

T.C.
BARTIN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN
OKSİDASYON DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

HAZIRLAYAN
Kadir Mert DÖLEKER

DANIŞMAN
Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI

BARTIN-2015

KABUL VE ONAY

Kadir Mert DÖLEKER tarafından hazırlanan “BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN TERMAL BARIYER KAPLAMALARIN OKSİDASYON DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ” başlıklı bu çalışma, 19.01.2015 tarihinde yapılan savunma sınavı sonucunda oy birliği ile başarılı bulunarak jürimiz tarafından Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI(Danışman)



Üye : Doç. Dr. M. Sabri GÖK



Üye : Doç. Dr. Khangardas ASGAROV



Bu tezin kabulü Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun .../.../... tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.



Doç. Dr. Selma ÇELİKAY

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

BEYANNAME

Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre, Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI danışmanlığında hazırlamış olduğum " BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN TERMAL BARIYER KAPLAMALARIN OKSİDASYON DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ " adlı Yüksek lisans tezimin bilimsel etik değerlere ve kurallara uygun, özgün bir çalışma olduğunu, aksinin tespit edilmesi halinde her türlü yasal yaptırımını kabul edeceğimi beyan ederim.

19 / 01 / 2015

Kadir Mert DÖLEKER

ÖN SÖZ

Bu tezin, hazırlanmasında danışmanlığımı üstlenerek yardımlarını esirgemeyen çalışma alanı hakkındaki bilgi ve becerisini esirgemeyen ve sürekli yanımda olan hocam Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI başta olmak üzere, Yrd. Doç. Dr. Bilal DEMİREL' e teşekkürü bir borç bilirim. Araştırma çalışmaları sırasında desteklerini ve tecrübelerini esirgemeyen, Arş. Gör. Mecit ÖGE ve Arş. Gör. Okan ÜNAL' a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmaları süresince desteklerini hiç eksik etmeyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca TÜBİTAK 111M265 No' lu projeye, çalışmalarımda sağlamış olduğu finansal destekten dolayı teşekkürü bir borç bilirim.

Kadir Mert DÖLEKER

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN TERMAL BARIYER KAPLAMALARIN OKSİDASYON DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ

Kadir Mert DÖLEKER

Bartın Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI

Bartın-2015, Sayfa: XVIII + 94

Termal Bariyer Kaplamalar (TBC), gaz türbinlerinin yüksek sıcaklıklara maruz kalan parçalarına ısı izolasyonu sağlaması amacıyla yaygın olarak kullanılan bir kaplama türüdür. Birden fazla kaplama tabakası içeren bu kaplama türünde amaç servis şartlarında maruz kalınan yüksek sıcaklık hasarlarına karşı korunma sağlamasıdır. Bu çalışmada, Inconel 718 süper alaşım altlık malzeme üzerine, Atmosferik Plazma Sprey (APS) yöntemi ile CoNiCrAlY metalik bağ malzemesi kaplanmıştır. Üretilen bağ kaplamalara 6-8 ve 8-10 Almen (A) şiddetlerinde bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Bilyalı dövülen ve dövülmeyen numuneler, $ZrO_2+Y_2O_3$ (YSZ) ile kaplanarak TBC'lerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Bilyalı dövülen TBC'lerin yüzey pürüzlülükleri, porozite içerikleri ve sertlik değerleri, bilyalı dövme işlemi uygulanmamış TBC'lerle karşılaştırılmıştır. Üretilen tüm kaplama numuneleri 1000 °C ve 1100°C sıcaklıklarda 8, 24, 50 ve 100 saatlik süreçlerde izotermal oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Oksidasyon testleri sonrasında, numunelerin SEM, EDX-elementel analiz, Termal Olarak Büyüyen Oksit tabaka (TGO) kalınlık değişim ve büyüme davranışları kıyaslamalar yaparak incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar, literatürde yapılan güncel çalışmalar ile karşılaştırmalar yapılarak değerlendirilmiştir.

Anahtar Kelimeler

Termal Bariyer Kaplama (TBC), Bilyalı Dövmeye, Atmosferik Plazma Sprey (APS), Termal Olarak Büyüyen Oksit Tabaka (TGO), Oksidasyon

Bilim Kodu

604.02.01

ABSTRACT

Master's Thesis

SHOT PEENING PROCESS'S INFLUENCE ON OXIDATION BEHAVIOUR OF THERMAL BARRIER COATINGS

Kadir Mert DÖLEKER

Bartın University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisor: Assistant Prof. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI

Bartın-2015, Pp: XVIII + 94

Thermal Barrier Coating (TBC) is a type of coating widely used to provide thermal insulation for the parts of gas turbines which are exposed to high temperatures. With use of this coating type having more than one layer, it is aimed to provide protection against high temperatures generated during service conditions. In this study, metallic bond material CoNiCrAlY was coated on Inconel 718 super-alloy substrate material by Atmospheric Plasma Spray (APS) method. Shot-peening process was employed on the produced bond coats with 6-8 and 8-10 Almen (A) intensities. Both shot-peened and unpeened samples were coated with $ZrO_2+Y_2O_3$ (YSZ), thus the TBCs were produced. Surface roughness, porosity content and micro-hardness values of shot-peened TBCs were compared with those of un-peened TBCs. Produced all coating samples were subjected to oxidation tests under 1000 °C and 1100°C for 8, 24, 50 and 100 hour periods. SEM, EDX-elemental analysis, TGO thickness values as well as growth behavior of oxidized samples were examined making comparisons. Obtained results are evaluated making comparisons with current literature studies.

Key Words

Thermal Barrier Coating (TBC), Shot Peening, Atmospheric Plasma Spray (APS), Thermally Grown Oxide Layer (TGO), Oxidation

Science Code

604.02.01

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL VE ONAY	II
BEYANNAME	III
ÖN SÖZ.....	IV
ÖZET	V
İÇİNDEKİLER.....	IX
TABLolar DİZİNİ	XII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	XIII
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	XVII
BÖLÜM I GİRİŞ.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Çalışmanın Amacı	3
BÖLÜM II LİTERATÜR ÖZETİ	4
2.1. Termal Sprey Kaplamalar.....	4
2.1.1. Plazma Sprey (PS) Kaplamalar.....	6
2.1.1.1. Plazma Oluşumu	6
2.1.1.2. Atmosferik Plazma Sprey (APS) Kaplama Yöntemi	7
2.1.1.3. Vakum Plazma Sprey Kaplama Yöntemi	11
2.1.2. Yüksek Hız Oksi Alev (HVOF) Kaplama Yöntemi	12
2.1.3. Soğuk Gaz Dinamik Sprey (CGDS) Kaplama Yöntemi.....	15
2.2. Bilyalı Dövme İşlemi.....	17
2.2.1. Bilyalı Dövmenin Malzeme Özelliklerine Etkisi.....	19
2.2.1.1. Kalıntı Gerilme.....	19
2.2.1.2. Yüzey Pürüzlülüğü	20
2.2.1.3. Sertlik ve Gerilme	21
2.2.1.4. Yorulma Dayanımı	22
2.2.1.5. Oksidasyon	22
2.2.1.6. Aşınma ve Sürtünme	23
2.2.1.7. Korozyon.....	24

	<u>Sayfa</u>
2.3. Termal Bariyer Kaplamalar	25
2.3.1. TBC' lerin Tarihçesi ve Kullanım Alanları	26
2.3.2. TBC' lerde Hasar Oluşum Mekanizmaları	30
2.3.2.1. TBC' lerin Oksidasyon Davranışı	30
2.3.2.2. Sıcak Korozyon	35
2.3.2.3. Termal Şok	39
2.3.3. Termal Olarak Büyüyen Oksit (TGO) Tabaka Yapısı	42
 BÖLÜM III MATERYAL VE YÖNTEM	 45
3.1. Amaç	45
3.2. Toz ve Altlık Malzemelerin Karakterizasyonu	45
3.2.1. Toz Malzemelerin Mikroyapısal Karakterizasyonu	45
3.2.2. Altlık Malzemenin Kimyasal Kompozisyonu	46
3.3. Bağ Kaplamanın Üretilmesi	47
3.4. Bağ Kaplamaların Bilyalı Dövülmesi	48
3.5. Bağ Kaplamaların Porozite Ölçümleri	49
3.6. Bağ Kaplama Tabakasının Yüzey Pürüzlülük Değerlerinin Ölçülmesi	49
3.7. Termal Bariyer Kaplamanın Üretilmesi	50
3.8. Bağ kaplamaların Sertlik Değerleri	52
3.9. Termal Bariyer Kaplamaların Oksidasyon Testleri	52
3.10. Termal Bariyer Kaplamaların Karakterizasyonu	53
 BÖLÜM IV BULGULAR VE TARTIŞMA	 55
4.1. TBC' lerin Mikroyapı İncelemesi	55
4.1.1. Bilyalı Dövülmemiş TBC' lerin Mikroyapıları	55
4.1.2. Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları	56
4.1.2.1. Bağ Kaplama Tabakası 6-8 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları	56
4.1.2.2. Bağ Kaplama Tabakası 8-10 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları	58

4.2. Bilyalı Dövme Sonrası Bağ Kaplamanın Porozite, Yüzey Pürüzlülük ve Sertlik Değerlerinin Değişimi.....	60
4.3. Oksidasyon Sonrası TBC' lerin Mikroyapısal Değişimleri.....	63
4.3.1. Bilyalı Dövülmemiş TBC' lerin Oksidasyon Sonrası Mikroyapıları	63
4.3.2. Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Oksidasyon Sonrası Mikroyapıları	67
4.3.2.1. Oksidasyon Sonrası Bağ Kaplama Tabakası 6-8 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları.....	67
4.3.2.2. Oksidasyon Sonrası Bağ Kaplama Tabakası 8-10 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları.....	70
4.4. Oksidasyon Sonrası Kaplamaların TGO Büyüme Değerlerinin Değişimleri.....	74
4.5. Oksidasyon Testleri Sonrasında Bilyalı Dövülmüş ve Dövülmemiş TBC' ler de Meydana Gelen Mikroyapısal Değişimlerin ve TGO Büyüme Davranışlarının İrdelenmesi.....	78
 BÖLÜM V SONUÇLAR VE ÖNERİLER	83
 5.1. Genel Sonuçlar.....	83
5.2. Öneriler	86
 KAYNAKLAR.....	87
ÖZGEÇMİŞ.....	94

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo	Sayfa
No	No
1. TBC' ler de yaygın olarak kullanılan kaplama yöntemlerine ait yaklaşık partikül hız ve sıcaklık değerleri.....	6
2. Ni esaslı süper alaşım Inconel 718 malzemenin kimyasal kompozisyonu.....	47
3. Bağ kaplama üretiminde kullanılan kaplama parametreleri.	48
4. Bilyalı dövülmüş CoNiCrAlY bağ kaplamaların işlem parametreleri.	48
5. Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların porozite içeriği.	49
6. Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların yüzey pürüzlülük değerleri.	50
7. Bağ ve üst kaplamalarda kullanılan tabanca ve toz malzeme özellikleri.	50
8. Üst kaplama üretiminde kullanılan parametreler.....	51
9. Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların sertlik değerleri.	52
10. Zımparalama ve parlatma işlemlerinde kullanılan parametreler.	54
11. Bilyalı dövülmüş ve bilyalı dövülmemiş numunelerin 8, 24, 50 ve 100 saat 1000 °C ve 1100 °C' de ki oksidasyon sonrası TGO tabakası kalınlık değerleri (µm).	76

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil No	Sayfa No
1. Termal spreycaplamaların genel birikim mekanizması.	5
2. Termal spreycaplamaların sınıflandırılması.....	5
3. Plazma spreycapancası iç şeması	8
4. Plazma spreycapancasının iç şeması.	9
5. Sulzer Metco plazma tabanca nozulundan çıkan elektrik ark oluşumu şematik gösterimi	9
6. Plazma spreycap ile kaplanmış bir malzemenin şematik gösterimi.....	10
7. APS yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapı resimleri.....	10
8. Vakum Plazma Spreycap işleminin şematik gösterimi; 1) çalışma gazları girişi, 2) anot, 3) vakum çemberi, 4) ark üretici, 5) toz giriş kısmı, 6) plazma üretici.....	11
9. HVOF yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapıları	13
10. HVOF metodunun şematik gösterimi.....	14
11. CGDS yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapı resimleri.....	16
12. CGDS metodunun temsili şematik gösterimi	16
13. Bilyalı dövme işleminin temsili gösterimi.....	18
14. Bilyalı dövme işleminin malzeme üzerindeki etkileri	19
15. Bilyalı dövme sonrası oluşan kalıntı gerilme profili	20
16. Oyuk korozyonunun dövülmüş ve dövülmemiş numune üzerine etkisi.....	24
17. Roket motor nozullarında kullanılan TBC mikroyapısı	27
18. Yanma odasına seramik üst kaplamalı TBC uygulamaları	27
19. MCrAlY bağ ve YSZ üst kaplama uygulanmış türbin bıçağı.	28
20. YSZ içerisindeki Yttria oranına bağlı olarak termal çevrim oranı değişimleri	28
21. Metalik ve TBC kaplı vanaların hasara uğradıkları çevrim sayıları sonrası görüntüleri	29
22. 15000 saatlik servis koşulları sonrası türbin bıçaklarının görüntüsü	29
23. 4223 saat ve 865 çevrim sonrası PS-TBC ile EB-PVD yöntemleri ile üretilmiş TBC'lerin kaplama yapıları	30
24. MCrAlY elementlerinin yer aldığı Ellingham diyagramı.....	32

Şekil No	Sayfa No
25. CoNiCrAlY bağ kaplamanın 1000 °C’ de; a) 5 saat, b) 25 saat, c) 50 ve d) 100 saatlik oksidasyon sonrası SEM mikroyapı resimleri	33
26. Sinterleşme etkisinin PS ile kaplanmış YSZ malzeme için; a) Kaplama sonrası, b) 1400 °C’ de 10 saat oksidasyon sonrası mikroyapıları.	34
27. Sıcak korozyon etkisinin; (a) NiCoCrAlY bağ kaplama, (b) AlSiY + NiCoCrAlY bağ kaplama, (c) mikron altı Ni–Re elektroliz tabakası + AlSiY + NiCoCrAlY, (d) Ni–Re elektroliz tabaka büyütülmüş resmi + AlSiY + NiCoCrAlY kaplamanın 700 °C’ de 20 saat sonrası enine kesit resmi	36
28. Sıcak korozyon etkisinin; (a) NiCoCrAlY bağ kaplama, (b) AlSiY + NiCoCrAlY bağ kaplama, (c) mikron altı Ni–Re elektroliz tabakası + AlSiY + NiCoCrAlY (d) Ni–Re elektroliz tabaka büyütülmüş resmi + AlSiY + NiCoCrAlY kaplamanın 900 °C’ de 20 saat sonrası enine kesit resmi	37
29. PS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilmiş TBC’ lerin makroyapı resimleri; (a-f) PS yöntemi ile YSZ kaplanmış termal şok sonrası makroyapı resimleri, (g-h) EB-PVD metodu ile YSZ kaplanmış termal şok sonrası makroyapı resimleri.	41
30. TBC yapısının enine kesit resmi.....	43
31. Al ₂ O ₃ ’ ün sıcaklığa bağlı polimorfik dönüşümü	44
32. Kaplama tozlarının SEM mikroyapı morfolojisi; a) CoNiCrAlY, b) ZrO ₂ –8%Y ₂ O ₃	46
33. Disk şeklindeki altlık malzemenin tel erozyon yöntemi ile hazır hale getirilmesi.....	47
34. Mikroskop görüntü analiz programı kullanılarak gerçekleştirilen 100x büyütmede porozite ölçümü temsili gösterimi	49
35. TBC üretiminin temsili gösterimi; a) Altlık malzeme, b) Altlığın kumlanması, c) Bağ kaplamanın üretilmesi, d) Bağ kaplamanın bilyalı dövülmesi, e) Bilyalı dövülmemiş TBC, f) Bilyalı dövülmüş TBC	51
36. Üretilen TBC’ lerin oksidasyon öncesi ve sonrası temsili resimleri; a) Oksidasyon öncesi bilyalı dövülmemiş, b) Oksidasyon sonrası bilyalı dövülmemiş, c) Oksidasyon öncesi bilyalı dövülmüş, d) Oksidasyon sonrası bilyalı dövülmüş TBC yapıları.	53
37. CoNiCrAlY bağ ve YSZ üst kaplamaya ait SEM mikroyapı resmi.	55
38. CoNiCrAlY bağ kaplamaya ait elementel analiz görüntüsü.	56
39. 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 500x büyümede ki SEM görüntüsü. ...	56

Şekil	Sayfa
No	No
40. 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 2500x büyütmede ki SEM görüntüsü.	57
41. 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın SEM elementel analiz görüntüsü.	58
42. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 500x büyütmede ki SEM görüntüsü.	58
43. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 2500x büyütmedeki SEM görüntüsü.	59
44. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın SEM elementel analiz görüntüsü.	60
45. Bağ kaplama yüzey pürüzlülük değerleri.	61
46. Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş numunelere ait porozite yüzdeleri.	62
47. Mesafeye bağlı olarak alınan Hv sertlik değerleri.	63
48. APS CoNiCrAlY bağ ve APS YSZ üst kaplamaya ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede ki SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.	64
49. APS-TBC yapısının 1000 °C de 100 saatlik oksidasyon sonrası elementel analiz görüntüsü.	65
50. APS CoNiCrAlY bağ ve APS YSZ üst kaplamaya ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.	66
51. APS-TBC yapısının 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası elementel analiz görüntüsü.	66
52. 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lere ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede ki SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.	67
53. 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş ve 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası elementel analiz mikroyapısı.	68
54. Bağ kaplama tabakası 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş, TBC'lere ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.	69
55. Bağ kaplaması 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC'lere ait 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.	70

Şekil	Sayfa
No	No
56. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC'lere ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat	71
57. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' nin 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.....	72
58. Bağ kaplama tabakası 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş, TBC'lere ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.....	73
59. 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş ve 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.....	74
60. Oksidasyon sonrası TGO kalınlık ölçümü yapılmış TBC mikroyapısı.....	75
61. 1000 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası TBC' lerin TGO değerleri.....	77
62. 1100 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası TBC' lerin TGO değerleri.....	77

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

APS	: Atmosferik Plazma Sprey
CGDS	: Soğuk Gaz Dinamik Sprey
CVD	: Kimyasal Buhar Biriktirme
D-Gun	: Detonasyon Tabancası
EB-PVD	: Elektron Işını-Fiziksel Buhar Biriktirme
EDX	: Elementel Dağılım Analizi
HVOF	: Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt Püskürtme
LPPS	: Düşük Basıncılı Plazma Sprey
PS	: Plazma Sprey
PVD	: Fiziksel Buhar Biriktirme
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TBC	: Termal Bariyer Kaplama
TGO	: Termal Olarak Büyüyen Oksit Tabaka
VPS	: Vakum Plazma Sprey
YSZ	: Yttria ile Stabilize edilmiş Zirkonya
A	: Almen
Ar	: Argon
cm	: Santimetre
CoNiCrAlY	: Kobalt Nikel Krom Alüminyum Yttria
g/dk	: Gram/Dakika
gf	: Gram Kuvvet
H	: Hidrojen
Hv	: Vickers Sertlik Değeri
K	: Kelvin
kPa	: Kilo Paskal
kN	: Kilo Newton
kW	: Kilo Watt
m/s	: metre/saniye
MCrAlY	: Metal Krom Alüminyum Yttria
mm	: Milimetre
MPa	: Mega Paskal

Pa	: Paskal
Ra	: Pürüzlülük Değeri
s	: Saniye
slpm	: Standart litre/dakika
μm	: Mikrometre
$^{\circ}\text{C}$	: Celcius
α	: Alfa
β	: Beta
γ	: Gama
θ	: Teta

BÖLÜM I

GİRİŞ

1.1. Giriş

Uçaklarda bulunan gaz türbin motorları, kullanılan yakıtların yanması sonucu elde edilen kinetik enerjiyi itme gücüne çevirerek, uçakların hareketi için gerekli olan güç üretimini sağlamaktadırlar (Tassini vd., 2007; Baig vd., 2014). Yakıtların yanması sonucu yüksek sıcaklara ulaşıldığından, türbin kanatları ve vanalar hasara uğramaktadırlar. Bu hasarları minimize etmek ve gaz türbin motorlarının performansı artırmak amacıyla süper alaşımlı malzemelerin kullanıma ihtiyaç duyulmuştur. Fakat soğutma sistemlerinin desteğine rağmen bu malzeme gruplarının da ömürlerinde arzulanan performansa erişilememiştir. Bunun üzerine ağır servis şartlarına maruz kalan gaz türbin elemanlarının yüzeyleri kaplanarak yenilikçi bir yaklaşıma gidilmiştir. Geleneksel kaplamalarında maruz kalan oksidasyon, korozyon ve termal şok gibi birçok olumsuz şartlar altında yetersiz olduğu ön görülmüş ve yeni kaplama tekniklerinin keşfine ara verilmeden devam edilmiştir. Seramik esaslı malzemelerin, metalik malzemelere göre düşük ısı iletkenlik katsayısına sahip olması, oksidasyon ve korozyona karşı daha yüksek dirence sahip olması sebebiyle kaplamalarda denenmesi gündeme gelmiş ve TBC' lerin bir nevi keşfi gerçekleşmiştir (Miller, 2009).

TBC' ler türbin giriş sıcaklıklarında daha yüksek değerlere çıkmak, motor performans ve hızlarında artış sağlanması için anahtar role sahip olduğundan günümüzde bu alanda halen birçok çalışma yapılmaktadır. TBC' lerin hasar mekanizmaları da dolayısıyla en çok çalışılan konuların başında gelmektedir. Çıkan yüksek sıcaklık değerleri ile oksidasyon, yakıtların yüksek sıcaklıklarda türbin bıçaklarına teması ile sıcak korozyon ve atmosferik koşullarda ani soğumalar nedeni ile de termal şok hasarları TBC' ler de en çok karşılaşılan hasar mekanizmaları olmaktadır. Bu hasar mekanizmalarını minimize etmek için TBC üretiminde hem farklı kaplama metotları denenmekte, hem de farklı malzeme tercihlerine gidilmektedir (Keyvani, 2015; Sadowski ve Golewski, 2011).

Tipik bir termal bariyer kaplama dört katmandan meydana gelmektedir. Bunlar; altlık malzeme ve onun üzerine metalik bir bağ kaplama, üretim esnasındaki ve çalışma koşullarındaki atmosferik şartlardan dolayı meydana gelen TGO tabakası ve son olarak da termal bariyer sağlayan seramik üst kaplama tabakasıdır. Metalik bağ kaplama üretiminde yaygın olarak termal sprej kaplama ve plazma sprej (PS) kaplama yöntemleri kullanılırken, üst kaplama üretiminde PS kaplama ve elektron ışını ile fiziksel buhar biriktirme (EB-PVD) yöntemi kullanılmaktadır (Rätzer-Scheibe ve Schulz, 2007). PS kaplama yöntemi ile hemen hemen her malzemenin kaplanması mümkün olduğundan, en yaygın kullanılan kaplama yöntemlerinin başında gelmektedir. Aynı zaman da, EB-PVD yöntemi ve birçok termal sprej kaplama yöntemine göre de daha ucuz bir yöntemdir (Zhang vd., 2008).

TBC yöntemlerinde bağ kaplama ile üst kaplama arasında oksidasyondan ve kaplamanın üretim koşullarından kaynaklanan TGO tabakası oluşmaktadır. Düzgün dağılmış (uniform) ve kararlı bir faz yapısında olması halinde belirli servis sürelerine kadar arzu edilen ve hasarı geciktirici rol oynamakta iken, çoğu defasında TGO tabakasının homojen dağılmaması ve kararlılık formunu kaybetmesinden ötürü ilerleyen oksidasyon süreçlerinde TBC sistemlerinde üst kaplamadan itibaren ayrılmalar meydana gelmektedir (Evans vd., 2001).

TGO tabakasının kalınlığını düşürmek ve oksidasyon ömrünü daha yüksek seviyelere çekmek adına birçok çalışma yapılmaktadır. Özellikle bağ kaplama bu süreçte ve TGO'nun oluşmasında en etkin rolü üstlendiğinden, kaplama üretiminde sürekli arayışlar söz konusudur. Yapılan çalışmalarda yaygın olarak bağ kaplamalar PS, Vakum Plazma Sprej (VPS) ya da Düşük Basıncılı Plazma Sprej (LPPS), Yüksek Hızlı Oksi - Yakıt (HVOF) ve Soğuk Gaz Dinamik Sprej (CGDS) metotları ile üretilmiş olup, üst kaplamalar ise APS ve EB-PVD metotları ile kaplanmıştır. Malzeme olarak da MCrAlY (M= Ni, Co veya her ikisi) içerikli bağ kaplama malzemesi tercih edilmiş ve üst kaplama malzemesi olarak Yttria ile Stabilize edilmiş ZrO_2 (YSZ) en çok tercih edilen malzemeler olmuşlardır. Bu metot ve malzemelerle üretilen TBC' ler incelendiğinde bağ kaplama üretim metodu olarak HVOF ve CGDS metotları ön plana çıkarken, üst kaplamada EB-PVD metodu en iyi sonuçları vermiştir (Karaoğlu, Dikici ve Küçük, 2013; Mori vd., 2013).

TBC' ler de performansları daha üst seviyelere çekmek için TGO tabakasının daha yavaş ve kararlı büyümesine yönelik çalışmalar yapımına halen devam edilmektedir. Bu sebeple optimum yöntem ve parametre tespitleri için farklı üretim yöntemleri ve yeni modifikasyon denemeleri sürekli güncellenerek devam etmektedir.

1.2. Çalışmanın Amacı

Üretim metotlarının ekonomikliği ve esnekliği göz önüne alındığında TBC' lerin üretiminde en uygun metot APS tekniği olmaktadır. Bu teknikle hem bağ, hem de üst kaplama üretmek mümkün olmaktadır. Bu tez çalışmasında da TBC' lerin üretiminde yalnızca APS tekniği kullanımı tercih edilmiştir. APS metodu diğer metotlarla (HVOF ve CGDS gibi) kıyaslandığında oksidasyon testlerinde daha kötü bir performans sergilediğinden, APS ile üretilen bağ kaplamalara yenilikçi bir yaklaşım olarak farklı dövme şiddetlerinde bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Akabinde yine APS metodu ile üst kaplama üretimi yapılarak TBC' lerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra oksidasyon testlerine tabi tutulan TBC' ler de TGO büyüme davranışları incelenerek, yorumlar yapılmıştır.

BÖLÜM II

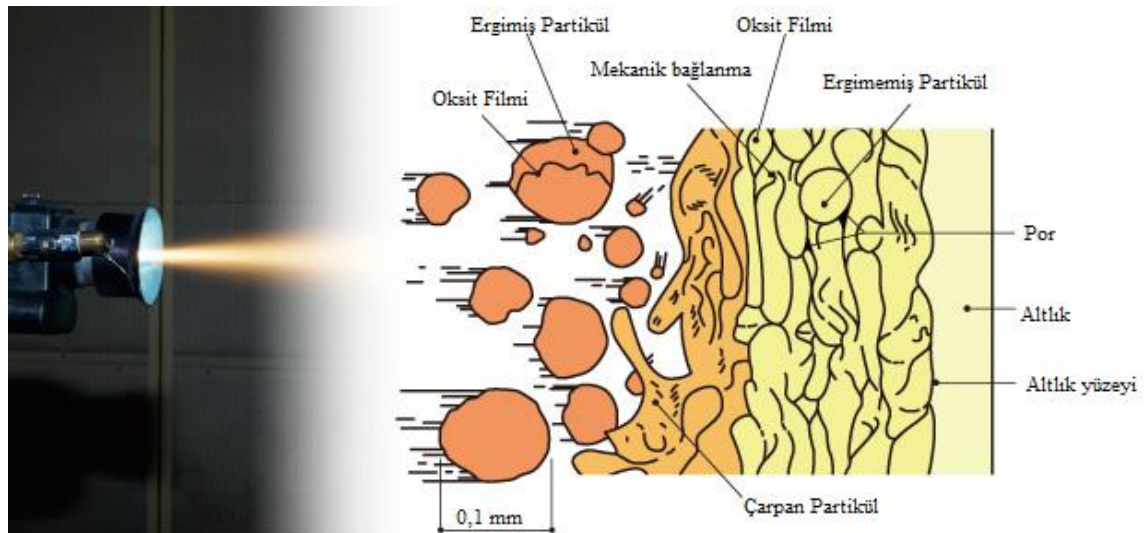
LİTERATÜR ÖZETİ

2.1. Termal Sprey Kaplamalar

Termal sprej toz, tel ya da çubuk formdaki metal, seramik, sermet ve bazı polimerik malzemeleri ısıtarak ergime noktasına yakın ya da üstündeki sıcaklıklarda bir altlık üzerine biriktirme yöntemidir. Ergimiş ya da yarı ergimiş haldeki hammaddenin hızlandırılarak bir gaz buharında altlık üzerine yapışması ile kaplamalar meydana gelmektedir. Hızlanarak altlığa çarpan dropletler (damlacıklar) katılaşıırken, ince lamel partikülleri halinde yüzeye yapışırlar ve birbirlerini kenetlerler (Tucker, 1994).

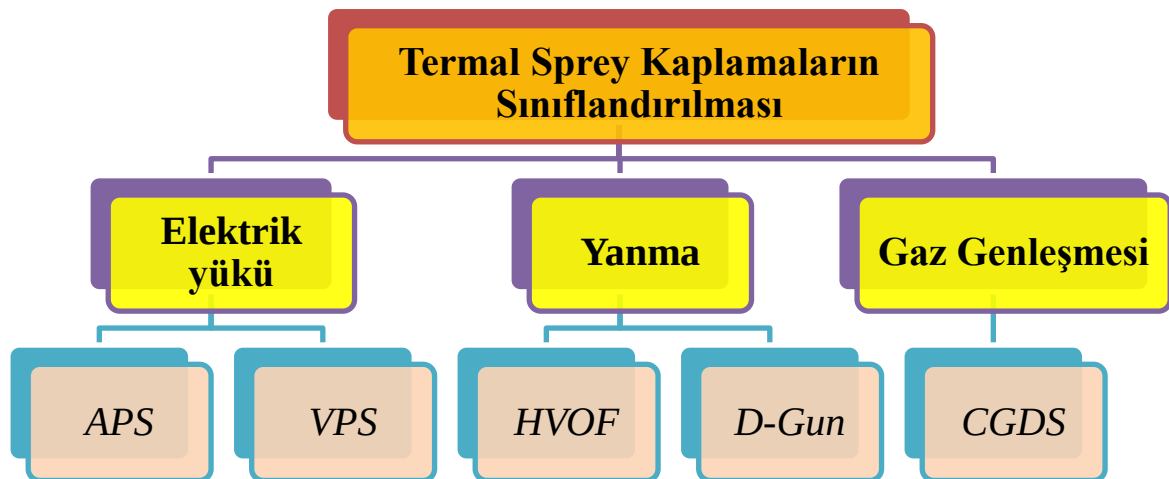
İlk termal sprej icadı şu an alev sprej yöntemi olarak bilinir ve 1911’de İsviçre’nin M.U. Schoop adlı üniversitede temelleri atılmıştır. Sonrasında 1955’te R.M. Poorman, H.B. Sargent ve H. Lamprey tel sprej, detonasyon tabancalı biriktirmeyi patentlemişlerdir. 1962’de R. M. Gage, O. H. Nestor, ve D. M. Yenni plazma spreji keşfedip, patentini almışlardır. 1958’de ise G. H. Smith, J. E. Pelton, and R. C. Eschenbach HVOF yani yüksek hızlı oksijen yakıtlı kaplama yöntemini bulup, patentini almışlardır (Tucker, 1994).

Termal sprej proseslerinin en büyük avantajı son derece geniş bir malzeme yelpazesini kaplanmasına olanak sağlamalarıdır. Yani ayırım yapılmaksızın eriyen her malzeme kullanılabilir. İkinci büyük avantajı, termal sprej işlemlerinin çoğunda altlığı önemli ölçüde ısıtma olmaksızın kaplama yapılabilir. Çünkü yüksek ergime sıcaklıklı malzemeler termal çarpılmalar ve parça özelliklerinde değişiklikler olmaksızın tam ısı işlem görmüş parçalara son işlem olarak uygulanabilir. Üçüncü avantajı ise, birçok durumda, parçaların boyutlarında ve özelliklerinde değişiklikler olmaksızın zarar görmüş kaplamalar soyularak tekrar kaplanabilir. Altlık malzeme ile kaplama arasında kimyasal bir reaksiyon olmamasından dolayı, altlığın kimyasal özelliklerinde bozulma görülmemektedir. Bunun yanında, bir büyük dezavantajı ise kaplanmış parçaların doğal görüntüsünün düzgün olmamasıdır. Küçük parçaların kaplamasından boyut sınırlaması olması ve torç ya da tabancada derin çukurların oluşması dezavantajdır (Tucker, 1994).



Şekil 1: Termal spreyci kaplamaların genel birikim mekanizması (URL-1).

Şekil 1’ de termal sprey kaplama yöntemlerinin kaplama sonrası birikiminin temsili resmi verilmiştir. Resimden de anlaşılabacağı gibi, bu kaplama yönteminde malzemenin özellikleri orijinal özelliklerini aynen taşımamaktadır. Belirli bir kalınlık miktarına kadar birikim yapılmaktadır. Şekil 1’ de ki gibi üretim esnasında düzgün bir yapı elde edilememektedir ve dolayısı ile mekanik özellikler bakımından bazı değişiklikler de olmaktadır.



Şekil 2: Termal sprey kaplamaların sınıflandırılması (Doffman, 2012).

Şekil 2’ de termal spreyl kaplamaların sınıflandırılması yapılmıştır. Bu sınıflandırma TBC’ ler de kullanılan yöntemlere göre yapıldığından detaya inilmemiştir. Tablo 1’ de ise TBC’

ler de yaygın olarak kullanılan kaplama yöntemlerine ait yaklaşık partikül hız ve sıcaklık değerleri verilmiştir.

Tablo 1: TBC' ler de yaygın olarak kullanılan kaplama yöntemlerine ait yaklaşık partikül hız ve sıcaklık değerleri (Doffman, 2012).

Metot	Partikül hızı (m/s)	İşlem Sıcaklığı (°C)
APS	200-300	15000
VPS	200-300	15000
HVOF	700-800	2500-3000
CGDS	800-900	800-900

2.1.1. Plazma Sprey (PS) Kaplamalar

Plazma sprej kaplama yöntemleri, oluşturulan plazma atmosferinde kaplanacak malzeme tozlarının ergitilip, altlık üzerinde biriktirilmesi esasına dayanmaktadır. Plazma sprej kaplamalar ile birçok malzeme gurubunu kolaylıkla kaplamak mümkün olmaktadır. Kaplama prosesleri içinde en geniş skalaya sahip kaplama yöntemi plazma sprej kaplamalardır. Oluşturulan plazma ile çok yüksek sıcaklıklara erişildiğinden bilinen tüm malzemeler rahatlıkla uygun şartlarda ergitilebilmektedir. Bu sayede geriye sadece ergitilen malzemenin altlığa mekanik olarak bağlanması kalacağından, birçok malzemeyi bu yöntemle kaplamak oldukça pratik ve kolaydır (Mostaghimi ve Chandra, 2007).

Yaygın olarak kullanılan 2 tip plazma sprej kaplama yöntemi vardır. Bunlar APS ve LPPS ya da VPS olarak ta adlandırılan yöntemlerdir.

2.1.1.1. Plazma Oluşumu

Maddenin 4. Hali olarak bilenen plazma normal maddeden ayrı olarak önemli miktarda elektriksel olarak yüklü ve nötr partiküller içermektedir (Braithwaite ve Graham, 1993). Sıradan her bir atom da eşit miktarda pozitif ve negatif yük bulunmaktadır. Çekirdekte, pozitif yükler eşit miktarda negatif yüklü elektronla çevrelenmiştir ve her bir atom elektriksel olarak nötrdür. Isı ya da başka bir enerji ilavesi ile yüksek miktarda ki elektronların hepsinin ya da bazılarının atomlarından ayrılmasıyla gaz formunda olan

plazma oluşmaya başlar. Kalan atomlar pozitif yüklü kalırken, kopan atomlar negatif yüklü olarak serbestçe hareket etmektedirler. Bu atom ve elektriksel olarak yüklü olan gazlar “iyonize” olarak ifade edilmektedirler (Braithwaite ve Graham, 1993).

Başka bir ifade ile gaz haldeki atomların elektronlarından bazıları dış kabuklarından ayrılarak pozitif iyon olarak şarj olmasıyla iyonizasyon meydana gelmektedir. Bunun sonucu olarak, bazı nötr atomlar pozitif iyonlar ve elektronların bir araya gelmesi plazma gazını meydana getirirler. Pozitif iyonlar ve elektronlar arasındaki büyük çekim kuvvetinden dolayı, bir kimyasal reaksiyon sonucu tekrar birleşirler. Tekrar birleşme, plazma formundaki parçacıkların kinetik enerjisi sayesinde çok büyük miktarda entalpi açığa çıkmaktadır. Proseste elde edilen kinetik enerji plazmanın yüksek sıcaklıklara ulaşması için oldukça yeterlidir. Yeterli miktarda atom, gazların elektriksel karakteristiğini önemli ölçüde etkileyerek iyonize olduğunda plazma meydana gelmektedir (Bose, 2007).

