

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ BAKIR MATRİSLİ KOMPOZİT
KAPLAMALAR İLE ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİNİN YÜZEY
ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Çağdaş ÇALLI

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Seramik Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2013

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ BAKIR MATRİSLİ KOMPOZİT
KAPLAMALAR İLE ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİNİN YÜZEY
ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Çağdaş ÇALLI
506111302**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Seramik Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. E. Sabri KAYALI

HAZİRAN 2013

Aileme,

ÖNSÖZ

Tez çalışmam süresince bilgi ve birikimlerini benden esirgemeyen ve her konuda bana yardımcı olan başta tez danışmanım Sayın Prof. Dr. E. Sabri KAYALI olmak üzere Sayın Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU ve Sayın Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım süresince yardımlarından ötürü Doç. Dr. Harun MİNDİVAN'a, Dr. Onur MEYDANOĞLU'na, Araş. Gör. Hasan GÖKÇE'ye, Araş. Gör. Onur TAZEGÜL'e, Araş. Gör. Faiz MUHAFFEL'e, Araş. Gör. Gökem YUMUŞAK'a, ve mekanik metalurji laboratuvarlarında çalışan bütün arkadaşlarıma teşekkürü borç bilirim.

Maddi desteklerinden ötürü Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu'na (TÜBİTAK) ve İstanbul Teknik Üniversitesi'ne teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak maddi ve manevi desteklerini benden hiç esirgemeyen aileme sonsuz saygılarımı sunarım.

HAZİRAN 2013

Çağdaş Çallı
Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ixx
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ	1
2. ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİ.....	3
2.1 Elektrik Kontak Malzemesi Olarak Kullanılan Bakır ve Bakır Alaşımları	5
3. SOĞUK GAZ DİNAMİK PÜSKÜRTME TEKNİĞİ.....	9
3.1 Soğuk Gaz Dinamik Püskürtme Proses Parametreleri	12
3.1.1 Partikül hızını etkileyen faktörler	12
3.1.1.1 Partikül çapı	12
3.1.1.2 Gaz tipi	12
3.1.1.3 Sıcaklığın etkisi	13
3.1.1.4 Nozül Geometrisi	13
3.2 Birikme Verimi	13
3.2.1 Malzeme özelliklerinin birikme verimine etkisi	14
3.2.2 Sıcaklığın birikme verimine etkisi	14
3.2.3 Yüzey özelliklerinin birikme verimine etkisi.....	14
3.3 Soğuk Gaz Dinamik Püskürtme Tekniğinin Avantaj ve Dezavantajları.....	15
3.3.1 Avantajları.....	15
3.3.2 Dezavantajları	16
4. LİTERATÜRDE BULUNAN BENZER ÇALIŞMALAR.....	17
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	23
5.1 Kaplama Toz Karışımlarının Hazırlanması.....	23
5.2 Optimizasyon Çalışmaları	23
5.3 Kaplamaların Üretimi.....	24
5.4 Kaplamaların Mikroyapılarının İncelenmesi	25
5.5 Faz Analizleri	26
5.6 Isıl İşlem Deneyleri	26
5.7 Sertlik Ölçümleri	26
5.8 Elektrik İletkenlik Ölçümleri.....	26
5.9 Aşıma Testleri	26
5.10 Elektrolitik Korozyon Deneyleri	27
6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	29
6.1 Optimizasyon Çalışmaları	29
6.2 Mikroyapı İncelemeleri	34
6.3 Faz Analizleri	36
6.4 Sertlik Ölçümleri	39

6.5 Elektrik İletkenliği Ölçümleri.....	41
6.6 Aşınma Deneyleri	43
6.7 Elektrolitik Korozyon Deneyleri	44
7. GENEL SONUÇLAR	47
KAYNAKLAR.....	49
EKLER.....	53
ÖZGEÇMİŞ	63

KISALTMALAR

SGDP	: Soğuk Gaz Dinamik Püskürme
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
OM	: Optik Mikroskop
XRD	: X-ışınları Difraksiyonu
HV	: Vickers Sertlik Değeri
EDS	: Enerji Dağılım Spektroskopi
OCP	: Açık Devre Potansiyeli

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakır alaşımları, özellikleri ve uygulama alanları	6
Çizelge 5.1 : Deneysel çalışmalar sırasında kullanılan tozların üretici sertifikasında bulunan bilgileri	23
Çizelge 5.2 : Patern kaplamalarda kullanılan tozlar ve kaplama parametreleri	25
Çizelge 5.3 : Aşınma deney parametreleri.....	27
Çizelge 6.1 : Hacimce %12.5 B ₄ C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).....	30
Çizelge 6.2 : Hacimce %12.5 TiB ₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).....	30
Çizelge 6.3 : Hacimce %12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).....	31
Çizelge 6.4 : Farklı toz karışımlarıyla üretilmiş patern kaplamaların kaplama kalınlık değerleri	36
Çizelge 6.5 : Kompozit kaplama yapısındaki seramik toz miktarı ve birikme verimi	36
Çizelge 6.6 : En şiddetli Cu difraksiyon piklerine ait yarı yükselikteki genişlik değerleri	39
Çizelge 6.7 : Kaplamaların sertlik değerleri	40

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Sistemden geçen akımın kesilmesi sırasında meydana gelen artk ile oluşan aşınma ve metal transferi.	4
Şekil 2.2 : Kontak malzemelerde dinamik kaynak oluşumu.	4
Şekil 2.3 : Kontak malzeme yüzeyinde statik kaynak oluşumu.	5
Şekil 3.1 : Genel bir soğuk gaz dinamik püskürtme sistemi.....	9
Şekil 3.2 : Laval (daralan-genişleyen) tipi nozül.....	10
Şekil 3.3 : Partikül hızı ve partikül boyutu arasındaki ilişki.....	10
Şekil 3.4 : Çarpma hızının ve toz boyutunun partiküllerin altlık yüzeyine çarpması sırasında oluşacak mekanizmaya etkisi.	11
Şekil 3.5 : Partikül çapının farklı koşullarda partikül hızına etkisi	12
Şekil 6.1 : %12.5 B ₄ C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve kaplama kalınlığı ilişkisi.	31
Şekil 6.2 : %12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve kaplama kalınlığı ilişkisi	32
Şekil 6.3 : %12.5 TiB ₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve kaplama kalınlığı ilişkisi	32
Şekil 6.4 : %12.5 B ₄ C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi	33
Şekil 6.5 : %12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi	33
Şekil 6.6 : %12.5 TiB ₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi	33
Şekil 6.7 : Seramik takviyeli kompozit kaplamaların kumlama öncesi ve kumlama sonrası kaplama kalınlık değerleri	34
Şekil 6.8 : Seramik takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların ve hacimce %100 Cu içeren kaplamanın kesitinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri, (a) B ₄ C, (b) TiB ₂ , (c) TiC takviyeli ve (d) takviyesiz Cu kaplama	35
Şekil 6.9 : Besleme tozunun hazırlanmasında kullanılan Cu tozuna ait XRD paterni	37
Şekil 6.10 : TiB ₂ takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri	38
Şekil 6.11 : Patern kaplamaların sertliklerinin ısıtılma sıcaklığı ile ilişkisi, (a) B ₄ C, (b) TiB ₂ , (c) TiC takviyeli kompozit ve (d) %100 Cu kaplama	40
Şekil 6.12 : Kaplamaların elektrik iletkenliklerinin ısıtılma sıcaklığı ile değişimi, (a) B ₄ C takviyeli, (b) TiB ₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplama, (d) %100 Cu kaplama	42
Şekil 6.13 : %12.5 TiC takviyeli kompozit kaplamanın ısıtılma işlemi ve 600 °C ısıtılma işlemi gördükten sonraki taramalı elektron mikroskop görüntüleri, (a) ısıtılma işlemi, (b) 600 °C ısıtılma işlemi sonrası	43

Şekil 6.14 : Kaplamaların ısıtıl işlem sıcaklığına göre göreceli aşınma değerleri, (a) B ₄ C takviyeli, (b) TiB ₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplama ve (d) takviyesiz Cu kaplama	45
Şekil 6.15 : Isıl işlemsiz durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500) (a) B ₄ C takviyeli, (b) TiB ₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamaları ve (d) %100 Cu kaplama	45
Şekil 6.16 : Cu altlık ve kaplamaların anodik polarizasyon eğrileri (a) takviyesiz Cu kaplama, (b) B ₄ C takviyeli, (c) TiB ₂ takviyeli, (d) TiC takviyeli kompozit kaplama	46
Şekil A.1 : Takviyesiz Cu kaplamalara ait XRD paternleri	54
Şekil A.2 : B ₄ C takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri	55
Şekil A.3 : TiC takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri	56
Şekil B.1 : 300 °C ısıtıl işlem görmüş durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500), (a) B ₄ C takviyeli, (b) TiB ₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamalar ve (d) % 100 Cu kaplama	57
Şekil B.2 : 600 °C ısıtıl işlem görmüş durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500), (a) B ₄ C takviyeli, (b) TiB ₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamalar ve (d) % 100 Cu kaplama	58
Şekil B.3 : B ₄ C takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıtıl işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları	59
Şekil B.4 : TiB ₂ takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıtıl işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları	60
Şekil B.5 : TiC takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıtıl işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları	61
Şekil B.6 : Takviyesiz Cu kaplamaların değişik ısıtıl işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları	62

FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ BAKIR MATRİSLİ KOMPOZİT KAPLAMALAR İLE ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Elektrik kontak malzemeleri elektrik devrelerini herhangi bir hasara yol açmadan birbirine bağlayan veya birbirinden ayıran metal esaslı elektro-mekanik parçalar olarak tanımlanabilirler. İdeal elektrik kontak malzemelerinin yüksek ısı ve elektrik iletkenliğine sahip olmaları beklenir. Bunun nedeni üzerinden geçen akıma karşı mümkün olduğunca az direnç göstererek ısı oluşumunu minimum seviyede tutmak ve direnç sebebiyle oluşan ısının hızla dağıtılmasını sağlamaktır. Bakır gümüşten daha düşük elektrik iletkenliğine sahip olmasına karşın ekonomik nedenlerden ötürü en yaygın olarak kullanılan elektrik kontak malzemesidir. Fakat bakır ve bakır esaslı malzemeler sahip oldukları düşük sertlik değerleri ve düşük aşınma dirençleri sebebiyle elektrik kontak malzemesi olarak kullanıldıklarında yüzeylerinde aşınma meydana gelir ve servis ömürleri kısalmır. Bu nedenle elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakırın mekanik özelliklerinin geliştirilmesi gerekmektedir. Bu da kütleli sertlik artırma ve yüzey geliştirme işlemleri ile yapılmaktadır.

Bu çalışmada yüzey geliştirme tekniği olarak kullanılan soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile bakır altlık üzerine yine bakır tozlara farklı seramik takviyeleri ilavesiyle oluşturulan toz karışımlarının kaplanabilirliği incelenmiştir. Elektrik kontak malzemelerinin sahip olması gereken en önemli özelliklerden biri olan elektrik iletkenlik değerini mümkün olduğunca koruyarak bakırın aşınma direnci, sertlik gibi mekanik özelliklerini geliştirmek hedeflenmiştir. Böylece elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakırın servis ömrü uzatılacak ve bakım maliyetleri azaltılacaktır.

Deneyisel çalışmalarda öncelikle en uygun parametrelerin bulunması için optimizasyon çalışmaları yapılmıştır. Bu optimizasyon çalışmaları çerçevesinde hacimce %12.5 B₄C takviyeli bakır tozları saf bakır altlık üzerine püskürtülmüş ve oluşan kaplamaların mikroyapı, sertlik gibi özellikleri değerlendirildikten sonra kaplama kalitesinin yeterli seviyede olmaması nedeniyle bakır altlıkların kumlanmasına karar verilmiştir.

Kumlanmış bakır altlıklar üzerine üç farklı seramik (B₄C, TiC, TiB₂) takviyeli üç farklı toz karışımları püskürtülerek kaplamalar elde edilmiştir. Kaplamaların kesitlerinden alınan taramalı elektron mikroskobu ve optik mikroskop görüntüleriyle arayüzey kalitesi, porozite, kaplama kalınlığı ve seramik dağılımı gibi yapısal özellikler incelenmiştir ve bütün kaplamaların başarılı bir şekilde yeterli kaplama kalınlıklarında üretildiği gözlenmiştir.

Üretilen kaplamalara 300°C ve 600°C sıcaklıklarında argon atmosferi altında ısıtma işlemleri uygulanmıştır. Böylece ısıtma işleminin kaplamanın mekanik özelliklerine etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir.

Isıl işlemsiz ve ısıt işlemlı durumlardaki kaplamaların elektrik iletkenlik değeri ölçölmüştür. Soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğı ile üretilen kaplamalarda elektrik iletkenlik değeriinde düşüş gözlenmiştir ancak ısıt işlemlle beraber elektrik iletkenlik değeri daha makul seviyelere çıkmıştır.

Kaplamaların yapısındaki fazların tespiti için XRD analizleri yapılmıştır. Bu analizler sonucunda kaplama yapısında farklı bir faza rastlanmamıştır.

Kaplamaların mekanik özelliklerinin incelenmesi için ısıt işlemsiz durumdaki ve ısıt işlemlı durumdaki kaplamalara aşınma deneyleri uygulanmış ve kaplamaların sertlik ölçümleri alınmıştır. Aşınma deneyleri sonucunda takviyesiz bakır kaplamanın ve TiB₂ takviyeli kompozit kaplamanın her koşulda bakır altlığına göre daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu görölmüştür. Sertlik ölçümleri de soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemiyle üretilmiş kaplamaların ısıt işlemsiz durumda saf bakıra göre yaklaşık 1.5 kat daha yüksek sertlik değeriine sahip olduklarını göstermiştir. Isıt işlemlle beraber sertlik değeriinde düşüş gözlenmiştir.

Sonuç olarak, aşınma deneylerinin sonuçları, elektrik iletkenlik ve sertlik değeri ışığında elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakır malzemesinin yüzey özelliklerini geliştirmek amacıyla 300 °C ısıt işleml uygulanmış saf bakır tozları ile yapılmış kaplamalar tercih edilebilir. Eğer seramik takviyesi kullanılacaksa bu takviye TiB₂ malzemesi olarak seçilebilir.

IMPROVEMENT OF SURFACE PROPERTIES OF ELECTRICAL CONTACT MATERIALS WITH DIFFERENT CERAMIC REINFORCED COPPER MATRIX COMPOSITE COATINGS

SUMMARY

Electrical contact materials are defined as materials which provides connection or disconnection of electrical circuits without any damage. Best electrical contacts should have high thermal and electrical conductivity. Because they should have minimum resistance to current and distribute the heat which arises with resistance rapidly.

Copper is a widely used material in electrical contact applications. Not only it provides the requirements for being used as electrical contacts such as electrical and thermal conductivity but it also has some additional properties like easy workability and low cost. However, due to low mechanical properties when compared with silver, mechanical properties of copper need to be improved to extend service time and decrease maintenance costs.

Cold gas dynamic spraying, simply cold spraying, is a relatively new coating process. This technique was developed by Anatolii Papyrin and his colleagues in the 1980's. They coated several number of metals, composites and polymers on to different substrates. In this process, particles reach supersonic velocities (500-1200 m/s) and they are exposed to severe plastic deformation upon impact on the surface and deposited on the surface. Cold gas dynamic spraying technique is similar to thermal spraying technique. But the particles do not melt to deposit on the surface at cold spraying technique. Because of its low temperature characteristic, oxide-free coatings can be obtained with this process especially for easily oxidize materials such as copper and titanium.

In this study, it is investigated that of the coatability of three different ceramic particles reinforced copper matrix composite coatings to the copper substrate which is used for electrical contacts. The target is the improvement mechanical properties of copper without any decrease of electrical conductivity of copper. So the service time of copper will be increased and the mainenance costs will be reduced.

For experimental study, firstly feedstock powder mixtures were prepared for the cold dynamic gas spraying process. Three different ceramic powders (B_4C , TiB_2 and TiC) were used for reinforcing the copper powders. These ceramic powders were mixed with a volume ratio of % 12.5 and % 87.5 copper.

Then, to determine the optimum parameters for cold dynamic gas spraying process, optimization studies were made. After coating process, B_4C reinforced copper matrix composite coatings were investigated by hardness measurements, coating thicknesses and microstructural examination. According to the results of these studies, the quality of coatings were not enough. Therefore it was decided that copper substrates would be sandblasted to increase the roughness of substrates, so it can be easier for powders to bond the substrates. After the copper substrates were sandblasted, their roughness

values increased almost 100 times. So powders bonded surface of substrates more easier. In optimization process, it was seen that lower traverse speed increase the coating thickness but also increase the oxidation of surface. The coating thickness is also increases with higher number of passes.

After optimization process, coatings were prepared with determined parameters by cold gas dynamic spray equipment. Then coatings were prepared with metallographic procedure to examine the microstructural properties and hardness measurements.

The microstructures of samples which were prepared with metallographic procedure were investigated with optical and scanning electron microscopes. Scanning electron microscope images have revealed that coatings adhere to the substrate without any discontinuity at the interface and ceramic particles distribute uniformly within the Cu matrix. Coating thicknesses were measured with the software of the optical microscope. Among the coatings, TiB_2 yielded the highest thickness where unreinforced copper coating had the second highest thickness. On the other hand, the thickness values of TiC and B_4C reinforced composite coatings were measured significantly lower values, respectively. To observe the difference between the ceramic particle content in feedstock powder mixtures and in coatings, image analysis software was used. The results have shown that percentage of ceramic particle contents retained in the coatings' structure were less than those of the feedstock powder mixtures. This suggests that during spraying ceramic particles do not deform plastically but are surrounded by the plastically deformed Cu particles. The highest ceramic particle content was obtained with TiB_2 containing feedstock mixtures.

The electrical conductivity values of the cold dynamic gas sprayed coatings are lower than that of the Cu substrate. This is probably due to cold worked microstructure and ceramic particle content of the coatings. Electrical conductivity values increased with heat treatment. This could be explained by the removal of the internal stresses in the coating.

According to the XRD patterns, cold sprayed coatings and Cu powder have the same phases. No phase transformation was observed from the XRD patterns of all coatings. The ceramic particles other than TiB_2 in the coatings could not be detected by XRD analysis due to their very low contents which are proven by the image analysis results. Only a small diffraction peak of TiB_2 phase was observed. For crystallographic characterization of the coatings, the peak widths were observed. Little extension of the peaks were observed after this examination. This extension is the result of internal stresses caused from the plastic deformation of copper particles as a result of the high velocity impact onto the substrates. After heat treatment the width of peaks were decreased because of the removal of the stresses in the coatings.

The results of hardness measurements show that cold sprayed coatings have higher hardness values than that of copper substrate. At the same time, presence of ceramic particles in the coating structure increases hardness. Higher hardness of the cold sprayed coatings when compared with that of Cu substrate can be explained with strain hardening of the spray particles which undergo severe plastic deformation upon impact. On the other hand, for the composite coatings, uniformly distributed ceramic particles also contribute to the hardness as a result of dispersion hardening effect. Heat treatment reduced the hardness of coatings. This is the result of removing internal stresses in the coatings.

To compare the wear resistances of coatings, wear track areas were calculated and arranged relatively to the wear track area of copper substrate. Unreinforced Cu coating exhibited the lowest wear rate in all conditions where the coating containing TiC showed the highest wear rate in all conditions. The detachments of the ceramic particles were seen in the scanning electron microscope images of the wear track of coatings. But these particles were less in the wear track of TiB₂ reinforced composite coatings because of the bigger particle size than other ceramic particles. Detached particles caused the third body abrasion and increase the wear rate during the test. This condition arises from the easier detachment of ceramic particle with the respect to the copper ones, because the adhesion of metal to metal is stronger than metal ceramic adhesion.

Corrosion behaviours of coatings was observed by the potentiodynamic polarization curves obtained the electrochemical test in the 3.5 % NaCl solution. Electrolytic corrosion tests were done between the potential of OCP-0.8 and OCP+1.2 with the scan rate of 1 mV/s. All coatings show similar results and their performance is generally lower than that of the copper substrate. Corrosion started earlier at unreinforced copper coatings than composite coatings. But as soon as corrosion damage started, it proceeds faster at composite coatings because of the spaces around the ceramic particles. Heat treatment did not change the corrosion behaviours of coatings significantly.

As a result of these processes, unreinforced copper coating which was heated at 300 °C can be produced for improvement of the surface properties of copper with respect to the results of wear tests, hardness and electrical conductivity measurements. Also if any ceramic reinforcement is necessary, TiB₂ is the best option for reinforce material for copper matrix composite coatings.

