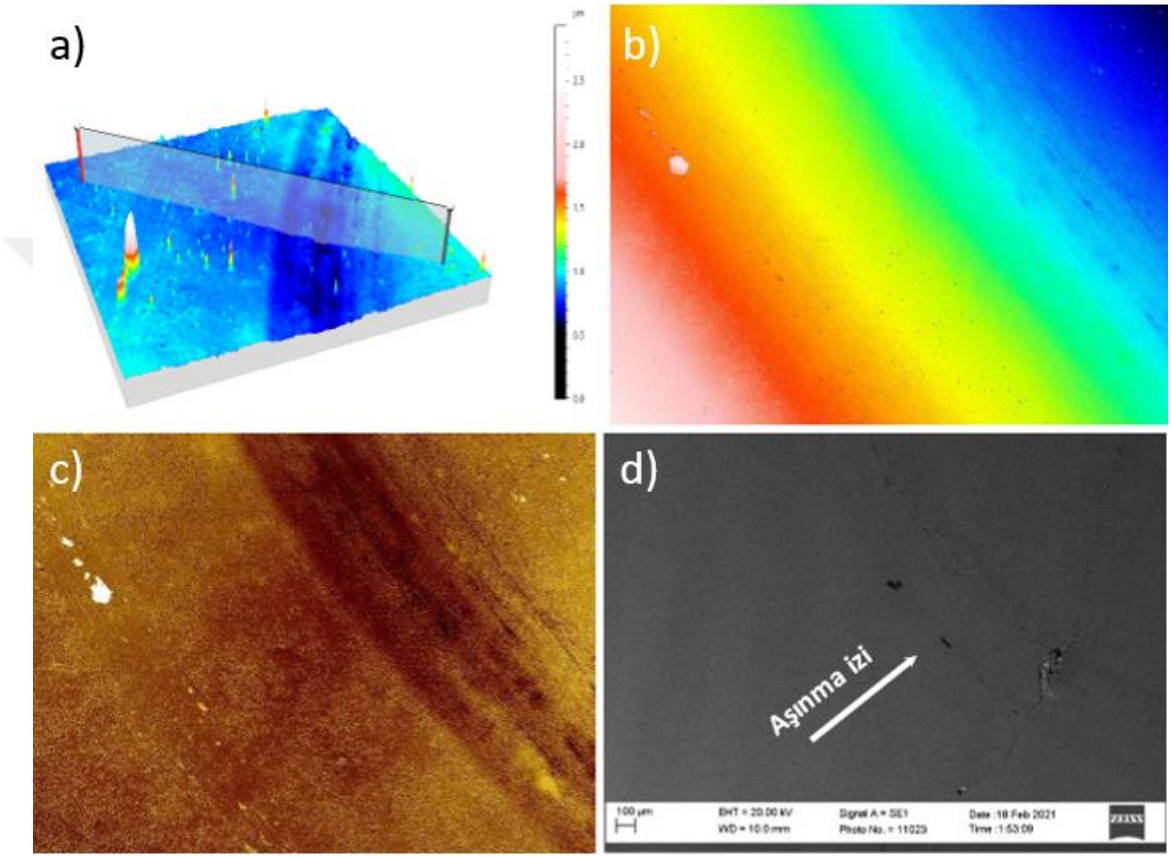
WC-10Co-4Cr kaplamanmış numunenin 300°C'de ortalama sürtünme katsayısı 0,36 ± 0,0266 olarak tespit edilmiştir.

Sürtünme katsayısı ilk temas halinde düşük bir değerde iken 200 saniye aşınma süresine kadar artmakta ve daha sonra test süresince bir bant değeri (0,35-0,42) aralığında dalgalı davranış göstermektedir. Daha önceki çalışmalarda kanıtlandığı gibi yağlama mekanizmasına neden olan daha kalın bir oksit tabakasının sonucu olarak 300°C'de sürtünme katsayısı 200°C'ye kıyasla azalmaktadır (Hong vd., 2017; Wesmann ve Espallargas, 2016).

300°C'de aşındırılmış kaplamanın hem aşınma oranının belirlenmesi hem de daha iyi bir morfolojik karakterizasyonu için aşınma profili WCM ve SEM ile tespit edilmiştir (Şekil 6.61.). Şekil 6.61. (a-b-c)'de verilen aşınma profilinin WCM görüntüleri plastik

deformasyon ve adhezif aşınmayı desteklemektedir. Şekil 6.61. (d)'de verilen SEM görüntüsü ise aşınma oranının hesaplanmasında kullanılan aşınma iz genişliğini göstermektedir.

Aşınma oranı Denklem 5.1. kullanılarak ASTM G99-05 standartlarına göre hesaplanmış ve 0,00266 ± 0,00015 mm³/Nmm olarak bulunmuştur.

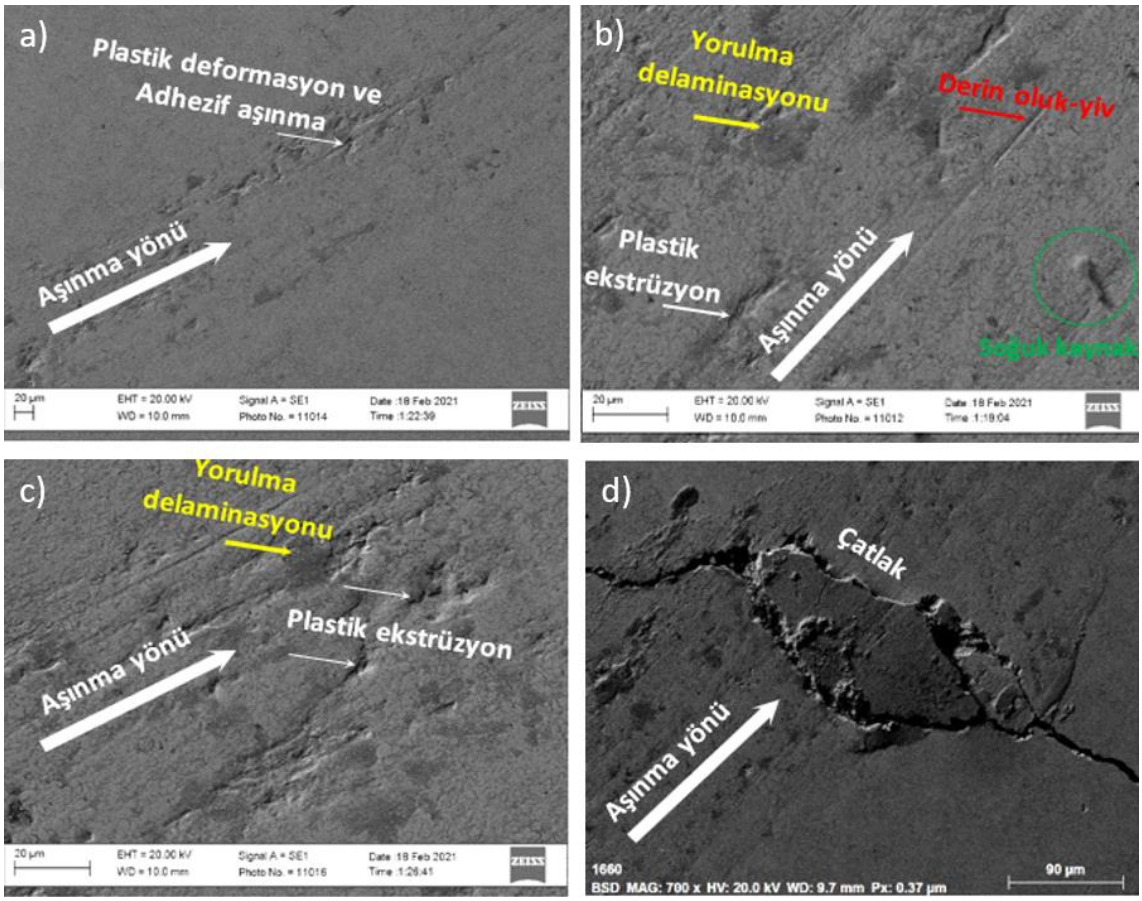


Şekil 6.61. 300°C'de test edilen kaplamanın aşınma izi görüntüleri; (a-b-c) WCM, (d) SEM.

Şekil 6.62.'de 300°C'de aşınma izlerinin morfolojik incelemesi ve aşınma mekanizmalarının belirlenmesi için çekilen SEM görüntüleri gösterilmektedir. SEM görüntüleri üzerinde aşınma yönü beyaz oklarla gösterilmiş ve aşınma karakterizasyonları belirtilmiştir.

Şekil 6.62.'de görüldüğü gibi baskın aşınma mekanizması plastik deformasyondur. Artan sıcaklıkla meydana gelen oksidasyonun bir sonucu olarak adhezif aşınma davranışı gözlemlenmiştir. Şekil 6.62. (b)'de yorulma delaminasyonu, derin

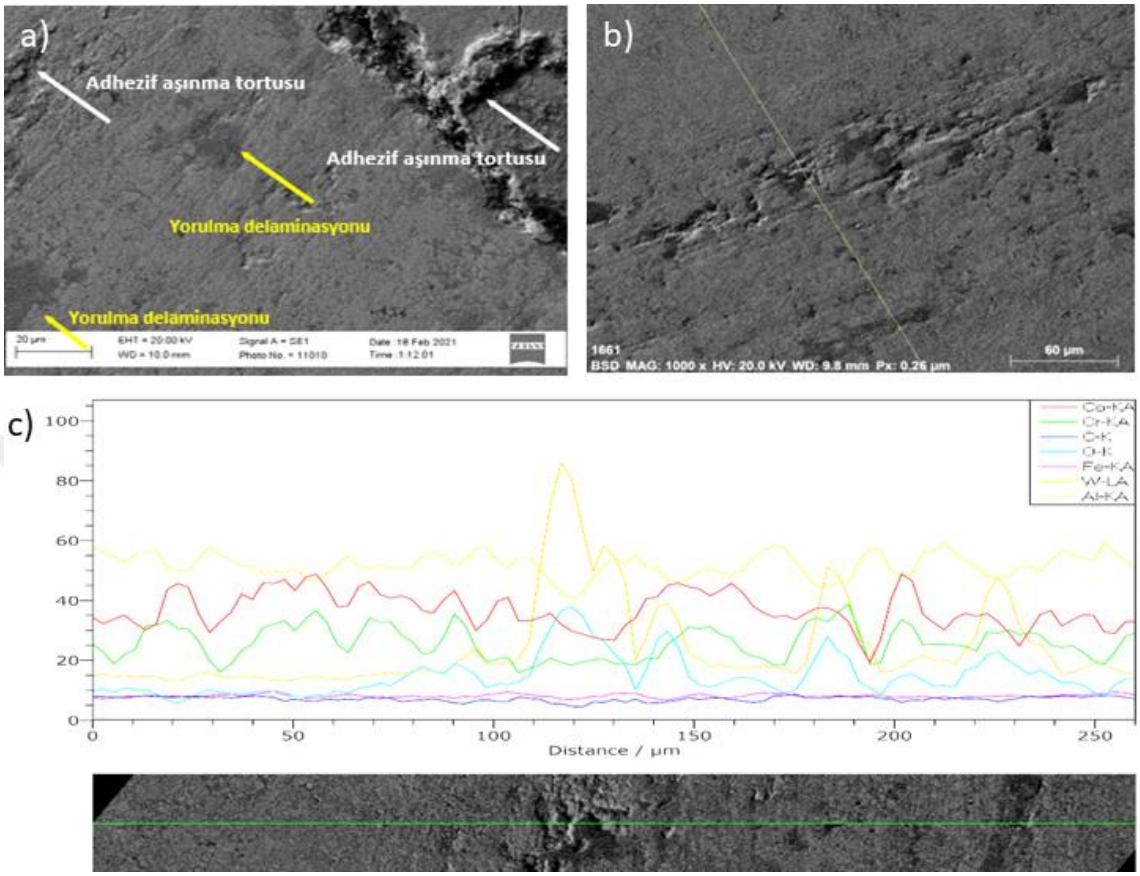
oluklar ve plastik ekstrüzyon tespit edilmiş ve kaplama yüzeyinden kırılan parçacıklar aşınma yönünde aşınmış yüzeye soğuk kaynaklanmıştır. Sert malzeme kaybının bir sonucu olarak oksidasyona bağlı yorulma delaminasyon noktaları oluşmuş ve artan oksidasyon Şekil 6.62. (c)'de görüldüğü gibi yorulma delaminasyonuna yol açmıştır. 300°C'de gevşek ve oynak hale gelen alt tabaka yükün etkisiyle çatlaklara neden olmuştur. Oksit tabakası test sırasında aşındırılmış ve Şekil 6.62. (d) ve Şekil 6.64. (a)'da görüldüğü gibi çatlak kenarı boyunca oksit birikmesi meydana gelmiştir.



Şekil 6.62. 300°C test edilen kaplamanın aşınma izi SEM görüntüleri.