2.1.1.2. Atmosferik Plazma Sprey (APS) Kaplama Yöntemi

Bu proseste, bir plazma jeti toz formdaki kaplama hammaddesini ertirir. Plazma, plazma tabancasında oluşturulup, proses açık atmosferde hava ile temas halinde olduğundan APS olarak adlandırılmıştır (Bose, 2007).

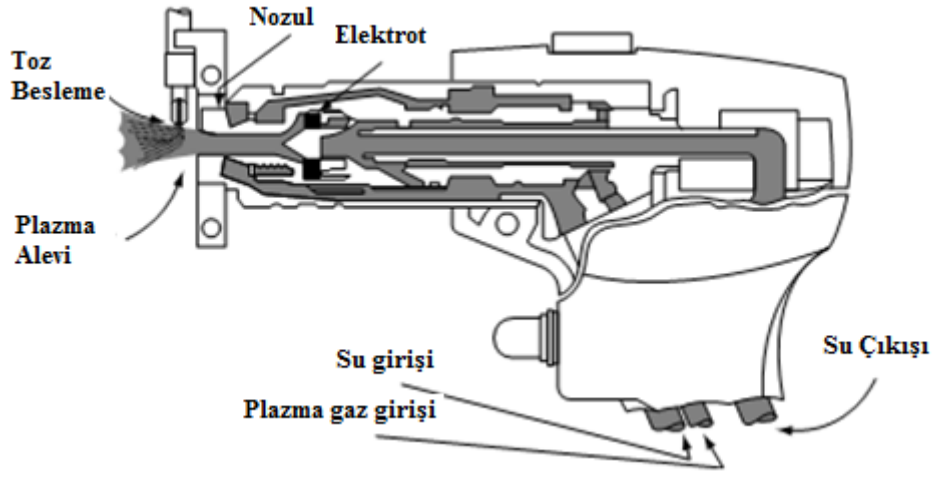
Plazma tipik olarak Argon ya da helyum gibi bir inert gaz ile üretilir. Plazma sprej işleminde, iyonize inert gazın gizli ısı, ısı kaynağı olarak kullanılmaktadır. Plazma üretiminde en çok kullanılan inert gaz ise argon gazıdır (Bose, 2007).

Nozul boyunca elektrotlar arası Argon gazı akmaktadır. Yüksek frekanslı ve yüksek voltajlı alternatif elektrik arkı, iyonize gaz buharlı elektrotlar arasına uygulanır. Artırılan ark akımı ile ark kalınlığı ve iyonizasyon derecesi artmaktadır. Bu da gücü artırarak gaz genişlemesiyle gazın hızını artırmaktadır (Bose, 2007).

Argon gazı ile üretilen plazma, yüksek miktarda akım gerekmektedir (800 ile 1000 amper). Ark akımının bu seviyesiyle, yüksek ergime noktalı malzemelerin eritilmesi de çok yüksek hızlarda mümkün olmaktadır. Bu yüzden hızlandırma amacıyla ikincil gaz olarak Hidrojen kullanılmaktadır. Hidrojen ilavesi ile daha yüksek entalpi ve daha yüksek plazma sıcaklığına ulaşılır. Ayrışan hidrojen atomlarının tekrar bir araya gelip molekül olması,

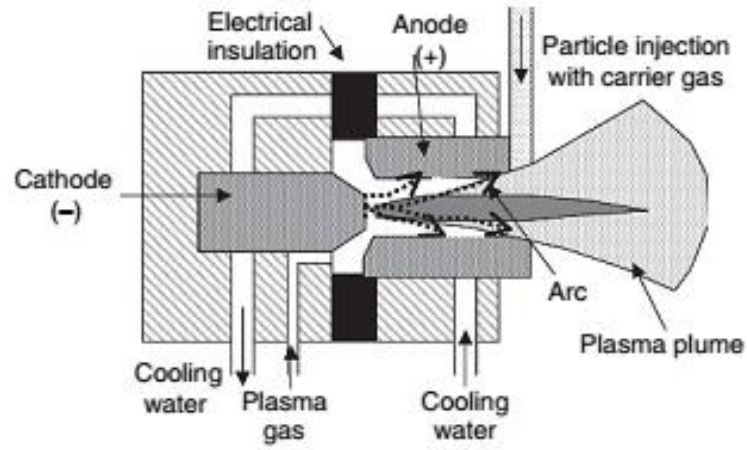
artan entalpi sayesinde sağlanmış olmaktadır. Hidrojenin tekrar birleşmesi ($2H^+ + e = 2H = H_2$), argonun tekrar birleşmesi sonucu ($Ar^+ + e = A$) açığa çıkan enerjinin 5 katıdır. Akan iyonize olmuş gazlar, elektronların birleşmesiyle elektriksel olarak nötr olan sıcak bir bulutta plazmayı üretmektedir (Bose, 2007).

Plazmanın bir özelliği de sıcaklığın merkezden plazma jetinin dış çevresine hızlı bir şekilde düşmesidir. Yani herhangi bir koruma veya önlem gerektirmemektedir. Bu işlemde, plazma jeti besleme stokunda toz formda olan kaplama malzemesini ergitir. Tipik bir plazma tabancasının iç detayı Şekil 3' te gösterilmiştir.



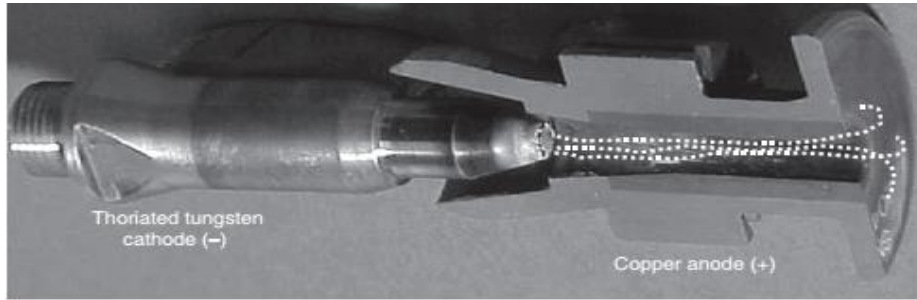
Şekil 3: Plazma sprej tabancası iç şeması (Bose, 2007).

Bakır katot çubuk (negatif kutup) ile tabanca eksenini boyunca yerleştirilmiş toryumlu tungsten ve su soğutmalı bakır anot (pozitif kutup) arasında direk akım ile elektrik arkı oluşturulur. Toryumlu tungsten kullanımı katodun aşınmasını zorlaştırmaktadır (Bose, 2007).



Şekil 4: Plazma sprej nozulunun iç şeması (Bose, 2007).

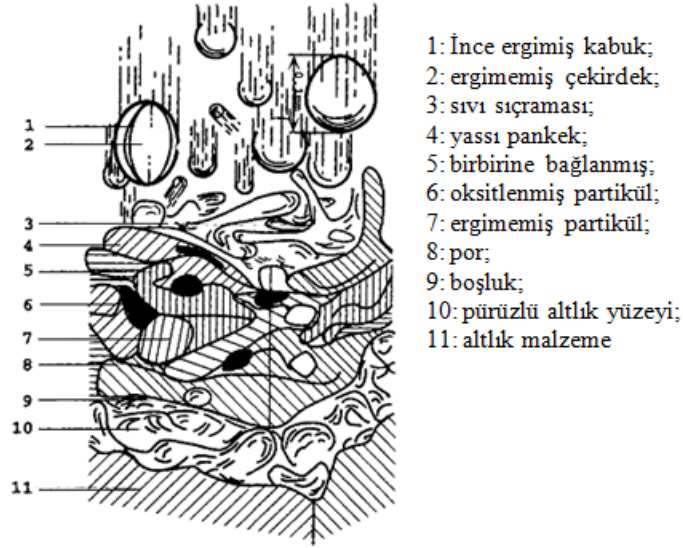
Şekil 4' te plazma sprej nozulunun iç şeması gösterilmiştir. Plazma tabancasına 40 kW güç uygulanmaktadır. Nozulun hemen dışında 15000 K' den daha yüksek sıcaklığa çıkılmaktadır. 3 ile 15 cm arasında bir uzunluğa sahip olan plazma elektrot şekline, güç girişine, gaz basıncı ve dağılımına bağlı olarak değişir. Plazma içindeki gazın hızı birkaç yüz ile 1000 m/s arasında değişmektedir (Bose, 2007). Şekil 5' te plazma tabancasından çıkan elektrik arkının temsili görüntüsü verilmiştir.



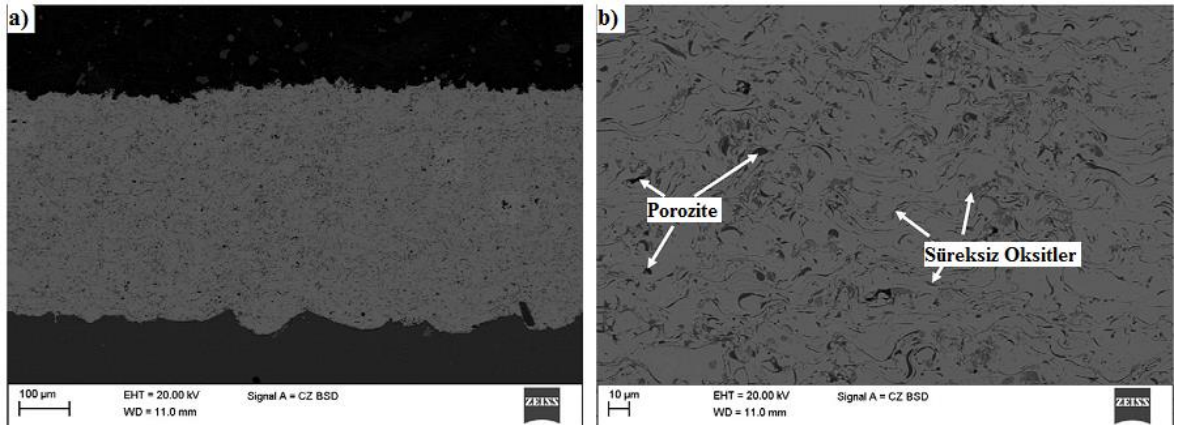
Şekil 5: Sulzer Metco plazma tabanca nozulundan çıkan elektrik ark oluşumu şematik gösterimi (Bose, 2007).

Kaplama, taşıyıcı gaz atmosferinde ince kaplama tozlarının plazma jetine enjekte edilerek ısıtılıp, hızlandırılmasıyla yapılmaktadır. Daha sonra yüksek hızlı ergimiş ya da yarı ergimiş olan splatlar, yani yassı halde ve çok hızlı şekilde katılarak yarı kararlı (metastabil) ya da camsı fazda altlık yüzeye biriktirilmektedir. Her biri yassı tabakalı olan milyonlarca partikülün üst üste altlık üzerinde birikmesiyle kaplama meydana gelmektedir.

Kaplama yapısı birbirine bağlanmış yaklaşık %30 porozite içeren lamellerden meydana gelmektedir. Plazma jetinde sıcaklık oranı yaklaşık olarak 15000 K ve daha üstündeki değerlere ulaştığından birçok malzeme (metal, seramik, sermet) grubunu kaplama olarak biriktirmek mümkündür. Şekil 6' da plazma sprej yöntemi ile kaplanan bir altlık malzemenin temsili resmi verilmiştir (Fauchais, 2004).



Şekil 6: Plazma sprej ile kaplanmış bir malzemenin şematik gösterimi (Heimann, 1996).



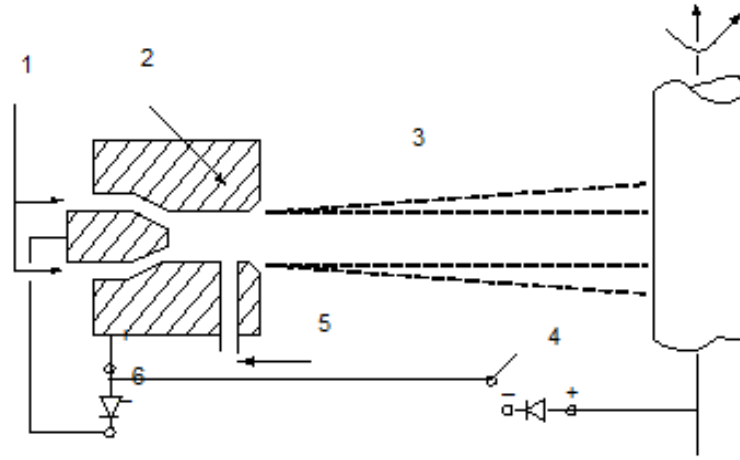
Şekil 7: APS yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapı resimleri (Richer vd., 2010).

Plazma sprej yönteminin karakteristik özellikleri olan poroziteli ve oksitlenmiş yapısı, APS metodu ile kaplanmış CoNiCrAlY kaplama da farklı ölçeklerde SEM mikroyapı resimleri üzerinde Şekil 7' de temsili olarak gösterilmiştir. APS yöntemi ile üretilen

kaplamaların yüksek oranlarda oksit ve porozite içeren bir kaplama yapısına sahip olduğu Şekil 7’ de net olarak görülmektedir. APS kaplamalar yıllardır endüstride uygulanmaktadır. Havacılık sektöründe yüksek talepten dolayı prosesin gelişimi hızla devam etmektedir (Fauchais, 2004).

2.1.1.3. Vakum Plazma Sprey Kaplama Yöntemi

Vakum plazma sprej yönteminin gelişimi 1973’ te Muehlberger’ in girişimi sonucu başlamıştır. Düşük basınçlı plazma sprej (LPPS) kaplama olarak adlandırılmakta olan bu metot, 1980 yılında sıcak korozyona dirençli kaplama üretimi için saf bakır ve tantalumun elektronik uygulamalarda kullanılması için denenmiştir. Günümüzde ise vakum plazma sprej artık ticari olarak kullanılmaktadır ve özellikle gaz türbinlerinde sıcak korozyona direnç sağlamak amacıyla kullanılmaktadır. Öte yandan bu yöntemle yaklaşık 50 µm den düşük kaplama kalınlıkları elde edilmesi ekonomik ve teknik alternatif olarak PVD ve CVD gibi metotların yerine tercih edilmesine sebebiyet de vermektedir (Davis, 2004).



Şekil 8: Vakum Plazma Sprey işleminin şematik gösterimi; 1) çalışma gazları girişi, 2) anot, 3) vakum çemberi, 4) ark üretici, 5) toz giriş kısmı, 6) plazma üretici (Pawloski, 2008).

VPS sistemi bir plazma torcu ile nozuldan, çalışma gazları sağlayıcısı ve elektrik ark üreticinden oluşmaktadır. Tozlar vakum ortamında plazma jetine enjekte edilerek ve kaplama üretimi yapılmaktadır. Kaplama işleminden önce, arkın negatif kutuplanması ile altlık malzeme temizlenirken, altlık malzemenin pozitif kutuplanması ile ark altlık

malzeme yüzeyini ısıtmaktadır. Şekil 8' de vakum plazma sprej sisteminin şematik gösterimi verilmiştir (Pawloski, 2008).

Çalışma gazlarının bileşenleri tipik olarak argon ile hidrojen, helyum ya da azot gazlarının karışımından oluşurken, 90 ile 200 slpm değerleri arasında değişen gaz akış oranlarında üretim gerçekleştirilmektedir. Plazmanın sıcaklığı bir değer ile ifade edilememektedir, çünkü iyon ya da moleküllerin sıcaklıkları sürekli değişmektedir. Elektronun sıcaklık değeri 10000 K ile 15000 K arasında değişmektedir. Elektrik güç girişi ise APS' ye göre daha fazladır. 80 kW üzerindeki güç değerlerinde, VPS kaplama üretimi yapılmaktadır. Partikül boyut aralığı ise 5 ile 20 µm arasında değişim göstermektedir. Nozuldaki enjektör pozisyonu iyi ayarlanmalıdır. Bazı pozisyonlarda, nozuldaki basınç toz besleyicisinde ki basınçtan daha fazla olmaktadır ve bu durumda tozların plazmaya aktarımı mümkün olmayabilmektedir. Sprej mesafesi 300 ile 400 mm arasında değişmektedir. Sprej atmosferi düşük basınçta yani vakum atmosferinde olmaktadır. Sprej öncesi basınç yaklaşık 1.3 Pa dolaylarında iken dinamik basınç 655 Pa ile 13.3 kPa arasındadır (Pawloski, 2008).

Alaşımlı bağ kaplamalar da çekme dayanımı sıklıkla kaplama kalitesine ve içeriğine göre değişim göstermektedir. Epoksi reçine testi uygulamalarında 80 MPa' dan daha büyük değerlere çıkmaktadır. Kaplamaların porozitesi %1 ya da %2 arasında uygulama parametrelerine bağlı olarak değişim göstermektedir. VPS kaplamalarda genel olarak kaplama kalınlığı değerleri 150 ile 500 µm arasındaki kalınlık değerlerinde değişiklik göstermektedir (Pawlowski, 2008).

2.1.2. Yüksek Hız Oksi Alev (HVOF) Kaplama Yöntemi

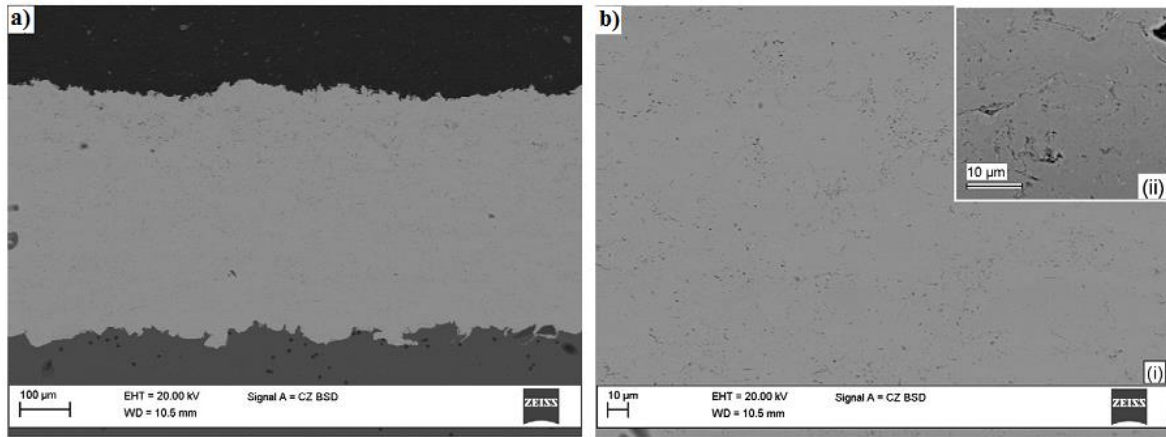
1958 yılında Union Carbide tarafından icat edilen HVOF metodu, 1980 yılına kadar ticari olarak kullanılmamıştır (Davis, 2004).

HVOF tabancaları 2100 m/s gaz hızlarını aşan, içten yanmalı bir jet yardımı ile kaplama üretimini gerçekleştirmektedir. Önceki sistemlerde bu hız 1360 m/s dolaylarında iken artık daha da yüksek hızlara ulaşılmaktadır. Yüksek gaz hızları partikül hızlarını 400 ile 800 m/s'lik hızlara ulaşmasını sağlamaktadır. Bu değerler düşük hızlı yanma proseslerine göre

çok yüksektir. Yanma gazları propilen, propan, doğal gaz, hidrojen, asetilen ve kerosen içermektedir.

Daha yüksek kinetik enerji ile yüksek hızlara ulaşıldığından kaplamanın yoğun yapıda olması sağlanmaktadır. Yüksek hızın bir diğer yararı, daha yüksek kaplama kalınlıklarına erişmek, daha az pürüzlü yüzey elde etmek ve en önemlisi düşük oksit içerikli yapılar elde edilmesini sağlamasıdır. Bu sayede yapıda dekarbürizasyon, oksidasyon ve partiküllerin buharlaşması azalmaktadır. HVOF prosesi sadece WC-Co ve NiCr - CrC için uygun olmayıp, aşınma ve korozyon dirençli Inconel (NiCrFe), Trialloy (CoMoCr) ve Hasteloy (NiCrMo) gibi malzemelerin kaplamasınada uygundur (Dorfman, 2012).

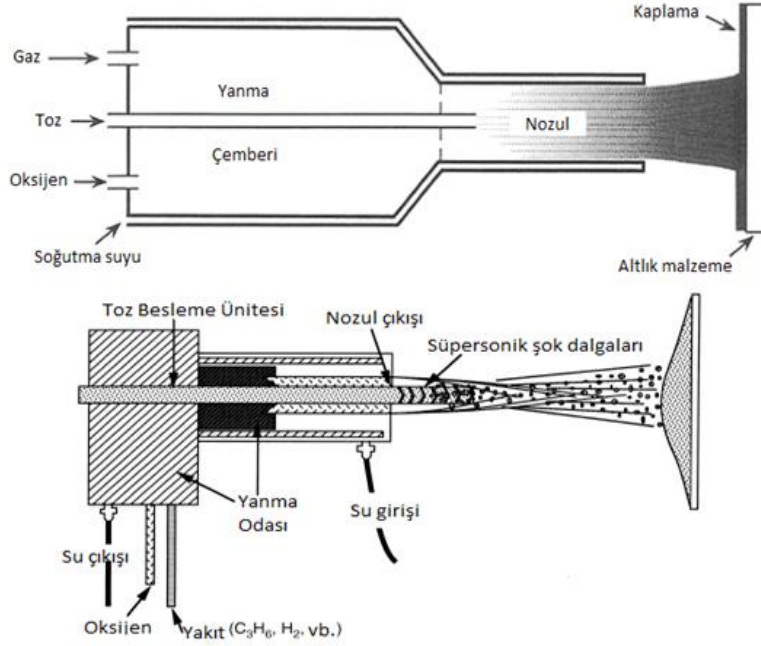
HVOF yöntemi ile TBC' lerin bağ tabakası olan MCrAlY kaplamalar VPS yöntemine bir alternatif olarak yapılmaktadır. Düşük porozite ve VPS' ye göre daha uygun üretim maliyetleri sebebiyle daha çok tercih edilmektedir. Şekil 9' da yoğun ve düşük oksit içeriğine sahip, HVOF yöntemi ile kaplanmış CoNiCrAlY alaşımına ait farklı ölçeklerde SEM mikroyapı resimleri görülmektedir (Richer vd., 2010).



Şekil 9: HVOF yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapıları (Richer vd., 2010).

HVOF sisteminde yanan gazların oluşturduğu alev bölgesine kaplama tozları enjekte edilmektedir. Beslenen toz partiküller ergimiş olarak ya da yarı ergimiş formda altlık üzerine püskürtülmesi ile kaplama üretimi sağlanmaktadır. HVOF yönteminin karakteristik en belirgin karakteristik özelliği, çok katlı elmas şekilli görünebilir bir alev çıkarmasıdır.

Çıkış nozulunda basınçlı yanıcı gazlar serbest olarak genişirler ve bu sayede süpersonik hızlara ulaşılır. Şekil 10’ da HVOF sistemine ait temsili resim bulunmaktadır.



Şekil 10: HVOF metodunun şematik gösterimi (Tucker, 2004; Davis, 2004).

Birçok HVOF cihazına erişmek artık günümüzde mümkün olmaktadır. Dizayn olarak birbirlerine benzer olsalar da, tabanca dizayn konseptleri farklı olmaktadır. Gaz çeşitlerine bağlı olarak farklı dizayn edilmiş değişik nozul konfigürasyonları, tabanca ağırlıkları, partikül enjekte sistemleri ve soğutma sistemleri bulunup, bunlara bağlı olarak farklı verimler elde etmek mümkündür (Dorfman, 2012).

Uygun ekipman, işlem parametreleri ve toz seçimi ile yüksek yoğunluklu ve 69 MPa’ yı aşan yapışma mukavemeti değerlerine HVOF yöntemi ile erişilmektedir. Kaplama kalınlıkları genellikle 0,05 mm ile 0,5 mm arasındaki değerler arasında olmaktadır. Fakat bazı gerekli durumlarda daha kalın kaplama değerlerine erişmekte mümkün olmaktadır (Tucker, 2004).

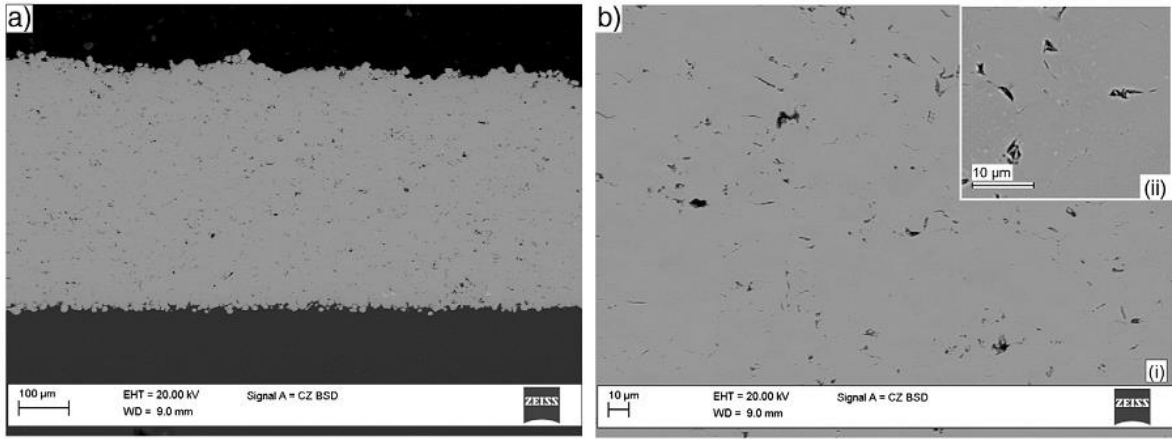
HVOF prosesi ile tüm metaller ya da sermetler üretilebilmektedir. Yüksek sıcaklıkta ergiyen Zirkonya ya da bazı karbürleri, yakıt olarak asetilen kullanılan bazı HVOF sistemlerinde üretmek mümkün olmaktadır. HVOF kapmaların öncelikli kullanım alanı ise

aşınma dirençli kaplama üretimi için olmakta iken diğer alanlarda da hızla kullanımı artmaktadır (Pawloski, 2008).

2.1.3. Soğuk Gaz Dinamik Sprey (CGDS) Kaplama Yöntemi

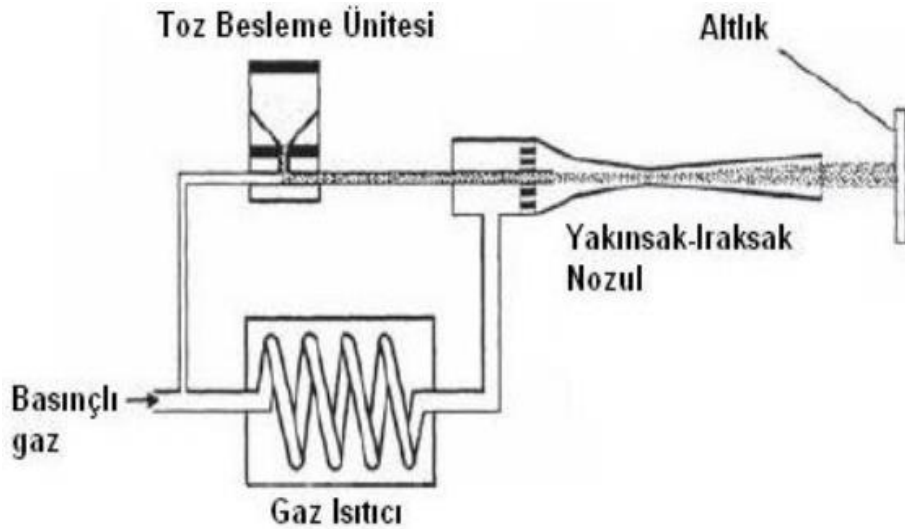
CGDS yönteminde, çapları 1 ile 50 μm arasında değişen küçük toz partiküllerin termal sprey metotlarında olduğu gibi 300 ile 1200 m/s lik hızlara ulaşarak, uygun bir altlık malzemeye püskürtülmesiyle kaplama üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu sistemde temel amaç partiküllerin ergitilmeden, plastik deformasyon etkisi ile altlık üzerine yüksek hızlarda çarparak birikmesiyle, yoğun kaplama tabakası elde edilmesi esasına dayanmaktadır. Bu yüzden, CGDS metoduna kinetik enerjili metalizasyon, kinetik spreyleme, yüksek hızlı toz birikimi ya da soğuk dinamik sprey gibi birçok isim verilmektedir. Yöntemde yüksek sıcaklıklara çıkılmadığından diğer metotlara kıyasla toz partiküllerin yüksek sıcaklıktan ötürü oksitlenmesi azalmakta, bunun yanında az miktarda ki oksitli partiküllerinde deformasyon etkisi ile kırılması ve oksitlerin bölgesel olarak yapıda daha az görülmesi, sistemin diğer metotlara göre avantajını göstermektedir. Sistemin dezavantajı ise yüksek sıcaklıklara çıkılamaması ve gevrek malzemeler yani seramik grubu malzemelerin, bu yöntemle biriktirilmesinin mümkün olamamasıdır. Bu yüzden metal ve polimerik malzemelerin kaplamasında oldukça verimli bir yöntem olarak dikkat çekmektedir (Davis, 2004; Pawloski, 2008).

TBC' ler de CGDS metodu ile bağ kaplama (MCrAlY) üretimi son yıllarda oldukça ilgi görmektedir. Sistem mikroyapısal olarak HVOF ile hemen hemen benzer karakterler sergilemektedir. Elde edilen düşük porozite oranı ve yoğun kaplama tabakası bağ kaplamanın oksidasyon, sıcak korozyon ve termal şok gibi hasar mekanizmalarına karşı direncini artırmaktadır. Plastik deformasyon etkisi ile yoğun ve altlığa iyi yapışan bir kaplama yapısından ötürü yüksek yapışma mukavemet değerlerine erişilebilmektedir (Karaoğlu, Türk ve Üstel, 2013, 21-24). Şekil 11' de CGDS metodu ile CoNiCrAlY kaplanmış bir malzemeye ait farklı ölçeklerde SEM mikroyapı resimleri görülmektedir. Şekil 11' den de görüldüğü gibi CGDS yöntemi ile üretilen kaplamalar gayet yoğun ve düşük porozite içeren bir yapıya sahip olmaktadır.



Şekil 11: CGDS yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış altlık malzemenin; a) 100 µm, b) 10 µm ölçekte ki SEM mikroyapı resimleri (Richer vd., 2010).

CGDS yönteminde, partiküllerin sıcaklığının ve zamanın yetersiz oluşu sebebiyle atomik düzeyde difüzyona rastlamak mümkün olmamaktadır. Bir diğer önemli olay ise yüksek hızlarla altlığa çarpan parçacıkların, çarptıkları bölgelerde yüksek kinetik enerjiyi lokal ısı enerjisi olarak temas ettiği bölgelere aktarmasıyla yapışmanın daha iyi olması sağlanmaktadır. Şekil 12’ de CGDS yönteminin temsili şematik gösterimi bulunmaktadır (Pawloski, 2008).



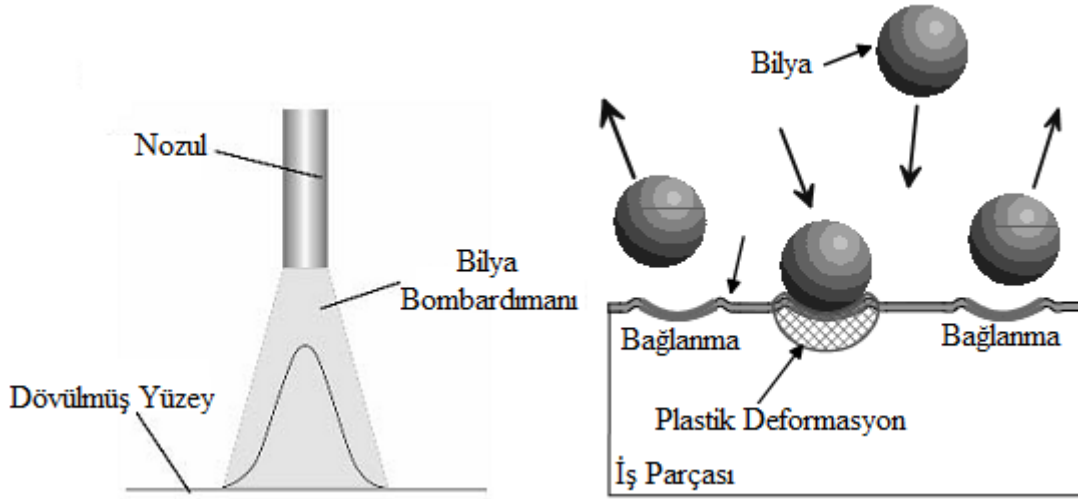
Şekil 12: CGDS metodunun temsili şematik gösterimi (Pawloski, 2008).

Taşıyıcı gaz olarak Azot ve Helyum yaklaşık 700 °C sıcaklıklarda ön ısıtma işlemine tabi tutulurlar. Böylece partiküllerin termal enerjisi artarken bunun yanında gazların hızları

yükseldiğinden biriktirilecek parçacıklarında kinetik enerjileri artırılmış olmaktadır. Yukardaki şekilde de (Şekil 12) görüldüğü gibi ısıtılan gazlar ıraksak ve yakınsak nozula aktarılırlar. Buradaki nozulların sahip olduğu özellikler sebebiyle ses üstü hızlara çıkıldığında, HVOF yönteminde görülen dalgalanmalar bu metot da gözlenmemektedir. Kaplanacak toz partiküller ve taşıyıcı gazlar nozula yatay ya da dikey olarak enjekte edilebilmektedir. Nozula gelen karışık gazlar ani olarak genişleşerek hızlanırken, gazların sıcaklıkları ise partiküllere tabanca içinde meydana gelen ani genişleşmeden dolayı ısı aktarımını tam sağlayamadığından hızlı bir şekilde düşüş gösterir ve gazların termal enerjisinin kinetik enerjiye dönüşümü sayesinde ses üstü hızlara ulaşılır. Fakat kritik hız değerlerinin altında kalan parçalar altlık malzemeye yapışmaz ve geri sekme yaparlar. Bu da altlıkta erozyon oluşumuna sebep olmaktadır. Eğer kritik hız aşılsın ve parçacıkların hızları da artırılsa, altlık üzerinde meydana gelen birikme oranlarında da artış gözlenir (Karaoğlu, Türk ve Üstel, 2013; Karaoğlu, 2012).

2.2. Bilyalı Dövme İşlemi

Bilyalı dövme işlemi soğuk veya bazı durumlarda ılık olarak malzeme yüzeyine küçük çaplı bilyaların püskürtülmesi ile yapılan mekanik bir yüzey işlemidir. İşlemin amacı, metallerin yorulmaya ve gerilmeli korozyona karşı dayanımlarını artırmaktır. Etki eden bilya darbeleri ile metal yüzeyinde tümsek ve çukurcuklar meydana getirilmektedir. Şekil 13’ de bilyalı dövme işleminin temsili resimleri gösterilmektedir. Bu proseste kullanılan bilya tipleri çelik, dökme demir, seramik ve ya paslanmaz çelik olup, işlem şartlarına göre uygun olan bilya tercih edilmektedir. Bilya hızlarının, dövme işlemi esnasında yüzeyde kalıcı plastik deformasyon oluşturacak seviyede olması gerekmektedir (Ünal, 2011).



Şekil 13: Bilyalı dövme işleminin temsili gösterimi (Wagner, 2003).

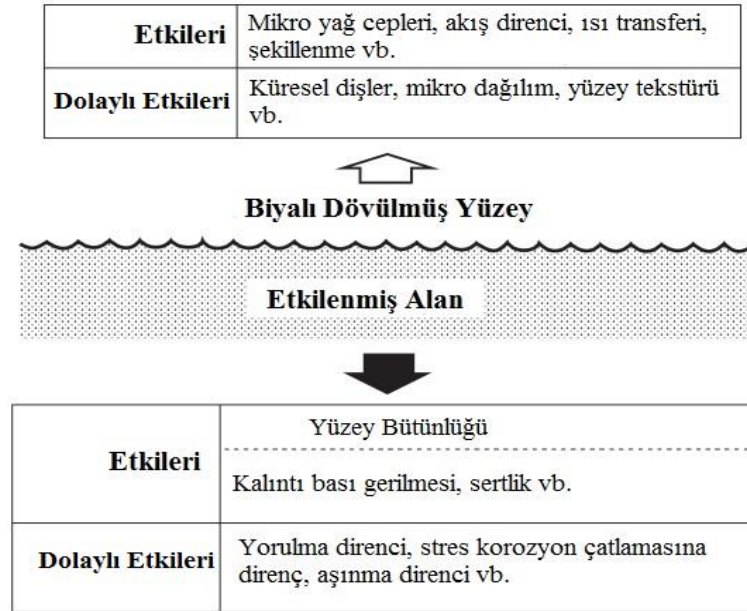
Bilyalı dövme sonrası deforme olan bölgeler genişlemeye çalışmaktadırlar. Bu da elastik olarak deforme olan bölgelerce engellenmeye çalışılmaktadır. Bu sebeple, yüzeyin hemen alt tabakalarında bilyalı dövme etkisinin gözlemlendiği bölgelere kadar kalıntı bası gerilmesi meydana gelirken, bilyalı dövme etkisinin azaldığı daha aşağı bölgelerde ise çekme gerilmesi meydana gelmektedir. Yüzeyde oluşan çekme gerilmesini, yüzeyin hemen altındaki kalıntı bası gerilmesi engellemeye çalışmaktadır. Malzeme üzerinde oluşan kalıntı gerilmelerinin tamamı elastik gerilmelerdir. Eğer elastik gerilme olmasalardı ikinci bir plastik deformasyon bölgesi görülürdü. Kalıntı gerilmeler yaklaşık olarak metalin akma dayanımının yarısı ile metalin akma dayanımı arasında değişiklik göstermektedir (Ünal, 2011).