1. GİRİŞ

1.1 Giriş ve Çalışmanın Amacı

Elektrik kontak malzemeleri, sistem üzerinden geçen akımı açmaya veya kapamaya yarayan elektromekanik malzemelerdir. Bu malzemelerin performanslarının sistemin servis ömrüne ve çalışma durumuna önemli etkileri vardır [1,2]. Sistemin çalışması sırasında elektrik kontak malzemelerin yüzeyinde aşınma meydana gelebilir. Bu yüzden elektrik kontak malzemelerinin sadece iyi elektrik kontak özelliklerine sahip olması yeterli değildir. İyi bir elektrik kontak malzemesi bunun yanında iyi mekanik özelliklere de sahip olmalıdır [3].

Bakır ve bakır alaşımları sahip oldukları yüksek elektrik ve ısı iletkenliğinin yanı sıra gümüş ve altına göre daha düşük fiyata sahip olması ve işlenebilirliğinin daha kolay olması sebebiyle gümüş ve altının yanı sıra elektrik kontak malzemesi olarak kullanılmaktadır [4-6]. Ancak bakırın bu iyi özelliklerine karşı mekanik özelliklerinin altın ve gümüşe göre daha kötü olması sebebiyle bakırın mekanik özelliklerinin geliştirilmesi konusunda yapılan çalışmalar son yıllarda giderek artmaktadır [4,7]. Bakırın zayıf olan mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için malzeme sertleştirme veya yüzey özelliklerini geliştirme teknikleri kullanılmaktadır. Bakır için genel olarak kullanılan iki türlü malzeme sertleştirme tekniği vardır. Bunlar yaşlandırma ve dispersiyon sertleştirmesidir. Bakırın yüzey özelliklerini geliştirmek için ise kutu semantasyon, kimyasal ve fiziksel buhar biriktirme, iyon yerleştirme ve termal püskürtme teknikleri genel olarak kullanılan yöntemlerdir [6-8]. Son yıllarda geliştirilmiş olan soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği de bu yöntemlere alternatif olan bir yüzey özelliklerini geliştirme yöntemidir.

Soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği 1980'lerin ortalarında Papyrin ve arkadaşlarının geliştirdiği bir yüzey modifikasyon tekniğidir. Bu yöntem termal püskürtme tekniğine alternatif olarak geliştirilmiştir. Termal püskürtme sırasında ulaşılan yüksek sıcaklıklar nedeniyle oluşan oksitlenme, soğuk gaz dinamik püskürtme prosesinin çok daha düşük sıcaklıklarda uygulanmasından dolayı

gözlenmez. Bu yöntemde kaplama mekanizması termal püskürtmeden farklı olarak tozların plastik deformasyonuna bağlıdır. Yüzeye yüksek hızlarda dolayısıyla yüksek kinetik enerjiyle çarpan tozlar bu kinetik enerjiyle plastik deformasyona uğrar ve yüzeye yapışırlar [9].

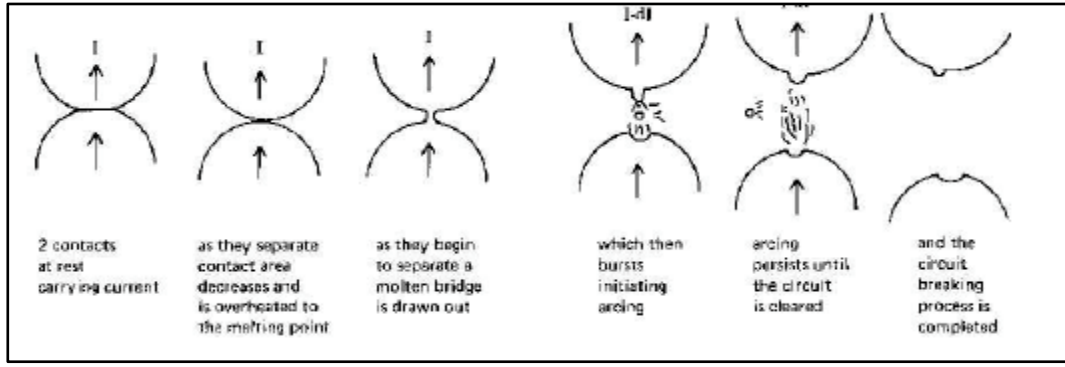
Bu çalışmanın amacı bakır yüzeyinde soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile farklı seramik takviyelerle elde edilmiş seramik takviyeli bakır Matrisli kompozit kaplamaların üretilerek bakırın elektrik iletkenliğinden feragat etmeden mekanik özelliklerini geliştirmektir. Bu amaçla üç farklı seramik (B_4C , TiB_2 , TiC) takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamalar üretilerek bu kaplamalara farklı sıcaklıklarda ısıtım işlemi uygulanmıştır. Böylece ısıtım işleminin kaplama özelliklerine etkisinin incelenmesi hedeflenmiştir. Daha sonra ısıtım işlemsiz ve ısıtım işlem görmüş kaplamaların mikroyapıları, XRD paternleri, sertlik değerleri, aşınma dirençleri, elektrik iletkenlikleri ve korozyon dayanımları incelenerek tüm bu sonuçlar çerçevesinde en uygun kaplama cinsi belirlenecektir.

2. ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİ

Elektrik kontak malzemeleri elektrik devresine iki alt sistem arasında ayrılabilir bir arayüzeyi sistem üzerinde kabul edilemeyecek herhangi bir hasara yol açmadan sağlayan elektro mekanik malzemeler olarak tanımlanabilir [10]. Bu malzemelerin sistemdeki ana görevi elektrik akımının kesintisiz bir şekilde geçebileceği bir yüzey sağlamaktır. Bu da tahmin edilebileceği gibi sadece iyi bir metal-metal kontak malzeme çiftinden sağlanabilir [11].

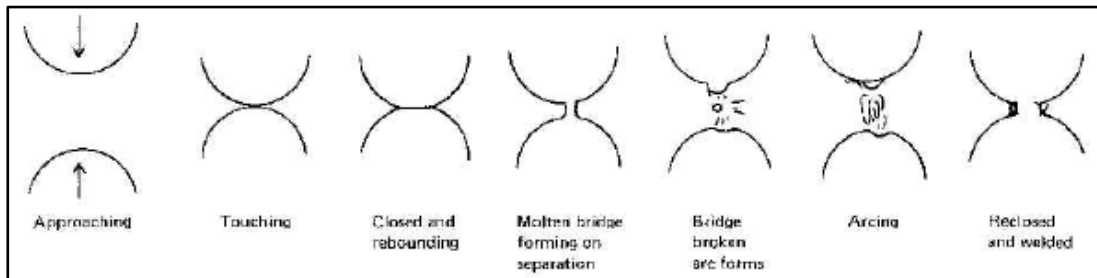
Elektrik kontak malzemeleri uygulama alanlarına göre farklı sınıflara ayrılırlar. Açma-kapama kontak malzemeleri (make-break contacts) geniş voltaj ve akım aralıklarında kullanılan malzemelerdir. Bu malzemelerin sahip olması gereken en önemli özellikler aşınma dayanımı ve gerektiğinde elektrik akımını kesebilmeleridir [12,13]. Sökülüp takılabilir elektrik kontak malzemeleri (dismountable contacts) günümüzde geniş bir kullanım alanına sahip malzemelerdir. Bu malzemeler adaptörler, fiş ve prizler ve kablo bağlantıları gibi günlük hayatta kullanılan birçok cihazda kullanılmaktadır. Sökülüp takılabilir elektrik kontakları açma kapama kontakları gibi yüksek voltajlarda yüksek akımlar taşıyabilirler ya da düşük voltajlarda düşük akımlar taşıyabilirler. Ancak elektrik akımını açıp kapatmaz. Bu malzemeler elektrik akımını sistemde bir hasara yol açmadan uzun süre taşımalıdır. Ayrıca açma-kapama kontaklarından farklı olarak ark oluşturmazlar ancak yüksek kuvvetlere maruz kalırlar. Hareketli kontak malzemeler (sliding contacts) çalışma prensiplerine göre çok farklı karaktere sahip olabilirler. Yüksek hızda ve yüksek akımda çalışan hareketli kontaklar motorlarda, jeneratörlerde, komütatörlerde kullanılırken düşük hızda ve yüksek akımda çalışan kontaklar voltmetrelerde kullanım alanı bulmaktadır. Hareketli kontak malzemeleri sürekli hareket halinde olduklarından dolayı bu malzemelerin mekanik aşınmaya karşı dirençleri çok yüksek olmalıdır. Sabit kontak malzemeleri (fixed contacts) de tüm voltaj ve akım değerlerinde çalışabilen kontak malzemeleridir. Bu malzemeler bir yere civata gibi bir bağlantı elemanı ile tutturulmuş kontaklarda kullanılırlar [13].

Sistemin çalışma durumunda kontak malzemeleri için meydana gelen en önemli sorunlar ark nedenli aşınma, metal transferi (Şekil 2.1) ve kaynak oluşumudur (Şekil 2.2-2.3). Ayrıca kontak malzemenin gösterdiği dirence bağlı olarak meydana gelen voltaj düşmesi ve sıcaklığın artması da elektrik sisteminin çalışması sırasında meydana gelebilecek diğer sorunlardır [13]. Çalışma durumundaki sistemde kontak malzemeler tarafından taşınan akım belli bir bölge üzerinde yoğunlaşır ve kontakların ayrılması sırasında bu yoğunlaşma bölgesel bir ergitmeye yol açar ve kontak malzemeler arasında ergimiş malzemeden bir köprü oluşur. Bu köprü ayrıldığında ark oluşur ve bu ark kontak malzeme yüzeyinde aşınmaya neden olur [13,14].



Şekil 2.1 : Sistemden geçen akımın kesilmesi sırasında meydana gelen ark ile oluşan aşınma ve metal transferi [13].

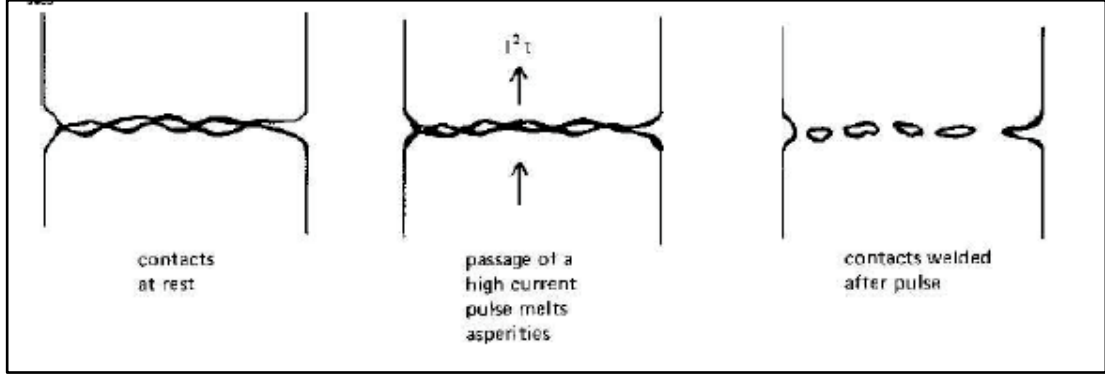
Kontak malzemelerin yüzeyinde kaynak oluşumu iki türlü gerçekleşebilir. Dinamik kaynak oluşumu ile kontakların birbirinden ayrılması durumunda ark bölgelerinde oluşan ergimiş metal birikintileri kontaklar kapanırken bir kaynak bölgesi oluşturur (Şekil 2.2).



Şekil 2.2 : Kontak malzemelerde dinamik kaynak oluşumu [13].

Statik kaynak oluşumunda ise kısa süre içerisinde yüksek akımın geçtiği durumlarda meydana gelir. Bu sırada yüksek miktarda enerji küçük bir kontak bölgesinde yoğunlaşır ve oluşan ısı nedeniyle Şekil 2.3’de görüldüğü gibi burada bir bölgesel

ergime gerçekleşir ve kontak malzemeler biribiri üzerinde kaynak oluşturmuş olur [13].



Şekil 2.3 : Kontak malzeme yüzeyinde statik kaynak oluşumu [13].

2.1 Elektrik Kontak Malzemesi Olarak Kullanılan Bakır ve Bakır Alaşımları

Elektrik kontak malzemelerinin de bütün uygulamalarda kullanılan malzemelerin olduğu gibi sahip olması gereken bazı özellikler vardır. İyi bir elektrik kontak malzemesi öncelikle yüksek elektrik ve ısıl iletkenliğine sahip olmalıdır. Yüksek elektrik iletkenliğine sahip malzemeler elektrik akımını daha iyi iletirken malzemenin elektrik akımından meydana gelen ısınmalara karşı daha dayanıklı olmasını sağlar. Yüksek ısıl iletkenliğine sahip malzemeler de elektrik akımının geçişi sırasında meydana gelebilecek bölgesel ısınmaların daha kolay yayılmasını sağlayarak oluşabilecek bölgesel arkları engellemiş olur. Bu özelliklerin yanında elektrik kontak malzemelerinin bazı mekanik özelliklerinin de iyi olması beklenir. Bu özelliklerin gerekliliği çalışma sırasında meydana gelebilecek aşınma gibi mekanik etkilere karşı koyabilmesi içindir [12, 13, 14].

Bakır sahip olduğu yüksek elektrik ve ısıl iletkenliği, düşük maliyeti, kolay işlenebilir olması sebebiyle birçok uygulamada kullanıldığı gibi elektrik kontak malzemesi olarak kullanımında da geniş yer bulmaktadır. Elektrik ve ısıl iletkenlik değerleri açısından gümüş metalinden sonra ikinci sırada bulunan bakır elektrik kontak malzemesi olarak saf halde, alaşım veya kompozit şeklinde kullanılırlar. Elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakır alaşımları, özellikleri ve bunların kullanım alanları Çizelge 2.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 2.1 : Elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakır alaşımları, özellikleri ve uygulama alanları [11,13].

Alaşım	Özellikleri	Uygulama Alanları
Bakır-Gümüş	Yüksek sertlik, İyi aşınma direnci ve sürünme dayanımı	Elektrik Makineleri
Bakır-Berilyum	Yüksek çekme dayanımı, Yüksek sertlik	Yüksek voltajda ve yüksek frekanslarda çalışan yüksek akım kontakları
Bakır-Kadmiyum	Lehimleme, sıcak şekillendirme ve soğuk işlem kabiliyeti, yüksek yorulma dayanımı	İnce kablo uygulamalarında özellikle uçak elektrik devre sistemleri
Bakır-Krom	Yüksek sıcaklıklarda mükemmel mekanik özellikler	Kaynak makinelerinde kullanılan elektrotlar, ağır iş makineleri, akım taşıyan miller
Bakır-Tellur	Mükemmel lehimlenebilirlik ve korozyon direnci	Elektriksel bağlayıcılar, makineler, açma-kapama elemanları
Bakır-Zirkonyum	Yüksek sıcaklıklarda ve yüksek gerilmelerde gevrek davranış, yüksek sürünme dayanımı	Komütatörler, nokta kaynak elektrot üretimi
Bakır-Nikel	Yüksek mekanik özellikler ve aşınma ve korozyona karşı yüksek direnç	Yüksek akımda kullanılan elektrik kontakları
Pirinç	Düşük elektrik iletkenliği, yüksek mekanik özellikler	Prizler
Bronz	Yüksek mekanik özellikler, bakıra göre düşük elektriksel özellikler	Elektrik makine parçaları, Buşingler

Gümüşe göre daha düşük maliyetli olması ve kolay işlenebilir olması bakır ve alaşımlarının elektrik kontak malzemesi olarak kullanımını arttırmaktadır. Ancak gümüşe göre daha zayıf mekanik özelliklere sahip olması bakırın elektrik kontak malzemesi olarak kullanımını kısıtlamaktadır. Bu yüzden bakırın mekanik özelliklerini arttırmaya yönelik çalışmalara olan ilgi giderek artmaktadır [4, 13].

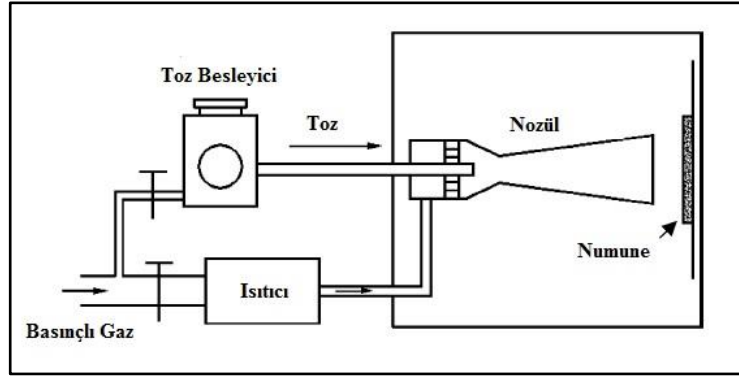
Bakırın mekanik özelliklerini geliştirmek amacı ile malzeme sertleştirme ve yüzey özelliklerini geliştirme tekniklerinden faydalanılmaktadır. Yaşlandırma ve dispersiyon sertleştirme bakırın mekanik özelliklerini geliştirmek için genel olarak kullanılan malzeme sertleştirme teknikleridir. Ancak yaşlandırılmış bakırın uygulama esnasında 500 °C üzerinde kullanılması çöken fazların büyümesine yol açar ve malzemenin yetersiz mukavemet göstermesine neden olur. Buna karşılık, sert partiküllerin metal matris içerisine dağılması temeline dayanarak üretilen metal matrisli kompozitler bakırın malzeme sertleştirme açısından daha uygun malzemeler olmaktadır [6,8].

Elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakırın mekanik özelliklerini geliştirmek için kullanılan diğer yöntemler yüzey özelliklerini geliştirme teknikleridir. Bakır için kullanılan yüzey özelliklerini geliştirme teknikleri olarak genellikle iyon yerleştirme, lazer kaplama, kutu sementasyon, fiziksel ve kimyasal buhar biriktirme ve termal püskürtme kullanılmaktadır [4, 15, 16]. Bu yöntemlerden en yaygın olarak kullanılan yöntem termal püskürtme tekniğidir.

Termal püskürtme tekniği tozların yüzeye püskürtülmeden önce çok yüksek sıcaklıklara çıkarılıp altlığa yarı ergimiş bir şekilde püskürtülmesi ve bu tozların kolayca şekil alarak kaplama oluşturmaları prensibine dayanır [17]. Seramik takviyeli metal matrisli tozlarla uygulanan termal püskürtme tekniği sonucunda elde edilen kaplamaların içerisinde seramik partiküllerin homojen dağılımı metal matrisin ergimesinden dolayı çok zorlaşır. Bu nedenle düşük poroziteli ve homojen kaplamaların elde edilmesi termal püskürtme yöntemiyle üretilen seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler için çok zordur. Termal püskürtme tekniğinde kaplama ile altlık malzeme arasında oluşan mekanik bağlanma en iyi ihtimalle 10 ile 50 Mpa arasında olmaktadır. Ayrıca bu yöntemde yüksek sıcaklığın etkisiyle oluşan oksitlenmenin engellenmesi son derece zordur. Bu yüzden termal püskürtme tekniği kolayca oksitlenen malzemeler için uygun değildir [7, 18].

3. SOĞUK DİNAMİK GAZ PÜSKÜRTME TEKNİĞİ

Soğuk gaz dinamik püskürtme (SGDP) tekniği 19. Yüzyılın sonlarında Novosibirsk'deki Rusya Bilim Akademisi Sibiry Bölgesi Teorik ve Uygulamalı Mekanik Enstitüsü tarafından yapılan süpersonik rüzgar tüneli testleri sırasında keşfedilmiş ve ilk olarak Rus bilim adamları tarafından bildirilmiştir. Rus bilim adamları bu teknikle birçok saf metalin, metal alaşımların, polimerlerin ve kompozitlerin farklı altlık malzemeleri üzerine kaplanmasını başarı ile gerçekleştirmişlerdir [9,19]. Soğuk gaz dinamik püskürtme ekipmanları Şekil 3.1'de gösterilmiştir.

