İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN İZOTERMAL OKSİDASYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Abdullah Selim PARLAKYİĞİT

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme ve İmalat Programı

HAZİRAN 2013

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN İZOTERMAL OKSİDASYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Abdullah Selim PARLAKYİĞİT
(503101300)

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme ve İmalat Programı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Turgut GÜLMEZ

HAZİRAN 2013

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 503101300 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Abdullah Selim PARLAKYİĞİT**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı **"TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN İZOTERMAL OKSİDASYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ"** başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmustur.

Tez Danışmanı :	**Doç. Dr. Turgut GÜLMEZ** İstanbul Teknik Üniversitesi	.....
Eş Danışman :	**Yrd.Doç.Dr. Cahit KARAOĞLANLI** Bartın Üniversitesi	.....
Jüri Üyeleri :	**Prof. Dr. Cengiz Tahir BODUR** İstanbul Teknik Üniversitesi	.....
	Doç. Dr. Halit Süleyman TÜRKMEN İstanbul Teknik Üniversitesi	.....
	Doç. Dr. Vedat Ziya DOĞAN İstanbul Teknik Üniversitesi	.....

Teslim Tarihi : 03 Mayıs 2013
Savunma Tarihi : 06 Haziran 2013

Anneme, babama ve kardeşlerime,

ÖNSÖZ

Tez çalışmalarım boyunca desteğini benden esirgemeyen, öneri ve eleştirileriyle bana yol gösteren, çalışmaların tamamlanması için gerekli her türlü imkandan faydalanmamı sağlayan danışmanlarım Doç. Dr. Turgut GÜLMEZ ve Yrd. Doç. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI'ya teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca çalışmalarım boyunca teknik imkanlarını sunan Sakarya Üniversitesi Termal Sprey Uygulama ve Araştırma Laboratuvarına ve sağladığı finansal desteklerden dolayı İTÜ Bilimsel Araştırma Projeleri birimine teşekkür ederim.

Eğitim ve çalışma hayatım boyunca beni daima destekleyen, motivasyonumu daima yüksekte tutan ve bu çalışmanın tamamlanmasını en az benim kadar isteyen anneme, babama ve kardeşlerim Feyzanur, Dilara ve Kerem Yunus' a en içten duygularımla sonsuz teşekkür ederim.

Mayıs 2013

Abdullah Selim PARLAKYİĞİT
(Makine ve Endüstri Mühendisi)

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ ..... **vii**
İÇİNDEKİLER ..... **ix**
KISALTMALAR ..... **xi**
ÇİZELGE LİSTESİ ..... **xiii**
ŞEKİL LİSTESİ ..... **xv**
ÖZET ..... **xvii**
SUMMARY ..... **xix**
1. GİRİŞ **1**
1.1 Tezin Amacı 3
2. TERMAL SPREY KAPLAMA YÖNTEMLERİ **5**
2.1 Konvansiyonel Alev Spreyi 8
2.2 Detonasyon Tabancası Spreyi 9
2.3 Yüksek Hızlı Oksi Yakıt Spreyi 9
2.4 Elektrik Ark Spreyi 11
2.5 Soğuk Gaz Spreyi 12
2.6 Plazma Spreyi 13
2.7 Yöntemlerin Kıyaslanması 17
3. TERMAL BARİYER KAPLAMALAR **19**
3.1 Termal Bariyer Kaplama Sistemi 22
3.1.1 Termal bariyer kaplamaların yapısal kompozisyonu 22
3.1.1.1 Üst kaplama 23
3.1.1.2 Bağ kaplama 25
3.1.2 Termal bariyer kaplamaların karakteristik özellikleri 26
3.1.2.1 Aşınma özellikleri 27
3.1.2.2 Korozyon özellikleri 29
3.1.2.3 Termal iletim özellikleri 30
3.2 Termal Bariyer Kaplamalarda Hasar Mekanizmaları 34
4. TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN OKSİDASYON ÖZELLİKLERİ **41**
4.1 Bağ Kaplamanın Oksidasyonu ve TGO Tabakasının Oluşması 43
4.1.1 Koruyucu oksit tabakasının oluşumu ve büyümesi 44
4.1.2 Koruyucu oksit tabakasının bozunması 46
4.2 Üst Kaplamanın Sinterleşmesi 47
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR **49**
5.1 Amaç 49
5.2 Altlık Malzemesinin Seçimi ve Hazırlanması 50
5.3 Toz Malzemelerin Seçimi ve Karakterizasyonu 50
5.4 Termal Bariyer Kaplama Sisteminin Üretilmesi 52
5.5 Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri 55
5.6 İzotermal Oksidasyon Testleri 55
5.7 Numunelerin Hazırlanması 56
5.8 Mikrosertlik Ölçümleri 57

5.9 Porozite Ölçümleri 57
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER 59
6.1 Kaplama Üretimi Sonrası Mikroyapısal Karakterizasyon 59
6.2 Kaplamaların Porozite ve Mikrosertlik Ölçümleri 60
6.3 İzotermal Oksidasyon Testleri Sonrası Mikroyapısal Karakterizasyon 61
6.4 Oksidasyon Testleri Sonrası TGO Tabakasının Oluşumu ve Büyümesi 67
6.5 Seramik Üst Kaplamada Sinterleşme Etkisi 68
6.6 Genel Sonuçlar 70
6.7 Öneriler 72
KAYNAKLAR 73
ÖZGEÇMİŞ 79

KISALTMALAR

APS : Atmosferik Plazma Sprey
EB-PVD : Elektron Demetiyle Fiziksel Buhar Biriktirme
EDS : Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi
HVOF : Yüksek Hızlı Oksi Yakıt
LPPS : Düşük Basınçlı Plazma Sprey
PS : Plazma Sprey
SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu
TBC : Termal Bariyer Kaplama
TGO : Termal Büyüyen Oksit
VPS : Vakum Plazma Sprey
YAG : Yitriya Alümina Garnet
YSZ : Yitriya Stabilize Zirkonya

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Plazma sprey prosesini etkileyen parametreler. 16
Çizelge 3.1 : Seramik termal bariyer kaplamalar için malzeme gereksinimi. 26
Çizelge 4.1 : 800 ^{o}C sıcaklıkta 100 saatlik oksidasyon sonucu Fe, Ni, Cr, Al üzerinde oluşan oksit kalınlığı 43
Çizelge 5.1 : Inconel 718 altlık malzemesinin elementel bileşimi (%ağırlık) 50
Çizelge 5.2 : Toz malzemeler için üretici firma tarafından sunulan bilgiler 50
Çizelge 5.3 : Bağ ve üst kaplama üretim parametreleri 53
Çizelge 5.4 : Altlık, bağ ve üst kaplama yüzey pürüzlülük değerleri 55
Çizelge 5.5 : Zımparalama ve parlatma sürecine ait bilgiler 56
Çizelge 6.1 : Kaplama tabakalarına ait mikrosertlik değerleri 61

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Süperalaşımların ve ısıya dayanıklı kaplamaların gelişimi. 1
Şekil 2.1 : Termal sprey kaplama prosesinin şematik gösterimi. 5
Şekil 2.2 : Termal sprey kaplamanın biriktirilmesi 6
Şekil 2.3 : Termal sprey kaplama yöntemlerinin sınıflandırılması..... 7
Şekil 2.4 : Alev spreyi prosesi. 8
Şekil 2.5 : Detonasyon tabancasının şematik gösterimi 9
Şekil 2.6 : HVOF sprey prosesi. 10
Şekil 2.7 : Elektrik ark sprey prosesi. 11
Şekil 2.8 : Soğuk gaz spreyi prosesi. 12
Şekil 2.9 : Plazma sprey sistemini oluşturan elemanlar. 13
Şekil 2.10 : Plazma sprey tabancasının kesit resmi 14
Şekil 2.11 : Plazma alevi sıcaklık dağılımı..... 15
Şekil 2.12 : Termal sprey yöntemlerinin proses sıcaklıkları ve parçacık hızları..... 17
Şekil 3.1: Plazma sprey yönteminin şematik gösterimi..... 19
Şekil 3.2: EB-PVD prosesinin şematik gösterimi..... 20
Şekil 3.3: Farklı yöntemlerle üretilen TBC kaplamaların mikroyapıları: (a) PS. (b) EB-PVD 21
Şekil 3.4: TBC kaplanmış türbin kanatçığı ve sıcaklık gradyanı 22
Şekil 3.5: $ZrO_2 – Y_2O_3$ sistemi faz diyagramı 24
Şekil 3.6: Optimum yitriya içeriğinin belirlenmesi. 24
Şekil 3.7: Bağ kaplamalarda korozyon ve oksidasyon direnci 25
Şekil 3.8: APS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilen kaplamalar için hasar tipleri 28
Şekil 3.9: Farklı şekillerde üretilen zirkonya seramiklerinin termal iletkenlik değerleri 32
Şekil 3.10: APS yöntemi ile üretilmiş bir TBC mikroyapısı 32
Şekil 3.11: Zirkonya seramiklerinde ve zirkonya termal bariyer kaplamalarda yitriya içeriğine bağlı olarak termal iletkenliğin değişimi 33
Şekil 3.12: PS ve EB-PVD kaplamalarda hasar oluşum bölgeleri 35
Şekil 3.13: ZrO_2 - 8wt%Y_2O_3 seramik tabakasının mikroyapısı: (a) sinterleşme öncesi ve (b) sinterleşme sonrası..... 36
Şekil 3.14: TGO tabakası kalınlığında zaman bağlı olarak artış 36
Şekil 3.15: Al_2O_3 ve $(Ni,Co)(Cr,Al)_2O_4$ oksitlerinden oluşan TGO mikroyapısı 37
Şekil 3.16: Bağ kaplama tane sınırlarında kavite oluşumu..... 38
Şekil 3.17: Termal çevrimler sonucu bağ kaplama yüzeyinde buruşma 38
Şekil 3.18: Bağ kaplama/TGO arayüzeyinde gözlemlenen boşluklar 39
Şekil 3.19: Sıcak korozyon sonucu oluşan ZrO_2 ve YVO_4 kristalleri 40
Şekil 4.1: Bağ kaplamanın oksidasyon evreleri..... 43
Şekil 4.2: Ellingham diyagramına bir örnek..... 45
Şekil 4.3: 1000 ^oC sıcaklıkta Ni-Cr-Al sistemine ait oksit haritası 46
Şekil 4.4: Sinterlenme öncesi ve sonrası üst kaplamanın mikroyapısı..... 47
Şekil 5.1: Toz malzemelere ait parçacık boyut dağılımı analizleri 51

Şekil 5.2: Toz malzemelerin morfolojileri: (a) NiCrAlY. (b) ZrO_2+%8Y_2O_3..... 52
Şekil 5.3: Kumlama prosesinin olduğu ortamdan bir kesit..... 53
Şekil 5.4: Kaplama üretim aşamasından bir kesit..... 54
Şekil 5.5: Kumlama, bağ ve üst kaplama sonrası yüzey görünümleri..... 54
Şekil 5.6: TBC şematik kompozisyonu: (a) Oksidasyon öncesi. (b) sonrası..... 55
Şekil 5.7: Bağ kaplamadan alınan bir mikrosertlik izi..... 57
Şekil 5.8: Porozite ölçümü: (a) Mikroyapı görüntüsü. (b) Porozite tanımlanması.... 57
Şekil 6.1: Üretilen TBC sistemine ait mikroyapı görüntüleri: (a) Genel kompozisyon. (b) Bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyi 59
Şekil 6.2: Üretim sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü. 60
Şekil 6.3: 900 ^oC sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat 62
Şekil 6.4: 900 ^oC sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü 63
Şekil 6.5: 1000^oC sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat. 64
Şekil 6.6: 1000 ^oC sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü 65
Şekil 6.7: 1100^oC sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat 66
Şekil 6.8: 1100 ^oC sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/ üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü. 67
Şekil 6.9: Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak TGO tabakası kalınlığı. 68
Şekil 6.10: Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak seramik kaplamanın porozite oranındaki değişim. 69
Şekil 6.11: 1100 ^oC sıcaklıkta yapılan oksidasyon testleri sonrası mikroyapılar: (a) 8 saat. (b) 50 saat. 69
Şekil 6.12: Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak seramik kaplamanın sertlik değerlerindeki değişim. 70

TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN İZOTERMAL OKSİDASYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

ÖZET

Günümüzde giderek artan ihtiyaçlar ve teknolojik gelişmelere paralel olarak, makine elemanları ve sistemler karmaşık ve zorlu çalışma koşullarına daha fazla maruz kalmaktadırlar. Birçok uygulama alanında karşılaşılan yüksek sıcaklığa dayanım problemi de bu ağır koşullardan birisidir. Bu şartlarda hizmet verebilme ihtiyacı yeni malzemelerin keşfedilmesini gerekli kılmıştır. Süperalaşımların yönlü katılaştırılması ve tek kristalli üretimi gibi yeni üretim tekniklerinin gelişimi, malzemelerin yüksek sıcaklıklarda dayanım ve çalışma performansında ciddi gelişmeler sağlanmıştır. Ancak bu malzemelerin de şu anda ergime noktalarına çok yakın sıcaklıklarda çalışması ortaya çıkabilecek problemler açısından yeni yaklaşımların geliştirilmesine neden olmuştur.

Termal bariyer kaplamaların keşfi yüksek sıcaklık malzemeleri alanında büyük bir atılım olarak kabul edilmektedir. Termal bariyer kaplama (TBC) sistemleri havacılık ve endüstriyel gaz türbin motorlarında, parçaları sıcak gazların olumsuz etkilerinden korumak ve termal verimi amacıyla kullanılmaktadırlar. Bir TBC sistemi tipik olarak; uygun bir süper alaşım altlık malzemeden, yalıtım amaçlı seramik bir üst kaplamadan, altlık malzemesini oksidasyona karşı koruyan ve üst kaplama ile atlık malzeme arasındaki termal uyumsuzluğu önleyen metalik bir bağ kaplamadan ve kaplamanın biriktirilme süreciyle başlayıp servis süresi boyunca gelişen bir termal büyüyen oksit (TGO) tabakasından oluşmaktadır.

Gaz türbinlerindeki TBC uygulamalarında günümüzde gelinen noktada, üst kaplama malzemesi olarak ağırlıkça %8 oranında yitriya ile stabilize edilmiş zirkonyum oksit seramiği, bağ kaplama malzemesi olarak ise MCrAlY (M: Ni ve/veya Co) kompozisyonuna sahip bir metalik bir bağ kaplama türü kullanılmaktadır. Üst kaplamalar genellikle plazma sprey (PS) ve elektron demetiyle fiziksel buhar çöktürme (EB-PVD) yöntemleri ile üretilebilirken bağ kaplama üretiminde ise farklı termal spreyleme yöntemleri kullanılmaktadır. Ancak ekonomikliği ve sistem parametrelerinde sağladığı esneklik nedeniyle atmosferik plazma sprey tekniği yaygın bir şekilde tercih edilmektedir.

TBC' lerin hayati öneme sahip uygulamalarda kullanılmasından dolayı ömürlerinin doğru tahmin edilmesi büyük önem arz etmektedir. Ömür tahminlerinin de güvenilir bir şekilde yapılması TBC' lerde meydana gelen hasar mekanizmalarının anlaşılabilmesine bağlıdır. TGO tabakasının gelişimi ve seramik üst kaplamada oluşan sinterlenme etkisi TBC' lerde hasarı tetikleyen mekanizmalar olarak göze çarpmaktadır.

Bu çalışmada Inconel 718 süperalaşım altlık malzeme üzerine, atmosferik plazma sprey tekniğiyle NiCrAlY bağ kaplama ve YSZ (ZrO_2+Y_2O_3) üst kaplama içeren termal bariyer kaplamalar üretilmiştir. Üretim sonrası numuneler farklı sıcaklık ve sürelerle izotermal oksidasyon testlerine maruz bırakılmıştır. Karakterizasyon

aşaması, metalografik numune hazırlama sürecini, mikroyapısal incelemeleri ve mekanik testleri kapsamaktadır.

Çalışmalar sonucunda oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak TGO tabakası kalınlığının arttığı görülmüştür. Bunun yanında seramik tabakada bazı mikroyapısal ve mekanik değişimlerin meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu dönüşümler sonrası TBC sistemi hasara daha eğilimli hale gelmiştir.

INVESTIGATION OF ISOTHERMAL OXIDATION BEHAVIOR OF THERMAL BARRIER COATINGS

SUMMARY

Nowadays, mechanical systems and machine parts are exposed to complex and harsh conditions according to increasing demands and technological developments. A strength against to high temperature is also one of the most important issue in many application areas. The necessity of working under these conditions called for invention of new materials. Development of new production techniques such as directional solidification and single crystallization of alloys provides very serious improvements in the matter of strength against to high temperature and working performance. However, working of materials produced with these techniques at temperatures that are very close to melting points, triggered developments of new approaches.

Invention of thermal barrier coatings is accepted a major breakthrough in high temperature materials field. Thermal barrier coating systems (TBCs) are used in aeronautical and en gas turbines in order to protect main component from detrimental effect of hot gases and increasing thermal efficiency of system. A TBC system is typically consist of, a suitable superalloy substrate material, a ceramic top coat providing thermal insulation, a metallic bond coat protecting the substrate material against to oxidation and preventing thermal mismatch between the substrate and top-coat and, a thermally grown oxide (TGO) layer that starts with the coating process going on with growing under service conditions.

State of the art in TBC application of gas turbines, yttrium stabilized zirconia ceramics are used as a topcoat material, MCrAlY (M: Ni, Co) metallic coats are used as a bond coat material. While the topcoats of TBCs are commonly produced with atmospheric plasma spray (APS) or electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) methods, different thermal spraying techniques are used in bond coat production. However, atmospheric plasma spray technique is largely preferred since it provides flexibility in system parameters and cost effectiveness.

Estimation of the coating system durability is very important since the TBCs are used in vital important applications. Safely estimation of the TBCs durability depends on to be understood of failure mechanisms occurring in TBCs. Growing of TGO layer and sintering of ceramic topcoat are some of the mechanisms triggering the failure.

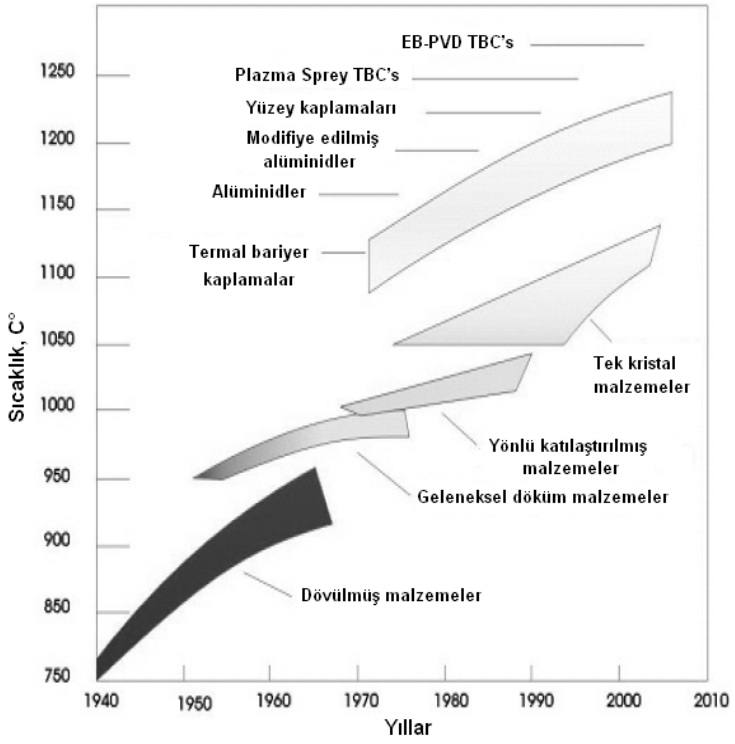
In this study, thermal barrier coatings consisting of YSZ (ZrO_2+Y_2O_3) topcoat and NiCrAlY bond coat were produced with atmospheric plasma spray technique on Inconel 718 superalloy substrate. Specimens are exposed to isothermal oxidation tests with different temperatures and periods after the production. Characterization level includes metallographic specimens preparing process, microstructural investigations and mechanical tests.

As a result of studies, thickness of TGO layer increased and some mechanical and microstructural changes occurred in ceramic layer according to oxidation temperatures and times. The TBC system was become more prone to failure after these transformations.

1. GİRİŞ

Günümüzde giderek artan ihtiyaçlar ve teknolojik gelişmelere paralel olarak, makine elemanları ve sistemler daha kompleks ve ağır çalışma koşullarına maruz kalmaktadırlar. Bu çalışma koşullarında hizmet verebilme gereksinimi yeni malzemelerin ve üretim teknolojilerinin ortaya çıkmasına neden olmuştur. Yüksek sıcaklığa dayanım problemi de bu ağır koşullardan birisidir.

Özellikle havacılık ve uzay sanayi başta olmak üzere dayanımın hayati öneme sahip olduğu uygulamalarda yüksek sıcaklığa dayanıklı malzeme geliştirilmesi kaçınılmaz bir hal almıştır. Teknolojik gelişim süreci içerisinde geleneksel döküm alaşımlardan, yönlü katılaştırılmış alaşımlara ve tek kristalli alaşımlara yapılan geçişlerle malzemelerin yüksek sıcaklığa dayanım ve çalışma performansında çarpıcı iyileşmeler sağlanmıştır. Ancak bu malzemelerin de günümüzde ergime sıcaklığına çok yakın sıcaklıklarda çalışması yeni yaklaşımların geliştirilmesini gerekli kılmıştır.



Şekil 1.1 : Süperalaşımların ve ısıya dayanıklı kaplamaların gelişimi [1].

Bu gereksinimlerin neticesinde yüksek sıcaklığa ihtiyaç duyulan uygulamalarda termal bariyer kaplamalar (TBC) kullanılmaya başlamıştır. Özellikle gaz türbinlerinin yanma odaları ve türbin kanatçıkları gibi sıcak kısım komponentlerinde, parçaları sıcak gazların olumsuz etkilerinden koruma amacıyla yoğun bir şekilde kullanılan termal bariyer kaplamaların kullanımıyla;

- Malzemelerin çalışma ömürlerinin artırılması
- Karmaşık soğutma sistemlerine harcanan maliyetlerin azaltılması
- Parçaların soğutulması için motordan sağlanan ısı enerjisinin azaltılması
- Türbin giriş sıcaklıklarının artırılarak termal verimin artırılması

gibi faydalar elde etmek mümkün olmaktadır [1,2].

Bir TBC sistemi tipik olarak; süper alaşım bir altlık malzemeden, sıcaklık yalıtımı sağlayan seramik esaslı bir üst kaplamadan, seramik üst kaplamanın metalik altlığa yapışmasını sağlayan ve altlığı oksitlenme ve sıcak korozyona gibi hasarlara karşı koruyan metalik bir bağ kaplamadan ve kaplama işlemi esnasında oluşup çalışma süresi boyunca bağ kaplamanın oksitlenmesiyle büyüyen bir "termal büyüyen oksit" (TGO) tabakasından oluşur [3-5].

Termal bariyer kaplamaların servis ömürleri ve performansları üretim tekniği ile doğrudan ilişkilidir. Plazma spreyi (PS) ve elektron demetiyle fiziksel buhar biriktirme (EB-PVD) yöntemleri termal bariyer amaçlı seramik tabakanın üretilmesinde kullanılan başlıca yöntemlerdir. Bu yöntemlerle üretilen kaplamaların mikroyapıları birbirinden farklı olduğu için kaplamaların dayanımları ve performansları arasında da farklılıklar meydana gelmektedir. Kaplama sisteminin hasara uğramadan mevcudiyetini devam ettirmesi her şeyden önce kaplama katmanlarının birbirine ve altlık malzemeye iyi yapışmasına bağlıdır. Yapışma mukavemetinin düşmesi kaplama sisteminin hasara uğrama ihtimalinin artmasına ve servis ömrünün kısalmasına yol açmaktadır. Buna neden olan temel faktör TGO tabakasının büyümesi ve bağ tabaka ile üst tabaka arasındaki yapışma mukavemetinin azalması olarak gösterilmektedir [6,7].

Bunun yanı sıra çalışma ömrü boyunca yüksek sıcaklık atmosferine maruz kalan seramik kaplamanın sinterleşme etkisiyle mikroyapısındaki değişimler TBC sisteminin hasara uğrama ihtimalini artıran diğer bir nedendir [8,9]

1.1 Tezin Amacı

Bu çalışma kapsamında; nikel esaslı bir süperalaşım olan Inconel 718 altlık malzemeler üzerine atmosferik plazma sprey(APS) yöntemi kullanılarak sırasıyla metalik bağ kaplamalar ve seramik üst kaplamalar üretilmiştir.

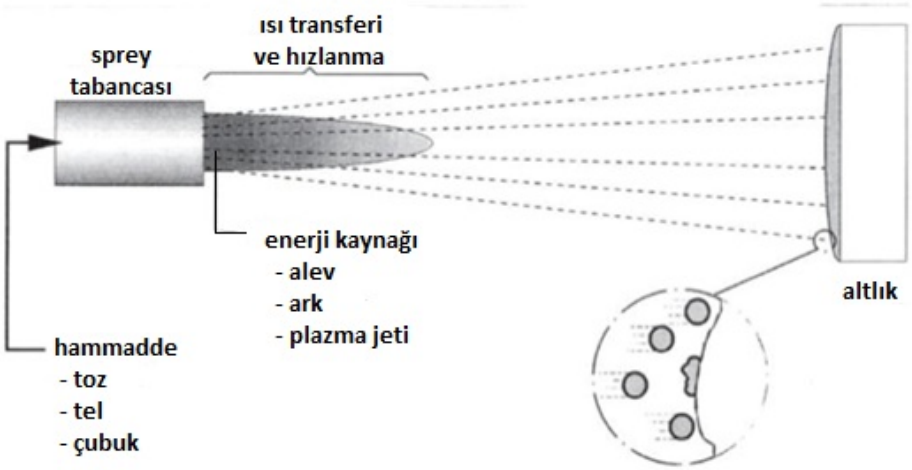
Altlık malzeme üzerine biriktirilen NiCrAlY içerikli bağ kaplamalar yaklaşık 100 μm, bağ kaplama üzerine biriktirilen YSZ (ZrO_2+Y_2O_3) içerikli seramik üst kaplama ise yaklaşık 300 μm kalınlığa sahip olarak üretilmiştir. Kaplamanın çalışma koşullarında maruz kaldığı yüksek sıcaklık atmosferini canlandırmak için izotermal oksidasyon testleri gerçekleştirilmiştir. Testler 900 °C, 1000 °C, 1100 °C sıcaklıklarda 8, 24 ve 50 saatlik süreler için gerçekleştirilmiştir. Bu süre sonunda oksidasyon öncesi ve sonrası bağ kaplama ile üst kaplama arasında oluşan TGO tabakasının gelişimi incelenmiştir. Ayrıca yüksek sıcaklık atmosferine maruziyet sonrasında seramik üst kaplamanın mikroyapısal ve mekanik özelliklerindeki değişim değerlendirilmiştir.

Tez çalışması kapsamında kaplama üretiminde kullanılan toz partiküllerin boyut analizi, mikroyapısal analizler (Optik mikroskop, SEM, EDS-elementel analiz, porozite ölçümü) ve mekanik testler (mikrosertlik ölçümleri) gerçekleştirilmiştir. Böylece test koşulları öncesinde ve sonrasında mikroyapısal ve mekanik özellikleri arasındaki farklar karşılaştırılmıştır.

2. TERMAL SPREY KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Termal sprey kaplama yöntemleri ucuzluk, hız ve uygulama kolaylığı gibi yönlerden diğer yöntemlere üstünlük sağlayarak uygulamada öne çıkmıştır. 1900'lü yılların başlarında ortaya çıkan termal sprey yöntemlerinin gelişimi artan yüksek sıcaklık malzemelerinin talebi nedeniyle 1950'li yıllardan sonra hızlanmıştır [10].

Termal spreyleme; metalik, metalik olmayan veya seramik kaplamalar üretmek için termal bir kaynak tarafından üretilen ısı aracılığıyla ergimiş veya yarı ergimiş katı parçacıkların spreylenerek mekanik bağlanma ile altlık malzeme üzerinde biriktirilmesidir. Günümüzde; alev spreyi, detonasyon tabancası spreyi, yüksek hızlı-oksi yakıt spreyi, elektrik ark spreyi, atmosferik plazma sprey, vakum plazma spreyi ve kontrollü atmosferde plazma spreyi gibi çok çeşitli yöntemler farklı endüstriyel uygulamalarda farklı amaçta kaplamalar üretmek amacıyla yaygın olarak kullanılmaktadır [11].

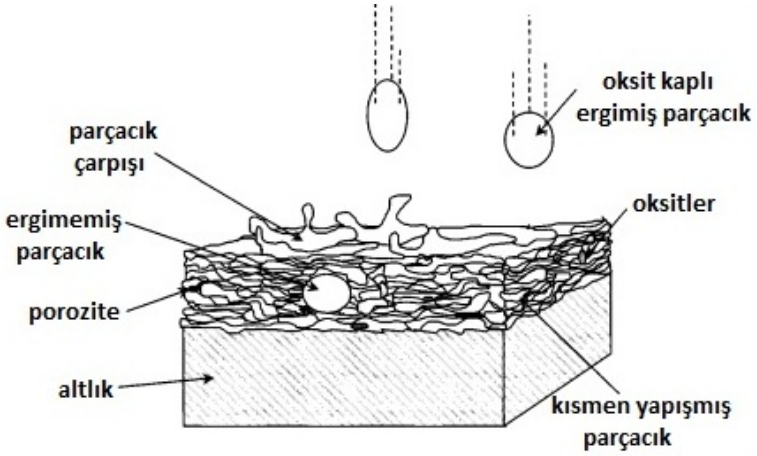


Şekil 2.1 : Termal sprey kaplama prosesinin şematik gösterimi [12].

Termal sprey kaplama prosesinin şematik gösterimi Şekil 2.1'de verilmiştir. Uygulamada kullanılan bu yöntemler arasındaki en temel farklılık; proseste kullanılan termal kaynağın hızı ve prosesin gerçekleştiği sıcaklıktır. Ayrıca ekipman maliyeti, kaplama malzemesinin maliyeti ve diğer yakıt ve gazların maliyeti gibi faktörler de proseslerin birbirlerinden ayrılan yönleridir [13].

Termal sprey kaplama birikiminin aşamaları genel olarak şu şekildedir:

- Sprey tabancasına kaplama malzemesinin doldurulması
- Kaplama malzemesini ergitmek için plazma veya yanma gazlarından ısı transferi.
- Altlık malzeme üzerine ergimiş parçacıkların taşınması.
- Ergimiş parçacıklardan altlık malzeme üzerine ısı transferi ve katılaşma.
- Şekil 2.2'de görüldüğü gibi birkaç kaplama katmanının üst üste binmesi aracılığıyla kaplama kompozisyonunun oluşması.



Şekil 2.2 : Termal sprey kaplamanın biriktirilmesi.