Bilyalı dövme işleminin malzemenin ömrünü uzatmasının temel sebebi kalıntı bası gerilmelerinin çatlak başlangıcı ve ilerlemesini durdurmasından ve bunun yanında yüzeyden başlayan gerilmeli korozyonu engellemesinden kaynaklanmaktadır (Al-Obaid, 1995).

Bilyalı dövme işlemi günümüzde birçok iş parçasına yüzey özelliklerini geliştirmek, mekanik özelliklerde iyileşme sağlamak, yorulma ve korozyon gibi hasarlara karşı malzeme direncini artırmak amacıyla yaygın olarak kullanılmaktadır. Bilyalı dövme, deformasyondan ötürü tane inceltici etkisi ile nano boyutlu malzeme davranışlarının incelenmesine de olanak sağlayan önemli bir yüzey işlemidir.

2.2.1. Bilyalı Dövmenin Malzeme Özelliklerine Etkisi

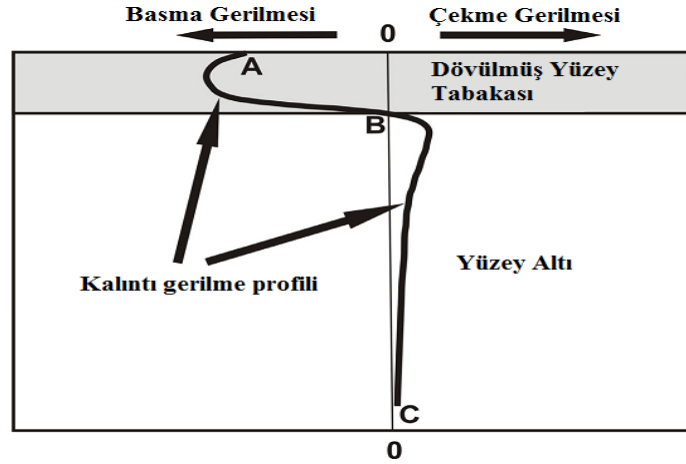
Bilyalı dövme işlemi, malzeme üzerinde oluşturduğu mekanik etkiler sayesinde malzemenin yüzey özelliklerine önemli şekilde katkı sağlamaktadır. Bilyalı dövme prosesi esnasında oluşan kalıntı bası gerilmeleri; yorulma hasarlarını, korozyon yorulmasını, korozyon çatlaklarıyla oluşan stresi, hidrojen gevrekliğini, sürtünme, parça kalkması ve erozyon korozyonuna karşı direnci artırmaktadır (URL-3). Soğuk işlem sayesinde deformasyon sertleşmesi, taneler arası korozyona direnç, yüzeyde tekstür, porozite açıklıkları ve kaplamaların daha iyi yapışmasına pozitif olarak yarar sağlamaktadır (URL-3). Şekil 14’ te bilyalı dövmenin malzeme üzerindeki etkileri gösterilmektedir.



Şekil 14: Bilyalı dövme işleminin malzeme üzerindeki etkileri.

2.2.1.1. Kalıntı Gerilme

Bilyaların yüzeye çarpmasıyla oluşan plastik deformasyon sadece yerel özelliklere ve mikroyapısal değişimlere sebep olmaz, aynı zamanda kalıntı bası gerilmelerin oluşumuna da sebep olmaktadır. Plastik deformasyon iş parçasının üst tabakasının gerilmesine sebep olmaktadır. Kalıntı bası gerilmesi alanı etki ettiği malzemede çekme gerilmesi oluşturmaktadır. Şekil 15’ te bilyalı dövme ile malzeme üzerinde oluşan kalıntı gerilme profili gösterilmektedir (URL-2).



Şekil 15: Bilyalı dövme sonrası oluşan kalıntı gerilme profili (URL-2).

Bilyalı dövülmüş yüzeyden itibaren düzlemde kalıntı bası gerilmesi normal olarak artar, maksimuma ulaşır ve sonrasında sürekli olarak düşer ve sonunda çekme gerilmesi başlar. Tüm bu etkiler netice itibariyle profilde oluşan kalıntı bası gerilmesine, parçanın mekanik özelliklerine ve prosesin şartlarına (bilya çapı ve hızı gibi faktörlere) bağlı olarak değişik etkiler göstermektedir (Guagliano, 2001; Wang, 1998).

Bilyalı dövme ile yüzeyde yüksek seviyedeki kalıntı bası gerilmesi, hidrostatik bası oluşturmaktadır. Üst üste oluşan aynı bölgedeki çoklu deformasyonlar sonucu çok yüksek deformasyon sertleşmesi meydana gelir. Yüzeydeki kalıntı bası gerilmesi seviyesi, ağır şekilde deformasyonla sertleştirilmiş yüzey için yaklaşık olarak akma dayanımının yarısı kadar olmaktadır. Fakat aşırı dövmeden kaçınılmalıdır çünkü yüzeyin yüksek plastitesi tükenecek ve kendi kendine tavlanma eğilimine girmesi söz konusu olabilmektedir (URL-2). Bilyalı dövülen malzemenin sertliği arttıkça, kalıntı stres derinliği azalmaktadır.

2.2.1.2. Yüzey Pürüzlülüğü

Bilyalı dövme işlemi sonrası meydana gelen plastik deformasyon yüzey pürüzlülüğünü artırmaktadır (Dai, 2005). Detaylı yapılan çalışmalar bilyalı dövme işleminin indentasyon prosesi sonrası yüzey pürüzlülük incelemesinin 3 aşamada olacağını göstermiştir. Bunlar:

- i) Pürüzlülüğün arttığı adım

- ii) Pürüzlülüğün düştüğü adım
- iii) Kararlı durum aşaması

Deformasyon sonrası düşük pürüzlülüğe sahip yüzey de, pürüzlülük artmaya başlamaktadır. Tüm yüzey bilyalı dövme işlemine maruz bırakıldığında, zamanla tam dövülmüş bölgelerdeki çıkıntılarında tekrar dövülmesi sonrası pürüzlülük azalmaya başlar ve yüzeyin pürüzlülüğü kararlı durum aşamasına geçer. Bu aşama, bilya çapı ile artarken, etki ettiği bütün yüzey ile uyumu da söz konusu olmaktadır.

Yüzey pürüzlülüğünün parametreleri deneylerde ve numerik simülasyonlarda, iş parçasında oluşan vadi derinliklerine göre değişiklikler göstermiştir. Bu parametreler, deformasyon sertleşmesi bileşeni ve iş parçasının gerilme katsayılarıdır. Bu parametrelere bağlı olarak, yüzey pürüzlülüğü bilyanın yarıçapına bağlı olarak lineer artar. Aynı şekilde bilya hızı ve doyum oranı da yüzey pürüzlülüğünün artmasına sebep olmaktadır. Buna ters olarak ise, iş parçasının gerilme katsayısı ise yüzey pürüzlülüğünün düşmesine sebep olmaktadır. Fakat gerilme katsayısının etkisi net bir şekilde açıklanamamaktadır. Sonuç olarak yapılan analizlere göre plastik deformasyon direnci arttıkça yüzey pürüzlülüğü düşmektedir (Dai, Villegas ve Shaw, 2005).

2.2.1.3. Sertlik ve Gerilme

Plastik deformasyon, bilyalı dövme esnasında artarak iş parçasının yüzey özelliklerini değiştirirken, bilyalı dövmeye maruz kalan yüzeyde deformasyon sertleşmesinden dolayı yüzey sertliği ve mukavemeti artmaktadır. Sertlik yüzeyden aşağıya doğru parabolik olarak bir azalma göstermektedir (Zehetbauer ve Zhu, 2009).

Yüzey sertlik doyumu, prosesin optimizasyonunda önemli neticelere sahiptir. Çünkü uzayan süreç, bilyaların etkisi ile iş parçasının tükenmesine sebep olabilir. Prosesin kontrolü istenilen sertliğin elde edilmesi için önemlidir.

Bilyalı dövme işlemi sadece yüzey özelliklerini değiştirmez, ayrıca yığın malzemelerin çekme gerilmesini de önemli şekilde değiştirmektedir. Yüzeyin bilyalı dövme ile aşırı deforme olması sonrası oluşan nano-yapı, yüzeyin sertlik ve mukavemetinin artmasına önemli şekilde katkı sağlamaktadır. Literatürde yapılan bazı çalışmalarda bilyalı dövme ve

benzer işlemlerle ile yüzeyde 6 kata kadar akma dayanımında artış olduğu gözlemlenmiştir (Zehetbauer ve Zhu, 2009).

2.2.1.4. Yorulma Dayanımı

Genel olarak bilyalı dövme gibi mekanik yüzey işlemleri yüzeye yakın bölgelerde yüksek dislokasyon yoğunluğu oluşturmak için tercih edilmektedir. Yerel plastik deformasyon, kalıntı gerilmeyi artırıp yüzey topografyasını değiştirmektedir. Bu değişimlerde yorulma gerilmesini etkilemektedir. Bilyalı dövme ile yüksek yüzey pürüzlülüğü ve çatlak başlangıcı hızlandırılırken, çatlak ilerlemesi yavaşlamaktadır. Kalıntı bası gerilmesi çatlak çekirdeklenmesini tetiklerken, çatlak ilerlemesini de önemli ölçüde yavaşlatmaktadır (Wagner, 1999). Daha kalın yüzey tabakalarında ki kalıntı bası gerilemeleri yorulma direnci için daha etkili rol oynamaktadır. Aynı şekilde daha büyük bilyalar, diğer parametreler sabit iken, daha uzun yorulma ömrü sağlamaktadır. Parça geometrisine, kullanılan malzemeye, bilya malzemesine, dövme kalitesine dövme şiddetine ve dövülen bölgeye bağlı olarak yorulma ömrünü 0 dan %100' e kadar artırmaktadır (Kumar, Singh ve Kumar, 2013).

Isıl işlem metallerin yorulma direncini artırmak için iyi bilinen bir prosedürdür. Fakat bazı metallerde (Co-Cr alaşımları, Ti gibi) etkili olmamaktadır (Tokue, Hayakawa ve Ohkubo, 2013). Sertleştirme teknikleri olan bilyalı dövme, benzer prosedürler ya da haddeleme işleminin oluşturdukları kalıntı bası gerilmeleri sayesinde yorulma direncini daha çok geliştirilmektedir. Bilyalı dövme işlemi yaygın olarak otomotiv ve uzay motor parçalarında yorulma direncini artırmak için kullanılmaktadır (Wagner, 2003).

2.2.1.5. Oksidasyon

Soğuk işlem ve bilyalı dövme işlemi, malzemenin oksidasyon direncini yüzeyde oluşturduğu koruyucu tabaka sayesinde olumlu yönde etkilenmesini sağlamaktadır. Soğuk işlem yüzeye yakın bölgelerde dislokasyonlar ve tane sınırlarının artmasını sebep olmaktadır. Lothar Wagner' in oksidasyon teoreminde, oksit filminin büyüme oranının kararlı durum esnasında iyonik yüklerin difüzyonuna bağlı olduğu belirtilmiştir. Metalik yüzey bilyalı dövme işleminden sonra mikroyapısal olarak tamamen değişime uğramaktadır. Bu da geçiş aşamasında oksidasyon mekanizmasının değişimini

sağlamaktadır. Değişen oksidasyon mekanizması sonrası oluşan kararlı oksit tabakası korozyon direncini artırmış olmaktadır (Naraparaju vd., 2011).

Bazı malzemeler oksit tabakasının ayrılmasından dolayı oksidasyondan negatif olarak etkilenmektedir. Bu negatif etkileri hafifletmek için ise tane sınır mühendisliğiyle direk olarak ilgili olan bilyalı dövmenin, yüzeyde oluşturduğu kalıntı bası gerilmesinin etkili bir biçimde incelenmesi gerekmektedir (Tan vd., 2008).

Bilyalı dövme oksit tabakasının mikroyapısının değişimine sebep olmaktadır. Bunun nedeni, genelde yüzeydeki tanelerin mikron altı ve nano tanelere kadar incelemesini sağlamasından kaynaklanmaktadır. Bu tane incelleme mekanizması, alt tane sınırlarındaki dislokasyon aktiviteleri sonucunda meydana gelmektedir. Böylece malzemede oksit kalkması azalır yani oksidasyon direnci artar (URL-4).

Sonuç olarak bilyalı dövme ile oluşturulan plastik deformasyon, yüzeyde kararsız ve yüksek enerjili bir yapı oluşturacağından ilk oksitlenme burada meydana gelecek ve koruyucu bir oksit film tabakası oluşacaktır. Oluşan kararlı oksit tabakası da oksidasyon direncinin artmasına olumlu katkı sağlayabilmektedir.

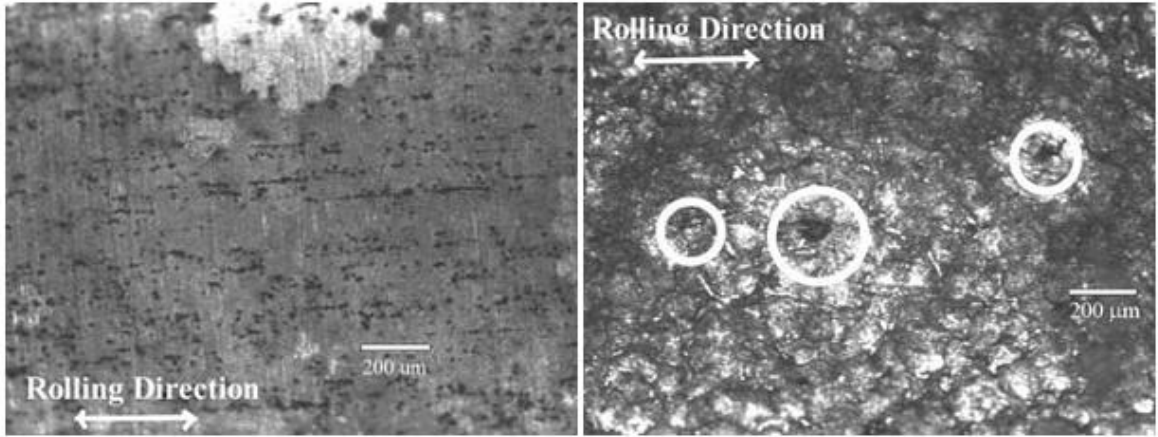
2.2.1.6. Aşınma ve Sürtünme

Bilyalı dövme yüzey tabakası ve yüzey altı bölgelerin sertliğini, oluşan kalıntı stres ile önemli ölçüde artırmaktadır. Bu sayede hem sürtünme hem de aşınma özellikleri gelişmektedir. Fakat artan kalıntı gerilme ile aşınma direnci lineer olarak artmamaktadır. Malzemeye bağlı olarak (ostemperlenmiş dökme demir ya da TiAl6V4 gibi malzemelerde) değişim de gösterebilmektedir (Mitrovic vd., 2014).

Genel olarak, kalıntı gerilme oluşumu ve pürüzlülük, pozitif olarak tribolojik özellikleri etkilemektedir. Yüzey topografyası kaygan yüzey temaslarında kritik bir öneme sahiptir. Bilyalı dövme ile yüzey vadilerinin oluşumu yağ deposu gibi bir davranış gösterir ve yüzeyde hidrodinamik basınç oluşturur (Mitrovic vd., 2014). Bu yüzden bilyalı dövme işlemi sayesinde aşınma ve sürtünme davranışlarında önemli değişiklikler görülmektedir.

2.2.1.7. Korozyon

Bilindiği gibi gerilmeli korozyon ve tüm korozyonlar malzemede yüzeyden itibaren başlamaktadır. Bilyalı dövme işlemi ile yüzeyde oluşturulan kalıntı gerilmeler sayesinde çatlak ilerlemesi durdurabildiğinden, bu işlem ile malzemelerin özellikle gerilmeli korozyona karşı olan direnci artmaktadır. Çatlaklar ve kusurlar korozyon için en etkili çekirdek bölgelerdir. Bu bölgelerde enerji yoğunluğunun fazla olması korozyonu tetikleyici etki gösterdiğinden bilyalı dövme ile nispeten bu etki giderilmektedir (URL-3). Örneğin, Şekil 16’ da gösterildiği gibi dövülmemiş numune de birçok oyuktan kaynaklanan korozyon izleri görülürken, bilyalı dövme işlemi sonrası oyuklarda yüksek miktarda azalma olduğu fakat birkaç büyük oyukun da oluşabileceği açık bir şekilde görülmektedir.



Şekil 16: Oyuk korozyonunun dövülmüş ve dövülmemiş numune üzerine etkisi (Wagner L. 2003).

Bilyalı dövme uygulanmış bir numune kalıntı gerilmelerden dolayı statik çekme gerilmesine sahiptir. Korozyon tipleri içinde en çok zarar veren stres korozyon çatlaklarıdır, fakat kalıntı gerilme ile doğrudan alakalı değildir. Çatlak tipi malzemeye bağlı olarak taneler arası ya da tane içinde meydana gelmektedir. Kalıntı gerilmenin olduğu bölgeler, stres korozyon çatlakları meydana getirmemektedir. Yani bilyalı dövme işlemi, oluşan kalıntı gerilme sayesinde malzemelere pozitif olarak katkı sağlamaktadır (URL-3). Ayrıca yüzeyde yoğun tabaka oluşumu ve porların kapanması gerilmeli korozyon çatlaklarını düşüren en önemli faktörlerden biridir.

2.3. Termal Bariyer Kaplamalar

TBC' ler uzay ve havacılık endüstrisinde, yüksek sıcaklığa maruz kalan parçalara uygulanan ve son yıllarda giderek yaygınlaşan bir kaplama teknolojisidir. Yüksek sıcaklığa maruz kalan iş parçalarının yüzeyden itibaren sıcaklığını düşüren TBC' ler, böylelikle motor performanslarında artış sağlamaktadırlar. TBC' lerin kullanımı, dahili soğutma sistemlerinin de katkısı ile süper alaşımların ergime sıcaklığını aşan değerlerde dahi çalışmaya olanak sağladığından motor performanslarının verimliliğinde kayda değer artışlar sağlanmaktadır. TBC' ler gelişmiş uçak motorlarının itme kuvvetlerinin verimliliğini geliştirmek için uygulanan en önemli ve etkili yoldur (Bonadei ve Marrocco, 2014; Xu H. ve Guo H., 2011).

TBC bileşenleri yüksek sıcaklık şartlarına, büyük sıcaklık değişimlerine, kompleks ve karışık olan gerilme şartlarına ve korozyon atmosferlerin sebep olduğu zor çalışma koşullarına direnç göstermelidir. Tek katmanlı bir kaplamanın bu derece olumsuz koşullar altında istenen direnci göstermesi oldukça zordur. Bunun sonucu olarak da kompleks yapılı olan TBC' ler geliştirilmiştir. 1970'ler den bu yana yapılan çalışmalarda, altlık malzeme ile beraber üç ayrı tabakadan oluşan kaplama sistemlerine odaklanılmıştır. Örneğin, korozyon ve oksidatif koşullarda uzun süreli dayanım sağlamak için yüksek sıcaklığa maruz kalan malzemelerde, daha iyi termal yalıtkanlık ve düşük termal iletkenlik katsayısına sahip seramik esaslı üst kaplamalar tercih edilmiştir. Altlık üzerinde metalik bir bağ kaplama kullanımı ile de üst kaplamaya daha iyi tutunma ve adezyon sağlanmıştır. Çalışma koşulları altında ise, seramik ve bağ kaplama arasında ince TGO tabakası oluşumu ile karşılaşmıştır (Xu ve Guo, 2011).

Uçak motorlarının çalışmasında etkin rolü olan türbin bıçakları, vanalar ve yanma odalarında artık ısı izolasyonu sağlaması amacıyla TBC' ler kullanılmaktadır. Geleneksel bir TBC yukarıda da belirtildiği gibi altlık malzeme ile birlikte üç farklı tabakadan meydana gelmektedir;

- i) Altlık malzeme olarak oksidasyona, korozyon şartlarına ve yüksek sıcaklık değişimlerine karşı iyi dayanım sağlayan Ni esaslı süper alaşımlar kullanılmaktadır.

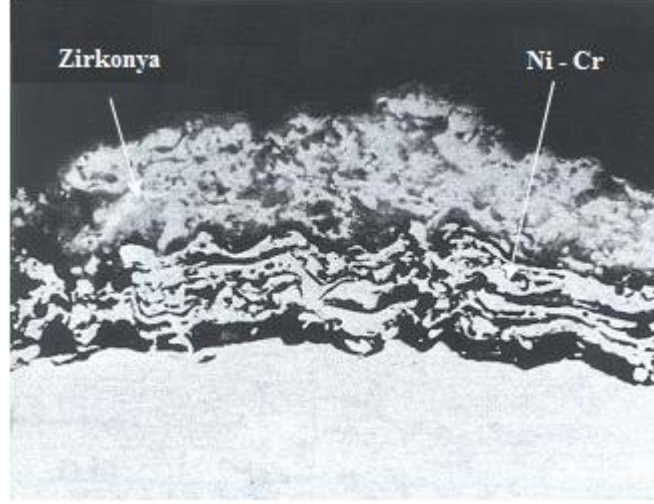
- ii) Metalik bağ kaplama olarak MCrAlY kaplamalar yaygın olarak kullanılmaktadır.
- iii) Bağ kaplama ve üst kaplama arasında oksidasyondan ötürü meydana gelen TGO tabakası bulunmaktadır.
- iv) Üst kaplama olarak yaygın olarak seramik malzeme olan, yaklaşık %8 Yttria ile stabilize edilmiş Zirkonya (YSZ) kullanılmaktadır.

Yukarıda belirtilen malzemeler türbin bıçaklarında yaygın olarak tercih edilen grup olmaktadır (Padture, Gell ve Jordan, 2002). TBC sistemlerinin oluşturulmasında farklı kaplama türleri kullanılmaktadır. Metalik bağ kaplama üretiminde ergime sıcaklığının seramiklere nazaran düşük olmasından dolayı hemen hemen tüm termal spreyci kaplama yöntemleri tercih edilmektedir. Örneğin, HVOF, Detonasyon Tabancası (D-Gun) ve CGDS metotları kaplama esnasında, toz partiküllerin yüksek hızlara ulaşmasından dolayı yüksek sıcaklıklara çıkılmadan biriktirme yapılmasına olanak sağladığından, yoğun ve porozitesi düşük olan bağ kaplamaların elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bunun yanında PS kaplama yöntemlerinde yüksek sıcaklıklara ulaşılmasından dolayı üretim esnasından oksit içeriği fazla olmakla beraber, partikül hızlarının yüksek olmamasından dolayı poroz yapılı ve oksit içeren kaplama üretimi sağlanmaktadır. Poroz yapılı istenen kaplamalarda bu yöntem özellikle tercih edilmektedir. Poroz yapının iletkenliği düşürmesi sebebiyle de ayrıca tercih sebebi olabilmektedir. Fakat poroziteyi daha azaltmak için VPS yöntemi de kullanılabilmektedir. VPS yönteminde vakum atmosferi için gerekli teçhizatlardan kaynaklanan masraflardan ötürü maliyetleri yüksek olan, fakat çok düşük porozite ve oksit içeriğine sahip kaplama üretimi de mümkün olmaktadır. Hem bağ kaplamanın hem de üst kaplamanın üretimi plazma spreyci kaplamalarla mümkün olmaktadır. Üst kaplama üretiminde ayrıca EB-PVD teknolojisi de kullanılmaktadır. Kolonsol yapının getirdiği avantajlardan dolayı, özellikle üst kaplama üretiminde verimliliği yüksek bir kaplama yöntemidir (Karaoğlu, Dikici ve Küçük, 2013; Zhang vd., 2008).

2.3.1. TBC'lerin Tarihçesi ve Kullanım Alanları

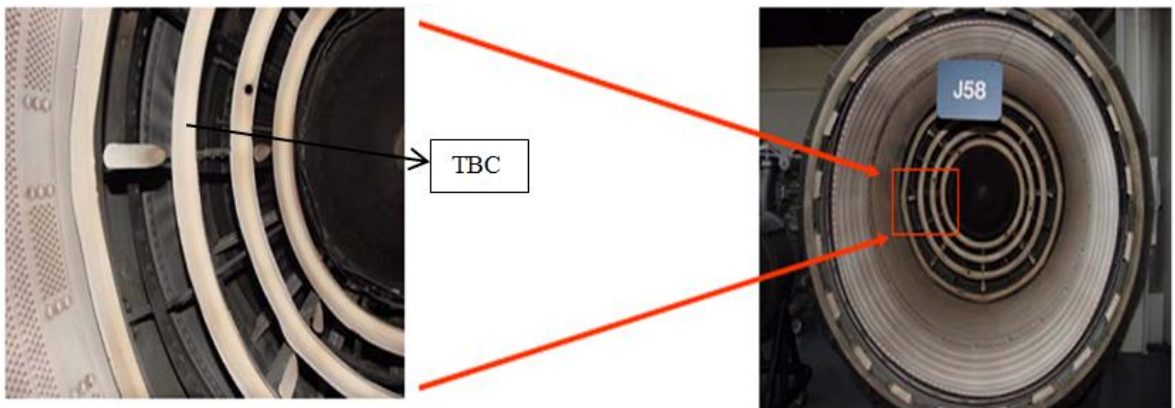
Termal bariyer kaplamalar yaygın olarak uçak endüstrisinde gaz türbin bıçaklarında, vanalarda ve motorların yanma odalarında kullanılmaktadır. Termal bariyer kaplamalar ilk olarak 1960 yılında roket motorlarının nozullarında denenmiştir. NiCr bağ kaplama üzerine Zirkonya üst kaplama kaplanarak TBC sistemi oluşturulmuş ve sıvı amonya buharına ve

oksidasyona karşı direnç sağlanmıştır. Fakat uzun süreli testler sonrası kaplamada ayrılımlar meydana gelmiştir. Şekil 17’ de roket motor nozullarında kullanılan TBC mikroyapısı verilmiştir.



Şekil 17: Roket motor nozullarında kullanılan TBC mikroyapısı (Miller, 2009).

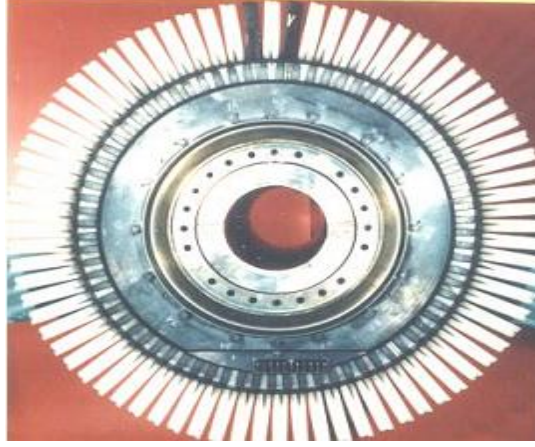
1970’ ler de nükleer roket uygulamalarında termal spreycaplama yöntemleri denenmiş ve Alumina, Zirkonya-Kalsiya Yitria ile stabilize edilerek kaplamalar yapılmış. Yine 1970’ ler de plazma spreycap yöntemi ticari olarak yanma odalarına uygulanmış ve seramik üst kaplamalı TBC’ ler üretilmiştir. Şekil 18’ de yanma odası seramik üst kaplamalı olan TBC resimleri verilmiştir.



Şekil 18: Yanma odasına seramik üst kaplamalı TBC uygulamaları (Miller, 2009).

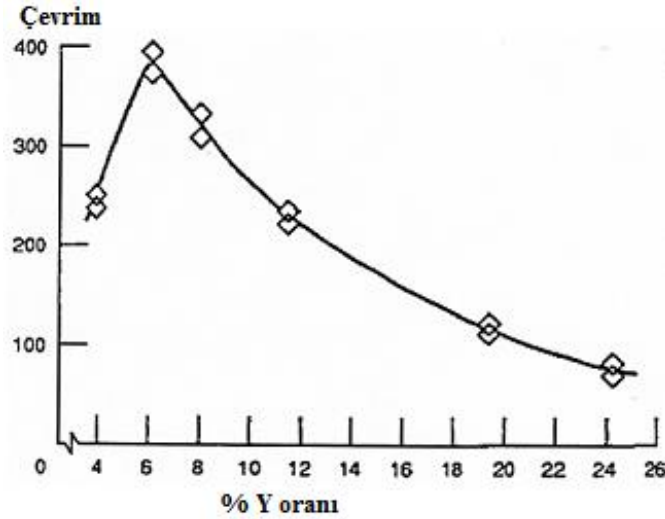
1970’ lerin ortalarında ise türbin bıçaklarında “Modern TBC” üretimine geçilmiş ve bağ kaplama olarak NiCrAlY, üst kaplama olarak %12 Yttria ile stabilize edilmiş ZrO_2 (YSZ)

tercih edilmiştir. Şekil 19’ da MCrAlY bağ ve YSZ üst kaplama uygulanmış türbin bıçağı görülmektedir.



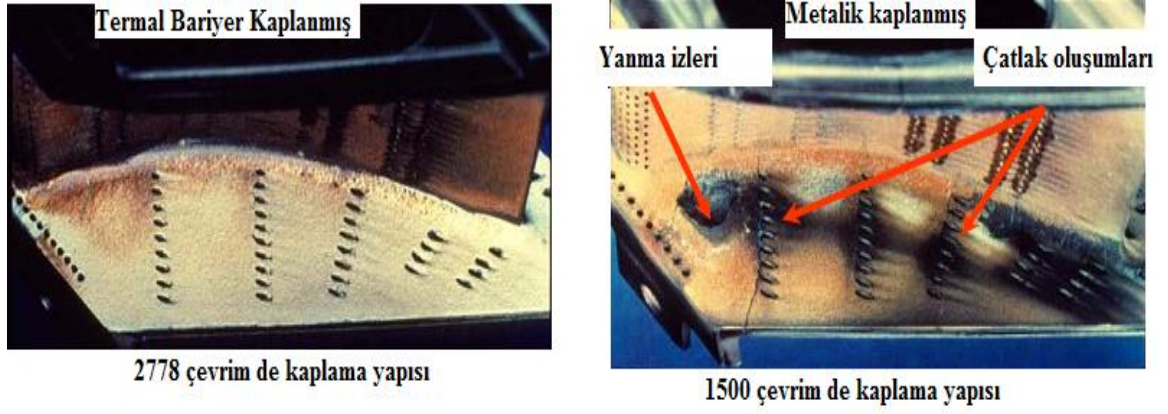
Şekil 19: MCrAlY bağ ve YSZ üst kaplama uygulanmış türbin bıçağı (Miller, 2009).

Üretilen TBC’ ler test edildiğinde yüksek sıcaklıklar da ayrılmalar görülmüş ve bunun üzerine Yttria oranında iyileştirme yapılması için çalışmalar yapılmış ve stabilizatör olarak kullanılan Yttria elementinin yüzde oranına bağlı olarak, TBC’ lerin kaç çevrim dayandığı şekil 20’ de gösterilmiştir.

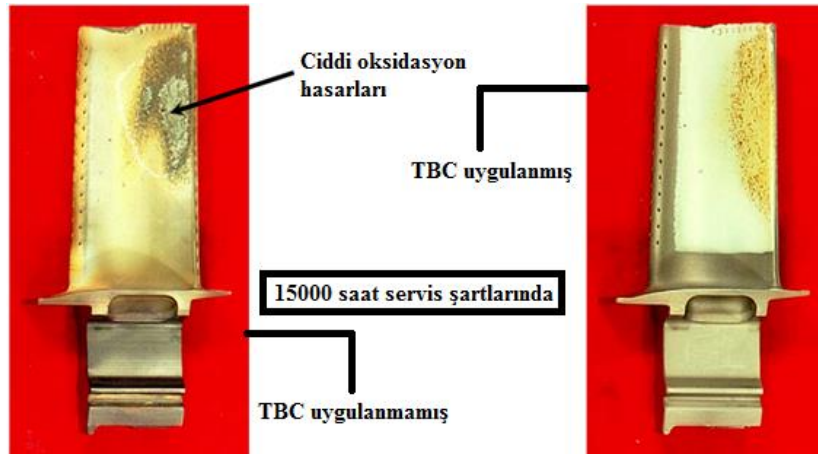


Şekil 20: YSZ içerisindeki Yttria oranına bağlı olarak termal çevrim oranı değişimleri (Miller, 2009).

1985’ te vanalarda yapılan çevrim sonuçlarına bağlı olarak 15000 saate kadar servis ömrüne ulaşılırken, metalik ve TBC kaplı vanaların arasındaki ciddi dayanım farkı olduğu da ortaya konulmuştur. Aynı şekilde 1989’ da yapılan bir deneyde TBC kaplanmış ve kaplanmamış bir türbin bıçağının 15000 saatlik servis koşulları altındaki dayanımı şekil 21 ve şekil 22’ de gösterilmiştir.



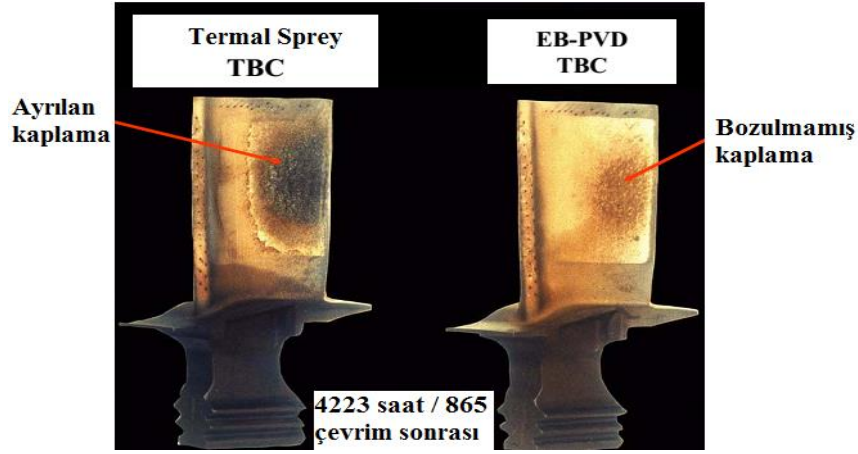
Şekil 21: Metalik ve TBC kaplı vanaların hasara uğradıkları çevrim sayıları sonrası görüntüleri (Miller, 2009).



Şekil 22: 15000 saatlik servis koşulları sonrası türbin bıçaklarının görüntüsü (Miller, 2009).

İlerleyen yıllarda 2000’ lere gelindiğinde ise plazma spreyl kaplama yöntemi ile üretilmiş TBC’ ler ile EB-PVD ile üretilmiş kaplamaların servis koşulları sonrası aralarındaki

dayanım farkları ciddi şekilde ortaya çıkmıştır. Şekil 23’ de termal sprej metodu ile ve EB-PVD metodu ile kaplanmış TBC’ lerin 4223 saat sonrası hasar görüntüleri verilmiştir.



Şekil 23: 4223 saat ve 865 çevrim sonrası PS-TBC ile EB-PVD yöntemleri ile üretilmiş TBC’ lerin kaplama yapıları (Miller, 2009).

Literatürde yapılan son çalışmalarda ise hem farklı malzeme kullanımları hem de farklı yöntemlerle birçok TBC uygulamalarında iyileştirmeler yapılmış ve hala üzerine birçok çalışma yapılamaya da devam edilmektedir.