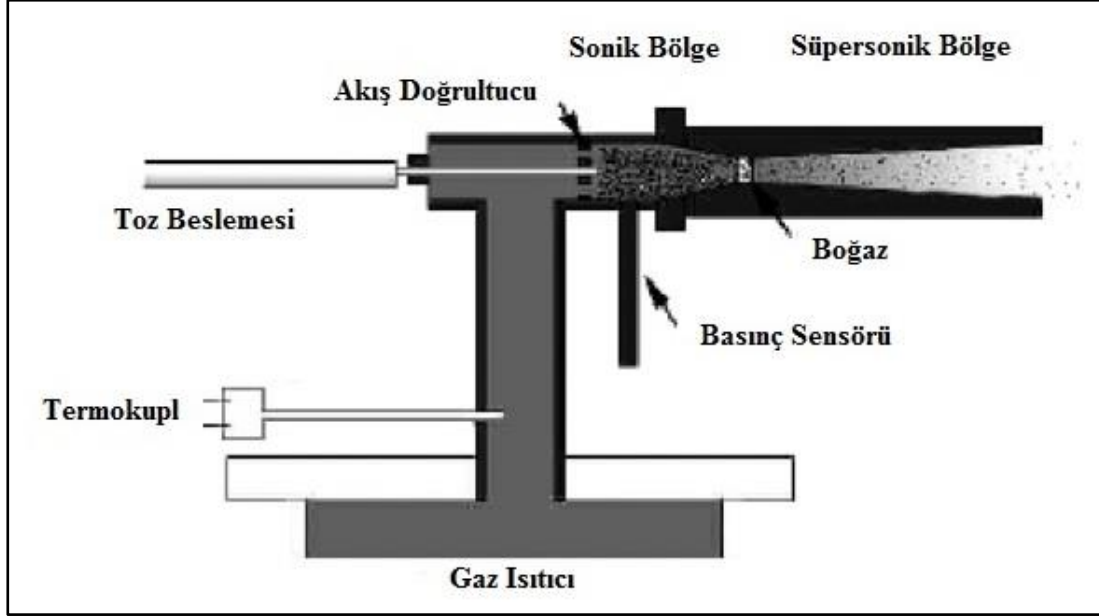


Şekil 3.1 : Genel bir soğuk gaz dinamik püskürtme sistemi [21].

SGDP tekniğinde genellikle 1 ile 50 μm aralığında değişen tozlar hızlandırıcı gazın etkisiyle süpersonik hızlara (300-1200 m/sn) ulaşırlar. Bu hızın etkisiyle çok yüksek kinetik enerjiye sahip partiküller altlık yüzeyine püskürtüldüğünde bu kinetik enerjiyle yüzeyde çok yüksek miktarlarda plastik deformasyona uğrayarak altlık yüzeyinde birikirler. Böylece partiküller ergimeye uğramadan yüzey üzerinde düşük poroziteli, düşük oksit içerikli homojen kaplamalar elde edilir [17,20].

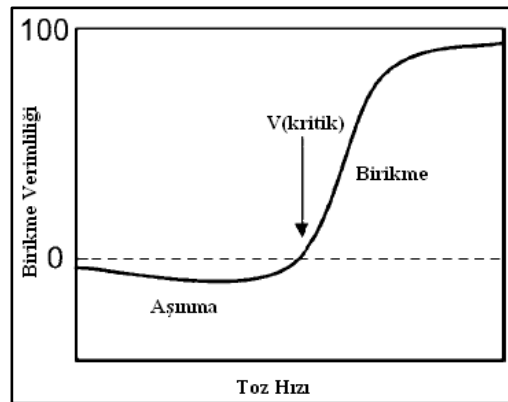
Şekil 3.1'de gösterilen sistemde görülen nozül tozun hızlandırıcı gazla birleşerek numune yüzeyine yüksek hızlarda çarpmasını sağlayan ekipmandır. Genel olarak kullanılan nozül çeşidi olan laval (daralan-genişleyen) tipi nozülün daha detaylı görünümü Şekil 3.2'de verilmiştir. Bu nozül tipinde tozlar öncelikle dar bir alana yönelerek besleyicideki hızlarına göre daha yüksek hızlara ulaşırlar ve daha sonra

tekrar genişleyen bölgeden süpersonik hızlara ulaşmış bir şekilde altlık yüzeyine doğru hareket ederler [19].



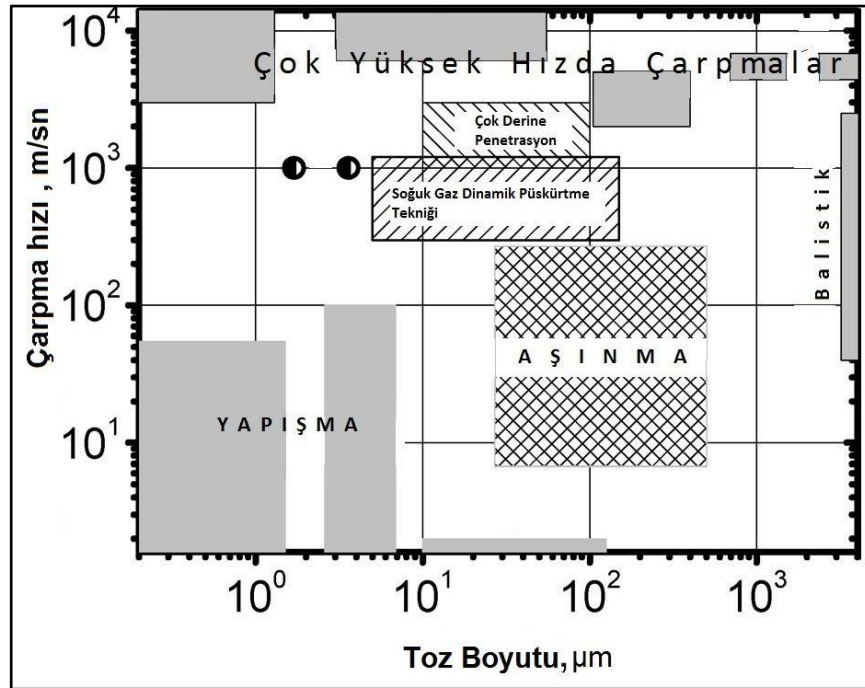
Şekil 3.2 : Laval (daralan-genişleyen) tipi nozül [20].

SGDP tekniğinde tozların altlık yüzeyinde kaplama oluşturabilmesi için partiküllerin belli bir kritik hıza ulaşması gerekmektedir. Püskürtülecek toz içerisinde sadece bu kritik hızı aşan partiküller altlık yüzeyinde plastik deformasyona uğrayarak kaplama oluşturabilirler. Şekil 3.3’de görüldüğü gibi kritik hızdaki partiküllerin birikme verimi sıfırdır ve yüzeyde kaplama oluşturmak için gerekli kinetik enerjiye sadece bu kritik hızı aştıklarında sahip olabilirler. Kritik hızı ulaşamayan partiküller plastik deformasyona uğrayacak kadar yeterli kinetik enerjiye sahip değildirler ve bu partiküller altlık yüzeyinde aşınmaya neden olurlar [19].



Şekil 3.3 : Partikül hızı ve partikül boyutu arasındaki ilişki [22].

Kritik hız ve partikül boyutu, partiküllerin altlık yüzeyinde nasıl davranış sergileyeceklerini doğrudan etkiler. Klinkov ve arkadaşlarının [23] yaptığı çalışmada partiküllerin altlık yüzeyindeki etkileri incelenmiş ve bu etkiler farklı boyutlarda tozlarla farklı çarpma hızları incelenerek Şekil 3.4'deki gibi gösterilmiştir. Şekil 3.4'den görüleceği gibi büyük partiküllerin yüksek hızlara ulaşması partiküllerin altlık yüzeyinde balistik etki yaratmasına yol açar. Küçük partiküllerin düşük hızlarda olması da tozların yüzey üzerinde yapışmasına yol açar. Bu yapışma plastik deformasyon etkisiyle değil zayıf van der Waals kuvvetiyle ve elektrostatik kuvvetlerle sağlanmaktadır. Partiküllerin çok yüksek hızlara (2000-3000 m/sn) çıkmasıyla partiküller yüzeye çok yüksek hızlarda çarparak malzemenin akma dayanımını aşan gerilmeler meydana getirirler ve katı malzemeler bu koşullarda sıvı gibi davranırlar. Makul boyutlardaki partiküllerin 300-1200 m/sn hızlarla püskürtülmesi ise soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğinin prensibini oluştururlar ve bu koşullarda partiküller altlık yüzeyinde plastik deformasyona uğrayarak kaplama oluştururlar [23].



Şekil 3.4 : Çarpma hızının ve toz boyutunun partiküllerin altlık yüzeyine çarpması sırasında oluşacak mekanizmaya etkisi [23].

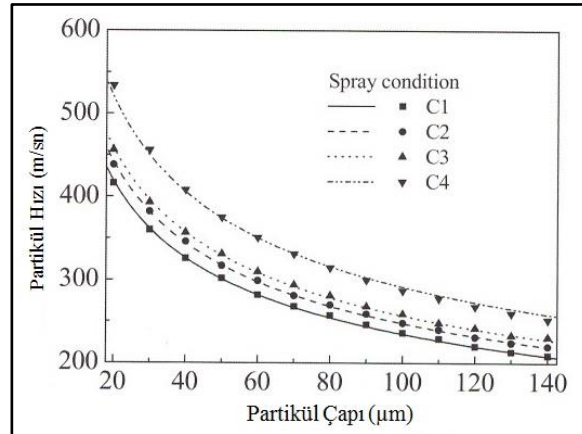
3.1 Soğuk Gaz Dinamik Püskürtme Proses Parametreleri

Soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğindeki en önemli parametre partikül hızıdır. Partikül hızını etkileyen faktörler soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğinin parametrelerini de belirler. [24].

3.1.1 Partikül hızını etkileyen faktörler

3.1.1.1 Partikül çapı

Partikül hızı partikül hızıyla ters orantılı bir şekilde değişir. Küçük tozların büyük tozlara göre daha yüksek hızlanma ivmesine ve daha yüksek püskürtme hızına sahiptir. Partikül boyutunun partikül hızıyla olan ilişkisi Şekil 3.5’de verilmiştir. Şekilde görülen grafikte farklı gaz sıcaklığı, farklı gaz basıncı ve farklı gaz türü altında uygulanan SGDP sırasında partikül hızının partikül boyutuyla beraber düştüğü görülmektedir [25].



Şekil 3.5 : Partikül çapının farklı koşullarda partikül hızına etkisi [25].

3.1.1.2 Gaz tipi

Soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğinde genellikle dört tip gaz kullanılır. Bu gazlar nitrojen, helyum, azot ve havadır. Bu gazlar proses sırasında ses üstü hızlara ulaşarak toz partiküllere momentum ileterek onların hızlanmasını sağlarlar. Nitrojen gazı hızlandırıcı gaz olarak geniş bir malzeme aralığı için kullanılmaktadır. Ancak sert malzemeler için gerekli olan hızları sağlayamamaktadır. Li ve arkadaşları [25] yaptıkları çalışmada bütün koşullarda helyum gazının kullanımı sırasında partiküllerin nitrojen gazına göre daha yüksek hızlara çıktıklarını belirtmiştir. Fakat

helyum nitrojenden çok daha pahalı bir malzeme olduğu için çoğu proses için makul bir seçim değildir [25,26].

Hava da SGDP tekniği için kullanılan bir başka hızlandırıcı gazdır. Ancak kullanılan gazın reaktif olması tozların oksitlenmesi gibi sorunların oluşmasına yol açabilir. Buna karşın havanın nitrojen ve helyuma göre çok daha ekonomik olması onun SGDP tekniği için kullanılabilir bir hızlandırıcı gaz olmasını sağlamaktadır [9].

Bazı uygulamalarda helyum ve nitrojen karışımları hızlandırıcı gaz olarak kullanılmaktadır. Balani ve arkadaşları [27] nitrojen gazı eklentili helyum gazının hızlandırıcı gaz olarak kullanılmasının saf helyum gazının kullanılmasına göre korozyona daha dayanklı kaplamalar elde edilmesine ve saf helyum kullanılan kaplamanın daha sert ve yoğun olduğunu bildirmişlerdir [27].

3.1.1.3 Sıcaklığın etkisi

Partikül hızı artan gaz sıcaklığı ile birlikte artmaktadır. Hızlandırıcı gazın önceden ısıtılmasıyla daha yüksek partikül hızlarına ulaşılabilir ancak bu durum oksitlenme riskini artırıcı etki yapabilir. Yine de ısıtılmış taşıyıcı gaz nozül içerisinde sürekli hızlandığı için ısısının büyük bir kısmını kaybeder ve püskürtülen tozun ısınmamasına neden olur. Ayrıca püskürtülen tozlar nozül içerisinde daha çabuk hızlanır ve böylece sıcak proses gazı ile temas süresi daha kısalar [20].

3.1.1.4 Nozül geometrisi

Partikül hızı kullanılan nozülün nozül giriş çapından, nozül boğaz çapından çıkış çapından ve genişleme oranından (nozülün çıkış alanının minimum kesit alanına oranı) etkilenir. Ayrıca nozülün uzunluğunun da partikül hızına büyük etkisi vardır. Genel olarak belli bir genişleme oranına kadar genişleme oranı arttıkça partikül hızı artar. Ancak genişleme oranı belli bir değeri geçtiğinde bu hız değerleri de düşmeye başlar [28].

3.2 Birikme Verimi

Birikme verimi soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğinin en önemli niteliklerinden biridir. Birikme verimi püskürtülen tozların altlık yüzeyindeki birikme oranıdır. Birikme verimi birçok faktörden etkilenir. Bu faktörler kritik hız, tozların altlık yüzeyine karşı geliş açısı, püskürtülen tozun morfolojisi ve altlık malzemenin yüzey

özellikleridir. Birikme verimini etkileyen en önemli faktörlerden biri kritik hızdır. Şekil 3.3'den görülebileceği gibi sadece kritik hızdan yüksek hıza sahip partiküller altlık yüzeyinde birikme oluşturlar. SGDP tekniğinde kullanılan tozlar kendi içlerinde farklı boyutlara sahiptirler. En büyük boyuta sahip tozlar en düşük partikül hızlarına (V_{min}), en düşük boyuta sahip tozlar en yüksek partikül hızlarına (V_{max}) sahiptirler. Eğer V_{min} , kritik hızdan daha yüksekse partiküller yüzey üzerinde % 100 birikme verimi ile kaplama oluşturlar. Eğer V_{max} , kritik hızdan daha düşükse partiküller yüzey üzerinde birikme oluşturmazlar ve birikme verimi % 0 olur [24].

3.2.1 Malzeme özelliklerinin birikme verimine etkisi

Birikme verimliliği partiküllerin ve altlık malzemenin plastik deformasyon davranışlarına bağlıdır. Bu davranış metallerde sahip oldukları yüksek plastisite nedeniyle daha fazla görülür. Altlık yüzeyden daha yüksek plastisiteye sahip tozlar ile SGDP tekniği sonrasında başarılı kaplamalar elde edilebilir [29]. Yüzey merkezli kübik yapıdaki metaller sahip oldukları fazla kayma düzlemi sayesinde en yüksek plastisiteye sahiptirler. Onları yine kayma düzlemi sayısına göre hekzagonal yapıdaki ve hacim merkezli kübik yapıdaki metaller takip eder.

3.2.2 Sıcaklığın birikme verimine etkisi

Birikme verimini etkileyen bir diğer faktör partikül ve numune sıcaklığıdır. Taşıyıcı gazın sıcaklığı ne kadar artarsa partikül hızı ve partikül ve numune sıcaklığı da o kadar yükselir. Bu parametrelerin artması da birikme verimini artırır. Li ve arkadaşlarının [30] yaptıkları çalışmada taşıyıcı gazın sıcaklığının artması ile birikme veriminde artış görülmüştür. Lima ve arkadaşları [31] da yaptıkları çalışmada püskürtme tabancasının sıcaklığının 370 °C'den 480 °C'ye çıkmasıyla birikme veriminde bir değişim görülmediğini bildirmişlerdir.

3.2.3 Yüzey özelliklerinin birikme verimine etkisi

Üzerine kaplama yapılacak olan malzemenin yüzey özelliklerinin birikme verimine büyük etkisi vardır. Partiküller, yüzey pürüzlülüğü yüksek olan malzemelerin üzerine daha kolay tutunurlar.

Ghelichi ve arkadaşları [29] yaptıkları çalışmada aynı malzemenin farklı pürüzlülük değerlerine sahip yüzeylerine (parlatılmış yüzeyden kumlanmış yüzeye kadar) metal tozları püskürtmüş ve yüksek pürüzlülüğe sahip olan yüzeylerde birikme veriminin daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir. Kaplama yapılacak numune yüzeyinin kumlanması gerek daha iyi bir bağlanma kuvveti sağladığı gerekse daha pürüzlü bir yüzey elde edildiği için termal püskürtme ve SGDP tekniğinde birikme verimini arttırmak için kullanılan bir yöntemdir [24].

3.3 Soğuk Gaz Dinamik Püskürtme Tekniğinin Avantaj ve Dezavantajları

3.3.1 Avantajları

Birçok metal, alaşım ve kompozit malzeme için yüksek birikme verimi söz konusudur. Yapılan çalışmalar göstermiştir ki besleme stoğundaki oksijen miktarının en aza indirilmesi, tozlardaki gerilmelerin azaltılması, toz boyut dağılımının optimum duruma getirilmesi ve püskürtme şartlarının optimum durumda ayarlanması durumunda çok yüksek oranda birikme veriminin sağlanması mümkündür [9].

Isıya duyarlı ve kolay oksitlenebilen malzemelerin kaplanabilmesi için oldukça uygun bir prosestir. Bunun nedeni termal püskürtmeden farklı olarak prosesin daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesi sebebiyle tozlar ergimeden sadece kinetik enerjileri sayesinde altlık yüzey üzerinde kaplama oluşturmaktadırlar [32].

Soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile yüksek yoğunlukta kaplamalar elde edilebilmektedir. Bunun nedeni proses sırasında püskürtülen tozların sahip oldukları kinetik enerjinin büyük kısmını plastik deformasyon için harcamaları ve bu enerjinin küçük bir kısmı da ısıya dönüşür. Bu ısının yardımıyla kaplamada proses sırasında meydana gelen boşluk ve çatlakların doldurulması sağlanır [9].

Soğuk gaz dinamik püskürtme prosesi sırasında termal püskürtme sırasında oluşan oksidasyon, dekompozisyon, farklı fazların oluşması gibi yüksek sıcaklığa bağlı olumsuz etkiler gözlenmemektedir. SGDP tekniğinde partiküller arasında faz değişikliği gözlenmez [9].

SGDP tekniği düşük sıcaklıkta ve katı halde gerçekleşen bir prosestir. Bu sebeple nanomalzemeler ve amorf malzemeler gibi proses sıcaklığına duyarlı malzemelerde de kullanılabilir. Diğer toz ile üretim tekniklerinde (presleme, sinterleme, termal

püskürtme, vb.) gözlenen kabul edilemez miktardaki tane büyümesi SGDP tekniği sırasında gözlenmez.

SGDP tekniği ile üretilen kaplamalar çok yüksek yoğunluğa ve yüksek bağ kuvvetine sahip oldukları için kaplama termal ve elektrik iletkenlik değerleri açısından çok iyi özelliklere sahiptirler. Yapılan çalışmalar sonrasında SGDP tekniği ile üretilmiş kaplamaların iletkenlik değerleri altlık malzemenin % 92'sine kadar çıkabilirken, termal püskürtme tekniğinde bu değer % 40-63 arasında kalmıştır [9].

Kaplama sırasında tozların altlık malzemeye çarpması esnasında oluşan plastik deformasyon sebebiyle kaplamalar ana malzemedenden daha yüksek sertlik değerlerine ulaşmaktadır [9].

3.3.2 Dezavantajları

SGDP tekniği kaplama yapılabilecek tozlar arasında kompozitler bu yöntemle püskürtülebilirken, saf seramik tozlar ve bazı alaşımlar bu yöntemle püskürtülemezler. Bu yöntemle üretilen kaplamaların iyi bir yapışma mukavemetine sahip olabilmeleri için altlık malzemenin sünekliğinin belli bir değerin üstünde olmaması gerekmektedir. Bu da kaplama yapılabilecek olan malzeme sayısını kısmen de olsa kısıtlamaktadır. Ayrıca soğuk gaz dinamik püskürtme tekniğinde tozun püskürtüldüğü tabanca sadece gördüğü yerleri kaplayabilmektedir. Bu nedenle karmaşık geometriye sahip parçaların ve iç yüzeylerin kaplanması sırasında aynı karakterde kaplamaların elde edilmesi zordur [9].

4. LİTERATÜRDE BULUNAN BENZER ÇALIŞMALAR

C.Borchers ve arkadaşları [33] yaptıkları çalışmada soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılacak bakır kaplamaların düşük poroziteye ve sıkı bağlara sahip olacağını hedefleyerek üretimlerini gerçekleştirmişlerdir. Daha sonra üretilen numuneleri soğuk haddelenmiş sac ve termal püskürtme yöntemleri ile yapılmış kaplamalar ile karşılaştırmışlardır. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamada altlık malzemesi olarak alüminyum kullanılmıştır. Kullanılan bakır tozlarının partikül boyutu 5 ile 20 μm arasındadır. Nozül giriş basıncı olarak 25 bar kullanılmıştır ve püskürtme işlemi 300 °C sıcaklığında yapılmıştır. Kritik hız olarak 570 m/sn değeri kullanılmıştır. Böylece yüksek birikme verimine ulaşılması hedeflenmiştir. Oda sıcaklığında yapılan öz direnç ölçümlerinde soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplama ve soğuk haddelenmiş bakır sac numunelerin değerleri birbirlerine yakın çıkmıştır. Ancak termal püskürtme ile yapılan kaplamanın öz direnç değerleri daha yüksektir. Kullanılan hammaddenin oksijen oranı ağırlıkça % 0.07 olarak belirtilmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamadaki oksijen oranı ağırlıkça %0.08 değerinde iken, termal püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamada oksijen oranı ise ağırlıkça %0.4-0.6 mertebelerinde bulunmuştur.