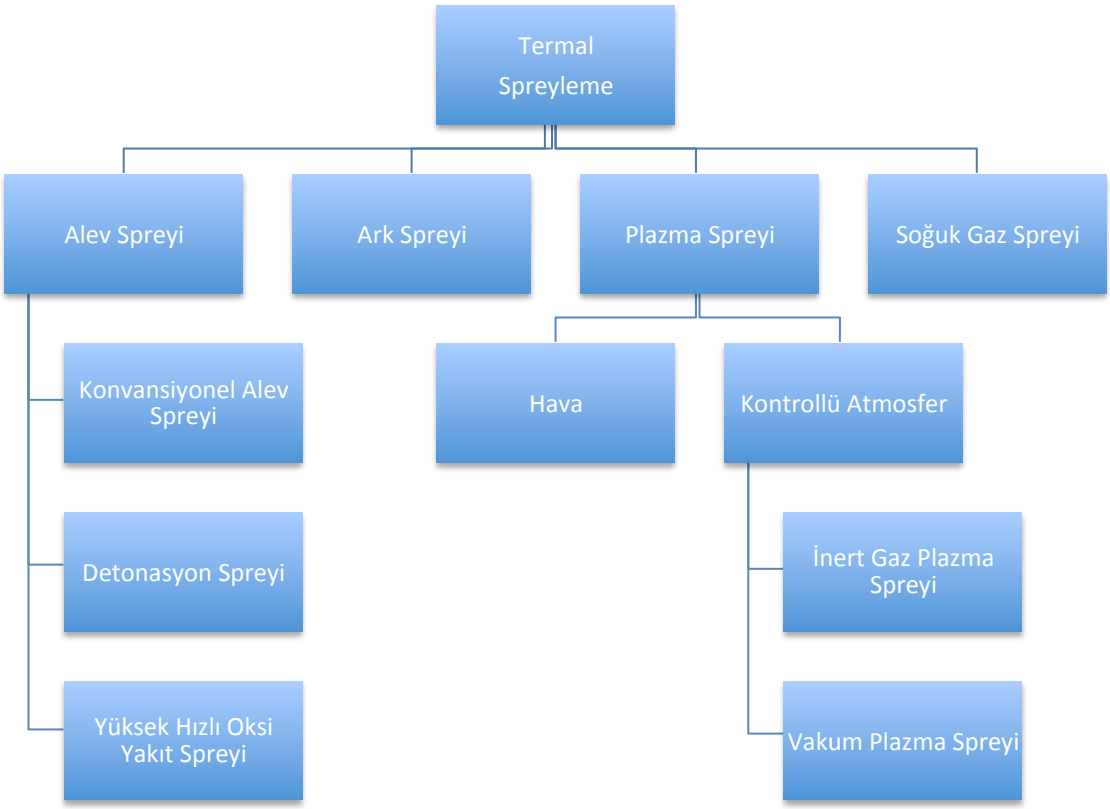
Termal sprey yöntemleri; kullanımlarının kolay olması, düşük işletme maliyetleri ve hemen hemen endüstrinin tamamındaki uygulamalar için faydalı özelliklere sahip olmaları nedeniyle daha çok tercih edilmektedir. Bunun dışında proseslerin sahip olduğu önemli avantajları şöyle sıralayabiliriz:

1. Çok çeşitli altlık malzemeler üzerine hemen hemen tüm malzemelerin kaplamasının biriktirilebilmesi.
2. Sıcaklık, hız ve atmosferik koşulların çok geniş bir aralıkta ayarlanabilmesi.
3. Altlık malzemenin düşük termal yüke maruz kalması.
4. Bölgesel kaplama imkânı sağlaması.
5. Bazı donanımların hareket edebilir olması.
6. Yüksek biriktirme oranına sahip olması.
7. Kaplamanın altlık malzemeye zarar vermeden kaldırılabilmesi ve yeniden kaplama yapımı imkânının sağlanabilmesi [14].

Termal sprey kaplamalar giderek artan yüzey ihtiyaçlarına çözüm bulmak amacıyla kullanılmaktadır. Bunlar;

- Sertlik
- Bağ mukavemeti
- Aşınma mukavemeti
- Korozyon/oksidasyon direnci
- Termal özellikler
- Elektriksel özellikler (İletkenlik, direnç ve yalıtkanlık dayanımı gibi)
- İşlenebilirlik
- Optik özellikler(emme veya yansıtma gibi) olarak sıralanabilir [15].

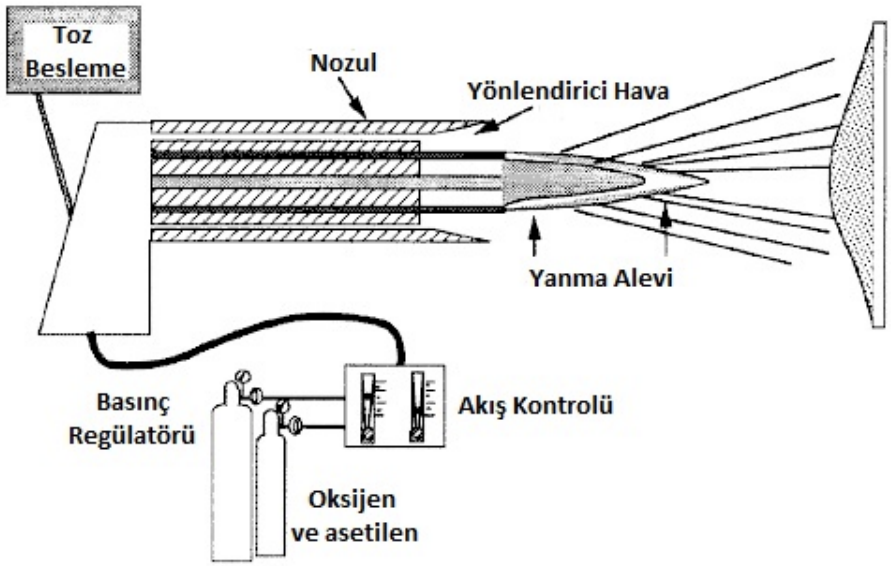
Termal sprey kaplama yöntemlerini enerji kaynağının cinsine, kullanılan malzeme türüne ve prosesin gerçekleştiği atmosfere göre sınıflandırmak mümkündür. Enerji kaynağına göre, yöntemler dört ana kategoride değerlendirilebilir: Alev Spreyi, Elektrik Ark Spreyi, Plazma Spreyi ve Soğuk Gaz Spreyi. Şekil 2.3'te yöntemlerin sınıflandırılmasına ait şema görülmektedir.



Şekil 2.3 : Termal sprey kaplama yöntemlerinin sınıflandırılması.

2.1 Konvansiyonel Alev Spreyi

Alev Spreyi; ilk geliştirilen termal sprey yöntemidir ve halen yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntem toz, tel veya çubuk formunda olabilen kaplama malzemesini eritmek için, ısı kaynağı olarak oksijenli yanıcı gaz kullanır. Yakıt olarak genellikle asetilen, propan ve hidrojen gazları kullanılmaktadır. Bu yöntemde kaplama malzemesi olan tozlar, teller veya çubuklar nozulun arka tarafından nozul çıkışındaki aleve doğru eksenel olarak iletilir. Hammadde olan kaplama malzemesi eritilir ve parçacıklar genleşen gaz akışı ve hava jetiyle kaplanacak malzeme yüzeyine hızla gönderilir. Prosesin şematik gösterimi Şekil 2.4'te verilmiştir. Alev spreyinde oksijen/yakıt oranı ve toplam gaz akış hızı ayarlanarak istenen termal özellikler elde edilmektedir. Jet hızı genellikle 100 m/s' nin altında iken dıştan yanmalı sistemde alev sıcaklığı 2600 °C' nin üzerindedir.

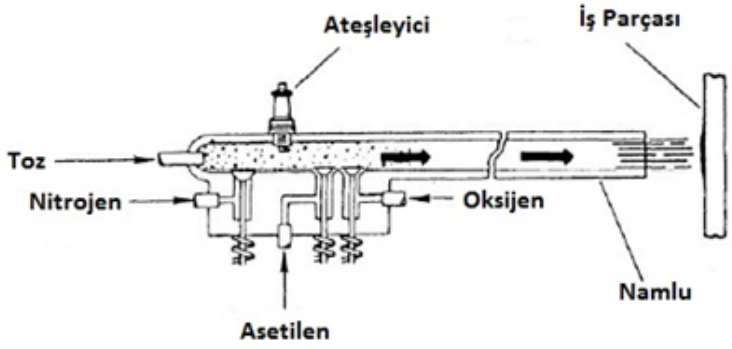


Şekil 2.4 : Alev spreyi prosesi [10].

Bu yöntemde polimerlerden seramikten ve refrakter metallere kadar çok geniş yelpazede malzeme biriktirilebilir. Kaplama yoğunluğu tipik olarak %85 ile %98 arasında değişmektedir. Polimer kaplamalar çok yoğun ve iyi yapışmış bir yüzey yapısı gösterirken, metalik ve seramik kaplamalar daha düşük bağ mukavemetine ve yüksek porozite oranına sahiptir. Ayrıca diğer yöntemlere göre altlık malzemeye daha fazla ısı geçişi olmaktadır.

2.2 Detonasyon Tabancası Spreyi

Geleneksel alev spreyi prosesinin dizaynı yoğun ve iyi bağ mukavemetine sahip olan kaplamalar üretmeyi kısıtlar. Ancak detonasyon tabancaları, yanmayı tozların bulunduğu tüp veya varil içinde hapsederek, yüksek termal ve kinetik enerji akışı üretir. Bu tasarım toz parçacıklar için daha büyük ısı ve momentum transferi anlamına gelmektedir.



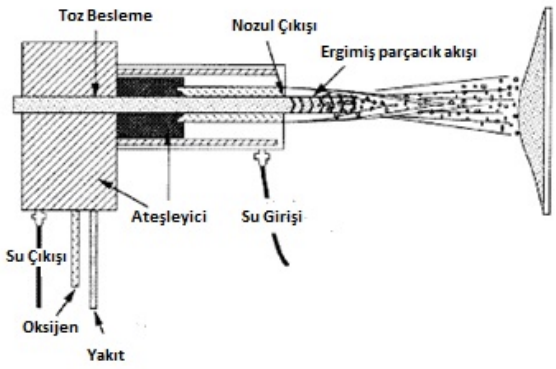
Şekil 2.5 : Detonasyon tabancasının şematik gösterimi [10].

Detonasyon spreylemede yakıt, oksijen ve tozdan oluşan patlayıcı karışım kapalı ve uzun bir kanal boyunca itilir ve ateşleme bujisi aracılığıyla tutuşturulur. Bu aşamadan sonra ardı ardında patlamalar başlar. Sonuçta elde edilen detonasyon basıncı dalgası su soğutmalı namlu boyunca altlık malzemeye doğru hareket etmekte olan toz parçacıklarını ısıtır ve hızlandırır. Şekil 2.5'te prosesin şematik gösterimi verilmiştir. Bu yüksek parçacık hızları; konvansiyonel alev spreyinde bulunan parçacık deformasyonunu iyileştirmek, parçacık/kaplama bağını artırmak ve porozitelerin çoğunu elemine etmek amacıyla kullanılmaktadır [10].

2.3 Yüksek Hızlı Oksi Yakıt Spreyi

Yanma esasına dayanan bir başka yöntem de yüksek hızlı oksi-yakıt (HVOF) sprey yöntemidir. Bu yöntem, geleneksel alev sprey yöntemlerinin ilerlemesi sonucunda ortaya çıkmış ve günümüz endüstriyel uygulamalarında yüksek yoğunluk, düşük porozite, düşük oksit içeriği ve yüksek bağ mukavemeti nedenleriyle kaplamaların üretiminde kabul görmüş bir yöntemdir. HVOF sprey prosesi bazı yönleri itibariyle detonasyon spreyi prosesine benzemektedir. Detonasyon spreyinde olduğu gibi içeriye hapsedilmiş bir yanma ile genişletilmiştir. Ancak detonasyon spreyinin aksine HVOF sürekli ve kararlı rejim felsefesiyle çalışır [10,12].

Ticari olarak kullanılmakta olan HVOF sistemleri; sprey tabancası, yakıt ve oksijen regülatörü, ısı değiştirici ve otomatik toz parçacık besleyici ünitelerinden oluşur. HVOF sistemleri yanan gazların akışı içine toz enjekte edilerek çalışırlar. Malzeme eritilir veya yumuşatılır daha sonra kaplanacak alt katmana karşı sevk edilir. Şekil 2.6'da HVOF prosesinin çalışma prensibi görülmektedir.



Şekil 2.6 : HVOF sprey prosesi [10].

Prosesin detayları şu şekildedir:

- Gaz veya sıvı yakıt oksijenle birlikte yanma odasına gönderilerek karıştırılır.
- Oksi-yakıt karışımı sürekli olarak ateşlenir ve yanan gazlar nozul tarafından şekillendirilerek tabanca namlusu boyunca ilerler.
- Toz malzeme radyal veya eksenel olarak yanmış gazların bulunduğu jet içine alınır.
- Böylece yanmış gazların içinde toz parçacıklar eritilir ve kaplanacak olan altlık malzeme yüzeyine püskürtülür [16].

HVOF spreyinde alev ve parçacık etkileşim süresinin kısa olmasından dolayı diğer termal sprey yöntemlerine göre çok yüksek parçacık hızlarına ve nispeten daha düşük işlem sıcaklıklarına ulaşılmaktadır. Geleneksel toz alev spreyinde parçacık hızları 50 m/s' yi, tel alev spreyinde 200 m/s' yi aşmazken, HVOF sprey donanımları 800 m/s' yi aşan parçacık hızlarına erişime izin vermektedir.

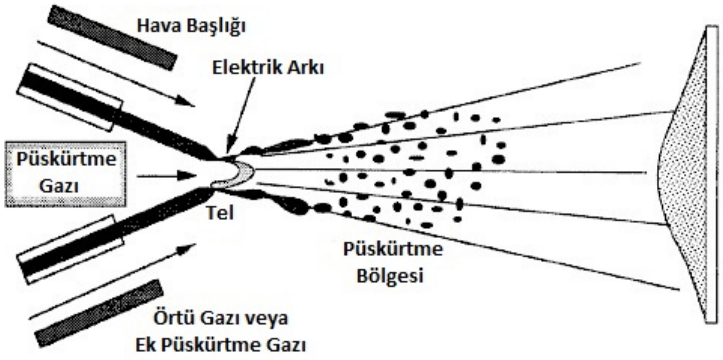
Genellikle, propan ve propilen yakıt gazı olarak kullanılarak düşük yanma sıcaklıkları sağlanabilir. Asetilen kullanımının mümkün olduğu sadece birkaç sprey tabancası vardır. Modern sprey tabancalarının çalışması için yüksek gaz basıncı gerektiğinden hidrojen ve etilen artan bir şekilde uygulanmaktadır. Kerosen ise özellikle yanma saf oksijen yerine havada gerçekleştirildiğinde en düşük yanma sıcaklıklarına izin vermektedir.

HVOF spreylemede 140 desibele ulaşan yüksek gürültü seviyelerine, ciddi geri tepme ile sonuçlanan yanma gazlarının genleşmesi eşlik eder. Ayrıca proses sırasında yoğun ısı ve toz gelişimi olmaktadır. Bu nedenlerden dolayı HVOF spreyleme temelde robot sistemler aracılığıyla gerçekleştirilir. Kaplanacak malzemeyi hareket ettirmenin mümkün olmadığı yerinde uygulamalarda manüel kullanım da mümkündür. Ancak iş sağlığı ve işçi güvenliği için ciddi çaba gerekmektedir.

HVOF proseslerinin en temel uygulaması aşınmaya ve korozyona dirençli sermet kaplamalar üretimidir. Bu yöntemde kullanılan WC-Co(Cr) ve Cr_3C_2-NiCr kaplamalar en önemli sermet malzemelerindendir. Bunun yanında yüksek sıcaklık uygulamalarında, termal oksidasyon ve sıcak korozyona dirençli MCrAlY kaplamaların üretiminde HVOF prosesi yoğun bir şekilde kullanılmaktadır [12].

2.4 Elektrik Ark Spreyi

Elektrik ark sprey prosesi; diğer termal sprey proseslerinin aksine, parçacıkların yanma sonrası dolaylı yoldan ısıtılmasının yerine, malzemeyi direkt eritmek için tükenen iki elektrot teli arasında oluşturulan doğru akım elektrik arkını kullanır.Şekil 2.7'de görüldüğü gibi iki tel sürekli olarak birlikte beslenerek tel uçları arasındaki boşlukta elektrik arkı şekillendirilir. Bu yöntemde kaplama malzemesi olan teller, oluşturulan ark tarafından direkt olarak eritildiği için termal verim diğer termal sprey proseslerinden daha yüksektir. Ayrıca bu yöntemde alev veya plazma jetinin olmamasından dolayı geleneksel termal sprey yöntemlerine göre altlık malzeme üzerine daha az ısı geçişi olur. Ancak tel haline getirilebilen iletken malzemeler gerekmesi nedeniyle elektrik ark spreyi yönteminde kullanılabilecek malzemeler sınırlıdır.

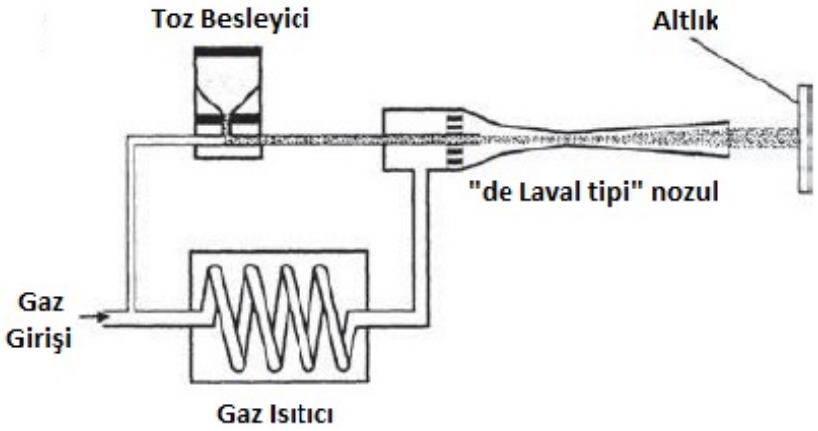


Şekil 2.7 : Elektrik ark sprey prosesi [10].

Yöntemin soğuk biriktirme karakteristiği, diğer termal sprey yöntemleriyle ilişkilendirilen altlık ısınması problemini minimize etmektedir. Bu özellikle elektrik ark spreyine kaplama/altlık sıcaklığının düşük tutulması gereken uygulamalarda ciddi avantaj sağlamaktadır. Böylece metalik ve cam altlıkların yanında polimer, fiberglas, tahta ve kağıt ürünleri gibi malzemeler üzerine kaplama üretilmesi mümkün olmaktadır [10].

2.5 Soğuk Gaz Spreyi

Soğuk gaz spreyi; tam adıyla "Soğuk Gazla Dinamik Spreyleme" yöntemi, kaplama malzemesinin, toz parçacıkların ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda sıkıştırılmış gaz aracılığıyla, ses üstü hızlarda altlık malzeme üzerine gönderilmesine dayanan bir termal sprey biriktirme prosesidir. Hedef yüzeye katı parçacıkların çarpmasıyla malzeme yüzey filmi plastik deformasyona maruz kalır. Böylece yüksek basınç altında, parçacıklar ile metal yüzey arasında çok sıkı bağlantı kurulur [6]. Şekil 2.8'de prosesin şematik gösterimi verilmiştir.



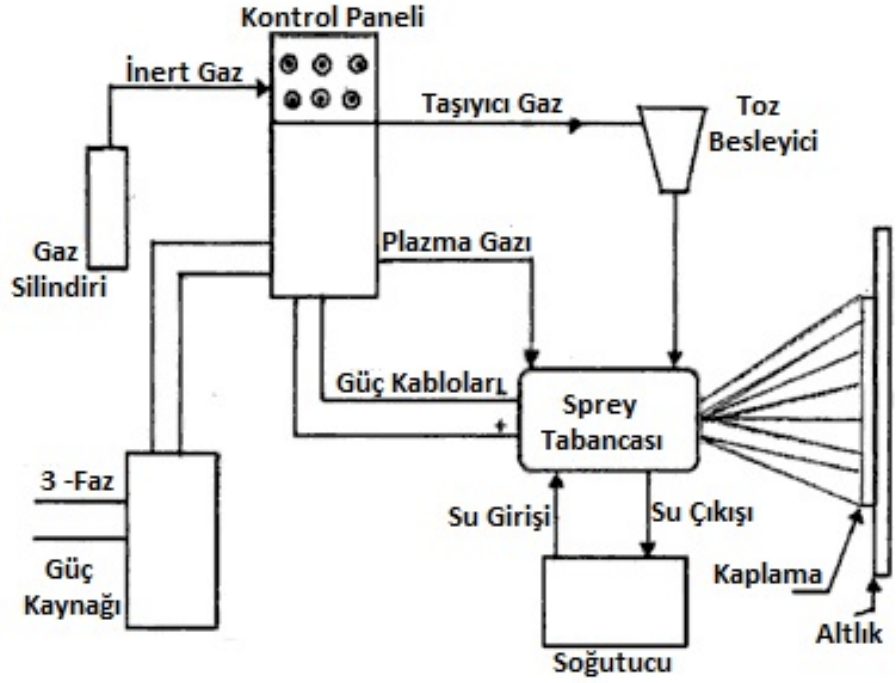
Şekil 2.8 : Soğuk gaz spreyi prosesi [16].

Soğuk sprey yöntemi daha çok yüksek hız ve kinetik enerji esasına dayanan buna karşın daha az termal enerji gerektiren yeni bir yöntemdir. Parçacık sıcaklıkları HVOF yönteminden daha düşük olmasına karşın hızları daha yüksektir. Soğuk sprey prosesinin avantajlarından bazıları; yüksek biriktirme oranına sahip olması ve metalik kaplamalar için düşük oksit miktarı içermesidir. Ayrıca oksitlenmenin, faz değişiminin, dekompozisyonun, tane büyümesinin ve kaplama sonrası distorsiyonlarının olmaması da yöntemin diğer cazip özelliklerindendir [17].

2.6 Plazma Spreyi

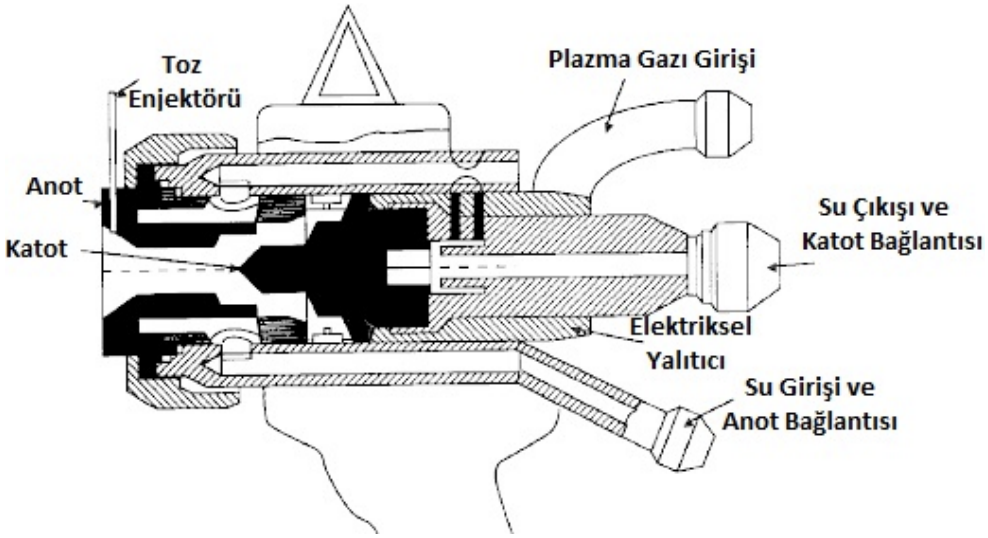
Plazma; serbest elektronlar, pozitif yüklü iyonlar, nötr atomlar ve moleküllerden oluşan, kendine has özellikleri nedeniyle maddenin dördüncü hali olarak tanımlanan iyonlaşmış gaz bulutudur. Sıcaklık artışı ile birlikte madde önce katı halden sıvı hale ve nihayetinde gaz haline dönüşmektedir. Gazlar ısıtılmaya devam edildiği takdirde tanecikler arası kimyasal bağlar kopar ve atomlar şiddetli rasgele hareketlere maruz kalırlar. Bunun sonucunda atomların çekirdeklerinden bazı elektronların ayrılmasına neden olan atomik çarpışmalar meydana gelir. Elektronların çekirdekten ayrılması ile pozitif yüklü iyonlar oluşur. Sonuç olarak gaz; elektronlar, pozitif iyonlar ve bazı nötr atomlar topluluğundan oluşan bir hal alır. Elektronlar ve pozitif yüklü iyonlar arasında oluşan geniş çekim kuvvetlerinden dolayı, parçacıklar kimyasal reaksiyona benzer bir prosesle tekrar birleşirler. Bu yeniden birleşme plazmadaki boşluklara kinetik enerji sağlayarak büyük miktarda entalpiyi serbest bırakır. Plazma sprey prosesinde oluşan bu kinetik enerji yüksek sıcaklıklı plazma üretmek için kullanılmaktadır [15,17].

Genel olarak bir plazma sprey sistemi; sprey tabancası (torç), soğutma suyu ünitesi, güç kaynağı, kontrol ünitesi, taşıyıcı gaz ünitesinden oluşur. Sistemi oluşturan elemanlar Şekil 2.9'da görülmektedir.



Şekil 2.9 : Plazma sprey sistemini oluşturan elemanlar [9].

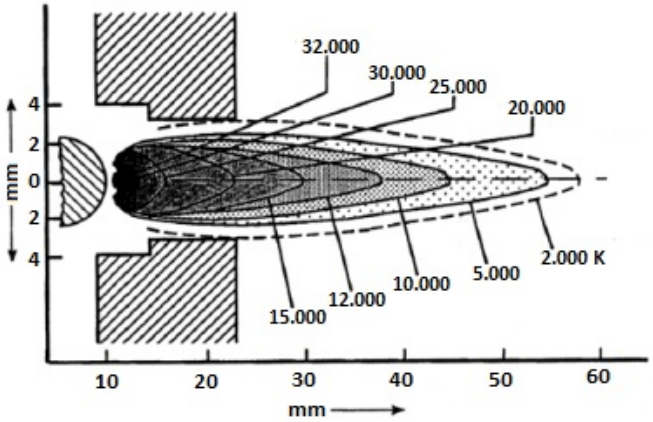
Sprey tabancası plazma püskürtme sisteminin en önemli kısmını oluşturmaktadır. Plazma ortamı tungsten katot ve bakır anottan meydana gelen tabancada oluşturulan ark aracılığıyla üretilmektedir. Soğutma amacıyla anot üzerinde su kanalları bulunmaktadır. Plazma sprey sisteminde kullanılan sprey tabancasına ait kesit resmi Şekil 2.10'da görülmektedir.



Şekil 2.10 : Plazma sprey tabancasının kesit resmi [16].

Plazma oluşumu için argon, helyum, azot ve hidrojen gazları kullanılmaktadır. Azot ve hidrojen gibi diatomik (çift atomlu) gazlar, argon ve helyum gibi monoatomik (tek atomlu) gazlara nispeten daha yüksek entalpiye ve termal iletkenliğe sahiptirler. Plazma sprey sistemlerinde monoatomik gazlar birincil gaz olarak kullanılırken, diatomik gazlar ise ek entalpi gereksinimini karşılamak amacıyla tercih edilmektedirler. Helyum gazı pahalı olduğundan genellikle birincil gaz olarak argon kullanılmakta olup, ikincil gaz olarak ise hidrojen gazı kullanılarak daha yüksek sıcaklıklara ulaşılabilmektedir [18].

Plazmanın sıcaklık ve hızını; sistemin anot/katot konfigürasyonu, gaz yoğunluğu, gaz akış hızı ve elektriksel gücü gibi parametreler belirler. Geleneksel plazma tabancalarının çoğunda, plazma gazı ses altı hızlardadır. Ancak nozulların yaklaştırılması veya uzaklaştırılması ile kritik çıkış açısı değiştirilerek ses üstü hızlara erişilebilir. Plazma çekirdek sıcaklığı ise 30000 °C' leri aşabilmektedir. Plazma alevinin sprey tabancasından çıkarken sıcaklık dağılımı Şekil 2.11'de görülmektedir.



Şekil 2.11 : Plazma alevi sıcaklık dağılımı [9].

Plazma akışında toz parçacıkların ulaştığı hız; plazma toz besleme hızı ve toz parçacıkların taşındığı mesafenin ortak etkisine bağlıdır. Benzer şekilde toz parçacıkların eriştiği sıcaklık; plazma sıcaklığı, plazma kompozisyonu ve parçacıkların plazma alevinin içinden geçtiği sürenin bütünleşik etkisinin fonksiyonudur. Plazma sprey tabancalarının güçleri 250 kW'a kadar erişse de, büyük çoğunluğu 35–80 kW güç aralığında çalışmaktadır [19].

Bu proseste plazma tabancası aracılığıyla plazma alevi oluşturulur. Plazma alevi toz parçacıkları ısıtarak ergimiş veya yarı ergimiş hale getirir. Plazma jeti aracılığıyla püskürtülen ergimiş ve yarı-ergimiş parçacıklar altlık malzeme üzerinde biriktirilerek kaplama formunu alır. Prosese ait detaylı iş akışı aşağıdaki gibidir:

- Tabanca ekseni boyunca konumlandırılmış çubuk tipi tungsten katot ile su soğutmalı bakır anot arasındaki doğru akım elektrik arkı oluşturulur.
- Elektrik arkı tabancanın merkezi boyunca akan yüksek basınçlı plazma gazını iyonize eder. Plazma tipik olarak argon, helyum gibi inert gaz ortamında oluşturulur. Daha yüksek plazma sıcaklıklarına erişmek ve ekstra entalpi sağlamak için gaza hidrojen katkısı yapılır.
- Akmakta olan iyonize gaz, yakıtla üretilen alevin aksine elektriksel olarak nötr sıcak buhar oluşturmak amacıyla içindeki iyonlar ve elektronları birleştiren plazmayı üretir.
- Toz halindeki kaplama malzemesi yüksek basınçlı taşıyıcı gaz aracılığıyla plazmanın en sıcak bölgesine enjekte edilir.
- Kaplama malzemesi sıcak plazmadan geçişi süresince erir. Yüksek basınçlı gaz tarafından itilen ergimiş parçacıklar altlık malzemeye çarpıp kaplama formuna gelinceye kadar hareketlerine devam ederler.

Sprey tabancasından altlık malzeme üzerine doğru iletim hareketi havada olursa işlem "atmosferik plazma sprey (APS)" olarak adlandırılır.

APS prosesi boyunca, özellikle ergimiş parçacıkların püskürtülmesi süresince kaçınılmaz olarak havaya maruz kalmaları kaplama malzemesinin ciddi ölçüde oksitlenmesi ile sonuçlanır. Prosesten kaynaklanan kaplamanın oksitlenmesi problemi "inert gaz plazma spreyinde" ve daha etkin olarak "vakum plazma spreyinde" elemine edilir. İnert gaz ortamında yapılan plazma sprey prosesinde; bir zırh oluşturmak için plazma alevini çevreleyen inert gaz enjekte edilir. Bu zırh havanın ergimiş parçacıklara erişimini kısıtlar. Oksitlenmeyi elemine etmek için daha sağlıklı bir yöntem ise vakum ortamında plazma spreyi prosesinde olduğu gibi prosesi havadan izole bir ortamda yürütmektir [17].

Plazma sprey kaplamaların mikroyapısını ve özelliklerini etkileyen birçok parametre mevcuttur. Bunlar yalnızca kullanılan malzemeye ve onun özelliklerine bağlı olmayıp aynı zamanda prosesin yöntemine ve parametrelerine de bağlıdır. Bu parametreler birbirinden bağımsız olmayıp birbirleriyle etkileşim halindedir. Çizelge 2.1'de plazma sprey prosesini etkileyen parametreler sınıflandırılmıştır.

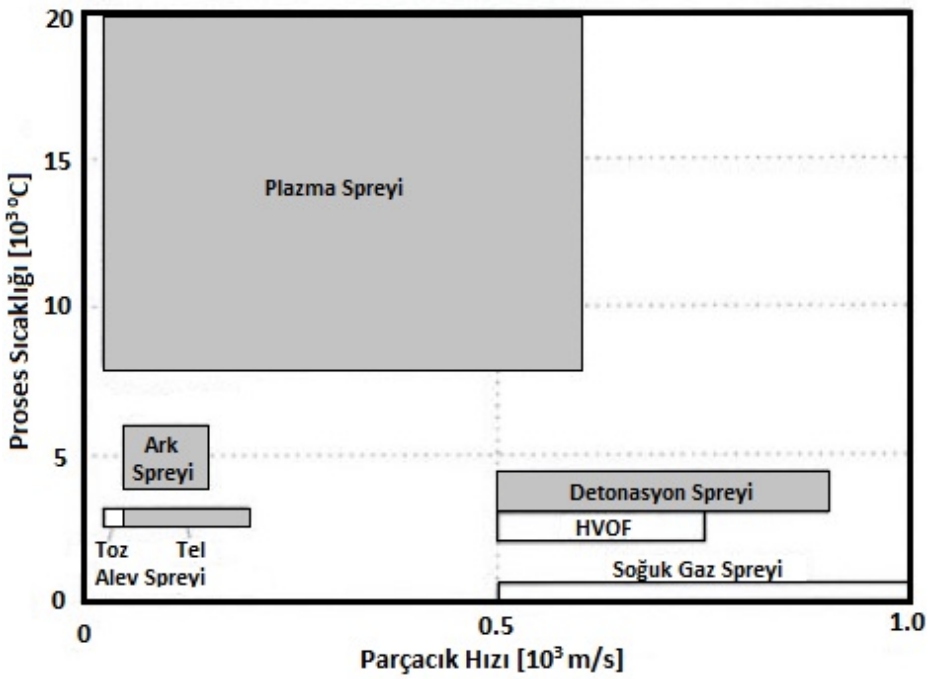
Çizelge 2.1 : Plazma sprey prosesini etkileyen parametreler [20].