2.3.2. TBC’ lerde Hasar Oluşum Mekanizmaları

2.3.2.1. TBC’ lerin Oksidasyon Davranışı

TBC’ ler de kullanılan üst YSZ kaplamalar yüksek derecede oksijen geçirgenliğine sahiptirler. Bu da TBC’ ler de bağ kaplama ile üst kaplama arasında TGO oluşumuna sebebiyet vermektedir. Bunun yanında bağ kaplama üretiminde oksidasyon direnci için önemli rol oynamaktadır. Poroziteli ve boşluklu bir bağ kaplama üretimi yüksek sıcaklarda aynı şekilde TGO oluşumuna destek vermektedir. Oksidasyon zamana bağlı olarak artacağından, oksijene karşı afinitesi yüksek olan alüminyum elementinin de ara yüzeye doğru difüzyonu artacak ve daha kalın bir alüminadan oluşan TGO oluşmasına sebebiyet verecektir. Kaplamadaki alüminyum konsantrasyonuna da bağlı olarak bir süre sonra alüminyum tamamen tükenecek kararlı ve üniform olan α -Al₂O₃ bozulacak ve karışık oksit oluşumları başlayacaktır. Bunun sonucu olarak da kaplama ara yüzeyinde lokal gerilmeler

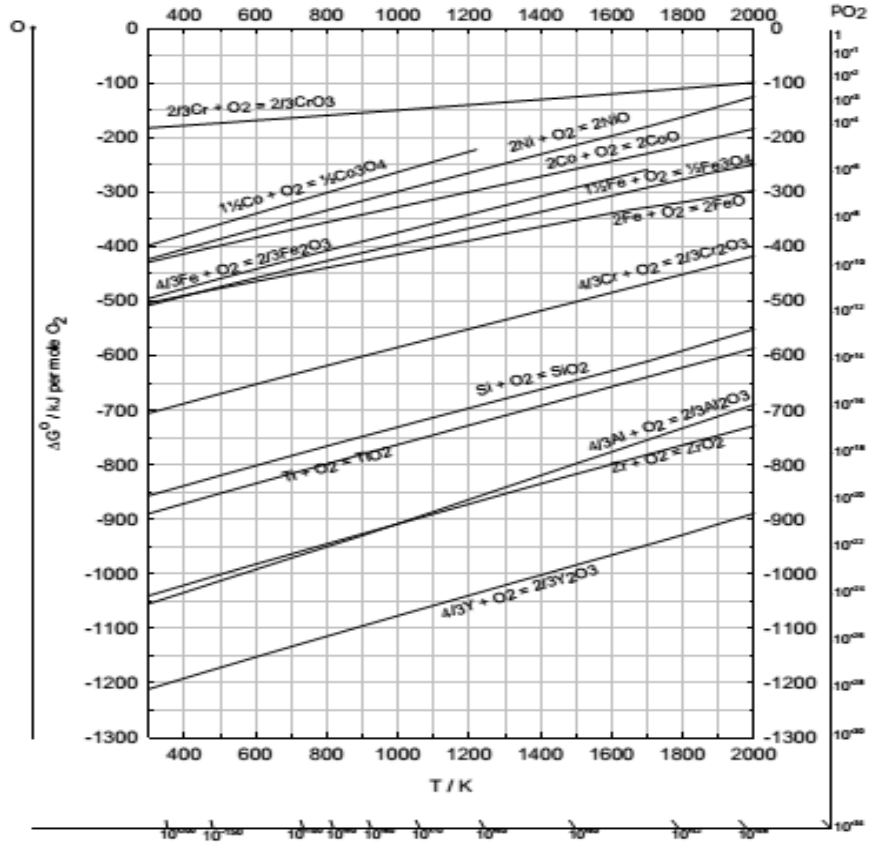
daha da artacak ve kaplama tabakası ara yüzeyden ayrılmaya başlayacaktır. Bu nedenle TBC' ler de oksidasyon davranışlarını daha iyi analiz etmek için TGO' nun adezyonu ve büyüme oranının en etkili faktörler olduğu yapılan birçok çalışmada gösterilmiştir (Evans vd., 2001; Karaoğlu, 2012).

Bağ Kaplama Tabakasının Oksidasyon Davranışı

Bağ kaplamalar TBC' ler de oksidasyona ve korozyona karşı direnç sağlamasının yanında üst seramik kaplama ile atlık malzeme arasında da iyi adezyon sağladığından büyük öneme sahiptirler. Bağ kaplamanın daha uzun ömürlü olması için de yavaş ve kararlı olarak büyüyen bir oksit tabakası oluşturması istenmektedir. Oksijenin sistemde olduğu her an alümina büyümesi de sürekli olarak devam edecektir. Bu nedenle düşük yoğunluklu alümina oluşumunun hacimsel genişlemeye sebebiyet vermesinden ötürü, engellenmesi gerekmektedir. TBC' lerde TGO tabakasının α -Al₂O₃' den meydana gelmesi istenmektedir. Bilindiği gibi oksidasyon süresi arttıkça Al tükenimi de artacağından spinel ve karışık oksitlerin oluşumu hızlanacaktır. Oluşan bu istenmeyen yapılar, iyi olmayan mekanik özelliklerinden dolayı arzu edilmemektedirler. Al MCrAlY alaşımı içindeki elementler arasında artan oksidasyon süresine bağlı olarak en yavaş büyüyen oksiti oluşturmaktadır. Bu nedenle de oksitlenmenin en çok Al elementiyle olması arzu edilmektedir. Böylece daha düşük kalınlıklı oksit tabakası elde edilmiş olacaktır.

Oksitlenme olayı için gerekli olan Gibbs serbest enerjisine ulaşılmadan oksitlenme meydana gelmemektedir. MCrAlY' den meydana gelen bir bağ kaplamada önce hangi elementin oksitleneceği, Ellingham diyagramı incelendiğinde net bir şekilde görülmektedir. Şekil 24' te MCrAlY bağ kaplamada bulunan elementler için Ellingham diyagramı verilmiştir. Diyagram incelendiğinde Al' nin oksitlenmesi için gerekli olan Gibbs serbest enerjisinin en düşük olduğu net bir şekilde görülmektedir. Yani diyagram da aşağı doğru inildikçe hangi elementin daha önce oksitleneceğini kolayca anlaşılmaktadır. Aynı zamanda aşağıdan yukarı doğru çıktıkça da hangi oksitin daha kararlı olduğu anlaşılmaktadır. Diyagrama göre Al' nin Cr, Ni ve Co elementlerine göre daha düşük Gibbs serbest enerjilerinde oksitleneceği anlaşılmakta iken, oluşan Al₂O₃' ün diğer oksitlere göre, yani sırasıyla Cr₂O₃, CoO ve NiO' dan daha kararlı olacağı da anlaşılmaktadır. Burada en kararsız oksitin NiO olduğu da böylece anlaşılmaktadır. Buna göre Al içeriği az olsa dahi ilk oksitlenme Al elementi ile olacaktır. Fakat bağ kaplamada

belirli süre sonunda Al' nin tükeneceği göz önüne alınırsa diğer oksit oluşumları ilerleyen oksidasyon süreçlerinde kaçınılmaz olarak meydana gelecektir (Song, 2011).

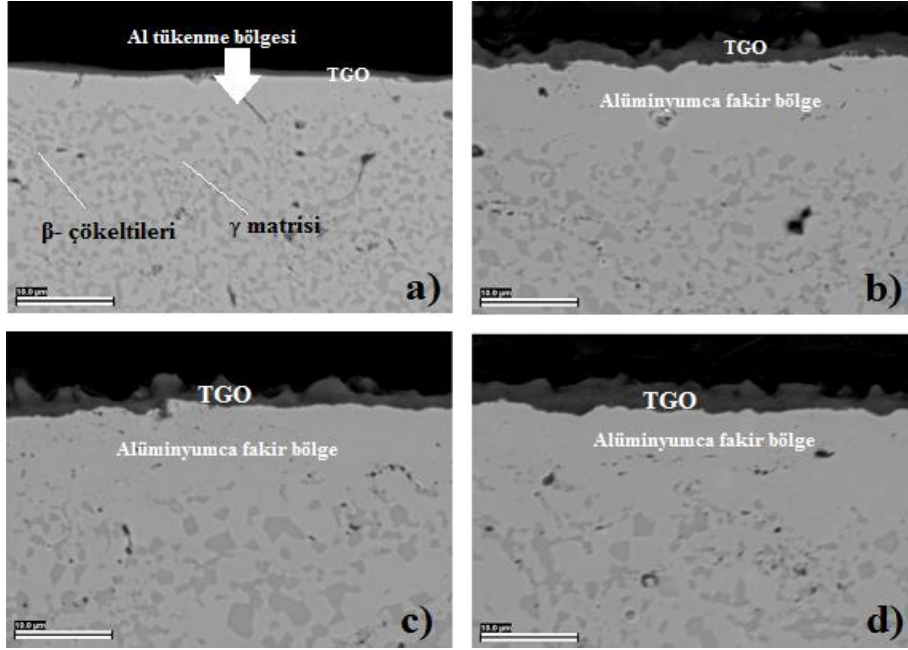


Şekil 24: MCrAlY elementlerinin yer aldığı Ellingham diyagramı (Song, 2011).

Al_2O_3 oluşumu yalnızca Al içeriğine değil aynı zamanda Cr elementine de bağlı olduğu literatürde belirtilmiştir (Young, 2008). Bu da Al_2O_3 oluşumu için Al' nin belirli bir limite olması gerektiğini göstermektedir. Eğer Al kritik bir limit değer altına inecek olursa diğer oksitler oluşmaya başlayacaktır. Bu nedenle oluşacak alümina tabasının kararlı olan $\alpha-Al_2O_3$ olması istenmektedir. Eğer daha düşük sıcaklıklar da oluşan yarı kararlı $\theta-Al_2O_3$ ve $\gamma-Al_2O_3$ oluşumu meydana gelirse, Al' nin tükenimi daha hızlı olacağından, bu yarı kararlı oksitlerin oluşumu da TBC' lerin daha uzun ömürlü olması için arzu edilmemektedir (Evans vd., 2001).

Şekil 25' te HVOF yöntemi ile CoNiCrAlY kaplanmış bir bağ tabakanın, 1000 °C' de farklı sürelerde oksidasyonu sonucu mikroyapısında meydana gelen Al fakirleşmesini gösteren SEM mikroyapı resimleri verilmiştir. Şekilde a resminde 5 saatlik oksidasyon

sonrası Alüminyumca zengin olan β çökeltilerinin (β -NiAl) sadece yüzeye yakın yerlerde tükendiği gözlenirken, diğer resimlere kıyasla daha düşük bir TGO yapısının oluştuğu gözlenmekte iken, diğer resimler (b, c, ve d) sırasıyla 25, 50 ve 100 saat oksidasyona maruz kaldıktan sonra Alüminyumca fakirleşmelerin daha derinleştiği ve arttığı, bunun sonucu γ -NiAl₃' e dönüşümün meydana geldiği ve daha kalın TGO tabakasının oluştuğu net bir şekilde gözlenmektedir (Richer vd., 2011).



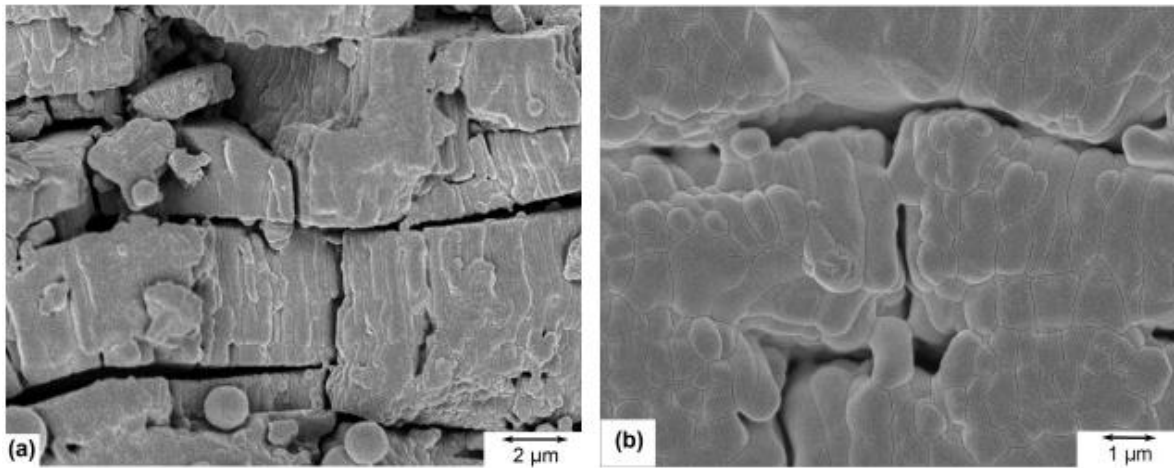
Şekil 25: CoNiCrAlY bağ kaplamanın 1000 °C' de; a) 5 saat, b) 25 saat, c) 50 ve d) 100 saatlik oksidasyon sonrası SEM mikroyapı resimleri (Richer vd., 2010).

Sonuç olarak bağ kaplamanın oksidasyonunu düşürmek için α -Al₂O₃ oluşumunu tetikleyici önlemler almak gerekmektedir. Bunun içinde bağ kaplama üretim teknikleri, toz boyutu veya farklı yüzey modifikasyonları yapılarak alüminyum tükenmesi düşürülmektedir. Örneğin, toz boyutunu düşürme (Ajdelsztajn vd., 2003; Ma ve Schoenung, 2011) ile tane boyutu azalacağından Alüminyumun difüzyonu hızlanacaktır veya HVOF yöntemi ile bağ kaplama üretimi yaparak (Richer vd., 2010) daha geç Al tükenimlerinin sağlanması gibi farklı işlemler literatürde birçok kez çalışılmıştır.

Üst Kaplama Tabakasının Oksidasyon Etkisi ile Sinterleşmesi

TBC' lerin üst kaplamaları iki yöntemle üretilmektedir. Bunlar APS ve EB-PVD yöntemleridir. EB-PVD metodu daha yoğun ve kolonsal olarak büyüyen bir yapıya sahip iken APS yöntemi poroziteli, çatlak ve boşluk içeren, laminar olarak büyüyen bir kaplama yapısına sahiptir (Vaßen vd., 2001).

APS yönteminde artan sıcaklıklarla çatlaklar ve boşlukların sinterleşme etkisi ile birleşmesiyle iri taneli bir yapı oluşumuna sebebiyet vermektedir. Yani yüksek sıcaklıklarda meydana gelen sinterleşme etkisi ile kaplama yapısı yoğunlaşmaktadır. Şekil 26' da sinterleşme etkisi ile kaplamanın yoğunlaşmasını gösteren SEM mikroyapı resimleri bulunmaktadır. Yoğunlaşmanın etkisi ile kaplama yapısındaki gerilme dağılımı değişirken, hacimsel olarak da hataların azalmasıyla dayanım artmaktadır. Bir başka etken ise kapanan porlarla ısı iletkenliklerde artış söz konusu olmaktadır. Yoğunlaşan kaplama yapısında basma gerilmeleri artmakta ve hasara sebebiyet vermektedir. Bunun yanında yoğunlaşan kaplama ile daha sağlam bir üst kaplama yapısı yani daha yüksek elastik modül değerleri elde etmek mümkün olmaktadır. Fakat iletkenliğin artması ile bağ tabaka ve altlık malzemeye sıcaklık iletimi artacağından sürünme ve bağ kaplama oksidasyonunda artışlar meydana geleceğinden hasar oluşumu kaçınılmaz olacaktır. Sonuç olarak TGO tabakasında da gerilmelerin artışı ile ara yüzeyden TBC' lerin ayrılması hızlanacaktır (Vaßen vd., 2001; Shinozaki M. ve Clyne, 2013; Karaoğlu, 2012).



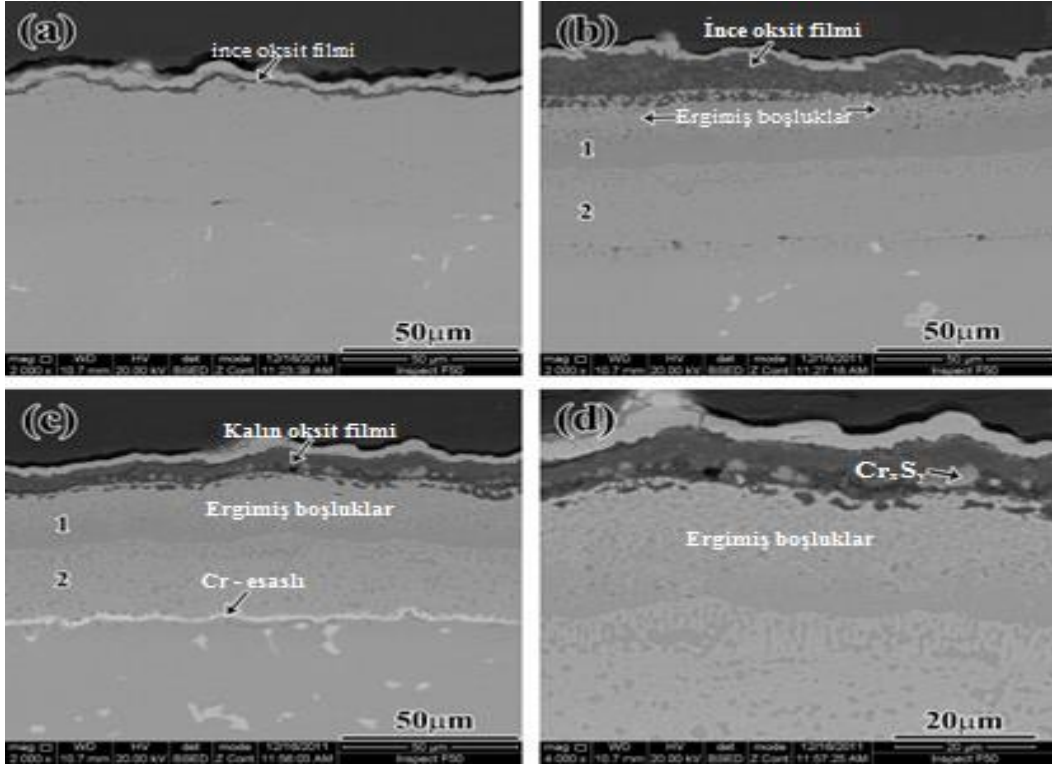
Şekil 26: Sinterleşme etkisinin PS ile kaplanmış YSZ malzeme için; a) Kaplama sonrası, b) 1400 °C' de 10 saat oksidasyon sonrası mikroyapıları (Shinozaki M. ve Clyne, 2013).

2.3.2.2. Sıcak Korozyon

Sıcak korozyon olayı yüksek sıcaklıklarda meydana gelen bir korozyon türüdür. Gaz türbin elemanlarının kritik bölümleri olan türbin bıçakları ve vanaların, yüksek sıcaklıklarda servis şartlarına maruz kalması farklı tip sıcak korozyon olaylarıyla karşılaşılmasına sebep olmuştur (Mouritz, 2012). Sıcak korozyon olayı metal yüzeyinde ergimiş tuzların birikmesiyle meydana gelen bir yüksek sıcaklık korozyonu olarak tanımlanmaktadır. Genellikle, SO₃ ve NaCl arasındaki reaksiyon sonucu yüzeyde Na₂SO₄ tuzunun birikmesi ile meydana gelmektedir (Landolt, 2007). (4.1) nolu formülde Sodyum Sülfat oluşumunu gösteren reaksiyon verilmiştir.

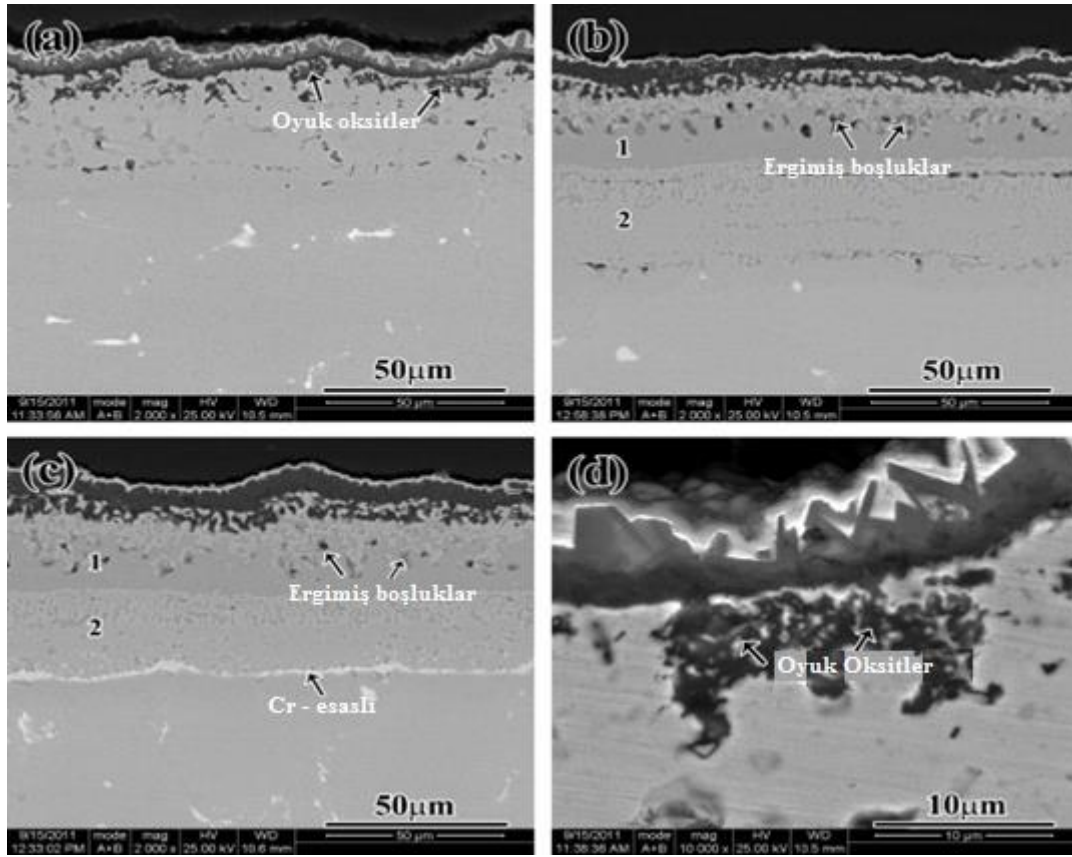


Na₂SO₄' ün ergime sıcaklığı yaklaşık olarak 884 °C olmasına karşın başka çözünen sülfatların etkisi ile ergime sıcaklık noktası değişebilmektedir. Sıvı haldeki tuzların iyonik ergir olmasından dolayı tuz ve metal arasında elektrokimyasal reaksiyonlar meydana gelmektedir. Örneğin metalin oksidasyonu bir anodik prosestir. Nikel alaşımlarının sıcak korozyonu yaklaşık 700 °C sıcaklıklarda meydana gelmektedir (Lai, 2007). Ciddi hasarlara sebebiyet veren sıcak korozyon düşük sıcaklıklarda meydana gelmesinden ötürü detaylı bir şekilde analiz edilmelidir. Şekil 27' de 700 °C' de ve Şekil 28' de 900 °C' de meydana gelen sıcak korozyondan kaynaklanan hasar mikroyapısı görülmektedir (Ma, 2013).



Şekil 27: Sıcak korozyon etkisinin; (a) NiCoCrAlY bağ kaplama, (b) AlSiY + NiCoCrAlY bağ kaplama, (c) mikron altı Ni–Re elektroliz tabakası + AlSiY + NiCoCrAlY, (d) Ni–Re elektroliz tabaka büyütülmüş resmi + AlSiY + NiCoCrAlY kaplamanın 700 °C’ de 20 saat sonrası enine kesit resmi (Ma, 2013).

Artan sıcaklıkla, gaz türbinlerinin yanma odalarında havadan gelen sodyum klorür ve yakıttan gelen sülfürün reaksiyonu ile sodyum sülfat oluşmaktadır. Sodyum sülfat türbin bileşenlerinin sıcak parçalarında özellikle rotor bıçaklarında ve nozullarında birikmesi ile sülfidasyon ve oksidasyon reaksiyonları sonucu sıcak korozyon hasarları meydana gelmektedir. Gaz türbin uygulamalarında hava çok fazla kullanılmaktadır. Bu kadar çok hava kullanımının amacı ise özellikle soğutma sağlamak içindir. Bu yüzden de yanma olayının meydana geldiği ortamda oksitlenme kaçınılmaz olarak meydana gelmektedir.



Şekil 28: Sıcak korozyon etkisinin; (a) NiCoCrAlY bağ kaplama, (b) AlSiY + NiCoCrAlY bağ kaplama, (c) mikron altı Ni–Re elektroliz tabakası + AlSiY + NiCoCrAlY, (d) Ni–Re elektroliz tabaka büyütülmüş resmi + AlSiY + NiCoCrAlY kaplamanın 900 °C’ de 20 saat sonrası enine kesit resmi (Ma, 2013).

Sıcak korozyon yapısı incelendiğinde porlu yapılar, kalın oksit tabakaları ve kromca zengin sülfürlerden meydana geldiği görülmektedir. Sıcak korozyon, ergimiş sodyum sülfatın parça üzerinde birikmesi ile ve yaklaşık olarak 850 °C ile 900 °C arasında ve alaşımın kompozisyonuna bağlı olarak değişen sıcaklık aralıklarında, aynı zamanda tuzun da ergime sıcaklığına bağlı olarak vuku bulmaktadır (Talbot ve Talbot, 1998).

Sıcak Korozyon Tipleri

Sıcak korozyon Tip I ve Tip II olmak üzere 2 farklı grupta sınıflandırılmaktadır. Tip I sıcak korozyonu 800 °C ile 950 °C aralarında meydana gelirken, Tip II sıcak korozyonu daha düşük sıcaklıklarda yaklaşık 670 °C ile 750 °C aralarında meydana gelmektedir. Tip II sıcak korozyonu dahili çatlaksız yada çok az çatlaklı oyuklanma şeklinde ayırt

edilebilmektedir. Nispeten daha düşük sıcaklıklarda meydana gelmesinden ötürü tespiti oldukça zor olmaktadır. Çalışma sıcaklıkları daha düşük olan gemi ve endüstriyel gaz türbinlerinde daha çok gözlenmektedir.

Tip I sıcak korozyonu iki adımda meydana gelmektedir. İlk adımda düşük oranlarda korozyon meydana gelirken, bunu takip eden ikinci adımda hızlanmış bir şekilde meydana gelmektedir. Düşük oranda meydana gelen korozyon adımı koruyucu oksidasyon oluşumuna sebebiyet verirken, hızlanmış korozyon adımı ise bu koruyucu oksit tabakasının kalkması söz konusu olmaktadır.

Sıcak korozyon birkaç test metodu ile incelenebilmektedir. Daldırma veya batırma olarak adlandırılan test, ilk uygulanmış sıcak korozyon testidir. Diğer bir test ise, tuz kaplama metodu yani test edilecek numunenin tamamen tuzla kaplanmasıdır. Bu metot akademik çalışmalarda korozyon mekanizmasını analiz etmek için en yaygın kullanılan metottur (Eliaz, Shemesh ve Latanision, 2002; Young, 2008).

Tip I (Yüksek Sıcaklık) Sıcak Korozyonu

850 °C ile 950 °C sıcaklık aralarında yaygın olarak Tip I sıcak korozyonu gözlenmektedir. Yüksek sıcaklıklarda meydana gelen bu korozyon türü maruz kaldığı parça yüzeyinde metal yoğunlaşması ile başlar. İlk olarak koruyucu oksit filmi oluşurken devamında Krom azalması meydana gelmektedir. Sodyum Sülfat yanma esnasında meydana gelmektedir. Yüksek sıcaklıkta oluşan Na_2SO_4 tuzu termodinamik olarak yüksek kararlılığa sahiptir. Havada ve yakıtta bulunan diğer empüriteler (Na, V, S vb.), tuzlarla birleştiğinde daha düşük sıcaklıklarda oluşan karışımlar meydana gelmektedir. Bu olay sıcak korozyon oluşumunu tetiklemektedir. Yüksek sıcaklık korozyonu dört kademedен meydana gelmektedir;

- i) Oksit tabakasının bozunması, hafif yüzey pürüzlülüğünden dolayı artmaktadır. Krom tükenimi ve mekanik bütünlük gözlenmemektedir.
- ii) Krom tükenmesi başlarken, oksit tabakasının bozunmasında belirginleşmektedir.
- iii) Ana malzemenin oksidasyonu, kritik derinliğe ulaşmaktadır. Bu durum bıçakların mekanik bütünlüğü bozulacağından servise girmelidir.

- iv) Hasar meydana gelmektir. Yüksek derecede sıcak korozyona uğrayan malzemelerin, geri dönüşü olmayan hasarlara sebebiyet vermesi artık mümkün olmaktadır. Hasar türbin bıçaklarının iç kesimlerine kadar ilerlemektedir.

Yüksek sıcaklık korozyonunda birçok durum makroskobik görüntülerle incelenebilmektedir. Sıcak korozyon meydana geldiği zaman, metal soyulmaları ve metal renginde NiO oluşumundan dolayı grimsi tona dönüşüm gözlenmektedir. Sülfidasyon ve tükenim sadece makroskobik analizlerle karakterize edilebilmektedir (Eliaz, Shemesh ve Latanision, 2002).

Tip II (Düşük Sıcaklık) Sıcak Korozyonu

Tip II sıcak korozyonu Tip I sıcak korozyonuna göre daha düşük sıcaklıklarda meydana gelmektedir. CoCrAlY kaplı türbin bıçakları 800 °C ile 1000 °C' ler arasında sıcak korozyona karşı yüksek dirence sahiptirler. Fakat 600 °C ile 730 °C' ler arasında korozyon meydana geldiği tespit edilmiştir. CoCrAlY kaplı parçalar CoSO₄ ve NiSO₄ içermelerinden dolayı düşük sıcaklıklarda, Tip II yani düşük sıcaklık korozyonuna maruz kalmaktadırlar. Tip II sıcak korozyonuna karşı nikel esaslı kaplamalar, kobalt esaslı kaplamalara göre daha dirençlidir. Bunun yanında, NiCrAlY ve NiCoCrAlY kaplamalarda CoCrAlY kaplamalara göre daha dirençlidir. Krom, kaplamalarda Tip II sıcak korozyonuna karşı dirençte önemli bir role sahiptir. Ayrıca, %39 Cr içeren NiCrAlY kaplamalar düşük sıcaklık korozyonuna karşı daha dirençlidir (Eliaz, Shemesh ve Latanision, 2002).

2.3.2.3. Termal Şok

Termal şok ısıtılan malzemelerin aniden soğutulması sonucu meydana gerilmeler sebebiyle hasar görmesine sebebiyet veren bir hasar mekanizmasıdır. Termal şok direnci malzemede birçok değişkene bağlıdır. Bunlar, malzemenin termal genleşme katsayısı, termal iletkenlik katsayısı, elastik modül değerleri, kırılma mukavemet değerleri ve bazı malzemelerin iç yapısında meydana gelen faz dönüşümleridir. Malzeme grupları içerisinde termal şoka karşı direnci en düşük olan malzeme grubu seramiklerdir (Ghosh, 2014).

TBC' lerde termal şok davranışları, üst kaplama yapısı ısı izolasyon sağlaması amacı ile seramik malzemelerden üretildiğinden büyük önem arz etmektedir. Üst kaplama yapısının,

metalik bağ kaplama ile uyumlu olması, yüksek termal genleşme katsayısına sahip olması, düşük elastik modüle sahip olması ve yüksek sıcaklıklarda kararlı faz yapısında olması istenmektedir. Bunun yanında ısı izolasyonu sağlaması sebebiyle düşük ısı iletim katsayısına sahip olması istenmektedir. Yaygın olarak PS yöntemi ile üretilen üst kaplamalarda poroziteli ve boşluklu yapı oluşumlarının kaçınılmaz olması aslında sisteme termal iletkenlik yönünden avantaj sağlamaktadır. Bilindiği gibi poroziteli yapılarda ısı iletim katsayısı düşük ve aynı zamanda porozite sebebiyle de kalıntı gerilmelerde azalmalar meydana gelmektedir. PS kaplamalarda yüksek sıcaklığa çıkılıp atlık üzerine gönderilen partiküller aniden soğuduğundan splatların varlığı sebebiyle mikro çatlak oluşumu da kaçınılmaz olmaktadır. Bu ise kaplamanın termal şok davranışını olumsuz yönde etkilemektedir. TBC' ler de oluşan çatlak yapıları hem enine yatay olarak, hem de boyuna dik olarak oluşmaktadır. Boyuna olan çatlaklar segmentasyon çatlağı olarak adlandırılırken bu yapıya sahip olan kaplamaların termal şok performansları daha iyi olmaktadır. Bu nedenle de segmentasyon çatlağının oluşması için de ekstradan işlemler yapılabilmektedir (Karger, Vaßen ve Stöver, 2011; Guo, Vaßen ve Stöver, 2004).

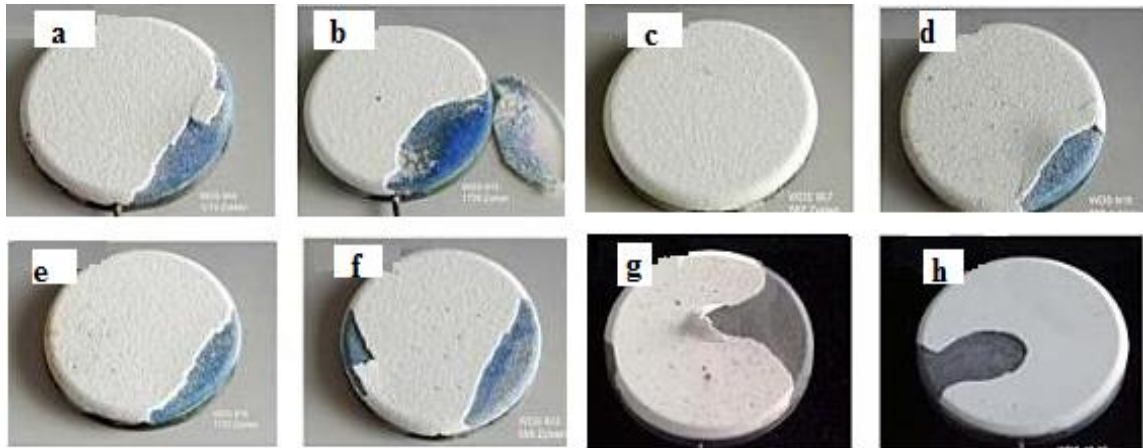
TBC' ler çalışma şartları gereği termal şoka maruz kalmaktadırlar. APS kaplamalar termal şok çevrimleri sebebiyle oluşan gerilmelerin etkisi ile yüzeyden ayrılarak hasara uğramaktadırlar. Yüksek sıcaklıklarda altlık malzeme ile üst kaplama arasında termal genleşme katsayısı uyumsuzluğu sebebiyle çekme gerilmeleri meydana gelmektedir. Bu gerilmelerin düşürülmesi için poroziteli kaplama kullanımı tercih edilmektedir. Isıtma esnasında önceden var olan gerilmeler giderilirken, hızlı soğuma sonrası ise basma gerilmeleri meydana gelmektedir. Basma gerilmeleri ise çatlakların daha da büyümesini sağlayacağından kaplamada zaman içerisinde hasarlar meydana gelmektedir.

Termal şok sonrası kaplamanın ayrılarak hasara uğramasının üç nedeni vardır. Bunlar;

- i) Oksit tabakasındaki büyümeden kaynaklanan gerilmelerin artması ile meydana gelen ayrılma hasarı,
- ii) Oksit tabakasının ısı gradyanından dolayı meydana gelen uzamaları,
- iii) Oksit tabakası ve kaplama arasında meydana gelen termal genleşme katsayısının uyumsuzluğudur.

Hızlı ısıtma esnasında oksit tabakasında çekme gerilmeleri meydana gelirken, hızlı soğutma ile kaplama ve oksit ara yüzeyinde meydana gelen çekme gerilmeleri deformasyona sebep vermektedir.

Bilindiği gibi TBC üretiminde en çok tercih edilen üst seramik kaplama malzemesi YSZ' dir. YSZ termal çevrimli yüklemeler sonrasında bazı negatif etkilere uğramaktadır. Bunlardan biri sinterleşme etkisi ile meydana gelen uzama toleransının azalması sonucu artan gerilmelerin kaplamanın ömrünün azalmasına sebep olması, diğeri ise t' - tetragonal fazının faz dönüşümüne uğramasıdır. Artan sıcaklıklarla t' - tetragonal fazı, tetragonal ve kübik faza dönüşmekte iken, soğuma esnasında ise hacimsel değişime uğrayarak monoklinik faza dönüşüm gerçekleşmektedir (Karaoğlu, 2012). Şekil 29' da PS ve EB-PVD yöntemleri ile YSZ kaplanmış termal şok testleri sonrası makroskobik görüntüleri verilmiştir.



Şekil 29: PS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilmiş TBC' lerin makroyapı resimleri; (a-f) PS yöntemi ile YSZ kaplanmış termal şok sonrası makroyapı resimleri, (g-h) EB-PVD metodu ile YSZ kaplanmış termal şok sonrası makroyapı resimleri (Marple vd., 2007).

TBC' lere yaygın olarak üç tip termal şok testi uygulanmaktadır. Bunlar;

- i) Brülör ısıtma termal şok testi
- ii) Jet motor termal şok testi
- iii) Fırın çevrim testleridir.

Brülörlü termal şok testinde dairesel numuneler kullanılarak yüksek sıcaklık gradyanları oluşturularak yapılmaktadır. Sistemde propan ve oksijen gazları kullanılarak brülör yardımı ile ısıtma sağlandıktan sonra basınçlı hava ile soğutma sağlanmaktadır. Bu sistemde kaplama yüzeyleri ısıtılırken, arka yüzeyleri ise basınçlı hava ile soğutulur. Test esnasında kaplama yüzeyindeki sıcaklık pirometre yardımı ile ölçülür. Çevrim süreleri genellikle 5 dakika ısıtma ve 2 dakika soğutma uygulanarak gerçekleştirilmektedir. Kaplama yüzeyinde %10 ile %20 arasında ayrılma ve dökülmeler meydana gelene kadar teste devam edilmektedir (Karaoğlu, 2012).