Y.K. Han ve arkadaşları [34] bakır tozları kullanarak %99.999 saflıktaki alüminyumu, 2124 T851 alüminyum alaşımını, 5005 H34 alüminyum alaşımını, 3N5 saflığındaki demiri ve ticari saflıktaki magnezyumu soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile kaplamışlardır. Kaplamaların mikroyapıları optik ve elektron mikroskopları ile incelenmiş, mikro sertlik değerleri ölçülmüş ve birikme verimi incelenmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplama sırasında kullanılan gazın nozül giriş basıncı 0.69 MPa, sıcaklığı ise 404°C olarak belirlenmiştir. Kullanılan nozül ucunun numuneye uzaklığı 12 mm seçilirken, tabancanın hareket hızı 50.8 mm/sn olarak ayarlanmıştır. Püskürtülen %99.9 saflıktaki bakır tozlarının partikül boyutu 1-5 μm olarak bildirilmiştir. Bu tozlar kaplama sistemine 14 g/dak besleme hızında beslenmiştir. Kaplama işlemleri

öncesinde arayüzeye 1 mm uzaklıktan alınan Vickers sertlik değerleri karşılaştırıldığı zaman, en yumuşak malzeme %99.999 saflıktaki alüminyum çıkmıştır. Alüminyumu sırasıyla ticari saflıktaki magnezyum, 5005 alüminyum alaşımı, Fe 3N5 ve 2124 alaşımı izlemektedir. Kaplama sertliklerinin 140–190 HV arasında değiştiği bildirilmiştir.

M. Fukumoto ve arkadaşları [35] soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile saf bakır tozlarını paslanmaz çelik ve alüminyum alaşımı üzerine kaplamışlardır. Yaptıkları çalışmalar sonucunda toz boyutu, proses gaz çeşidi, gaz hızı ve sıcaklığı, altlık malzemesinin sıcaklığı gibi parametrelerin tozların yapışma davranışı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan saf bakır tozlarının ortalama boyutları 5 µm, 10 µm ve 15 µm değerlerindedir. Çalışma gazı olarak hava ve helyum kullanılmıştır. Kullanılan gazların gaz basıncı 1 MPa'a kadar değişik değerlerde ayarlanmıştır. Kaplamalar oda sıcaklığındaki ve 673K'e kadar ısıtılmış altlık malzemeler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplama sonucunda altlık malzemesi yüzeyinde yarım küresel şekile sahip bakır tozları görülmüştür. Bu şekiller bakır tozlarının altlık malzemesine yüksek hızlarda çarpması sonucu yüzeyde plastik deformasyona uğramaları sonucu oluşmuştur ve deformasyon sertleşmesi sebebiyle sertlik artışını göstermektedir. Bakır toz hızının, çalışma gazının sıcaklığından ziyade, çalışma gazının basıncından etkilendiği belirlenmiştir. Artan gaz basıncının tozların yüzeyde birikmesinde olumlu bir etki yaptığı belirtilmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamada, altlık sıcaklığın artırılması, altlık yüzeyinde oluşan ilk kaplama katmanının daha yüksek birikme verimi ile oluştuğunu göstermektedir.

Peter C. King ve arkadaşları [36] yaptıkları çalışmada bakır tozlarını soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile ticari saflıktaki alüminyum (CP) ve 7050 alaşımının üzerine püskürtmüşlerdir. Böylece bu yöntemde üzerine kaplama yapılacak olan altlık malzemesinin sertliği ile yapışma özelliği arasındaki ilişkinin incelenmesi düşünülmüştür. Soğuk gaz dinamik püskürtme yönteminde kullanılan bakır tozlarının morfolojilerinin küresel şekilde olduğu ve ortalama toz boyutunun da 15,2 µm olduğu bildirilmiştir. Kaplama çalışmalarında azot kullanılmıştır ve nozül giriş basıncının 25 bar olduğu bildirilmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme sisteminde kullanılan nozül ucunun altlığa uzaklığı 20 mm olarak ayarlanırken, tabancanın hareket hızı 0,05 m/sn olarak belirlenmiştir. Gazın nozül giriş sıcaklığı olarak 200

°C, 400 °C, 600 °C değerleri seçilmiştir. Bu sıcaklık değerleri arttıkça, bakır tozlarının hızlarında da artış gözlenmiştir. Alüminyum 7050'nin üzerine yapılan kaplamalarda, ticari saflıktaki alüminyuma göre daha bölgesel bir deformasyon karakteristiği görülmüştür ve bu altlıklarda daha yüksek arayüzey sıcaklıkları elde edilmiştir. Birikme verimi ticari saflıktaki alüminyumda 7050 alaşımına göre daha fazla olmuştur. Bunun nedeni de parçacıkların yüzeye gömülmesi ile açıklanmıştır. Sonuç olarak sertliğin ve sıcaklığın soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi kullanılarak yapılan kaplamalar üzerindeki etkileri belirlenmiştir.

Wen-Ya Li ve arkadaşları [37] soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile bakır tozlarını çelik altlık üzerine püskürtmüşlerdir. Bu çalışmada bakır tozların birikme veriminin kullanılan gazın sıcaklığına ve yüzey oksitlenmesine bağımlılığı incelenmiştir. Bunun yanında yüzey oksit seviyesinin arayüzey mikroyapısına ve yapışma mukavemetine etkisi incelenmiştir. Yapılan çalışmalarda kullanılan bakır tozlarının ortalama boyutunun 20,5 µm ve bu tozların oksijen içeriğinin de ağırlıkça % 0,04 ve % 0,38 olduğu bildirilmiştir. Helyum ve azot gazları hızlandırıcı gaz olarak kullanılmıştır. Soğuk gaz dinamik püskürtme sisteminde kullanılan nozül ucunun numuneye uzaklığı 20 mm, tabancanın hareket hızı ise 80 mm/sn olarak ayarlanmıştır. Artan gaz ve parçacık sıcaklığının birikme verimini arttırdığı gözlenmiştir. Ancak başlangıçta kullanılan tozun oksijen miktarındaki artışın birikme verimini düşürdüğü tespit edilmiştir. Yüksek ve düşük oksijen içeriğine sahip tozlar ile yapılan kaplamaların benzer mikroyapılara ve mikrosertlik değerlerine sahip oldukları belirtilmiştir. Ancak yüksek oksijen içeriğine sahip olan toz ile yapılan kaplamada bakır tozlarının arayüzeyinde daha çok oksit inklüzyonları görüldüğü bildirilmiştir. Başlangıç tozundaki oksijen içeriğinin artması ile yapışma mukavemetinin yüksek oranlarda düştüğü belirlenmiştir. Bu düşüşün sebebi metallerin etkin bir bağ oluşturma yeteneğini engellediği bilinen oksit inklüzyonların yapıda bolca bulunması olarak belirtilmiştir. Bu gelişmelere rağmen oluşan kaplamanın kırılma davranışı değişmemiştir.

Hyun-Ki Kang ve arkadaşları [38] yumuşak çelik altlığın üzerine plazma püskürtme ve soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemlerini kullanarak topaklanmış tungsten ve bakır kompozit tozunu kaplamışlardır. Püskürtme öncesinde toz karışımları hazırlanırken bakır toz boyutu için 45 µm altı ve tungsten toz boyutu için 1 µm seçilmiştir. Her iki tozun da saflığı % 99.9 olarak belirlenmiştir ve tozlar ağırlıkça %

25 bakır ve % 75 tungsten olarak karıştırılmıştır. Tozlar püskürtülmeden önce bilyalı öğütücüde 20 saat boyunca alaşımlandırılmıştır. Kaplama sonrası incelenen mikroyapılarda plazma püskürtme yöntemi ile üretilen kaplamaların soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile üretilen kaplamalara göre daha poroz bir yapıda oldukları gözlenmiştir. Aynı zamanda soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile üretilen kaplamada plazma püskürtme yönteminde görülen bakırın oksitlenme durumu gözlenmemiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamanın sonucunda ağırlıkça % 40 tungsten kaybı olmuştur ve bunun nedeni kaplamanın oluşabilmesi için gereken plastik deformasyonun yetersiz seviyede olması olarak gösterilmiştir.

J.S. Kim ve arkadaşları [39] titanyum diborür ve bakırdan oluşan nanokompozit toz karışımı ile bakır altlığın üzerine soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile kaplama yapmışlardır. Deneyler sırasında kullanılan nanokompozit tozlar 40 μm 'un altında olacak şekilde hazırlanmıştır ve kullanılan titanyum diborür toz boyutu da 50–100 nm mertebelerindedir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamanın üretimi sırasında hızlandırıcı gaz olarak hava kullanılmıştır ve havanın nozül giriş basıncı 1.6 MPa, sıcaklığı ise 400 °C olarak ayarlanmıştır. Kaplamada kullanılan tozlar 450–580 m/s hızla bakır altlık malzemesi üzerine gönderilmiştir. Nanokompozit yapıdaki tozun içeriği hacimce % 43 TiB_2 % 57 Cu olarak belirlenmiştir. Yüksek seramik içeriğine ve fazlar arasında bulunan büyük plastisite farklarına karşın üretilen kaplama tamamen yoğun bir yapıya sahiptir. Kaplamanın sertlik değeri 378 HV olarak ölçülmüştür. Bu sonuç 150 HV sertlik değerine sahip saf bakır toz ile üretilmiş olan kaplama ile karşılaştırıldığında nano tane boyutlarına sahip TiB_2 yapısının varlığının kaplamanın sertliğini ciddi bir şekilde arttırdığı belirtilmiştir.

P. Sudharshan Phani ve arkadaşları [40] yaptıkları çalışmada soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile nano boyutlardaki bakır ve alümina tozlarını ile bakır altlık üzerine püskürterek kaplama yapmışlardır. Bu kaplama ile kıyaslanmak üzere sadece bakır tozu kullanılarak bir kaplama çalışması daha gerçekleştirilmiştir. Genel olarak ısıtılma sıcaklığının değişiminin boşluk oluşumuna, kaplamadaki tane boyutuna, mikrosertlik değerine ve elektrik iletkenliğine etkileri incelenmiştir. Soğuk gaz dinamik püskürtme yöntemi ile yapılan kaplamalarda kullanılan alümina ve bakır tozları mekanik olarak öğütülerek 22-45 μm aralığında hammadde üretilmiştir.

Karşılaştırma yapılabilmesi için kullanılan bakır tozunun tane boyutu 10-45 μm aralığındadır. Altlık ile nozül ucunun arasındaki mesafe 15 mm ve toz besleme hızı 10 g/dakika olarak belirlenmiştir. Kaplama işlemleri 2 MPa basınç altında yapılmıştır. Deneylerdeki ısıtma sıcaklıkları ise 300°C , 600°C , 950°C olarak seçilmiştir. Yapılan deneysel çalışmaların sonucunda ısıtma sıcaklığının artması tane boyutunun her iki kaplamada da artmasına neden olmuştur. Boşluk oranındaki değişim bakır alümina kaplamasında ısıtma işlemi ile beraber değişmezken, bakır kaplamada keskin bir düşüş yaşanmıştır. Elektrik iletkenlik değeri ise artan ısıtma sıcaklığı ile beraber artış göstermiş ve bakır kaplamada 300 °C'den sonra sabit kalmıştır. Isıtma sıcaklığının artması sertlik değerinde her iki numune içinde azalmaya neden olmuştur. Yalnız bakır kaplamada sertlik değerindeki düşüş daha etkili görülmüştür.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Kaplama Toz Karışımlarının Hazırlanması

Deneysel çalışmalar kaplama yapılacak toz karışımlarının hazırlanması ile başlamıştır. Soğuk gaz dinamik püskürtme (SGDP) tekniğinde kullanılan tozların özellikleri başarılı bir kaplama üretilmesinde kritik öneme sahiptir. Bu çalışmada yapılan deneysel çalışmalarda kullanılan tozların üretici firma sertifikalarında bulunan bilgiler Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1 : Deneysel çalışmalar sırasında kullanılan tozların üretici sertifikasında bulunan bilgileri.

Toz	Firma	Bileşim	Boyut	Morfoloji
Cu	Alfa Aesar	% 99,9	Ortalama toz boyutu 10 μm	Küresel
B ₄ C	Alfa Aesar	% 99	2-7 μm	Düzensiz
TiB ₂	Alfa Aesar	% 99,5	Ortalama toz boyutu 17 μm	Düzensiz
TiC	Alfa Aesar	% 99,5	1-7 μm	Düzensiz

SGDP işleminde besleme tozu olarak kullanılmak üzere, Cu tozları hacimce % 12.5 B₄C, TiB₂ ve TiC tozları ile ayrı ayrı 2 saat süreyle kuru karıştırıcı yardımıyla karıştırılmıştır.

5.2 Optimizasyon Çalışmaları

SGDP tekniği ile yapılacak olan kaplamaların parametrelerinin belirlenmesi için toz karışımları hazırlandıktan sonra optimizasyon çalışmaları yapılmıştır. Böylece farklı seramik takviyeli kompozit kaplamalar için en yüksek verimliliğe sahip kaplama parametreleri belirlenecektir. Bunun için hacimce % 12.5 içeren B₄C, TiB₂ ve TiC takviyeli toz karışımları RUSONIC marka soğuk gaz dinamik püskürtme cihazı ile bakır altlığa püskürtülmüştür. Hızlandırıcı gaz olarak 6 bar nozül giriş basıncına sahip hava kullanılmıştır. Kaplama çalışmalarında nozül çıkışı ile numune arası mesafe 10 mm olarak ayarlanmış ve sabit tutulmuştur. Bakır altlık servo motor kontrollü bir tutucuya bağlanmış ve kaplama işlemleri 12 mm’lik bir çizgi boyunca farklı hız değerlerinde (1, 2.5, 5 mm/sn) ve paso sayılarında (1,2 ve 4)

gerçekleştirilmiştir. Toz besleme hızı olarak da 8 kademeli toz besleme hızlarından 2 kullanılmıştır.

SGDP yöntemi ile üretilen numunelerin, kaplama kalitelerinin incelenmesi ve kaplama kalınlıkları hakkında bilgi sahibi olmak için LEICA DM750M optik mikroskobu ile optik fotoğrafları çekilmiştir. Fakat bunun öncesinde SGDP tekniği ile üretilen numuneler, kaplanan yüzeye dik yöndeki kesit boyunca BUEHLER Isomet hassas kesici ile kesilerek sıcak bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler sırasıyla 600, 800, 1000 ve 1200 gritlik zımpara kağıtları ile zımparalanmış ve 3 µm'lik elmas süspansiyon ile STRUERS MD Mol çuha kullanılarak parlatılmıştır.

Ayrıca kaplama parametrelerinin sertlik değerleri üzerinde etkilerini incelemek üzere SGDP tekniği ile üretilen kaplamaların yüzeylerinden SHIMADZU HVM mikro sertlik cihazında Vickers batıcı uç kullanılarak 25 gram yük altında sertlik değerleri alınmıştır.

Optimizasyon işlemi sonucunda elde edilen düşük kalınlıktaki kaplamaların daha iyi kaplanabilmesi konusunda yapılan araştırma ve denemeler sonrasında elde edilen bilgilere dayanarak bakır altlıkların kaplama öncesi kumlanmasına karar verilmiştir. Böylece daha makul seviyelerde kaplama kalınlıklarının elde edilmesi amacıyla kumlamanın SGDP tekniğinde biriktirme verimliliğine etkisinin incelenmesi hedeflenmiştir. Bunun üzerine bakır altlıklar 24 grit siyah Al₂O₃ partiküllerle kumlama işlemi yapıldıktan sonra kullanılmıştır.

5.3 Kaplamaların Üretilmesi

Yapılan optimizasyon çalışmaları sonucunda elde edilen sonuçlara göre en uygun sonucu veren parametreler ile patern kaplamaları yapılmıştır. Patern kaplamalar ile numuneler üzerinde çizgi kaplamaların belli oranlarda üst üste bindirilerek tüm yüzeyin kaplanması sağlanmıştır. Ayrıca optimum parametreler ile Cu tozlarının hacimce oranları % 12.5 olacak şekilde B₄C, TiB₂ ve TiC tozlarının karıştırılmasıyla hazırlanan toz karışımları patern oluşturacak şekilde kumlanmış bakır altlığa püskürtülmüştür. Ayrıca hacimce % 100 Cu tozu da saf bakır altlığa püskürtülerek takviyesiz kaplamanın seramik takviyeli kompozit kaplamalarla özelliklerinin karşılaştırılarak seramik takviyelerin etkisinin incelenmesi hedeflenmiştir.

En uygun şartlarda yapılan patern kaplamaların parametreleri Tablo 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2 : Patern kaplamalarda kullanılan tozlar ve kaplama parametreleri.

Toz karışımı (hacimce)	Çizgisel hız (mm/sn)	Paso sayısı	Besleme hızı	Çizgiler arası mesafe (mm)
%100 Cu	5	4	2	1
%12.5 B ₄ C + %87.5 Cu	2.5	2	2	1
%12.5 TiB ₂ + %87.5 Cu	2.5	2	2	2
%12.5 TiC + %87.5 Cu	1	2	2	2

5.4 Kaplamaların Mikroyapılarının İncelenmesi

Kaplamaların mikroyapılarını incelemeden önce üretilen kaplamalar metalografik işlemlere tabi tutulmuştur. Öncelikle SGDP tekniği ile üretilen numuneler, kaplanan yüzeye dik yöndeki kesit boyunca BUEHLER ISOMET hassas kesici ile kesilerek bakalite alınmıştır. Daha sonra sırasıyla 600, 800, 1000, 1200 grid SiC zımpara kağıtları ile zımparalanan numuneler 3 µm’lik elmas süspansiyon ile STRUERS MD Mol çuha kullanılarak parlatılmıştır.

Metalografik işlemlerle hazırlanan numunelerin mikroyapılarının incelenmesi için LEICA DM750M optik mikroskobu ve HITACHI TM1000 masaüstü taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır.

Kaplama kalınlıkları optik mikroskobun kendi yazılımı yardımıyla ölçülmüştür. Her bir kaplama için 5 farklı yerden kaplama kalınlığı ölçülmüş ve ortalamaları ve standart sapmaları hesaplanmıştır.

Kaplama içinde bulunan gerçek seramik yüzdelерinin hesabı için CLEMEX görüntü analiz programı kullanılmıştır ve her bir kaplama için 5 farklı optik mikroskop görüntüsünden kaplamalardaki seramik miktarları elde edilmiş ve ortalamaları hesaplanmıştır.

5.5 Faz Analizleri (XRD)

Kaplamaların yapılarındaki fazlar BRUKER D8 Advance X ışınları difraktometresinde Cu K α ışınları altında 20°-100° tarama aralığında analiz edilmiştir.

5.6 Isıl İşlem Deneyleri

SGDP tekniğiyle patern kaplamalar yapılarak üretilen numuneler NABERTHERM kutu tipi fırında argon atmosferi altında 300 ve 600 °C sıcaklıklarında 1 saat süreyle ısıtma işlemine tabi tutulmuşlardır. Isıl işlem deneylerinde ısıtma ve soğutma işlemleri fırın içerisinde yapılmış olup ısıtma hızı olarak 5 °C/dakika, soğutma hızı olarak da 20°/dakika olacak şekilde ayarlanmıştır.

5.7 Sertlik Ölçümleri

Isıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış numuneler için sertlik ölçümleri kaplanan yüzeye dik yöndeki kesit boyunca kesilip metalografik işlemlerle hazırlandıktan sonra SHIMADZU HVM mikro sertlik cihazında Vickers batıcı uç kullanılarak 25 gram yük altında yapılmıştır. Her bir numune için en az 15 ölçüm alınarak ortalama sertlik değeri hesaplanmıştır.

5.8 Elektrik İletkenlik Ölçümleri

Isıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış kaplama numunelerinin yüzeyinden HOCKING AUTOSIGMA 3000 Electrical Conductivity Meter cihazı ile her numune için 10'ar adet iletkenlik değerleri alınmış ve bu değerlerin ortalamaları kullanılarak SGDP tekniğinin, seramik miktarının ve ısıtma işlemin kaplamanın elektrik iletkenliği üzerindeki etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir. Ölçümler oda sıcaklığında yapılmıştır.