Plazma Karakteristiği	Güç kaynağı
	Plazma gazı
	Plazma gazı akış hızı
	Soğutma
	Soğutma gazının akış hızı
	Tabanca geometrisi
Toz Besleme	Toz fraksiyonu ve şekli
	Toz malzemenin termal özellikleri
	Taşıyıcı gaz akış hızı
	Besleme geometrisi
Plazma Jeti	Jet hızı ve sıcaklığı
	Parçacık hız ve sıcaklığı
	Parçacık yörüngesi
Parçacık Çarpması	Parçacık çarpma hızı
	Parçacık çarpma açısı
	Çarpma anında parçacığın ergime durumu
	Altlık malzeme tipi
	Altlık malzemenin sıcaklığı ve yüzey

Plazma jetinin son derece yüksek sıcaklıklara ulaşabilmesi, istenen herhangi bir malzemenin eritilebilmesine olanak sağlar. Bu yüzden, atmosferik plazma spreyinin temel uygulama alanını metalik ve sermet kaplamaların yanında, aşınmaya ve korozyona karşı koruyucu Al_2O_3 - TiO_2 veya Cr_2O_3 kaplamalar, elektriksel yalıtım amaçlı Al_2O_3 kaplamalar, termal yalıtım amaçlı ZrO_2 esaslı (Y_2O_3, CeO_2, MgO ve CaO stabilizör ilaveli) seramik kaplamalar oluşturmaktadır. Ayrıca kontrollü atmosferde plazma sprey yöntemlerinin geliştirilmesiyle birlikte, VPS yöntemi gaz türbini kanatçıklarının üzerine sıcak gaz korozyonuna karşı koruyucu MCrAlY kaplamaların üretiminde kullanılmıştır. Böylece daha yoğun, homojen ve oksit içermeyen mikroyapılar elde edilmiştir. Bu kaplamalar ZrO_2 esaslı termal bariyer kaplamalar öncesinde üretilerek bağ kaplama olarak işlev görmektedir [12].

2.7 Yöntemlerin Kıyaslanması

Günümüzde kullanılmakta olan termal sprey yöntemlerinin her birinin farklı üstün noktaları bulunmaktadır. Teknolojinin gelişimine paralel olarak, daha üstün ekipmanlar ve yeni teknolojiler kullanılarak daha gelişmiş yöntemler ortaya çıkmaktadır. Yeni tekniklerin ortaya çıkmasıyla kaplamaların dayanım ve yoğunluğunda çarpıcı iyileşmeler sağlanmaktadır.



Şekil 2.12 : Termal sprey yöntemlerinin proses sıcaklıkları ve parçacık hızları [12].

Farklı termal sprey kaplama yöntemleri arasındaki en temel farklılık, prosesin gerçekleştiği sıcaklığı ve parçacıkların ulaştığı hızlardır. Proses sıcaklığı ve parçacık hızlarına ait değişim aralığı Şekil 2.12'de verilmiştir. Bu parametreler spreyleme için hangi malzemelerin kullanılabileceğini ve kaplamanın sahip olacağı karakteristik özellikleri belirler.

Proseslerde artan parçacık hızları ile birlikte enerji kaynağı ve spreylenen parçacık arasındaki etkileşim süresi azalacağından oksit düşük oksit içeriğine sahip kaplamalar üretilebilecektir. Ancak proses sıcaklıklarının yükselmesi oksidasyon oranını artıracaktır. Diğer yandan seramikler gibi kırılgan rekrakter malzemelerden kaplama üretimi için yüksek proses sıcaklıkları gerekmektedir. Detonasyon spreyleme, HVOF ve soğuk gazla spreyleme yöntemlerinde ses hızı civarındaki parçacık hızlarına ulaşılması nedeniyle düşük oksit ve porozite içeriğine sahip daha yoğun kaplamalar üretmek mümkün olmaktadır. Ancak seramikler ve oksit kaplamalar gibi çok yüksek sıcaklıklarda ergiyen malzemeler diğer yöntemlerden ziyade plazma sprey yöntemleriyle daha etkin bir şekilde üretilmektedir [12].

Düşük enerjili alev spreyi ve elektrik ark spreyi yöntemlerinde altlık malzemeye yapışma genelde mekanik bağlanma şeklinde olmaktadır. Yapışma mukavemeti altlık malzemenin temiz ve uygun pürüzlülükte olmasına bağlıdır ve nispeten daha düşük seviyelerdedir. Yüksek enerjili APS, VPS, LPPS ve HVOF yöntemlerinde ise porozite oranı azaltılmış ve altlığa bağlanma iyileştirilmiştir. Bu yüksek enerjili proseslerde, oksit ve porozite içeriğinin düşük olmasından dolayı bağ dayanımı daha yüksektir [21].

Alev spreyinde çubuk, tel ve toz malzeme kullanılabilirken detonasyon, HVOF ve plazma spreyinde toz malzemeler kullanılmaktadır. Elektrik ark spreyinde ise elektriksel iletken teller kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır.

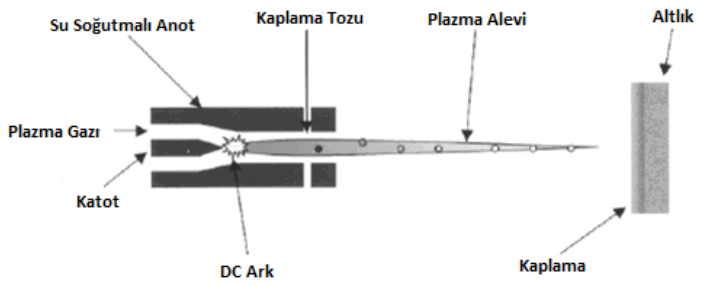
Artan ihtiyaçlarla birlikte mevcut yöntemler geliştirilmekte ve yeni yöntemler ortaya çıkmaktadır. Yöntemlerin birbirlerine göre üstün özellikleri bulunmakla birlikte her yönden üstün bir proses anlayışının olduğunu ifade etmek zordur. Ancak altlık malzeme-kaplama malzemesi kombinasyonu, istenen kaplama özellikleri, biriktirme hızı ve kalınlığı, maliyet gibi faktörler göz önüne alınarak hangi yöntemin kullanılması ile optimum sonuca ulaşılacağı belirlenebilir.

3. TERMAL BARİYER KAPLAMALAR

Termal bariyer kaplamalar en genel haliyle, termal yalıtım sağlayan seramik üst tabaka ve oksidasyona dirençli metalik bağ tabakadan oluşan koruyucu kaplamalardır. Günümüzde termal bariyer kaplamaların üretilmesinde genellikle Plazma Sprey Yöntemleri ve Elektron Demetiyle Fiziksel Buhar Çöktürme (EB-PVD) yöntemi kullanılmaktadır [22–25].

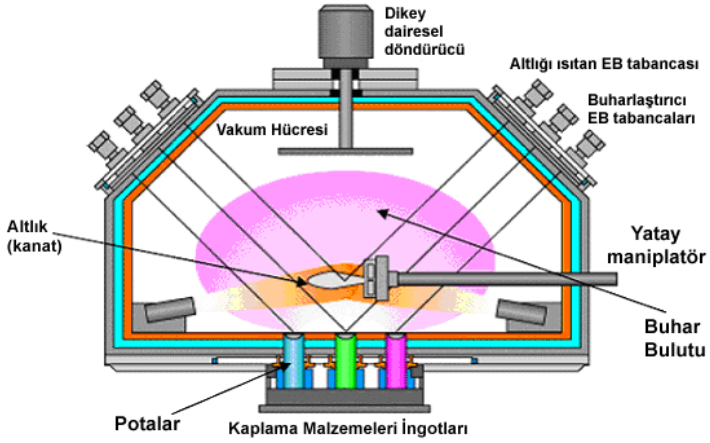
Plazma sprey yöntemlerinden atmosferik plazma spreyi (APS), vakum ortamında plazma spreyi (VPS) veya düşük basınç plazma spreyi (LPPS) yöntemleri bağ tabakanın üretiminde kullanılabilirken, üst tabakanın üretilmesinde APS yöntemi kullanılmaktadır. EB-PVD tekniği ise hem bağ tabakanın hem de üst tabakanın üretiminde uygulanabilen bir yöntemdir [26].

Şekil 3.1'de görüldüğü gibi plazma sprey prosesinde kaplama malzemesi sıcak plazma alevi içine beslenir; yarı plastik hale gelene kadar ısıtılır ve altlık malzemesine doğru hızla püskürtülür. Çarpma sonucunda sıcak parçacıklar altlık malzemesine ve birbirlerine yapışarak kaplama tabakasını oluştururlar [3].



Şekil 3.1 : Plazma sprey yönteminin şematik gösterimi.

Şekil 3.2'de EB-PVD prosesi şematik olarak gösterilmektedir. Elektron demeti vakum odası içerisindeki hedef malzeme yüzeyine ve kaplama malzemesine gönderilir. Potaların içine doğru alttan beslenen kaplama malzemesi yüksek yoğunluklu enerjiyle ergitilir ve buharlaştırılır. Önceden ısıtılmış olan kaplanacak malzemeler buhar bulutunun içine yerleştirilir ve buhar nm/s mertebesinde hızlarla yoğuşturularak altlık malzeme üzerine çöktürülür. Sonuç olarak, kaplama malzemesi alaşımlama veya reaksiyon olmaksızın esas malzeme üzerine biriktirilmiş olur [3,27].



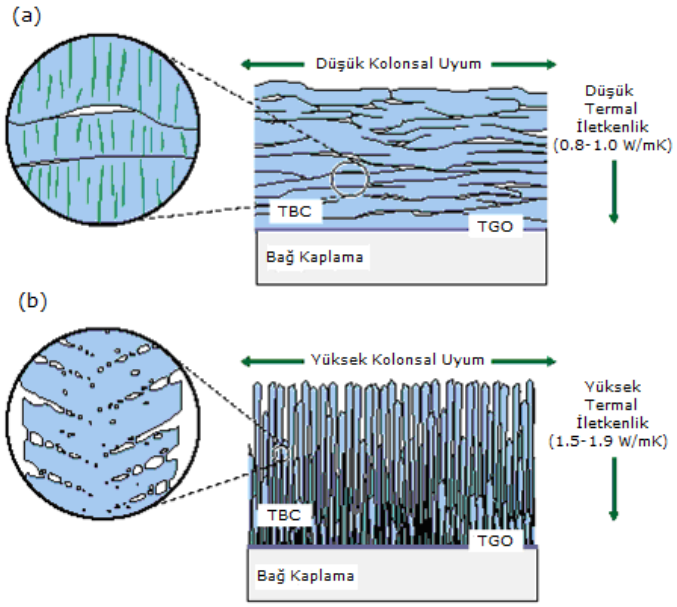
Şekil 3.2 : EB-PVD prosesinin şematik gösterimi [17].

Her iki tekniğin de sahip olduğu avantajlı yönler olduğu gibi ve proseslerin doğasından kaynaklanan dezavantajlı yönleri de mevcuttur. EB-PVD yönteminin ilk yatırım ve işletme maliyetlerinin yüksek olması, ayrıca karmaşık parçaları kaplama yeteneğinin düşük olması yöntemin dezavantajlarındandır. Ancak kolonsal morfolojiye sahip kaplamalar üretilmesi nedeniyle üretilen kaplamaların ömürleri daha uzundur. Plazma sprey yöntemleri ile üretilen kaplamaların mekanik özellikleri EB-PVD yöntemine göre daha kötü olmasına karşın, termal bariyer kaplamaların en önemli özelliklerinden biri olan termal iletkenliklerinin düşük olması ve nispeten daha ucuz yöntemler olmaları nedeniyle uygulamada sıklıkla tercih edilmektedirler [28,29].

EB-PVD yöntemi ile üretilen TBC kaplamalar gerilmelere karşı yüksek seviyede uyum gösteren kolonsal mikroyapılarından dolayı gösteren APS kaplamalardan daha üstün performans gösterirler. Bu yapıları onlara aşınma direnci, bağ mukavemeti ve kaplama yüzey kalitesi yönlerinden üstünlük sağlar. Kolonsal yapıdaki her bir kolon çekme gerilmelerinin gelişmesini önler ve TBC katmanı ile ana metal arasındaki termal genleşme katsayısı uyumsuzluğunu azaltır. Özellikle termal şoklardan dolayı gerilmelerin yüksek olduğu türbinin motorlarının yüksek basınçlı kısımlarında kullanılan EB-PVD kaplamalar daha uzun ömre sahiptir.

PS yöntemi ile üretilen kaplamaların da avantajları mevcuttur. APS yöntemi ile üretilen kaplamalar yüzeye paralel çatlaklar ve boşluklar içeren laminar yapıya sahiptirler. Bu nedenle APS kaplamaların termal iletkenliği EB-PVD yöntemi ile üretilen kaplamalarınkine göre daha düşüktür. Böylece termal yalıtım görevini daha iyi yerine getirirler. Ayrıca APS kaplamaların kalitesi, prosesin esnekliği ve

ekonomikliğinden daha bağımsızdır. Bu yöntemde kaplama kompozisyonu toz kompozisyonu ile belirlenirken, farklı buhar basınçlarının oluşabilmesinden dolayı EB-PVD yönteminde kaplama kompozisyonu daha değişkendir. Kaplama malzemesinin beslendiği kaynak sabitlenmemiştir. Bu esneklik sayesinde parçanın hareket ettirilmesinden doğacak riskler azaltılmıştır [8]. Şekil 3.3'te farklı yöntemlerle üretilen TBC' lere ait şematik mikroyapılar görülmektedir.



Şekil 3.3 : Farklı yöntemlerle üretilen TBC kaplamaların mikroyapıları: (a)PS. (b)EB-PVD [30].

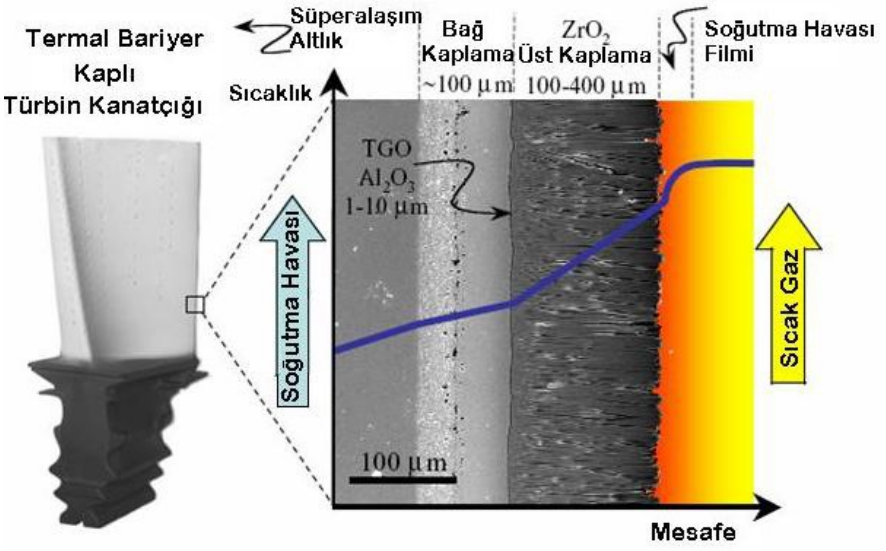
Yapılan araştırmalar APS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilen termal bariyer kaplamaların katmanlarının termal koruma kabiliyetleri ve pullanma ömürleri önemli ölçüde farklı olduğunu ortaya koymuştur. Oda sıcaklığında (25 C' de) APS ile üretilen TBC kaplamaların termal iletkenlikleri 0.8–1.0 W/mK arasında değişirken, EB-PVD ile üretilen kaplamalar 1.5–1.9 W/mK arasında termal iletkenliğe sahip olmaktadır. Dolayısıyla APS ile üretilen TBC kaplamalar daha iyi termal koruma sağlamaktadır. Ancak EB-PVD kaplamaların APS kaplamalara göre 8–10 kat daha dayanıklı olduğu ve daha uzun pullanma ömrüne sahip olduğu tespit edilmiştir [30].

Her iki yönteminde yatırım maliyeti, şarj başına kaplama maliyetinin yanında daha düşüktür. Plazma sprey prosesinde şarj başına bir parça kaplanırken, EB-PVD yönteminde bir şarjda yapılan parça sayısı hem parça boyutuna hem de takım kabiliyetine bağlıdır. Bu nedenle APS prosesi büyük parçalarda daha avantajlıyken, EB-PVD prosesi küçük parçalar için daha kolay optimize edilmektedir [8].

3.1 Termal Bariyer Kaplama Sistemi

3.1.1 Termal bariyer kaplamaların yapısal kompozisyonu

Termal bariyer kaplamalar (TBC) genel olarak farklı fonksiyona sahip birden çok katmandan oluşan kaplamalardır. Termal bariyer kaplamalar tipik olarak; istenen mekanik özellikleri sağlayan süper alaşım bir altlıktan, sıcaklık yalıtımı sağlayan seramik bir üst kaplamadan, seramik üst kaplamanın metalik altlığa yapışmasını sağlayan ve altlığı oksitlenmeye karşı koruyan bir bağ kaplamadan ve kaplama işlemi esnasında oluşup servis esnasında bağ kaplamanın oksitlenmesiyle büyüyen bir "termal büyüyen oksit" (TGO)'den oluşur [3,7,25]. Şekil 3.4'te TBC kaplanmış bir türbin kanatçığı ve katmanlar üzerinde oluşan sıcaklık gradyanı görülmektedir.



Şekil 3.4 : TBC kaplanmış türbin kanatçığı ve sıcaklık gradyanı [4].

Üst kaplama termal yalıtım görevi görür ve düşük termal iletkenliğe sahip ZrO_2 (zirkonya) gibi seramik malzemelerden oluşur. Seramik yalıtım katmanı, bağ kaplama denilen ve oksitlenmeye dirençli metalik katmanın üzerine biriktirilir. Metalik katman; altlık malzeme ile üst kaplamanın uyumu sağlamak için genellikle MCrAlY (M= Ni ve/veya Co) genel formülüne sahip kaplamalardan oluşur. Bağ kaplama, üst kaplamanın altlık malzemeye bağlanması ve süperalaşım komponentler için oksitlenme ve korozyon dayanımı sağlamasının yanında, termal çevrim süresince üst kaplama ve altlık malzeme arasındaki termal genleşme katsayısı farklılığından kaynaklanan termal gerilmeleri hafifletmek görevine de sahiptir. Seramik üst kaplamanın biriktirilmesi süresince; üst kaplama ile bağ kaplama ara yüzünde ağırlıklı olarak Al_2O_3 (alüminyum oksit) içeren termal büyüyen oksit

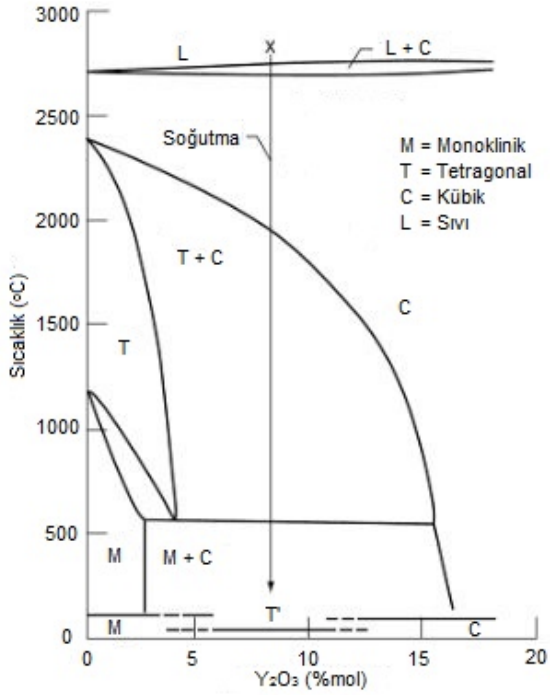
formları oluşur. Aslında bu oksit formları seramik katman ile bağ kaplamayı bağlar. Böylece TBC ler seramik üst kaplama, termal büyüyen oksit ve altlık malzeme ile üzerindeki metalik bağ kaplamayı içeren bir sistem oluştururlar [17,22,25].

3.1.1.1 Üst kaplama

Üst kaplama, TBC sisteminin üretilme amacını oluşturan ve sıcak gazlarla direkt temas halinde olan en üst kaplama tabakasıdır. Bu katmanın temel görevi, üzerine biriktirildiği bağ kaplamayı ve esas işlevi gören altlık malzemesini yüksek sıcaklıktan olumsuz etkilerinden koruyarak termal yalıtım sağlamaktır. Bu nedenle ergime dereceleri yüksek seramik esaslı malzemeler kaplama materyali olarak kullanılmaktadır.

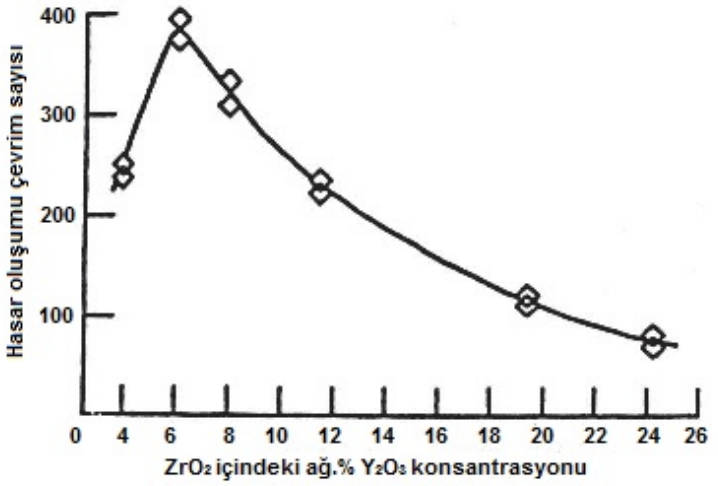
Günümüzde üst kaplama malzemesi olarak yitriya ile kararlı hale getirilmiş zirkonya (YSZ); düşük termal iletkenlikleri, diğer seramiklere göre yüksek termal genleşme katsayısına sahip olmaları, iyi aşınma dirençleri, kimyasal ve termal kararlılıkları nedeniyle gaz türbini uygulamalarında TBC üst katman malzemesi olarak yaygın olarak kullanılırlar. Kütle halindeki YSZ' nin düşük termal iletkenliği, zirkonya ve eklenen yitriyanın düşük öz termal iletkenliğe sahip olmasının sonucudur. Yitriya ilavesi; iyonik kafesin elektriksel olarak nötral durumunu sürdürmesi amacıyla O^{2-} boşluklarına yer oluşturulmasını gerektirir. Böylece hem yitriyum çözeltisi hem de O^{2-} boşlukları termal iletimi düşürmede etkin olduğundan artan yitriya içeriği ile birlikte YSZ' nin termal iletkenliği düşmektedir [30,31].

Zirkonyumoksit farklı sıcaklıklarda üç farklı kristal fazında bulunabilmektedir. Oda sıcaklığından 1170 °C' ye kadar sabit olarak monoklinik fazda, 1170 °C ile 2370 °C arasında tetragonel fazda, 2370 °C' den ergime noktası olan 2860 °C' ye kadar ise kübik fazda bulunmaktadır [17,22]. Ancak saf zirkonya gaz türbinlerinin çalışma sıcaklığı bölgesinde faz değişimine uğrar. Yüksek sıcaklıktan soğurken önce tetragonel faza daha sonra da monoklinik faza dönüşür. Tetragonal fazdan monoklinik faza dönüşüm olurken hacimde yaklaşık %3–5 artış olmakta ve seramik katman şiddetli bir şekilde pullanarak dökülmektedir. Bu yüzden Y_2O_3, CeO_2, MgO, CaO, Gd_2O_3 ve Al_2O_3 gibi kararlı hale getiren oksitler ile alaşımlanan ZrO_2, kısmen kararlı hale getirilmiş olur [8,31]. Şekil 3.5'te Y_2O_3 ile alaşımlanan zirkonyaya ait faz diyagramı görülmektedir.



Şekil 3.5 : $ZrO_2 - Y_2O_3$ sistemi faz diyagramı [17].

Şekil 3.6'da görüldüğü gibi günümüzde gelinen noktada termal bariyer kaplamaların en gelişmiş halinde ağırlıkça %6–8 oranında yitriya ile kısmen kararlı hale getirilmiş ZrO_2 kullanılmaktadır [8]. Bu oran maksimum yorulma ömrü için belirlenen optimum yitriya miktarıdır [25]. %6–8 ağırlık oranında yitriya konsantrasyonu yarı kararlı bir t' fazı oluşturarak, soğuma durumunda, monoklinik fazın içinde çatlak ilerlemesi ve dönüşümüne direnç gösteren karmaşık bir mikro yapı ortaya çıkmasını sağlar. Bu yapının oluşmasını sağlayan kaplama kompozisyonu pullanma ömrünü maksimize etmesi nedeniyle tercih edilmektedir [30,31].

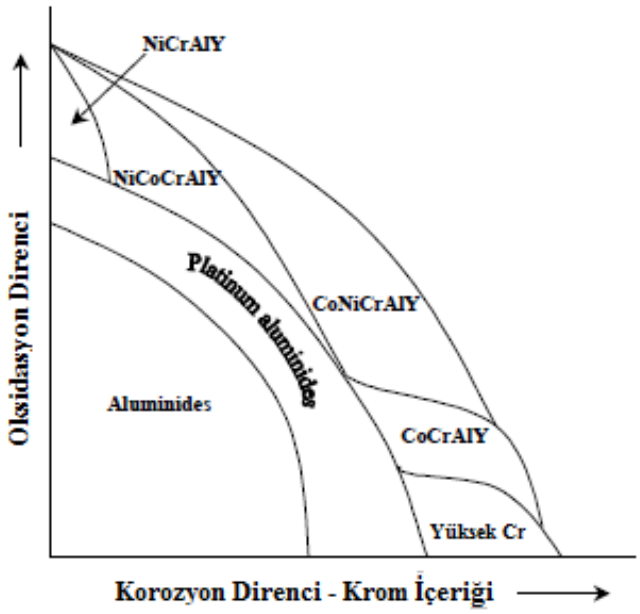


Şekil 3.6 : Optimum yitriya içeriğinin belirlenmesi [17].

3.1.1.2 Bağ kaplama

Zirkonyanın yüksek iyonik iletkenliğe sahip olması nedeniyle, oksijen seramik tabakadan metalik altlık malzeme yüzeyine kolayca difüze olur ve oksit tabakası oluşturur. Bu nedenle oksidasyon ve sıcak gaz kaynaklı korozyona direnç sağlamak amacıyla altlık malzemenin bu koşullara maruz kalmadan önce koruyucu bir tabaka ile kaplanması gerekmektedir. Bağ tabaka olarak adlandırılan bu katman seramik katmanın altlığa bağlanmasını sağlamanın yanında süperalaşım altlık malzeme ile seramik üst kaplama arasındaki genleşme katsayısı farklılığının ayarlanmasına da yardım etmektedir [32].

Gaz türbinlerindeki uygulamalarda genellikle MCrAlY genel formülüne sahip bağ kaplamalar kullanılmaktadır. M; istenen kaplama özelliğine göre nikel, kobalt veya her ikisinin kombinasyonu şeklinde olabilmektedir. Yapılan çalışmalar farklı kaplama kompozisyonlarının farklı oksidasyon ve korozyon özelliklerine sahip olduğunu göstermiştir. Oksidasyonun baskın hasar mekanizması olduğu yüksek sıcaklıklarda (900 °C' nin üzerinde) yüksek krom içeriğine sahip NiCoCrAlY kaplamalar iyi oksidasyon direncine sahiptir. Ancak korozyonun etkin olduğu daha düşük sıcaklıklarda (650–800°C aralığında) CoCrAlY kaplamalar genellikle NiCrAlY esaslı kaplamalardan daha iyi performans göstermektedir [33]. Şekil 3.7'de bağ kaplamalar için korozyon ve oksidasyon direnci verilmiştir.



Şekil 3.7 : Bağ kaplamalarda korozyon ve oksidasyon direnci [33].

Bağ tabaka diğer oksitlerden ziyade α-alümina oluşumunu sağlamak için alüminyum içeren kaplamalardan üretilir. Alümina düşük oksijen geçirgenliğine ve üstün yapışma kabiliyetine sahip olması nedeniyle tercih edilmektedir. Alümina oluşumunu sağlamak için kaplamanın ağırlıkça en az %6 oranında alüminyum içeriğine sahip olması gerekmektedir. Böylece MCrAlY tipi kaplamalar yüksek oksijen geçirgenliğine sahip YSZ tabakasından geçen oksijenleri tutarak TGO katmanının oluşumunu sağlar. Kaplama içeriğine eklenen düşük yoğunlukta (ağırlıkça %0,5–1 oranında) yitriya ise oluşacak olan TGO tabakasının yapışma kabiliyetini artırmak amacıyla kullanılmaktadır [33,34].

3.1.2 Termal bariyer kaplamaların karakteristik özellikleri

TBC' lerin tasarımı ve çalıştıkları ortamlar kaplama sisteminde seçilecek malzemeler üzerinde kısıtlayıcı bir etkiye sahiptir. Çizelge 3.1'de TBC' lerin seramik katmanının sahip olması gereken özellikler ve bu özelliklerin dayandıkları mantıksal temeller hakkında bilgiler verilmiştir.

Çizelge 3.1 : Seramik termal bariyer kaplamalar için malzeme gereksinimi [17,23].

Özellik	Gereksinim	Mantıksal Temel
Erime Noktası	Yüksek	Yüksek sıcaklıkta çalışma koşulları
Termal İletkenlik	Düşük	Sıcaklığın azalması termal iletkenlikle ters orantılı
Termal Genleşme Katsayısı	Yüksek	Genleşme katsayısı hem süperalaşım altlığın hem de kaplamanın üzerinde biriktirildiği bağ kaplamanın genleşme katsayısına yakın olmalı
Faz	Kararlı	Termal çevrim koşullarında faz değişimi nedeniyle yapısal hasar oluşumu
Oksidasyon Direnci	Yüksek	Çalışma koşulları yüksek derecede oksitleyici
Korozyon Direnci	Orta-Yüksek	Çalışma koşullarının korozif olabilmesi
Uzama Toleransı	Yüksek	Çalışma koşulları malzemeleri geniş uzama aralıklarına zorlayabilir.
Yapışma Mukavemeti	Yüksek	Yüksek sıcaklık ve basınç atmosferinde kaplamanın altlık malzemeden ayrılabilmesi

Termal bariyer kaplamaların hasara uğramasında doğrudan etkili olan bu özellikler dikkate alınarak malzeme seçilmesi ve kaplamanın üretilmesi, TBC sisteminin servis ömrü açısından büyük önem arz etmektedir. Bu bölümde termal bariyer kaplamaların aşınma, korozyon ve termal iletkenlik özellikleri üzerinde durulacak, deneysel çalışmanın da içeriğini oluşturan oksidasyon özellikleri ise beşinci bölümde ayrıca incelenecektir.