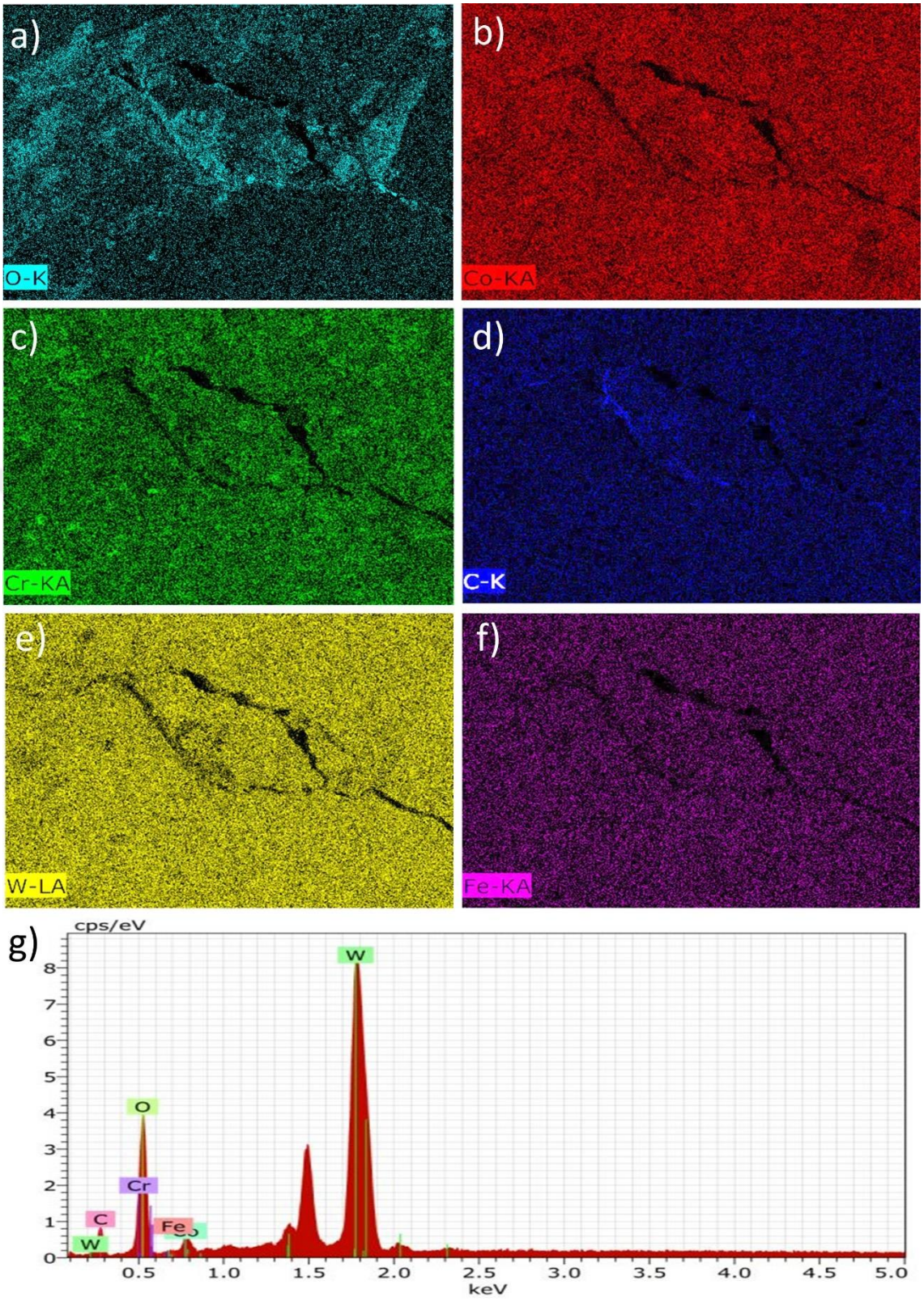
Şekil 6.63. (a)'da hem adhezif aşınma tortusu hem de yorulma delaminasyonunun varlığı gözlemlenmiştir. Ayrıca yorulma delaminasyonunun varlığını göstermek için aşınmış yüzey üzerinde bir çizgi EDX analizi yapılmış ve sonuçları Şekil 6.63.'de verilmiştir. Şekil 6.63. (b)'de gösterilen bölgede gerçekleştirilen çizgi EDX analizi sonucunda Şekil 6.63. (c)'den anlaşılacağı üzere kaplamanın aşınma yüzeyinde meydana

gelen yorulma delaminasyonu bölgesinde alt tabakanın ana alaşım elementi olan Al varlığı gözlemlenmiştir.



Şekil 6.63. (a) 300°C'de aşınma izinin SEM görüntüsü ve (b-c) Aşınmış yüzey üzerinde yapılan çizgi EDX analizi.

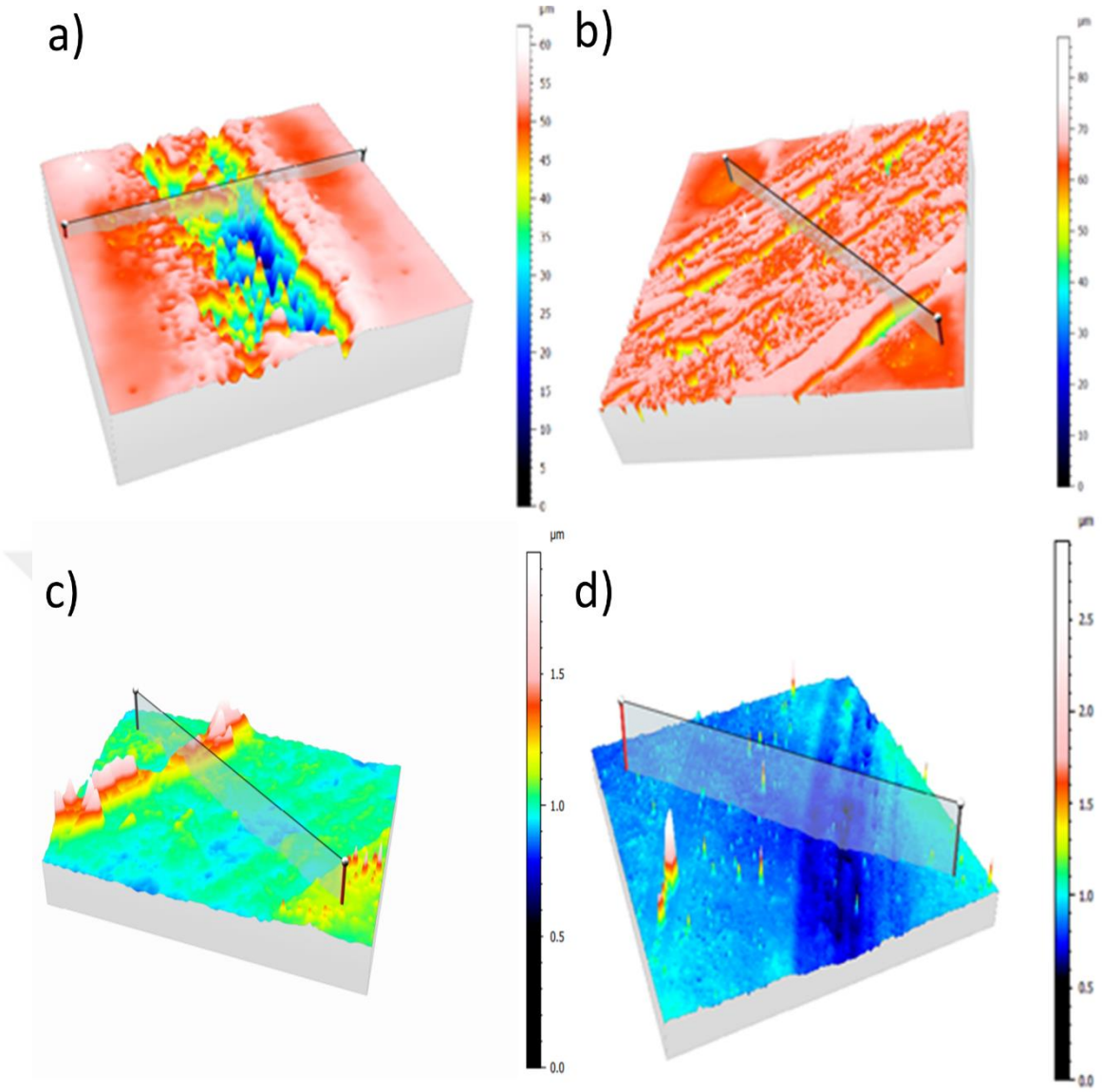
Çatlak oluşumunu daha iyi açıklayabilmek için Şekil 6.62. (d)'de verilen çatlak bölgesinde MAP ve EDX analizi yapılmış ve sonuçları Şekil 6.64.'te verilmiştir. Çatlak oluşumunun başladığı 200°C ile kıyaslandığında EDX analizi çatlak bölgesinde 300°C'de O miktarının daha yoğun olduğunu göstermiştir. Ayrıca yapılan elemental haritalama ile de 200°C'ye kıyasla 300°C'de çatlak bölgesinde çatlağın ilerlemesini arttıran daha yoğun oksit tabakalarının varlığı gözlemlenmiştir.



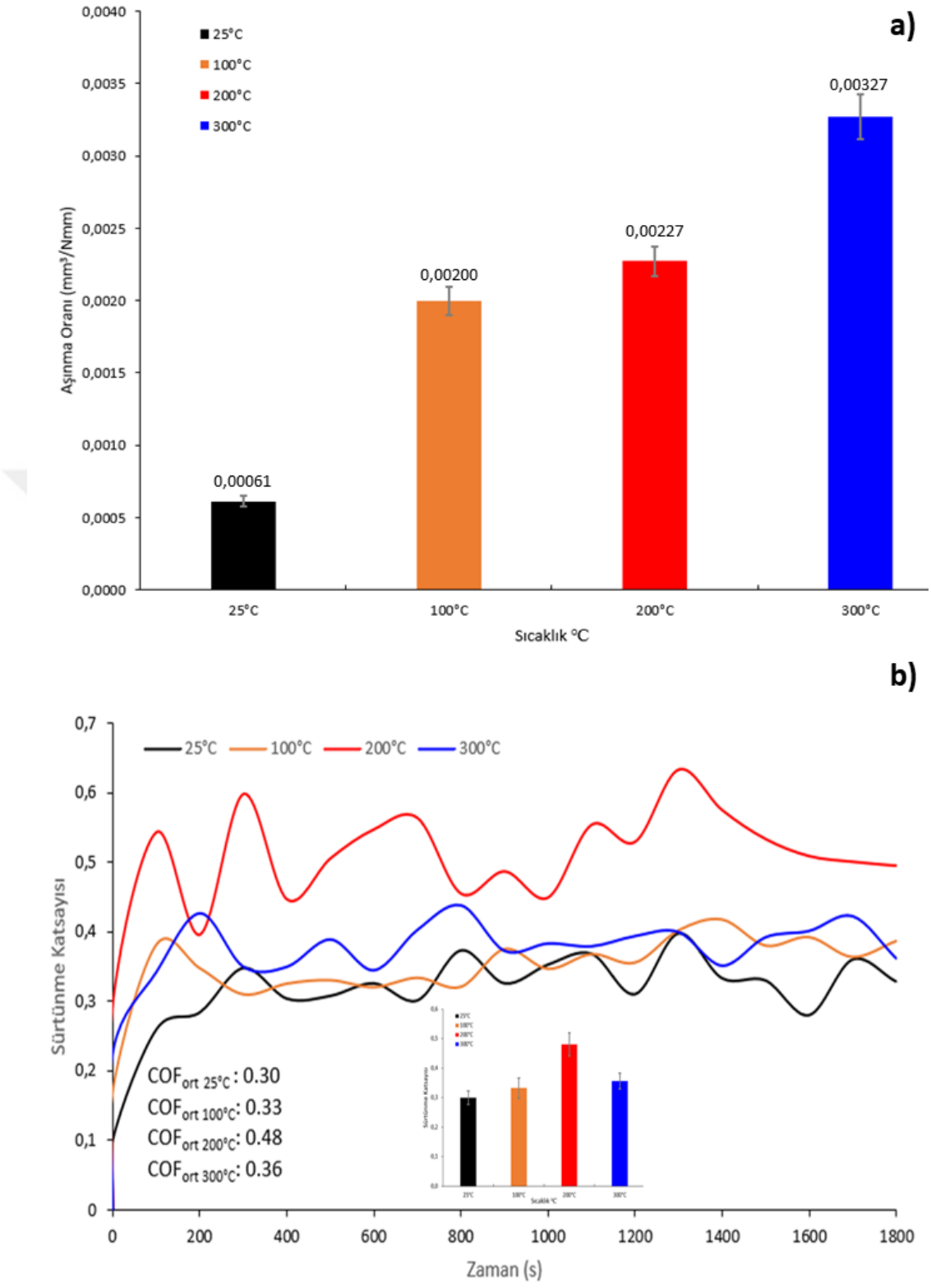
Şekil 6.64. 300°C'de aşınma izi bölgesinde yapılan elemental haritalama görüntüleri; (a) O, (b) Co, (c) Cr, (d) C, (e) W, (f) Fe ve (g) aşınma izi EDX analizi.