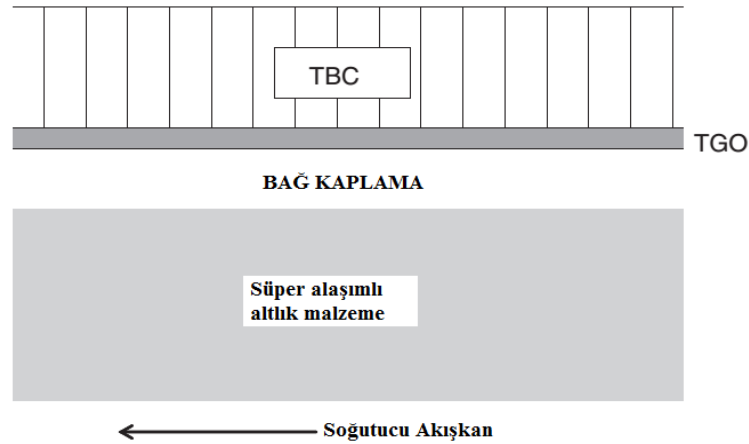
Jet motor termal şok testinde ise yine brülör sistemi kullanılarak kaplamada ısıl gradyan oluşturularak gerilmeler meydana getirilmektedir. Bu testte numuneler yakıcı gazların etkisi ile yaklaşık olarak 1400 °C' lere ısıtıldıktan sonra azot gazı ve açık atmosferde bekletme ile işlem gerçekleştirilmektedir. Diğer test metotlarına göre daha kısa sürelerde testi tamamlamak mümkün olduğundan büyük avantaj sağlamaktadır.

Fırın çevrim testinde ise yüksek sıcaklık fırınlarında oksidasyona uğratılan numuneler daha sonra soğutulularak ara yüzeyde gerilmeler meydana getirilerek termal şok işlemi gerçekleştirilir. Bu testte numuneler yaklaşık 1000 – 1200 °C' lere ısıtıldıktan sonra oda sıcaklığına bir fan yardımıyla soğutulmaktadırlar (Karaoğlu, 2012).

2.3.3. Termal Olarak Büyüyen Oksit (TGO) Tabaka Yapısı

TGO yapısı üst seramik kaplamanın birikimi esnasında bağ ve üst kaplama arasındaki ara yüzeyde meydana gelen ve Al_2O_3 ' den oluşan çok ince bir oksit tabakasıdır. TGO oluşumunun başlangıcı bu şekilde meydana gelmektedir. Bunun sebebi bağ kaplama malzemesi olan MCrAlY alaşımı göz önüne alındığında, içerdiği elementler içerisinde oksijene afinitesi yani ilgisi en yüksek olan elementin Alüminyum olmasından kaynaklanmaktadır. Bilindiği gibi Alüminyum açık atmosferle teması anında üzerinde çok ince bir oksit film tabakası yani Al_2O_3 oluşmaktadır. MCrAlY bağ kaplamalarda da bir nevi benzer durum söz konusu olmaktadır. Ara yüzeyde bulunan Al elementinin ilk oksitlenmesi aslında bu şekilde olmaktadır. Üst kaplamanın üretimi esnasında da açık atmosfer ve yüksek sıcaklıklar söz konusu olunca Al_2O_3 oluşumu kaçınılmazdır (Young, 2007).

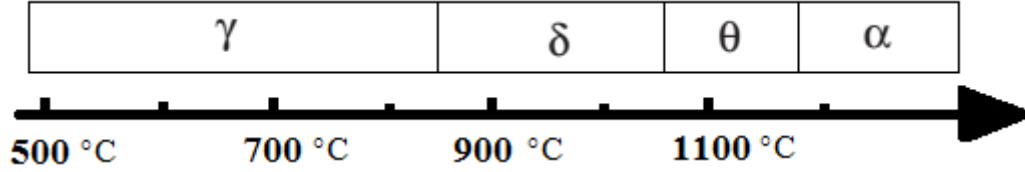
TBC' ler kullanımları gereği sürekli oksidasyona maruz kalmaktadır. Bu nedenle de TGO tabakasının kalınlığı da artan oksidasyon süresine bağlı olarak artış göstermektedir. Sürekli olarak bağ kaplamada bulunan Al elementleri ara yüzeye doğru difüze olarak bağ kaplamada bulunan Al miktarında azalmalar meydana gelmektedir. Zamanla oksijen aktivitesi artarken, alümina oluşumu için gerekli olan alüminyum aktivitesi ise azalmaktadır. Bu yüzden, TGO kompozisyonu spinellere yani $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Al}_2\text{O}_4$ ve bazı düşük alüminyumlu bağ kaplamalarda olan NiO spinellerine dönüşüm eğilimi gösterir. Yüksek krom içerikli bağ kaplamalarda TGO, $(\text{Ni}, \text{Co})(\text{AlCr})_2\text{O}_4$ ve Cr_2O_3 kompozisyonlu spinellere dönüşür. Bu olaylar bozulmamış TBC' ler için geçerlidir. Eğer ki erken bozulmalar meydana gelirse ki bu sıklıkla meydana gelir, oksidasyona maruz kalan metalik bağ kaplamaların oksidasyon süreçleri de aynı şekilde değişiklikler göstermektedir. Şekil 30' da gaz türbin bıçaklarında kullanılan TBC' lerin enine kesit temsili resmi verilmiştir (Liu, 2004).



Şekil 30: TBC yapısının enine kesit resmi (Young, 2008).

Seramik üst kaplamada üretimden kaynaklanan çatlak ve porozite olması, buradan oksijenin geçişine izin vermektedir. Bundan dolayı bağ kaplama oksitlenmesi kaçınılmazdır. Seramik üst kaplamanın yoğun olması durumunda da YSZ' nin yüksek iyonik geçirgenlik özelliği sebebi ile oksijen geçişi yine kaçınılmaz olmakta ve TGO tabakası oluşmaktadır. TGO tabakasının oluşumunda arzu edilen oksit tabakası $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ' dür. Bunun temel sebebi, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ düşük büyüme hızına sahip olmasıdır. Böylece, bağ kaplamaya oksijen geçişi de azalmaktadır. Hatta böyle bir yapının oluşması oksijenin difüzyonunu geciktirdiğinden sisteme bir nevi katkı sağlamış olur (Young, 2007).

Çalışma esnasında meydana gelen ısınma ile TGO tabakasının büyümesi sonucu, hacimsel genleşmeden ötürü basma gerilmeleri meydana gelmektedir. Soğuma esnasında da TGO tabakası ile bağ kaplama arasında ki termal genleşme uyumsuzluğu sebebiyle, TGO tabakasında kalıntı basma gerilmeleri meydana gelmektedir. Artan gerilmeler sebebiyle de TGO tabakasının bulunduğu bölgelerde ayrılmalar, yani üst tabakanın bağ tabakadan ayrılması söz konusu olmaktadır.



Şekil 31: Al_2O_3 ' ün sıcaklığa bağlı polimorfik dönüşümü (Young, 2007).

TGO tabakasının bileşenleri incelendiğinde, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ oksit yapısının direk oluşmadığı görülmüştür. Şekil 31' de Al_2O_3 ' ün sıcaklığa bağlı olarak polimorfik dönüşümleri gösterilmiştir. Son dönüşümde yarı kararlı (metastabil) $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ yapısı sıcaklık arttıkça daha kararlı olan $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ yapısına dönüşmektedir. Meydana gelen bu polimorfik dönüşüm TGO tabakasının hacimsel olarak büyümesine sebep olduğundan, çatlakların başlangıcı için tetikleyici unsur olmaktadır. Yani TGO tabakasının ayrılmasına sebep veren ilk faktör polimorfik dönüşümlerin meydana gelmesidir. Bu sebeple, TBC' lerde oluşan TGO yapısının $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ formunda olması istenmektedir ve bunun içinde literatürde halen bu konu hakkında birçok çalışma yapılmaktadır (Liu, 2004).

BÖLÜM III

MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Amaç

Gerçekleştirilen bu deneysel çalışmada, Inconel-718 Nikel esaslı süper alaşım altlık malzeme olarak tercih edilmiştir. Altlık malzeme üzerine ise CoNiCrAlY (Sulzer Metco, Amdry 9951, 5-37 μm) tozları kullanılarak, APS yöntemi ile metalik bağ kaplama üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen metalik bağ kaplama tabakasının yaklaşık kalınlık değeri 100 μm büyüklüğündedir. Üretilen bağ kaplamaların bir kısmına 2 farklı Almen şiddetinde bilyalı dövme işlemi uygulanırken, diğer kısmına ise herhangi bir işlem uygulanmamıştır. Tüm numunelerin daha sonra yüzey pürüzlülük değerleri ve porozite yüzdeleri belirlenmiştir. Devamında ise üst seramik tabakanın üretimine geçilmiştir. Üst kaplama olarak $\text{ZrO}_2 + 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$ (YSZ) tozları (GTV, -45+20 μm) APS tekniği ile yaklaşık 300 μm kalınlıkta olacak şekilde kaplanmıştır. Üretimleri gerçekleştirilen TBC' ler farklı süre ve sıcaklıklarda oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Devamında metalografik olarak hazırlanan numuneler, mikroyapısal olarak incelenmiş ve kaplama yapıları literatürde ki bilgilerle kıyaslanarak, açıklamalar getirilmiştir.

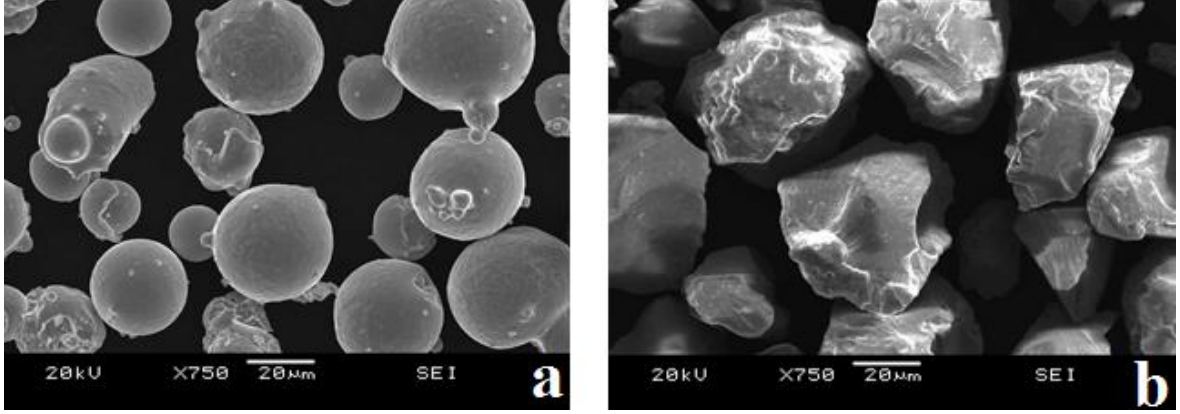
3.2. Toz ve Altlık Malzemelerin Karakterizasyonu

Altlık malzeme olarak Ni esaslı süper alaşım Inconel 718 malzeme kullanılmış olup, kaplama üretiminde iki farklı toz kullanılmıştır. Bağ kaplamada boyutları 5 ile 37 μm aralığında değişen partikül boyutuna sahip Sulzer Metco firması tarafından üretilmiş CoNiCrAlY tozları kullanılmıştır. Üst kaplama üretiminde ise YSZ ($\text{ZrO}_2 + 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$) içerikli, 20 ile 45 μm aralığında değişen partikül boyutuna sahip olan, GTV firması tarafından üretilmiş tozlar kullanılmıştır.

3.2.1. Toz Malzemelerin Mikroyapısal Karakterizasyonu

Toz malzemelerin karakterizasyonunda LEO 1455VP SEM cihazı kullanılmıştır. 750 büyütme yapılarak alınan görüntülerde, toz boyutlarının üretici firmanın verdiği aralık

değerlerinde olduğu rahatlıkla görülmektedir. Şekil 32 a' da CoNiCrAlY metalik bağ kaplama tozlarının mikroyapı morfolojisi görülmektedir. Mikroyapı resimlerinden de anlaşılacağı gibi tozlar küresel formdadır.



Şekil 32: Kaplama tozlarının SEM mikroyapı morfolojisi; a) CoNiCrAlY, b) ZrO₂–8%Y₂O₃.

YSZ tozlarına ait mikroyapı morfoloji resmi Şekil 32 b' de verilmiştir. YSZ tozlarının CoNiCrAlY tozlarına göre daha düzlemsel düzgün yüzeyli olduğu mikroyapı resimlerinden anlaşılmaktadır.

3.2.2. Altlık Malzemenin Kimyasal Kompozisyonu

Gerçekleştirilen deneysel çalışmada kullanılan Inconel-718 altlık malzeme, Ni esaslı süper alaşımların karakteristik özelliklerine sahiptir. Inconel-718 yüksek sıcaklık oksidasyon ve korozyon koşullarında üstün performans gösteren bir alaşım türüdür. Tablo 2' de Inconel-718' e ait kimyasal kompozisyon değerleri görülmektedir. Tablodaki verilerde görüldüğü gibi Ni ve Cr miktarının yüksek olması, Inconel-718' in korozyona karşı dirençli bir malzeme olduğunun göstergesidir. Havacılık endüstrisinde yaygın olarak tercih edilen Inconel-718 alaşımının, bu çalışmada altlık malzeme olarak kullanılması kararlaştırılmıştır.

Tablo 2: Ni esaslı süper alaşım Inconel 718 malzemenin kimyasal kompozisyonu.

Inconel 718' in % Kimyasal Kompozisyonu							
Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Si
53.55	18.0	5.31	3.03	0.96	0.56	0.27	0.09
Cu	Mn	C	Ta	P	B	S	Fe
0.06	0.06	0.03	0.01	0.007	0.004	0.001	Kalan

Altlık malzemeler 1 inç (25,4 cm) çapında, silindirik ve uzun çubuk formunda temini sağlandıktan sonra, kaplamaların yapılması ve oksidasyon testleri için uygun ebatlara getirmek amacıyla tel erozyon yöntemi kullanılarak 5 mm kalınlığa sahip silindirik disk şeklinde altlık malzemeler kullanıma hazır hale getirilmiştir. Şekil 33' de Inconel 718' in tel erozyonda kesildikten sonraki temsili resmi verilmiştir.



Şekil 33: Disk şeklindeki altlık malzemenin tel erozyon yöntemi ile hazır hale getirilmesi.

3.3. Bağ Kaplamanın Üretilmesi

Bağ kaplamaların üretilmesine geçilmeden önce yüzeyde istenmeyen oksit, yağ, kir ve kalıntı gibi istenmeyen, kaplamanın adezyonunu negatif etkileyecek safsızlıkların uzaklaştırılması için kumlama işlemi yapılmıştır. Yaklaşık olarak 10 cm' lik mesafeden yüzey ile yaklaşık 75°' lik açı yapacak şekilde 2,5 barlık basınç altında 60 mesh' lik Al_2O_3 tozları püskürtülmüştür. Kaplama işlemine geçilmeden önce numuneler, etil alkol içeren ultrasonik temizlemeye tabi tutulmuştur.

Bağ kaplama üretiminde kullanılan parametreler Tablo 3' de verilmiştir. Bağ kaplama parametreleri ve üst kaplamanın üretiminde kullanılan parametreler literatürdeki verilerle, kaplamaların üretimi konusunda tecrübeli olan danışman hocanın ve üretici firmanın tecrübelerine dayanarak deneysel çalışmalar sonucunda belirlenmiştir.

Tablo 3: Bağ kaplama üretiminde kullanılan kaplama parametreleri.

APS CoNiCrAlY Bağ Kplama		
Ark Akımı	Elektrik Gücü	Argon Akış Oranı
600 A	40 kW	65 slpm
Hidrojen Akış Oranı	Toz Besleme Oranı	Tabanca Mesafesi
14 slpm	30 g/dk	140 mm

Bağ kaplamaların üretiminde F6-GTV marka APS cihazı kullanılmıştır. Yaklaşık olarak 100 µm kaplama kalınlığına sahip CoNiCrAlY bağ kaplama üretimi gerçekleştirilmiştir. Bağ kaplamaların üretiminden sonra yüzey pürüzlülük değerleri ölçölmüştür.

3.4. Bağ Kaplamaların Bilyalı Dövölmesi

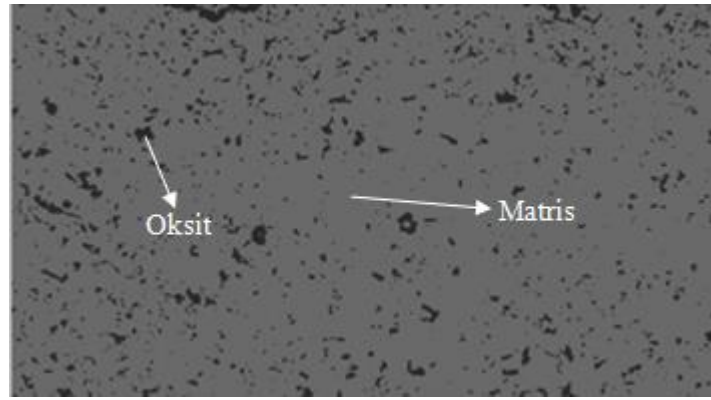
Bağ kaplamaların bilyalı dövme işlem parametreleri Tablo 4’ te verilmiştir. Micropeen–Peenmatic 2000S bilyalı dövme tezgâhında bağ kaplama yüzeyleri, 6-8 A ve 8-10 A olarak 2 farklı şiddette bilyalı dövme işlemine tabi tutulmuştur. Dişli ark ve millerin dövölmesinde genel olarak S180 çaplı bilya kullanıldığından, kaplamaların daha hassas olduğu düşünölerek S110 çaplı bilya ile dövölmesine karar verilmiştir. Dövme işlemi tüm yüzeyi kaplayacak şekilde %100 doyurma ile dövölmüş ve dövme işlemi esnasında hava basıncı 520 kPa olarak ayarlanmıştır.

Tablo 4: Bilyalı dövölmüş CoNiCrAlY bağ kaplamaların işlem parametreleri.

İşlem parametreleri	Değerler
1. Almen şiddeti	6-8A
2. Almen şiddeti	8-10A
Bilya tipi	S110
Doyurma oranı	%100
Hava basıncı kPa (psi)	520 (75)

3.5. Bağ Kaplamaların Porozite Ölçümleri

Bilyalı dövme işlemi sonrası malzemede porozite değerlerinin azalması hedeflendiğinden bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş numunelerin porozite değerleri ölçülmüştür. Porozite ölçümleri Clemex Vision Lite bilgisayar programı yardımı ile matris ve porozite renklerinde ki farkların tanıtılması sonucu hesaplanmıştır. Şekil 34’ de porozite ölçüm programında oksit ve matrisin renk farkından yararlanarak hesaplanan porozite ölçümü için temsili resim verilmiştir. Tablo 5’ te bilyalı dövme işlemi uygulanmış ve uygulanmamış bağ kaplamaların porozite değerleri verilmiştir.



Şekil 34: Mikroskop görüntü analiz programı kullanılarak gerçekleştirilen 100x büyütmede porozite ölçümü temsili gösterimi.

Tablo 5: Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların porozite içeriği.

Kaplama	Bağ kaplama porozite oranı (%)
Bilyalı Dövülmemiş	8.0 ± 2.0
6-8A Bilyalı Dövülmüş	6.8 ± 1.7
8-10A Bilyalı Dövülmüş	6.5 ± 1.9

3.6. Bağ Kaplama Tabakasının Yüzey Pürüzlülük Değerlerinin Ölçülmesi

Yüzey pürüzlülük ölçümü DIN EN ISO 3274 standartlarına göre yapılmıştır. Pürüzlülük ölçümlerinde SJ-310, Mitutoyo marka pürüzlülük test cihazı kullanılmıştır. Her ölçüm için

5 ayrı bölgeden ölçüm yapılarak ortalama değerler alınmıştır. Tablo 6’ da bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların yüzey pürüzlülük değerleri verilmiştir.

Tablo 6: Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların yüzey pürüzlülük değerleri.

Kaplama Yapısı	Yüzey Pürüzlülüğü (Ra- μ m)
APS bağ kaplama	7.34
6-8A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş APS Bağ Kaplama	3.21
8-10A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş APS Bağ Kaplama	2.92

3.7. Termal Bariyer Kaplamanın Üretilmesi

Bağ kaplama üretimi ve bilyalı dövme işlemi sonrası gerekli testler yapıldıktan sonra üst kaplama üretimine geçilmiştir. Üst kaplama üretiminde YSZ tozları, F6-GTV marka APS cihazı kullanılarak, yaklaşık 300 μ m kalınlığa sahip TBC’ lerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Tablo 7’ de bağ ve üst kaplama esnasında kullanılan metot, firmalar ve toz boyutları gösterilmiştir.

Tablo 7: Bağ ve üst kaplamalarda kullanılan tabanca ve toz malzeme özellikleri.

Kaplama Tipi (Kalınlık)	Sprey Tabancası		Toz Malzeme Özellikleri	
	Metot	Firma	Toz Firması	Nominal Partikül Boyutları
Bağ Kaplama (100 μ m)	APS	F6-GTV, Almanya	CoNiCrAlY, Amdry 9951, (Sulzer Metco)	5-37 μ m
Üst Kaplama (300 μ m)	APS	F6-GTV, Almanya	ZrO ₂ /Y ₂ O ₃ , 92/8, (GTV)	-45+20 μ m

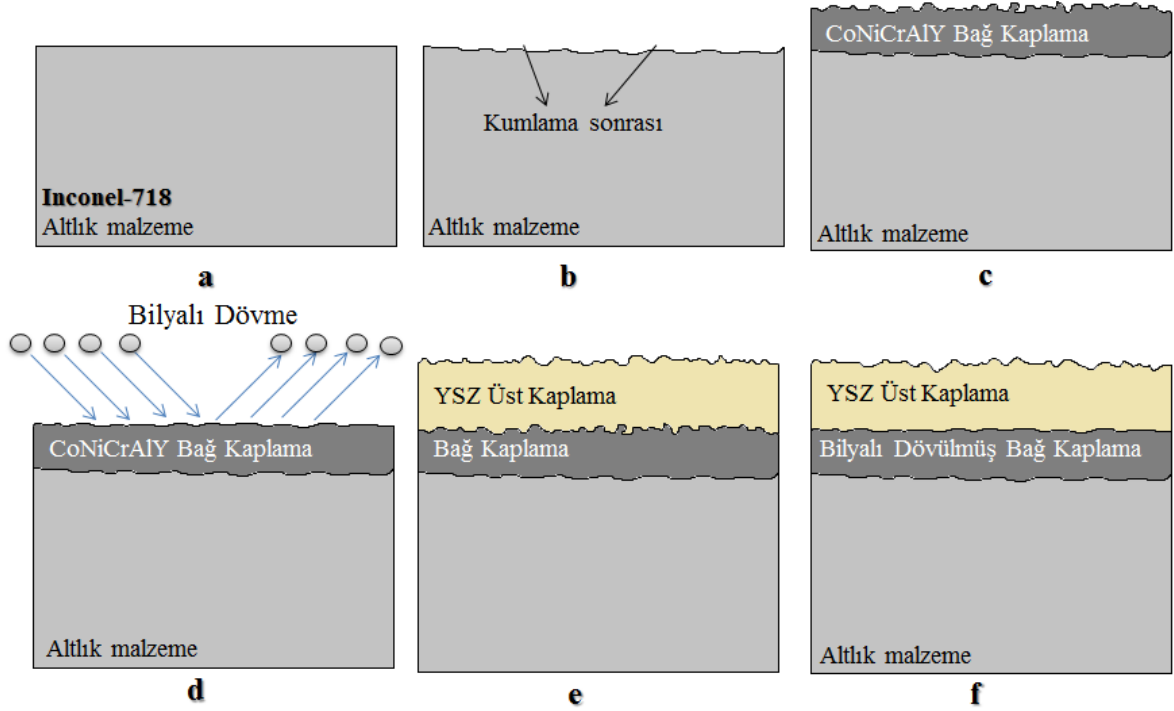
Üst kaplamaların üretiminde kullanılan parametreler Tablo 8’ de gösterilmiştir. Üst kaplamaların üretiminde seramik esaslı YSZ malzemenin kaplanmasından dolayı bağ kaplamaya göre farklı parametreler kullanılmıştır. Gaz akış oranı, toz besleme oranı ve tabanca mesafesi, YSZ’ nin daha yüksek ergime sıcaklığına sahip olması ve yapışma

kabiliyetinin metalik kaplamaya göre daha düşük olmasından dolayı daha yüksek değerler seçilerek uygulanmıştır.

Tablo 8: Üst kaplama üretiminde kullanılan parametreler.

APS YSZ Üst Kaplama		
Ark akımı	Elektrik gücü	Argon akış oranı
630 A	40 kW	44 slpm
Hidrojen Akış Oranı	Toz Besleme Oranı	Tabanca Mesafesi
13 slpm	25 g/dk	90 mm

Şekil 35’ de bu deneysel çalışmada yapılan TBC’ lerin üretiminin temsili özeti şekillerle gösterilmiştir.



Şekil 35: TBC üretiminin temsili gösterimi; a) Altlık malzeme, b) Altlığın kumlanması, c) Bağ kaplamanın üretilmesi, d) Bağ kaplamanın bilyalı dövülmesi, e) Bilyalı dövülmemiş TBC, f) Bilyalı dövülmüş TBC.

3.8. Bağ kaplamaların Sertlik Değerleri

Bilyalı dövülmüş bağ kaplamaların sertlik değerlerinin ölçümlerinde Struers, Duramin marka mikrosertlik cihazı kullanılmıştır. Ölçümler yüzeyden itibaren aşağı doğru 5 ayrı noktadan 5, 10, 15, 20 ve 25 μm ' lik mesafe farkları ile 15 s süre 5 gf yük altında (Vickers sertlik (Hv) olarak) ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bu işlem her numune için 3 kere tekrar edilmiş ve elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır. Elde edilen sonuçlar Tablo 9' da gösterilmiştir.

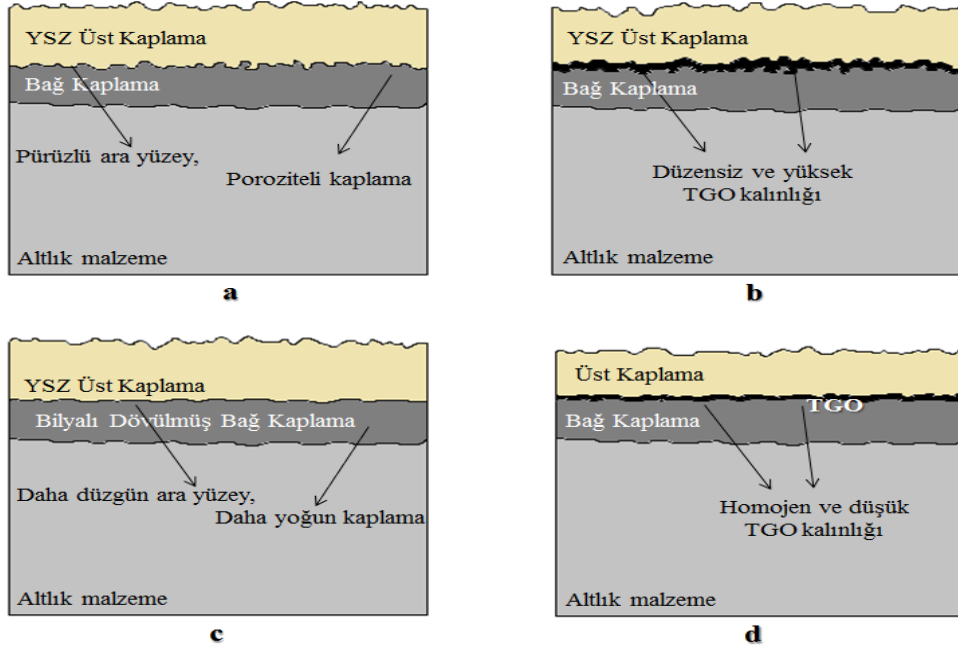
Tablo 9: Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların sertlik değerleri.

Kaplama	Bağ Kaplama Sertlik (Hv)
APS kaplama	350 ± 25
APS TBC + Bilyalı Dövülmüş (6-8A)	450 ± 30
APS TBC + Bilyalı Dövülmüş (8-10A)	499 ± 40

25 μm ' lik mesafeye kadar yapılan ölçümlerde standart sapmaların birbirine yakın olduğu görülmüştür. 25 μm ' den sonraki sertlik değerlerinde ki düşüş, diğer mesafelere kıyasla daha fazla artmıştır. Bu nedenle ortalama sertlik değerleri 25 μm ' lik mesafeye kadar alınmıştır. Bilyalı dövme etkisinin tesir ettiği mesafenin belirlenmesi için ise 30 ve 35 μm ' lik mesafelerden de ölçüm alınmış ve yaklaşık olarak dövülmemiş numunenin sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Bu sonuç, bilyalı dövme etkisinin yaklaşık 30 ile 35 μm ' lik mesafe aralığında ki derinliklere tesir ettiğini göstermektedir.

3.9. Termal Bariyer Kaplamaların Oksidasyon Testleri

Üretilen TBC' ler, Protherm marka yüksek sıcaklık fırınında 1000 $^{\circ}\text{C}$ ve 1100 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda sırasıyla 8, 24, 50 ve 100 saatlik sürelerde, atmosferik koşullar altında izotermal oksidasyon testine tabi tutularak gerçekleştirilmiştir. Oksidasyon öncesi ve sonrasında TGO tabakasının ve kaplamaların temsili resmi Şekil 36' da verilmiştir.



Şekil 36: Üretilen TBC'lerin oksidasyon öncesi ve sonrası temsili resimleri; a) Oksidasyon öncesi bilyalı dövülmemiş, b) Oksidasyon sonrası bilyalı dövülmemiş, c) Oksidasyon öncesi bilyalı dövülmüş, d) Oksidasyon sonrası bilyalı dövülmüş TBC yapıları.

3.10. Termal Bariyer Kaplamaların Karakterizasyonu

Oksidasyon testleri tamamlanan TBC'ler metalografik numune hazırlama işlemlerinden geçirilmiştir. Metalografik olarak numunelerin hazırlanması için belirli ebatlarda olması gerektiğinden, disk şeklindeki her bir numune hassas kesme cihazı ile bakalit kalıbına tam yerleşebilmesi için 4 eşit parçaya kesilmiştir. Oksidasyona tabi tutulmayan numuneler 180 °C sıcaklıkta, 25 kN kuvvetle fenolik reçine kullanarak sıcak bakalite alınmıştır. Oksidasyon sonrası TBC'lerin oda sıcaklığına yakın derecelere soğumasından hemen sonra hassasiyetlerinin bozulmaması için soğuk olarak bakalite alınmışlardır.

Bakalite alınan numuneler daha sonra sırasıyla 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 2000 mesh SiC zımpara diskleri kullanılarak, her kademedede yaklaşık 4 dakika zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi tamamlanan numuneler 1 µm'lik elmas aşındırıcı içeren solüsyon kullanılarak parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Zımparalama ve Parlatma adımlarında kullanılan parametreler Tablo 10' da verilmiştir.

Tablo 10: Zımparalama ve parlatma işlemlerinde kullanılan parametreler.

Zımparalama Aşaması				
Zımpara(mesh)	Basınç(N/mm ²)	Hız (rpm)	Süre(saniye)	Su kullanımı
120, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 2000	20	300	240	Var
Parlatma Aşaması				
Kumaş Türü	Elmas Boyutu	Basınç(N/mm ²)	Hız(rpm)	Su kullanımı
Nap	1 µm	20	250	Yok

Metalografik olarak hazırlanan numuneler daha sonra SEM incelemesi için vakum altında, 100 °C sıcaklıkta, yaklaşık yarım saat bekletilerek fiziksel suyun giderimi sağlanmıştır. Sonrasında TBC' ler YSZ üst seramik tabaka ihtiva etmesinden dolayı iletkenlik sağlaması için altınla kaplanmışlardır. SEM incelemeleri için TESCAN ve FEI Model Quanta 450 FEG-EDS SEM cihazı kullanılmıştır. SEM ve EDX-elementel incelemelerine tabi tutulan numunelerin TGO kalınlık değerlerinin ölçülmesi için Image Pro Plus 6 bilgisayar yazılımı kullanılmış ve oksidasyon sonrası oluşan TGO tabaka kalınlıklarının ölçümü gerçekleştirilmiştir.

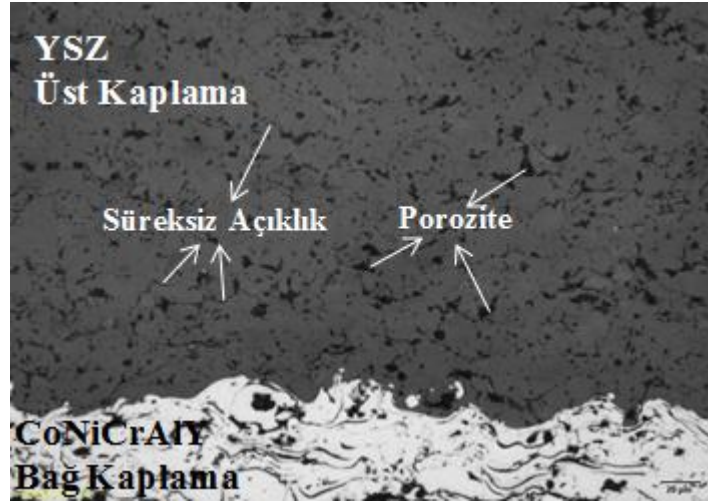
BÖLÜM IV

BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. TBC' lerin Mikroyapı İncelemesi

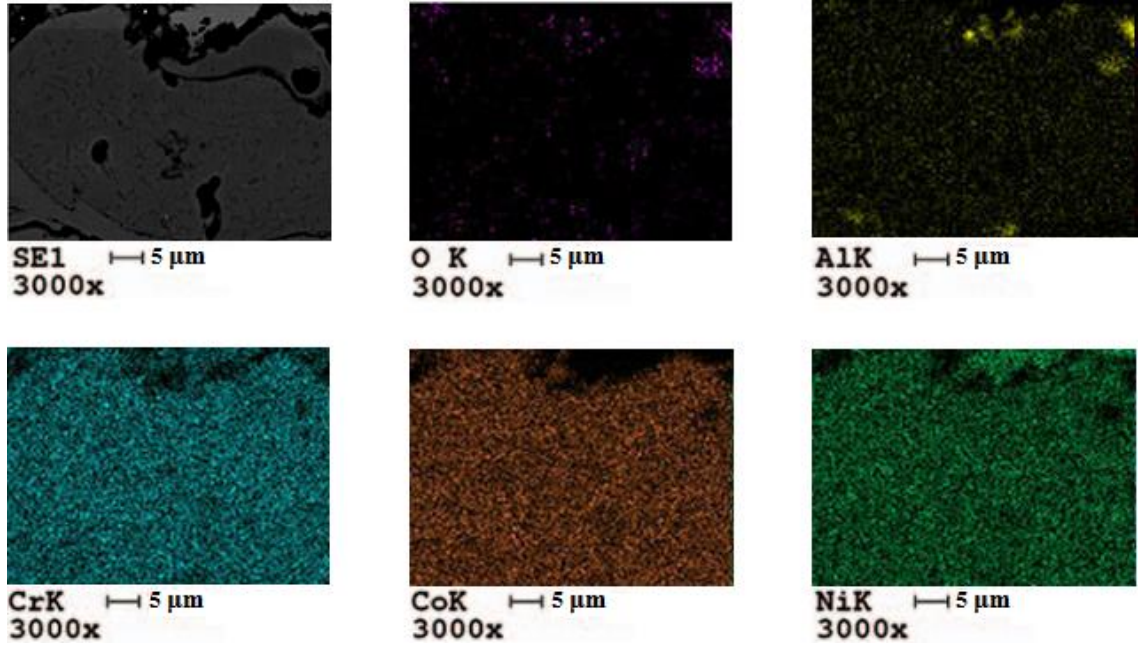
4.1.1. Bilyalı Dövülmemiş TBC' lerin Mikroyapıları

APS tekniği ile üretilen TBC' ler de yüksek oranda porozite, çatlak ve oksit gibi birçok kusur bulunmaktadır. APS yöntemi ile üretilen kaplamalar atmosferik koşullarda gerçekleştiğinden, kaplama yapısında oksit ve porozite bulunmaktadır. Kaplama üretimindeki parametrelerin seçimi ne kadar iyi yapılırsa, istenmeyen hatalı oluşumlarda o derece azaltılabilmektedir. Şekil 37' de APS metodu kullanılarak üretilen metalik bağ ve seramik üst kaplamalara ait olan TBC' lerin ara yüzey SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 37: CoNiCrAlY bağ ve YSZ üst kaplamaya ait SEM mikroyapı resmi.