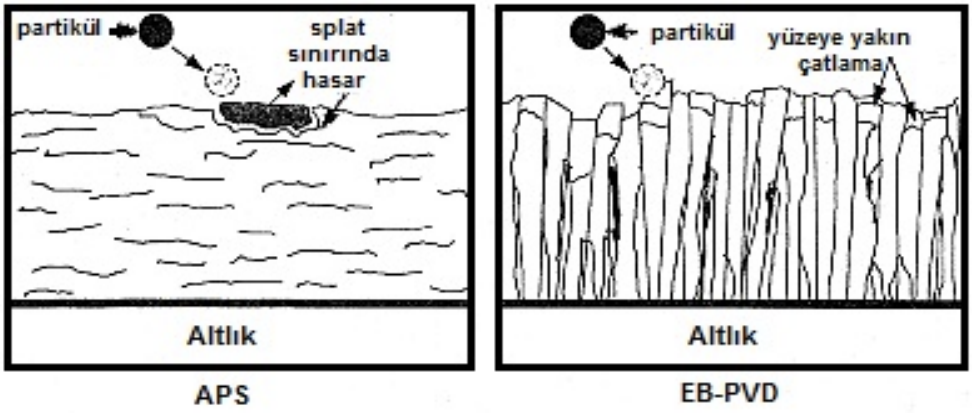
3.1.2.1 Aşınma özellikleri

Termal bariyer kaplamalar çatlak ve porozite içeren mikroyapıları nedeniyle aşınmaya karşı hassastırlar. Son zamanlarda türbin motorlarında kaplamaların ömrünü belirlemek için yapılan çalışmalar, hem havacılıkta kullanılan hem de endüstriyel aşınmanın kaplama ömrünü azaltan önemli faktörlerden biri olduğunu göstermiştir [35].

Türbin motorlarının TBC uygulanmış kısımları kaplama yüzeyine paralel olarak ilerleyen gaz akışından pek etkilenmezler, ancak nozul kılavuz kanatları ve türbin kanatçıkları için parçacık aşındırması potansiyel olarak ciddi bir problemdir. Hava araçlarının pistte ilerlemesi ve kalkışı boyunca hava ile birlikte pist kumlarının da gaz türbini tarafından yutulmasının yanında aracın inişi süresince de ters yönde bir davranış söz konusudur. Aynı zamanda bu motorlarının yanma odasının içinde, yakıtın tam yanmamasından dolayı sert karbon parçacıklar oluşmaktadır. Boyutlarına bağlı olarak, parçacıklar başlangıçta gaz hareketinin aerodinamik akış yörüngesinde içeri alınırlar. Ancak motor hareketine bağlı olarak merkezden savrulan yükler, parçacıkları sapmaya ve motor komponentlerine farklı açılarda çarpmaya zorlarlar. Bu çarpışmalar aerodinamik performansın azalmasına ve termal yalıtım kaybına neden olan TBC' nin aşamalı olarak incelmesine yol açar. TBC katmanındaki incelme, seramik tabakanın tamamının kalkmasına, bağ kaplamalı altlığın yüksek gaz sıcaklıklarına maruz kalmasına, böylece oksidasyonun ve diğer hasar mekanizmalarının hızlanmasına yol açabilir.

Aşınma oranını; kaplamanın sahip olduğu mikroyapı, yapının porozite oranı, parçacıkların boyutu, sertliği, hızı, çarpma açısı ve çalışma sıcaklığı gibi faktörler etkilemektedir [17]. Bu konudaki ilk çalışmalar parçacıkların hızı, çarpma açısı ve aşındırma özellikleri hakkında olmasına karşın, son zamanlarda aşındırma mekanizmaları ve yaşlandırma ile ilave katkıların etkisi üzerine yoğunlaşılmıştır[36].

Kaplamanın sahip olduğu mikroyapı, kaplama biriktirilmesi prosesi ile ilişkili olduğundan, farklı yöntemler ile üretilen kaplamaların aşınma mekanizmaları ve dirençleri arasında farklılıklar mevcuttur. Aşınma mekanizmaları arasındaki bu fark nedeniyle, kolonsal yapıya sahip EB-PVD yöntemi ile üretilen kaplamalar APS yöntemi ile üretilen standart poroziteli kaplamalardan oda sıcaklığından 910 °C' ye kadar olan sıcaklıklarda 7–10 kat daha yüksek aşınma direncine sahiptir [35]. EB-PVD yöntemi ile üretilen kaplamaların daha iyi aşınma direnci göstermesi, kolonsal yapıdaki kolonların yan yüzeyinde bölgesel çatlak meydana gelmesiyle açıklanabilir. APS kaplamaların hasar mekanizması ise parçacık tane sınırlarında oluşan çatlak ilerlemesi ile birden çok parçacığın kaldırılması şeklinde olduğundan, her bir aşındırıcı çarpışıyla yüzeyden daha fazla malzeme kaldırılmaktadır [35-37]. Şekil 3.8'de APS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilen TBC' lerde oluşan aşınma hasarı tipleri verilmiştir.



Şekil 3.8 : APS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilen kaplamalar için hasar tipleri [35].

Her iki kaplama türü için aşınma oranının çarpma açısına bağımlılığı benzer davranış göstermektedir. Maksimum aşınma oranlarına çarpma açısı 90°' ye yaklaştığında ulaşılmıştır. Benzer şekilde aşındırıcı tanecik hızı arttıkça aşınma oranı da lineer olarak artış göstermektedir. APS kaplamaların aşınma oranı, çarpma açısı ve hızından daha çok etkilenirken, EB-PVD yöntemiyle üretilen kaplamalar ise nispeten daha az etkilenmektedir [37].

Sıcaklık artışı gaz akış hızını artırmakta böylece aşındırıcı taneciklerin de hızının artmasına yol açmaktadır. Dolayısıyla sıcaklığın aşınma oranına direkt etkisinden ziyade dolaylı olarak etki ettiği söylenebilir [35].

3.1.2.2 Korozyon özellikleri

Türbin motorları gibi yüksek sıcaklıkta çalışan parçalar sıcak gaz kaynaklı korozyona maruz kalabilmektedirler. Termal bariyer kaplama yapılmış parçalarda çevresel birikintilerin bazılarının TGO tabakasına erişimi, yüksek sıcaklıklarda metalik bağ tabakasında korozyon oluşumunu tetikler. Bu birikintiler genellikle Na, K, Ca, Mg gibi yabancı maddeler içeren düşük kaliteli yakıtların kullanımı sonucu oluşan gibi metallerle tepkimeye giren sülfat tuzlarından oluşmaktadır.

Gaz türbinlerinde yakıtın yanmasıyla oluşan SO_2 gazının içinde kararlı hale gelen tuzlar uygun sıcaklıkta eriyerek seramik tabakaya nüfuz eder ve kaplama içeriğindeki hataların da izin vermesiyle seramik-bağ tabaka ara yüzeyine ulaşır. Bu birikintiler erime mekanizması aracılığıyla koruyucu alümina tabakasıyla reaksiyona girmesiyle koruyucu olmayan oksit tabakaları oluşur. İstenmeyen bu oksitler seramik kaplamanın bağ kaplamadan ayrılarak hasara uğramasına neden olur.

Ayrıca seramik tabaka da ergimiş tuzlardan etkilenebilir. Seramik katmanı yüksek sıcaklıklarda kararlı hale getirmek için eklenen stabilizörler, ergimiş tuzlar ile kimyasal reaksiyona girerek kaplamanın dışına süzülebilir. Örneğin; MgO ile kararlı hale getirilen zirkonyada, stabilizör $MgSO_4$ olarak seramik katmandan süzülebilir, böylece zirkonya kararsız hale gelir ve faz dönüşümünden kaynaklanan pullanma hasarı meydana gelir [17].

Termal bariyer kaplamalarda seramik katmanın poroziteli yapıya sahip olmaları termal şok direncini artırsa da, bu yapı korozif maddelerin kaplamaya kolayca nüfuz etmesine izin vermektedir. Bu olay altlık malzemenin hasar görmesi ile sonuçlanabilmektedir. Bu sorunları azaltmak için korozyona ve oksidasyona karşı direnç gösteren bağ kaplamalar kullanılmaktadır. Bağ kaplamaların kimyasal yapısı korozyon direncinin saptanmasında en önemli etkenlerden biridir. MCrAlY kaplamaların yüksek sıcaklık uygulamalarında bağ kaplama olarak kullanılmasıyla birlikte yapılan çalışmalarda, artan krom ve kobalt içeriğinin korozyona karşı direnci artırdığı görülmüştür Bunun yanında yapılan çalışmalarda Hafniyum elementinin de bazı bağ kaplamaların , [38–41].

Ayrıca son yıllarda yapılan çalışmalar TBC' lerin sıcak korozyon direncini artırmak için farklı yöntemler kullanılabileceğini ortaya koymuştur. Bunlar;

- In_2O_3, Sc_2O_3 ve CeO_2 gibi daha dirençli stabilizörlerin kullanılması,

- Kaplamaya tuz penetrasyonunu önlemek amacıyla, lazer ile yeniden ergitme vb. yöntemler kullanılarak yoğun ve gözeneklerden arındırılmış tabaka oluşturulması,
- YSZ tabakasının üzerine yoğun bir alümina tabakasının biriktirilmesi

olarak sıralanabilir [42].

Sıcak korozyon problemi 1960'lı yılların başlarında süperalaşım kanatçıkların yüzeyinden malzeme kaybı ile ortaya çıkmasına karşın 1975 yılında denizlerde kullanılan gaz türbinlerinde düşük güçte ve düşük kanatçık sıcaklıklarında CoCrAlY kaplamaların hızlı bir şekilde korozyona uğraması şaşırtıcı bir gelişme olarak algılandı. Cutler bu olayı yakıtın yanmasıyla oluşan SO_3'ün ergimiş sülfat ortamında asidik davranış göstermesiyle açıkladı. Bu yüzden sıcak korozyon problemi günümüzde "yüksek sıcaklık sıcak korozyonu" (Tip-1) ve "düşük sıcaklık sıcak korozyonu" (Tip-2) olarak ele alınmaktadır [39].

Sıcak korozyon hasarı havacılıkta kullanılan yakıtların daha temiz olmasından dolayı, hava araçlarının motorlarında nadiren görülür. Ancak yüksek sülfürlü yakıt kullanımına eğilim olan endüstriyel ve denizel türbin motorlarında daha yaygındır [17].

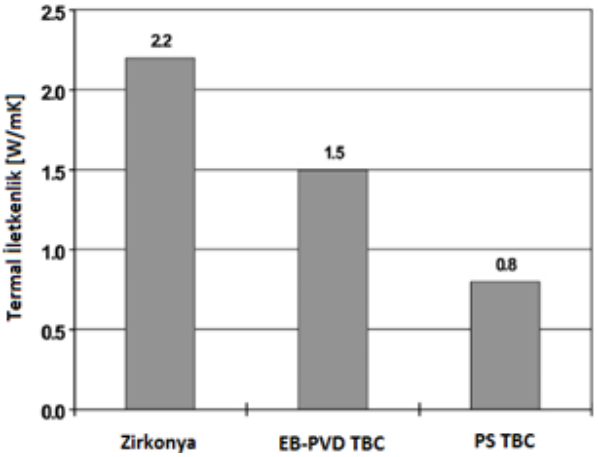
3.1.2.3 Termal iletim özellikleri

Termal bariyer kaplama sistemlerinin verimliliği, uygulamalarda istenen dayanım ömrünü sağlamasının yanında, kullanım amaçlarının gereği olarak komponentlerin sıcaklıklarını ne derece düşürdükleri ile ölçülmektedir. Komponent sıcaklığını düşürmek, parçanın servis ömrünü artırırken aynı zamanda sıcaklığı düşürmek için gerekli soğutma havası ihtiyacını da düşürecektir. Ayrıca buna bağlı olarak uygulamada ihtiyaç duyulan kaplama kalınlığı düşürülerek türbin kanatçıkları gibi dinamik parçalarda ağırlığın negatif etkisinin azaltılması ve daha yüksek performans/ağırlık oranlarına ulaşmak mümkün olmaktadır. Böylece yüksek sıcaklık uygulamalarında daha verimli sistemlerin kullanımı mümkün olacaktır.

Buna bağlı olarak termal bariyer kaplama sistemlerinin en önemli özelliklerinden birisi termal iletim özellikleridir. Günümüzdeki yapılan araştırmalar, TBC' lerin termal yalıtım özelliklerini geliştirmek için genel olarak dört yöntemin mevcut olduğunu göstermiştir:

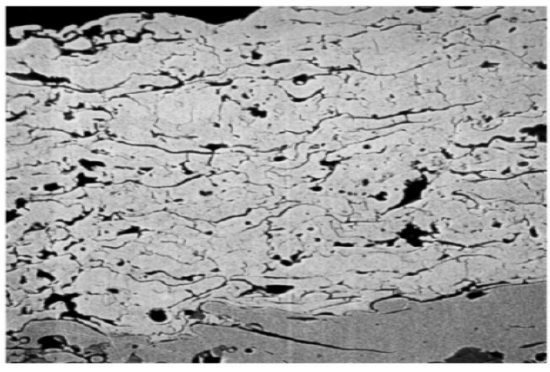
a. Kaplama kalınlığını artırmak: Bu yöntem teoride avantajlı gibi görünse de, herhangi bir sınır olmadan kalınlığı artırmak üç yönden sakıncalıdır.
    i. Türbin kanatçıkları gibi dönen parçalar için sistem performansından kayıp anlamına gelen ağırlık artışına neden olmaktadır.
    ii. Kaplama kalınlığındaki artış, kalıntı gerilmeleri ve toplam şekil değiştirme enerjisini artırarak seramik kaplamayı hasara uğramaya meyilli hale getirir.
    iii. Seramik tabakanın yalıtma kabiliyetinin yükseltilmesi, yüzeyinde daha yüksek sıcaklıklara ulaşılmasına neden olmaktadır. Yüksek sıcaklık nedeniyle kaplamanın sinterleşme ihtimali artmakta, bundan dolayı yapısal ve termal sorunlar ortaya çıkmaktadır [17].
b. Düşük termal iletkenliğe sahip yeni malzemeler ortaya çıkarmak: Yeni nesil kaplamalar için umut vaat eden zirkonat esaslı termal bariyer kaplamalar bunlardan biridir.
c. Seramik kaplamada yüzey geliştirmesi yapmak: Altlık malzemeye ısı transferini engellemek için; yüzeyde lazerle yeniden ergitme yapmak veya yüksek kızılötesi yansıtma oranına sahip kaplama malzemesi kullanmak gibi yöntemler kullanılmaktadır.
d. Sprey toz yapısını ve plazma sprey parametrelerini kontrol etmek: Bu yöntem TBC' lerin termal iletkenliklerini düşürmenin doğrudan ve etkin bir yoludur [43].

Gaz türbinlerinde yalıtım katmanı olarak yaygın bir şekilde kullanılan zirkonya bazlı kaplamaların termal iletkenliği, seçilen biriktirme metodunun sonucu olarak ortaya çıkan, kaplamanın mikroyapısal özelliklerine son derece bağlıdır. Plazma sprey yöntemiyle üretilmiş seramikler $0{,}8 - 1{,}1\ W/mK$ en düşük termal iletkenlik değerlerini sunmalarına rağmen yüzey kalitesi, uzama toleransları ve aşınma direnci gibi yönlerden dezavantajlıdır. EB-PVD seramik kaplamalar ise $1{,}5 - 1{,}9\ W/mK$ arasında seyreden termal iletkenlik değerleriyle plazma sprey kaplanmış seramik kaplamalardan daha yüksek iletkenlik değerlerine sahiptir. Buna karşın yüksek yüzey kalitesi, daha iyi uzama toleransı ve aşınma direncindeki iyileşme nedeniyle uygulamalarda tercih edilmektedir. Şekil 3.9'da farklı şekillerde üretilen zirkonya seramiklerinin termal iletkenlik değerleri görülmektedir.



Şekil 3.9 : Farklı şekillerde üretilen zirkonya seramiklerinin termal iletkenlik değerleri [44].

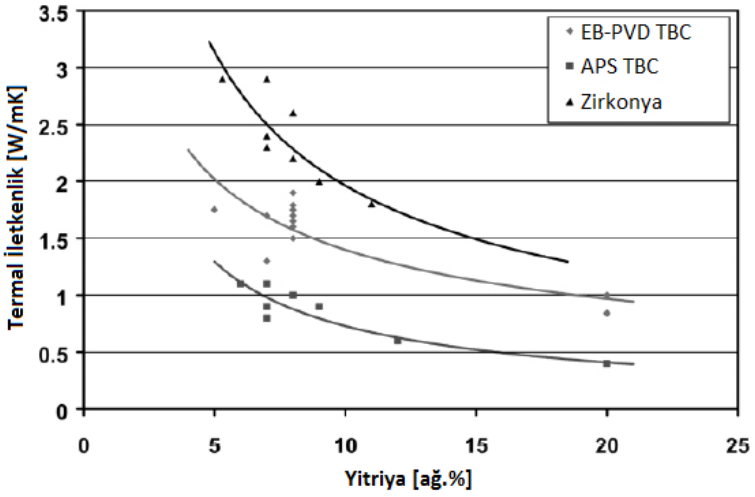
Termal iletkenlikte gözlemlenen bu farklılık çok büyük oranda kaplamanın mikroyapısal özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Plazma sprey kaplamalar iki boyutlu mikroçatlak ağına sahiptirler. Bunlardan biri kaplama yüzeyine paralel şekilde konumlanan ve ergimiş parçacıklar arasında zayıf bir etkileşim kurulmasına neden olan çatlaklardır. Diğeri ise ergimiş parçacıkların soğuma süresi boyunca mikroçatlak oluşturması sonucu kaplamaya dik olarak meydana gelen çatlaklardır. APS kaplamalarda oluşan ve özellikle yüzeye paralel olan çatlaklar termal iletkenliğin azaltılmasında önemli rol oynarlar. Bunun yanında proses doğası gereği kaplama içinde oluşan küresel mikro poroziteler de zirkonya seramiklerinin iletkenliğini düşürürler. Şekil 3.10'da APS yöntemi ile üretilmiş bir TBC mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 3.10 : APS yöntemi ile üretilmiş bir TBC mikroyapısı [44].

Mikroyapısal özelliklerinin yanında seramik malzemenin kompozisyonu da termal iletkenliği oldukça etkilemektedir. Zirkonya seramiklerinin ve kaplamalarının termal iletkenlikleri artan yitriya içeriği ile azalmaktadır. En yüksek termal iletkenlik

değerleri yoğun kütle halindeki zirkonyada gözlemlenirken, en düşük değerlere APS kaplamalarda ulaşılmıştır. Şekil 3.11'de zirkonya seramiklerinde ve zirkonya TBC' lerde yitriya içeriğine bağlı olarak termal iletkenliğin değişimi verilmiştir.



Şekil 3.11 : Zirkonya seramiklerinde ve zirkonya termal bariyer kaplamalarda yitriya içeriğine bağlı olarak termal iletkenliğin değişimi [44].

Yapılan çalışmalar malzemelerin termal iletkenliğini sadece özısı, ısı sığası, termal iletkenlik katsayısı gibi maddenin kendine özgü özelliklerinin değil, aynı zamanda sınır taşınımı, termal radyasyon ve çalışılan ortamın gaz basıncı gibi faktörlerin de etkilediğini göstermiştir. Bunun yanında poroziteler(gözenekler), boşluklar, çatlaklar, tanecik boyutu, empüriteler, ikinci fazlar ve kaplama kalınlığı, faz dönüşümü gibi mikroyapısal faktörler de termal iletkenliği doğrudan etkilemektedir.

Yapılan çalışmalarda kaplama içerisinde çözünmüş katyonlar, yeralan atomları ve oksijen boşlukları gibi noktasal kusurların termal iletkenliği düşürücü etki yaptığı tespit edilmiştir. Bunun yanında APS kaplamalar üretilirken oluşan, splatların içinde ve arasındaki sınırlarda oluşan mikro gözenekler de ısı iletimini engelleyici etki göstermektedir [45,46].

Termal iletkenliği artıran birincil etmen ise, çalışma şartları gereği TBC' nin maruz kaldığı yüksek sıcaklığın kaplamanın yapısında meydana getirdiği mikroyapısal değişikliklerdir. Bu maruziyet sonrası seramik kaplama sinterlenerek yoğunlaşma, lameller arası gözenekler ve çatlaklar kapanmakta, gözenekler bir araya gelerek büyümektedir. Splatlar arasındaki bu süreksizliklerin azalmasıyla ve ısı iletimi artmaktadır. Dolayısıyla sinterlenme etkisiyle termal iletkenlik de artmaktadır [17,46,47].

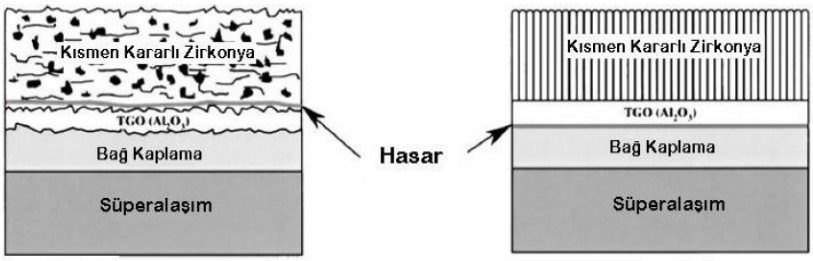
3.2 Termal Bariyer Kaplamalarda Hasar Mekanizmaları

TBC sistemlerinin hayati öneme sahip uygulamalarda kullanılmasından dolayı, niteliklerinin doğru belirlenmesinin yanında ömürlerinin de güvenilir bir şekilde tahmin edilmesi büyük önem arz etmektedir. Güvenilir bir ömür tahmini kaplamaların kullanım potansiyelini belirlemek açısından önemlidir. Kullanıldıkları uygulamalarda şiddetli bir şekilde yüksek sıcaklıklara ve mekanik yüklere maruz kalan kaplama sistemlerinin, kullanım sürelerinin bir başka deyişle ömürlerinin doğru tahmin edilmesi karşılaşabilecekleri hasar mekanizmalarının iyi anlaşılabilmesi ile mümkündür [48–50].

Deneysel çalışmalar TBC sistemlerindeki hasarın çok kompleks ve çoğunlukla farklı mekanizmaların kombinasyonundan oluşan hasar mekanizmaları olduğunu göstermiştir. Genellikle hasar mekanizmaları birbirinden bağımsız değildir. Çalışma koşullarına bağlı olarak bu mekanizmalardan birisi hasara neden olan birincil mekanizmadır [8,51].

Kaplama biriktirme proseslerindeki farklılıklardan dolayı hasar türleri arasında da farklılıklar mevcuttur [3]. Ancak seramik kaplama ile bağ kaplama arayüzü, TBC sisteminin her zaman en zayıf bölgelerinden biridir. Bu yüzden TBC sisteminin hasarında, arayüzün mikroyapısal değerlendirilmesine hem deneysel çalışmalar yönünden hem de oluşturulan ömür tahmin modelleri yönünden de özel bir önem verilmektedir [52,53].

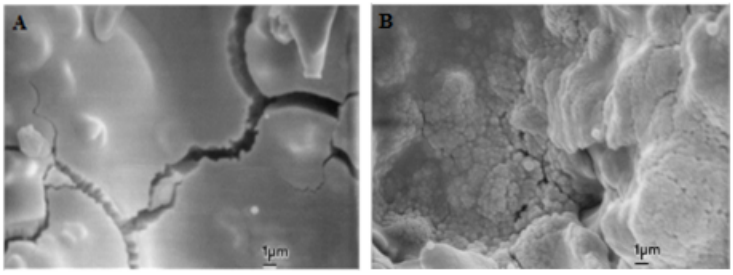
Termal bariyer kaplama sistemlerinde tipik hasar; farklı mekanizmalar aracılığıyla seramik yalıtım katmanının pullanarak kalkması şeklinde olmaktadır. Hasar genellikle bağ kaplama ile üst kaplama ara yüzeyindeki TGO tabakasının içinde veya bu tabakanın bitişiğindeki bölgelerde başlamaktadır. Ancak kaplamanın üretim yöntemine göre hasar bölgeleri arasında bazı farklılıklar mevcuttur. Plazma sprey yöntemiyle üretilen kaplamalarda hasar genellikle seramik katmanın TGO tabakasına çok yakın bölgelerinde başlarken, EB-PVD yöntemi ile üretilen kaplamalar ise bağ kaplama ile TGO katmanı ara yüzeyi boyunca hasara uğrarlar. Hasar bölgelerindeki bu fark temelde kaplamaların mikroyapıları arasındaki farktan kaynaklanmaktadır [5]. Şekil 3.12'de PS ve EB-PVD yöntemleri ile üretilen kaplamalarda hasar oluşum bölgeleri verilmiştir.



Şekil 3.12 : PS ve EB-PVD kaplamalarda hasar oluşum bölgeleri [5].

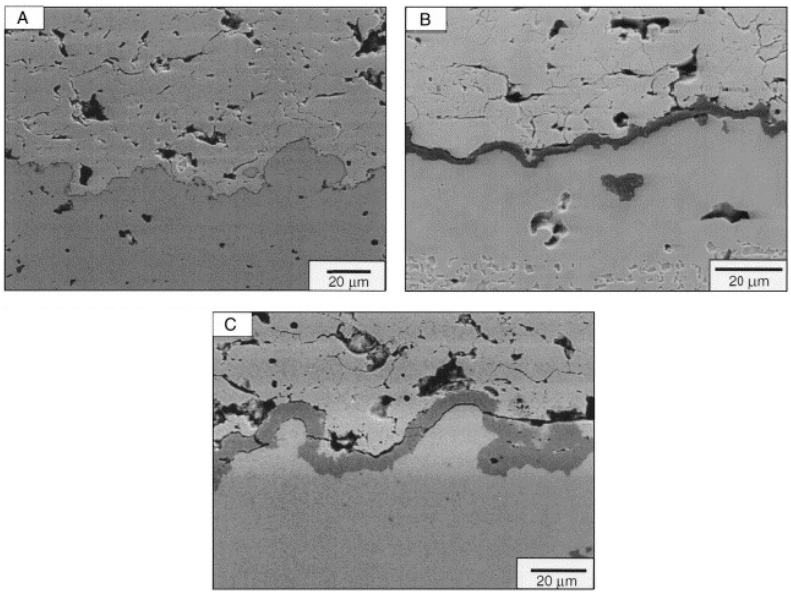
TBC' lerde meydana gelen hasar mekanizmalarını farklı şekillerde sınıflandırmak mümkündür. Mekanik etkilerle, termomekanik etkilerle veya kimyasal etkiler sonucu oluşan hasarlar olarak genel olarak sınıflandırma yapmak mümkün olsa da her bir hasar tetikleyici mekanizmayı ayrı değerlendirmek ve daha sonra bunların bileşik etkileri üzerine değerlendirme yapmak hasarın kökeninin araştırılması açısından daha faydalı olacaktır. Günümüze kadar olan çalışmalarda tespit edilen hasar mekanizmalarını şöyle sıralayabiliriz:

1. İç gerilmeler: Plazma sprey yöntemi ile üretilen kaplamalarda; faz dönüşümü, spreylenen parçacıkların hızlı büzüşmesi ve altlık malzeme ile kaplama katmanları arasındaki termal genleşme katsayılarının uyumsuzluğu olarak ifade edebileceğimiz üç yolla iç gerilmeler ortaya çıkar. Üst kaplama olan zirkonya tabakasında; hem sıvı fazdan katı faza dönüşüm hem de katı hal dönüşümleri ile faz dönüşümünden kaynaklanan gerilmeler ihmal edilebilecek düzeydedir. Toplam iç gerilme miktarına etki eden ikinci faktör; spreylenen taneciklerin proses sıcaklığından atlık malzeme sıcaklığına hızlı bir şekilde soğumasıyla büzüşmesi sonucunda oluşan su verme gerilimidir. Üçüncü faktör ise; altlık malzeme ve kaplamanın sahip olduğu proses sıcaklığından soğumalarıyla ortaya çıkan farklı termal büzüşme gerilmeleridir. Aynı zamanda termal gerilme olarak da adlandırılırlar [54].
2. Seramik kaplamanın sinterleşmesi: Çalışma koşulları gereği yüksek sıcaklıklara maruz kalan seramik kaplama katmanı sıcaklık artışı ile birlikte sinterlenerek yoğunlaşır. Bunun sonucunda elastik modülün artmasıyla uzama toleransının azalması ve soğuma süresince çekme gerilmelerinin artmasıyla kaplama kalınlığı boyunca çatlakların oluşması hasar oluşumunu hızlandırmaktadır [9,51]. Şekil 3.13' te sinterleşme öncesi ve sonrası mikroyapıdaki değişim verilmiştir.



Şekil 3.13 : ZrO_2 - 8wt%Y_2O_3 seramik tabakasının mikroyapısı: (a)sinterleşme öncesi. (b)sinterleşme sonrası [9].

3. Bağ kaplamanın oksitlenmesi: Kaplamanın üretimi ile başlayıp yüksek sıcaklıkta geçen zamana bağlı olarak büyüyen bağ tabakasının oksitlenmesi sonucu oluşan TGO tabakasının kalınlaşması yüzeyler arasında hasara neden olur. Hasar mekanizması oksitlenmeden dolayı seramik-bağ kaplama ara yüzünde mikro çatlak başlangıcı ve daha sonrasında seramik kaplamanın arayüze yakın bölgelerinde yoğun çatlak çoğalması ile açıklanmaktadır [55]. Şekil 3.14'te oksidasyon süresine bağlı olarak gelişen TGO tabakası oluşumu görülmektedir.

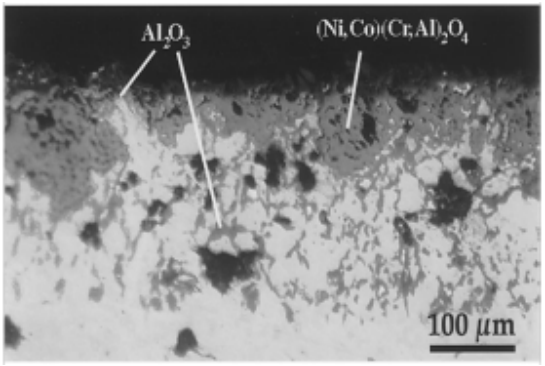


Şekil 3.14 : TGO tabakası kalınlığında zaman bağlı olarak artış.

4. Üst kaplama ve TGO tabakasındaki faz dönüşümleri: Termal çevrimlerin bir sonucu olarak zirkonya, kısmen kararlı tetragonel fazdan önce monoklinik faza daha sonra da kübik faza dönüşüm göstermektedir. Monoklinik faz kısmen kararlı zirkonyanın sertleşmesinden sorumlu tutulmaktadır. Bu faz dönüşümü kaplamanın yapısal bütünlüğüne zarar verebilir [56].

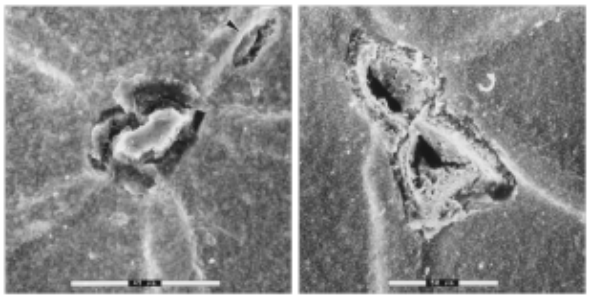
Bunun yanı sıra bağ tabakanın oksitlenmesi ile oluşmaya başlayan TGO tabakasında düşük sıcaklıklarda amorf oksitler bulunur. Daha sonra bu amorf oksitler oksitlenmenin ilk aşamalarında sırasıyla yarı kararlı γ-Al_2O_3 ve θ-Al_2O_3 fazlarına ve nihayetinde istenen kararlı α- Al_2O_3 fazına dönüşürler. Ancak TGO tabakasında yarı kararlı fazların bulunması yüksek büyüme hızı ve zayıf yapışma mukavemeti gibi nedenlerle arzu edilmemektedir. Ayrıca TGO içinde bu yarı kararlı fazların olması akabinde oluşacak faz dönüşümlerini geometrik olarak kısıtlamaktadır. Alümina tabakasında gerçekleşen her bir faz dönüşümü beraberinde hacimde değişime neden olmakta ve alümina tabakası içinde gerilmeler üretmektedir. Bunun sonucunda gerilimli TGO tabakası arayüz üzerinden kaplamanın ayrılması neden olabilmektedir [57].