6.2.4.5. RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de Yapılan Aşınma ve Sürtünme Test Sonuçlarının Birlikte Değerlendirilmesi

WCM ile elde edilen aşınma profilleri (Şekil 6.65.) aşınma mekanizmalarının tespiti için çekilen SEM görüntüleri (6.67.) ile örtüşmektedir. Aşınma oranı Denklem 5.1.'e göre hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 6.66. (a)'da gösterilmiştir. Şekil 6.66. (a)'dan görüleceği üzere aşınma oranı artan sıcaklıkla birlikte artmaktadır. Şekil 6.65. (a)'da görüldüğü gibi düzgün olmayan bir aşınma izi kısmi bir aşınmanın meydana geldiğini ve düşük bir sürtünme katsayısına uygun olduğunu göstermektedir. Ancak aşınma oranının 25℃'den 100℃'ye artış oranı 100℃'den 200℃'ye göre daha yüksektir ve bunun nedeni sıcaklık artışının kaplama yüzeyinde oksit oluşumuna yol açmasına bağlanabilir. Yine aşınma oranının 200℃'den 300℃'ye artış oranı 100℃'den 200℃'ye göre daha yüksektir. Bunun nedeni ise yüzeydeki adhezif aşınma ve oksidasyon yoğunluğudur. Artan sıcaklık ile birlikte oksit tabakasının yoğunluğu da artmaktadır. Şekil 6.66. (b) farklı ortam sıcaklıklarında aşındırılan kaplamaların sürtünme katsayılarını göstermektedir. Şekil 6.66. (b)'de görüldüğü gibi 200℃'deki sürtünme katsayısı RT ve 100℃ ile karşılaştırıldığında 200℃'de aşınma yolu boyunca değişen oksit oluşum bölgeleri nedeniyle daha yüksektir. 200℃ ile kıyaslandığında 300℃'de sürtünme katsayısı azalmaktadır ve bunun nedeni daha önceki çalışmalarda kanıtlandığı gibi yağlama mekanizmasına sebep olan daha kalın bir oksit tabakasının oluşumudur (Hong vd., 2017; Wesmann ve Espallargas, 2016).



Şekil 6.65. Aşınma profilinin WCM görüntüleri: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C ve (d) 300°C.



Şekil 6.66. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'deki (a) aşınma oranlarının ve (b) sürtünme katsayılarının karşılaştırılması.

Şekil 6.67. 25℃, 100℃, 200℃, 300℃'de aşındırılan WC-10Co-4Cr kaplamanın SEM görüntülerini göstermektedir.

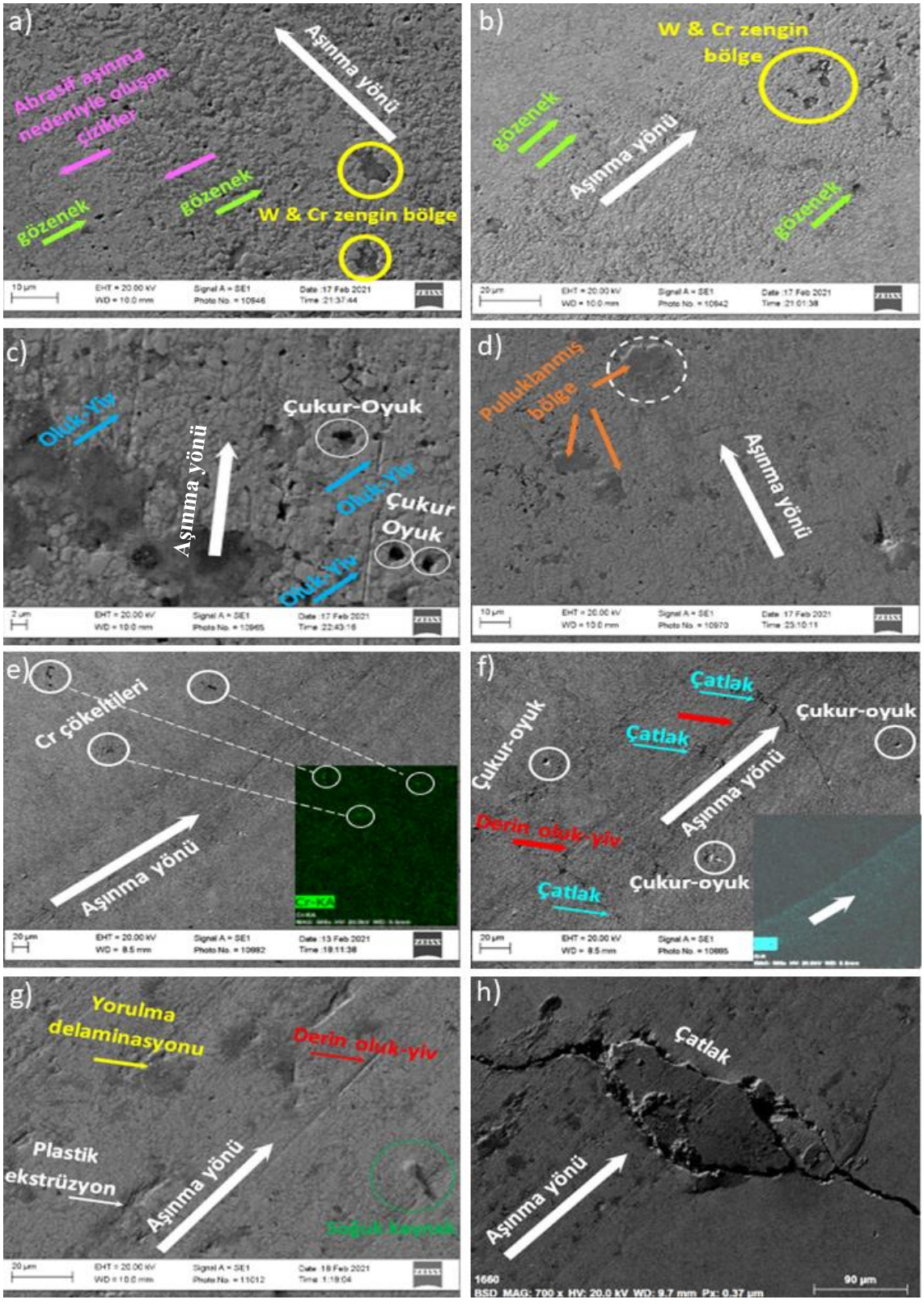
RT'de aşındırılan kaplamada Şekil 6.67. (a-b)'de görüldüğü gibi düzgün olmayan kısmi bir aşınma meydana geldiği, çekme olgusunun belirgin olmadığı ve abrazif aşınma mekanizmasının etkin olduğu gözlemlenmiştir. O ve Cr'nin etkileşimi sonucu zayıf bir oksit tabakası oluşmuş ve aşınma izi boyunca bilye üzerinde karbür birikiminin neden olabileceği ince çizikler gözlemlenmiştir.

Şekil 6.67. (c-d) 100℃'de kaplamanın aşınma izinin morfolojik özelliklerini göstermektedir. RT'ye kıyasla sığ olukların derinleştiği ve genişlediği, kırılan partiküllere bağlı olarak çentiklenme bölgelerinin oluştuğu gözlemlenmiştir. Pulluklama gelişmiş ve karbür parçacıklarının çıkarılmasına bağlı olarak küçük oyuklar ve çekmeler meydana gelmiştir. Ayrıca pulluklama ile birlikte aşınma yönünde yığılmalar gözlemlenmiştir. Yapılan EDX sonuçları aşınmış yüzey üzerinde aşınma yönünde sürülen yığılmaların oksit tabakası olduğunu göstermiş ve O miktarı RT'ye göre artmıştır.

Şekil 6.67. (e-f) 200℃'de kaplamanın aşınma izinin morfolojik özelliklerini göstermektedir. RT ve 100℃'de aşındırılan numuneler ile karşılaştırıldığında aşınma mekanizması sığ pulluklardan derin pulluklara ve yığınlara dönüşmüştür. Plastik deformasyon gözlemlenmiş ve kaplama üzerinde termal stres ve yük nedeniyle çatlaklar meydana gelmiştir. Derin oluklar daha da belirginleşmiş ve karbür partiküllerinin çıkarılmasına bağlı oyuklar oluşmuştur. RT ve 100℃'ye göre O miktarında artış gözlemlenmiş ve artan oksidasyon aşınma yönünde çatlakların yayılmasını hızlandırmıştır.

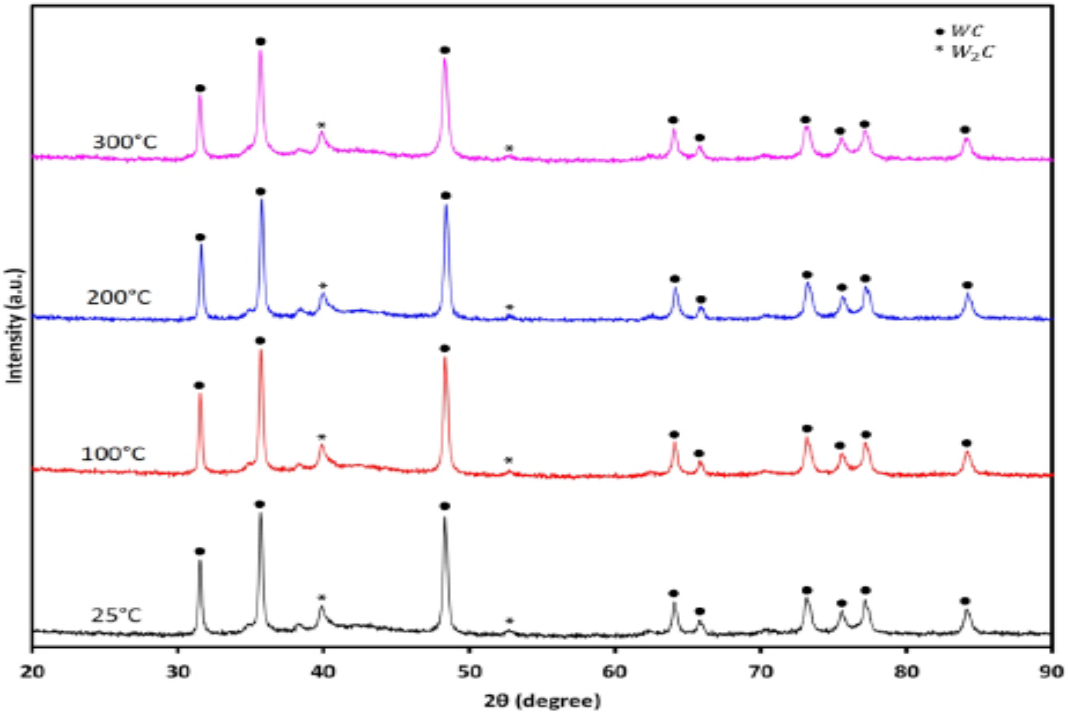
Şekil 6.67. (g-h) 300℃'de kaplamanın aşınma izinin morfolojik özelliklerini göstermektedir. Yapılan EDX ve MAP analizleri oksidasyon miktarının 200℃'ye göre daha da arttığını kanıtlamış ve artan sıcaklığın bir sonucu olan oksidasyon nedeniyle adhezif aşınma gözlemlenmiştir. 300℃'de plastik deformasyon, yorulma delaminasyonu, derin oluklar, plastik ekstrüzyon ve kırılan parçacıkların yüzeye soğuk kaynağı gözlemlenmiştir. 300℃'de gevşemiş alt tabaka 200℃'ye kıyasla daha büyük çatlaklara neden olmuş ve oksit tabakası test süresince aşındırılarak çatlak kenarlarında oksit birikmesi meydana gelmiştir. Artan oksidasyon yorulma delaminasyonuna yol açmıştır.

Tüm kaplamalar için daha önceki çalışmalarda belirtildiği gibi (Blau, 1989; Zhu vd., 2001), bu çalışmada da RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de test edilmiş WC-10Co-4Cr kaplamanın alıştırma periyodu ve kararlı durum periyodunu içeren iki tipik sürtünme rejimi gözlemlenmiştir. Bu sürtünme rejimleri aşınma süresinin artmasıyla aşınmış yüzeyde daha küçük döküntülere neden olan yağlama özelliklerine sahip daha yoğun oksit tabakalarının oluşmasıyla açıklanabilir (Hong vd., 2017).



Şekil 6.67. Aşınma izlerinin SEM görüntüleri; (a-b) RT, (c-d) 100°C, (e-f) 200°C ve (g-h) 300°C.

Şekil 6.68. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de 30 dakika boyunca test edilen WC-10Co-4Cr kaplamanın XRD analiz sonuçlarını göstermektedir. Aşınma testlerinde uygulanan yüksek sıcaklıkların 25°C'ye kıyasla ısıl işlem etkisi yapması nedeniyle yeni bir faz oluşumu beklenmesine rağmen XRD sonuçları beklenenin aksine tüm sıcaklıklarda test edilen kaplamalarda aynı olacak şekilde birincil fazların WC ve W_2C olduğunu göstermiştir. Test ortamının belirli sıcaklıklarla (RT, 100°C, 200°C ve 300°C) şartlandırılmasının kaplamalar üzerinde ısıl işlem etkisi oluşturmadığı sonucuna varılmıştır. XRD analizi ile belirlenen fazlar Co_3W_3C'den Co'nun eritildiği ve WC'nin karbonsuzlaştırılmasının W_2C olarak sonlandırıldığı geleneksel HVOF termal sprey yönteminin sonucudur. SEM görüntüleri, MAP ve EDX analizleri RT, 100°C, 200°C, 300°C'de test edilen kaplamalarda O varlığının sıcaklıkla değiştiğini göstermiştir. Ancak 30 dakikalık test süresinin kalın bir oksit tabakası oluşturacak kadar uzun olmadığı sonucuna varılmıştır. XRD analizlerinde bir oksit fazı tanımlanmamasına rağmen tüm sıcaklıklarda test edilen numunelerde oksit tabakasının oluşumu başlamış ve aşınma mekanizmalarında da yağlayıcı etkisi gözlemlenmiştir.