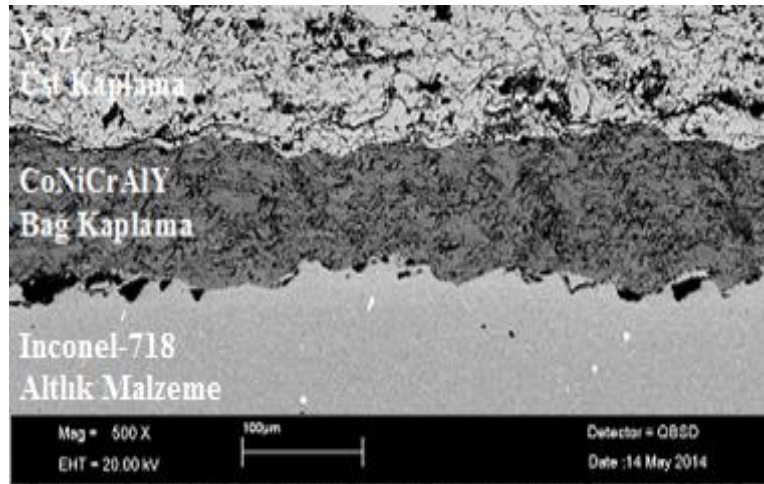
Şekil 37' de APS tekniği ile üretilen TBC' lerin karakteristik özelliği olan porozite ve süreksiz olan açıklıklar net bir şekilde görülmektedir. Bağ kaplamada üretimden kaynaklanan oksitli yapı net bir şekilde görülmektedir. Koyu renkli olan yerler porozite ve boşluklu oluşumları temsil ederken, gri renkli yapılar oksitli yapıları temsil etmektedir. Şekil 38' de ise üretilen TBC' lerin bağ kaplamalarına ait mikroyapı ve elementel analiz dağılımları görülmektedir.



Şekil 38: CoNiCrAlY bağ kaplamaya ait elementel analiz görüntüsü.

4.1.2. Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları

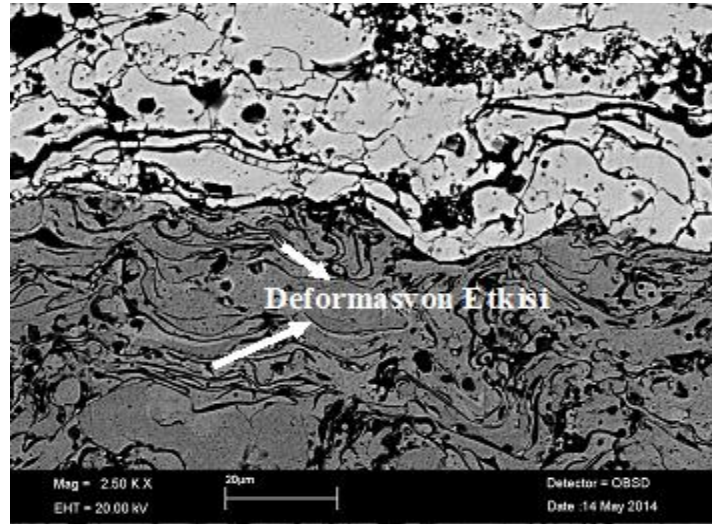
4.1.2.1. Bağ Kaplama Tabakası 6-8 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları



Şekil 39: 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 500x büyümede ki SEM görüntüsü.

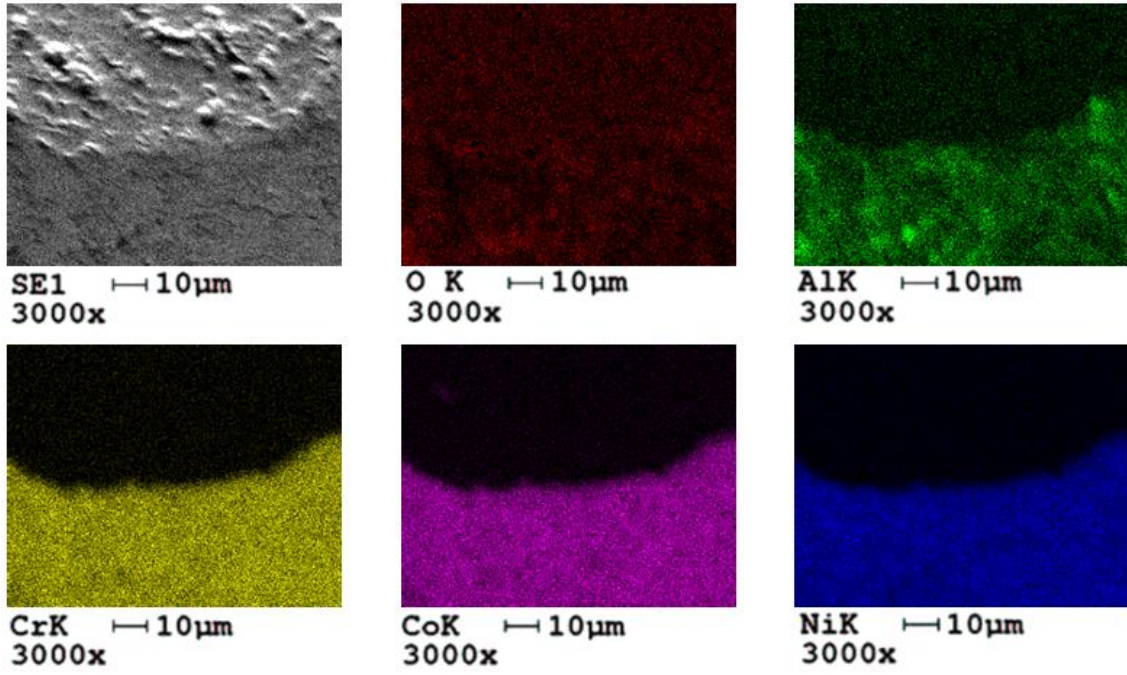
Şekil 39’ da bağ kaplama tabakası 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC’ ye ait SEM mikroyapı resmi görülmektedir. Bilyalı dövme sonrası bağ tabakanın üst noktalarında plastik deformasyon etkisi ile daha yoğun bir yapı elde edildiği görülmektedir. Aynı zamanda ara yüzey pürüzlülüğündeki azalmalar görülmektedir.

Şekil 40’ da ise 2500x büyütmede bağ kaplama tabakası 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC’ nin SEM ara yüzey mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bağ kaplamada bilyalı dövülmemiş numuneye göre daha yoğun ve plastik deformasyon etkisi ile daha homojen dağılmış poroziteli bir yapı görülmektedir. Aynı zaman ara yüzey pürüzlülüğünün daha da azaldığı net olarak görülmektedir. APS yönteminde kaplamalar laminar şekilde birirmektedir. Laminer olarak biriken yapıların, plastik deformasyon etkisi ile incelendiği Şekil 40’ daki mikroyapı resminde net olarak görülmektedir.



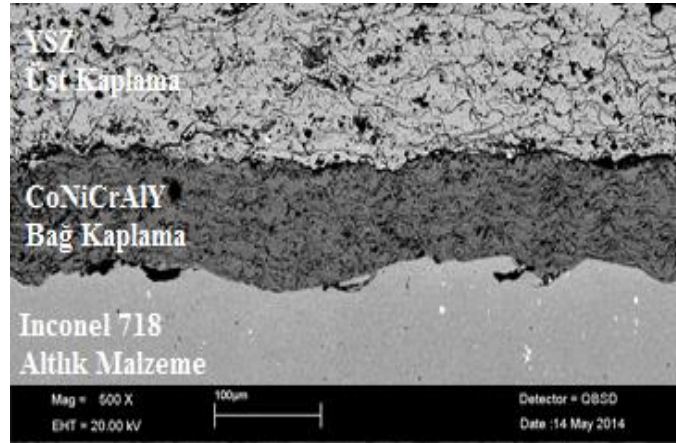
Şekil 40: 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 2500x büyütmede ki SEM görüntüsü.

Bilyalı dövme sonrası alınan 3000x büyütmede başka bir ara yüzey görüntüsünün elementel analiz dağılım görüntüleri Şekil 41’ de verilmiştir. Analizde bağ kaplama elementlerinin hemen hemen homojen bir dağılımda olduğu görülmektedir.



Şekil 41: 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın SEM elementel analiz görüntüsü.

4.1.2.2. Bağ Kaplama Tabakası 8-10 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları

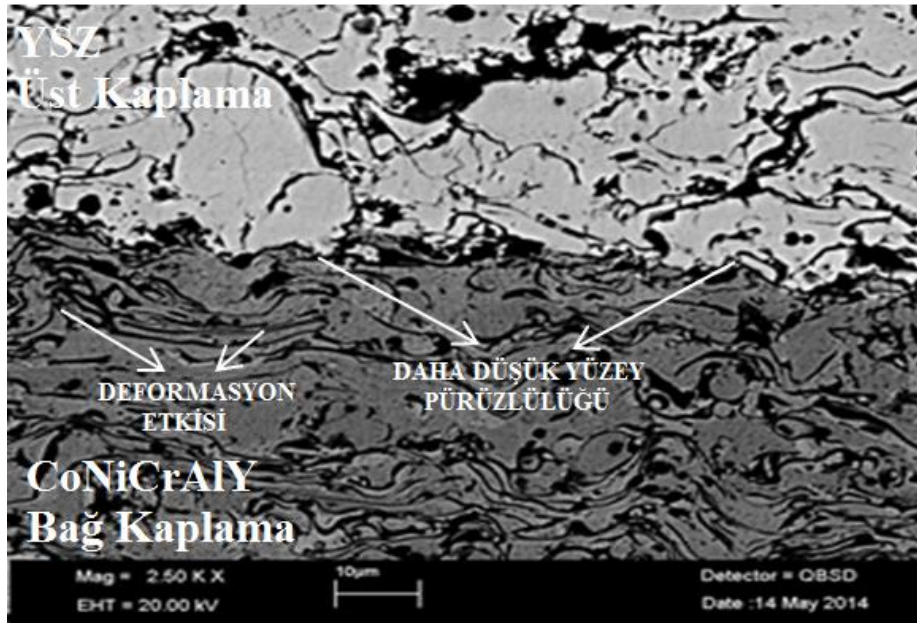


Şekil 42: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 500x büyütmede ki SEM görüntüsü.

Şekil 42' de bağ kaplama tabakası 8-10 A şiddeti ile bilyalı dövülmüş TBC' ye ait 500x büyütme yapılmış SEM mikroyapı resmi görülmektedir. Yüzey pürüzlülüğünün 6-8 A

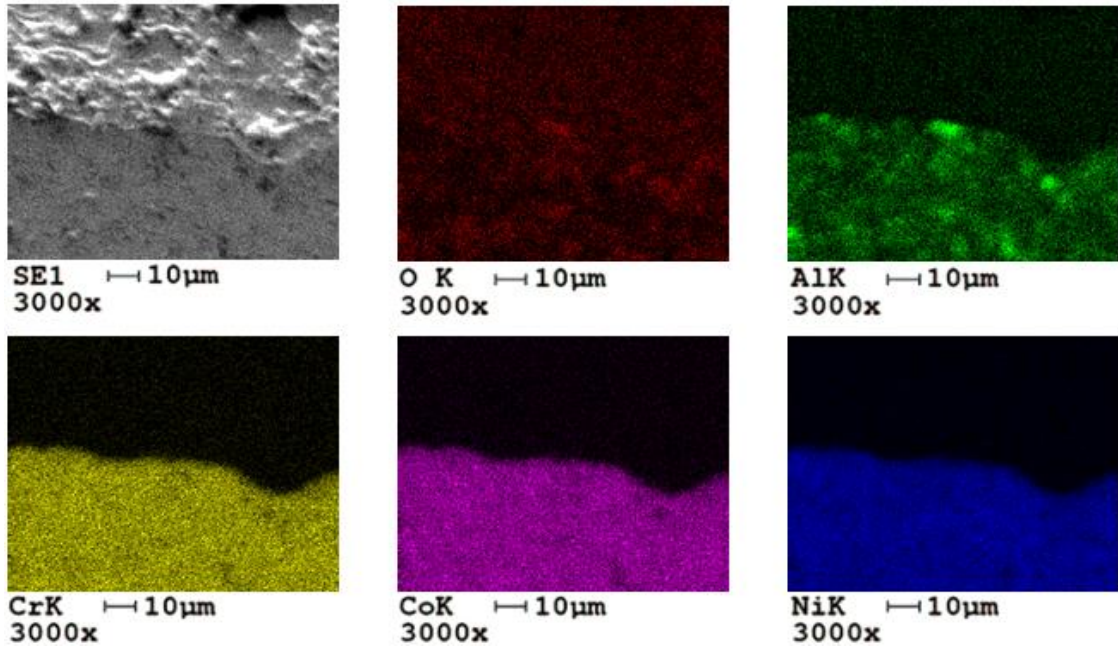
şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' ye göre daha da azaldığı ve bağ kaplamanın ara yüzeye yakın bölgelerinin daha da yoğunlaştığı görülmektedir.

Şekil 43' de 2500x büyütme yapılarak alınan SEM görüntüleri sonucu, yüzey pürüzlülüğünün diğer üretilen TBC' lere göre bariz şekilde azaldığı görülmektedir. Ayrıca kaplamanın yoğunluğunun artıp, porozitelerin homojen dağılımının belirginleştiği ve plastik deformasyon etkisinden ötürü olan dalgalı yapıların daha da sıklaştığı görülmektedir.



Şekil 43: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın 2500x büyütmedeki SEM görüntüsü.

Şekil 44' de başka bir bölgeden alınan 3000x büyütmede SEM görüntüsünün elementel analiz dağılım görüntüsü bulunmaktadır. Elementel olarak hemen hemen homojen bir dağılım olduğu görülmektedir. Oksijen içeriğinin ise biraz fazla olması üretim koşullarından kaynaklanmaktadır.

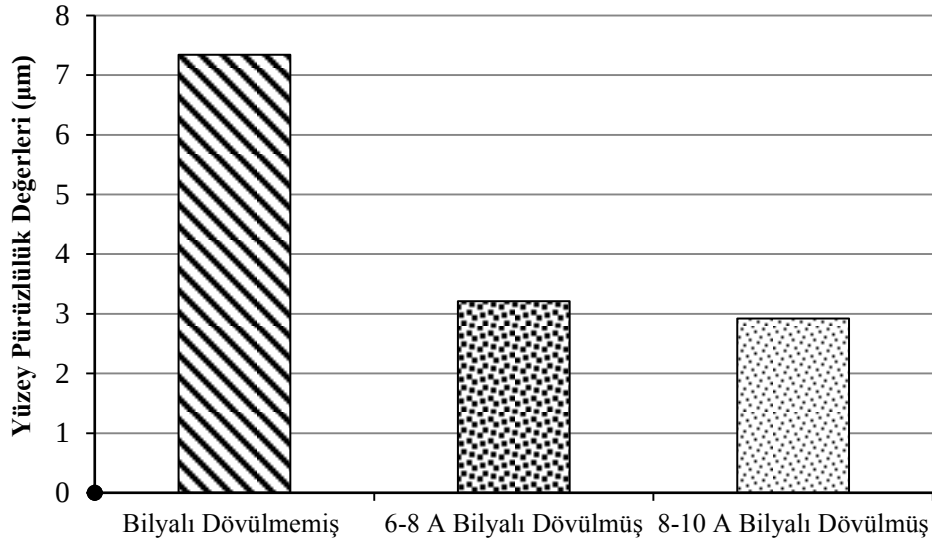


Şekil 44: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş kaplamanın SEM elementel analiz görüntüsü.

4.2. Bilyalı Dövme Sonrası Bağ Kaplamanın Porozite, Yüzey Pürüzlülük ve Sertlik Değerlerinin Değişimi

Bağ kaplamaların üretimi APS metodu ile yapıldığından yüzeyin pürüzlülük kontrolü kaplama esnasında mümkün olmamaktadır. Bu nedenle üretim sonrası bağ kaplama yüzeyleri oldukça pürüzlü olmaktadır. Bilyalı dövme işlemi sonrası plastik deformasyon etkisi ile malzeme yüzey pürüzlülüğünde doğrudan değişimler meydana gelmektedir. Şekil 45’ de bilyalı dövme sonrası oluşan pürüzlülük farkı net şekilde görülmektedir.

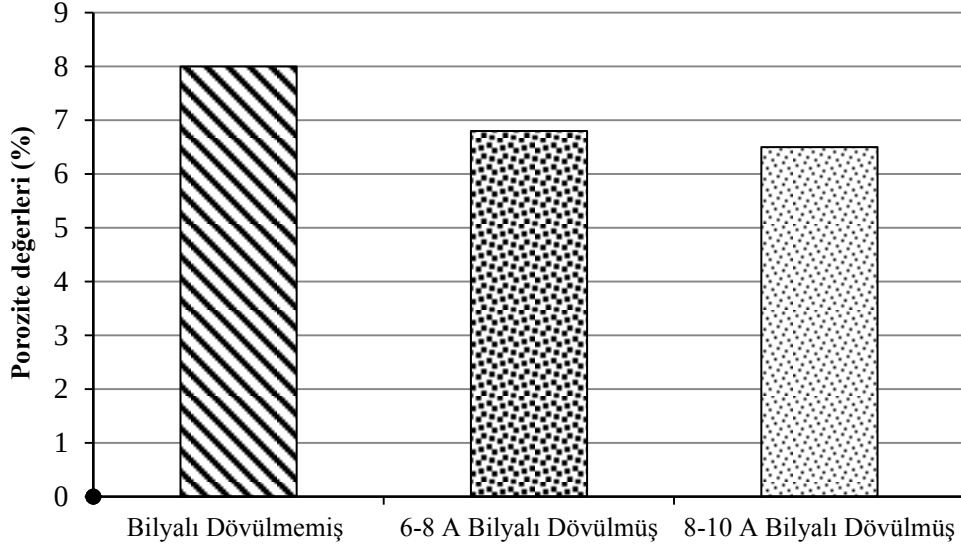
Bilyalı dövme işlemi sonrası, pürüzlülük değerlerinde yarıdan fazla azalma görülmektedir. Bu düşüş oksidasyon esnasında oluşan TGO tabakasının yüzey alanını da azaltacağından hasar mekanizmasını doğrudan etkilemektedir.



Şekil 45: Bağ kaplama yüzey pürüzlülük değerleri.

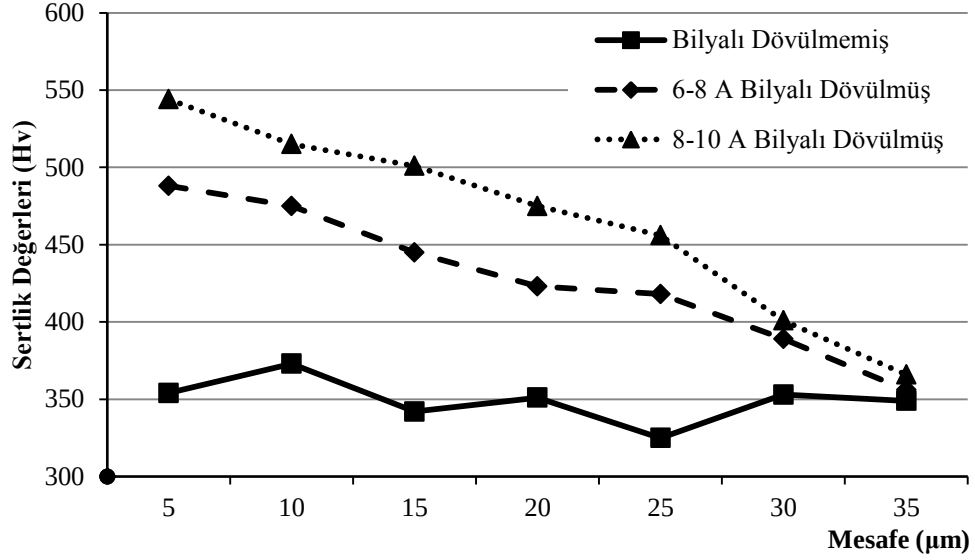
PS kaplamalar açık atmosfer de nispeten yavaş biriktirme hızlarında üretilmelerinden dolayı, kaplama sırasında boşluk ve porozite oluşumları kaçınılmazdır. Laminer olarak birikimin gerçekleşmesi nedeni ile de temas yüzeylerinde çatlak ve tam olarak yapışmanın sağlanamaması süreksiz açıklık ve porların mevcudiyetine sebep vermektedir. Bilyalı dövme işlemi sonrası, plastik deformasyon etkisi ile tam olarak kapanmamış yüzeye yakın bölgelerdeki porozitelerin kapanması ve daha da sıklaşması sağlanarak porozite oranlarında bir miktar düşüş gözlenmektedir. Bu sayede oksidasyon esnasında oksijenin penetrasyonunda bir miktar düşüş sağlanacak ve oluşan TGO tabakasının büyümesi yavaşlayacaktır. Şekil 46’ da bilyalı dövme sonrası bağ kaplama porozitesindeki yüzdece değişim kolonsal grafik yardımıyla gösterilmiştir.

Bilyalı dövme şiddetinin artışı ile hem yüzey pürüzlülüğün de hem de porozite yüzdelinde azalmalar meydana gelmiştir. Bu sayede artan bilyalı dövme şiddetinin etkisi ile daha yoğun ve daha pürüzsüz bir ara yüzey elde etmek mümkün olmaktadır.



Şekil 46: Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş numunelere ait porozite yüzdeleri.

Bilyalı dövme işlemi sayesinde dislokasyon yoğunluğu artışı ve kafes yapısında meydana gelecek çarpılmalar ile malzemenin mukavemet ve sertlik değerleri artmaktadır. Dövme işlemi ile sadece yüzeye değil, yüzeyin altındaki bölgelerde etki edeceğinden sertlik değerlerinde belirli derinliklere kadar artış sağlanmış olacaktır. Gerçekleştirilen bu deneysel çalışmada da, bilyalı dövme sonrası kaplamalarda sertlik değerleri dövme şiddetine göre artış göstermiştir. Yüzeyden aşağılara doğru inildikçe sertlikte azalmalar gözlenmiştir. 30-35 μm arasındaki mesafelerde sertlik değerlerinin, dövülmemiş numunelerin sertliği ile hemen hemen aynı olduğu görülmüştür. Bu da bilyalı dövme etkisinin bu derinliklere kadar sürdüğünü göstermektedir. Şekil 47' de dövülmüş ve dövülmemiş numunelerden 5 μm ' lik aralıklarla alınan sertlik değerlerinin mesafeyle değişimi gösterilmiştir.

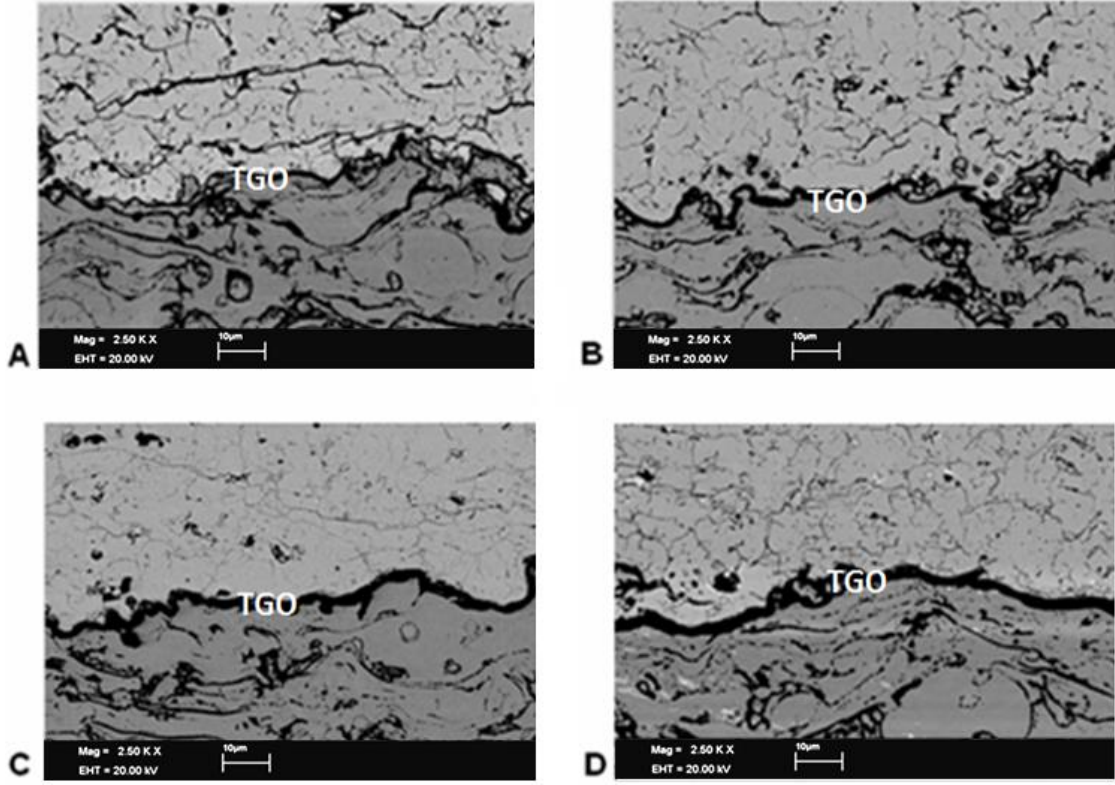


Şekil 47: Mesafeye bağlı olarak alınan Hv sertlik değerleri.

4.3. Oksidasyon Sonrası TBC' lerin Mikroyapısal Değişimleri

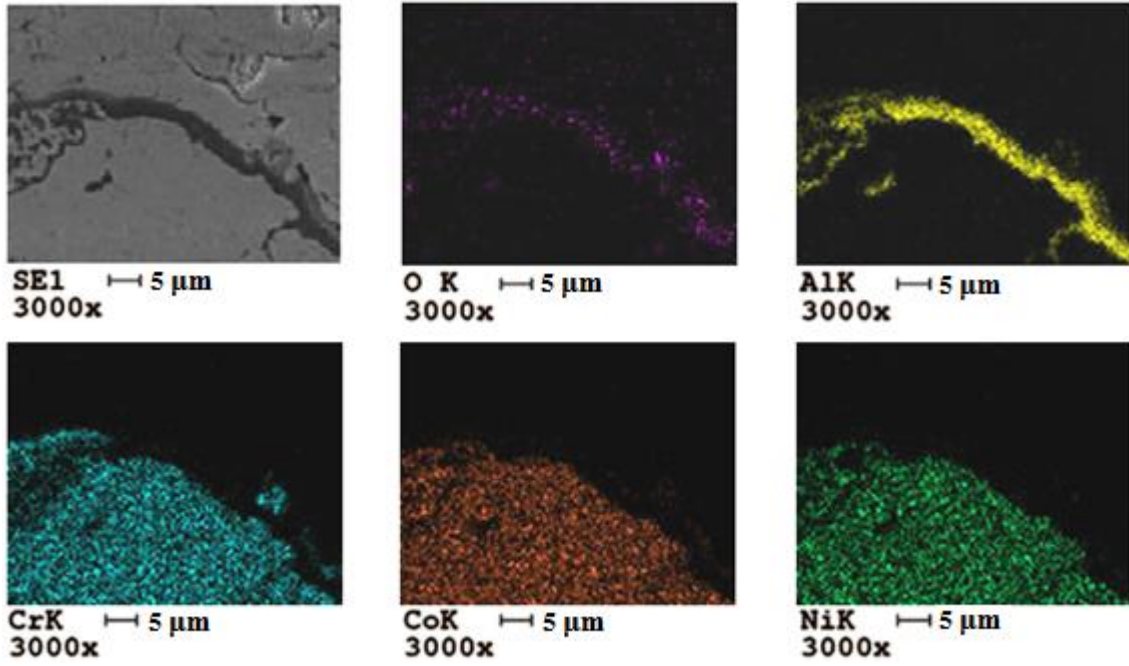
4.3.1. Bilyalı Dövülmemiş TBC' lerin Oksidasyon Sonrası Mikroyapıları

Şekil 48' de 1000 °C' de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası TBC' lere ait SEM mikroyapı resmi bulunmaktadır. Bağ kaplama ve üst kaplamada bulunan porozite ve boşluklardan difüze olan oksijen, afinitesi yüksek olan alüminyum elementi ile birleşerek Al_2O_3 tabakasının oluşmasına sebebiyet vermektedir. Bilindiği gibi üst YSZ kaplamanın artan sıcaklıklarla birlikte oksijen iletkenliğinin de artması sistemde sürekli olarak oksijen varlığına sebep olacağından oksidasyon kaçınılmaz olarak sürekli devam edecektir. Şekil 48 incelendiğinde artan zamana bağlı olarak TGO tabakasının da kalınlaştığı net bir şekilde görülmektedir. Bunun yanında oksidasyon süresine bağlı olarak üst kaplamanında sinterleşmesi ile başlangıçta daha poroz yapılı olan YSZ tabakasında yoğunlaşma açık bir şekilde gözlenmektedir.



Şekil 48: APS CoNiCrAlY bağ ve APS YSZ üst kaplamaya ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede ki SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

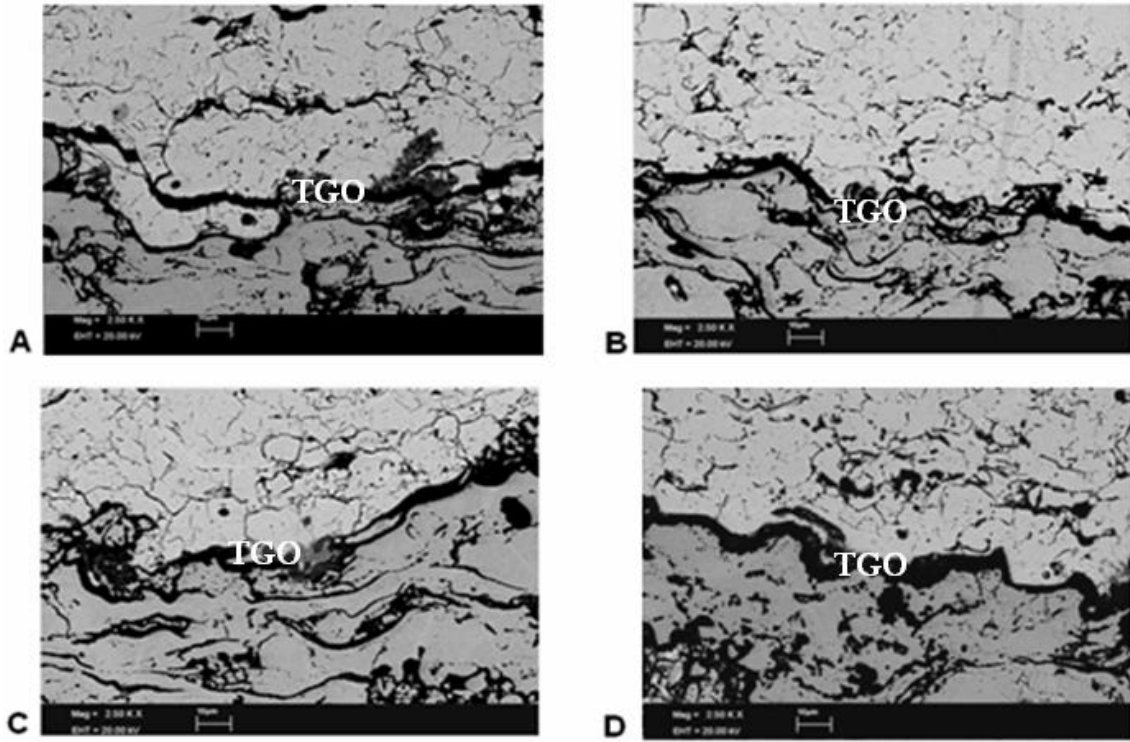
Oksidasyonun ilk 50 saatlik sürecinde üniform bir TGO büyümesi gözlenirken, 50 saatten sonra zamanla alüminyumunda tükenmesi sebebiyle karışık oksitlerin oluştuğu gözlenmiştir. Şekil 49’ da verilen elementel analiz görüntülerinde de alüminyumun tamamen tükendiği ve sadece ara yüzeyde Al_2O_3 olarak kaldığı, bunun yanında bir miktarda karışık oksit oluşumu meydana geldiği gözlenmektedir. Element dağılımından da anlaşılabileceği gibi Cr_2O_3 , NiO ve ya $(Co, Ni)Al_2O_4$ gibi spinel oluşumlarının meydana geldiği, elementel renklerin üst üste gelmesinden anlaşılmaktadır. Aynı zamanda TGO tabakasının üst tabakasında koyu gri renkli bölgenin karışık oksit bölgesi olduğu Alüminyum haricindeki elementlerinde burada yığılmasından anlaşılmaktadır. Özellikle Krom elementinin daha baskın renkte olması Cr_2O_3 oluşumunun ağırlıklı olduğunu göstermektedir.



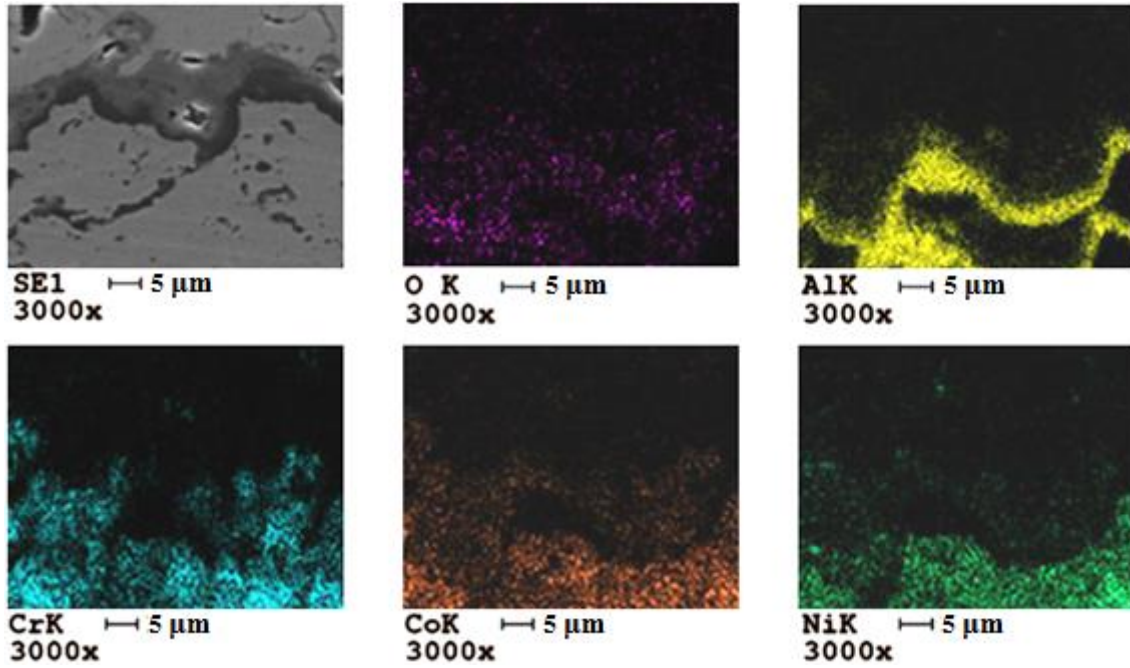
Şekil 49: APS-TBC yapısının 1000 °C de 100 saatlik oksidasyon sonrası elementel analiz görüntüsü.

Şekil 50’ de ise 1100 °C’ de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyona uğramış TBC’ lerin SEM mikroyapısı verilmiştir. Şekil incelendiğinde TGO kalınlığının giderek arttığı daha net görülmektedir. Bunun yanında karışık oksit oluşumu SEM mikroyapısında belirginleştiği görülmektedir. 50 saatlik oksidasyon sonrası karışık oksit oluşumu net bir şekilde görülmektedir. TGO tabakası üstündeki koyu gri renkli bölgede karışık oksit oluşumunu net bir şekilde ortaya koymaktadır. Yani, TGO üniform yapısını 50 saatlik oksidasyon sürecinde koruyamadığı anlaşılmaktadır. Üst kaplama yapısında süresiz çatlakların daha da kapandığı sinterleşme etkisinin arttığı gözlenmektedir.

Şekil 51’ de 100 saat oksidasyon sonrası elementel dağılımı verilen TBC’ lerde TGO yapısının Al_2O_3 şeklinde oluştuğu, bunun yanında yüksek miktarda karışık oksit ihtiva ettiği görülmektedir. TGO yapısının homojenliğini kaybettiği ve daha da büyüdüğü net bir şekilde de anlaşılmaktadır. Diğer elementlerin TGO tabakası üstündeki varlığı, spinel ve karışık oksit oluşumunun meydana geldiğinin göstergesidir.