5. Nikel/Kobalt içeren oksitlerin oluşumu: Bağ tabakasında mevcut olan alüminyum termal çevrimler boyunca hem altlık malzemeye hem de TGO tabakasına difüze olur. Böylece zaman içerisinde Al_2O_3 oksitlerinden oluşan TGO tabakası kalınlaşırken bağ kaplamada alüminyumun tükendiği bölge oluşur. Bağ kaplamadaki Al miktarı sürekli bir Al_2O_3 oksit tabakası oluşturmak için gerekli kritik seviyenin altına düştüğünde daha az koruyucu olan Ni, Co ve Cr içeren NiO, Cr_2O_3, (Ni, Co)(Cr, $Al)_2O_4$ gibi kompleks oksitler oluşmaya başlar. Şekil 3.15'te oluşan bu yapıya ait mikroyapı görülmektedir. TGO tabakasını oluşturan Al_2O_3' in saflığının azalması bu tabakanın TBC katmanına yapışmasını ve dayanımını olumsuz yönde etkiler. Ayrıca bu oksitler TGO tabakasında hızlı bir hacim artışına neden olan yüksek büyüme hızı gösterdiklerinden kaplama içerisindeki gerilmelerin artışına neden olurlar [58-60].



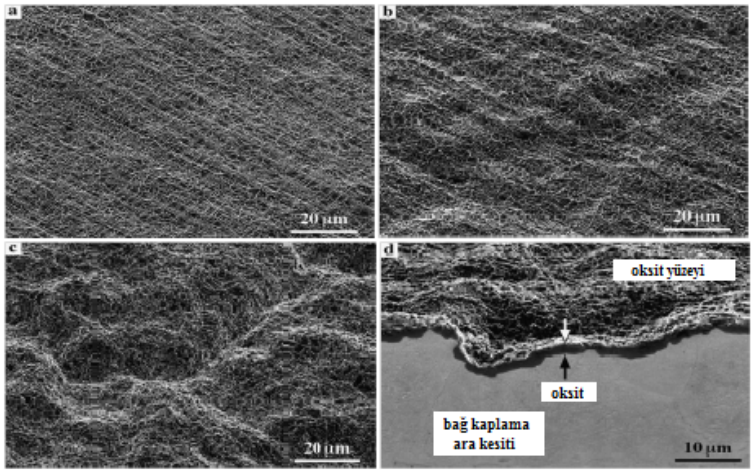
Şekil 3.15 : Al_2O_3 ve (Ni, Co)(Cr, $Al)_2O_4$ oksitlerinden oluşan TGO mikroyapısı.

6. Bağ kaplama tane sınırlarında kavite oluşumu: Şekil 3.16' bağ kaplama tane sınırı kenarları boyunca ve tane sınırlarının kesişim noktalarında meydana gelen kavite oluşumu görülmektedir. Termal çevrimler sonucu metalik bağ tabakada meydana gelen plastik şekil değişimi, TGO tabakasında çekme gerilmelerine neden olur. Sürecin devamı koruyucu oksitlerin çatlamasına ve bağ kaplama/TGO arayüzünde kavite oluşumuna neden olur. Kavite oluşumu olan bölgelerin civarı kısmi pullanma hasarına eğilimlidir [61].



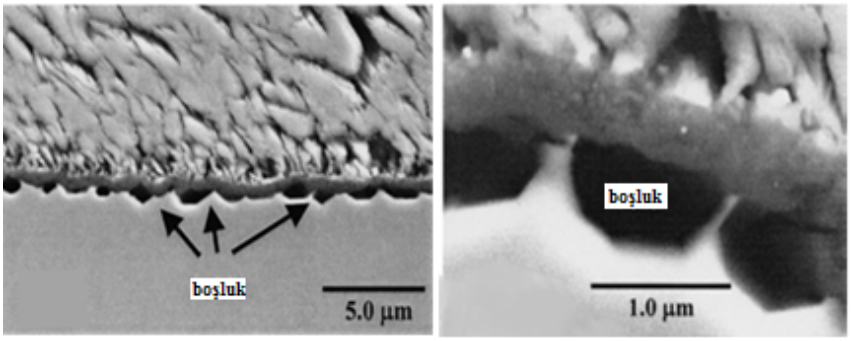
Şekil 3.16 : Bağ kaplama tane sınırlarında kavite oluşumu [61].

7. Bağ kaplama yüzeyinin pürüzlenmesi: Termal bariyer kaplama sisteminin uzun ömürlü olması homojen bir TGO tabakası oluşması ve seramik kaplamanın bağ kaplamaya iyi yapışmasına bağlıdır. Bağ kaplama yüzeyinde hem kaplama üretimi sonrası hem de termal çevrimler sonucu oluşan yüzey bozuklukları seramik kaplamanın yapışma mukavemetini olumsuz etkilemektedir. Bağ tabaka yüzeyinin dalgalı bir hal alarak buruşması (rumpling) ve gömülü (embeded) oksit oluşumu gibi faktörler yüzey pürüzlülüğünün atmasına neden olmaktadır [5,62]. Şekil 3.17'de termal çevrimler sonucu buruşmaya uğrayan bağ kaplama yüzeyi görülmektedir.



Şekil 3.17 : Termal çevrimler sonucu bağ kaplama yüzeyinde buruşma [63].

8. Bağ kaplama/TGO arayüzeyinde boşluk oluşumu: Bu tabakada boşluk oluşumunun altında yatan mekanizmalar halen tartışmalı olmasına rağmen, boşlukların oluşumu ve birleşiminin hasara neden olan mekanizmalardan biri olduğu düşünülmektedir. Oksit veya metalik tabakadaki tane sınırlarının hareketi, katmanların kristalografik oryantasyonu ve metalik tabakada oluşan oksit dispersiyonu gibi kusurların tamamı boşluk oluşumuna etki etmektedir. Bağ kaplama ile TGO tabakası arasında oluşan boşluklar kaplamanın yapışma mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır [64,65]. Şekil 3.18' de bağ kaplama/TGO arayüzeyinde oluşan boşluklara bir örnek verilmiştir.

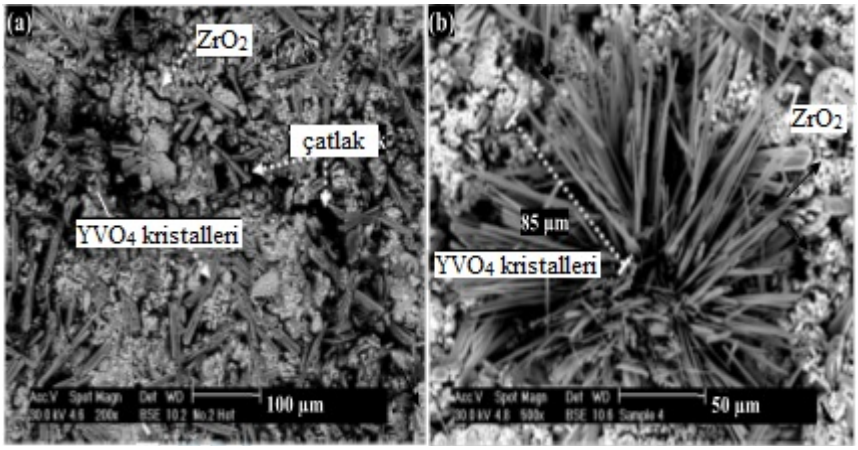


Şekil 3.18 : Bağ kaplama/TGO arayüzeyinde gözlemlenen boşluklar [63].

9. Kükürt segregasyonu: Bağ kaplama ile TGO tabakası arasında tane sınırlarında oluşan kükürt segregasyonu oksit tabakasının yapışma kabiliyetini azaltmaktadır. Yüzeyler arası kükürt aktivitesini minimum seviyeye indirmek için bağ kaplamadaki kükürt miktarı 1 ppm' in altında tutulur veya Y, Hf, Zr, Ce ve Dy gibi reaktif element katkısı yapılır [66-68].

10. Sıcak korozyon: TBC sistemlerinin kullanıldığı uygulamalarda düşük kaliteli yakıtların kullanılması, bu yakıtların içinde bulunan Na ve V gibi empüritelerin Na_2SO_4 ve V_2O_5 gibi tuzlar oluşturmasına neden olabilmektedir. Bu tuzlar üst tabakayı oluşturan zirkonya içerisindeki yitriya ile reaksiyona girerek zirkonya tabakasının kararlılığını yitirmesine ve zirkonyanın kübik veya tetragonel fazdan monoklinik faza dönüşümüne neden olmaktadır. Bu dönüşüm nedeniyle kaplamada hacimce %3-5 oranında genleşme olmaktadır. Ayrıca korozyon sonucu oluşan monoklinik ZrO_2 ve YVO_4 kristalleri YSZ tabakasında elastik modülün ve sertliğin artmasına neden olmaktadır. Bunun sonucunda hem hacim artışı hem de gerilmelerin artışıyla kaplamada önce çatlak oluşumu, sonrasında ise hasar meydana

gelmektedir [42,69]. Şekil 3.19' da sıcak korozyon sonucu üst kaplamada oluşan ZrO_2 ve YVO_4 kristalleri görülmektedir.



Şekil 3.19 : Sıcak korozyon sonucu oluşan ZrO_2 ve YVO_4 kristalleri [42].

11. $CaO\text{-}MgO\text{-}Al_2O_3\text{-}SiO_2$ (CMAS) hücumları: Gaz türbinlerinde silika içeren minerallerin (toz, kum, volkanik kül ve pist atıkları) içeri alınan hava ile birlikte yutulmasıyla sıcak TBC yüzeylerinde ergimiş kalsiyum-magnezyum-alümina-silikat (CMAS) camsıları oluşabilmektedir. Bu camsılar TBC porlarına nüfuz etmekte ve soğuma ile veya sıcaklığı ergime noktalarında daha düşük kısımlara ulaştıklarında katılaşarak ZrO_2 taneciklerini hacimce genişlemeye zorlarlar. Bu gerilmeler sonucunda çatlama ve pullanarak dökülme gibi hasarlar meydana gelmektedir. Bunun yanında CMAS hücumuna uğramış TBC' ler düşük uzama toleransına sahip olduklarından termomekanik hasarlara da daha meyilli hale gelmektedirler. [70,71].

4. TERMAL BARİYER KAPLAMALARIN OKSİDASYON ÖZELLİKLERİ

Oksidasyon terimi oksijenle metalin reaksiyona girerek oksit formu oluşturması olarak ifade edilmektedir. Atmosfer ortamında birçok saf metal ve alaşım çok ince koruyucu oksit filmi oluşturarak altlarındaki metalin düşük sıcaklıklarda daha fazla oksidasyona uğramasını önlerler.

Yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan süperalaşım komponentler de benzer şekilde genellikle oksijenle reaksiyona girebilecek potansiyeldedirler. Bu komponentlerin servis ömürlerini etkileyen oksidasyon mekanizması 870 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda üniform gelişen bir problem olarak ele alınmamaktadır. Ancak sıcaklıktaki artış, yapısal eleman olarak kullanılan parçaların oksijen ataklarına maruz kalmasına ve ömürlerinin kısalmasına neden olmaktadır [72].

Termal bariyer kaplama sistemlerinde zirkonya esaslı üst tabaka, oksijen moleküllerinin geçişine izin verdiğinden yapısal komponentin oksijenle temasının engellenmesi gerekmektedir. Bu görevi üst kaplama ile altlık malzeme arasında bulunan oksidasyona dirençli bağ kaplama yerine getirmektedir. Farklı tipte bağ kaplamalar üretimi mümkünse de, gaz türbinlerinde genellikle MCrAlY tipi bağ kaplamalar kullanılmaktadırlar.

Termal oksidasyonla birlikte TBC sisteminde meydana gelen en büyük değişiklik TGO tabakasının oluşumu ve büyümesidir. Diğer bir değişiklik seramik katmanın sinterleşmesidir. Her iki değişim de kaplamanın hasar uğramasında etkisi olan mekanizmaları tetiklediğinden incelenmeleri büyük önem arz etmektedirler.

Oksidasyona karşı dirençli bağ kaplama yüzey sıcaklığının 900 °C’ yi aştığı zirve sıcaklıkları bağ kaplamanın oksitlenmesi ve termal büyüyen oksit (TGO) tabakasının oluşması ile sonuçlanmaktadır. Bağ kaplama ile üst kaplama arayüzünde sıcaklığa bağlı olarak oluşan bu tabaka oksidasyona karşı direnç için istenmektedir. Ancak oksidasyon aynı zamanda koruyucu TGO tabakasının bozunmasına ve TBC' nin hasara uğramasına neden olabilen bir mekanizmadır [73].

MCrAlY kaplamaların oksidasyon direnci, yüksek sıcaklığa maruz kaldıkça büyüyen koruyucu oksit tabakasının oluşumuna dayanır. TGO tabakasının oluşumu kaçınılmaz olsa da, uygun bağ kaplama tasarımı yaparak TBC' nin dayanımını artırmak mümkündür. Bunun için bağ kaplama seçimini yaparken oluşabilecek oksit formunu dikkate almak ve ideal koruyucu oksit tabakasının oluşabileceği tipte kaplama seçimi yapmak faydalı olacaktır. Bu koruyucu oksit tabakalarından istenen özellikler şöyle sıralanabilir:

- Kaplamaya iyi bağlanma göstermesi,
- Yüksek sıcaklıklarda kararlı halde olması,
- Yoğun bir mikroyapıya sahip olması,
- Yavaş büyüyen karakterde olması.

Bu gereksinimleri potansiyel olarak sağlayan üç oksit türü bulunmaktadır: Alümina (Al_2O_3), krom-oksit (Cr_2O_3) ve silika (SiO_2). Ancak Cr_2O_3 ve SiO_2 türü oksit tabakalarının kullanımında bazı kısıtlamalar mevcuttur:

- Cr_2O_3 formundaki oksit tabakasının kullanımı genellikle 950 °C'nin altındaki sıcaklıklarla kısıtlıdır. Atmosferik basınçta ve 1000 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, Cr_2O_3 oksitleri uçucu CrO_3 formuna dönüşüp, buharlaşarak koruyucu tabakanın yok olmasına neden olabilmektedir.
- SiO_2 formundaki oksit tabakası da benzer şekilde uçucu SiO oluşumundan dolayı düşük basınç ve yüksek sıcaklıkta kararlılığını kaybetmektedir. Ayrıca kolay ergiyen veya kırılgan fazlar oluşturabildiği için kullanımı düşük sıcaklıklarla kısıtlıdır [41,74].

Buna karşın α-Al_2O_3, yavaş büyüyen, üniform ve kusursuz bir yapıya sahip olduğundan yüksek sıcaklıklarda sürekli bir alümina tabakasının oluşumu TBC sisteminin ömrü için en faydalı oksit türü olarak değerlendirilmektedir. Çizelge 4.1' de atmosfer basıncında, 800 °C sıcaklıkta ve 100 saatlik oksidasyon sonucunda, bazı metallerin üzerinde oluşan oksit tabakalarının kalınlıkları verilmiştir. En yavaş büyüyen oksit tabakası alüminyumda gözlendiğinden Al' dan oluşan bir oksit tabakasının oluşumuyla TGO büyüme hızı yavaşlatılabilir.

Çizelge 4.1 : 100 saatlik oksidasyon sonucu Fe, Ni, Cr, Al üzerinde oluşan oksit kalınlığı [75].

Metal	Kalınlık(mm)
Fe	1.1
Ni	0.01
Cr	0.003
Al	0.001

Alümina(α-Al_2O_3) tabakasının oluşumu ve büyümesi, seçici oksidasyon yoluyla bağ kaplamadan Al içeriğinin uzaklaşması ile gerçekleşmektedir. Eğer Al tükenme hızı çok şiddetliyse; NiO, Cr_2O_3, CoO gibi zengin oksitlerin ve düşük kırılma tokluğuna sahip $(Ni,Co)(Al,Cr)_2O_4$ gibi spinellerin oluşması da muhtemeldir. Ayrıca bağ kaplamanın aşırı miktarda yitriyum ile alaşımlanması sonucu $Y_3Al_5O_{12}$ (yitriya-alümina garnet, YAG) ve/veya Y_2O_3 oksitlerinin oluşmasına ve TGO ile bağ kaplama arasındaki yapışmanın mukavemetinin düşmesine neden olur. TGO tabakasının koruyuculuğunu sürdürebilmesi her şeyden önce içeriğindeki alüminanın baskınlığını devam ettirebilmesine ve bağ tabakaya yapışmasına bağlıdır [73-76].

4.1 Bağ Kaplamanın Oksidasyonu ve TGO Tabakasının Oluşması

Bağ kaplamanın oksidasyonu üç kısımda incelenebilir: (a) Bağ kaplamada tüm oksit oluşum türlerinin geçici rejimde eş zamanlı oksidasyonu, (b) Koruyucu oksit tabakasının kararlı halde oluşumu ve büyümesi, (c) Kimyasal bozunma ve hasara uğrama. Şekil 4.1' de bağ kaplamanın oksidasyon evreleri gösterilmiştir.



Şekil 4.1 : Bağ kaplamanın oksidasyon evreleri [73].

4.1.1 Koruyucu oksit tabakasının oluşumu ve büyümesi

Geçiş rejimi, metal yüzeyinde sürekli bir oksit tabakasının oluşumundan önce alaşım içerisindeki tüm oksit formlarının oluşabildiği aşamadır. Geçiş rejimi oldukça kısa bir süreyi (tipik olarak 1000-1200 °C' de bir saatten daha kısa süre oksitlenme) kapsamaktadır. Geçiş aşaması oksitlerinin kompozisyonu sıcaklık, kısmi oksijen basıncı, kaplama kompozisyonu ve mikroyapısından etkilenmektedir. Örneğin düşük kısmi oksijen basıncı alüminyum harici geçici oksitlerin miktarını düşürebilmektedir. Geçiş oksitleri Cr_2O_3, NiO, CoO gibi oksitlerin yanında $(Ni,Co)(Al,Cr)_2O_4$ spinelleri ve γ-, θ-, α-Al_2O_3 formlarından oluşabilir.

Oksit difüzyon oranını düşürerek oksidasyonu yavaşlatan oksitler koruyucudurlar. Al ve Cr' dan oluşan Al_2O_3 ve Cr_2O_3 formları koruyucu oksit tabakası olabilmektedirler. Ancak Cr_2O_3' ler 1000 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda gaz halindeki CrO_3 formuna dönüşebildiklerinden, yüksek sıcaklıklarda genellikle Al_2O_3 koruyucu tabaka olarak ortaya çıkmaktadır [74].

Esasen oksidasyon mekanizmasını anlayabilmek için saf bir metal ile oksijen arasındaki reaksiyonu incelenirse;

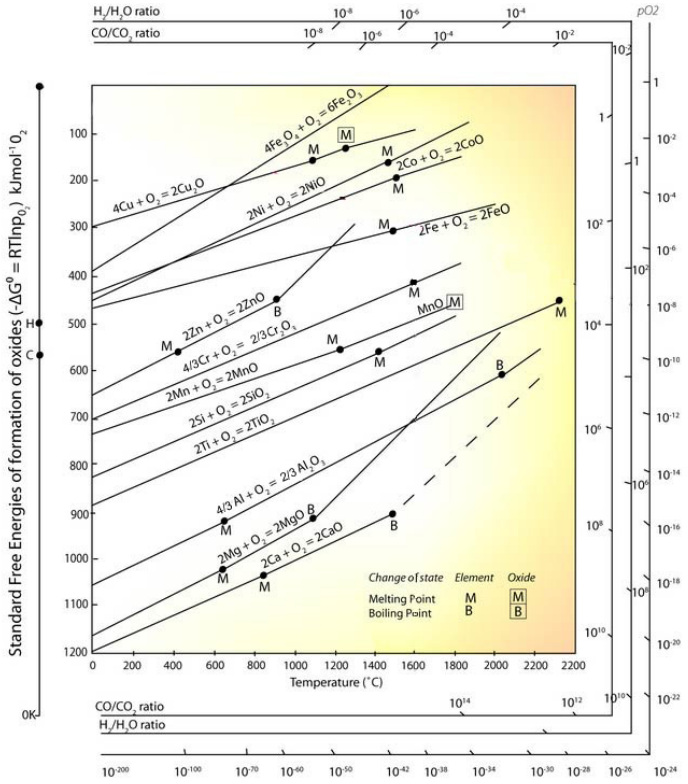
$$M + O_2 \rightarrow MO_2$$

Alaşımların ve ikiden veya daha fazla metalden oluşan bileşiklerin oksitlenmesi çok komplekstir ancak reaksiyonun gerçekleşip-gerçekleşmeyeceği termodinamiğin ikinci yasasına göre belirlenebilir:

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S$$

Burada ΔG Gibbs serbest enerji değişimi, ΔH entalpi değişimi, T mutlak sıcaklık ve ΔS entropi değişimi olarak ele alınmaktadır. Oksidasyon reaksiyonunun ilerlemesi için ΔG negatif değere sahip olmalıdır.

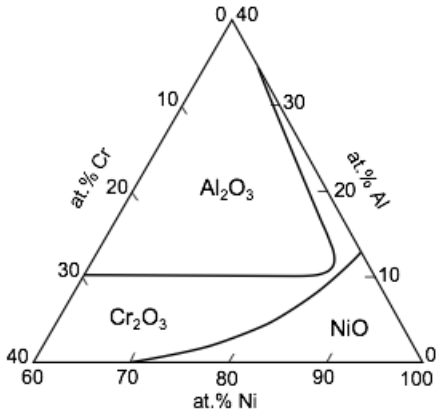
Servis koşullarında yüksek sıcaklığa maruz kalan bağ kaplamada oksit formları oluşmaya başlar. Ancak oksitlerin türlerinin oluşumu için gerekli olan serbest oluşum enerjileri birbirinden farklı olduğundan sıcaklığa bağlı olarak farklı oksit türleri baskın form olarak ortaya çıkmaktadır. Buna göre belli koşullar altında oksitlerin oluşup-oluşamayacağını belirlemek için Ellingham diyagramları kullanılmaktadır.



Şekil 4.2 : Ellingham diyagramına bir örnek [72].

Şekil 4.2'de Ellingham diyagramında Ni, Cr, Al ve diğer bazı elementlerin sıcaklığa göre oksit oluşturma eğilimleri verilmiştir. Diyagramın alt kısımlarında daha kararlı ve oluşma ihtimali daha yüksek oksitler görülmektedir. Daha önce de belirtilen nedenlerle, tercihen alüminyumun oksitlenmesini sağlamak için, alüminyumun oksijenle reaksiyona girme durumundaki aktivasyon enerjisinin bağ kaplama içerisindeki diğer elementlerden daha yüksek olması sağlanmalıdır. Tez çalışmasında da kullanılan NiCrAlY bağ kaplamasındaki elementler içerisinde alüminyumun (Al) oksitlenmesi için gerekli Gibbs serbest enerjisi nikel (Ni) ve kroma (Cr) göre daha düşük olduğu diyagramdan da görülmektedir. Buna göre Al' un oluşturacağı oksitler daha kararlı bir yapı olarak TGO tabakasında ortaya çıkacaktır [72].

Alüminyumun aktivasyon enerjisi diğer alaşım elementlerinden yüksek olduğu için, çok düşük oranlarda dahi, oksijenle temasta ilk olarak Al' un oksitleneceğini göstermektedir. Ancak TGO tabakasında alüminanın oluşması yalnızca bağ kaplamadaki Al içeriğine bağlı değildir. Bunun için Şekil 4.3' te görülen Ni-Cr-Al oksit haritasına bakarak daha net bilgilere ulaşılabilir. Örneğin Ni-Al sisteminde Al_2O_3 büyümesi sağlamak için atomik olarak yaklaşık %35 oranında Al olması gerekirken, %5 Cr ilavesi ile atomik olarak %10 Al miktarı alümina oluşumu yeterli olmaktadır.



Şekil 4.3 : 1000 ^{o}C sıcaklıkta Ni-Cr-Al sistemine ait oksit haritası [74].

4.1.2 Koruyucu oksit tabakasının bozunması

Yüksek sıcaklığa uzun süreli maruziyet sonucu, oksidasyon ve düşük alüminyum içerikli altlığa difüzyon geçen alüminyum içeriği bağ kaplamada azalmaya başlar. Alüminyum konsantrasyonunun ağırlıkça %3-5 civarında olması genellikle Al_2O_3 tabakasının sürdürülebilirliği açısından yeterlidir. Ancak daha düşük Al içeriği koruyucu olmayan oksitlerin oluşumuna ve nihayetinde oksidasyonun oranının artışıyla kimyasal hasar gerçekleşir.

Bu durum aşağıdaki reaksiyonlarda olduğu gibi, alümina tabakasının bozunması ve diğer oksitlerin oluşumu ile sonuçlanır:

$$Al_2O_3 + 2Cr \longrightarrow Cr_2O_3 + 2Al$$

veya

$$Al_2O_3 + \frac{1}{2}O_2 + Ni \longrightarrow NiAl_2O_4$$

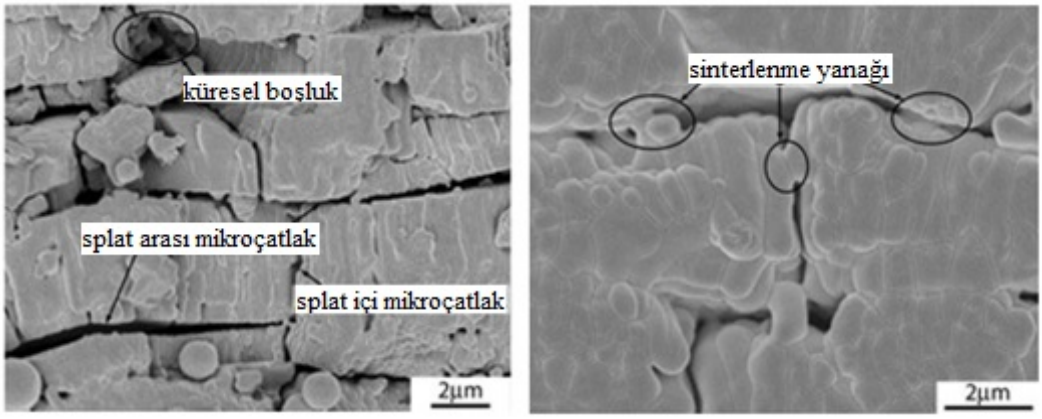
Bu reaksiyonlar sonucunda, Al_2O_3 tabakası $(Cr,Al)_2O_3$ tabakasıyla, (Ni, Co)$(Cr, Al)_2O_4$ spineliyle, nikel ve kobalt oksitleri ile yer değiştirmeye başlamasının yanında bu koruyucu olmayan TGO' ların arayüzü kalan alüminyumun içten oksitlenmesine neden olur. Krom ve spinellerden oluşan tabaka düşük kırılma direncine sahip olduğundan, hızlı ve kontrolsüz oksidasyon süreci başlayıp soğuma olduğunda üst kaplama pullanarak dökülecek ve TBC sistemi hasar uğrayacaktır [74].

4.2 Üst Kaplamanın Sinterleşmesi

Termal bariyer kaplamaların üretim tekniklerinin oluşan kaplamanın mikroyapısal özellikleri ile doğrudan ilgisi olduğu daha önce de ifade edilmişti. Bununla birlikte maruz kalınan ortam koşulları, kaplama sonrası oluşan mikroyapıda bazı değişikliklerin olmasına neden olmaktadır. Ancak çalışma koşulları gereği seramik üst kaplamada meydana gelen bazı değişimler sistemin sürdürülebilirliği ve güvenilirliği açısından önem arz etmektedir.

Plazma sprey yöntemiyle üretilen kaplamalar tekniğin doğası gereği, toz parçacıkların hızla katılaşması sonucu oluşan 100-200 μm çaplarında ve 2-8 μm kalınlığında splatlardan oluşan lamelar bir yapıya sahiptir. Bunun yanında splatlar arasında ve içinde çatlaklar ve küresel gözenekler barındırmaktadırlar. Bu kendilerine özgün yapıları sayesinde kendilerinden beklenen iki gereksinimi efektif bir şekilde karşılarlar: Düşük termal iletkenlik değerleri ve düşük elastik özellikler.

Hem endüstriyel hem de havacılıkta kullanılan gaz türbinleri servis koşullarında periyodik olarak ısınmakta ve soğumaktadırlar. Bu ısıl değişimler sonrası meydana gelen termal genleşme, sinterleşme ve sürünme gibi durumlar kaplamanın dayanımını ve ömrünü ciddi bir şekilde etkilemektedir. Sinterlenme, gözenekli yapıya sahip plazma kaplamalarda büzülmeye sebep olmaktadır. Bu geri dönüşümü mümkün olmayan büzülme sadece boyutsal bir değişime neden olmakla kalmayıp aynı zamanda elastik modül ve termal iletkenlikte de artışa neden olur [77,78]. Sinterlenme öncesi ve sonrası üst kaplamanın mikroyapısında meydana gelen değişimler Şekil 4.4' te verilmiştir.



Şekil 4.4 : Sinterleşme öncesi ve sonrası üst kaplamanın mikroyapısı [74].

APS kaplamalarda 900 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda sinterlenme ile birlikte tane sınırlarının büyümesi, mikroçatlakların iyileşmesi ve splatlar arasında köprü oluşturarak arayüzlerin bağlanması gibi durumlar meydana gelebilmektedir. Bu kimyasal bağın oluşumu, herhangi bir sapma olmaksızın, farklı tanecikler üzerinden çatlak ilerlemesine izin vermekte ve TBC' yi kırılgan hale getirmektedir. Bununla birlikte seramik katmanın porozite oranı düşmekte, kaplamanın yoğunluğu ve dayanımı artmaktadır. Bu mikroyapısal değişimler sonucunda üst tabakanın uyumluluğu azalmakta ve gerilme dağılımında ortaya çıkan değişimler kaplamanın hasara uğramasına neden olmaktadır.

Termal iletkenliğin artışı ise mikroçatlakların iyileşmesinden dolayı splatların kilitlenerek rijit hale gelmesi ve splatlar arası temas alanının artmasının bileşik etkisiyle açıklanmaktadır. Bu artış sonucunda bağ kaplamanın ve altlık metalinin sıcaklıkları artacak, sürünme mekanizmasının da etkin hale gelmesiyle yapısal komponentin üretildiği altlık malzemesi hasar görebilecektir [79-81].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Amaç

Bu çalışma, bir termal sprey kaplama yöntemi olan atmosferik plazma sprey yöntemi ile termal bariyer kaplamaların üretilmesini ve çalışma koşullarındaki ortamın canlandırılması amacıyla yüksek sıcaklıkta fırın testine tabi tutulmalarını kapsamaktadır. Kaplama sisteminin üretilmesinde altlık malzeme olarak nikel esaslı bir süperalaşım olan Inconel 718, bağ kaplama üretimi için NiCrAlY içerikli metalik bağ kaplama tozu, üst kaplama üretimi için ise YSZ (ZrO_2+Y_2O_3) seramik tozu kullanılmıştır. Bağ kaplama için 100 μm, üst kaplama için ise 300 μm kaplama kalınlığı hedeflenmiştir. Üretilen kaplama sistemi farklı sıcaklık ve sürelerde termal oksidasyona tabi tutulmuş ve kaplamada oluşan mikroyapısal ve mekanik değişimler incelenmiştir. Öncelikle bağ kaplama ile üst kaplama arayüzeyinde oluşan TGO tabakasına odaklanılmış, bu tabakanın oluşumu ve gelişimi gözlenmiştir. Sonrasında ise yüksek sıcaklığa maruziyet sonucunda seramik tabakada meydana gelen değişimler yorumlanmıştır.

Kaplamaların üretimi, test ve karakterizasyon işlemleri Sakarya Üniversitesi Termal Sprey Kaplama ve Araştırma Laboratuvarı, İstanbul Teknik Üniversitesi Makine Fakültesi Malzeme ve Metalografi Laboratuvarı ile Mikro-Elektro-Mekanik Sistemler Araştırma Laboratuvarı ve Bartın Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuarlarında gerçekleştirilmiştir.

Kaplama üretimini takiben yapılan izotermal oksidasyon testleri 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda 8, 24, 50 saat süreler için gerçekleştirilmiştir. Daha sonra oluşan mikroyapılar optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), EDS-elementel analiz, görüntü analiz yazılımı ve mikrosertlik ölçümleri aracılığıyla incelenmiştir. Deneysel çalışma aşaması, altlık malzemelerin ve toz parçacıklarının seçim ve karakterizasyonu ile başlamış, termal bariyer kaplamaların üretilmesi, yüzey pürüzlülük ölçümleri, izotermal oksidasyon testleri, metalografik süreç ile

numunelerin hazırlanması, mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonu ile devam etmiş, sonuçların yorumlanması ve önerilerin sunulması ile son bulmuştur.