Şekil 6.68. RT, 100°C, 200°C ve 300°C'de test edilen kaplamanın XRD analizleri.

BÖLÜM 6

SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu deneysel çalışmada öncelikle literatürde AA7075-T6 numunelerinin mikroyapısal faz değişim sıcaklıklarında aşınma testlerine tabi tutulduğu bir çalışma bulunmamasından dolayı yüksek mekanik mukavemet, korozyon direnci, hafifliği, kolay işlenebilirlik ve düşük yoğunluk gibi üstün özellikleri sayesinde başta havacılık ve uzay sanayi ve birçok endüstride yaygın kullanım alanına sahip olan AA7075-T6 alaşımının farklı sıcaklıklardaki tribolojik özellikleri incelenmiş ve AA7075-T6 havacılık alüminyum alaşımının yüzeyinde düşük gözeneklilik, yüksek yüzey sertliği, yüksek aşınma direnci ve yapışma gücü sağlayan HVOF termal sprey yöntemi ile yüksek aşınma performansı, yüksek sertliği, düşük gözenekliliği, mükemmel korozyon direnci ve yüksek yapışma gücü sağlayan WC-10Co-4Cr sermet kaplama oluşturularak tribolojik özelliklerin iyileştirilmesi amaçlanmıştır.

Bu deneysel çalışmada, AA7075-T6 alüminyum alaşımı ve AA7075-T6 alt tabaka üzerine kaplanmış HVOF termal sprey tekniği ile oluşturulan WC-10Co-4Cr kaplamanın sürtünme ve aşınma davranışları incelenmiştir. Sürtünme ve aşınma testleri kuru kayma şartlarında, 3N yük altında, RT, 100°C, 200°C, 300°C farklı sıcaklıklarda ve WC-4Co aşındırıcı bilye kullanılarak ASTM-G99-05 standartdında pin-on-disk tribometre cihazında gerçekleştirilmiştir. AA7075-T6 alaşımının ve AA7075-T6 alt tabaka üzerine kaplanmış WC-10Co-4Cr kaplamanın; mikro yapısal özellikleri, yüzey pürüzlülükleri, sertlik ölçümleri, kaplama kalınlık ölçümleri ile aşınma izleri, aşınma oranları, sürtünme katsayıları ve aşınma mekanizmaları gibi aşınma ve sürtünme özellikleri OM, WCM, SEM, EDX ve XRD analizleri ile karakterize edilmiştir.

AA7075-T6 alaşımı numunelerin tribolojik performansı farklı sıcaklıklarda değerlendirilmiş ve sıcaklığın sertlik, aşınma oranı, sürtünme katsayısı ve aşınma mekanizmaları üzerindeki etkileri aşağıda özetlenmiştir:

1. Oda sıcaklığından 300°C'ye yükselen sıcaklık, daha önceki çalışmalarla bağlantılı olarak ısıl işlemin etkisiyle sertlik değerlerinde azalmaya neden olmuştur.

2. Oda sıcaklığında baskın aşınma mekanizmaları abrazif aşınma ve plastik deformasyon olmuş ve malzeme yığılması gözlemlenmiştir.

3. 100°C'de delaminasyon ve kısmi abrazif özellikler tespit edilmiş. Sıcaklığın artması sonucunda derin oluklara göre yığılma miktarı artmıştır.

4. 200°C'de artan sıcaklık aşınma izlerinin kenarlarında malzeme yığıldığını net bir şekilde ortaya çıkarmış ve ana aşınma mekanizması plastik deformasyon olmuştur. Ayrıca delaminasyon, derin oluklar, molozların soğuk kaynağı ve oksidasyon çatlakları tespit edilmiştir. EDX analizi ile oksit tabakası oluşumu kanıtlanmıştır.

5. 300°C'de sıcaklık malzemeyi yumuşatmış ve plastik deformasyona uygun olarak adhezif aşınması meydana gelmiştir. Aşınma izi boyunca moloz-döküntü birikintileri tespit edilmiş ve abrazif aşınma gözlemlenmemiştir.

6. Aşınma oranı sıcaklıkla tutarlı bir şekilde artmış ve sürtünme katsayısı 200°C'den sonra keskin bir düşüş göstermiştir. Aşınma izi üzerindeki oksit tabakası 200°C'ye kadar aşınma mekanizmasına direnmiş ancak AA7075-T6 alaşımının erime sıcaklığına yaklaşıldığında oksit tabakasının direnci kırılmış ve sürtünme katsayısında keskin bir düşüş meydana gelmiştir.

7. XRD analizleri artan sıcaklıkla orantılı olarak zayıf bir $MgZn_2$ çökeltilerinin oluştuğunu ve $MgZn_2$ miktarıyla sertlik arasında orantılı bir ilişki kuralabileceğini göstererek sertliğin azalmasına neden olan bilgileri sağlamıştır. SEM, MAP ve EDX analizlerinde 200℃ ve 300℃'de oksidatif aşınma mekanizmaları ve etkileri gözlenmesine rağmen oksit filminin inceliği nedeniyle XRD analizlerinde bir oksit fazı zirvesi gözlemlenmemiştir.

AA7075-T6 alaşımı üzerinde HVOF termal sprey tekniği ile oluşturulan WC-10Co-4Cr kaplama yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci ve oksidasyon nedeniyle yağlayıcı özellikler sağlamıştır. WC ve Cr'nin Co bağlayıcı matrisindeki aglomerasyonu yoğun ve düşük gözenekli bir yüzey ile sonuçlanmıştır. HVOF termal sprey yöntemi ile oluşturulan kaplamalara aşınma testleri uygulandıktan sonra aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. WC-10Co-4Cr kaplama muhteşem bir yüzey homojenliğine ve sertliğine sahiptir. Kaplama durumu ile ilgili olarak AA7075-T6 alaşımı alt tabakaya yapışan derin bir difüzyon bölgesi oluşmuştur.

2. Oluşturulan kaplamanın ortalama yüzey pürüzlülüğü 4 μm'dir ve 3 N gibi düşük yükler için bu pürüzlülük değerinde aşınma karakterizasyonlarının belirlenmesi amacıyla aşınma testleri uygulamak mümkün değildir. Bu yüzden daha pürüzsüz bir yüzey elde etmek için 0.037 μm'lik ortlama pürüzlülük değeri ile sonuçlanan parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir.

3. Oda sıcaklığındaki kaplamanın sürtünme performansı çoğunlukla abrazifti, karbür parçacıkları kırıldı ve aşınma izi boyunca ince çizikler gözlemlendi.

4. 100℃'de çukurlaşma ve yığılmalar oluşmaya başlamış ve sıcaklık etkisi sonucu delaminasyon bölgesi üzerinde oksitler oluşmuştur.

5. 200℃'de kaplama matrisinin yumuşaması sonucunda derin oluklar ve çukurlar gelişmiş ve aşınma izi boyunca plastik ekstrüzyonlar meydana gelmiştir. Uygulanan yüke ve alt tabakalarınn 200℃'de termal genleşmesine bağlı olarak aşınma izi boyunca yüzey çatlakları meydana gelmiştir.

6. 300℃'de kaplama yüzeyinde oksidasyon tabakası genişlemiş ve oksidasyon yorgunluğundan dolayı delaminasyon oluşmuştur. Derin çatlaklar gelişmiş ve kırılan çatlak parçacıkları aşınmış yüzeye soğuk kaynaklanmıştır. Plastik ekstrüzyon oranı artmış ve yığılmalar meydana gelmiştir. Artan oksidasyonun bir sonucu olarak adhezif aşınma davranışı gözlemlenmiştir.

7. Abrazif aşınma mekanizması oda sıcaklığında ve 100°C'de aşınma oranı açısından etkili olmuştur. 200°C'den sonra oksit tabakasının oluşumu aşınma oranının hızını düşürmüş ve bununla birlikte adhezif aşınmada tutarlı bir artış meydana gelmiştir.

8. Sürtünme katsayısının 200°C'deki zirvesi farklı kimyasal kompozisyonlardaki kısmi oksit katmanları nedeniyle meydana gelmiştir. 300°C'de sürtünme katsayısındaki belirgin düşüşün nedeni ise yağlayıcı görevi gören oksit tabakalarıdır.

9. AA7075-T6 alaşımı ile WC-10Co-4Cr kaplamanın sürtünme katsayıları karşılaştırıldığında oda sıcaklı ve 100℃ gibi düşük sıcaklıklarda benzer sürtünme katsayılarına sahip oldukları ancak sıcaklığın 200℃ ve 300℃'ye çıkması sonucunda WC-10Co-4Cr kaplamaların AA7075-T6 alaşımı numunelere kıyasla sürtünme katsayılarında yaklaşık %50 düşüş gözlemlenmiştir.

10. AA7075-T6 alaşımı ile WC-10Co-4Cr kaplamanın aşınma oranları karşılaştırıldığında; WC-10Co-4Cr kaplamanın AA7075-T6 alaşımına göre RT, 100℃, 200℃ ve 300℃'de sırasıyla yaklaşık olarak 409, 140, 1418 ve 1244 kat daha düşük aşınma oranına sahip olduğu gözlemlenmiştir.

11. XRD analizleri devam eden ince oksit tabakasına atfedilen aşınma mekanizmasının oksidatif davranışını desteklememiştir. XRD analizleri belirlenen sıcaklıkların 30 dakika süreyle uygulanmasının kaplamalar üzerinde herhangi bir ısıl işlem etkisinin olmadığını göstermiştir ve daha uzun test süreleri hakkında daha fazla araştırma yapılabilir.

12. AA7075-T6 alaşımı alt tabakaları açısından mikro çatlak yayılmasının başladığı 300°C'ye kadar sınırlı bir WC-10Co-4Cr kaplama kullanımı önerilir.

Ayrıca bu deneysel çalışmaya dayanarak, gelecekteki çalışmalar için aşağıdaki önerilerde bulunulmuştur:

• Kaplamanın oksidasyon ve ısıl işleme dayalı faz oluşumlarının olası etkilerini daha iyi gözlemleyebilmek için test süresi arttırılarak testler yapılmalıdır.

• 300°C'de kaplamada meydana gelen mikro çatlakların önlenmesi veya minimize edilebilmesi için AA7075-T6 alt tabaka ile benzer termal genleşme sağlayabilecek Al içeren WC bazlı sermet kaplamalar denenebilir.

• HVOF termal sprey yönteminde bekleme mesafesi, alev sıcaklığı, oksi-yakıt gaz oranı ve önceden ısıtılmış alt tabaka sıcaklıkları gibi çeşitli girdi parametrelerinin araştırılması gereklidir. Çünkü bu parametreler oluşturulan kaplamanın özellikleri üzerinde gözeneklilik, kaplama ve alt tabaka arasındaki termal genleşme katsayısında oluşan termal fark nedeniyle yapışma mukavemeti, kaplamaların oksit içeriği ve sertliği gibi önemli etkilere sahip olabilirler.

• Kaplamaların aşınma davranışı üzerinde kayma hızı ve kayma mesafesi gibi aşınma testi koşulları arasındaki ilişki iyi belirlenmelidir. Çünkü kuru kayma şartlarında kayma hızındaki bir artış sürtünme sıcaklığının artmasına neden olabilir ve bu da oda sıcaklığı ve 100°C gibi daha düşük sıcaklarda yağlayıcı görevi görebilecek ve aşınma performansını artırabilecek yüzey oksitlerinin oluşumuna yol açacaktır.

KAYNAKLAR

ASTM International (2010). *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus* (ASTM G99-05), West Conshohocken, PA.

Abu-Warda, N., Boissonnet, G., López, A.J., Utrilla, M.V. & Pedraza, F. (2021), Analysis of Thermo-Physical Properties of NiCr HVOF Coatings on T24, T92, VM12 and AISI 304 Steels. *Surface and Coating Technology*, 416, 127-163. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127163

Ahmad, A.H., Naher, S. & Brabazon, D. (2013). Thermal profiles and fraction solid of aluminium 7075 at different cooling rate conditons. *Key Engineering Materials*, 554–557, 582–595. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.582

Ala-Kleme, S., Kivikyto-Reponen, P., Liimatainen, J., Hellman, J. & Hannula, S.P. (2007). Abrasive wear properties of tool steel matrix composites in rubber wheel abrasion test and laboratory cone crusher experiments. *Wear*, 263, 180-187. DOI:10.1016/j.wear.2007.01.111

Aliyah A. N., & Anawati, A. (2019). Effect of Heat Treatment on Microstructure and mechanical hardness of aluminum alloy AA7075. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 541, 1. doi: 10.1088/1757-899X/541/1/012007

Almond, E.A. & Roebuck, B. (1988). Identification of Optimum Binder Phase Compositions for Improved WC Hard Metals. *Materials Science and Engineering: A*, 105–106, 237–248. https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90502-2

Amin, S. & Panchal, H. (2016). A review on thermal spray coating processes. *International Journal of Current Trends in Engineering & Research*, 2, 556-563.