Şekil 50: APS CoNiCrAlY bağ ve APS YSZ üst kaplamaya ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

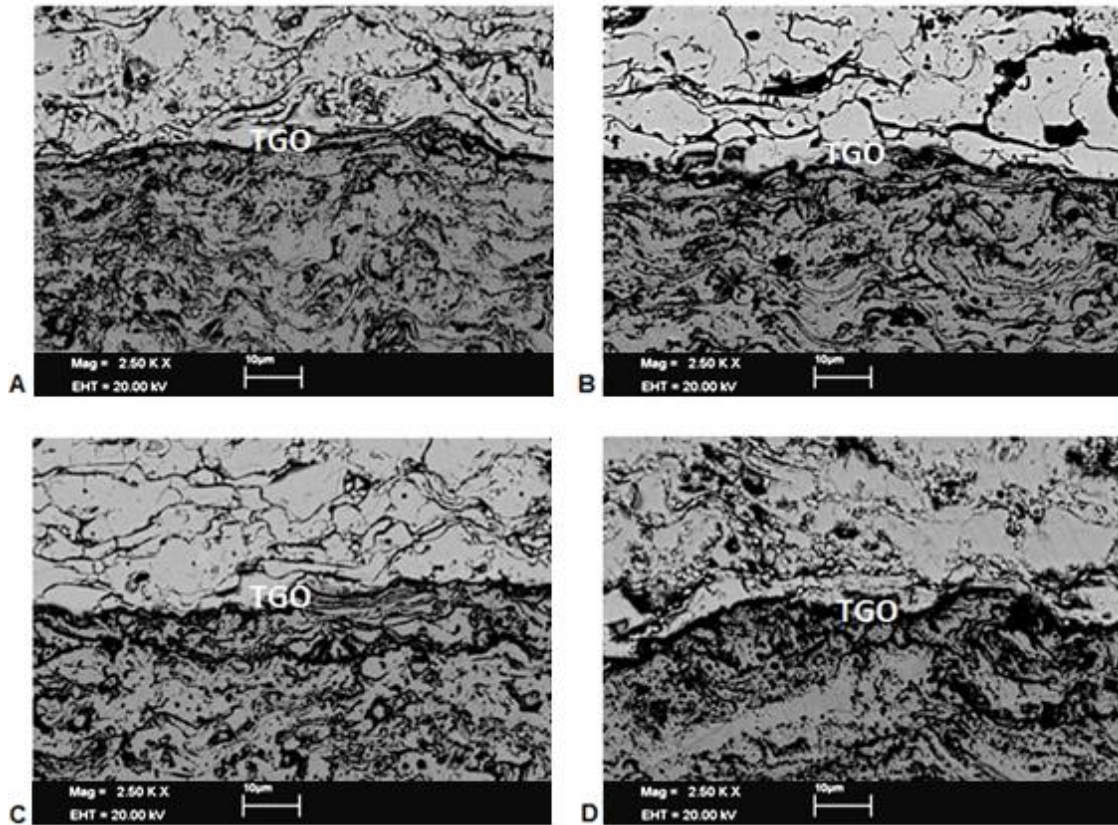


Şekil 51: APS-TBC yapısının 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası elementel analiz görüntüsü.

4.3.2. Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Oksidasyon Sonrası Mikroyapıları

4.3.2.1. Oksidasyon Sonrası Bağ Kaplama Tabakası 6-8 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC' lerin Mikroyapıları

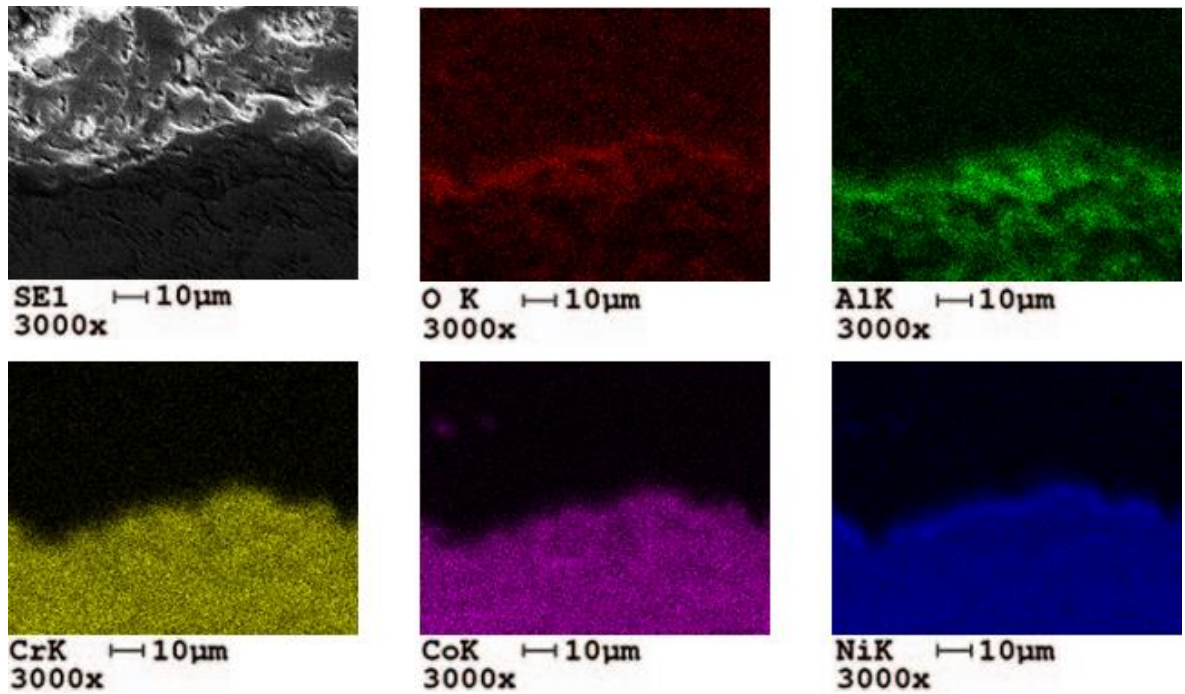
Şekil 52' de 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lerin 1000 °C' de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası SEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Artan zamana bağlı olarak TGO tabakasının kalınlığında artış olduğu gözlenmektedir. Fakat bilyalı dövülmemiş TBC' lerle kıyaslandığında TGO tabakasının büyümesinin çok yavaş olduğu net bir şekilde görülmektedir. Kaplamanın 100 saatte dahi üniform halde olduğu görülmektedir. Diğer TBC' ler de olduğu gibi artan sıcaklıkla üst kaplamada sinterleşme etkisi özellikle 50 saat oksidasyon sonrası alınan SEM görüntülerinde net olarak görünmektedir.



Şekil 52: 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lere ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede ki SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

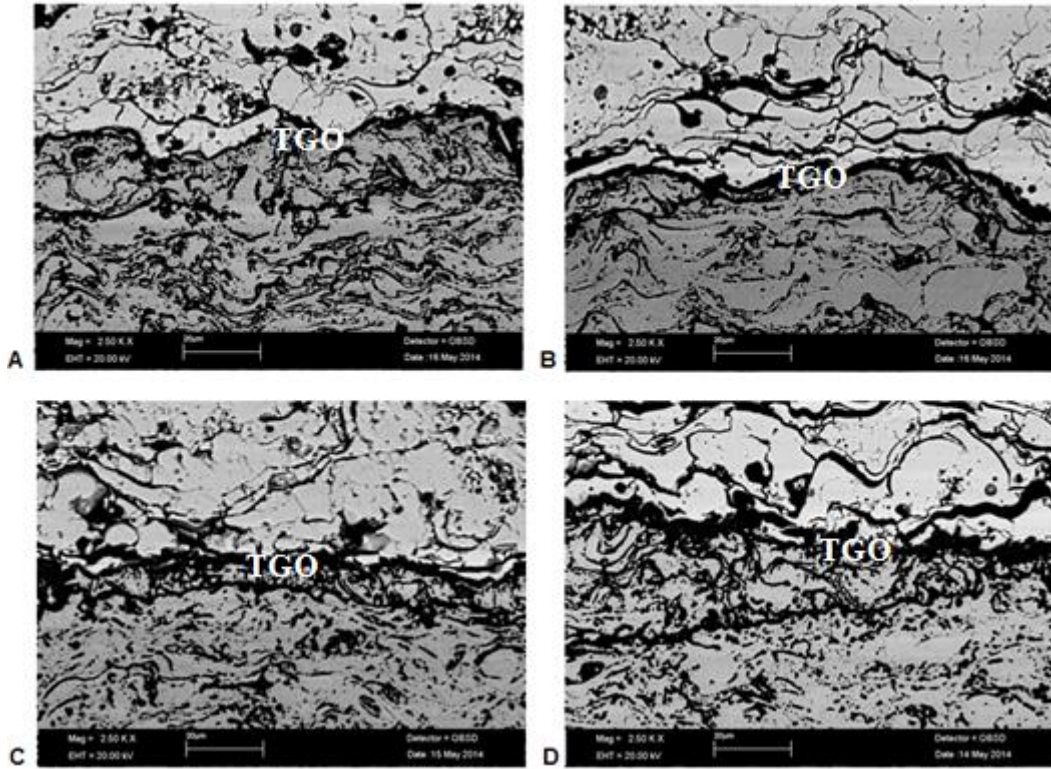
Bilyalı dövme sonrası numunelerin yüzey pürüzlülüğünün düşüşü SEM görüntülerinde de net bir şekilde görülmektedir. Bu düşüşün TGO' nun üniform yapısını korumasında etkili olduğu resimlerden de net bir şekilde anlaşılmaktadır. İncelenen SEM resimlerinde karışık oksit oluşumu net görülmemesi TBC' ler de arzulanan bir sonuçtur. Bilindiği gibi karışık oksit oluşumlarının kaplamaya mekanik olarak olumsuz etki etmesinden dolayı ara yüzeyden itibaren ayrılmalar görülmektedir. Bilyalı dövme işlemi sonucu azalan yüzey pürüzlülüğü ve porozite miktarları oksijen penetrasyonunu düşüreceğinden, bilyalı dövülmemiş numunelere nazaran daha az büyüyen TGO tabakası meydana gelmiştir.

Şekil 53' te 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM mikroyapı resmi ve bu mikroyapıdaki elementel dağılımlar verilmiştir. Şekil incelendiğinde ilk olarak Al tükenmesinin yok denecek az kadar olması dikkat çekmesidir. Bu kaplamanın kararlılığını hala koruduğunu göstermektedir. Elementlerin renk konsantrasyonu göz önüne alındığında karışık oksit oluşumunun hemen hemen hiç olmadığı anlaşılmaktadır. Karışık oksitlerin daha çok TGO tabakasının üstünde oluşum gösterdiği de düşünülürse, elementel analiz görüntülerine göre 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lerin 100 saatlik oksidasyon testi sonrası TGO yapısının homojenliğini koruduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 53: 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş ve 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası elementel analiz mikroyapısı.

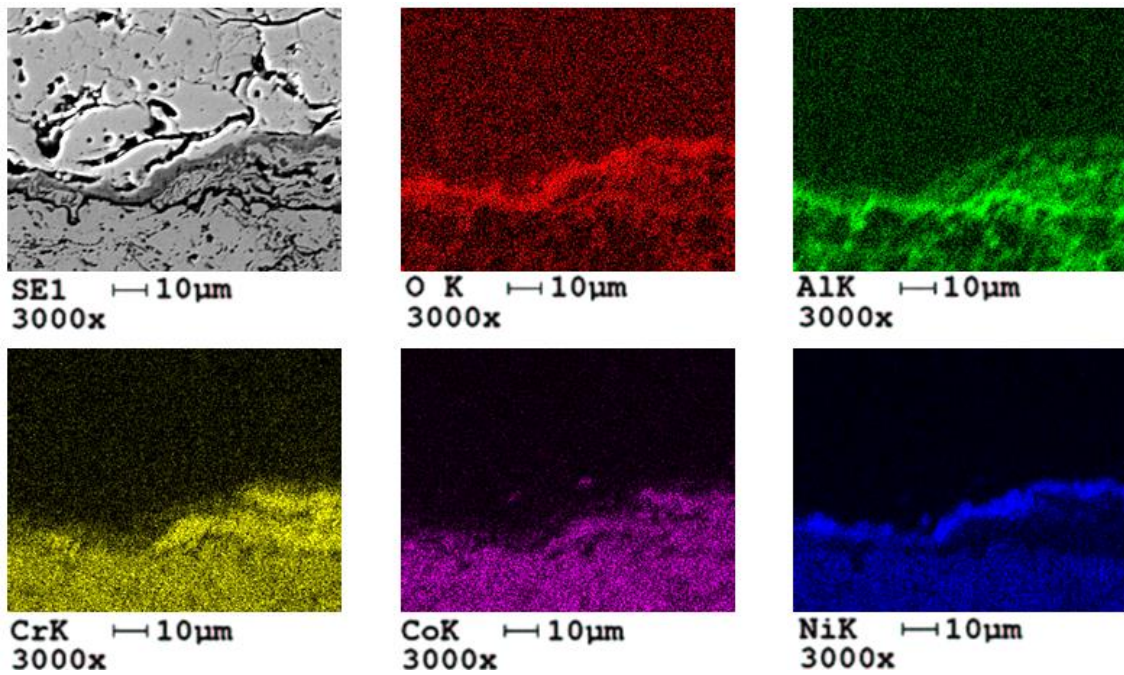
Şekil 54' te 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lerin 1100 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası SEM mikroyapı resimleri verilmiştir. Artan oksidasyon süresi ile birlikte TGO oluşumunun üniformluğunu kaybettiği gözlenmektedir. 50 saat ve sonrasında TGO yapısının homojen büyümediği görülmektedir. Üst kaplama yapısında ise artan oksidasyon süresi ile birlikte sinterleşme etkisi sonucu süresiz boşlukların ve porozitelerin bir kısmının kapandığı anlaşılmaktadır. Bu da ara yüzeyde mekanik gerilmelere sebebiyet vereceğinden TBC sistemini olumsuz yönde etkilemektedir. Bilyalı dövülmüş TBC' ler dövülmemiş TBC' lerle kıyaslandığında TGO tabaka kalınlıklarının daha az olduğu, azalan yüzey pürüzlülüğünün ve kısmen daha yoğun olan bağ tabakanın, TGO tabakasının büyümesine daha olumlu etki ettiği iki resim arasındaki farktan anlaşılmaktadır.



Şekil 54: Bağ kaplama tabakası 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş, TBC'lere ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

Şekil 55' te 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lerin, 1100 °C' de 100 saat oksidasyon sonrası alınan SEM görüntüsüne ait elementel analiz görüntüleri verilmiştir. SEM mikroyapısında TGO tabakasının, yani koyu renkli olan bölgenin hemen üstünde

koyu gri renkte bir hat geçtiği net bir şekilde görülmektedir. Bu karışık oksit oluşumunun meydana geldiğini ortaya koymaktadır. Element dağılımına bakıldığında daha çok Ni ve Cr zenginleşmesinin olduğu anlaşılmaktadır. Buna göre Cr_2O_3 ve NiO gibi istenmeyen karışık oksitlerin oluştuğunu anlaşılmaktadır. Fakat bağ kaplama tabakası incelendiğinde, Al tükeniminin hala tamamlanmadığı anlaşılmaktadır. Bu ise SEM resminde görülen iç çatlak uzaması veya dahili oksijen hatlarından yani gömülü TGO oluşumundan kaynaklanmaktadır. Yani deformasyon etkisinin bu bölgede iç çatlak oluşturarak TGO'nun bağ kaplama içerisinde ilerlediğini göstermektedir. Bu nedenle mevcut Al ve Cr konsantrasyonu o bölgede daha fazla olmuştur.

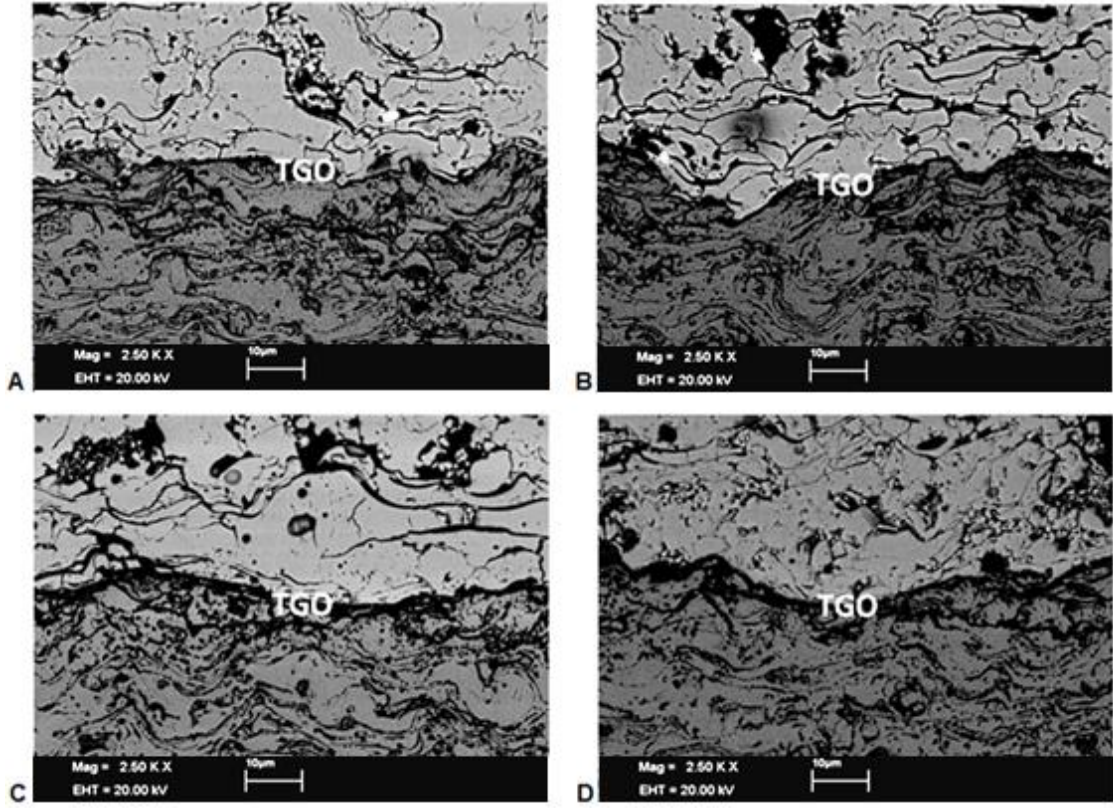


Şekil 55: Bağ kaplaması 6-8 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC'lere ait 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.

4.3.2.2. Oksidasyon Sonrası Bağ Kaplama Tabakası 8-10 A Şiddetinde Bilyalı Dövülmüş TBC'lerin Mikroyapıları

8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC'lerin 1000 °C' de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon testleri sonrası SEM mikroyapı resimleri Şekil 56' da verilmiştir. Oluşan TGO yapıları artan zamanla birlikte büyüme göstermiştir. TGO yapısının oksidasyon süresince üniformluğunu kaybetmediği görülmektedir. Diğer numunelerde olduğu gibi benzer

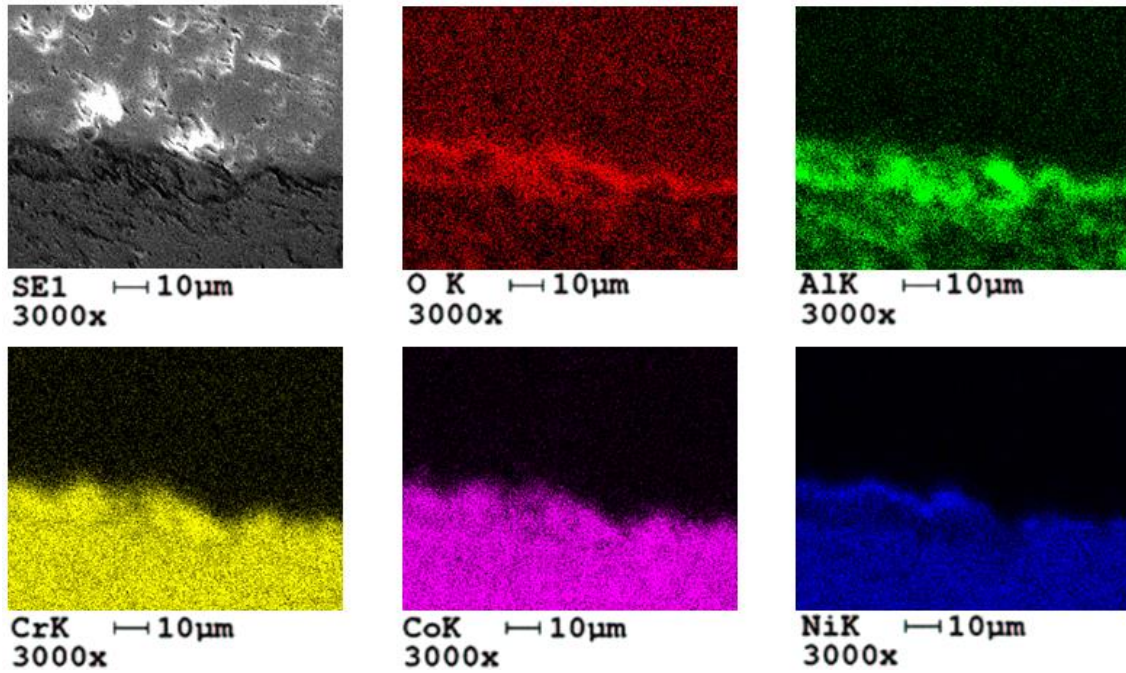
şekilde üst kaplamada sinterleşme etkisi ile süreksiz boşluklarda azalmalar meydana geldiği görülmektedir. Yani üst tabakada porozite miktarının düştüğü anlaşılmaktadır. Esasında TBC' lerde üst tabakalarda porozite olması hem ısı izolasyonu artıracağından hem de termal şoka karşı dayanımı artıracağından istenirken, diğer yandan oksijen penetrasyonunda artışa sebebiyet vermesinden ötürüde istenmemektedir. Fakat oksidasyon testleri sonrası sinterleşme etkisinin mekanik gerilmelere sebebiyet vermesinden dolayı ara yüzeyde TGO tabakasının mekanik olarak daha hassas olmasına sebep olmaktadır.



Şekil 56: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC'lere ait 1000 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

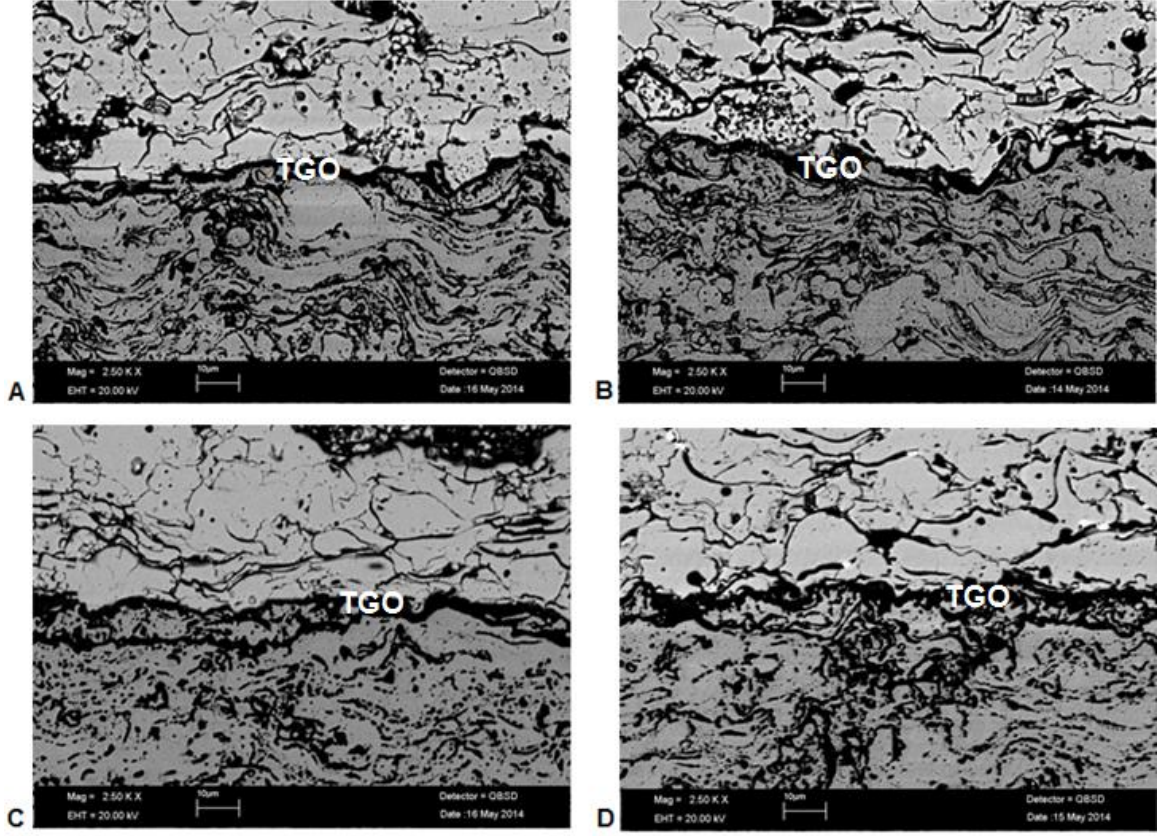
Şekil 57' de 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' den alınan SEM görüntüsünün elementel haritası verilmiştir. Şekilde Al_2O_3 oluşumu net bir şekilde belli olmaktadır. Karışık oksit oranının az miktarda olduğu ve alüminyum tükeniminin 100 saat sonrası henüz tamamlanmadığı anlaşılmıştır.

Bilyalı dövülen numunelerde en dikkat çekici nokta Alüminyumun geç tükenmesidir. Alüminyumun geç tükenmesi için en önemli şart koruyucu α -Al₂O₃ oluşumunun erken sağlanması ile olmaktadır. Bilyalı dövme ile deformasyon sonrası tane boyutunun incelebilme ihtimali ve yüzeye yakın bölgelerde porozite miktarının azalması sebebiyle difüzyon için gereken yollar arttığından, Al' nin ara yüzeye difüzyonu kolay gerçekleşecektir. Bu sayede erken oksitlenen Al elementi kararlı α -Al₂O₃ dönüşümüne daha da yaklaşmış olacaktır.



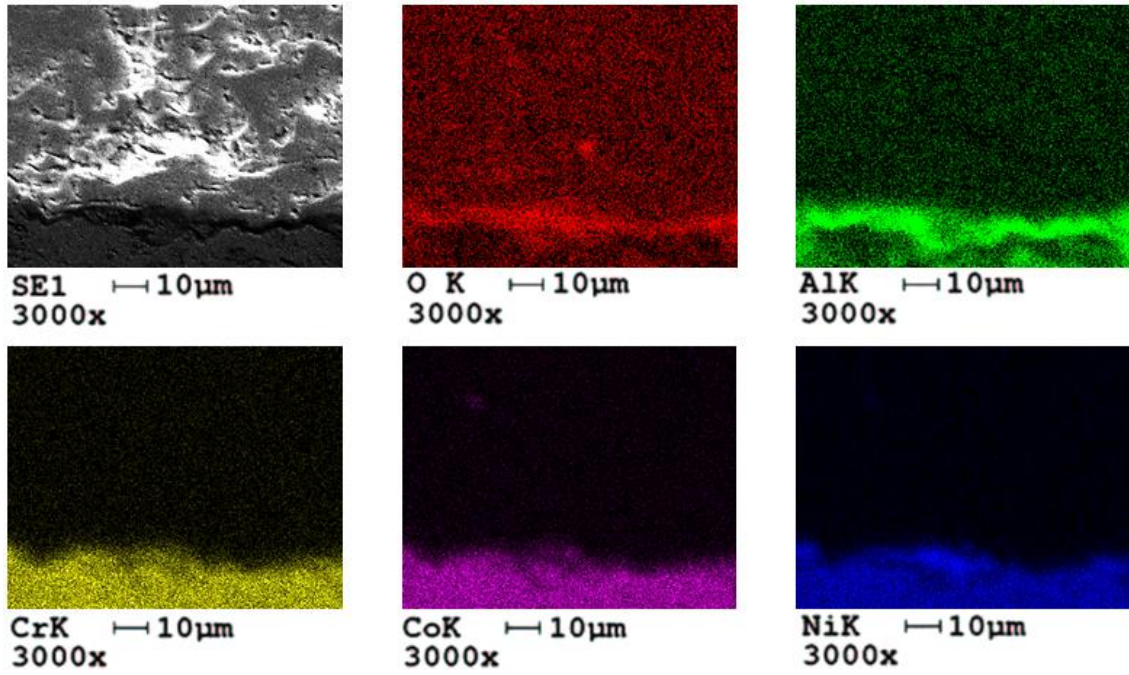
Şekil 57: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' nin 1000 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.

Şekil 58' de 1100 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyona uğrayan 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' nin SEM mikroyapı görüntüleri bulunmaktadır. Artan oksidasyon süresi ile TGO tabaka kalınlığında artış söz konusu olmaktadır. Artan oksidasyon sürelerinde seramik tabakada sinterleşme ile meydana gelen yoğunlaşmalar SEM mikroyapılarında görülmektedir. TGO yapısının 50 saatlik oksidasyon sonrası kısmen üniform yapısını kaybetmeye başladığı gözlemlenmiştir. 1000 °C de 100 saatlik oksidasyon sonrası oluşan TGO tabakalarının bütünlüğü kıyaslandığında, 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş TBC' lerde TGO yapısının bütünlüğünün daha iyi olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 58: Bağ kaplama tabakası 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş, TBC'lere ait 1100 °C de oksidasyon sonrası 2500x büyütmede SEM mikroyapıları; A) 8 saat, B) 24 saat, C) 50 saat ve D) 100 saat.

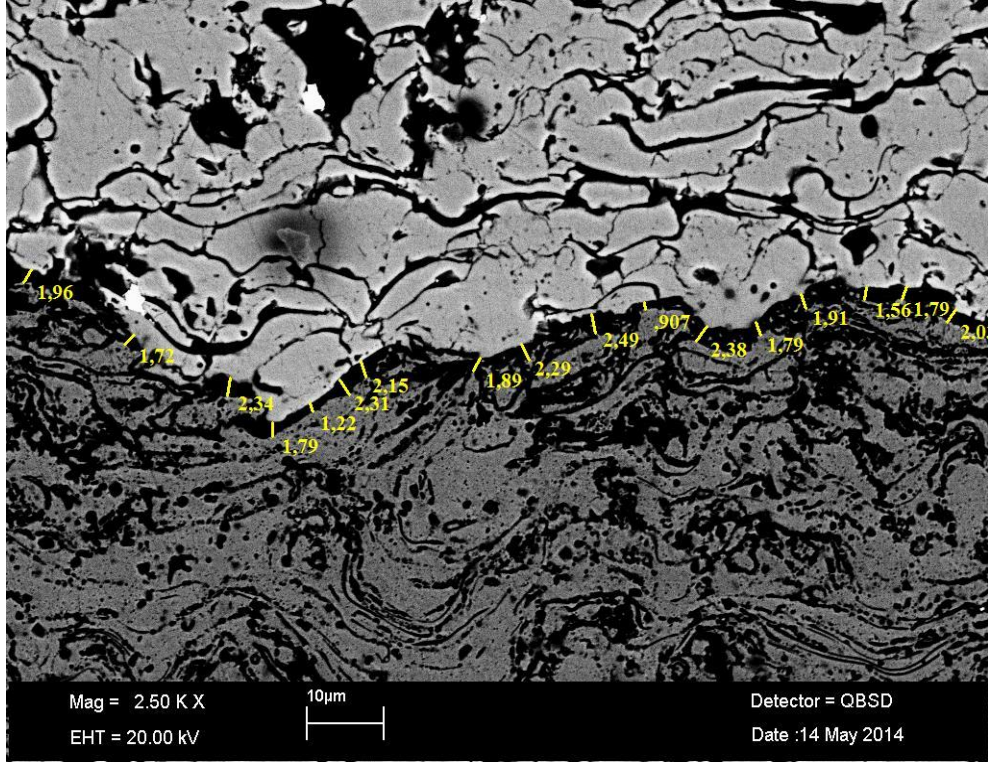
Şekil 59' da 1100 °C' de 100 saat oksidasyon sonrası 3000x büyütmede alınan SEM imajının elementel dağılım görüntüsü verilmiştir. SEM görüntüsü incelendiğinde gayet düşük ara yüzey pürüzlülüğüne sahip bir yapı görülmektedir. Düşük ara yüzey pürüzlülüğü ile oluşacak daha düşük TGO alanı, buradaki mikroyapı resminde de görülmektedir. Ayrıca alüminyum tükeniminin tamamen gerçekleşmediği ve diğer 1100 °C' de oksidasyona uğramış TBC' lere kıyasla nispeten daha üniform bir TGO büyümesinin olduğu anlaşılmaktadır. Karışık oksit oluşumunun ise çok az olduğu görülmektedir.



Şekil 59: 8-10 A şiddetinde bilyalı dövülmüş ve 1100 °C de 100 saat oksidasyon sonrası SEM elementel analiz görüntüsü.

4.4. Oksidasyon Sonrası Kaplamaların TGO Büyüme Değerlerinin Değişimleri

Oksidasyon testleri tamamlanan numunelerin TGO tabakası kalınlıkları Image Pro Plus 6 bilgisayar yazılımı ile ölçülmüştür. 2500x büyütmede alınan SEM mikroyapı resimlerinin ölçekleri birebir kalibre edilerek, koyu renkli TGO tabakasının uzunluğu ölçülmüştür. Şekil 60' da oksidasyon sonrası TGO tabaka kalınlığı ölçülmüş bir TBC' nin mikroyapı resmi bulunmaktadır. Elde edilen verilere göre bilyalı dövme şiddetinin artışı ile TGO büyüme davranışında azalma olduğu sayısal verilerle ispatlanmıştır. Deformasyon etkisi ile malzeme yüzeyinde meydana gelen değişikliklerle, TBC' lerin oksidasyon dirençleri artırmıştır.



Şekil 60: Oksidasyon sonrası TGO kalınlık ölçümü yapılmış TBC mikroyapısı.

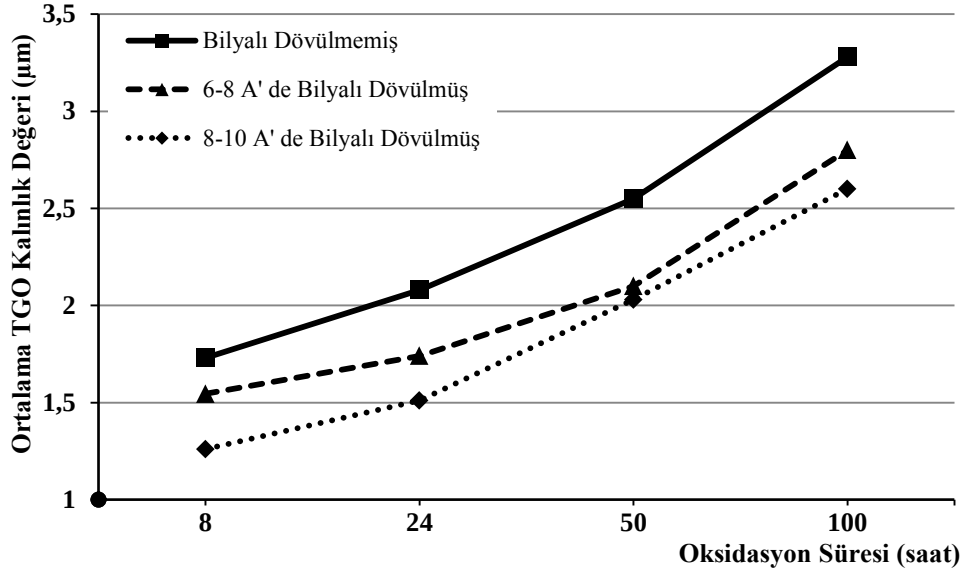
Tablo 11’ de bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş numunelerin 8, 24, 50 ve 100 saat 1000 °C ve 1100 °C’ de ki oksidasyon sonrası TGO tabakası kalınlık değerleri bulunmaktadır. Sonuçlar 8-10 A şiddetinde dövülmüş TBC’ lerin oksidasyona karşı daha dirençli olduğunu ortaya koymaktadır.

Oksidasyon testleri sonrası TGO tabakalarının büyüme davranışları yaklaşık olarak aynı olmaktadır. Yani TGO tabakasının büyüme kararlılığında bir değişim söz konusu olmamaktadır. Fakat artan bilyalı dövme şiddeti ile daha düşük kalınlıklı TGO yapıları oluşmaktadır. Bu da TBC sistemlerinin ömrünün daha uzamasını sağlayacağından arzu edilen bir sonuç olarak göze çarpmaktadır.

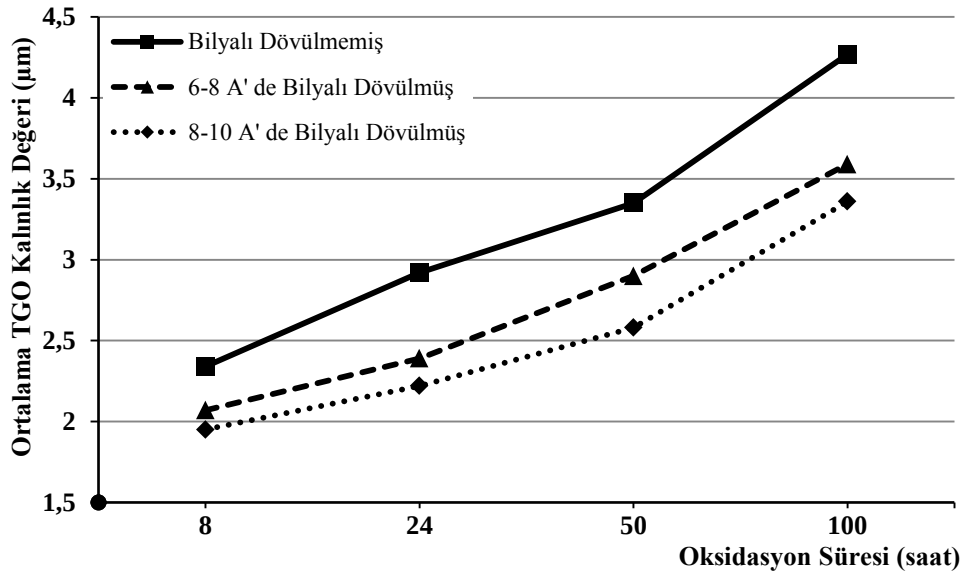
Tablo 11: Bilyalı dövülmüş ve bilyalı dövülmemiş numunelerin 8, 24, 50 ve 100 saat 1000 °C ve 1100 °C’ de ki oksidasyon sonrası TGO tabakası kalınlık değerleri (µm).