5.2 Altlık Malzemesinin Seçimi ve Hazırlanması

Altlık malzeme olarak havacılık ve uzay sanayisinde yüksek sıcaklık uygulamalarında yaygın olarak kullanılan, mükemmel korozyon ve yüksek sürünme dayanımına sahip olan Inconel 718 malzeme seçilmiştir. Bu malzeme için üreticiden alınan sertifika içeriğindeki elementel kompozisyon Çizelge 5.1'de verilmiştir.

Çizelge 5.1 : Inconel 718 altlık malzemesinin elementel bileşimi (% ağırlık).

Elementler, % Bileşim							
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

Yüksek sıcaklık uygulamalarındaki avantajlı özellikleri nedeniyle tercih edilen Inconel 718 malzemeler 1 inç çapında çubuk şeklinde üreticiden alınmıştır. Numunelerin hazırlanması amacıyla tel erozyon yöntemiyle 1/1000 hassasiyetle kesilmiş ve 4 mm kalınlığında 1 inç çapında numuneler oluşturulmuştur.

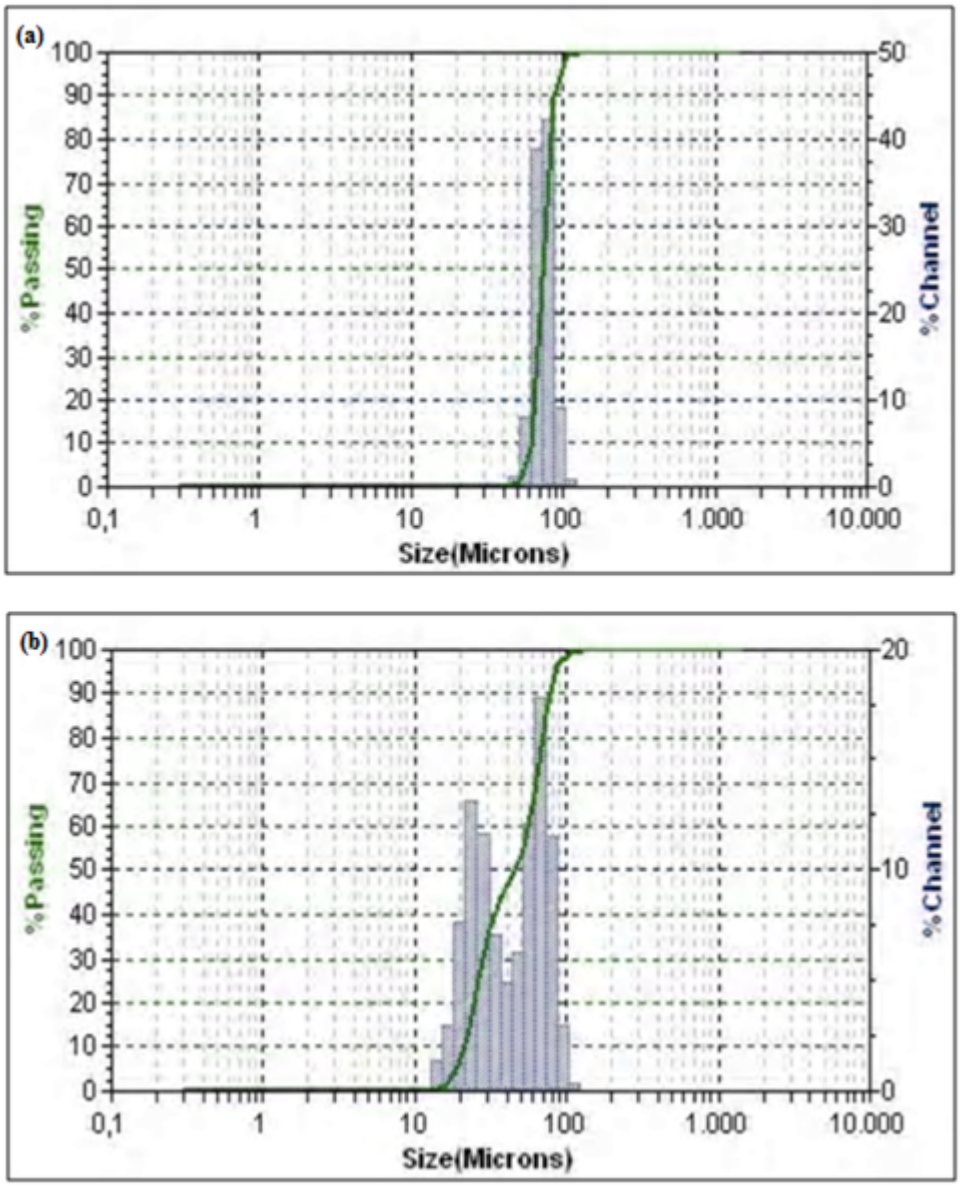
5.3 Toz Malzemelerin Seçimi ve Karakterizasyonu

Termal bariyer kaplama sisteminin üretiminde, bağ kaplama için termal oksidasyona karşı direnci ve gaz türbini uygulamalarında yaygın olarak kullanılması nedeniyle NiCrAlY metalik alaşım tozu, üst kaplama için ise düşük termal iletkenliği ve optimum yorulma ömrü nedeniyle YSZ (ZrO_2+%8 Y_2O_3) seramik tozu tercih edilmiştir. Toz malzemeler için üretici bilgisi, toz malzemenin ticari adı ve parçacık boyut aralığı Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2 : Toz malzemeler için üretici firma tarafından sunulan bilgiler.

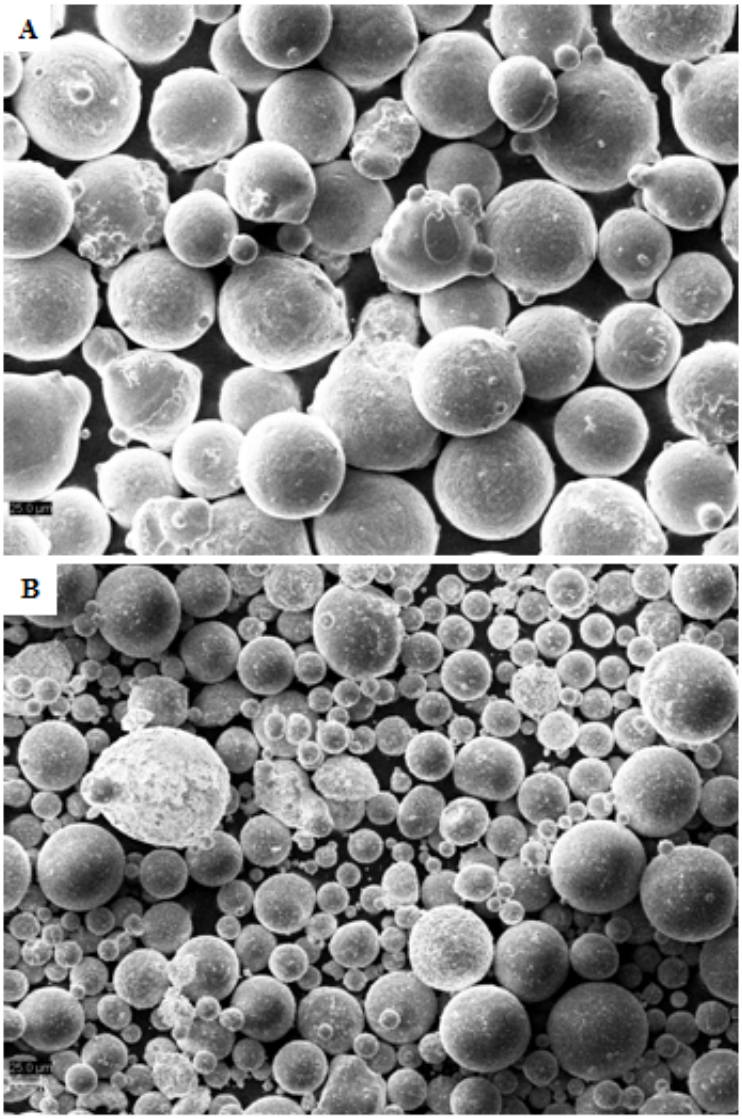
Toz kompozisyonu	**Boyut aralığı (µm)**	**Ticari isim**	**Üretici firma**
Ni-22Cr-10Al-1Y	-75+45	AMDRY 962	Sulzer Metco
ZrO_2 + %8Y_2O_3	-125+11	Metco 204NS	Sulzer Metco

Toz malzemelerin parçacık boyut dağılımı analizleri Microtrac S3500 marka/model parçacık boyut analiz cihazı yardımı ile gerçekleştirilmiştir. Ortalama toz boyutu dağılımı (D_{50}) NiCrAlY bağ kaplama tozu için 75.22 µm, YSZ üst kaplama için ise 47.85 µm olarak ölçülmüştür. Her iki toz malzemeye ait parçacık boyut dağılımı Şekil 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1 : Toz malzemelere ait parçacık boyut dağılımı analizleri.

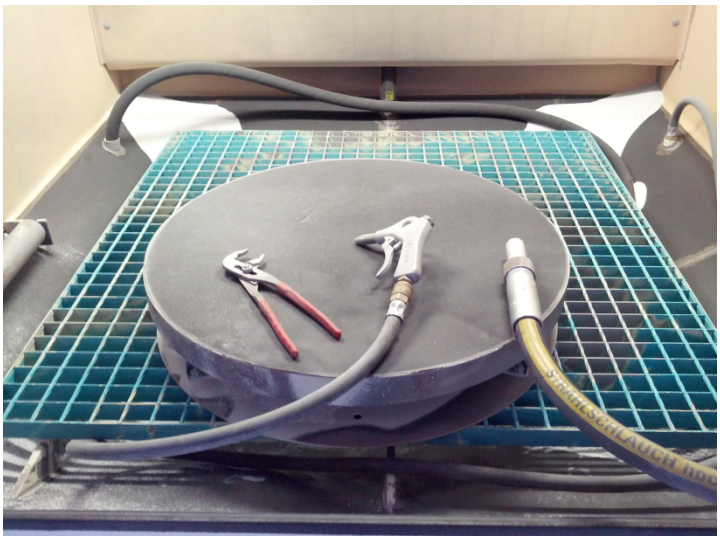
Toz paracıklarının Zeiss EVO/MA10 marka/model taramalı elektron mikroskobunda alınan görüntüleri Şekil 5.2'de verilmiştir. Her iki toz türünün de küresel morfolojiye sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 5.2 : Toz malzemelerin morfolojileri: (a)NiCrAlY. (b)ZrO2+%8Y_2O_3.

5.4 Termal Bariyer Kaplama Sisteminin Üretilmesi

Kaplamaların üretiminden önce numune yüzeylerinin hazırlanması kaplamanın mukavemeti açısından önem arz etmektedir. Bu nedenle, yüzeydeki istenmeyen artıkların uzaklaştırılması ve uygun yüzey pürüzlülüğü elde edilerek yapışma mukavemetinin artırılması amacıyla numune yüzeyleri kumlama işlemine tabi tutulmuştur. Kumlama prosesinde numuneler boru anahtarı yardımıyla yan yüzeylerinden sıkıştırılarak tutulmuş ve yaklaşık 15 cm uzaklıktan, yüzeyle 90^o açı yapacak şekilde 2 bar basınçta alümina tozu püskürtülmüştür. Sonrasında basınçlı hava tabancası yardımıyla yüzeydeki toz parçacıkları uzaklaştırılmıştır. Şekil 5.3'te kumlama prosesinin gerçekleştirildiği ortam görülmektedir.



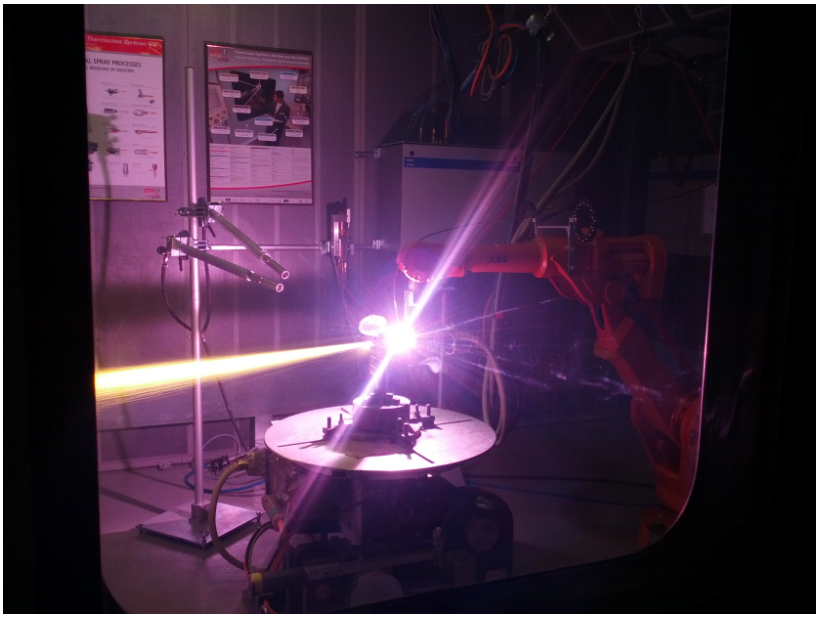
Şekil 5.3 : Kumlama prosesinin olduğu ortamdan bir kesit.

Kumlama prosesinin akabinde numuneler fikstüre yerleştirilerek sabitlenmiş ve kaplama üretim parametrelerinin sisteme tanıtılması işlemine geçilmiştir. Kaplama üretiminde ‘‘F4MB’’ tipi sprey tabancasına sahip ‘’Sulzer Metco Multicoat’’ tam otomatik sisteminde atmosferik plazma sprey yöntemi kullanılmıştır. Plazma gazı olarak argon (birincil gaz) ve hidrojen (ikincil gaz) kullanılmıştır. Kaplama parametreleri literatürde aynı tozlarla yapılan çalışmalara, cihaz üreticisinin önerdiği katalog bilgilerine ve cihazı kullanan uzman personelin bu alandaki tecrübelerine dayanılarak belirlenmiştir. Kaplama üretiminde kullanılan üretim parametreleri Çizelge 5.3’de verilmiştir.

Çizelge 5.3 : Bağ ve üst kaplama üretim parametreleri.

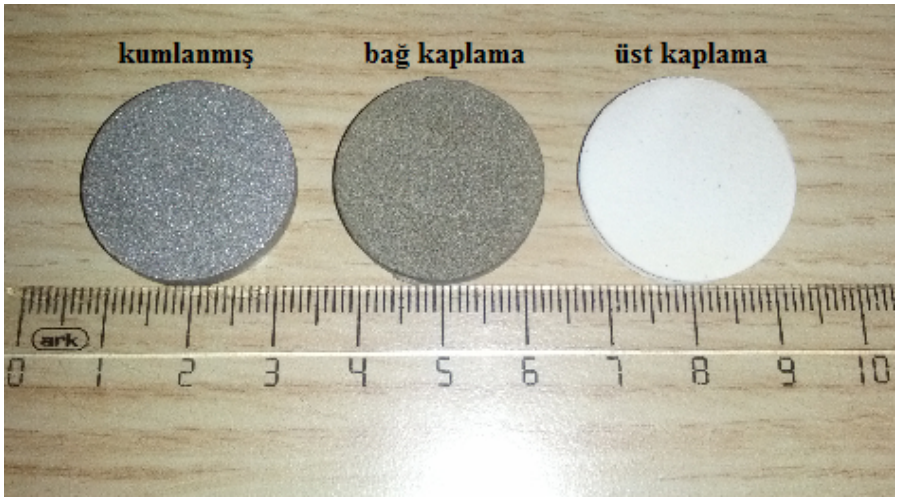
Parametre	**Bağ kaplama**	**Üst kaplama**
Akım (A)	600	630
Argon akış hızı (slpm)	45	45
Hidrojen akış hızı (slpm)	12	10
Mesafe (cm)	12	9
Toz Besleme Hızı	35	30
Taşıyıcı Gaz (slpm)	2,6	2,0
Güç (kW)	40	40

Kaplama kalınlığının bağ kaplama için 100 µm, üst kaplama için ise 300 µm olması hedeflenmiştir. Kaplama kalınlığının ölçümü amacıyla referans bir numunenin farklı noktalarından, mikrometre aracılığıyla 5 farklı ölçüm alınmış ve tam otomatik püskürtme sistemiyle atılan her paso sonrasında kalınlık kontrol edilmiştir. Hedeflenen kaplama kalınlığına ulaşıldığında ise kaplama işlemine son verilmiştir. Şekil 5.4'te kaplama üretim aşamasından bir kesit görülmektedir.



Şekil 5.4 : Kaplama üretim aşamasından bir kesit.

Kaplama işleminin tamamlanmasıyla birlikte üretilen TBC numuneleri test ve karakterizasyon işlemlerine hazır hale gelmiştir. Kumlama, bağ ve üst kaplama üretimleri sonrası oluşan numune yüzeylerinin görünümleri Şekil 5.5'te verilmiştir.



Şekil 5.5 : Kumlama, bağ ve üst kaplama sonrası yüzey görüntüleri.

5.5 Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri

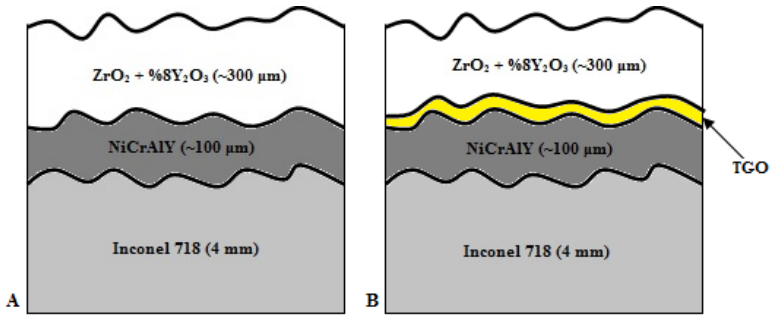
Altlık malzemenin (kumlama sonrası), bağ kaplamanın ve üst kaplamanın yüzey pürüzlülük değerleri Mitutoyo marka SJ-201P model yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı yardımıyla her numunenin 10 farklı bölgesinden ölçümler alınmış ve ortalama yüzey pürüzlülük değerleri belirlenmiştir. Çizelge 5.4'te her bir katmana ait yüzey pürüzlülük değerleri verilmiştir.

Çizelge 5.4 : Altlık, bağ ve üst kaplama yüzey pürüzlülük değerleri.

Toz kompozisyonu	**Ortalama yüzey pürüzlülüğü (µm)**
Altlık malzeme (kumlama sonrası)	4,72
Bağ kaplama	6,56
Üst kaplama	13,16

5.6 İzotermal Oksidasyon Testleri

Üretilen disk şeklindeki numuneler hassas kesme cihazında dört eşit çeyrek daire dilimi haline getirilmiştir. Daha sonra izotermal oksidasyon testi için numuneler kroze içerisinde fırın ortamına konulmuştur. Fırın testleri Protherm marka yüksek sıcaklık fırınlarında gerçekleştirilmiştir. Sıcaklığın ve maruz kalınan sürenin etkisini görmek amacıyla farklı sıcaklık ve sürelerde fırın testleri gerçekleştirilmiştir. Oksidasyon mekanizmasının çalışmaya başladığı 900 ^{o}C sıcaklıktan başlayarak 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C için testler gerçekleştirilmiştir. Literatürde yapılan oksidasyon çalışmaları da dikkate alınarak 8, 24 ve 50 saat sürelerle her bir sıcaklık için testler tamamlanmıştır. Oksidasyon öncesinde TBC' nin sahip olduğu genel kompozisyon ve oksidasyon sonrası oluşan TGO tabakası şematik olarak Şekil 5.6'da verilmiştir.



Şekil 5.6 : TBC şematik kompozisyonu: (a) Oksidasyon öncesi. (b) sonrası.

5.7 Numunelerin Hazırlanması

Oksidasyon testleri sonrası numunelerin mikroyapısal incelemesi ve karakterizasyonu amacıyla metalografik sürece göre hazırlanması gerekmektedir. Bu aşama numunelerin hassas kesimi ile başlayıp, sırasıyla kalıba alma, zımparalama ve parlatma işlemleri ile sonlanmıştır.

Hassas kesme cihazı ile kesilen numunelerin kalıplanmasında, oksidasyon sonrası kaplamaların basınca karşı dayanımı azaldığından ve yüzeyler hassasiyet kazandığından, soğuk kalıplama yöntemi kullanılmıştır. Kalıplanan numuneler Metkon Forcipol 2V marka/model cihazda zımparalama ve parlatma sürecinden geçirilmiştir. Zımparalama sürecinde sırasıyla 180, 240, 600, 1000 (mesh) aşındırıcı diskler kullanılmıştır. Bunun akabinde çuha kumaşı üzerine alümina aşındırıcı solüsyonu dökülerek parlatma işlemi tamamlanmıştır. Zımparalama ve parlatma sürecine ait detaylar Çizelge 5.5'te verilmiştir.

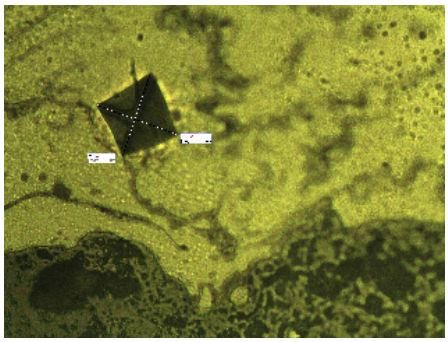
Çizelge 5.5 : Zımparalama ve parlatma sürecine ait bilgiler.

<table>
<tr><td colspan="4">Zımparalama Aşaması</td></tr>
<tr><td>Aşındırıcı
(mesh)</td><td>Dönüş Hızı
(devir/dakika)</td><td>Basınç
(N/mm^2)</td><td>Su Kullanımı</td></tr>
<tr><td>180</td><td rowspan="4">350</td><td rowspan="4">25</td><td rowspan="4">+</td></tr>
<tr><td>240</td></tr>
<tr><td>600</td></tr>
<tr><td>1000</td></tr>
<tr><td colspan="4">Parlatma Aşaması</td></tr>
<tr><td>Çuha ve 1-µm alümina</td><td>350</td><td>25</td><td>+</td></tr>
</table>

Metalografik süreci tamamlanan numuneler mikroyapısal ve mekanik incelemelere hazır hale getirilmiştir. SEM incelemeleri öncesinde elektriksel iletkenliği artırmak amacıyla numune yüzeyleri altın ile kaplanmış ve SEM incelemelerine hazır hale getirilmiştir.

5.8 Mikrosertlik Ölçümleri

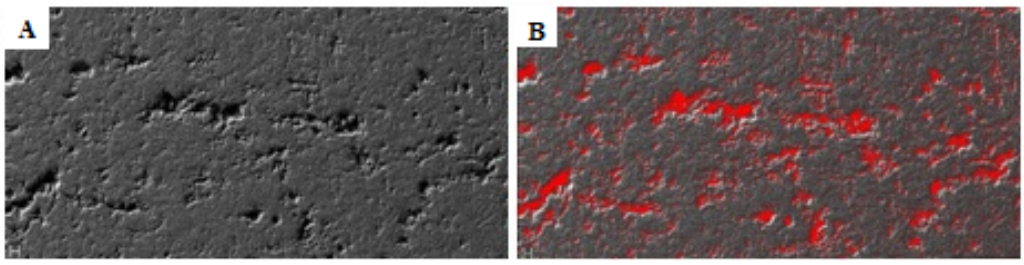
Kaplama üretiminden sonra ve oksidasyon testlerinden sonra yapısal değişmelerin mekanik özellikleri nasıl etkilediğini incelemek amacıyla mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçümler Shimadzu marka HMV-2 model mikrosertlik ölçüm cihazıyla Vickers batıcı uç kullanılarak 100 gr yük altında 15 sn süre ile gerçekleştirilmiştir. Her bir kaplama tabakasının 10 farklı noktasından alınan ölçümler standartlaştırılarak ortalama bir sertlik değeri belirlenmiştir. Şekil 5.7'de bağ kaplamadan alınan bir mikrosertlik izi görülmektedir.



Şekil 5.7 : Bağ kaplamadan alınan bir mikrosertlik izi.

5.9 Porozite Ölçümleri

TBC sistemine ait porozite ölçümleri alınan SEM fotoğraflarının görüntü analiz yazılımı aracılığıyla tespit edilmesine dayanmaktadır. Her bir kaplama tabakasından bütünü yansıtacak şekilde 5 adet mikroyapı fotoğrafı alınmış ve bu görüntülerdeki matris ve porozite yapılarının programa tanıtılarak ölçümler gerçekleştirilmiştir. Alınan bir mikroyapı fotoğrafı ile porozite içeriğinin tayinini gösteren örnek bir fotoğraf Şekil 5.8'de verilmiştir.

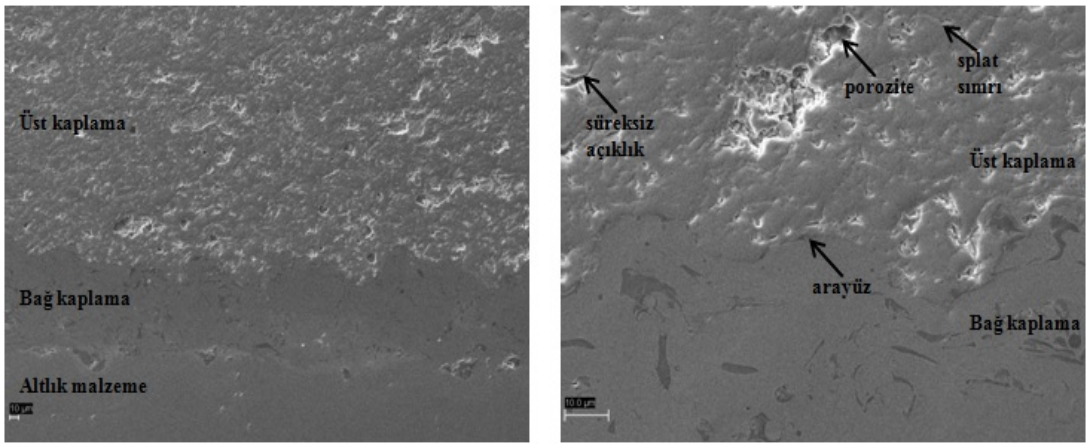


Şekil 5.8 : Porozite ölçümü: (a) Mikroyapı görüntüsü. (b) Porozite tanımlanması.

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1 Kaplama Üretimi Sonrası Mikroyapısal Karakterizasyon

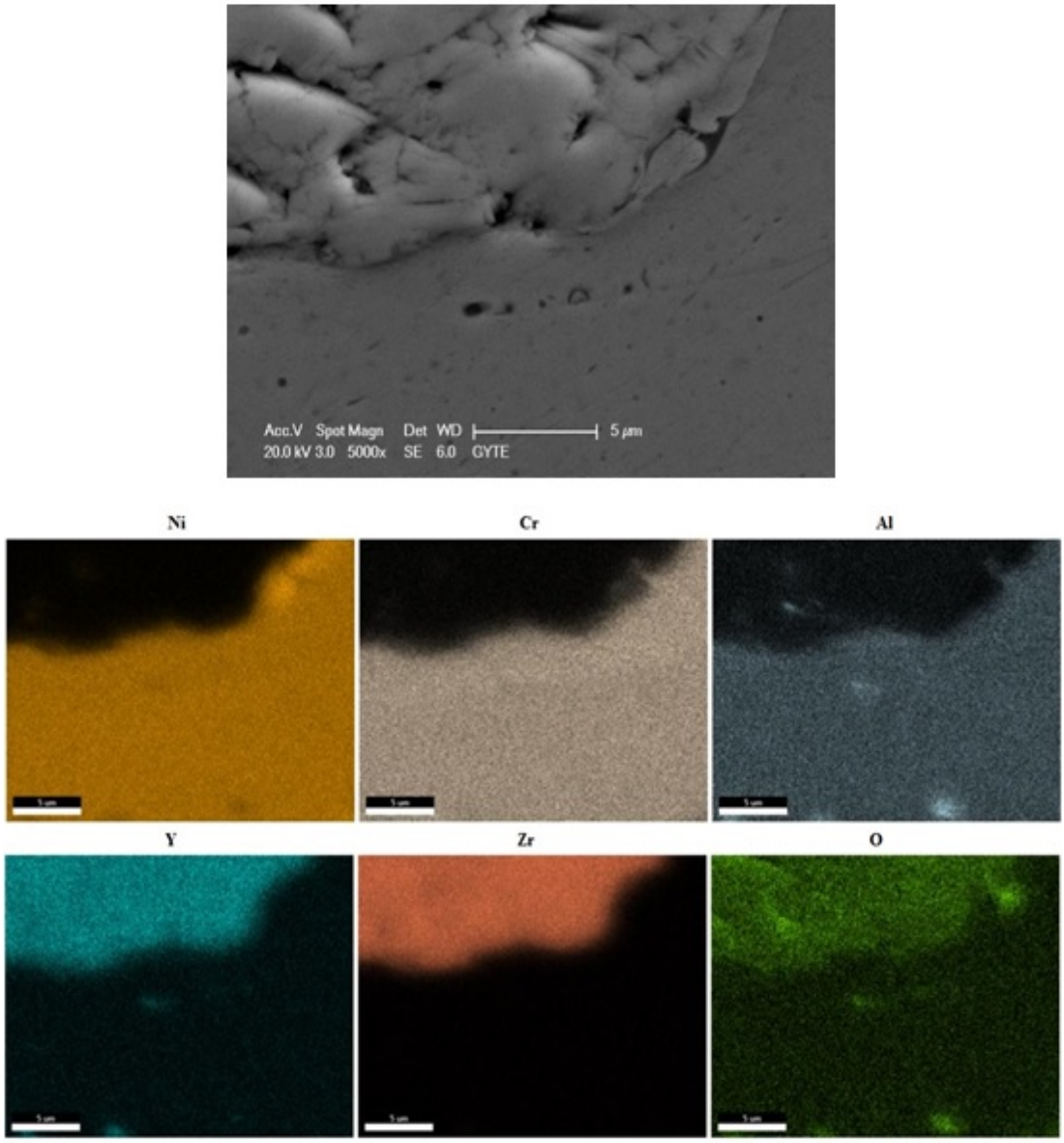
Üretilen termal bariyer kaplama sistemine ait altlık malzeme, bağ kaplama ve üst kaplamayı ve üst kaplama/bağ kaplama arayüzeyini içeren mikroyapı görüntüleri Şekil 6.1'de verilmiştir. Kaplama bağlanma yüzeylerine (ara yüzeyler) bakıldığında pürüzlü yapı göze çarpmaktadır. Bu durum özellikle bağ kaplama ile üst kaplama ara yüzeyinde daha belirgindir. Oluşan bu yapı atmosferik plazma sprey yönteminin kararlılığının nispeten düşük olması ile açıklanmaktadır. Bağ kaplama-üst kaplama ara yüzeyine ait bir mikroyapı görüntüsüne bakıldığında üst kaplamanın yüksek porozite içeriğine sahip olduğu, bunun yanında bazı oksit yapılarını, splat sınırlarının belirgin olduğu süreksiz açıklıkları, dikey ve yatay mikro çatlakları barındırdığı görülmektedir. Bağ kaplama ise üst kaplamaya göre daha yoğun olmasına karşın içeriğinde prosesin doğası gereği oluşan oksitli yapı göze çarpmaktadır.



Şekil 6.1 : Üretilen TBC sistemine ait mikroyapı görüntüleri: (a) Genel kompozisyon. (b) Bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyi.

Şekil 6.2'de bağ kaplama ve üst kaplama arayüzeyine ait mikroyapı fotoğrafı ve bu bölgeye ait elementel analiz haritası verilmiştir. Bağ kaplamanın içeriğinde bulunan Ni, Cr, Al elementlerinden, üst kaplamanın ise Zr ve Y elementlerinden oluştuğu, buna karşın arayüzeyde belirgin bir tabakanın oluşmadığı görülmektedir.Üst kaplamanın oksitli yapıya sahip olmasından dolayı oksijenin seramik tabaka

içeriğinde daha yoğun olduğu, ancak prosesle birlikte bağ kaplamada da bölgesel oksit yapılarnın oluştuğu gözlemlenmiştir.