5.9 Aşınma Testleri

Isıl işlemli ve ısıtma işlemleri numunelerin aşınma testleri TRIBOTECH marka aşınma test cihazında, oda koşullarında (23±2 °C sıcaklık ve % 31±2 nem) yapılmıştır. Cihaz

ve numune için en uygun parametrelerin tespiti için birkaç ön deney yapılmıştır. Bu deneyler sonucunda en uygun parametreler Tablo 5.3’de verilmiştir.

Çizelge 5.3 : Aşınma deney parametreleri.

Uygulanan yük	Toplam kayma mesafesi	Aşınma izi uzunluğu	Kayma hızı	Çalışma sıcaklığı	Çalışma ortamı nem oranı
4 N	50 m	5 mm	10 mm/sn	23±2 °C	%31±2

Aşınma testleri sonrasında aşınma izlerinin profili VEECO DEKTAK 6M Stylus Profilemeter cihazı ile ölçülmüştür. Her bir numune için 5 adet aşınma izi topografik profilleri çıkarılmıştır. Profillerden aşınma alanları hesaplanarak her bir aşınma izi için ortalama alan değerleri belirlenmiştir. Ayrıca testler sonrasında çelik topların aşınma bölgesi optik mikroskopta, kaplamaların aşınma yüzeyleri ise hem optik hem de taramalı elektron mikroskoplarında incelenmiştir. Böylece ne tür aşınma mekanizmalarının gerçekleştiği hakkında bilgi sahibi olmak hedeflenmiştir.

5.10 Elektrolitik Korozyon Deneyleri

Elektrolitik korozyon deneyleri Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvonostat cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deneyler oda sıcaklığında yapılmış olup deney hücresi içerisine, çalışma elektrodu olarak 0,15 cm² sabit yüzey alanına sahip numuneler, karşı elektrot görevini yapan 6 mm çapında karbon elektrot ve referans elektrot da doygun kalomel elektrot yerleştirilmiştir. Deney sırasında denge potansiyeline (E_{kor}) ulaşıldıktan sonra potansiyodinamik polarizasyon eğrileri -0.8’den 1.2 V’a kadar 1 mV/s tarama aralığında katodikten anodik yöne doğru potansiyeli tarayarak çizilmiştir. Tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli (E_{kor}) ve korozyon akım yoğunluğu (I_{kor}) hesaplanmıştır.

6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

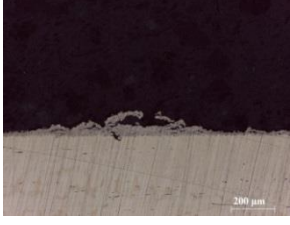
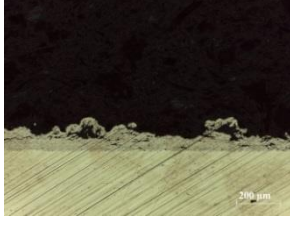
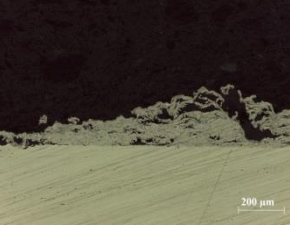
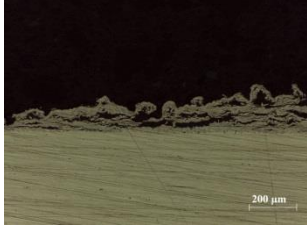
6.1 Optimizasyon Çalışmaları

Bu çalışmanın ilk bölümünde en uygun kaplama parametrelerini tespit etmek amacıyla hacimce % 12.5 seramik (B_4C , TiB_2 ve TiC) ve % 87.5 bakır içeren toz karışımları saf bakır altlığa SGDP tekniği ile püskürtülmüştür. Püskürtme işlemi farklı çizgisel hız değerlerinde (1, 2.5 ve 5 mm/sn) ve paso sayılarında (1,2 ve 4) denenmiştir. Böylece işlem hızının ve paso sayısının kaplama kalitesi üzerindeki etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir.

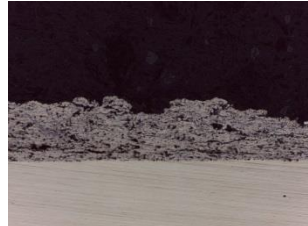
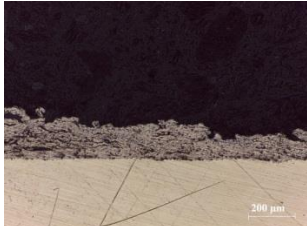
Düşük hızlarda (1, 2.5 mm/s) yapılan denemelerde kaplamaların yüzeyinde oksitlenmenin meydana geldiği gözlenmiştir. Bu oksitlenmenin nedeni yüksek basınca sahip havanın düşük işlem hızı nedeniyle altlık malzeme yüzeyi ile daha uzun süre temasta bulunması ve birim yüzeye çarpan partikül sayısının çok olması ile açıklanabilir. Diğer taraftan oksitlenme problemi yüksek işlem hızlarında gözlenmemiştir. Bunun nedeni de yüksek işlem hızında oksitlenmenin birim zamanda aynı noktaya düşük işlem hızları ile yapılan işleme göre daha az toz karışımının çarpması sonucu altlık yüzeyinde lokal sıcaklığın daha az olmasından kaynaklanmasıdır. Yüksek işlem hızında gerçekleşen aynı noktaya daha az toz karışımının çarpmasının bir başka sonucu ise bu işlem sırasında yüzeyde daha düşük kaplama kalınlık değerlerinin elde edilmesidir.

Şekil 6.1 – 6.3'te farklı seramik takviyeli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Bu görüntülerden görüleceği gibi genellikle yeterli kaplama kalınlığına ulaşamadığı gözlenmiştir. Ayrıca genel olarak kaplamalarda süreksizlikler bulunmaktadır ve kaplamalar homojen olmayan bir yapı göstermektedirler. Sadece TiC takviyeli kaplamanın 1 mm/sn işlem hızında yapılan kaplamalarında yeterli kaplama kalınlıklarına ve süreksiz bir arayüzeye sahip kaplamalar elde edilmiştir.

Çizelge 6.1 : Hacimce %12.5 B₄C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).

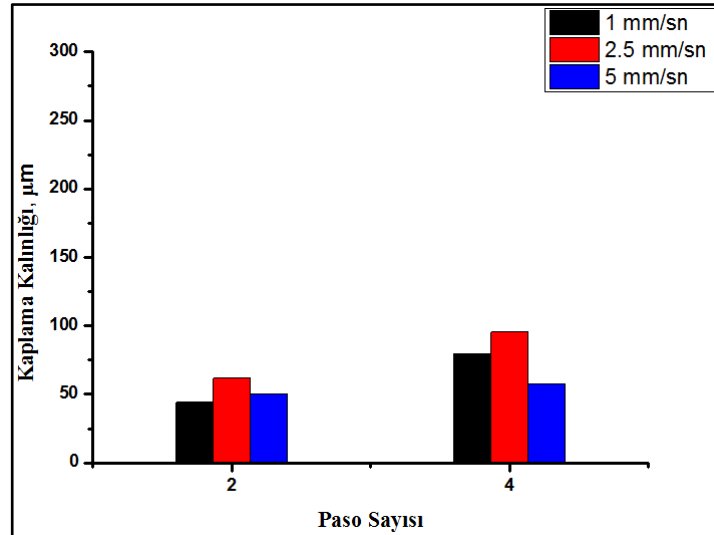
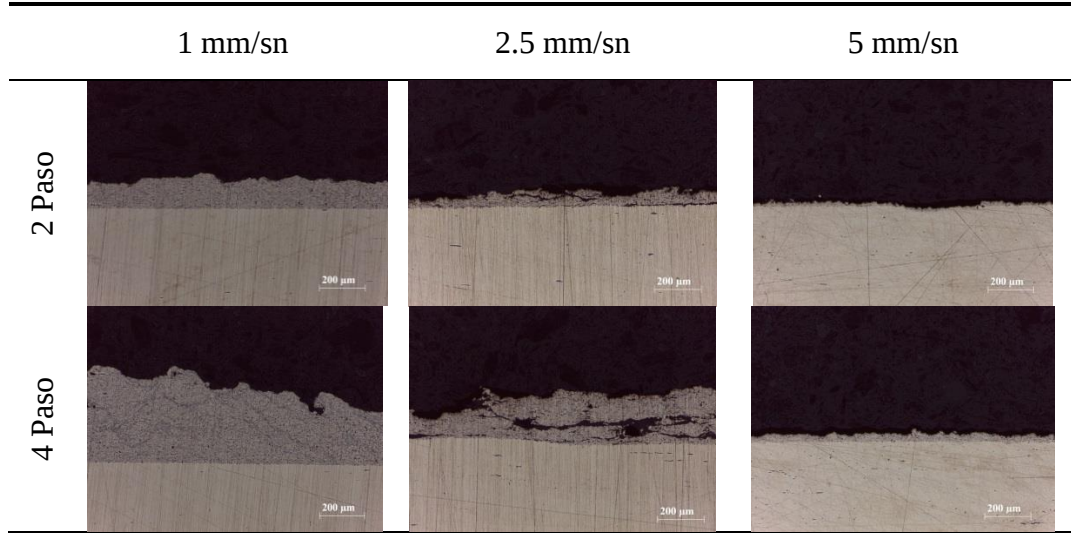
	1 mm/sn	2.5 mm/sn	5 mm/sn
2 Paso			
4 Paso			

Çizelge 6.2 : Hacimce %12.5 TiB₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).

	2.5 mm/sn	5 mm/sn
2 Paso		
4 Paso		

Şekil 6.1 - 6.3’de farklı seramik takviyeli kompozit kaplamaların kalınlık ve sertlik değerleri özetlenmiştir. Sabit işlem ve besleme hızlarında artan paso sayısı ile beraber kaplama kalınlıkları artmıştır.

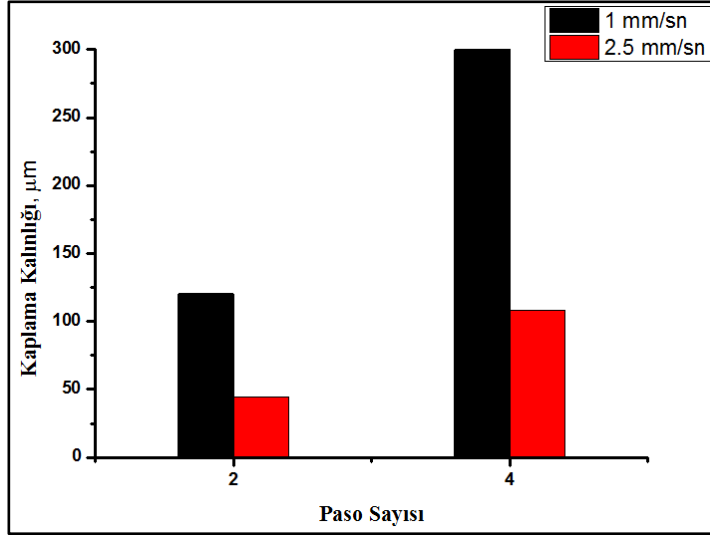
Çizelge 6.3 : Hacimce %12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların optik mikroskop görüntüleri (x100).



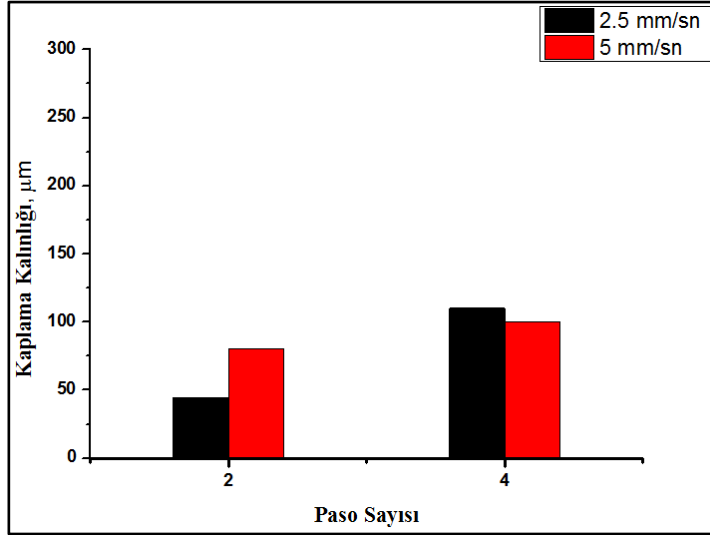
Şekil 6.1 : % 12.5 B₄C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso ve kaplama kalınlığı ilişkisi.

Kaplamaların sertlik değerleri Şekil 6.4-6.6'da verilmiştir. Sertlik değerlerinin işlem hızından ve paso sayısından etkilenmediği görülmekte olup kaplamaların yaklaşık sertliği 150 HV_{0.025} civarındadır.

Çizgi kaplamalar sonucunda elde edilen kaplama kalınlık ve sertlik değerleri, kaplama mikroyapıları ve işlem sırasında kaplama yüzeyinin oksitlenme davranışına bağlı olarak patern kaplamalar için en uygun parametreler Çizelge 5.2'de verilmiştir.

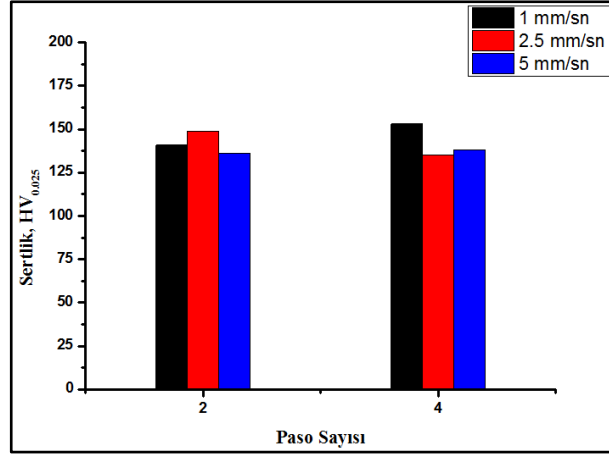


Şekil 6.2 : % 12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve kaplama kalınlığı ilişkisi.

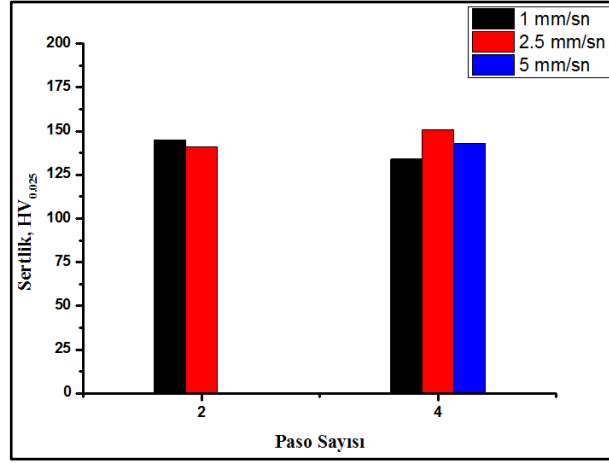


Şekil 6.3 : % 12.5 TiB₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve kaplama kalınlığı ilişkisi.

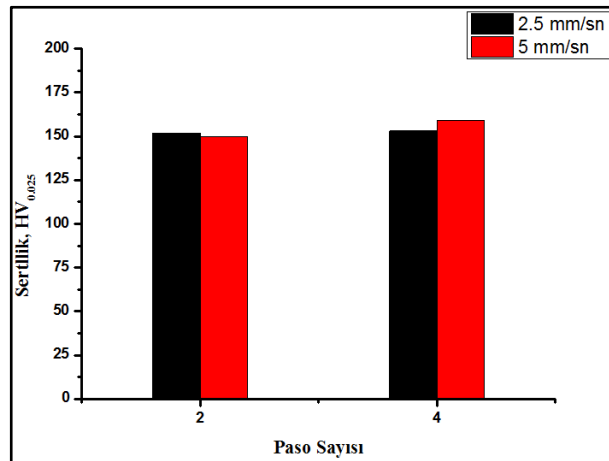
Her toz karışımı için bulunan en uygun kaplama parametrelerinde dahi genel olarak istenilen kaplama kalınlıklarına ulaşamamıştır. Bu nedenle kaplama kalınlığını arttırmak için bakır altlıklar kumlanmıştır. Kumlama öncesi yüzey pürüzlülük değeri (R_a) 0.13 olan saf bakır altlıkların kumlama sonrası yüzey pürüzlülük değeri (R_a) 9.73'e çıkmıştır. Böylece daha pürüzlü bir yüzeye sahip olan kumlanmış altlıklar üzerine yapılacak olan kaplamaların daha yüksek birikme verimliliklerine sahip olacağı düşünülmektedir.



Şekil 6.4 : % 12.5 B₄C takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi.



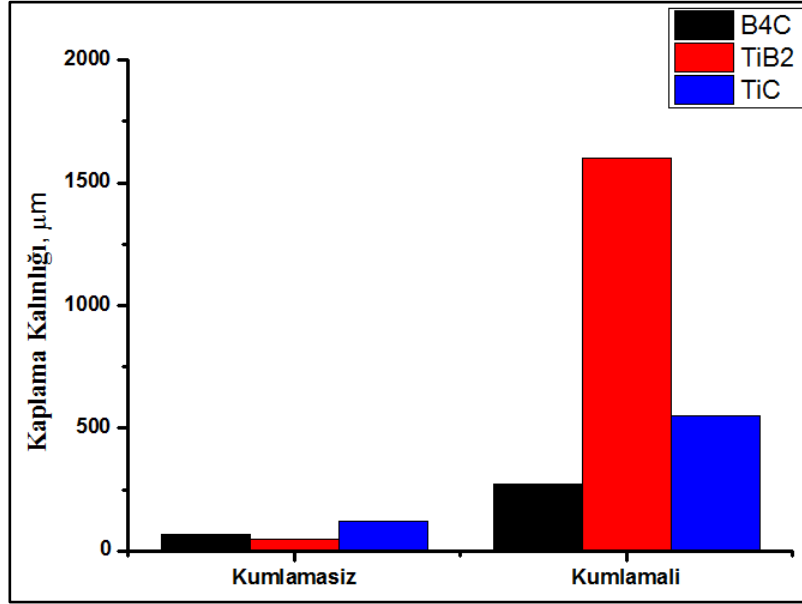
Şekil 6.5 : % 12.5 TiC takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi.



Şekil 6.6 : % 12.5 TiB₂ takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların hız, paso sayısı ve sertlik ilişkisi.

Kumlanan altlıklar üzerine en uygun parametrelerde tekrar çizgi kaplamalar denenmiştir. Kaplama kalınlıklarında gözle görülür bir artış gözlenmiştir. Bu değişiklik Şekil 6.7’de gösterilmektedir. Ayrıca kaplama yapılarında poroziteye ve kaplama ile altlık arasındaki arayüzeyde süreksizliklere rastlanmamıştır.

Bu sonuçlar neticesinde kumlanmış bakır altlıklara her bir seramik için en uygun olan parametreler (Çizelge 5.2) ile patern kaplamaları yapılmasına karar verilmiştir.

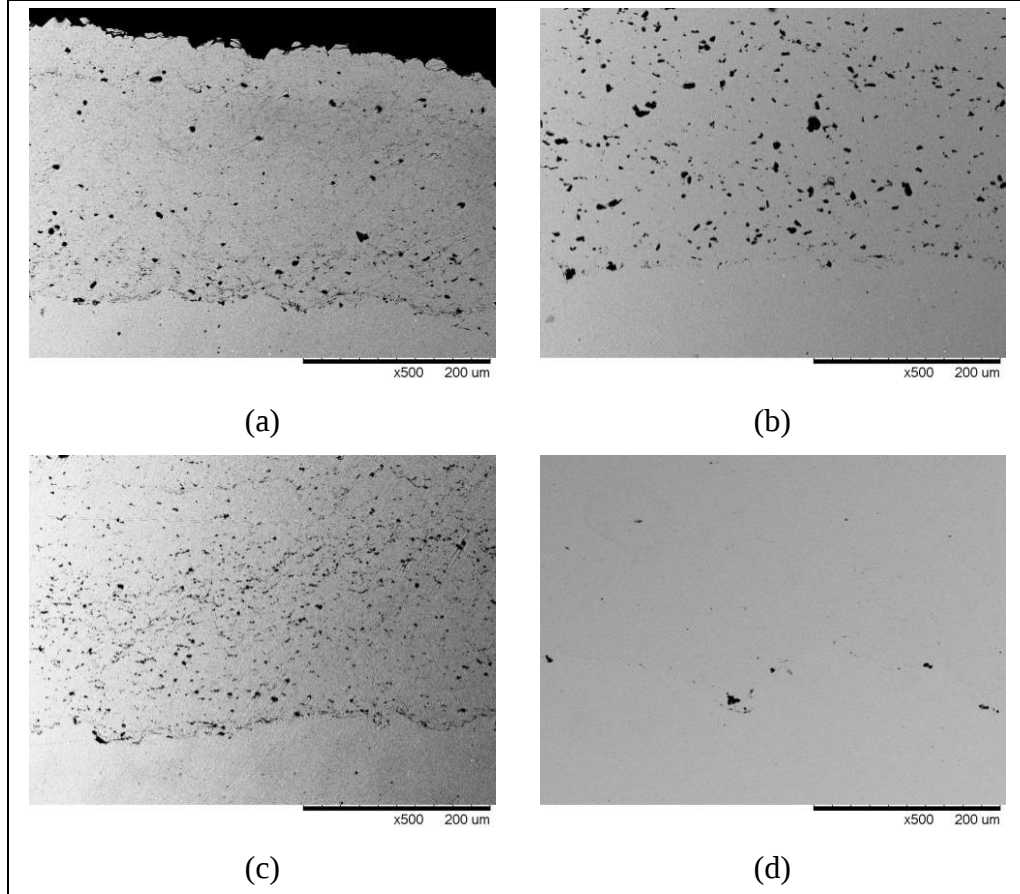


Şekil 6.7 : Seramik takviyeli kompozit kaplamaların kumlama öncesi ve kumlama sonrası kaplama kalınlık değerleri.