Süre (saat)	1000 °C Bilyalı Dövülmemiş	1000 °C 6-8 A Bilyalı Dövülmüş	1000 °C 8-10 A Bilyalı Dövülmüş
8	1,73	1,545	1,26
24	2,08	1,74	1,51
50	2,55	2,1	2,03
100	3,28	2,8	2,6
Süre (saat)	1100 °C Bilyalı Dövülmemiş	1100 °C 6-8 A Bilyalı Dövülmüş	1100 °C 8-10 A Bilyalı Dövülmüş
8	2,34	2,07	1,95
24	2,92	2,39	2,22
50	3,35	2,9	2,58
100	4,27	3,59	3,36

Şekil 61 ve 62’ de 8, 24, 50 ve 100 saat süreyle sırasıyla 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda oksidasyon sonrası TGO kalınlıkları değişimi verilmiştir. Bilyalı dövülmüş numunelerin dövme şiddetlerinin birbirine çok yakın olması TGO değerlerinin de hemen hemen aynı değerlere sahip olmasına sebep olurken, bilyalı dövülmemiş numunede TGO kalınlık değerleri daha yüksek çıkmıştır. Buradan sonuçla bilyalı dövülen numunelerde oksidasyon direncinin daha iyi olduğu söylenebilmektedir. Bir diğer dikkat çekici nokta her iki oksidasyon testinde, oksidasyonun ilk safhalarında birbirine yakın TGO tabaka kalınlık değerleri gözlenirken, artan süre ile aradaki fark da artmıştır. Yani bilyalı dövülmüş TBC’ ler daha yavaş TGO büyümesine sahiptirler. Bu da bilyalı dövme işlemi uygulanmış TBC’ lerin ilerleyen süreçlerde daha uzun ömürlü olacağı sonucunu ortaya koymaktadır.



Şekil 61: 1000 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası TBC' lerin TGO değerleri.



Şekil 62: 1100 °C de 8, 24, 50 ve 100 saat oksidasyon sonrası TBC' lerin TGO değerleri.

4.5. Oksidasyon Testleri Sonrasında Bilyalı Dövlmüő ve Dövlmemeő TBC' ler de Meydana Gelen Mikroyapısal Değişimlerin ve TGO Büyüme Davranışlarının İrdelenmesi

TBC' ler de en önemli hasar mekanizmalarından biri olan oksidasyon testleri sonrasında, APS yöntemi ile üretilen metalik bağ ile seramik üst kaplamada, poroz ve boşluklu yapıların olması ve YSZ üst kaplama tabakasının oksijen geçirgenliğinin yüksek olmasından dolayı bağ/seramik kaplama ara yüzeyin de TGO yapısının oluşumu kaçınılmaz bir durumdur. Literatürde de bu durum benzer çalışmalarda da belirtilmektedir (Karaoğlanlı vd., 2011; Saremi, Afrasiabi ve Kobayashi. 2008).

Üretimi gerçekleştirilen TBC' lerde TGO tabakasının oluşumu ara yüzeyde Al_2O_3 şeklinde olurken, ilerleyen süreçlerde karışık oksit oluşumlarının varlığı sebebiyle TGO yapısı bütünlüğünü kaybetmiştir. Karışık oksit oluşumunun ve Al tükeniminin kıyaslama yapılacak olursa en fazla bilyalı dövlmemeő kaplamalarda olduğu tespit edilmiştir (Bkz. Şekil 49, 51, 53, 55, 57 ve 59). TBC' lerin 100 saatlik oksidasyon testi sonrası elementel dağılımları incelendiğinde, tüm kaplamaların ara yüzeyinde Al_2O_3 yapısının oluşumu görölmüőtür. Bilyalı dövlmemeő TBC' ler de alüminyumun bağ kaplamada hemen hemen tamamen tükendiği görölrken, bilyalı dövlülen numunelerin bağ kaplama tabakasında alüminyum konsantrasyonu, bilyalı dövlmemeő numunelere oranla daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Oksidasyon testleri sonrasında ölçölen TGO tabaka kalınlıklarının, bilyalı dövlmüő numunelerde daha az olduğu tespit edilmiştir. Daha düşük TGO tabakasının kalınlığı, bilyalı dövlmüő TBC' lerin oksidasyon direncinin daha fazla olduğunu göstermektedir. Bu çalışmada, bilyalı dövmeye işleminin oksidasyon direncini üç önemli faktörden dolayı artırdığı tespit edilmiştir. Bu faktörler yüzey pürüzlölüğünün azalması, yüzeye yakın bölgelerde porozite oranlarının düşmesi ve deformasyon etkisi ile oluşan kusurların, Al difüzyonunu hızlandırmasından kaynaklanmaktadır.

Bilyalı dövmeye sonrası yüzey pürüzlölüğünün azalması ile oluşacak TGO alanı azalacağından, Al' nin tükenimi de azalmıő olacaktır. Alüminyum tükeniminin azalması ise geçici oksidasyon evresinde oluşan geçiş alüminallerinin ($\theta-Al_2O_3$ veya $\gamma-Al_2O_3$ gibi) daha kısa sürelerde kararlı $\alpha-Al_2O_3$ yapısına dönüşmesiyle açıklanmaktadır. Literatürde bağ kaplamanın yüzey pürüzlölüğünü düşürmek için farklı yüzey işlemleri denenmiştir. Zhang ve arkadaşlarının (2008) yaptığı çalışmada bilyalı dövlmüő ve dövlmemeő TBC' lerin

oksidasyonu sonrası, bilyalı dövülmemiş kaplamalardaki eğimlerin fazlalığı ve pürüzlülük değerlerinin yüksek olması sebebiyle süresiz oksit büyümelerine neden olduğu rapor edilmiştir. Bilyalı dövme işlemi sonrası pürüzlülük ve eğimlerin azalması ile süresiz oksit büyümesinin engellendiği rapor edilmiştir. Bir başka çalışmada Zhang ve arkadaşları da (2006) benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Yüzey pürüzlülüğü fazla olan kaplamalarda oksidasyon sonrası kütle artışının daha fazla olduğu, pürüzlülük azaldıkça TGO tabakasının alanında da azalma olduğu rapor edilmiştir. Ayrıca bağ kaplama adezyonları incelendiğinde, düşük yüzey pürüzlülüğüne sahip bağ kaplamalarda termal çevrim ömrünün daha uzun olduğu sonucuna varılmıştır. Hesnawi ve arkadaşları da (2007) bağ kaplama numunelerinin yüzey pürüzlülüğünü düşürmek için kumlama, bilyalı dövme ve zımparalama işlemlerini uygulamışlar ve zımparalama işlemi sonrasında en düşük yüzey pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Oksidasyon testleri sonrasında en iyi performansın zımparalanmış kaplamalarda olduğunu gözlemlemişlerdir. Ni ve Zhou (2012) ise ürettikleri bağ kaplamalara bilyalı dövme işlemi uyguladıktan sonra termal çevrim testlerine tabi tutmuşlardır. Bağ tabakanın bilyalı dövülmesinin, parlatma işlemine göre daha etkin olduğunu oksidasyon testleri sonrası gözlemlemişlerdir. Parlatma sonrası yüzeyde α -Al₂O₃ ve θ -Al₂O₃ oluşumları gözlenirken, bilyalı dövme sonrası sadece α -Al₂O₃ oluşumunun olduğunu gözlemlemişlerdir. Sonuç olarak yüzey pürüzlülüğünün azalması ile oluşacak TGO alanında ki azalmalar, hem alüminyum tüketimini azaltmaktadır, hem de arzu edilen kararlı α -Al₂O₃ yapısının oluşumunu hızlandırmaktadır.

Bir diğer önemli faktör ise APS prosesi ile kaplama üretiminden kaynaklanan poroziteli yapının yüzeye yakın bölgelerde bilyalı dövme ile azaltılmasıdır. Azalan porozite miktarı daha yoğun bir bağ kaplama tabakasının elde edilmesini sağlamasının yanında, porlardaki oksijenin ara yüzeye penetre olmasını da azaltmaktadır. Literatürde yapılan çalışmalarda da aynı sonuçlara rastlandığı rapor edilmiştir. Zhou ve arkadaşları (2007, 145-147) bağ kaplama tabakalarına farklı bilyalı dövme şiddetleri uygulamışlardır. Bilyalı dövme sonrası yüzey incelemesi yapıldığında porlarda azalma ve yüzey pürüzlülüğünde düşüş gözlemlemişlerdir. Yapılan oksidasyon testleri sonrasında ise daha üniform bir TGO yapısının oluşumundan dolayı, bilyalı dövülen kaplamaların termal çevrim ömürlerinin daha yüksek olduğunu gözlemlemişlerdir. Li ve arkadaşları (2010, 121-131) bağ kaplamaların üzerine bilyalı dövme ve parlatma işlemi uygulamışlar, bilyalı dövme sonrası oluşan yüzey görüntülerini dövülmemiş kaplamalar ile kıyasladıklarında, bilyalı dövme prosesinde tam yapışmamış partiküllerin deformasyon etkisi ile daha iyi yapıştığını

gözlemlemiştir. Yani bilyalı dövme prosesi ile yüzey altındaki porların kapanmasının sağlandığı görülmüştür. İzotermal oksidasyon testleri sonrasında ise daha az spinel yapısının oluşumunu rapor etmişlerdir. Gao, Xie ve Zeng (2004; 45) yaptıkları çalışmada, bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş malzemeleri incelediklerinde, bilyalı dövme sonrası daha yoğun yapıların elde edildiğini, boşluk ve porozite miktarlarının azaldığını tespit etmişlerdir. Bilyalı dövülmüş bağ kaplamaların oksidasyon dirençlerinin yaklaşık 3 kat daha fazla olduğunu yaptıkları çalışmada rapor etmişlerdir.

Bağ kaplama üretimi sonrası bilyalı dövme işlemi ile yüzey altındaki bölgelerin porozitesi kapatılabilirken, böylece istenmeyen gazlar ve sıvıların penetrasyonuna karşı kaplama tabakası korunmuş olmaktadır (Davis, 2004). Yapılan bu deneysel çalışmada da porozite ölçümleri sonrası literatürde belirtildiği gibi azalmalar gözlemlenmiştir. Porların ve boşlukların kapanması, yapı içinde lokal oksitlenmeleri engellemiş ve yoğun tabaka oluşumunun sebebi sonucunda kaplamada daha üniform oksitlenmenin olmasını sağlamıştır. Sohn ve arkadaşları (2001) bağ kaplamaya uygulanan bilyalı dövme sonrası yaklaşık 20 μm ' ye kadar dahili oksijen hatlarına rastlamışlardır. Bunun dahili TGO yapılarının oluşumuna sebep olduğunu rapor etmişlerdir. Aynı şekilde yapılan bu çalışmada da dahili oksitlerin olduğu gözlenmiştir. Fakat bilyalı dövülmemiş numunelere oranla dahili oksitlerin daha ince yapıda olduğu gözlemlenmiştir. (Bkz. Şekil 40, 43 ve). Yani bağ kaplama üretiminde oluşan dahili oksitlerde, deformasyon etkisi ile azalmalar ve kısmen kapanmalar söz konusu olmuştur.

Bilyalı dövme ile plastik deformasyon etkisi sonucunda yüzey altında, tane sınırı ve dislokasyon yoğunluğunda artışlar meydana gelmektedir (Zhong vd., 2010). Artan kusur oluşumları difüzyon katsayısını artırdığından, geçiş oksidasyon süresi kısalmış ve kararlı büyüme adımına geçiş hızlanmıştır. Yani kararlı alümina ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) oluşumu da hızlandığından, oksijenin bağ kaplama içine difüzyonu gecikmiştir. Literatürde yüzeye yapılan soğuk deformasyon işlemlerinin benzer etkiyi gösterdiği belirtilmiştir (Young, 2008). Aynı zamanda, bağ kaplama yüzeyinde oluşturulan aşırı dislokasyon yoğunluğu, difüzyon kanallarının açılmasına sebebiyet vermektedir. Böylece bağ kaplamada iyon halindeki elementlerin Cr^{3+} , Co^{2+} , Ni^{2+} difüzyonu da hızlanmaktadır. Al^{3+} ve Cr^{3+} 'ün atom çaplarının hemen hemen aynı olması $\gamma \rightarrow \alpha$ faz dönüşümünün olmasını tetiklemektedir. Bu durum literatürde yapılan başka bir çalışmada da belirtilmiştir (Han vd., 2012). Böylece oluşan yoğun ve kompakt yüzey $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ oluşumunu hızlandırmaktadır. Al_2O_3 ve Cr_2O_3

oluşumu diğer oksitlere CoO, NiO ve Y_2O_3 ' e göre daha hızlı oluşmaktadır. Aynı zamanda difüzyon hızı düşük olan Cr_2O_3 oluşumu hızlanmıştır. Kararlı oksidasyon adımı uzamış, geçici oksidasyon adımı ise kısalmıştır. Sonuç olarak $\gamma \rightarrow \theta \rightarrow \alpha$ dönüşümü hızlanmıştır. Oksidasyonun ilk evrelerinde bilyalı dövme etkisinden dolayı Al' nin difüzyon oranı artmış ve zamanla kararlı $\alpha-Al_2O_3$ 'ün oluşumu sağlanmıştır. Ancak difüzyon kanallarının artmasından dolayı diğer elementlerinde difüzyonu ile spinel ve karışık oksit oluşumları daha uzun süreçlerde kaçınılmaz hale gelmektedir.

Bilyalı dövme sonrası oluşturulan plastik deformasyonla daha ince taneli yapılar elde etmek mümkün olmaktadır. Deformasyon etkisi ile eskiye oranla daha fazla dislokasyon oluşması, yeni difüzyon yolları açtığından erken $\alpha-Al_2O_3$ oluşumu sağlanarak, TGO kalınlık değerleri düşürülmüştür. Literatürde tane boyutunu küçültmek için nano boyutlu tozlarla kaplama işlemi yapılarak daha ince yapıli taneler elde edildiği ve bu sayede oksidasyon direnci daha yüksek TBC' lerin üretildiği rapor edilmiştir (Ajdelstajn vd., 2003). Aynı zamanda hem nano boyutlu toz ile kaplama üretimi, hem de bilyalı dövme işlemi gibi ikinci bir yüzey işlemi sonrasında elde edilen sonuçların olumlu nitelikte olduğu rapor edilmiştir (Zhang vd., 2008).

Difüzyon, yüzey altında olması istenen bir durum iken yüzeyde istenmemektedir. Daha pürüzlü yüzeylerde, daha fazla yüzey alanı ve daha fazla difüzyon yolu bulunmaktadır. Bu da ilerleyen oksidasyon süreçlerinde Al' nin daha çabuk tükenmesini sağlayacağından, yüzeye Cr ve Ni' in yüzeye difüze olmasını hızlandıracaktır. Che ve arkadaşlarına göre (2008) bağ kaplama üretimi sonrası yapılan zımparalama işlemi ile yüzey pürüzlülüğü yüksek miktarda düşürülmüştür. Zımparalanmamış bağ kaplamalarda oksidasyon sonrası difüzyon etkisi ile zamanla Kirkendall etkisi ile porozitelerin oluştuğu, zımparalanmış bağ kaplamalarda ise yüzeyde daha yavaş Al difüzyonu olduğu rapor edilmiştir. Sonuç olarak düşen yüzey alanı hem daha az Al' yi oksitleyecek, hem de yüzeydeki Al' nin difüzyonunu düşüreceğinden kaplama ömründe oksidasyon sonrası artışlar söz konusu olacaktır.

Yapılan bu çalışmada bilyalı dövme ile elde edilen etkilerin, TBC' lerin oksidasyon davranışlarını geliştirdiği gözlemlenmiştir. Bilyalı dövme ile oluşturulan plastik deformasyonun yüzey ve yüzey altında yaptığı etkiler sonucu, TBC' ler de en önemli hasar mekanizmalarından biri olan oksidasyon sonrasında oluşan TGO tabakasının kalınlık değerlerinde düşüşler sağlanmıştır. Bu sayede uzun oksidasyon süreçlerinde meydana

gelecek ayrılma ve ya üst kaplama tabakasının atması gibi hasar oluşumları geciktirilmiş olacaktır.

BÖLÜM V

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Genel Sonuçlar

Gerçekleştirilen deneysel çalışmada Inconel 718 süper alaşım altlık malzeme üzerine, APS yöntemi kullanılarak CoNiCrAlY içerikli metalik bağ kaplamaların üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen bağ kaplamaların yarısına farklı Almen şiddetlerinde bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Kalan bağ kaplamalara ise herhangi bir yüzey işlemi uygulanmamış, APS yöntemi ile YSZ içerikli seramik üst kaplamanın üretimi gerçekleştirilerek TBC yapıları elde edilmiştir. Bağ kaplamaların porozite ölçümleri, mesafeye bağlı sertlik değişimleri ve yüzey pürüzlülük değerlerinin ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen TBC' ler yüksek sıcaklık fırınında farklı oksidasyon süreç ve sıcaklıklarında izotermal oksidasyon testlerine tabi tutularak, oluşan TGO tabakasının büyüme davranışları incelenmiş ve karşılaştırmalı olarak açıklamalar getirilmiştir. Yapılan deneysel çalışmanın genel sonuçları maddeler halinde aşağıda belirtilmiştir:

1. APS yöntemi kullanılarak Inconel 718 süper alaşım altlık malzeme üzerine CoNiCrAlY bağ kaplamaların üretimi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.
2. Üretimi tamamlanan bağ kaplamaların yarısına 6-8 A ve 8-10 A Almen şiddetlerinde bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Diğer bağ kaplama numunelerine ise YSZ içerikli üst seramik kaplama üretimi öncesinde ikincil bir yüzey işlemi uygulanmamıştır. Bilyalı dövme prosesi uygulanan ve uygulanmayan tüm bağ kaplamalara APS yöntemi ile YSZ içerikli seramik üst kaplamaların üretimi sonrasında TBC yapıları elde edilmiştir.
3. Üretimleri gerçekleştirilen TBC' ler, 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda sırasıyla 8, 24, 50 ve 100 saatlik oksidasyon süreçlerinde izotermal oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Oksidasyon sonrası ara yüzeyde oluşan TGO tabakaları incelenmiş ve artan bilyalı dövme şiddetinin, TGO tabakasının kalınlığını düşürücü etki gösterdiği gözlemlenmiştir.

4. Oksidasyonun ilk evrelerinde tüm kaplama yapılarında Al_2O_3 ' ten oluşan TGO tabakasının üniform yapıda olduğu görülmüştür. Artan sürenin etkisi ile Al' nin tükenmeye başlamasıyla, (Cr, Co, Ni) ve NiO gibi karışık oksit yapıları oluşmaya başlamıştır. 100 saatlik oksidasyon süreci sonrasında bilyalı dövülmemiş numunelerin bağ kaplama tabakasında Al' nin tükenerek tamamen Al_2O_3 formunda olduğu görülmüş ve karışık oksit yapılarının Al_2O_3 tabasının üst bölgelerinde oluşmaya başladığı tespit edilmiştir. Bilyalı dövülmüş numunelerde ise 100 saatlik oksidasyon süreci sonrasında daha az miktarda Al tükendiği gözlenirken, karışık oksit yapılarının eser miktarda olduğu gözlemlenmiştir.
5. TGO tabakası kalınlığının artan oksidasyon sıcaklığı ve sürelerine bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Artan sıcaklığın etkisi ile 50 saatlik oksidasyon testi sonrası, TGO tabakasının üniform yapısını kaybetmeye başladığı gözlemlenmiş bilyalı dövülmüş numunelerde ise bu etkinin çok daha az olduğu görülmüştür. Üretimi gerçekleştirilen tüm TBC sistemlerinde 100 saatlik oksidasyon süreci sonrasında TGO tabakası kalınlık değerlerinde daha fazla artış olduğu gözlemlenmiştir. TGO tabakalarındaki değişimler göz önüne alındığında, bilyalı dövülmüş numunelerde TGO tabakasının daha yavaş büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu durumun sebebinin, TGO tabakasının altındaki Al' nin tamamen tükenmemesine bağlı olarak oluştuğu sonucuna varılmıştır.
6. Oksidasyon sonrası üst seramik kaplama yapılarında artan zaman ve sıcaklığa bağlı olarak sinterleşme etkisi ile porozite ve süreksiz açıklıklarda azalmalar olduğu gözlemlenmiştir.
7. Bilyalı dövülmüş ve dövülmemiş bağ kaplamaların porozite değerleri ölçüldüğünde, bilyalı dövülen numunelerde özellikle yüzey altı bölgelerde porozite ve açıklıkların azalması sebebiyle, porozite yüzdelerinde azalmalar tespit edilmiştir. Artan bilyalı dövme şiddetinin, porozite miktarını daha da azalttığı gözlemlenmiştir. Azalan porozite miktarı bağ kaplamada ki oksijen penetrasyonunu düşürmekte ve bunun yanında porlarında kapanması ile Al' nin difüzyon kabiliyeti artmaktadır. Bu sayede daha erken $\alpha-Al_2O_3$ oluşumu sağlandığından, bilyalı dövülmüş TBC' ler de TGO tabakasının büyüme davranışı, bilyalı dövülmemiş TBC' lere göre daha düşük oranda olmuştur.

Artan bilyalı dövme şiddeti ile TGO tabakasının kalınlık değerlerinde daha fazla düşüş olduğu gözlemlenmiştir.

8. Yüzey pürüzlülük değerleri ölçümü sonuçlarına göre bilyalı dövülmüş numunelerin, dövülmemiş numunelere oranla yaklaşık olarak 3 kat daha az pürüzlü yüzeye sahip oldukları tespit edilmiştir. Bilyalı dövme şiddetinin artması ile ara yüzey pürüzlülük değerlerinin daha da azaldığı gözlenmiştir. Böylece artan dövme şiddeti ile TGO tabakasının kalınlığı da daha fazla azalmıştır. Azalan yüzey pürüzlülüğü, oluşan TGO tabakasının alanını düşürdüğünden kaplamanın oksidasyon hasarına karşı direnci bu sayede daha da artırılmıştır. Ayrıca ara yüzey alanının azalması ile bu bölgede ki Al' nin difüzyonunu da azalttığından dolayı, Al' nin tükeniminin de bu duruma bağlı azaldığı gözlemlenmiştir.
9. Sertlik değerlerinin ölçüm sonuçlarına göre, bilyalı dövme etkisinin yaklaşık 30 ile 35 μm arası mesafelere kadar sürdüğü görülmektedir. Plastik deformasyon etkisi ile yüzeye yakın bölgelerde daha yoğun bir bağ kaplama yapısı gözlenirken, yüzeyden aşağı doğru inildikçe bağ kaplama tabakasının yoğunluğu da aynı ölçüde azalmıştır. Yoğun tabaka yapısı sayesinde oksijen afinitesi yüksek olan Al' nin difüzyonu daha kolaylaşmıştır. Bunun sonucunda ara yüzeyde erken alümina oluşumu sağlandığından dolayı, ara yüzeyin altında Al tükeniminin daha az olduğu görülmüştür. Oluşturulan plastik deformasyonun bir diğer önemli etkisi tane boyutunu düşürebilme ihtimali veya altane oluşmasını sağlayabilmesi, dislokasyon ve kusurları artırması ile yeni difüzyon kanallarının açılmasına sebebiyet vermesidir. Tüm bu etkilerin sonucu olarak Al' nin difüzyon kabiliyeti daha da artmış ve ara yüzeyde daha düşük TGO tabaka kalınlık değerlerinin elde edilmesi sağlanmıştır.

Gerçekleştirilen bu çalışmada, farklı Almen şiddetlerinde bilyalı dövme prosesi uygulanan CoNiCrAlY içerikli metalik bağ kaplamaya sahip TBC'lerin, farklı oksidasyon süreç ve sıcaklıklarındaki izotermal oksidasyon testleri sonrası, TGO tabakasının oluşumu ve büyüme davranışları incelenmiştir. Literatürde yapılan çalışmalarla karşılaştırmalı olarak değerlendirilen deneysel çalışma sonuçlarının literatür de bu alanda yapılan çalışmalara ek yeni bir kaynak niteliği kazandırdığı düşünülmektedir.

5.2. Öneriler

Bu tez kapsamında elde edilen verilere göre gelecek çalışmalar için öneriler aşağıda maddeler halinde verilmiştir;

1. Bağ kaplamaların üretiminde farklı yöntemler kullanılarak, bilyalı dövme prosesi ile modifiye edilmesi sonucu üretilen TBC sistemlerinin, oksidasyon şartları altında metalik/seramik kaplama ara yüzeyinde oluşan termo-mekanik gerilme değişimlerinin modellenerek karşılaştırılması,
2. Bilyalı dövme prosesi uygulanmış TBC sistemlerinin sıcak korozyon ve termal şok testleri sonrası mikroyapı değişimlerinin incelenmesi,
3. Bilyalı dövme sonrası yüzeye parlatma ve zımparalama gibi işlemlerin uygulanarak değişen yüzey pürüzlülük etkisinin, TBC' lerin izotermal oksidasyon davranışlarına etkisinin incelenmesi,
4. Bağ ve üst kaplama üretiminde kullanılan toz boyutları ve üretim parametrelerinin geliştirilerek bilyalı dövme işlemi ile modifiye edilmesi sonrasında oksidasyon ve TGO tabakasının büyüme davranışlarının incelenmesi, gelecek çalışmalar için önerilmektedir.

KAYNAKLAR

- Ajdelsztajn L., Tang F., Kim G. E., Provenzano V. ve Schoenung J. M. (2003). Synthesis and Oxidation Behavior of Nanocrystalline MCrAlY Bond Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 14: 23-30.
- Al-Obaid Y.F. (1995). The effect of shot peening on stress corrosion cracking behaviour of 2205-duplex stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 51(1): 19–25.
- Baig M.N., Khalida F.A., Khana F.N. ve Rehman K. (2014). Properties and residual distribution of plasma sprayed magnesia stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Ceramics International*, 40(3): 4853–4868.
- Birks N. ve Meier G.H. (1983). *Introduction to High temperature Oxidation of Metals*. Edward Arnold Publishers Ltd: Pittsburgh.
- Bonadei A. ve Marrocco T. (2014). Cold sprayed MCrAlY + X coating for gas turbine blades and vanes. *Surface and Coatings Technology*, 242: 200-206.
- Bose S. (2007). *High Temperature Coatings*. Butterworth-Heinemann: Elsevier Burlington.
- Braithwaite N. ve Graham, B.(1993). Quest For The Perfect Plasma. *New Scientist*, 140: 34-38.
- Dai K., Villegas J. ve Shaw L. (2005). An analytical model of the surface roughness of an aluminum alloy treated with a surface nanocrystallization and hardening process. *Scripta Materialia*, 52: 259-263.
- Davis J.R. (2004). *Handbook of Thermal Spray Technology*. ASM International: Ohio.
- Dorfman M.R. (2012). *Handbook of Environmental Degradation of Materials*. Elsevier: New York.

- Eliaz N., Shemesh G. ve Latanision R.M. (2002). Hot corrosion in gas turbine components. *Engineering Failure Analysis*, 9: 31-43.
- Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W., Meier G.H. ve F.S. Pettit (2001). Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings. *Progress in Materials Science*, 46(5): 505-553.
- Fauchais P. (2004). Understanding plasma spraying. *Journal of Applied Physics D: Applied Physics*, 37: 86-108.
- Ghosh S. (2014). Thermal behavior of glass–ceramic bond coat in a TBC system. *Vacuum*, 101: 367-370.
- Guagliano M. (2001), Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach. *Journal of Materials Processing Technology*, 110: 277–286.
- Guo H.B., Vaßen R. ve D. Stöver (2004). Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings with high segmentation crack density. *Surface and Coatings Technology*, 186(3): 353-363.
- Heimann R. B. (1996). *Plasma - Spray Coating*, Wiley-VCH: Weinheim.
- Karaoglanli A.C. (2012). *Termal Bariyer Kaplamalarda Bağ Tabakasının Farklı Yöntemlerle Üretilmesi ve Özelliklere Etkisi*. (Yayınlanmamış doktora tezi), Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Sakarya, 225 s.
- Karaoğlu A. C., Dikici H. ve Küçük Y. (2013). Effects of heat treatment on adhesion strength of thermal barrier coating systems. *Engineering Failure Analysis*, 32: 16-22.
- Karaoğlu A.C., Türk A. ve Üstel F. (2013). Soğuk Gaz Dinamik Sprey (CGDS) Kaplama Teknolojisi ve Uygulamaları. *APJES*, 1(1): 20-27.

- Karaoğlanlı A.C., Altuncu E., Özdemir İ., Türk A. ve Üstel F. (2011). Structure and durability evaluation of YSZ + Al₂O₃ composite TBCs with APS and HVOF bond coats under thermal cycling conditions. *Surface and Coatings Technology*, 205(2): 369-373.
- Karger M., Vaßen R. ve Stöver D. (2011). Atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with high segmentation crack densities: Spraying process, microstructure and thermal cycling behavior. *Surface and Coatings Technology*, 206(1): 16-23.
- Keyvani A. (2015) Microstructural stability oxidation and hot corrosion resistance of nanostructured Al₂O₃/YSZ composite compared to conventional YSZ TBC coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 623: 229-237.
- Kumar H., Singh S. ve Kumar P. (2013) Modified Shot Peening Prcocess-A Review. *International Journal of Engineering Sciences and Emerging Technologies*, 5(1): 12-19.
- Lai G. Y. (2007). *High-Temperature Corrosion And Materials Applications*. ASM International: Ohio.
- Landolt D. (2007). *Corrosion and Surface Chemistry of Metals*. Taylor and Francis Group: Lausanne.
- Liu J. (2004). *Effects of bond coat surface preparation on thermal cycling lifetime and failure characteristic of thermal barrier coatings*. (Yayınlanmış Yüksek Lisans Tezi). University of Central Florida, Department of Mechanical, Materials, and Aerospace Engineering, Florida, 109 s.
- Ma J., Jiang S. M., Gong J., Sun C. (2013). Hot corrosion properties of composite coatings in the presence of NaCl at 700 and 900 °C. *Corrosion Science*, 70: 29–36.

- Ma K., Schoenung J.M. (2011). Isothermal oxidation behavior of cryomilled NiCrAlY bond coat: Homogeneity and growth rate of TGO. *Surface and Coatings Technology*, 205: 5178-5185.
- Marple B. R., Hyland M. M., Lau Y.C., Li C.J., Lima R. S. ve Montavon G. (2007). *Thermal Spray Thermal Spray 2007: Global Coating Solutions*. ASM International: Ohio.
- Miller R.A. (2009). *History of Thermal Barrier Coatings for Gas Turbine Engines*. Cleveland: National Aeronautics and Space Administration Glenn Research Center.
- Mitrovic S., Adamovic D., F. Zivic, D. Dzunic ve M. Pantic. (2014). Friction and wear behavior of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions. *Applied Surface Science*, 290: 223–232.
- Mori T., Kuroda S., Murakami H., Katanoda H., Sakamoto Y. and Newman S., (2013). Effects of initial oxidation on β phase depletion and oxidation of CoNiCrAlY bond coatings fabricated by warm spray and HVOF processes. *Surface and Coatings Technology*, 221: 59-69.
- Mostaghimi J. ve Chandra S. (2007). Heat Transfer in Plasma Spray Coating Processes. *Advances in Heat Transfer*, 40: 143–204.
- Mouritz A. (2012). *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing: Philadelphia.
- Naraparaju R., Christ H.-J., Renner F. U. ve Kostka A. (2011). Effect of Shot-peening on the Oxidation Behaviour of Boiler Steels. *Oxidation of Metals*, 76: 233–245.
- Padture N. P., Gell M. ve Jordan E. H. (2002). Thermal Barrier Coatings for Gas-Turbine Engine Applications. *Materials Science*, 296: 280-284.

- Pawlowski L. (2008). *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings: Second Edition*. John Wiley & Sons: Chichester.
- Rätzer-Scheibe H.-J. ve Schulz U. (2007). The effects of heat treatment and gas atmosphere on the thermal conductivity of APS and EB-PVD PYSZ thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 201 (18): 7880-7888.
- Richer P., Yandouzi M., Beauvais L. ve Jodoin B. (2010). Oxidation behaviour of CoNiCrAlY bond coats produced by plasma, HVOF and cold gas dynamic spraying. *Surface and Coatings Technology*, 204(24): 3962–3974.
- Sadowski T. ve Golewski P. (2011). Multidisciplinary analysis of the operational temperature increase of turbine blades in combustion engines by application of the ceramic thermal barrier coatings (TBC). *Computational Materials Science*, 50 (4): 1326-1335.
- Saremi M., Afrasiabi A. ve Kobayashi A. (2008). Microstructural analysis of YSZ and YSZ/Al₂O₃ plasma sprayed thermal barrier coatings after high temperature oxidation. *Surface and Coatings Technology*, 202(14): 3233-3238
- Shinozaki M. ve Clyne T.W. (2013). A methodology, based on sintering-induced stiffening, for prediction of the spallation lifetime of plasma-sprayed coatings. *Acta Materialia*, 61: 579–588.
- Song P. (2011). *Influence of Material and Testing Parameters on the Lifetime of TBC Systems with MCrAlY and NiPtAl Bondcoats*. (Yayınlanmış Doktora Tezi) Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, 126 s.
- Talbot D. E. J. ve Talbot J.D.R. (1998). *Corrosion Science and Technology*. CRC Press LLC: Florida.

- Tan L., Ren X., Sridharan K. ve Allen T.R. (2008). Effect of shot-peening on the oxidation of alloy 800H exposed to super critical water and cyclic oxidation. *Corrosion Science*, 50(7): 2040–2046.
- Tassini N., Lambrinou K., Mircea I., Bartsch M., Patsias S. ve Van der Biest O. (2007). Study of the amplitude-dependent mechanical behaviour of yttria-stabilised zirconia thermal barrier coatings. *Refereed Reports IX Conference & Exhibition of the European Ceramic Society*, 27 (2-3): 1487–1491.
- Tokue A., Hayakawa T. ve Ohkubo C. (2013) Fatigue resistance and retentive force of cast clasps treated by shot peening. *Journal of Prosthodontic Research*, 57: 186–194.
- Tucker R.C. (2004). *ASM Handbook Volume 5 Surface Engineering*. ASM International: Ohio.
- URL-1 (2014). https://www.ofic.co.jp/en/r_and_d/thermalspraying/, Thermal Spraying, 8 Aralık 2014.
- URL-2 (2014). <http://www.shotpeener.com/library/pdf/2004003.pdf>, Residual Stresses in Shot peened Components, 19 Aralık 2014.
- URL-3 (2014) <http://www.shotpeener.com/library/pdf/1948002.pdf>, Recrystallization as a measurement of relative shot peening intensities, 19 Aralık 2014.
- URL-4 (2014) <http://www.shotpeener.com/learning/spo.pdf>, Shot Peening Overview. 13 Kasım 2014.
- Ünal O. (2011). *Bilyalı Dövme İşleminin Tane Boyutuna Etkisinin İncelenmesi*. (Yayınlanmış Yüksek Lisans Tezi), Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Bartın, 85s.
- Vaßen R., Czech N., Malléner W., Stamm W. ve Stöver D. (2001). Influence of impurity content and porosity of plasma-sprayed yttria-stabilized zirconia layers on the sintering behaviour. *Surface and Coatings Technology*, 141(2–3): 135-140.

- Wagner L. (1999) Mechanical surface treatments on titanium, aluminium and magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 263: 210 – 216.
- Wagner L. (2003). *Shot Peening*. Wiley-CHY: Weinheim.
- Wang S., Li Y., Yao M. ve Wang R. (1998). Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology*, 73: 64–73.
- Xu H. ve Guo H. (2011). *Thermal barrier coatings*. Woodhead Publishing: Cambridge.
- Young D. (2008). *High temperature oxidation and corrosion of metals*. Elsevier: Amsterdam.
- Zehetbauer M. J. and Zhu Y. T. (2009). *Bulk Nanostructured Materials*. Wiley-VCH: Weinheim.
- Zhang Q., Li C.-J., Li C.-X., Yang G.-J. ve Lui S.-C. (2008). Study of oxidation behavior of nanostructured NiCrAlY bond coatings deposited by cold spraying. *Surface and Coatings Technology*, 202: 3378–3384.
- Zhong C., Liu L., Wu Y., Deng Y., Shen B., Shu B. and Hu W. (2010). Diffusion behavior of aluminum in the surface layer of iron processed by shot peening. *Materials Letters*, 64(12): 1407-1409.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Adı Soyadı : Kadir Mert Döleker
Doğum Yeri ve Tarihi : Sivas, 07.04.1988

Eğitim Durumu

Lisans Öğrenimi : Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği

Bildiği Yabancı Diller : İngilizce (iyi derecede)
Bilimsel Faaliyet/Yayınlar : -
Aldığı Ödüller : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm 3.' lüğü

İş Deneyimi

Stajlar : 1. Hava İkmal Bakım Merkezi Komutanlığı (Eskişehir, 2010),
TUSAŞ (Ankara, 2011)
Projeler ve Kurs Belgeleri : -
Çalıştığı Kurumlar : Bartın Üniversitesi (2013 – Halen Devam Etmekte)

İletişim

E-Posta Adresi : kmdoleker@bartin.edu.tr

Tarih : 19.01.2015 (Tez sınav tarihi)