Şekil 6.2 : Bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü.

6.2 Kaplamaların Porozite ve Mikrosertlik Ölçümleri

Üretim sonrasında alınan SEM fotoğraflarından üst ve bağ kaplamalardan bütünü temsil edecek şekilde 5 farklı fotoğraf alınmış ve görüntü analiz yazılımna tanıtılarak her bir kaplama tabakası için ortalama bir porozite oranı tespit edilmiştir. Buna gore porozite oranları; bağ kaplama için % 10.5±1.9, üst kaplama için % 11.6±1.8 olarak hesaplanmıştır.

Mikrosertlik değerlerinin belirlenmesi için TBC sisteminin her bir katmanının farklı bölgelerinden 10 adet ölçüm alınmıştır. Ölçümler 100 gr yükte ve 15 saniye süreyle Vickers batıcı uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Atlık malzemeye ve kaplama tabakalarına ait ölçüm değerleri Çizelge 6.1'de verilmiştir.

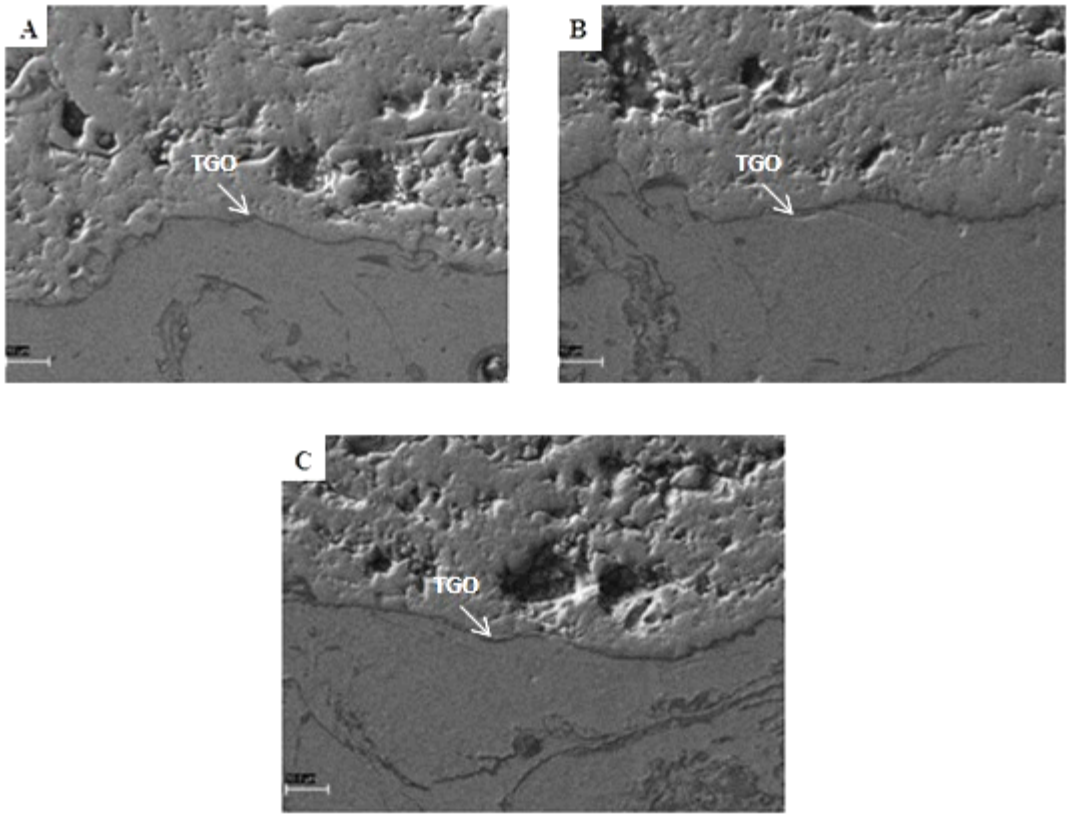
Çizelge 6.1 : Kaplama tabakalarına ait mikrosertlik değerleri.

TBC katmanı	**Mikrosertlik (HV)**
Altlık (Inconel 718)	307±33
Bağ kaplama	400±30
Üst kaplama	699±32

6.3 İzotermal Oksidasyon Testleri Sonrası Mikroyapısal Karakterizasyon

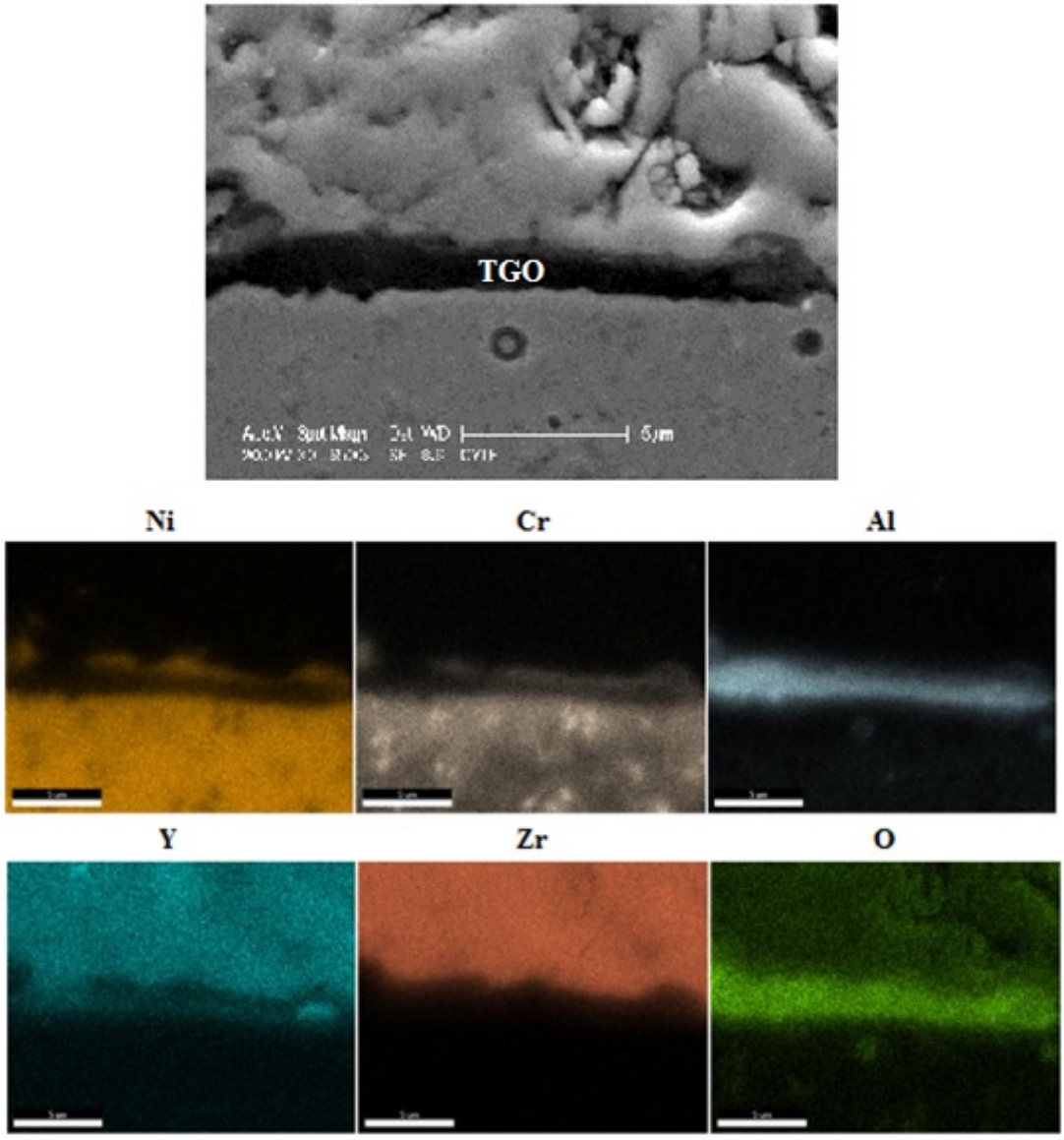
Fırın ortamında 900 ^{o}C, 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C' de 8, 24, 50 saat süreyle gerçekleştirilen oksidasyon testleri sonrası yapılan incelemelerde ortaya çıkan değişiklikler gözlemlenmiştir. APS yöntemiyle üretilen kaplamaların ortak özelliği olarak kaplamaların lamelar bir yapıda olduğu ve lameller arasında ve içinde birçok porozite ve oksit yapısını ihtiva etttiği görülmüştür. Oksidasyon sonrası ortaya çıkan en büyük değişim bağ kaplama ile üst kaplama ara yüzeyinde termal büyüyen oksit tabakasının oluşumudur.

Şekil 6.3'de 900 ^{o}C' de gerçekleştirilen oksidasyon testleri sonrası bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyine ait mikroyapı fotoğrafları (2500X) görülmektedir. 4. Bölümde de bahsedildiği üzere 900 ^{o}C termal bariyer kaplamalar için oksidasyon mekanizmasının harekete geçmeye başladığı yaklaşık sıcaklık olarak kabul edilmektedir. Bu evrede geçici oksitler oluşmuş ve bu yapılar bağ kaplamadan uzaklaşarak bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyinde TGO tabakasını oluşturmaya başlamıştır. 8, 24 ve nihayetinde 50 saatlik oksidasyon süreleri sonrası TGO tabakasının kalınlığı artmış, bununla birlikte bağ kaplamadaki oksitli yapıların ara yüzeye doğru uzaklaşması devam etmiştir. Seramik üst kaplamada sıcaklığın etkisiyle özellikle 50 saatlik oksidasyon sonrası bazı süreksiz açıklıkların kapanmaya başladığı gözlemlenmiştir.



Şekil 6.3 : 900 ^{o}C sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat.

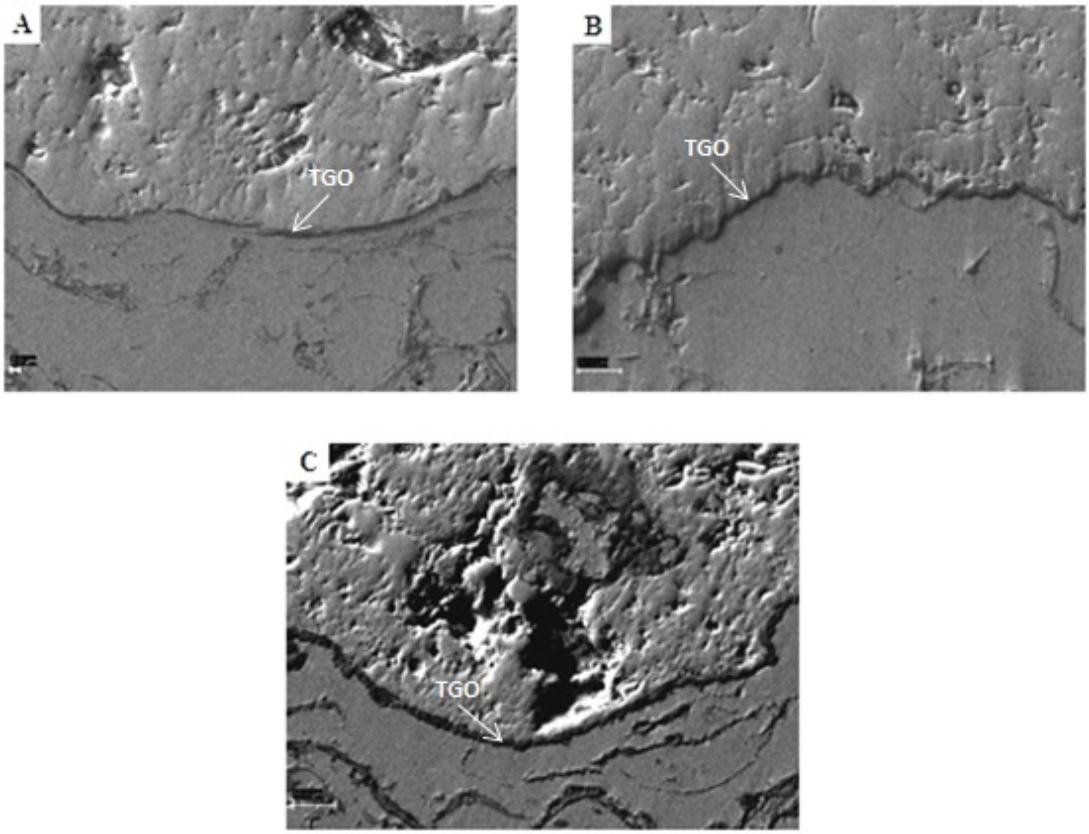
Şekil 6.4'te 900 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğrafı ve bu bölgenin elementel analiz haritası verilmiştir. Bu süreçte Al, Ni ve Cr elementlerinin bağ kaplamadan uzaklaşarak arayüzeyde yoğunlaştığı görülmüştür. Oksidasyonla birlikte üst tabakadan difüze olan oksijen, bağ tabakadan uzaklaşan bu elementlerle birleşerek termal büyüyen oksit (TGO) tabakasını oluşturmuştur. Mikroyapı fotoğrafı ve elementel analiz haritalarına bakıldığında, Al_2O_3 tabakasının süreklilik arzeden bir şekilde bağ kaplamanın hemen üzerinde oluştuğu, buna karşın NiO ve Cr_2O_3 yapılarının alümina tabakasının üzerinde ve yer yer kesintiye uğrayan bir şekilde oluştuğu görülmektedir. Alümina tabakasının diğer karışık oksit tabakalarına nazaran daha kalın bir yapıya sahip olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 6.4 : 900 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü.

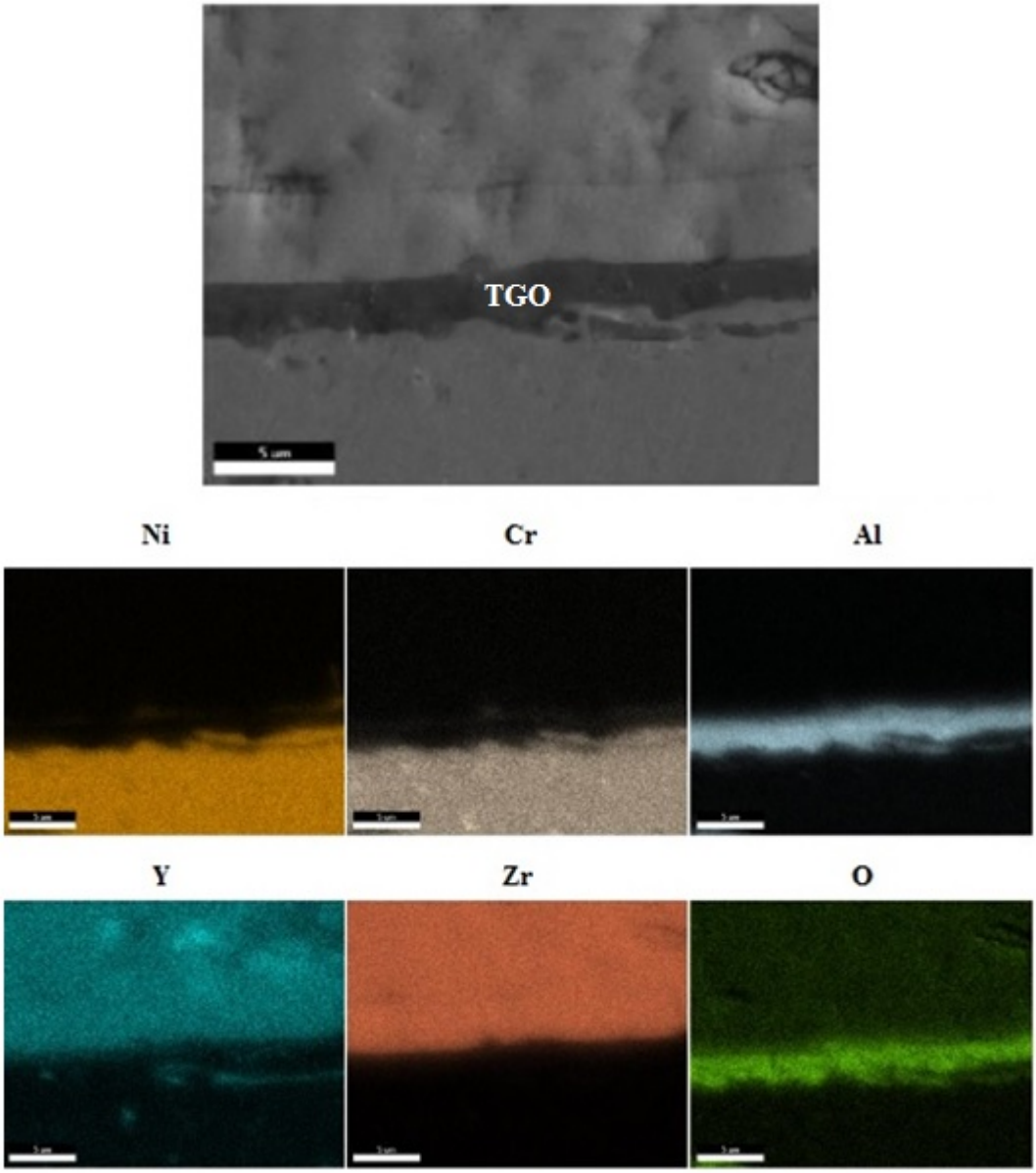
Şekil 6.5'te 1000 ^{o}C sıcaklıkta 8,24, 50 saat süreyle yapılan oksidasyon testleri sonrasında bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyine ait mikroyapı resimleri (2500X) görülmektedir. İyonik geçirgenliği yüksek olan YSZ üst tabakasından geçen O_2 molekülleri bağ kaplama ile üst kaplama ara yüzeyinde birleşmekte ve TGO tabakasını oluşturmaktadır. Zamana bağlı olarak TGO tabakasının gelişimini devam ettirdiği yani kalınlaştığı gözlemlenmiştir. 24 saatlik testlere kadar Al_2O_3 tabakasının ara yüzey boyunca uzanmakta ve sürekli bir yapı göstermektedir. 50 saatlik testler sonucu bağ kaplama içerisinde alüminyum içeriğinin azalmasıyla birlikte diğer oksit yapıları oluşmaya başlamış ve TGO tabasının homojenitesi azalmıştır. Bunun

yanında splat sınırlarının oksidasyon süresindeki artışla birlikte belirginliğini kaybettiği görülmüştür.



Şekil 6.5 : 1000 ^{o}C sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat.

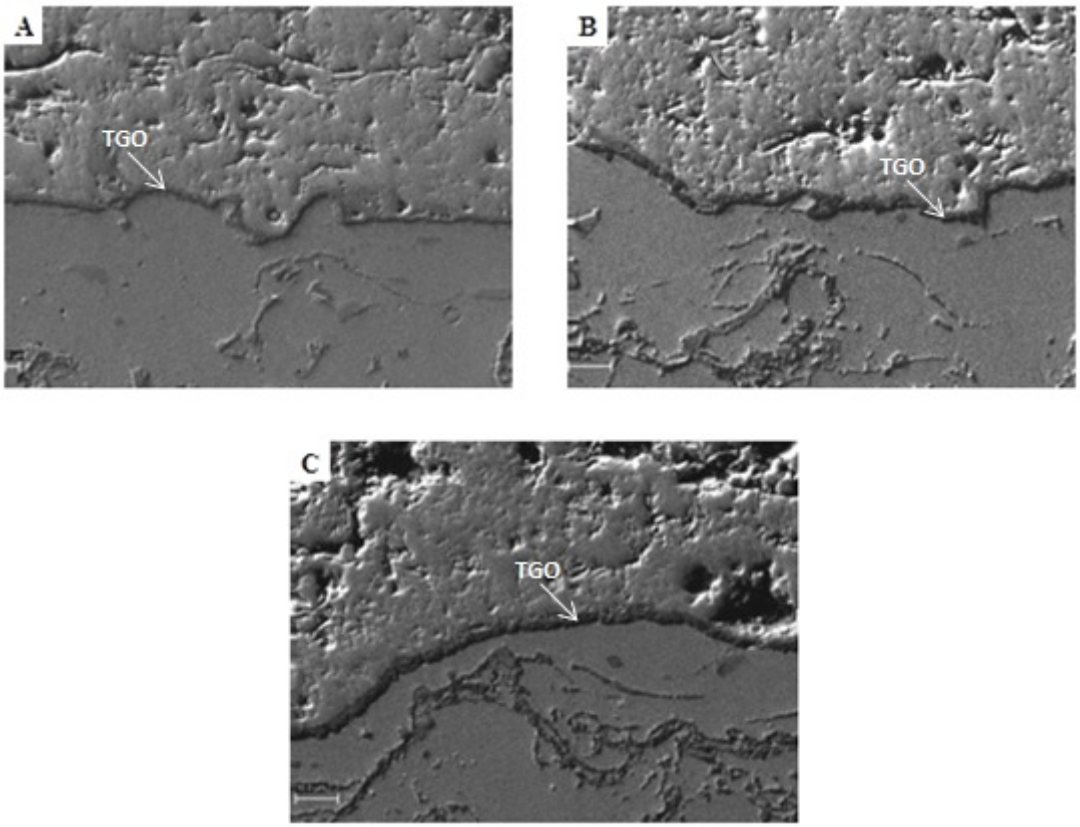
Şekil 6.6'da 1000 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğrafı ve bu bölgenin elementel analiz haritası verilmiştir. Sıcaklık artışı ile birlikte TGO tabakasının kalınlığının arttığı ve alümina tabakasının diğer oksit türlerine baskın geldiği görülmektedir. Ni ve Cr içeren karışık oksit yapılarının çok seyrek bir oluşum gösterdiği ve Al_2O_3' ten oluşan TGO yapısının uniform özellikte olduğu söylenebilir. TGO tabakası içerisinde karışık oksitlerin oranının azlığı ve alümina tabakasının uniform bir yapı göstermesi TBC sisteminin servis ömrü açısından olumlu bir gelişmedir.



Şekil 6.6 : 1000 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü.

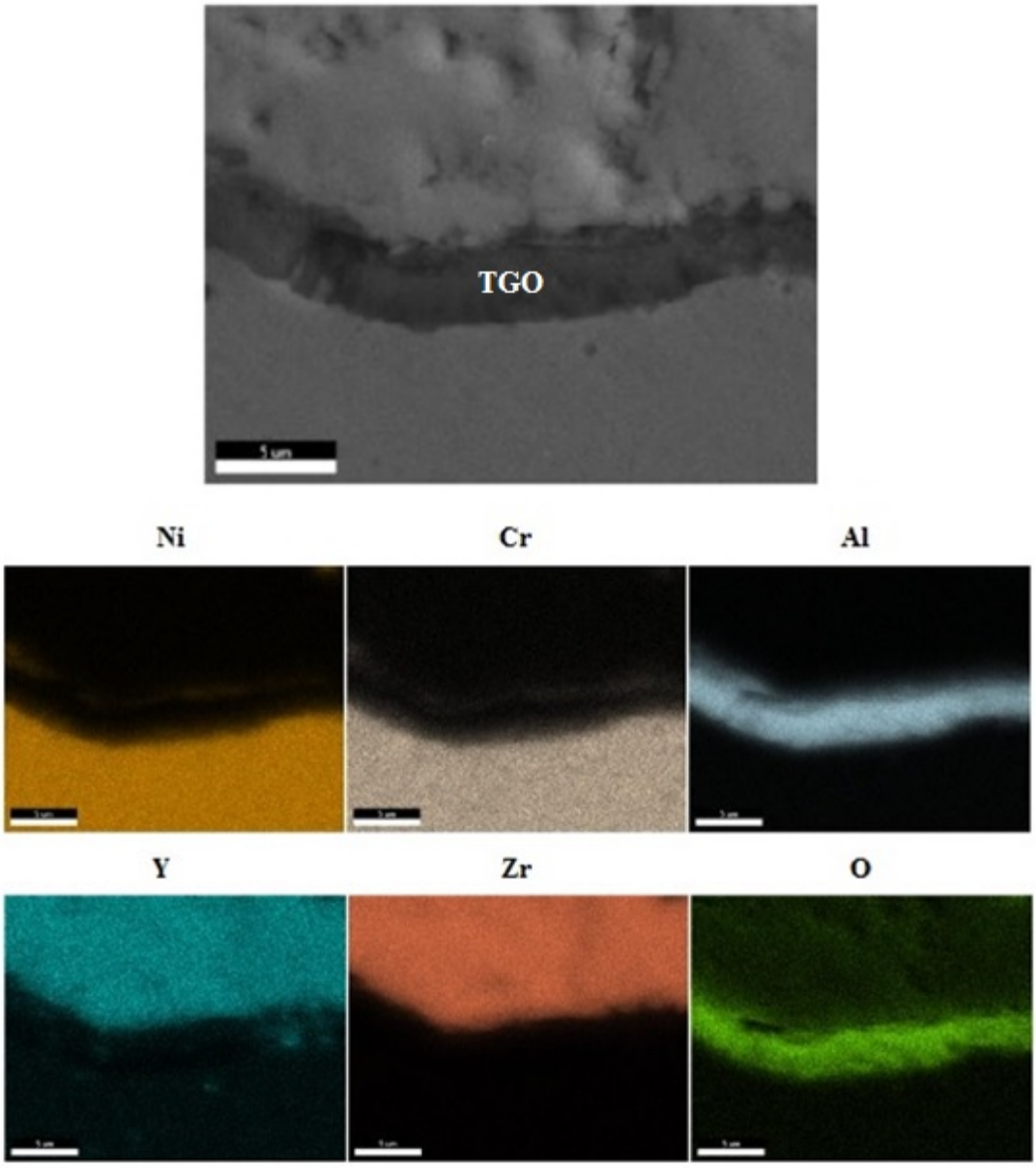
Şekil 6.7'de 1100 ^{o}C sıcaklıkta 8,24, 50 saat süreyle yapılan oksidasyon testleri sonrasında bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyine ait mikroyapı resimleri (2500X) görülmektedir. Sıcaklık arttıkça üst tabakadan oksijen geçişi hızlanmakta ve aynı süreler için daha yüksek sıcaklıkta daha kalın bir TGO tabakası oluşmaktadır. Artan sıcaklıkla birlikte sürenin de artışı oksijen penetrasyonunu artırdığı gibi bağ kaplamadaki diğer elementlerden oluşan oksitlerin de TGO yapısı içerisine girmesine neden olmaktadır. Alüminyum dışındaki diğer elementlerin oluşturduğu oksitlerin büyüme hızları alümina tabakasının büyüme hızından fazla olduğundan TGO tabakasının kalınlığı daha fazla artış gösterecektir. Oksidasyon süresi arttıkça

seramik üst tabakada tane büyümesi ile birlikte splat sınırlarının yanak yaparak kendi aralarında köprü kurmalarına neden olmuştur. Böylece bazı süreksizlikler ortadan kalkmıştır.



Şekil 6.7 : 1100 ^{o}C sıcaklıktaki oksidasyon testleri sonrası kaplama mikroyapıları: (a) 8 saat. (b) 24 saat. (c) 50 saat.

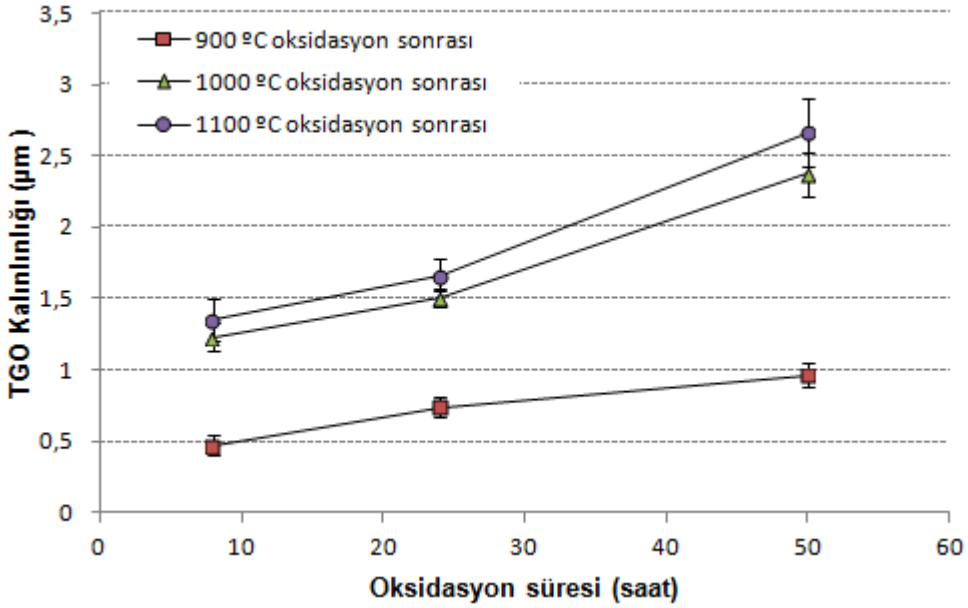
Şekil 6.8'de 1100 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğrafı ve bu bölgenin elementel analiz haritası verilmiştir. Alüminyum ve oksijen yoğunluğunun arttığı bölge, TGO tabakası içindeki Al_2O_3 tabakası kalınlığının ciddi bir şekilde arttığını göstermektedir. Bunun yanı sıra Ni, Cr ve Al' un bağ kaplamadan uzaklaşarak TGO' yu oluşturduğu bölgede, NiO, Cr_2O_3 gibi diğer oksit yapılarının ve ($NiCr_2O_4$, $NiAl_2O_4$) gibi spinellerin yer aldığı karışık bir oksit tabakası da oluşmaya başlamıştır. Özellikle Al_2O_3 tabakasının hemen üzerinde bu yapılar daha açık bir şekilde görülmektedir. Diğer oksitlerin oluşması, TGO tabakasının yapısal bütünlüğünü bozmasının yanı sıra oksit tabakasının büyüme hızını da artıracaktır. Bu durum TBC sisteminin hasara uğramasına neden olan olumsuz bir gelişme olarak nitelendirilmektedir.



Şekil 6.8 : 1100 ^{o}C sıcaklıkta 50 saatlik oksidasyon sonrası bağ kaplama/üst kaplama arayüzeyine ait elementel analiz görüntüsü.

6.4 Oksidasyon Testleri Sonrası TGO Tabakasının Oluşumu ve Büyümesi

900 ^{o}C, 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C sıcaklıklarda 8, 24, 50 saat süre ile yapılan oksidasyon testleri sonrası bağ kaplama ile üst kaplama arayüzeyinde oluşan termal büyüyen oksit (TGO) tabakasının kalınlığı alınan SEM fotoğraflarından bütünlüğün bozulmadığı 10 farklı noktadan ölçülmüştür. Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak TGO tabakası kalınlığında meydana gelen değişimler Şekil 6.9'da görülmektedir.

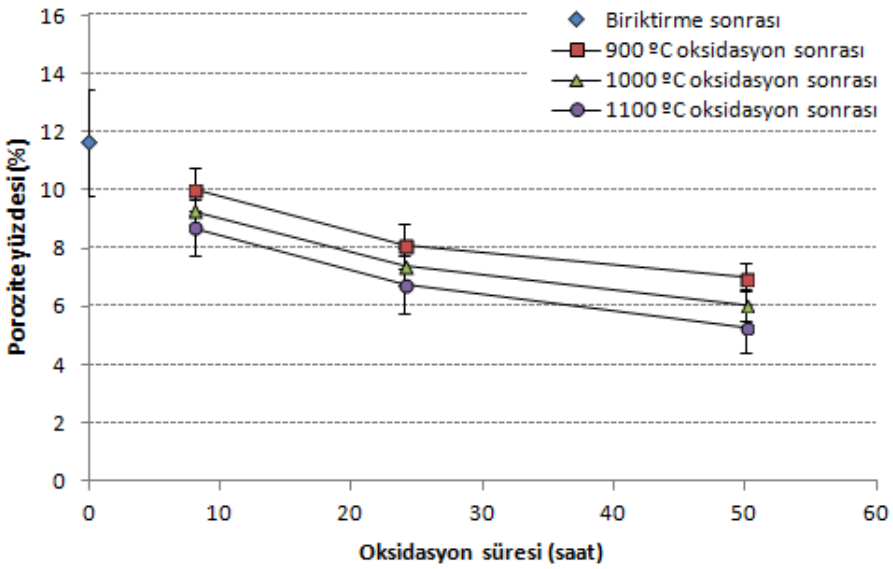


Şekil 6.9 : Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak TGO tabakasının kalınlığı.