6.2 Mikroyapı İncelemeleri

Optimum koşullarda gerçekleştirilen hacimce % 12.5 seramik takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamalardan ve hacimce % 100 Cu içeren kaplamalardan elde edilen taramalı elektron mikroskop görüntüleri Şekil 6.8’de verilmiştir. Seramik takviyeli kompozit kaplamaların görüntülerindeki siyah partiküller seramik parçacıklarını göstermektedir. Taramalı elektron mikroskop çalışmaları kaplamaların yoğun (düşük poroziteli) bir yapıya sahip olduğunu ve altlığa ara yüzeyde herhangi bir süreksizlik oluşturmayacak şekilde tutunduğunu ortaya çıkarmıştır.

Patern kaplamaların kaplama kalınlık değerleri Çizelge 6.4’de verilmiştir. Optimum koşullarda yapılan patern kaplamalarda çizgi kaplamalara göre daha yüksek kaplama kalınlıklarının elde edildiği gözlenmiştir.



Şekil 6.8 : Seramik takviyeli bakır matrisli kompozit kaplamaların ve hacimce % 100 Cu içeren kaplamanın kesitinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri, (a) B_4C , (b) TiB_2 , (c) TiC takviyeli ve (d) takviyesiz Cu kaplama.

Patern çalışmaları daha düz bir yüzey elde etmek için peş peşe gelen çizgiler kaplama kalitesine göre belli oranlarda karşılaştırılarak gerçekleştirilmektedir. Başka bir deyişle ikinci çizginin bir kısmı bir önceki çizginin üstünden geçmektedir. Bu çakışmanın kaplama kalınlığında artışa neden olabileceği düşünülmektedir.

Çizelge 6.4 : Farklı toz karışımlarıyla üretilmiş patern kaplamaların kaplama kalınlık değerleri.

Toz Karışımı	Kaplama Kalınlığı (μm)
% 100 Cu	825
% 12.5 B_4C	270
% 12.5 TiB_2	1600
% 12.5 TiC	550

Farklı seramiklerin takviyesiyle üretilen kompozit kaplamalarda görüntü analiz programı yardımıyla seramik hacim oranları ölçülmüştür. Yapılan ölçümler sonucunda kaplama mikroyapısında bütün seramik takviyeli kaplamalar için besleme tozuna oranla daha az seramik bulunduğu tespit edilmiştir. Bu oranlar ve bu oranlara

bağlı olarak hesaplanan toz birikme verimleri Çizelge 6.5’de verilmiştir. Bu sonuçlarla seramik toz birikme veriminin (kaplamadaki seramik toz içeriğinin besleme tozundaki seramik toz içeriğine oranı) çok düşük olduğunu göstermektedir. Koivuluoto ve arkadaşları [41] SGDP tekniği ile Cu matrisli Al_2O_3 takviyeli kompozit kaplama üretilmesine çalışmış ve besleme tozundaki Al_2O_3 miktarı hacimce % 10-50 aralığında iken kaplamadaki Al_2O_3 miktarının % 0.9-3.6 olduğunu bildirmişlerdir.

Çizelge 6.5 : Kompozit kaplama yapısındaki seramik toz miktarı ve birikme verimi.

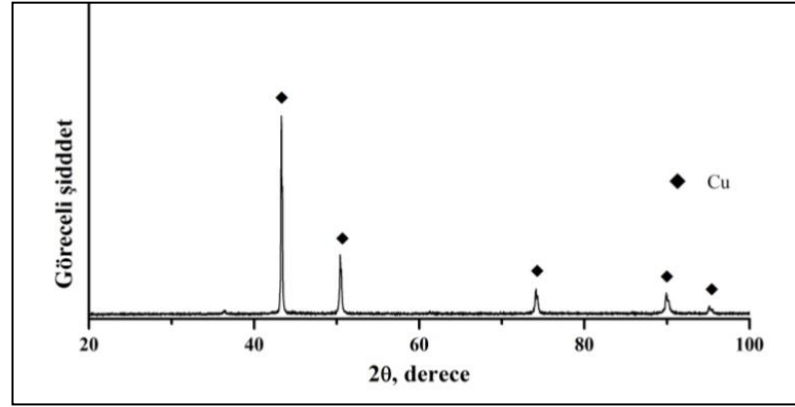
Seramik toz türü	Besleme tozundaki hacim oranı, %	Kaplama yapısındaki toz hacim oranı, %	Seramik toz birikme verimi, %
B_4C	12.5	1.4	10.8
TiB_2	12.5	4.1	32.8
TiC	12.5	2.5	19.8

6.3 Faz Analizleri (XRD)

Takviyesiz Cu ile Cu matrisli B_4C , TiB_2 ve TiC takviyeli kompozit kaplamaların ısıtma işlemi ve ısıtma işlemli durumlarının XRD paternleri ile kıyaslama amacıyla besleme tozlarının hazırlanmasında kullanılan Cu tozuna ait XRD paterni Şekil 6.9, 6.10, Şekil A.1-A.3’de verilmiştir. Besleme tozlarının hazırlanmasında kullanılan Cu tozuna ait XRD paterni ile kompozit kaplamalara ait XRD paternleri kıyaslandığında, besleme tozlarında bulunan Cu dışında herhangi bir faza ait pikin bulunmadığı görülmüştür. Bu durum püskürtme sırasında besleme toz bileşenleri (Cu, B_4C , TiB_2 , TiC) arasında kayda değer bir kimyasal reaksiyon olmadığını göstermiştir ve SGDP prosesi gereği püskürtme işlemi sırasında tozların yüksek sıcaklıklara maruz kalmamasından kaynaklanmıştır.

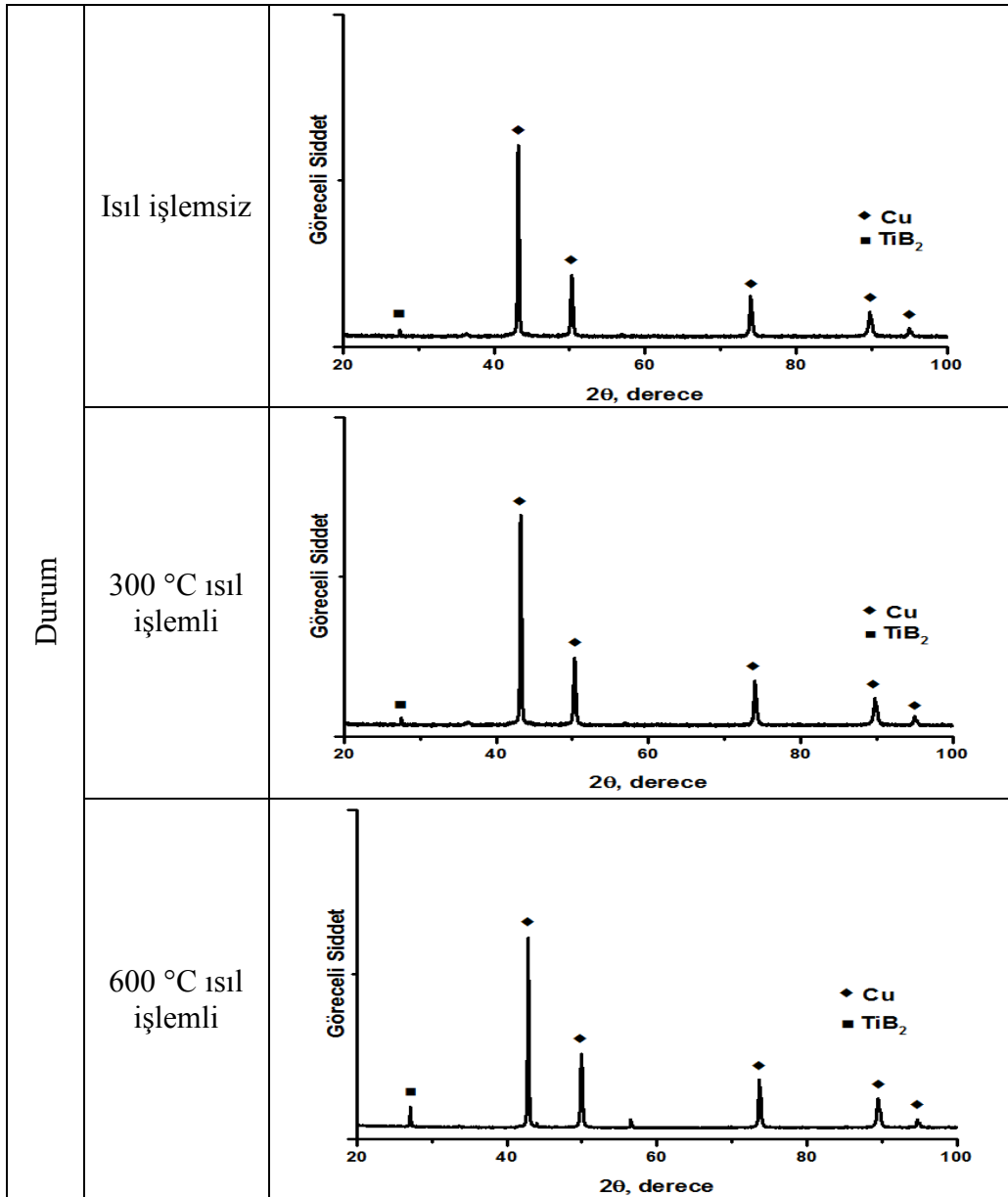
Benzer şekilde ısıtma işlemli kompozit kaplamaların XRD paternlerinde besleme tozlarında bulunan Cu dışında herhangi bir faza ait pikin bulunmadığı görülmüştür. bu gözlem ısıtma işlem çalışmaları kaplama bileşenleri arasında kayda değer bir kimyasal reaksiyon olmadığını göstermektedir. Kaplamaların kesit görüntüleri üzerinde gerçekleştirilen görüntü analiz çalışmalarında (Çizelge 6.5) seramik toz miktarının % 1.4 ile % 4.1 arasında değiştiği görülmüştür. Bu seramik miktarlarının XRD tekniği ile belirlenebilecek limitlerin altında olması nedeniyle seramik fazların XRD paternlerinde görülemediği düşünülmektedir. Sadece TiB_2 tozuyla yapılan

kompozit kaplamanın XRD paterninde TiB_2 piki görülmüştür. Bu da görüntü analiz çalışmaları (Çizelge 6.5) neticesinde TiB_2 'nin diğer kaplamalara oranla daha yüksek kaplama verimine sahip olması ve yapıda daha yüksek oranda seramik birikmesiyle açıklanabilir. Benzer şekilde, ısıtılmış durumdaki kompozit kaplamalarda seramik faz ile Cu matris arasında bir kimyasal reaksiyon varsa bile oluşan yeni fazların miktarı XRD tekniği ile belirlenebilecek minimum miktarın çok altında kaldığı için bu fazlar XRD paternlerinde görülmemiş olabilir.



Şekil 6.9 : Besleme tozunun hazırlanmasında kullanılan Cu tozuna ait XRD paterni.

XRD paternlerinde kristallografik karakterizasyon için Cu matrise ait en şiddetli difraksiyon piklerinin yarı yükseklikteki pik genişlik (full width at half maximum, FWHM) değerleri ölçülmüştür (Çizelge 6.6). Genel olarak orijinal durumdaki SGDP tekniği ile üretilmiş kaplamalardaki Cu difraksiyon piklerinin besleme tozlarının hazırlanmasında kullanılan Cu tozunun difraksiyon pikine kıyasla daha fazla pik genişliğine sahip oldukları görülmektedir. XRD tekniğinde pik genişlemesi, tane küçülmesinden ve atomik seviyede mikro gerinimden (microstrain) (iç gerinim) kaynaklanmaktadır [42-45]. Soğuk püskürtme ile üretilen kaplamalarda Cu difraksiyon pikinin daha geniş olması, kaplama yapısının aşırı plastik deformasyona uğraması ile açıklanabilir. Besleme tozunda seramik partikül bulunmasının pik genişlemesine olumlu yönde etki ettiği görülmektedir. Bu durum seramik tozların çarpma sırasında kalıcı deformasyona uğramayarak tüm momentumlarını (kinetik enerji) bakır matrise aktarmaları ile izah edilebilir. Saf Cu kaplama sırasında yüzeye çarpan Cu partiküller momentumlarını kendi plastik şekil değişimleri için harcar ve daha önce yüzeyde biriken Cu matrise momentum aktarımları sınırlı kalır.



Şekil 6.10 : TiB₂ takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri.

Diğer taraftan, ısıı işlem uygulanması pik genişliğinde genellikle azalmaya neden olmuştur. Bu azalma, ısıı işlemin toparlanma ve yeniden kristalleşme oluşumu ile kaplamanın iç gerinimlerini gidererek kaplama yapılarındaki soğuk işlem yapısını giderdiğini göstermektedir.

Çizelge 6.6 : En şiddetli Cu difraksiyon piklerine ait yarı yükseklikteki genişlik değerleri.

Numune	Yarı yükseklikteki pik genişliği		
	Durum		
	Isıl işlemsiz	300 °C ısıtılmış işlemli	600 °C ısıtılmış işlemli
Cu tozu	0.07	-	-
% 100 Cu kaplama	0.09	0.07	0.06
%12.5 B ₄ C + %87.5 Cu kaplama	0.11	0.06	0.08
%12.5 TiB ₂ + % 87.5 Cu kaplama	0.14	0.08	0.12
% 12.5 TiC + % 87.5 Cu kaplama	0.09	0.06	0.08

6.4 Sertlik Ölçümleri

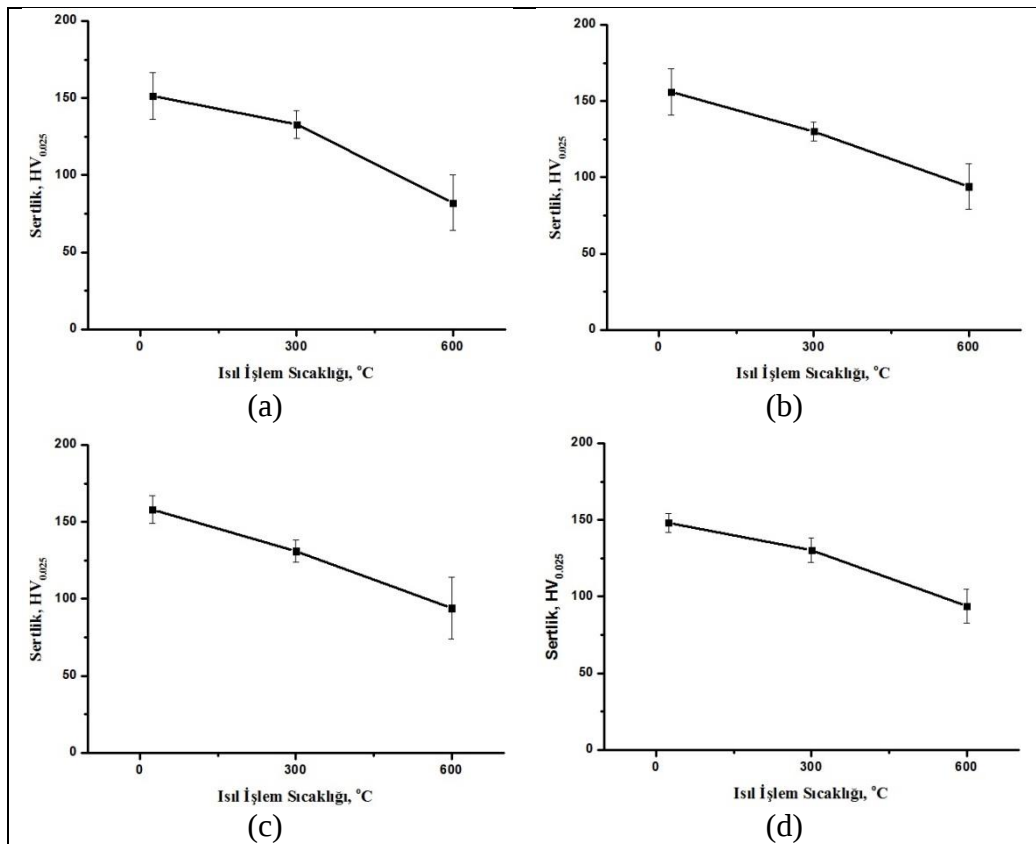
Kaplamaların ısıtılmış işlemli ve işlemsiz hallerinden alınan sertlik değerleri Çizelge 6.7’de verilmiştir. Ayrıca kaplamaların sertlik değerlerinin ısıtılmış işlem sıcaklığı ile değişimi Şekil 6.11’de verilmiştir. Çizelge 6.7’deki ısıtılmış işlemsiz sertlik değerleri, Şekil 6.11’deki oda sıcaklığındaki (24 °C) sertlik değerleri olup bu sertlikler kaplamaların orijinal sertliğini göstermektedir. Orijinal durumdaki kaplamaların sertliğinin Cu altlığının (106 HV_{0.025}) yaklaşık 1.5 katı olduğu görülmektedir. SGDP tekniği ile üretilmiş takviyesiz metal kaplamaların geleneksel yöntemler ile üretilen eşdeğer metal parçalara göre daha yüksek sertliğe sahip oldukları bilinmektedir. Bu durum metal tozlarının altlık yüzeyine çarpmaları sırasında aşırı plastik şekil değişimine uğrayarak deformasyon sertleşmesi ile açıklanmaktadır [46-48]. Sonuç olarak, takviyesiz Cu kaplamanın Cu altlığa göre daha yüksek sertliğe sahip olması, yapısının aşırı kalıcı şekil değiştirme sonucu soğuk işlem yapısında olmasından kaynaklanmaktadır. Seramik partikül ilavesi ile deformasyon sertleşmesinin yanında yapı içerisinde dağılmış seramik seramik fazların da sertliğe olumlu katkı yapması beklenmektedir. Ancak Cu matris içerisine seramik partikül ilavesi kaplamaların sertliğinde ciddi bir değişime neden olmamıştır. Bu sonuç kaplama yapısında çok az seramik partikülün bulunması ile açıklanabilir.

Isıtılmış işlem sıcaklığının kaplamaların sertlik değerlerinde kayda değer miktarda düşüşe sebep olduğu Şekil 6.11’de açıkça görülmektedir. Kaplamaların XRD paternleri ısıtılmış işlem ile iç gerinimlerin azaldığını göstermektedir. Dolayısı ile ısıtılmış işlem sonrası

kaplamaların sertlik değerlerindeki düşüş iç gerinimlerin azaltılması yoluyla deformasyon sertleşmesinin giderilmesi ile açıklanabilir.

Çizelge 6.7 : Kaplamaların sertlik değerleri.

Toz karışımı	Sertlik Değeri, HV _{0.025}		
	Isıl işlemsiz	300 °C ısıtılı işlemli	600 °C ısıtılı işlemli
% 100 Cu	148 ± 6	130 ± 8	94 ± 11
%12.5 B ₄ C	151 ± 15	133 ± 9	82 ± 18
%12.5 TiB ₂	156 ± 15	131 ± 6	93 ± 15
%12.5 TiC	157 ± 9	132 ± 7	94 ± 21



Şekil 6.11 : Patern kaplamaların sertliklerinin ısıtılma sıcaklığı ile ilişkisi (a) B₄C, (b) TiB₂, (c) TiC takviyeli kompozit ve (d) % 100 Cu kaplama.