Asgari, H., Saha, G. & Mohammadi, M. (2017). Tribological behaviour of nanostructured high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal sprayed WC-17NiCr coatings. *Ceramics International*, 43, 2123–2135. DOI:10.1016/j.ceramint.2016.10.193

Ashby M.F. & Lim, S.C. (1990). Wear-mechanism maps. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24(5), 805-810. https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90116-X

Askeland, D.R. (1998). *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri Cilt I.* Mehmet Erdoğan (Çev.). Ankara: Nobel Kitapevi.

Bai, Y., Guo, Y., Li, J., Yang, Z., & Tian, J. (2017). Effect of Al2O3 nanoparticle reinforcement on the mechanical and high-temperature tribological behavior of Al-7075 alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology,* 231, 7, 900–909. doi:10.1177/1350650116683627

Ban, Z.G. & Shaw, L.L. (2003). Characterization of Thermal Sprayed Nanostructured WC-Co Coatings Derived From Nanocrystalline WC-18wt.%Co Powders. *Journal of Thermal Spray Technology*, 12, 112–119. doi:10.1361/105996303770348564

Barbezat, G., Nicol, A.R., Sickinger, A. (1993). Abrasion, erosion and scuffing resistance of carbide and oxide ceramic thermal sprayed coatings for different applications. *Wear*, 162–164, 529–537. https://doi.org/10.1016/0043-1648(93) 90538-W

Berger, L.M. (2007). Hardmetals as thermal spray coatings. *Powder Metallurgy*, 50, 205–214. doi:10.1179/174329007X246078

Berger-Keller, N., Bertand, G., Filiatre, C., Meunier, C. & Coddet, C. (2003). Microstructure of plasma-sprayed titania coatings deposited from spray dried powder. *Surface and Coatings Technology*, 168, 281-290. https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00223-8

Berndt, C.C. (1990). Tensile adhesion testing methodology for thermally sprayed coatings [J]. *Journal of Materials Engineering, 12(2), 151-158.*

Bhatia, A. (1999). *Thermal spraying technology and applications.* Continuing Education and Development, Inc. Woodcliff Lake, NJ.

Bhushan, B. (2004). *Tribology: Friction, Wear, and Lubrication, The Engineering Handbook*. New York: CRC Press. ISBN: 978-1-4200-3987-0

Bhushan, B. (2002). *Introduction to Tribology*. New York: WILEY ISBN:0-471-15893-3.

Bjordal, M., Bardal, E., Rogne, T. & Eggen, T.G. (1995). Erosion and Corrosion Properties of WC Coatings and Duplex Stainless Steel in Sand-Containing Synthetic Sea Water. *Wear*, 186–187, 508–514. https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)07148-2

Blau, P.J. (1989). *Friction and Wear Transitions of Materials.* New Jersey: Noyes Publishing.

Blickensderfer, R., Madsen, B.W. & Tylczak, J.H. (1985). *Comparison of several types of abrasive wear tests in International Conference on Wear of Materials.* Vancouver, Canada: ASME.

Bolelli, G., Lusvarghi, L. & Barletta, M. (2009). HVOF-sprayed WC–CoCr coatings on Al alloy: Effect of the coating thickness on the tribological properties. *Wear,* 267, 944–953. doi:10.1016/j.wear.2008.12.066.

Borik, F. (1976). Selection and Use of Wear Tests for Metals. Bayer, R.G. (Ed.), *Testing for Abrasive Wear* (s. 30-44). United States: ASTM.

Boyer, R.R., Cotton, J.D., Mohaghegh, M. & Schafrik, R.E. (2015). Materials Considerations for Aerospace Applications, MRS Bulletin, 40(12), 1055-1066. DOI:https://doi.org/10.1557/mrs.2015.278

Bozzi, A.C. & Biasoli de Mello, J.D. (1999). Wear resistance and wear mechanisms of WC-12%Co therma sprayed coatings in three-body abrasión. *Wear,* 233-235, 575-587. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00206-9

Burwell Jr., J.T. (1958), "Survey of possible wear mechanism", *Wear*, 1, 119-141.

Butler, L.H. (1965). A Method for Continuous Wire Drawing Aided by Externally Generated Hydrostatic Oil Pressure. *Journal of the Institute of Metals,* 93, 123-1.

Chattopadhyay, R. (2001). *Surface Wear analysis, treatment and prevention.* OHIO: ASM International. ISBN: 978-0-87170-702-4

Chivavibul, P., Watanabe, M., Kuroda, S. & Shinoda, K. (2007). Effects of carbide size and Co contento n the microstructure and mechanical properties of HVOFsprayed WC-Co coatings. *Surface & Coatings Technology*, 202, 509-521. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.06.026

Colaço, R. & Vilar, R. (2003). A model for the abrasive wear of metallic matrix particle-reinforced materials. *Wear*, 254(7-8), 625-634. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00185-6

Çöl, M. & Koç F.G. (2016). *Dubleks Paslanmaz Çeliklerde Isıl İşlem Koşullarının Faz Dağılımı ve Sertliğe Etkisi.* 16. International Material Symposium (IMSP2016). Türkiye, Denizli.

Çöl, M., Erişir, E., Koç, F.G. & Temiz, A. (2018a). *The Effect of Isothermal Transformation Annealing on the Ultra High Strength BainiticAustenitic Steels,* 3. Uluslararası Malzeme Bilimi ve Teknolojisi Konferansı (IMSTEC2018). Türkiye, Kapodakya.

Çöl, M., Koç F.G. & Yamanoğlu R. (2018b). *Geri Kazanılmış Ti Partikül Takviyeli Alüminyum Kompozit Malzemelerin Toz Metalurjik Yöntemler ile Üretimi ve Karakterizasyonu,* 1st International Symposium on Light Alloys and Composite Materials (ISLAC18). Türkiye, Karabük.

Çöl, M., Koç, F. G., Arslan, K., Türkan, A., Balcı, N., Hatman, A.H. & Makas, T. (2018c). *The Effect of Cryogenic Treatment on Performance of Hot Forging Die,* 3. Uluslararası Malzeme Bilimi ve Teknolojisi Konferansı (IMSTEC2018). Kapodakya, Türkiye.

Çöl, M., Koç, F.G. & Sarı, S.E. (2018d). *Optimization of Boron Coating Parameters in AISI1010 Steel,* 3. Uluslararası Malzeme Bilimi ve Teknolojisi Konferansı (IMSTEC2018). Kapodakya, Türkiye.

Çöl, M., Koç, F.G., Öktem, H. & Kır, D. (2016). The Role of Boron Content in High Alloy White Cast Iron (Ni-Hard 4) on Microstructure, Mechanical Properties and Wear Resistance. *Wear,* 348, 158-165. Doi:10.1016/j.wear.2015.12.007

Çöl, M., Koç, F.G., Yamanoğlu, R. & Wendel, H. (2013). *S40 Ray Çeliğinde Yorulma Çatlaklarının Mikroyapısal Karakterizasyonu,* 2nd International Symposium on Railway System Engineering. Karabük, Türkiye.

Çöl, M., Koç, F.G., Yarar, E., Angigün, F., Türkan, A. & Makas, T. (2017). *Dövme Çeliklerde Üretim Parametrelerinin İşlenebilirliğe Etkisi,* 2nd. International Mediterranean Science and Engineering Congress (IMSEC2017), Adana, Türkiye.

Davis, J.R. (2004). *Handbook of Thermal Spray Technology*. OHIO: ASM International

Davis, J.R. (2001). *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance* (s. 319). United States: ASM International.

Dent, A.H., Depalo, S. & Sampath, S. (2002). Examination of the Wear Properties of HVOF Sprayed Nanostructured and Conventional WC-Co Cermets With Different. *Journal of Thermal Spray Technology*, 11, 551–558.

Deshpande, S., Kulkarni, A., Sampath, S. & Herman, H. (2004). Application of image analysis for characterization of porosity in thermal spray coatings and correlation with small angle neutron scattering. *Surface and Coatings Technology*. 187, 6-16. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.01.032

Deuis, R.L., Subramanian, C. & Yellup, J.M. (1998). Three-body abrasive wear of composite coatings in dry and wet environments. *Wear*, 214, 112–130. doi:10.1016/S0043-1648(97)00197-X

Dongmo, E., Wenzelburger, M. & Gadow, R. (2008). Analysis and optimization of the HVOF process by combined experimental and numerical approaches. *Surface and Coatings Technology*, 202, 4470–4478. doi:10.1016/j.surfcoat.2008.04.029

Dorfman, M.R. (2002). *Thermal Spray Basics, Part I, Advanced Materials & Processes.* USA: ASM International.

El-Eskandarany, M.S. (2020). Mechanical Alloying Energy Storage, Protective Coatings, and Medical Applications (3. Baskı). *Utilization of ball-milled powders for surface protective coating* (pp. 309-320). Amsterdam: Elsevier

Engqvist, H. & Axen, N. (1999). Abrasion of cemented carbides by small grits. *Tribology International*, 32(9), 527-534. https://doi.org/10.1016/S0301-679X(99)00084-5

Evans, A.G. & Wilshaw, T.R. (1976). Quasi-Static Solid Particle Damage in Brittle Solids. *American Ceramic Society Bulletin*, 55(4), 400-400. https://doi.org/10.1016/0001-6160(76)90042-0

Eyre, T.S. (1978). The mechanisms of wear. *Tribology International*, 11(2), 91- 96.

Fan, X., Jiang, D., Meng, Q., Zhang, B. & Wang, T. (2006). Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 16, 3, 577–581, doi: https://doi.org/10.1016/S1003-6326(06)60101-5

Fang, L., Kong, X.L., Su, J.Y. & Zhou, Q.D. (1993). Movement patterns of abrasive particles in 3-body abrasion. *Wear*, 162, 782-789. https://doi.org/10.1016/0043-1648(93)90079-2

Fang, L., Liu, W.M., Du, D.S., Zhang, X.F. & Xue, Q.J. (2004). Predicting threebody abrasive wear using Monte Carlo methods. *Wear*, 256(7-8), 685-694. DOI:10.1016/S0043-1648(03)00464-2

Fang, L., Zhou, Q.D. & Li, Q.C. (1998). An experimental simulation of cutting wear in three-body abrasion. *Wear*, 219(2), 188-194. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00207-5

Fauchais P.L, Heberlein J.V & Boulos M.I. (2014). *Combustion Spraying Systems, Thermal Spray Fundamentals* (s. 227-303). Switzerland: Springer.

Fedrizzi, L., Rossi, S., Cristel, R. & Bonora, P.L. (2004). Corrosion and wear behaviour of HVOF cermet coatings used to replace hard chromium. *Electrochimica Acta*, 49, 2803–2814. doi:10.1016/j.electacta.2004.01.043

Fincke, J.R., Swank, W.D. & Haggard, D.C. (1994). *Comparison of the Characteristic of HVOF and plasma thermal spray.* 7th National Thermal Spray conferance. Boston, Massachusetts: ASM

Fischer-Cripps, A.C., Lawn, B.R., Pajares, A. & Wei, L. (1996). Stress Analysis of Elastic-Plastic Contact Damage in Ceramic Coatings on Metal Substrates. *Journal of the American Ceramic Society*, 79, 2619–2625. doi:10.1111/j.1151- 2916.1996.tb09024.x

Gan, J.A. & Berndt, C.C. (2015). Titanium Powder Metallurgy. *Thermal spray forming of titanium and its alloys* (pp. 425-446). England: Elsevier.

Gáspár, M., Dobosy, Á., Tisza, M., Török, I., Dong, Y. & Zheng, K. (2020). Improving the properties of AA7075 resistance spot-welded joints by chemical oxide removal and post weld heat treating. *Welding in the World*, 64,12, 2119–2128. doi: 10.1007/s40194-020-00988-y

Gates, J.D., (1998). Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. *Wear*, 214(1), 139-146. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(97)00188-9

Gates, J.D., Dargusch, M.S. Walsh, J.J., Field, S.L., Hermand, M.J.P., Delaup, B.G. & Saad, J.R. (2008). Effect of abrasive mineral on alloy performance in the ball mill abrasion test. *Wear*, 265(5-6), 865-870. DOI:10.1016/j.wear.2008.01.008

Ghabchi, A., Sampath, S., Holmberg, K. & Varis, T. (2014). Damage mechanisms and cracking behaviour of thermal sprayed WC–CoCr coating under scratch testing. *Wear*, 313, 97–105. doi:10.1016/j.wear.2014.02.017

Guilemany, J.M., Dosta, S. & Miguel, J.R. (2006). The enhancement of the properties of WCCo HVOF coatings through the use of nanostructured and microstructured feedstock powders. *Surface and Coatings Technology*, 201, 1180–1190. doi:10.1016/j.surfcoat.2006.01.041

Guilemany, J.M., Dosta, S., Nin, J. & Miguel, J.R. (2005). Study of the properties of WC-Co nanostructured coatings sprayed by High-Velocity Oxyfuel. *Journal of Thermal Spray Technology*, 14, 405–413. doi:10.1361/105996305X59350

Guilemany, J.M., Nutting, J., Miguel, J.R. & Dong, Z. (1995). Microstructure characterization of WC-Ni coatings obtained by HVOF thermal spraying. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 33(1), 55-61

Guler, K.A., Kisasoz, A., Ozer, G. & Karaaslan, A. (2019). Cooling slope casting of AA7075 alloy combined with reheating and thixoforging. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 29,11, 2237–2244. doi: 10.1016/S1003-6326(19)65129-0

Gurland, J. & Bardzil, P. (1955). Relation of Strength, Composition, and Grain Size of Sintered WC-Co Alloys. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 203(2), 311-315.