900 ^{o}C sıcaklıkta testler sonucunda oluşan TGO tabakası kalınlığının değişim incelendiğinde çok düşük mertebede olduğu görülmüştür. Zamana bağlı olarak TGO tabakası kalınlığı artmış ve 50 saatlik süre ile yapılan oksidasyon sonrası yaklaşık 1 µm kalınlığında bir tabaka elde edilmiştir. TGO tabakasının büyüme sürecine bakıldığında yaklaşık olarak lineer bir artış söz konusudur. 1000 ^{o}C' deki testlerde ise 900 ^{o}C' de yapılan testlere göre oldukça yüksek TGO kalınlığına erişilmiştir. Bu durum 900 ^{o}C sıcaklığın oksidasyon mekanizmasının çalışması için nispeten düşük bir sıcaklık olması ile açıklanabilir. 8 ve 24 saatlik testlerde büyüme hızı daha yavaş iken, 50 saatlik test sonucunda TGO tabakasının ciddi bir şekilde kalınlaşmıştır. 1100 ^{o}C sıcaklıkta yapılan testlerde ise 1000 ^{o}C de yapılan testlerle benzer şekilde TGO büyüme hızı 24 saate kadar daha yavaş iken, sonrasında TGO tabakasının kalınlığı daha hızlı bir şekilde artmıştır. Oksidasyon sıcaklığı ve süresindeki artışın TGO tabakasının büyüme hızını artırdığı görülmüştür.

6.5 Seramik Üst Kaplamada Sinterleşme Etkisi

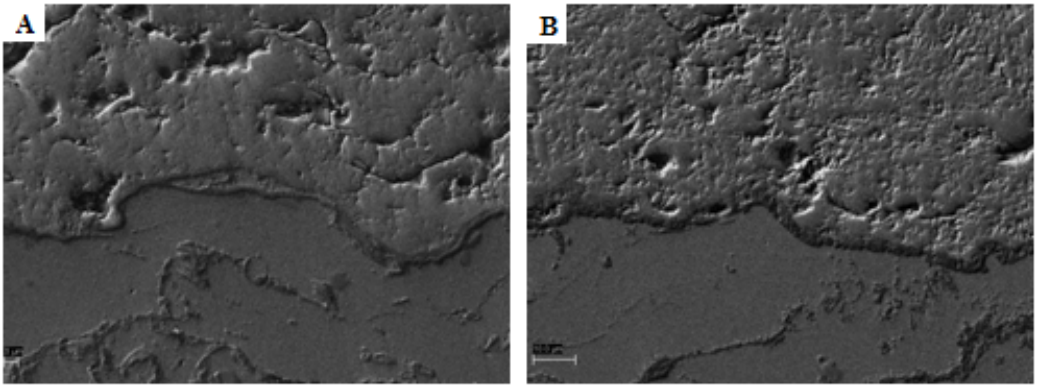
900 ^{o}C, 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C sıcaklıkta gerçekleştirilen oksidasyon testleri sonrası seramik tabakada olan mikroyapısal ve mekanik değişimler sırasıyla porozite ölçümleri ve mikrosertlik ölçümleri ile incelenmiştir. Testler sonrası kaplama içerisindeki porozite yüzdesine ait değişimler Şekil 6.10'da verilmiştir.



Şekil 6.10 : Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak seramik kaplamanın porozite oranındaki değişim.

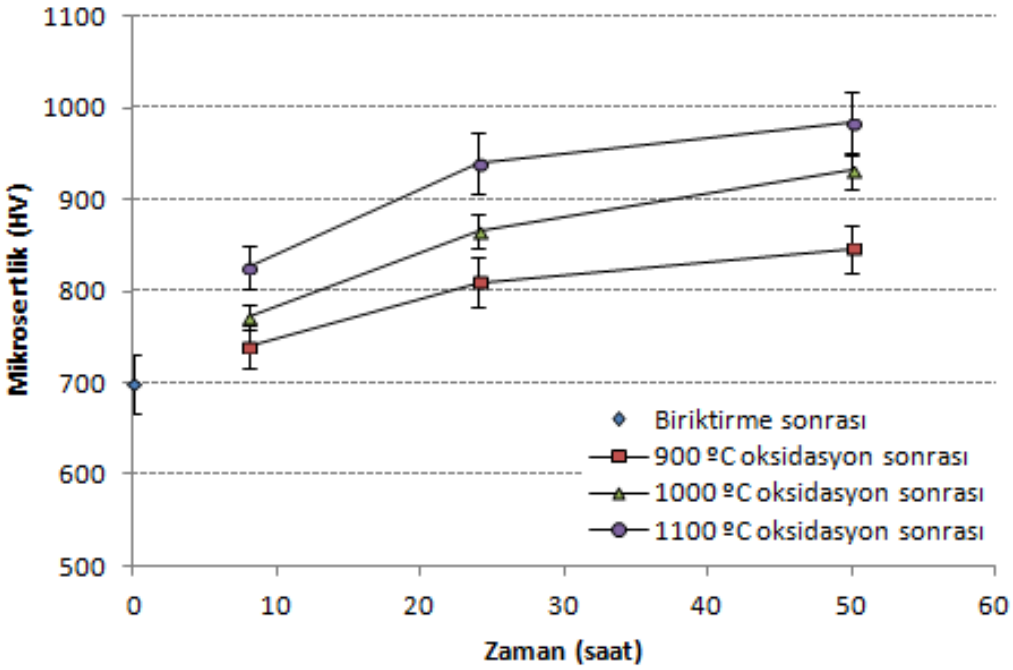
Üretim sonrasında seramik üst kaplamadaki porozite oranı %11.6 iken, artan sıcaklık ve zamanla birlikte porozite oranının düştüğü tespit edilmiştir. Oksidasyon sonrası porozite oranının düşmesi, sinterlenme etkisiyle kaplamada meydana gelen mikroyapısal değişimlerin bir sonucudur.

Şekil 6.11'de 1100 ^{o}C sıcaklıkta 8 ve 50 saatlik oksidasyon testleri sonrası mikroyapılar görülmektedir. Mikroyapılar incelendiğinde artan oksidasyon süresiyle birlikte, tane büyümesi ve splat sınırlarının birbirleriyle birleşerek yanak yapması nedeniyle seramik üst kaplamada porozitelerin azaldığı veya ortadan kalktığı, bunun yanında çatlak vb. bazı süreksiz açıklıkların da iyileştiği ve kapandığı göze çarpmaktadır. Bu durum, diğer bir deyişle kaplama yoğunluğunun arttığının da bir göstergesidir.



Şekil 6.11 : 1100 C sıcaklıkta yapılan oksidasyon testleri sonrası mikroyapılar: (a) 8 saat. (b) 50 saat.

Oksidasyon testleri sonrası seramik üst kaplamada meydana gelen mikroyapısal değişiklikler kaplamanın mekanik özelliklerinde de bir takım değişikliklere neden olmuştur. Şekil 6.12'de oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak seramik üst kaplamalardan alınan mikrosertlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Buna göre yüksek sıcaklığa maruziyet sonucu kaplamanın porozite oranının düşmesi ve yoğunluğunun artması ile birlikte sertlik değerlerinde de artış gözlenmiştir. Bu durumun kaplama yapısında meydana gelen sinterlenme etkisinin bir sonucu olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.12 : Oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak seramik kaplamanın sertlik değerlerindeki değişim.

Artan oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak, kaplama içeriğindeki porozite oranının düşmesi ile birlikte kaplamanın sertlik değerlerinde artış olmuştur. Esasen kaplamanın mekanik özelliklerindeki bu artış, deformasyon kabiliyetinin de azalması anlamına gelmektedir. Bir başka deyişle, çalışma koşullarında uzama toleranslarının azalması nedeniyle oluşan gerilmelerin çatlak ilerlemesine sebep olması, TBC sisteminin hasara uğramasında önemli bir etken olarak açıklanmaktadır.

6.6 Genel Sonuçlar

Inconel 718 altlık malzemesi üzerine, atmosferik plazma spreyi yöntemi kullanılarak NiCrAlY metalik bağ kaplama ve YSZ (ZrO_2+Y_2O_3) seramik üst kaplamaya sahip TBC sistemleri üretilmiştir. Çalışma koşullarında ortaya çıkan durumların

canlandırılması amacıyla yüksek sıcaklık fırınında izotermal oksidasyon testleri gerçekleştirilmiş, testler sonucunda kaplama arayüzeyinde oluşan TGO tabakasının gelişimi ve seramik üst tabakada meydana gelen mikroyapısal ve mekanik değişimler incelenmiştir. Test parametrelerinin incelenen değişimlere etkisi değerlendirilerek açıklanmaya çalışılmıştır. Ortaya çıkan sonuçlar aşağıda verilmektedir:

1. APS yöntemi kullanılarak NiCrAlY bağ kaplamaya ve YSZ üst kaplamaya sahip TBC' lerin üretimi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.
2. TBC sisteminin çalışma koşullarının canlandırılması amacıyla yapılan izotermal oksidasyon testleri sonucunda, bağ kaplamadan yüzeye nüfuz eden Ni, Cr ve Al elementlerinin YSZ üst kaplama tabakasından difüze olan oksijen molekülleri ile birleşerek bağ kaplama ile üst kaplama arayüzeyinde TGO tabakasını oluşturduğu gözlemlenmiştir.
3. Oluşan TGO tabakası kalınlığının artan oksidasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak büyüme gösterdiği tespit edilmiştir. 900 ^{o}C' de yapılan testler sonucunda çok ince bir oksit tabakası oluşurken, 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C sıcaklıkta yapılan testlerde oksidasyon mekanizmasının daha etkin çalıştığı ve TGO tabakası kalınlığının daha hızlı bir şekilde büyüdüğü görülmüştür.
4. 1000 ^{o}C ve 1100 ^{o}C sıcaklıklarda gerçekleştirilen testlerde ilk 24 saatten sonra oksidasyonun daha da şiddetlendiği ve TGO tabakası kalınlığının daha hızlı artış gösterdiği gözlemlenmiştir.
5. Oksidasyon testleri sonrası sinterleşme etkisi nedeniyle seramik üst kaplama yapısında mikroyapısal değişimler meydana gelmiştir. Sıcaklık ve süre artışı ile birlikte üretilen kaplama sistemi içeriğindeki porozite oranı düşmüş, bazı mikro çatlaklar kapanmış ve splat sınırları belirginliğini kaybetmiştir. Bunun sonucunda da kaplamanın sertliği artmış ve hasara daha meyilli hale gelmiştir. Bu durum ilerleyen oksidasyon süreçlerinde, TBC' lerin üzerlerindeki gerilmeleri tolere etmelerini engelleyici bir sonuç oluşturarak, hasar parametresi olarak ortaya çıkmaktadır.

Bu çalışma TBC sistemlerinde çalışma koşulları nedeniyle oluşan mikroyapısal değişimler ve bunların mekanik özelliklere etkisinin anlaşılabilmesi amacıyla gerçekleştirilmiş olup, bundan sonra yapılacak çalışmalar için bir ön basamak niteliğindedir.

6.7 Öneriler

Tez çalışmasının içeriği ve elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde, daha sonraki çalışmalar için yapılabilecek öneriler aşağıda sıralanmıştır:

1. Oksidasyon çalışmaları sonucunda TBC sisteminin termal iletkenlik testleri gerçekleştirilerek, kaplamanın esas fonksiyonu olan yalıtım performansı zamana bağlı olarak incelenebilir.
2. Oksidasyon sonucunda meydana gelen mikroyapısal değişimlerin mekanik özelliklere etkisinin daha hassas yorumlanabilmesi amacıyla, nano-indentasyon testleri yapılarak elastik modül değerlerindeki değişim tespit edilebilir.
3. TBC' lerin üretimlerinde farklı kaplama teknikleri kullanılarak farklı sıcaklık ve zaman süreçleri sonrasında mikroyapısal özelliklerinin incelenmesi ile belirlenen TGO kalınlık değişimleri üzerinden oksidasyon kinetiği çalışmaları gerçekleştirilebilir. Gerçekleştirilecek bu çalışmalar sonucunda TBC' lerin büyüme hız sabitleri ve sonrasında aktivasyon enerjileri hesaplanarak, TGO büyüme davranışları üzerindeki baskın mekanizma her bir TBC sistemi için belirlenebilir.
4. TGO tabakasının büyüme davranışları üzerinden kısa süreçler ve sonrasında uzun süreçler için daha hassas bir şekilde oksidasyon testleri gerçekleştirilerek SEM-EDS analizleri haricinde EPMA ve benzer ileri karakterizasyon teknikleri kullanılarak, zaman bağlı geçici rejim, parabolik durum ve kararlı hal büyümelerinin belirlenerek bu büyüme davranışlarına yol açan oksit yapılarının belirlenmesi ve TBC' lerin hasara uğramasına sebebiyet veren diğer oksit yapılarının rolü araştırılabilir.

KAYNAKLAR

[1] **Hetmanczyk M., Swadzba L. ve Mendala B.** (2007). Advanced materials and protective coatings in aero-engines application, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **24**, 372-381.

[2] **DeMasi-Marcin, J.T. ve Gupta D.K.** (1994). Protective coatings in the gas turbine engine, *Surface & Coatings Technology*, **68-69**, 1-9.

[3] **Dalkılıç, S.** (2007). *Bir Termal Bariyer Kaplama Sisteminin Yorulma Davranışının İncelenmesi*, (doktora tezi), Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[4] **Padture, N.P., Gell, M. ve Jordan, E.H.** (2002). Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications, *Science's Compass*, **296**, 280-284.

[5] **Gell, M., Jordan, E., Vaidyanathan, K., McCarron, K., Barber, B., Sohn, Y.H. ve Tolpygo, V.K.** (1999). Bond strength, bond stress and spallation mechanism of thermal barrier coatings, *Surface & Coatings Technology*, **120-121**, 53-60.

[6] **Evans, A.G., Mumma D.R., Hutchinson J.W., Meierc G.H. ve Pettit F.S.** (2001). Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings, *Progress in Materials Science*, **46**, 505–553.

[7] **Kim, D.J., Shin, I.H., Koo, J.M., Seok, C.S. ve Lee, T.W.** (2010). Failure mechanism of coin type plasma-sprayed thermal barrier coatings with thermal fatigue, *Surface & Coatings Technology*, **205**, 451-458.

[8] **Beele, W., Marijnissen, G. ve Lieshout, A.V.** (1999). The evolution of thermal barrier coatings - status and upcoming solutions for today's key issues, *Surface & Coatings Technology,* **120-121**, 61-67.

[9] **Miller, R.A. ve Zhu, D.** (1998). Sintering and creep behavior of plasma-sprayed zirconia- and hafnia-based thermal barrier coatings, *Surface & Coatings Technology*, **108-109**, 114-120.

[10] **Davis, J.R.** (2004). Thermal Spray Processes, *Handbook of Thermal Spray Technology*, ASM International, Sf. 54-73.

[11] **Lau, M.L. ve Lavernia, E.J.** (2002). Thermal Spray Processing of Nanocrystalline Materials. Koch, Carl C. (Ed.), *Nanostructured Materials – Processing, Properties and Potential Applications*. William Andrew Publishing/Noyes, sf. 51-69.

[12] **Wielage, B., Wank, A. ve Wilden, J.** (2004). Design of Thermal Spray Processes. Xie, L., Funatani, K. ve Totten, G.E. (Ed.), *Handbook of Metalurgical Process Design*. CRC Pres, Sf. 833-856.

[13] **Berndt C. C. ve Lin C. K.** (1995). Measurement Of Adhesion For Thermally Sprayed Materials. Mittal, K.L. (Ed.), *Adhesion Measurement of Films and Coatings*. VSP – An imprint of BRILL. Cilt 1, Sf. 41-70.

[14] **Hornig, T., Lugscheider ve E., Seemann K.** (2004). Vapor Deposited Coatings and Thermal Spraying, Gale, W.F. ve Totemeier, T.C. (Ed.), *Smithells Metals Reference Book* (8. Baskı), Elsevier. Sf. 35-13.

[15] **Schwartz, M.** (2010). Coatings (Thermal Spray Processes). Schwartz, M. (Ed.), *Innovations in Materials Manufacturing, Fabrication, and Environmental Safety*. CRC Pres, Sf. 385-444.

[16] **Pawlowski, L.** (2008). *Science and Engineering of Thermal Spray Coatings* (2.Baskı),. Wiley, Sf. 67-113.

[17] **Bose, S.** (2007). *High Temperature Coatings*. Elsevier.

[18] **Chattopadhyay, R.** (2000). *Advanced Thermally Assisted Surface Engineering Process*. Mumbai, Kluwer Academic Publishers.

[19**] Robert C. ve Tucker, Jr.** (1994). Advanced thermal spray deposition techniques. Bunshah. R.F. (Ed.), *Deposition Technologies for Films and Coatings* (2. Baskı), William Andrew Publishing/Noyes, Sf. 617-668.

[20] **Chen, L.** (2011). Processing, Microstructures and Properties of Thermal Barrier Coatings (TBCs) by Plasma Spraying (PS). Xu, Huibin, Guo, Hongbo (Ed.), *Thermal barrier coating*. Woodhead Publishing, Sf. 137-138

[21] **Davis, J.R.** (2001). *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*. Maney Publishing, Sf. 162.

[22] **Yu, Q., Rauf, A., Wang, N. ve Zhou, C.** (2011). Thermal properties of plasma-sprayed thermal barrier coating with bimodal structure, *Ceramics International*, **37**, 1093-1099.

[23] **Grant, P.** (2001). Thermal barrier coatings, *Aerospace Materials*, Taylor & Francis.

[24] **Bertrand, G. ve Mevrel, R.** (1997). Zirconia coatings realized by microwave plasma-enhanced chemical vapor deposition, *Thin Solid Films*, **292**, 241-246.

[25] **Erikson, R., Brodin, H., Johansson, S., Östergren, L. ve Li, X.H.** (baskıda) Fractographic and microstructural study of isothermally and cyclically heat treated thermal barrier coatings, *Surface & Coatings Technology.*

[26] **Matsubara, H. ve Jang, B.K.** (2006). Microstructure of nanoporous yttria-stabilized zirconia films fabricated by EB-PVD, *Journal of European Ceramic Society*, **26**, 1585-1590.

[27] **Johns, C., Islam, M.S., ve Groza, J.R.** (2007). Physical and Chemical Vapor Deposition Processes, *Materials Processing Handbook*, Taylor & Francis.

[28] **Preauchat, B. ve Drawin, S.** (2001). Properties of PECVD-deposited thermal barrier coatings, *Surface & Coatings Technology*, **142-144**, 835-842.

[29] **Vyas, J.D. ve Choy, K.L.** (2000). Structural characterisation of thermal barrier coatings deposited using electrostatic spray assisted vapour deposition method, *Materials Science and Engineering A*, **277**, 206-212.

[30] **Hass, D.D., Slifka, A.J., ve Wadley, H.N.G.** (2001). Low thermal conductivity vapor deposited zirconia microstructure, *Acta Materialia*, **49**, 973-983.

[31] **Portinha, A., Teixeria, V., Carneiro, J., Martins, J., Costa, M.F., Vassen, R. ve Stover, D.** (2005). Characterization of thermal barrier coatings with a gradient in porosity, *Surface & Coatings Technology*, **195**, 245-251.

[32] **Schmitt-Thomas, Kh.G. ve Hertter, M.** (1999). Improved oxidation resistance of thermal barrier coatings, Surface & Coatings Technology, **120-121**, 84-88.

[33] **Zubacheva, O.A.** (2004). *Plasma-Sprayed and Physically Vapor Deposited Thermal Barrier Coatings: Comparative Analysis of Thermoelastic Behavior Based on Curvature Studies*, (doktora tezi), Rheinisch-Westfalischen Technischen Hochschule Aachen.

[34] **Evans, A.G., He, M.Y. ve Hutchinson, J.W.** (2001). Mechanics-based scaling laws for the durability of thermal barrier coatings, *Progress in Materials Science*, **46**, 249-271.

[35] **Nicholls, J.R., Deakin, M.J. ve Rickerby D.S.** (1999). A comparison between the erosion behaviour of thermal spray and electron beam physical vapour deposition thermal barrier coatings, *Wear*, **233-235**, 352-361.

[36] **Nicholls, J.R. ve Wellman, R.G.** (2008). Erosion, corrosion and erosion-corrosion of EB-PVD thermal barrier coatings, *Tribology*, **41**, 657-662.

[37] **Cernushi, F., Lorenzoni, L., Capelli, S., Guardamagna, C., Karger, M., Vaben, R., Niessen, K.V., Markocsan, N., Menuey, J. ve Giolli, C.** (2011). Solid particle erosion of thermal spray and physical vapor deposition thermal barrier coatings, *Wear*, **271**, 2909-2918.

[38] **Sreedhar, G., Alam, MD.M. ve Raja, V.S.** (2009). Hot corrosion behaviour of plasma sprayed YSZ/Al_2O_3 dispersed NiCrAlY coatings on Inconel-718 superalloy, *Surface & Coatings Technology*, **204**, 291-299.

[39] **Goward, G.W.** (1998). Progress in coatings for gas turbine airfoils, *Surface & Coating Technology,* **108-109**, 73-79.

[40] **Leyens, C., Pint, B.A. ve Wright, I.G.** (2000). Effect of composition on the oxidation and hot corrosion resistance of NiAl doped with precious metals, *Surface & Coatings Technology*, **133-134**, 15-22.

[41] **Schweitzer, P.A.** (2006). High Temperature Coatings, *Paint and Coatings: Applications and Corrosion Resistance*, Taylor & Francis Group.

[42] **Afrasiabi, A., Saremi, M. ve Kobayashi, A.** (2008). A comparative study on hot corrosion resistance of three types of thermal barrier coatings, YSZ, YSZ+Al_2O_3, YSZ/Al_2O_3. *Materials Science and Engineering A*, **478**, 264–269.

[43] **Wang, L., Wang, Y., Sun, X.G., He, J.Q., Pan, Z.Y., Zhou, Y. ve Wu, P.L.** (2011). Influence of pores on the thermal insulation behavior of thermal barrier coatings prepared by atmospheric plasma spray, *Materials and Design*, **32**, 36-47.

[44] **Nicholls, J.R., Lawson, K.J., Johnstone, A. ve Rickerby, D.S.** (2002). Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs, *Surface & Coatings Technology*, **151-152**, 383-391.

[45] **Klemens, P.G. ve Gell, M.** (1998). Thermal conductivity of thermal barrier coatings, *Materials Science and Engineering A*, **245**, 143-149.

[46] **Yu, J., Zhao, H., Tao, S., Zhou, X. ve Ding, C.** (2010). Thermal conductivity of plasma sprayed $Sm_2Zr_2O_7$ coatings, *Journal of the European Ceramic Society*, **30**, 799-804.

[47] **Ratzer-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 & Coatings Technology*, **201**, 7880-7888.

[48] **Qi, H. ve Yang, X.** (2012). Computational analysis for understanding the failure mechanism of APS-TBC, *Computational Materials Science*, **57**, 38-42.

[49] **VaBen, R., Kerkhoff, G. ve Stöver, D.** (2001). Development of a micromechanical life prediction model for plazma sprayed thermal bariyer coatings, *Material Science and Engineering A*, **303**, 100-109.

[50] **Aktaa, J., Sfar, K. ve Munz, D.** (2005). Assessment of TBC systems failure mechanism using a fracture mechanics approach, *Acta Materialia*, **53**, 4399-4413.

[51] **Kokini, K., Banerjee, A. ve Taylor, T.A.** (2002). Thermal fracture of interfaces in precracked thermal barrier coatings, *Materials Science and Engineering A*, **323**, 70-82.

[52] **Zhang, Y.Y., Deng, H.X., Shi, H.J., Yu, H.C. ve Zhong, B.** (2012). Failure characteristics and life prediction for thermally cycled thermal barrier coatings, *Surface & Coatings Technology*, **206**, 2977-2985.

[53] **Bargraser, C., Mohan, P., Lee, K., Yang, B., Suk, J., Choe, S. ve Sohn, Y.H.** (2012). Life Approximation of Thermal Barrier Coatings via Quantitative Microstructural Analysis, *Material Science and Engineering A*, **549**, 76-81.

[54] **Widjaja, S., Limarga A.M. ve Yip, T.H.** (2003). Modeling of residual stresses in a plasma-sprayed zirconia/alumina functionally graded-thermal barrier coating, *Thin Solid Films*, **434**, 216-227.

[55] **Miller, R.A. ve Zhu, D.** (1996). Evaluation of oxidation damage in thermal barrier coatings, *NASA Technical Memorandum*, 107360.

[56] **Sohn, Y., Biederman, R.R. ve Sisson, R.D.** (1994). Isothermal oxidation of physical vapor deposited partially stabilized zirconia thermal barrier coatings, *Journal of Materials Engineering Science and Performance*, **3**, 55-60.

[57] **Zhao, X., Hashimoto, T. ve Xiao, P.** (2006). Effect of topcoat on the phase transformation of thermally grown oxide in thermal barrier coatings, *Scripta Materialia*, **55**, 1051-1054.

[58] **Stöver, D. ve Funke, C.** (1999). Directions of the development of thermal barrier coatings in energy applications, *Journal of Materials Processing Technology*, **92-93**, 195-202.

[59] **Li, M.H., Sun, X.F., Gong, S.K., Zhang, Z.Y., Guan, H.R. ve Hu, Z.Q.** (2004). Phase transformation and bond coat oxidation behavior of EB-PVD thermal barrier coating, *Surface & Coatings Technology*, **176**, 209-214.

[60] **Chen, X.Q. ve Newaz, G.M.** (2001). Oxidation and damage of EB-PVD thermal barrier coatings under thermal cycling, *Journal of Materials Science Letters*, **20**, 93-95.

[61] **Gell, M., Vaidyanathan, K., Barber, B., Cheng, J. ve Jordan E.** (1999). Mechanism of spallation in platinium aluminide/electron beam physical vapor-deposited thermal barrier coatings, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30A**, 427-435.

[62] **Tolpygo, V.K. ve Clarke, D.R.** (2000). Surface rumpling of a (Ni,Pt)Al bond coat induced by cyclic oxidation, *Acta Materialia*, **48**, 3283-3293p.

[63] **Haynes, J.A., Lance, M.J., Pint, B.A. ve Wright, I.G.** (2001). Characterization of commercial EB-PVD TBC systems with CVD (Ni,Pt)Al bond coatings, *Surface & Coating Technology*, **146-147**, 140-146.

[64] **Pint, B.A.** (1997). On the formation of interfacial and internal voids in α-Al_2O_3 scales, *Oxidation of Metals*, **48**, 303-328.

[65] **Hu, L., Hovis, D. ve Heuer, A.H.** (2009). The effect of substrate orientation on oxidation induced void formation in β-Ni-40Al-5Cr-0.03Y, *Scripta Materialia*, **61**, 157-160.

[66] **Mendis, B.G., Livi, K.J.T. ve Hemker, K.J.** (2006). Observation of reactive element gettering of sulfur in thermal grown oxide pegs, *Scripta Materialia*, **55**, 589-592.

[67] **Strangman, T., Raybould D., Jameel A. ve Baker, W.** (2007). Damage mechanisms, life prediction, and development of EB-PVD thermal barrier coatings for turbine airfoils, *Surface & Coatings Technology*, **202**, 658-664.

[68] **Guo, H., Zhang, T., Wang, S. ve Gong, S.** (2011). Effect of Dy on oxide scale adhesion of NiAl coatings at 1200 ^{o}C, *Corrosion Science*, **53**, 2228-2232.

[69] **Afrasiabi, A. ve Kobayashi, A.** (2013). Hot corrosion control in plasma sprayed YSZ coating by alumina layer with evaluation of microstructure and nanoindentation data, *Vacuum*, **88**, 103-107.

[70] **Aygun, A., Vasiliev, A.L., Padture, N.T. ve Ma, X.** (2007). Novel thermal barrier coatings that are resistant to high-temperature attack by glassy deposits, *Acta Materialia*, **55**, 6734-6745.

[71] **Steinke, T., Sebold, D., Mack, D.E., Vaben, R. ve Stöver, D.** (2010). A novel test approach for plasma sprayed coatings tested simultaneously under CMAS and thermal gradient cycling conditions, *Surface & Coatings Technology*, **205**, 2287-2295.

[72] **Roberts, T.** (2009). *The structure and stability of high temperature intermetallic phases for application within coating system*, (doktora tezi), Cranfield University, School of Applied Science.

[73] **Mohan, P.** (2010). *Environmental degradation of oxidation resistant and thermal barrier coatings for fuel-flexible gas turbine applications*, (doktora tezi), University of Central Florida.

[74] **Erikson, R.** (2011). *High temperature degradation of plasma sprayed thermal barrier coating systems*, (master tezi), Linköping University, Institute of Technology.

[75] **Young, D.** (2008). *High temperature oxidation and corrosion of metals*, Elsevier Corrosion Series.

[76] **Liu, J.** (2004). *Effect of bond coat surface preparation on thermal cycling lifetime and failure characteristics of thermal barrier coatings*, (master tezi), Beijing Polytechnic University.

[77] **Takagi, K., Kudo, D., Kawasaki, A. ve Harada, Y.** (2011). Microstructural dependency of thermal expansion and sintering shrinkage in plasma-sprayed zirconia coatings, *Surface & Coatings Technology*, **205**, 4411-4417.

[78] **Siebert, B., Funke, C., Vaβen, R. ve Stöver, R.** (1999). Changes in porosity and Young' s Modulus due to sintering of plasma sprayed thermal barrier coatings, *Journal of Materials Processing Technology*, **92-93**, 217-223.

[79] **Paul, S., Cipitria, A., Tsipas, S.A., Clyne ve T.W.** (2009). Sintering characteristics of plasma sprayed zirconia coatings containing different stabilizers, *Surface & Coatings Technology*, **203**, 1069-1074.

[80] **Cernuschi, F., Bison, P.G., Marinetti, S. ve Scardi, P.** (2008). Thermophysical, mechanical and microstructural characterization of aged free-standing plasma sprayed zirconia coatings, *Acta Materialia*, **56**, 4477-4488.

[81] **Postolenko V.** (2008). *Failure Mechanisms of Thermal Barrier Coatings for High Temperature Gas Turbine Components under Cyclic Thermal Loading*, (doktora tezi), Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch -Westfälischen Technischen Hochschule Aachen.

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Abdullah Selim PARLAKYİĞİT

Doğum Yeri ve Tarihi: Eskişehir, 10 .08.1988

E-Posta: asparlakyigit@hotmail.com

Lisans: Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Makine Mühendisliği

TEZDEN TÜRETİLEN YAYINLAR/SUNUMLAR

- **Parlakyiğit A. S.,** Karaoglanli A. C., Gülmez T., Türk A., 2012: YSZ İçerikli Seramik Üst Ve NiCrAlY İçerikli Metalik Bağ Kaplamaya Sahip Termal Bariyer Kaplama Sisteminin Mikroyapısal Özelliklerinin İncelenmesi. VIII. Uluslararası Katılımlı Seramik Kongresi, 22-24 Kasım 2012, Afyon, Türkiye

- **Parlakyiğit A. S.,** Karaoglanli A. C., Gülmez T., 2013: Investigation of Oxidation Behavior of Thermal Barrier Coatings Consisting of Plasma Sprayed NiCrAlY Bond Coat. POLYCHAR 21 - World Forum on Advanced Materials, March 11-15, 2013, Gwangju, Güney Kore.

- **Parlakyiğit A. S.,** Karaoglanli A. C., Gülmez T., 2013: Effects of Microstructural Transformation in TBCs Consisting of NiCrAlY Metallic Bond Coat and YSZ Ceramic Topcoat after Oxidation at 900 °C. APMAS – 3rd International Advances in Applied Physics and Materials Science, April 24-28, 2013 Antalya, Türkiye