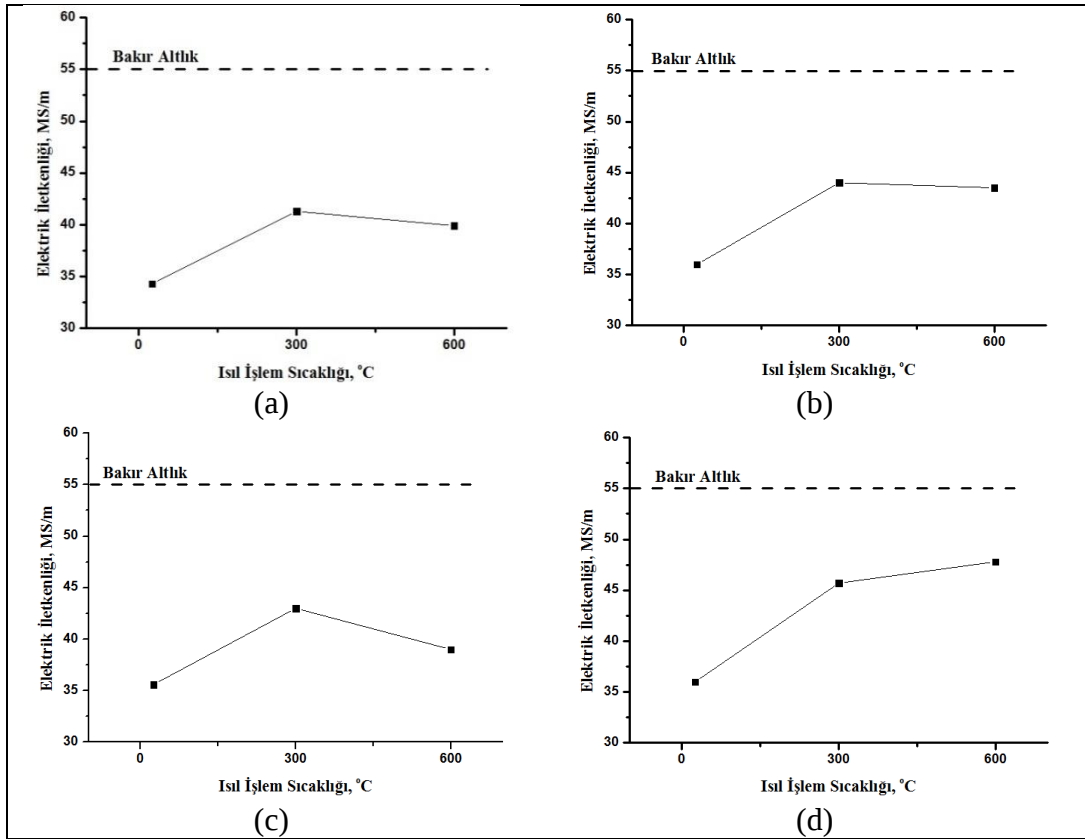
6.5 Elektrik İletkenliği Ölçümleri

Isıl işlemsiz ve ısıtılmalı durumdaki kaplamaların elektrik iletkenliği değerleri Şekil 6.12’de verilmiştir. Genel olarak SGDP tekniği ile üretilen kaplamaların Cu altlığa kıyasla çok daha düşük elektrik iletkenliğine sahip oldukları görülmektedir. Bu sonuç SGDP tekniğinde bağlanma mekanizması olan aşırı plastik şekil değişimi ile

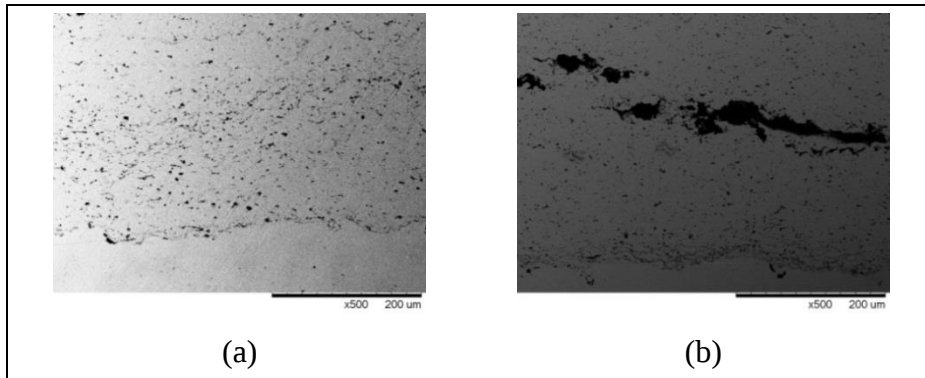
açıklanabilir. Kaplamalar aşırı plastik deformasyon sonucu soğuk işlem görmüş yapıdadır ve küçük tane yapısına sahip olması beklenir. Soğuk işlem yapısındaki yüksek dislokasyon yoğunluğu ve tane sınırları mikroyapısal hatalar olup, bu kristal hatalarının elektrik iletkenliğini düşürdüğü bilinmektedir. Diğer taraftan ısıl işlemsiz durumdaki kompozit kaplamaların takviyesiz kaplamaya göre bir miktar daha düşük elektrik iletkenliğine sahip oldukları görülmektedir. Bu sonuç, seramik tozların püskürtme sırasında Cu matrisle çarpışmaları ve tüm momentumlarını yumuşak Cu matrise aktarmak suretiyle hem Cu matrisin kalıcı şekil değişimine olumlu katkıda bulunmaları hem de kaplama yapısındaki elektrik iletkenliği düşük veya olmayan seramik tozların varlığı ile açıklanabilir. Sonuç olarak elektrik iletkenliği düşük veya olmayan seramik tozların varlığı ile açıklanabilir. Sonuç olarak seramik tozlar Cu matrisi daha fazla deformasyon sertleşmesine uğramasını ve de daha fazla iç gerinime sahip olmasını sağlayarak elektrik iletkenliğini düşürürler. Aynı zamanda mikroyapıdaki mevcudiyetleri de elektrik iletkenliğinin düşmesine sebep olmaktadır.

Isıl işlem uygulanması kaplamaların elektrik iletkenliğinin bir miktar artmasına sebep olmuştur. Isıl işlem ile elektrik iletkenliğinin artması, iç gerinimlerin azaltılarak soğuk işlem yapısının giderilmesiyle açıklanabilir. Artan elektrik iletkenliğine, ısıl işlem sırasında sinterleme yoluyla kaplama bileşenlerinin birbirlerine daha iyi bağlanmalarının da katkısı olabilir. Artan ısıl işlem sıcaklığı ile kaplamaların elektrik iletkenlik değerlerinin artma eğiliminde oldukları görülmektedir. Ancak TiC takviyeli kompozit kaplamanın elektrik iletkenlik değerinde 600 °C ısıl işlem sonunda belli bir düşüş gözlenmiştir. Bunun nedeni, kaplamanın üretimi sırasında yapı içerisinde hapsolan havanın basıncının ısıl işlem sırasında artması kaplama içerisinde Şekil 6.13’de görüldüğü gibi çatlakların oluşması olabilir. Bu çatlaklı yapının oluşumu, TiC takviyeli kompozit kaplamanın 600 °C ısıl işlem sonucunda elektrik iletkenliğinin 300 °C’deki ısıl işlemli kaplamalara kıyasla düşmesine sebep olmuştur. Tüm kaplamalarda yapılan ısıl işlemler sonrası Cu altlığın elektrik iletkenlik değerine ulaşamamıştır. Bu durumun yapı içerisinde kalan kristal hatalarında ve kaplamaların seramik içeriğinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Her kaplama için ulaşılan en yüksek elektrik iletkenlik değerleri kıyaslandığında, takviyesiz Cu kaplama en yüksek elektrik iletkenliğine sahipken bu kaplamayı sırasıyla TiB₂, TiC ve B₄C takviyeli kompozit kaplamalar takip etmektedir.



Şekil 6.12 : Kaplamaların elektrik iletkenliklerinin ısıtılma sıcaklığı ile değişimi, (a) B₄C takviyeli, (b) TiB₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplama (d) % 100 Cu kaplama.



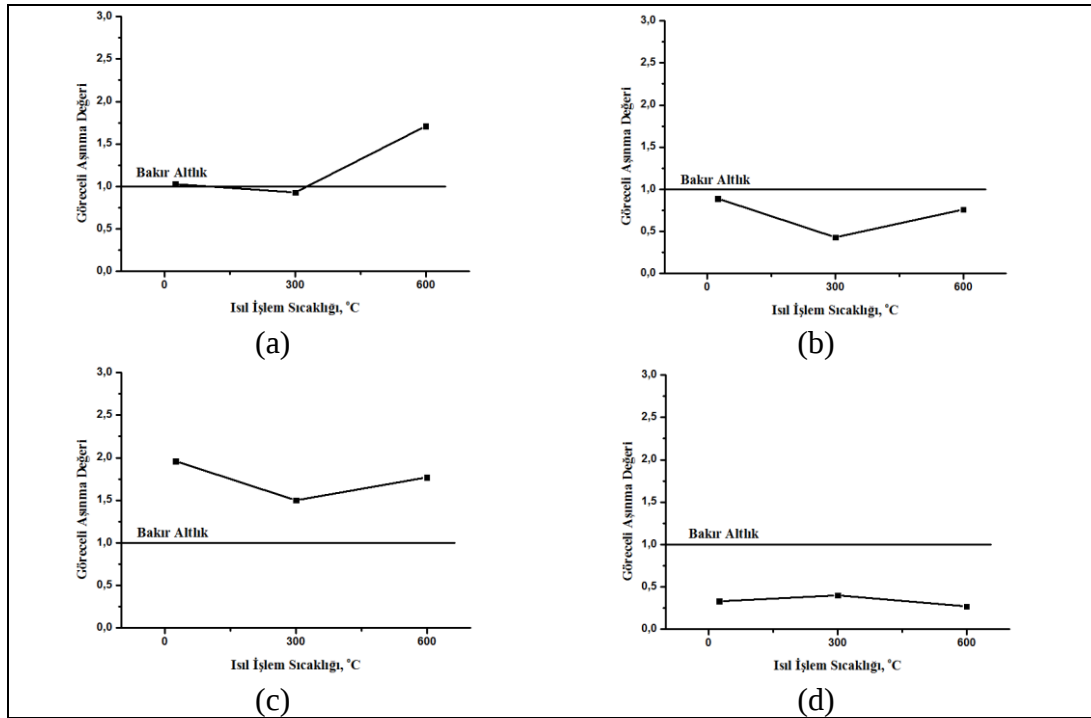
Şekil 6.13 : % 12.5 TiC takviyeli kompozit kaplamanın ısıtılma ve 600 °C ısıtılma gördükten sonraki taramalı elektron mikroskop görüntüleri, (a) ısıtılma, (b) 600 °C ısıtılma sonrası.

6.6 Aşınma Deneyleri

Yapılan aşınma deneyleri sonucunda oluşan göreceli aşınma kayıplarının ısıtılma sıcaklığı ile değişimi Şekil 6.14’de verilmiştir. 24 °C’de gösterilen değerler orijinal durumdaki kaplamaların ve Cu altlığın göreceli aşınma miktarlarını göstermektedir. Göreceli aşınma miktarı hesaplanmasında, referans olarak orijinal durumdaki Cu

altlık üzerinde oluşan aşınma kaybı alınmış ve diğer kaplamalar üzerinde oluşan aşınma kayıpları bu değere oranlanmıştır. Bu tanıma göre orijinal durumdaki Cu altlık üzerindeki göreceli aşınma kaybı değeri 1 olmaktadır.

Aşınma testleri sonrasında takviyesiz Cu kaplamanın her koşulda Cu altlıktan daha az aşınma kaybına uğradığı gözlenmiştir ve bu kaplamanın 600 °C’de ısıtıl işlem uygulanmış durumda aşınma miktarının en az olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.14). Seramik partikül ilavesinin kaplamaların aşınma performansı üzerindeki etkisinin aşınma direncine olumlu yönde olması beklenirken genelde seramik ilavesinin kaplamaların aşınma performansına olumsuz etki ettiği gözlemlenmiştir. Ancak TiB_2 takviyeli kompozit kaplamanın aşınma direnci takviyesiz Cu kaplamanınkinden yüksek olmasa da Cu altlığın aşınma direncinden daha yüksek seviyededir. TiB_2 ’nin bu olumlu katkısının nedeni toz karışımlarında kullanılan TiB_2 tozunun tane boyutunun diğer seramiklere göre daha büyük olması olabilir (Çizelge 5.1). Aşınma sırasında daha küçük tane boyutuna sahip seramik partiküller matristen koparak aşınmayı hızlandırırken, daha büyük tane boyutuna sahip TiB_2 partikülleri matristen kopmayarak aşınmayı azaltmıştır.



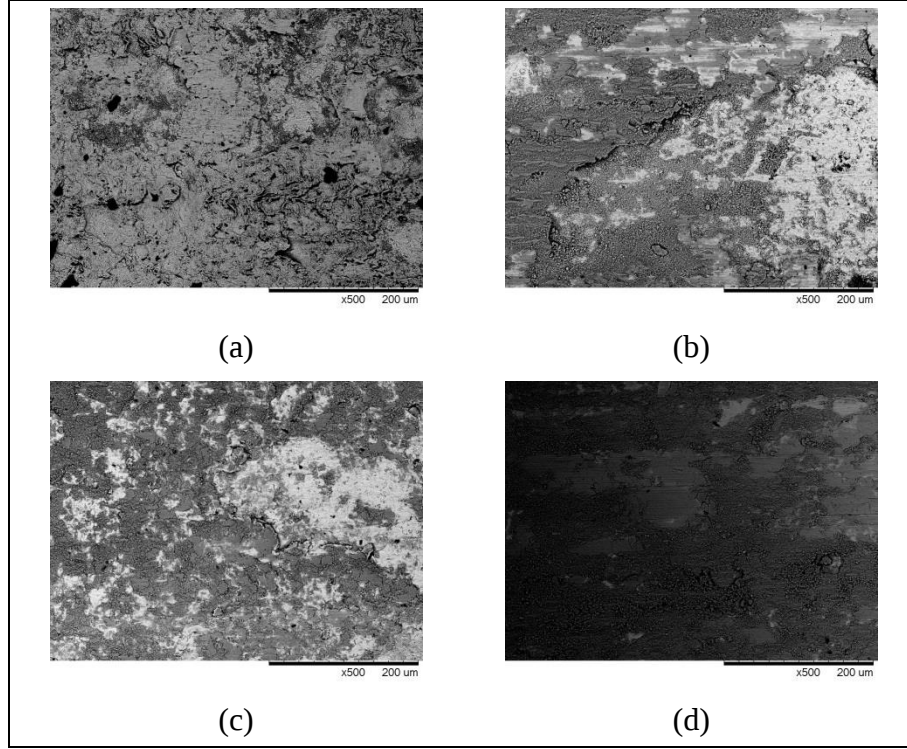
Şekil 6.14 : Kaplamaların ısıtıl işlem sıcaklığına göre göreceli aşınma değerleri, (a) B₄C takviyeli, (b) TiB₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplama ve (d) takviyesiz Cu kaplama.

Kaplamaların ısıtılma işlemiyle ve ısıtılma işlemli durumdaki aşınma deneyleri sonrası yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri Şekil 6.15, Şekil B.1 ve Şekil B.2’de verilmiştir. Taramalı elektron mikroskop çalışmalarında yapılan EDS analizleri takviyesiz Cu kaplama yüzeyinde aşınma sırasında demirce zengin bir fazın yüzeye yapıştığını göstermektedir. Aşınmada abrasif etkiden dolayı çelik toptan ayrılan demir parçacıkların oksijenle reaksiyona girerek oksitlendiği ve yüzeyde bir oksit tabakası oluşturduğu düşünülmektedir. Aşınmada oksit filmlerin yağlayıcı etki yaparak yüzeyi koruduğu bilinmektedir. Ancak TiC ve B₄C takviyeli kompozit kaplamalarda seramik partiküller matristen koparak üç elemanlı aşınma mekanizması ile bu oksit filmi kırmaktadırlar ve bununla birlikte oksit filmin koruyucu etkisi yok olarak daha fazla aşınma kaybı meydana gelmektedir. TiB₂ takviyeli kompozit kaplamada ise seramik partikül boyutu diğer iki seramik partiküle göre daha yüksek olduğundan matristen kopma daha az seviyededir ve oksit filmin yüzeyi koruduğu bir mekanizma mevcuttur. Takviyesiz Cu ve TiB₂ takviyeli kompozit kaplamanın daha yüksek aşınma direnci göstermesi bu koruyucu oksit filmin oluşumuna bağlanabilir. Bu sonuçlar aşınma deneyleri sonucunda elde edilen sürtünme katsayı grafiklerinden (Şekil B.3-B.5) ve bunlardan okunan ortalama sürtünme katsayı değerlerinden de desteklenmektedir. Öyle ki oksit filmin gözlemlendiği takviyesiz Cu kaplamadan seramik takviyeli kompozit kaplamalara göre daha düşük ortalama sürtünme katsayısı değerleri elde edilmiştir. Benzer oluşumlar ısıtılma işlemli kaplamalar için de geçerlidir.

Sonuç olarak aşınma testleri sırasında aşındırıcı top ile aşınan parça arasında malzeme geçişinin oluşması ve oksitlenmenin görülmesi aşınma sırasında oksidatif ve adhezif aşınma mekanizmalarının birlikte rol aldığını göstermektedir.

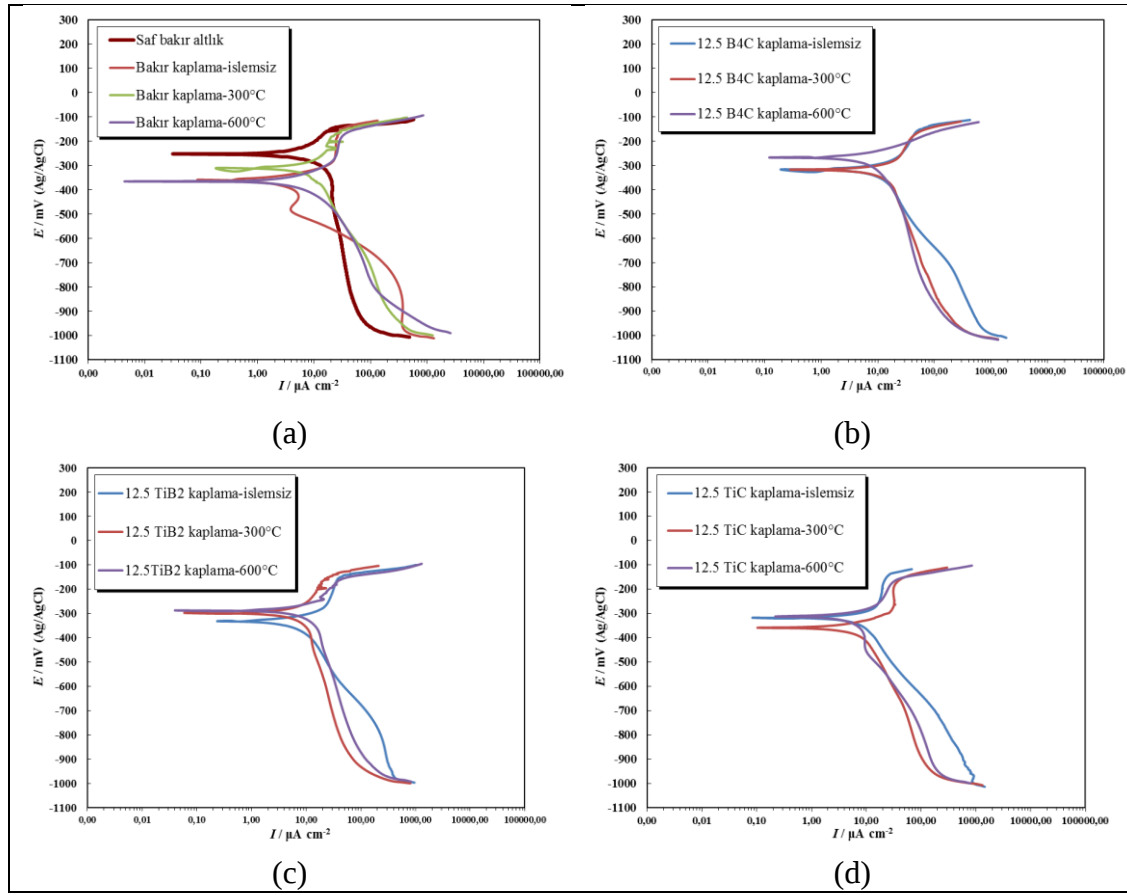
6.7 Elektrolitik Korozyon Deneyleri

Elektrolitik korozyon deneylerinden elde edilen anodik potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 6.16’da verilmiştir. Anodik polarizasyon eğrileri takviyesiz bakır kaplama ile kompozit kaplamaların birbirine benzer korozyon davranışı sergilediklerini gösterse de kompozit takviyeli kaplamalarda korozyon hasarının biraz daha geç başladığı ancak başladıktan sonra daha hızlı ilerlediği yine bu eğrilerden elde edilen korozyon potansiyeli (E_{kor}) ve akım yoğunluğu (I_{kor}) değerlerinden anlaşılmaktadır.