Herman, H. (1988). Plasma-Sprayed Coatings, *Scientific American*. 259, 112–117. doi:10.1038/scientificamerican0988-112.

Holmberg, K. & Matthews, A. (2009). *Coatings Tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering* (2. Baskı). England: Elsevier Science.

Hong, S., Wei, Z., Wang, K., Gao, W., Wu, Y. & Lin, J. (2021). The Optimization of Microbial Influenced Corrosion Resistance of HVOF Sprayed Nanostructured WC-10Co-4Cr Coatings by Ultrasound-Assisted Sealing. *Ultrasonics Sonochemistry*, 72, 105438. https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2020.105438

Hong, S., Wu, Y., Wang, B., Zhang, J., Zheng, Y. & Qiao, L. (2017). The Effect of Temperature On the Dry Sliding Wear Behavior of HVOF Sprayed Nanostructured WC-CoCr Coatings. *Ceramics International*, 43, 458–462. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.09.180

Huo, W., Sun, T., Hou, L., Zhang, W., Zhang, Y. & Zhang, J. (2020). Effect of heating rate during solution treatment on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of high-strength AA 7075 alloy. *Materials Characterization*, 167, 110535. doi: 10.1016/j.matchar.2020.110535

Hutchings, I.M. (1992). *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials.* Oxford, UK: Butterworth Heinemann ISBN: 0-340-56184-X

Isadare, A.D., Aremo, B., Adeoye, M. O., Olawale, O.J. & Shittu, M.D. (2013). Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 Aluminium alloy. *Materials Research,* 16, 1, 190–194, doi: 10.1590/S1516-14392012005000167

Ishikawa, Y., Kuroda, S., Kawakita, J., Sakamoto, Y. & Takaya, M. (2007). Sliding Wear Properties of HVOF Sprayed WC-20%Cr3C2-7%Ni Cermet Coatings. *Surface and Coatings Technology,* 201, p 4718–4727. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.10.007

Jacobs, L., M. Hyland, & De Bonte, M. (1999). Study of the influence of microstructural properties on the sliding-wear behavior of HVOF and HVAF sprayed WC-cermet coatings. *Journal of Thermal Spray Technology,* 8(1), 125-132.

Jarosinski, W.J., Gruninger, M.F. & Londry, C.H. (1993). *Characterization of Tungsten Carbide Cobalt Powders and HVOF Coatings.* National thermal spray conference. Anaheim, California: ASM.

Javed, M.A., Ang, A.S.M, Bhadra, C.M., Piola, R., Neil, W.C., Berndt, C.C., Leigh, M., Howse, H. & Wade, S.A. (2021). Corrosion and Mechanical Performance of HVOF WC-based Coatings with Alloyed Nickel Binder for Use in Marine Hydraulic Applications. *Surface and Coatings Technology,* 418, 127239. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127239

Jeong, Y.K. & Niihara, K. (1997). Microstructure and mechanical properties of pressureless sintered Al2O3/Sic nanocomposites. *Nanostructured Materials,* 9, 193–196. https://doi.org/10.1016/S0965-9773(97)00051-2

Jia, K. & Fischer, T.E. (1996). Abrasion resistance of nanostructured and conventional cemented carbides. *Wear,* 200, 206–214. doi:10.1016/S0043-1648(96)07277-8

Karimi, A, Verdon, C. & Barbezat, G. (1993). Microstructure and hydroabrasive wear behaviour of high velocity oxy-fuel thermally sprayed WC-Co(Cr) coatings, *Surface and Coatings Technology,* 57, 81–89. https://doi.org/10.1016/0257-8972(93) 90340-T

Karthikeyan, S., Balasubramanian, V. & Rajendran, R. (2014). Developing empirical relationships to estimate porosity and Young's modulus of plasma sprayed YSZ coatings. *Applied Surface Science,* 296, 31–46. doi:10.1016/j.apsusc.2014.01.021

Kaufman J.G. (2000). *Introduction to aluminium alloys and tempers.* United State of America: ASM International.

Kaur, M., Singh, H. & Prakash, S. (2008). A survey of the literature on the use of high velocity oxy-fuel spray technology for high temperature corrosion and erosioncorrosion resistant coatings. *Anti-Corrosion Methods and Materials,* 55, 86–96. doi:10.1108/00035590810859467.

Kawakita, J., Kuroda, S., Fukushima, T., Katanoda, H., Matsuo, K. & Fukanuma, H. (2006). Dense Titanium coatings by modified HVOF spraying. *Surface and Coatings Technology,* 201, 3-4, 1250-1255. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.01.056

Kaya, I. (2005). *7075 Al Alaşımının Şekillenme ve Isıl İşlemle Özelliklerinin İyileştirilmesi.* Yüksek Lisans Tezi. Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Kennedy, D.M. & Hashmi, M.S.J. (1998). Methods of wear testing for advanced surface coatings and bulk materials. *Journal of Materials Processing Technology,* 77(1-3), 246-253. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00424-X

Khan, M.S.A. & Clyne, T.W. (1997). *United Thermal Spray Conferance Microstructure and Abrasion Resistance of WC-Co coatings Produced by High Velocity Oxy-Fuel Spraying.* Indianapolis, Indiana: ASM.

Khan, T.I., Saha, G. & Glenesk, L.B. (2010). Nanostructured composite coatings for oil sand's applications. *Surface Engineering*, 26, 540–545. doi:10.1179/174329409X439050

Kharlamov, Y.A. (1987). Detonation spraying of protective coatings. *Materials Science and Engineering*, 93, 1–37. doi:10.1016/0025-5416(87)90409-5

Khechba, M., Hanini, F. & Halimi, R. (2010). Study of structural and mechanical properties of tungsten carbides coatings. *Nature & Technology*, 5, 9-11.

Kır, D., Çöl, M., Koç, F.G. & Öktem H. (2014). *Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demirde (Ni-Hard 4) Bor Katkısının Mikroyapı ve Sertlik Üzerine Etkisi,* 15. International Material Symposium. Denizli, Türkiye.

Kır, D., Öktem, H., Çöl, M., Koç, F.G. & Erzincanlı F. (2016). Determination of the Cutting Tool Performance of High-Alloyed White Cast Iron (NiHard Using the Taguchi Method. *Materials and Technology,* 50 (2), 239-246. doi: 10.17222/mit.2014.270

Kır, D., Öktem, H., Koç, F.G. & Çöl, M. (2015). *Ötektiküstü Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirlerde Karbür Morfolojisi Üzerine Tungstenin Etkisi*, 2. Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu (IISS'15). Karabük, Türkiye.

Kilic, S., Kacar, I., Sahin, M., Ozturk, F. & Erdem, O. (2019). Effects of Aging Temperature, Time, and Pres-Strain on Mechanical Properties of AA7075. *Materials Research,* 22, 5. DOI:10.1590/1980-5373-mr-2019-0006

Kim, S., Han, S.H., Park, J.K. & Kim, H.E. (2003). Variation of WC grain shape with carbon content in the WC-Co alloys during liquid-phase sintering. *Scripta Materialia,* 48, 635-639.

Kleiner, M., Geiger, M. & Klaus, A. (2003). Manufacturing of lightweight components by metal forming. *CIRP Annals,* 52, 2,521–542. doi: 10.1016/S0007-8506(07)60202-9.

Koch, C.C. (2002). *Nanostructured Materials- Processing, Properties and Potential Applications.* Noyes: William Andrew.

Koç, F.G. & Çöl, M. (2018). Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demirde Titanyum Katkısının Mikroyapı ve Sertlik Üzerine Etkisi. *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi,* 6, 669-675.

Koç, F.G. & Çöl, M. (2017). *Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demirde Titanyum Katkısının Mikroyapı ve Sertlik Üzerine Etkisi,* Uluslararası Mühendislik Araştırmaları Sempozyumu (UMAS2017). Düzce, Türkiye.

Koç, F.G., Çöl, M. & Çeliker, T. (2017). Al-Zn-Mg-Cu Alaşımlarının Su Verme Hassasiyeti. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi,* 23(8), 963-966.

Koç, F.G., Çöl, M. & Çeliker, T. (2016). *Al-Zn-Mg-Cu Alaşımlarının Su Verme Hassasiyeti,* 16. International Material Symposium (IMSP2016), Denizli, Türkiye.

Koç, F.G., Karakulak E., Yamanoğlu R. & Zeren M. (2014). *Mechanical Properties of Al-Ni Cast Alloys,* 23rd. International Conference on Metallurgy and Materials. Brno, Czech Republic.

Konyashin, I.Y. & Chukalovskaya, T.V. (1997). A technique for measurement of porosity in protective coatings. *Surface and Coatings Technology*, 88, 5–11. doi:10.1016/S0257-8972(95)02758-0.

Kraak, T., Herlaar, W., Wolke, J., Degroot, K., Hyduk, E.A. & Amer Soc Met, I.N.T. (1992). *Influence of Different Gases on the Mechanical and Physical Properties on HVOF Sprayed Tungsten Carbide Cobalt.* Thermal Spray: International Advances in Coatings Technology. Orlando, Florida, USA: ASM International Materials Park.

Kumar, M. & Ross, N.G. (2016). Influence of temper on the performance of a high-strength Al-Zn-Mg alloy sheet in the warm forming processing chain. *Journal of Materials Processing Technology,* 231,189–198, doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.12.026.

Kutz, M. (2005). *Handbook of Environmental Degradation of Materials.* London, England: William Andrew Publishing. https://doi.org/10.1016/C2016-0-02081-8

Kyo Lee, S. Sup Lee, J., Han Song, J., Young Park, J. (2018). Fracture simulation of cold roll forming process for aluminum 7075-T6 automotive bumper beam using GISSMO damage model. *Procedia Manufacturing*, 15, 751–758. doi:10.1016/j.promfg. 2018.07.314.

Larsen-Basse, J. (1992). ASM Metals Handbook. *Introduction to friction,* 18. USA. ISBN: 0-87170-380-7.

Larsen-Basse, J. (1987). *Effects of hardness and local fracture toughness on the abrasıve wear of WC-Co alloys.* Institution of Mechanical Engineers Conference Publications. London, England: Mechanical Engineering Publications Ltd.

Larsen-Basse, J. (1983). Effect of composıtıon, mıcrostructure, and servıce condıtıons on the wear of cemented carbıdes. *Journal of Metals*, 35(11), 35-42.

Lau, M. & Lavernia, E. (2002). Thermal Spray Processing of Nanocrystalline Materials. *Nanostructured Materials,* 50, 283-302.

Laukkanen, A., Holmberg, K., Koskinen, J., Ronkainen, H., Wallin, K. & Varjus, S. (2006). Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface, Part III: Fracture toughness calculation and influence of residual stresses. *Surface and Coatings Technology,* 200, 3824–3844. DOI:10.1016/j.surfcoat.2005.03.042

Lekatou, A., Sioulas, D., Karantzalis, A.E. & Grimanelis, D. (2015). A comparative study on the microstructure and surface property evaluation of coatings produced from nanostructured and conventional WC – Co powders HVOF-sprayed on Al7075. S*urface and Coatings Technology,* 276, 539–556. DOI:10.1016/j.surfcoat.2015.06.017

Li, C.J., Ohmori, A. & Harada, Y. (1996a). Formation of an amorphous phase in thermally sprayed WC-Co. *Journal of Thermal Spray Technology*, 5(1), p. 69-73.

Li, C.J., Ohmori, A. & Harada, Y. (1996b). Effect of powder structure on the structure of thermally sprayed WC-Co coatings. *Journal of Materials Science*, 31(3), 785-794.

Li, C.L., Ohmori, A. & Tani, K., (1999). Effect of WC Particle Size on the Abrasive Wear of Thermally Sprayed WC-Co Coatings. *Materials and Manufacturing Processes,* 14, 175-184.

Libardi, R., Camargo, F., Fals, H.C., Ferraresi, V.A., Arc, W., Ba, S. vd. (2014). Assessment of Abrasive Wear of Nanostructured WC-Co and Fe-Based Coatings Applied by HP-HVOF , Flame , and Wire Arc Spray. *Journal F Thermal Spray Technology*, 23, 1097–1104. doi:10.1007/s11666-014-0101-6.

Lin, C.K. & Berndt C.C. (1994). Measurement and analysis of adhesion strength for thermally sprayed coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 3(1), 75-104.

Liu, L.L., Pan, Q.L., Wang, X.D. & Xiong, S.W. (2018). The effects of aging treatments on mechanical property and corrosion behavior of spray formed 7055 aluminium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 735, 261–276. doi: 10.1016/j.jallcom.2017.11.070.

Liu, P., Hu, J.Y., Li, H.X., Sun, S.Y. & Zhang, Y.B. (2020). Effect of heat treatment on microstructure, hardness and corrosion resistance of 7075 Al alloys fabricated by SLM. *Journal of Manufacturing Processes*, 60, 578–585. doi: 10.1016/j.jmapro.2020.10.071.

Lovelock, H.L.D.V. (1998). Powder/Processing/Structure Relationships in WC-Co Thermal Spray Coatings: A Review of the Published Literature. *Journal of Thermal Spray Technology, 7*, 357–373. doi:10.1361/105996398770350846.

Lugschedier, E. & Kvernes, I. (1999). Thermal barrier coatings: powder spray process and coating technology[J]. *Materials Engineering*, 13, 267-306.

Magnani, M., Suegama, P.H., Espallargas, N., Dosta, S., Fugivara, C.S., Guilemany, J.M. vd. (2008). Influence of HVOF parameters on the corrosion and wear resistance of WC-Co coatings sprayed on AA7050 T7. *Surface and Coatings Technology*, 202, 4746–4757. doi:10.1016/j.surfcoat.2008.04.055.

Mahathaninwong, N., Plookphol, T., Wannasin, J. & Wisutmethangoon, S. (2012). T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 532, 91–99. doi: 10.1016/j.msea.2011.10.068.

Mahmud, B.T. (2018). *Development of Near-Nanostructured Coatings by High Velocity Oxy-Fuel Spraying.* Doktora Tezi. University of Calgary, Calgary. doi:10.11575/PRISM/5259 http://hdl.handle.net/1880/106263

Mahmud, T.A.B., Saha, G.C. & Khan, T.I. (2014). *Mechanical property changes in HVOF sprayed nano-structured WC-17wt.%Ni(80/20)Cr coating with varying substrate roughness*, 13th International Symposium on Advanced Materials. doi:10.1088/1757-899X/60/1/012007.

Mao, L., Cai, M., Liu, Q. & He, Y. (2020). Effects of sliding speed on the tribological behavior of AA 7075 petroleum casing in simulated drilling environment. *Tribology International*, 145, 106194. doi: 10.1016/j.triboint.2020.106194.

Marple, B. & Lima, R. (2005). Process temperature/velocity-hardness-wear relationships for high-velocity oxyfuel sprayed nanostructured and conventional cermet coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 14(1), 67-76.

Mateen, A., Saha, G.C., Khan, T.I. & Khalid, F.A. (2011). Tribological behaviour of HVO Fsprayed near-nanostructured and microstructured WC-17wt.%Co coatings. *Surface and Coatings Technology,* 206, 1077–1084. doi:10.1016/j.surfcoat.2011.07.075.

Matikainen, V., Niemi, K., Koivuluoto, H. & Vuoristo, P. (2014). Abrasion, Erosion and Cavitation Erosion Wear Properties of Thermally Sprayed Alumina Based Coatings. *Coatings,* 4, 18–36. doi:10.3390/coatings4010018.

McCandlish, L.E., Kear, B.H. & Kim, B.K. (1990). Chemical processing of nanophase WCCocom posite povvders, *Materials Science and Technology*, 6, 953–957.doi:10.1179/026708390790189641.

Mi, P., Zhao, H., Wang, T. & Ye, F. (2018). Sliding Wear Behavior of HVOF Sprayed WC-(Nano-WC-Co) Coating at Elevated Temperatures. *Materials Chemistry and Physics,* 206, p 1-6. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.09.066

Milman, Y.V., Luyckx, S. & Northrop, I.T. (1999). Influence of temperature, grain size and cobalt content on the hardness of WC-Co alloys. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 17(1-3): p. 39-44. https://doi.org/10.1016/S0263-4368(98)00038-9

Mishra, T.K., Kumar, A. & Sinha, S.K. (2021). Experimental Investigation and Study of HVOF Sprayed WC-12Co, WC-10Co-4Cr and Cr3C2-25NiCr Coating on Its Sliding Wear Behavior. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,* 94, 105404. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105404

Misra, A. & Finnie, I. (1982). A Review of the Abrasive Wear of Metals. *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*, 104(2), 94-101. https://doi.org/10.1115/1.3225058

Misra, A. & Finnie, I. (1980). A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester. *Wear,* 60(1), 111-121. https://doi.org/10.1016/0043-1648(80)90252-5

Mo, J.L., Zhu, M.H., Zheng, J.F., Luo, J. & Zhou, Z.R. (2010). Study on rotational fretting wear of 7075 aluminum alloy. *Tribology International,* 43, 5–6, 912–917. doi: 10.1016/j.triboint.2009.12.032.

Mohan, S. & Mohan, A. (2014). *Anti-Abrasive Nanocoatings - Current and Future Applications: Wear, Friction and Prevention of Tribo-Surfaces by Coatings/Nanocoatings.* Amsterdam: Elsevier.

Moore, M.A. (1979).Treatise on Materials Science and Technology. Scott, D. (Ed.), *Abrasive Wear* (s. 217-257). New York: Academic Press.

Murugan, K., Ragupathy, A., Balasubramanian, V. & Sridhar, K. (2014). Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings. *Surface and Coatings Technology*, 247, 90–102. doi:10.1016/j.surfcoat.2014.03.022.

Nahvi, S.M. (2011). *Abrasive wear behaviour of steels and advanced HVOF-sprayed WC-M coatings.* Doktora Tezi, University of Nottingham, Nottingham.

Nakajima, A., Mawatari, T., Yoshida, M., Tani, K. & Nakahira, A. (2000). Effects of coating thickness and slip ratio on durability of thermally sprayed WC cermet coating in rolling/sliding contact. *Wear*, 241, 166–173. doi:10.1016/S0043-1648(00)00371-9.

Ndlovu, S. (2009). *The Wear Properties of Tungsten Carbide-Cobalt Hardmetals from the Nanoscale up to the Macroscopic Scale.* Doktora Tezi. Der Technischen Fakultät der Universität Erlangen, Nürnberg. doi:10.1115/1.4031052.

Nerz, J.E., Kushner, B.A. & Rotolico, A.J. (1992). Microstructural Evaluation of Tungsten Carbide-Cobalt Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1, 2, 147-152.

Ogilvy, I.M., Perrott, C.M. & Suiter, J.W. (1977). On the indentation fracture of cemented carbide part 1 -- Survey of operative fracture modes. *Wear*, 43(2), 239-252. https://doi.org/10.1016/0043-1648(77)90117-X

Ozbek, Y.Y., Canikoglu, N. & Ipek, M. (2017). The Surface Properties of WC-Co-Cr Based Coatings Deposited by High Velocity Oxygen Fuel Spraying. *Acta Physıca Polonıca A,* 131, p 186–189. DOI: 10.12693/APhysPolA.131.186

Ozer, G. & Karaaslan, A. (2017). Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* 27, 11, 2357–2362. doi: 10.1016/S1003-6326(17)60261-9.

Paredes, R.S.C., Amico, S.C. & d'Oliveira, A.S.C.M. (2006) The effect of roughness and pre-heating of the substrate on the morphology of aluminium coatings deposited by thermal spraying. *Surface and Coatings Technology,* 200, 3049–3055. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.02.200.

Pawlowski, L. (2008). *The science and engineering of thermal spray coatings.* West Sussex, England: Wiley.

Perrott, C.M. (1978). On the indentation fracture of cemented carbide II -- the nature of surface fracture toughness. *Wear,* 47(1), 81-91.

Picas, J.A., Forn, A., Rilla, R. & Martín, E. (2005) HVOF thermal sprayed coatings on aluminium alloys and aluminium matrix composites. *Surface and Coatings Technology,* 200, 1178–1181. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.02.124.

Picas, J.A., Punset, M., Baile, M.T., Martin, E. & Forn, A. (2009). Properties of WC-CoCr Based Coatings Deposited by Different HVOF Thermal Spray Processes. *Plasma Processes and Polymers,* 6, 948-953. https://doi.org/10.1002/ppap.200932402

Pierre, F., Heberlein, J.V.R. & Boulos, M. (2013) *Thermal Spray Fundamentals, From powder to part.* New York: Springer.

Porat, R. & Malek, J. (1988). Binder mean-free-path determination in cemented carbide by coercive force and material composition. *Materials Science and Engineering,* 105–106, 289–292. doi:10.1016/0025-5416(88)90509-5.

Prasad, S.V. & Kosel, T.H. (1984). A study of carbide removal mechanisms during quartz abrasion: II: Effect of abrasive particle shape. *Wear,* 95(1), 87-102. https://doi.org/10.1016/0043-1648(84)90193-5

Praveen, G., Suryakumari, T.S.A. & Prasath, S. (2020). A comparative study of wear features for Al-6061/Al-2024/ Al-7075 composites- A review. *Materials Today Proceedings.* https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.197

Pulsford, J., Venturi, F., Pala, Z., Kamnis, S. & Hussain, T. (2019). Application of HVOF WC-Co-Cr Coatings On the Internal Surface of Small Cylinders: Effect of Internal Diameter On the Wear Resistance. *Wear,* 432–433, 202965. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.202965

Qiao, L., Wu, Y., Hong, S., Long, W. & Cheng, J. (2020). Wet Abrasive Wear Behavior of WC-Based Cermet Coatings Prepared by HVOF Spraying. *Ceramics International*, 47(2), 1829-1836. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.009

Qiao, Y., Fischer, T.E. & Dent, A. (2003). The effects of fuel chemistry and feedstock powder structure on the mechanical and tribological properties of HVOF thermal-sprayed WC–Co coatings with very fine structures. *Surface and Coatings Technology,* 172, 24–41. doi:10.1016/S0257-8972(03)00242-1.

Quigley, D.G.F.O., Luyckx, S. & James, M.N. (1997). An Empirical Ranking of a WideRa nge of WC-Co Grades in Terms of their Abrasion Resistance Measured by the ASTM Standard B 611-85 Test. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,* 15, 73–79. https://doi.org/10.1016/S0263-4368(96)00032-7

Rabiei, A., Mumm D.R., Hutchinson J.W. vd. (1999). Microstructure, deformation and cracking characteristics of thermal spray ferrous coatings[J]. *Materials Science and Engineering: A,* 269(1): 152-165.

Rabinowicz, E. (1971). Determination of Compatibility of Metals Through Static Friction Tests. *ASLE Transactions,* 14, 198-205.

Rabinowicz, E. (1965). *Friction and Wear of Materials.* New York: WILEY

Rabinowicz, E., Dunn, L.A. & Russell, P.G. (1961). A study of abrasive wear under three-body conditions. *Wear,* 4(5), 345-355. https://doi.org/10.1016/0043-1648(61)90002-3

Rakshath, S., Suresha, B., Sasi Kumar, R. & Saravanan, I. (2020). Dry sliding and abrasive wear behaviour of Al-7075 reinforced with alumina and boron nitride particulates. *Materials Today: Proceedings,* 22, 619–626, doi:10.1016/j.matpr.2019.09.010.

Ramnath, V. & Jayaraman, N. (1989). Characterisation and wear performance of plasma sprayed WC–Co coatings. *Materials Science and Technology,* 5(4): p. 382-388. https://doi.org/10.1179/mst.1989.5.4.382

Richer, P. (2010). *Development of Conventional and Nanocrystalline Bond Coats by Cold Gas Dynamic Spraying for Aerospace Thermal Barrier Coatings*. Doktora Tezi. L'Unıversite canadienne Canada's University, Kanada

Saaedi, J., Coyle, T.W., Arabi, H., Mirdamadi, S. & Mostaghimi, J. (2010). Effects of HVOF process parameters on the properties of Ni-Cr coatings. *Journal of Thermal Spray Technology,* 19, 521–530. doi:10.1007/s11666-009-9464-5.

Sadeghimeresht, E., Markocsan, N. & Nylén, P. (2017). Microstructural characteristics and corrosion behaviour of HVAF- and HVOF-sprayed Fe-based coatings. *Surface and Coatings Technology,* 318, 365–373. doi:10.1016/j.surfcoat.2016.11.088.

Saha, G.C. & Khan, T.I. (2011). Comparative Abrasive Wear Study of HVOF Coating sObtained by Spraying WC-17Co Microcrystalline and Duplex Near-Nanocrystalline Cermet Powders. *Journal of Engineering Materials and Technology,* 133, 41002. doi:10.1115/1.4004689.

Saha, G.C., Mahmud, T.A.B. & Khan, T.I. (2018). *Influence of the surface roughness on abrasive wear resistance of hvof coated nanostructured wc-17 % Ni (80 / 20) Cr cermet powder,* Proceeding of the 24th Canadian Congress of Applied Mechanics (CANCAM). Kanada.

Saito, H., Iwabuchi, A., Shimizu, T. (2006). Effect of Co content and Wc grain size on wear of WC cemented carbide. *Wear,* 261, 126-132. DOI:10.1016/j.wear.2005.09.034

Samuel Ratna Kumar, P.S. & Madindwa, M.P. (2021). Investigation on Tribological Behaviour of Aluminosilicate Reinforced AA7075 Composites for Aviation Application.

Transactions of the Indian Institute of Metal, 74, 1, 79–88, doi: 10.1007/s12666-020-02112-6.

Sarkar, A.D. (1980). *Friction and wear.* Acadamic Press

Scussel, H.J. (1992). ASM Handbook. Henry, S.D. (Ed.), *Friction and Wear of Cemented Carbides (s. 795-800).* Materials Park, OH: ASM International.

Seyalıoğlu, C., Berker, M., Erişir, E., Çöl, M., Önen, Ç. & Koç F.G. (2018 Mayıs). *Investigation of the Efffects of Intercritical Annealing on Phase Transformations in a 0.2C-2.3Mn-1Cr Steel by Dilatometry Experiments.* 27nd. International Conference on Metallurgy and Materials (METAL2018). Brno, Czech Republic.

Shankar, R., Balasubramanian, K.R., Sivapirakasam, S.P. & Ravikumar, K. (2020). ANN and RSM Models Approach for Optimization of HVOF Coating. *Materials Today Proceedings.* https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.211

Shaw, K.G., Gruninger, M.F. & Jarosinski, W.J. (1994). *High temperature intermetallic binders for HVOF carbides.* Materials Park, OH: ASM International

Shipway, P.H., Mccartney, D.G. & Sudaprasert, T. (2005). Sliding wear behaviour of conventional and nanostructured HVOF sprayed WC – Co coatings. *Wear*, 259, 820–827. doi:10.1016/j.wear.2005.02.059.

Singh, A. K., Singhal, D. & Kumar, R. (2019). Machining of aluminum 7075 alloy using EDM process: An ANN validation. *Materials Today: Proceedings*, 26, 2839–2844. doi: 10.1016/j.matpr.2020.02.591.

Singh, L., Chawla, V. & Grewal J.S. (2012). A Review on Detonation Gun Sprayed Coatings. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 11, 3, 243-265.

Singh, P. & Kumar, P. (2021). Improvement in Surface Integrity of Thermally Sprayed Cermet Coatings. *Materials Today Proceedings*, 45, 6, 4431-4436. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.522

Singisetti, K., & A. Banaszkiewicz, P. (2019). Design of implants and factors associated with implant failure (wear, loosening). *Postgraduate Orthopaedics*, 532-558, doi:10.1017/9781108686624.022

So, H., Yu, D.S. & Chuang, C.Y. (2002). Formation and wear mechanism of tribo-oxides and the regime of oxidational wear of steel[J]. *Wear*, 253(9): 1004-1015. DOI:10.1016/S0043-1648(02)00230-2

Sobolev V.V., Guilemany J.M. & Nutting, J. (2004). *High Velocity Oxy-fuel Spraying: Theory, Structure-property Relationships and Applications.* Havertown, PA: David Brown Book Company.

Sobolev, V.V., Guilemany, J.M., Miguel, J.R. & Calero, J.A. (1996). Investigation of the development of coating structure during high velocity oxyfuel (HVOF) spraying of WC-Ni powder particles. *Surface and Coatings Technology*, 82(1-2), 114-120. https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02656-8

Song, B., Murray, J.W., Wellman, R.G., Pala, Z. & Hussain, T. (2019). Dry Sliding Wear Behaviour of HVOF Thermal Sprayed WC-Co-Cr and WC-Crxcy-Ni Coatings. *Wear*, 442–443, 203114. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203114

Soydan Y. (1996). *Katı ortamda bor yayınımı ile sertleştirilen çelik yüzeylerinin kuru kayma halinde sürtünme ve aşınma davranışları*. Doktora tezi, İTÜ, Türkiye

Srinivasamurthy, P.L., Sarada, B.N., Karthik, B.S. & Holla, S.S. (2007). Effect of Retrogression and Reaging Heat Treatment on Microstructure and Corrosion Properties of Al-7075. *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*. 3297(11), 6434-6441.

Stachowiak, G.W. & Batchelor, A.W. (2005). *Engineering Tribology*. England: Elsevier Butterworth-Heineman. ISBN: 9780123970473

Stachowıak G.W. & Batchelor A.W. (1993). *Engineering Tribology, Tribology series 24, Handbook.* Amsterdam, London, New York, Tokyo: Elsevier Science Publishers. ISBN: 0- 444-89235-4

Staia, M.H., Ramos, E., Carrasquero, A., Roman, A., Lesage, J. & Chicot, D. (2000). Effect of substrate roughness induced by grit blasting upon adhesion of WC-17 % Co thermal sprayed coatings. *Thin Solid Films*, DOI:10.1016/S0040-6090(00)01447-4

Starke, E.A. & Staley, J.T. (1996). Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, 32, 2–3, 131–172. doi:10.1016/0376-0421(95)00004-6.

Stewart, D.A., Shipway, P.H. & Mc Cartney, D.G. (2000). Microstructural evolution in thermally spayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders. *Acta Materialia*, 48, 1593-1604. https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00440-1

Stewart, D.A., Shipway, P.H. & McCartney, D.G. (1999). Abrasive wear behaviour of conventional and nanocomposite HVOF-sprayed WC-Co coatings. *Wear,* 225, 789-798. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00032-0

Stringer, J. (1995). Practical Experience With Wastage at Elevated-Temperatures in Coal Combustion Systems. *Wear,* 186(1): p. 11-27.

Tang, F., Wu, X., Ge, S., vd. (2008). Dry sliding friction and wear properties of B4C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites. *Wear;* 264: 555–561. https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.04.006

Thakur, L. & Arora, N. (2016). A study of processing and slurry erosion behaviour of multiwalledcar bon nanotubes modified HVOF sprayed nano-WC-10Co-4Cr coating. *Surface and Coatings Technology*, 309, 860–871. doi:10.1016/j.surfcoat.2016.10.073.

Thakur, L. & Arora, N. (2013). Sliding and Abrasive Wear Behaviour of WC-CoCr Coatings with Different Carbide Sizes. *Journal of Materials Engineering and Performance* 22, 574–583. doi:10.1007/s11665-012-0265-5.

Thorpe, N., Kopech, R. & Gagne, H. (2000). HVOF thermal spray technology. *Advanced Materials & Processes,* 157, 27–29.

Tillmann, W., Vogli, E., Baumann, I., Matthaeus, G., Ostrowski, T. (2008). Influence of the HVOF gas composition on the thermal spraying of WC-Co submicron powders (- 8

+ 1μm) to produce superfine structured cermet coatings. *Journal of Thermal Spray Technology,* 17, 924–932. doi:10.1007/s11666-008-9234-9.

Timm E.E., Schwarz, D.B. (1990). *Cobalt-bound tungsten carbide metal matrix composites and cutting tools formed therefrom.* U.S. Patent No. 4,923,512.

Toma, D., Brandl, W., Marginean, G. (2001). Wear and corrosion behaviour of thermally sprayed cermet coatings. *Surface and Coatings Technology,* 138, 149–158. https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)01141-5

Turunen, E., Varis, T., Gustafsson, T.E. & Keskinen, J. (2006). Parameter optimization of HVOF sprayed nanostructured alumina and alumina – nickel composite coatings. *Surface and Coatings Technology,* 200, 4987–4994. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.05.018.

Usmani, S., Sampath, S., Houck, D.L. & Lee, D. (1997). Effect of carbide grain size on the sliding and abrasive wear behavior of thermally sprayed WC-Co coatings. *Tribology Transactions,* 40(3), 470-478.

Van Steenkiste, D., Plasschaert, S., De Baets, P., De Pauw, J., Perez Delgado Y. & Sukumara, J. (2011). Abrasive wear of link chains. *Sustainable Construction and Design*.

Van Steenkiste, T.H., Smith, J.R. & Teets, R.E. (2002). Aluminum coatings via kinetic spray with relatively large powder particles. *Surface and Coatings Technology,* 154, 237–252. https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00018-X

Vaßen, R., Kaßner, H., Stuke, A., Hauler, F. & Stöver, D. (2008). Advanced thermal spray technologies for applications in energy systems. *Surface and Coatings Technology,* 202, 4432–4437. doi:/10.1016/j.surfcoat.2008.04.022.

Vazquez,R. (2012). *Surface and wear analyses of cermet and ceramic coatings*. Doktora Tezi, Università degli Studi di Padova, İtalya.

Verdon, C., Karimi, A. & Martin, J.L. (1998), A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungsten carbide based coatings. Part 1: Microstructures. *Materials Science & Engineering: A,* 246, 11-24. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00759-4

Verdon, C., Karimi, A. & Martin, J.L. (1997). Microstructural and analytical study of thermally sprayed WC-Co coatings in connection with their wear resistance. *Materials Science and Engineering A,* 234-236: p. 731-734.

Vignesh, S., Shanmugam, K., Balasubramanian, V. & Sridhar, K. (2017). Identifying the optimal HVOF spray parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in iron based amorphous metallic coatings. *Defence Technology,* 13, 101–110. doi:10.1016/j.dt.2017.03.001.

Wang, H., Luo, Y. B., Friedman, P., Chen, M. H., & Gao, L. (2012). Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA7075. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22, 1, 1–7. doi: 10.1016/S1003-6326(11)61131-X.

Wang, Q., Zhang, S., Cheng, Y., Xiang, J., Zhao, X. & Yang, G. (2013). Wear and Corrosion Performance of WC-10Co4Cr Coatings Deposited by Different HVOF and HVAF Spraying Processes. *Surface and Coatings Technology*, 218, 127–136. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.12.041

Wang, Y., Zhang, W., Chen, D., Liu, X., Hu, W., Liu, L., Yan, J. & Xiong, X. (2021). High Temperature Friction and Wear Performance of TiB2-50Ni Composite Coating Sprayed by HVOF Technique. *Surface and Coatings Technology*, 407, 126766. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126766

Wayne, S.F. & Sampath, S. (1992). Structure/property relationships in sintered and thermally sprayed WC-Co. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1(4), 307-315.

Wayne, S.F., Baldoni, J.G. & Buljan, S.T. (1990). Abrasion and Erosion of WC-Co with Controlled Microstructures. *Tribology Transactions,* 33(4), 611-617. DOI:10.1080/10402009008981996

Weman, K. (2012). *Welding Processes Handbook: Surface cladding and hardfacing methods.* Amsterdam: Elsevier

Wesmann, J.A.R. & Espallargas, N. (2016). Effect of Atmosphere, Temperature and Carbide Size On the Sliding Friction of Self-Mated HVOF WC-CoCr Contacts. *Tribology International*, 101, 301–313. DOI:10.1016/j.triboint.2016.04.032

Wood, R.J.K. (2010). Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 28, 82–94. doi:10.1016/j.ijrmhm.2009.07.011.

Wu, Y., Wang, B., Hong, S., Zhang, J., Qin, Y. & Li, G. (2015). Dry Sliding Wear Properties of HVOF Sprayed WC–10Co–4Cr Coating. *Transactions of the Indian Institute of Metals,* 68, 581–586.

Yang, Y., Zhang, Z., Li, X., Wang, Q. & Zhang, Y. (2013). The effects of grain size on the hot deformation and processing map for 7075 aluminum alloy. *Materials & Design,* 51, 592–597. doi: 10.1016/j.matdes.2013.04.034.

Yu, Z., Zhao, Y. & Lin, Z. (2004). Evaluation parameter of drawability of automotive aluminum alloy sheets. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals,* 14, 10.

Zaat, J.H. (1983). A quarter of a century of plasma spraying[J]. *Annual Review of Materials Science,* 13(1), 9-42.

Zenyu, Z., Guang-lei, Y., Qiu-yang, Z., Ma, G., Senbin, Y., Cong, D., & Zhong-yu, P. (2020). Wear Behavior of 7075-Aluminum After Ultrasonic-Assisted Surface Burnishing. *Journal of Manufacturing Processes,* 51, 1-9. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.026

Zhan, Y. & Zhang, G. (2001). Graphite and SiC hybrid particles reinforced copper composite and its tribological characteristic. *Journal of Materials Science Letters,* 22, 1087–1089.2.

Zhang, P., Zeng, L., Mi, X., Lu, Y., Luo, S. & Zhai, W. (2021). Comparative Study on the Fretting Wear Property of 7075 Aluminum Alloys under Lubricated and Dry Conditions. *Wear,* 474-475, 203760. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203760

Zhao, L., Maurer, M., Fischer, F., & Lugscheider, E. (2004). Study of HVOF spraying of WC-CoCr using on-line particle monitoring. *Surface and Coatings Technology,* 185(2-3): p. 160-165. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.12.024

Zhu, Y.C., Yukimura, K., Ding, C.X. & Zhang, P.Y. (2001). Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying. *Thin Solid Films*, 388, 1-2, p 277-282. https://doi.org/10.1016/S0040-6090(01)00805-7

Zum Gahr, K.H. (1997). *Wear by hard particles in 1997 World Tribology Congress*. London, England: Elsevier Sci Ltd.

Zum Gahr, K.H. (1988). Modelling of two-body abrasive wear. *Wear*, 124(1), 87-103.

ÖZGEÇMİŞ

Mehmet Ceviz Orta öğrenimini 2005 yılında Edirne Endüstri Meslek ve Teknik Lisesi Makine Bölümünde tamamladı. 2009 yılında Hitit Üniversitesi Makine Mühendisliği bölümünü başladı ve 2012 yılında başarıyla tamamlayıp mezun oldu. 2012-2020 yılları arasında Trakya Doğazgaz Dağıtım A.Ş.'de çalışmıştır. 2015 yılında Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nden yüksek lisans derecesi aldıktan sonra 2017 yılında doktora eğitimine başlamıştır. 2020 yılında Trakya Üniversitesi Keşan Meslek Yüksek Okulu Doğal Gaz ve Tesisatı Teknolojisi bölümünde öğretim görevlisi olarak görevine başladı ve halen devam etmektedir.

TEZ İLE İLGİLİ BİLİMSEL FAALİYETLER

1- Ceviz, M., Misirli, C. & Karabeyoglu, S.S. (2021). The Effect of Temperature on Wear Performance of High-Velocity Oxy-Fuel Sprayed WC-10Co-4Cr Coating on AA7075-T6 Substrate. *Journal of Materials Engineering and Performance.* DOI:10.1007/s11665-021-06169-2