Şekil 6.15 : Isıl işlemsiz durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500) (a) B₄C takviyeli, (b) TiB₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamalar ve (d) %100 Cu kaplama.

Isıl işlem kaplamaların korozyon davranışlarında (akım yoğunluğu ve korozyon potansiyeli) belirgin bir değişikliğe yol açmamıştır. Anodik potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinde kaplamalar ile Cu altlığın katodik bölgelerinde çok önemli bir değişiklik olmadığı tespit edilmiştir. Şekil 6.16'daki grafiklerin anodik bölgelerinde kaplamalarda genellikle yaklaşık 0.3 - 0.4 V potansiyel değerinden başlamak üzere pasivasyon olduğu gözlemlenmiştir. Kaplamalar ile Cu altlığın korozyon davranışları kıyaslandığında Cu altlığın bütün kaplamalardan daha yüksek potansiyele sahip olduğu saptanmıştır. Akım yoğunlukları karşılaştırıldığında ise bazı kaplamaların Cu altlıktan daha düşük akım yoğunluklarına sahip oldukları görülmüştür. Bu gözlemler sonucunda kaplamaların Cu altlığa göre daha kolay bir şekilde korozyona uğradığı ancak korozyonun ilerleme hızının bazı kaplamalarda daha düşük seviyelerde olduğu sonucu çıkarılabilir.



Şekil 6.16 : Cu altlık ve kaplamaların anodik polarizasyon eğrileri (a) takviyesiz Cu, (b) B₄C takviyeli, (c) TiB₂ takviyeli, (d) TiC takviyeli kompozit kaplama.

7. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada soğuk gaz dinamik püskürtme tekniği ile kumlanmış bakır altlıklar üzerine “Cu + B₄C”, “Cu + TiB₂” ve “Cu + TiC” kompozit kaplamalar başarıyla gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapı incelemeleri için alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri bütün kaplamaarın altlıklara iyi tutunduğunu ve arayüzeyde herhangi bir süreksizliğin olmadığını göstermiştir.

Gerek ısıtıl işlemsiz gerekse ısıtıl işlemlili kaplamaların XRD paternlerinde besleme tozlarında bulunan Cu dışında herhangi bir faza ait pikin bulunmadığı görülmüştür. Bu sonuç püskürtme ve ısıtıl işlem sırasında Cu, B₄C, TiB₂ ve TiC arasında kayda değer bir kimyasal reaksiyon olmadığını göstermektedir. Yapılan XRD çalışmaları seramik partiküllerin fazları TiB₂ dışında bulunamamıştır. Bunun nedeni yapılan görüntü analiz çalışmaları sonucunda kaplama yapısındaki TiB₂ oranının diğer kaplamalardaki seramik oranlarına göre daha yüksek olmasıdır. Isıtıl işlemsiz durumdaki kaplamaların besleme tozlarının hazırlanmasında kullanılan Cu tozuna göre daha geniş (FWHM) difraksiyon pikine sahip olduğu belirlenmiştir. Kaplamalarda Cu difraksiyon pikinin daha geniş olması, kaplama yapısının aşırı kalıcı deformasyona uğradığını ve iç gerilmelerin oluştuğunu göstermektedir. Besleme tozu içerisinde seramik tozlarının bulunması pik genişlemesini daha da arttırmaktadır. Bu durum seramik tozların çarpma sırasında kalıcı deformasyona uğramayarak tüm kinetik enerjilerini bakır matrise aktarmaları ile açıklanabilir. Isıtıl işlem uygulaması ile kaplamalardaki Cu difraksiyon pik genişlikleri de kaplama yapısındaki iç gerinimlerin ve soğuk işlem yapısının giderilmesi nedeniyle genel olarak azalma göstermektedir.

Sertlik ölçümleri, orijinal haldeki kaplamaların sertliğinin altlık sertliğinin yaklaşık 1,5 katı olduğunu göstermiştir. Kompozit kaplamalar takviyesiz Cu kaplamaya nazaran bir miktar daha yüksek sertliğe sahiptirler. 600 °C ısıtıl işlem sonucunda sertlik değerleri saf bakır altlığın sertlik değerinin (106 HV_{0,025}) altına düşmüştür. Bu sebepten dolayı diğer özellikler göz önünde bulundurularak sertlik açısından 300 °C

ısıt ışıem uygulanmış ve ısıt ışıem uygulanmamış numuneler seçilebilir.

Kaplamaların elektrik iletkenlik değerleri bakır altlığa kıyasla soğuk ışıem yapılarından dolayı daha dūřuktur. Kompozit kaplamalar takviyesiz Cu kaplamaya nazaran biraz daha dūřuk elektrik iletkenliğine sahiptir. Isıt ışıem ile kaplamaların elektrik iletkenlik değerleri genellikle yūkselmiřtir ancak hala bakır altlığın değerinin çok altındadır. Takviyesiz Cu kaplamanın elektrik iletkenlik değeri 600 C ısıt ışıem sonunda yaklaşık 48 MS/m değerine ulaşarak saf bakırın 55 MS/m elektrik iletkenlik değerine en yakın olan kaplama olduğu grlmūřtur. Kompozit kaplamalarda ise saf bakırın 55 MS/m elektrik iletkenlik değerine en yakın değere 45 MS/m 300 C ısıt ışıem grmūř TiB₂ takviyeli kompozit kaplama ulaşmıştır.

Takviyesiz Cu ve TiB₂ takviyeli kompozit kaplamalar gerek ısıt ışıemsiz gerek ısıt ışıemli durumlarda bakır altlığa göre daha yūksel aşınma direnci sergilemektedir. B₄C takviyeli kompozit kaplama ısıt ışıemsiz ve 300 C ısıt ışıem uygulanmış durumlarda bakır altlığa yakın aşınma dirençleri gösterse de 600 C ısıt ışıem uygulanmış durumda bakır altlığa göre daha dūřuk aşınma direnci göstermektedir. TiC ise her durumda bakır altlığa göre daha dūřuk aşınma dirençleri sergilemiştir.

Sonuç olarak elektrik iletkenlik değerleri ve aşınma deneylerinin sonuçları dikkate alındığında takviyesiz bakır kaplamanın 300 C veya 600 C ısıt ışıem grmūř hali ve seramik takviyeler içerisinde yine elektrik iletkenlik değerleri ve aşınma deneylerinin sonuçları neticesinde TiB₂ takviyeli kompozit kaplamanın 300 C ısıt ışıem grmūř halinin bakır altlık malzemesinin yūzey özelliklerini geliştirmek amacıyla kullanılmasıının uygun olduğuna karar verilmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] **Feng, S. S., Geng, H. R. ve Guo, Z. Q.** (2011). Study on Cu-based electrical contact materials by warm compaction, *Journal of Functional Materials.*, **42**, 1020-30.
- [2] **Stanley, A, etc.** (1997). ASM Handbook; Powder metal technologies and applications, 1020-30.
- [3] **Mu, Z., Geng, H. R., Li, M. M., Nie, G. L. ve Leng, J. F.** (2013). Effects of Y_2O_3 on the property of copper based contact materials, *Composites: Part B*.
- [4] **Bateni, M. R., Ashrafizadeh, F., Szpunar, J. A. ve Drew R. A. L.** (2002). Improving the tribological behavior of copper through novel Ti-Cu intermetallic coatings, *Wear*, **253**, 626-39.
- [5] **Barriga, B., Diaz, B. F., Juarros, A., Ahmed, S. I. U. ve Arana, J. L.** (2007). Analysis of gold and copper contacts, *Tribology International*, **40**, 1526-30.
- [6] **Akhtar, F., Askari, S.J., Shah, K.A., Du, X. ve Guo, S.** (2009). Microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and wear behavior of high volume TiC reinforced Cu-matrix composites, *Materials Characterization*, **60**, 327-36.
- [7] **Song, W. M., Yang, J.R., Ku, J.J., Hao, Y. ve Ma, Y.** (2007). Microstructure and wear behaviour of Ni-based surface coating on copper substrate, *Wear*, **262**, 868-75.
- [8] **Tjong, S.C. ve Lau, K.C.** (2000). Tribological behaviour of sic particle-reinforced copper matrix composites, *Materials Letters*, **43**, 274-80.
- [9] **Champagne V.K.** (2007), The Cold Spray Materials Deposition Process Fundamentals and Applications, Woodhead Publishing Limited, England.
- [10] **Buggy, M. ve Conlon, C.** (2004). Material selection in the design of electrical connectors, *Journal of Materials Processing Technology*, **153-154**, 213-218.
- [11] **Braunovic, M., Myshkin, N. K. ve Konchits, V. V.** (2007). Fundamentals of electrical contacts, *Electrical and Computer Engineering part:1*, 3.
- [12] **Gök M.G. ve Kaplan M.,** (2011) Toz Metalurjisi Yöntemiyle Elektrik Kontak Malzemesi Üretimi ve Kontak Performansının Araştırılması, 6th International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, Turkey.
- [13] **Copper in Electrical Contacts**, (1997). Copper Development Association Publication, Technical Note 23.

- [14] **Güler Ö. ve Evin E.** (2009), The Investigation of Contact Performance of Oxide Reinforced Copper Composite via Mechanical Alloying, *Journal of Materials Processing Technology*, **209**, 1286-1290.
- [15] **Ng, K.W, Man, H.C., Cheng, F.T. ve Yue, T.M.** (2007). Laser cladding of copper with molybdenum for wear resistance enhancement in electrical contacts, *Applied Surface Science*, **253**, 6236-41.
- [16] **Rudolphi, A.K. ve Jacobson, S.** (1997). On the use of ceramic pvd coatings to replace metallic coatings in electrical contacts, *Surface Coatings and Technology* , **96**, 364-72.
- [17] **Novoselova, T., Fox, P., Morgan, R. ve O'Neill, W.** (2006). Experimental study of titanium/aluminium deposits produced by cold gas dynamic spray, *Surface and Coatings Technology*, **200**, 2775-83.
- [18] **Lee, H.Y., Jung, S.H., Lee, S.Y., You, Y.H. ve Ko, K.H.** (2005). Correlation between Al₂O₃ particles and interface of Al–Al₂O₃ coatings by cold spray, *Applied Surface Science*, **252**, 1891–98.
- [19] **Li, W.Y., Liao, H., Li, C.J, Coddet, G.L.C. ve Wang, X.** (2006). On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying, *Applied Surface Science*, **253**, 2852–62.
- [20] **Van Steenkiste, T.H., Smith, J.R. ve Teets, R.E.** (2002). Aluminum coatings via kinetic spray with relatively large powder particles, *Surface and Coatings Technology*, **154**, 237-52.
- [21] **Grujicic, M., Saylor, J.R., Beasley, D.E., DeRosset, W.S. ve Helfrich, D.** (2003). Computational analysis of the interfacial bonding between feed-powder particles and the substrate in the cold-gas dynamic-spray process, *Applied Surface Science*, **219**, 211–27.
- [22] **Gärtner, F., Stoltenhoff, T., Schmidt, T. ve Kreye, H.** (2006). The cold spray process and its potential for industrial applications, *Journal of Thermal Spray Technology*, **15**, 223-32.
- [23] **Klinkov, S.V., Kosarev, V.F. ve Rein, M.** (2005). Cold spray deposition: significance of particle impact phenomena, *Aerospace Science and Technology*, **9**, 582–91.
- [24] **Harminder, S., Sidhu, T. S. ve Kalsi S. B. S.** (2012). Cold spray technology: future of coating deposition processes, *Frattura ed Integrita Strutturale*, **22**, 69-84.
- [25] **Li, C. J., Li, W. Y., Wang, Y. Y., Yang, G. J. ve Fukanuma, H.** (2005). A theoretical model for prediction of deposition efficiency in cold spraying, *Thin Solid Films*, **489**, 79.
- [26] **Yoona, S., Leea, C., Choib, H. ve Job, H.** (2006). Kinetic spraying deposition behavior of bulk amorphous NiTiZrSiSn feedstock, *Materials Science and Engineering*, **416**, 45-52.
- [27] **Balani, K., Agarwal, A., Seal, S. ve Karthikeyan, J.** (2005). Transmission electron microscopy of cold sprayed 1100 aluminum coating, *Scripta Materialia*, **53**, 845.

- [28] **Li, W. Y., Liao, H., Douchy, G. ve Coddet, C.** (2007). Optimal design of a cold spray nozzle by numerical analysis of particle velocity and experimental validation with 316l stainless steel powder, *Materials and Design*, **28**, 2129-37.
- [29] **Ghelicho, R. ve Guagliano, M.** (2009). Coating by the cold spray process: a state of the art, *Frattura ed Integrita Strutturale*, **8**, 30-44.
- [30] **Li, C. J. ve Li, W. Y.** (2003). Deposition characteristics of titanium coating in cold spraying, *Surface and Coatings Technology*, **167**, 278-283.
- [31] **Lima, R. S., Kucuk, A., Berndt, C. C., Karthikeyan, J., Kay, C. M. ve Lindemann, J.** (2002). Deposition efficiency, mechanical properties and coating roughness in cold-sprayed titanium, *Journal of Materials Science Letters*, **21**, 1687-89.
- [32] **Assadi, H., Gärtner, F., Stoltenhoff, T. ve Kreye, H.** (2003). Bonding mechanism in cold gas spraying, *Acta Materialia*, **51**, 4379-94.
- [33] **Borchers, C., Gärtner, F., Stoltenhoff, T., Assadi, H. ve Kreye, H.** (2003). Microstructural and macroscopic properties of cold sprayed copper coatings, *Journal of Applied Physics*, **93**, 10064-70.
- [34] **Han, Y.K., Birbilis, N., Spencer, K., Zhang, M. X. ve Muddle, B.C.** (2010). Investigation of Cu coatings deposited by kinetic metallization, *Materials Characterization*, **61**, 1167-86.
- [35] **Fukumoto, M., Wada, H., Tanabe, K., Yamada, M., Yamaguchi, E., Niwa, A., Sugimoto, M. ve Izawa, M.** (2007). Effect of substrate temperature on deposition behavior of copper particles on substrate surfaces in the cold spray process, *Journal of Thermal Spray Technology*, **16**, 643-50.
- [36] **King, P. C., Bae, G., Zahiri, S. H., Jahedi, M. ve Lee, C.** (2009). An experimental and finite element study of cold spray copper impact onto two aluminum substrates, *Journal of Thermal Spray Technology*, **19**, 620-34.
- [37] **Li, W., Li, C. ve Liao, H.** (2010). Significant influence of particle surface oxidation on deposition efficiency, interface microstructure and adhesive strength of cold-sprayed copper coatings, *Applied Surface Science*, **256**, 4953-58.
- [38] **Kang, H. ve Kang, S.B.** (2003). Tungsten/copper composite deposits produced by a cold spray, *Scripta Materialia*, **49**, 1169-74.
- [39] **Kim, J.S., Kwon, Y.S., Lomovsky, O.I., Dudina, D.V., Kosarev, V.F., Klinkov, S.V., Kwon, D.H. ve Smurov, I.** (2007). Cold Spraying of in situ Produced TiB₂-Cu Nanocomposite Powders, *Composite Science and Technology*, **67**, 2292-96.
- [40] **Sudharshan, P. P., Vishnukanthan, V. ve Sundararajan, G.** (2007). Effect of Heat Treatment on Properties of Cold Sprayed Nanocrystalline Copper Alumina Coatings, *Acta Materialia*, **55**, 4741-51.

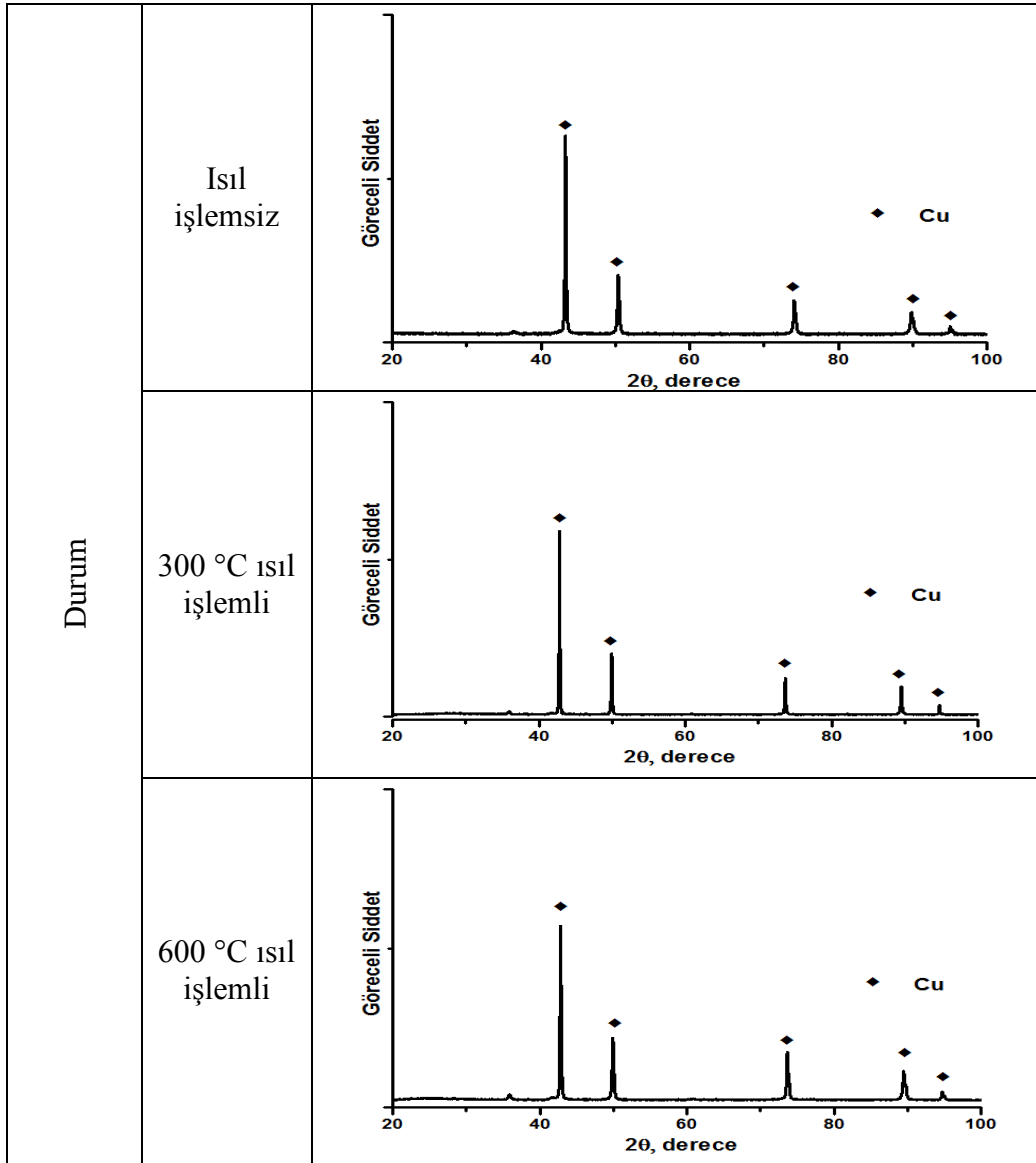
- [41] **Koivuluoto, H. ve Vuoristo, P.** (2010). Effect of powder type and composition on structure and mechanical properties of Cu +Al₂O₃ coatings prepared by using low-pressure cold spray process, *Journal of Thermal Spray Technology*, 19, 1081-92.
- [42] **Ajdelsztajn, L., Jodoin, B. ve Schoenung, J. M.** (2006). Synthesis and mechanical properties of nanocrystalline Ni coatings produced by cold gas dynamic spraying, *Surface & Coatings Technology*, **201**, 1166-72.
- [43] **Lima, R. S., Karthikeyan, J., Kay, C. M., Lindemann, J. ve Berndt, C. C.** (2002). Microstructural characteristics of cold-sprayed nanostructured WC-Co coatings, *Thin Solid Films*, **416**, 129-38.
- [44] **Ajdelsztajn, L., Jodoin, B., Kim, G. E. ve Schoenung, J. M.** (2005). Cold spray deposition of nanocrystalline aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **36A**, 657-66.
- [45] **Zhang, Q., Li, C. J., Li, C. X., Yang, G. J. ve Lui, S. C.** (2008). Study of oxidation behavior of nanostructured NiCrAlY bond coatings deposited by cold spraying, *Surface & Coatings Technology*, **202**, 3378-84.
- [46] **Jodoin, B., Ajdelsztajn, L., Sansoucy, E., Zuniga, A., Richer, P. ve Lavernia, E. J.** (2006). Effect of particle size, morphology and hardness on cold gas dynamic sprayed aluminum alloy coatings, *Surface & Coatings Technology*, **255**, 3822-28.
- [47] **Guo, X., Zhang, G., Li, W., Gao, Y., Liao, H. ve Coddet, C.** (2009). Investigation of the microstructure and tribological behavior of cold-sprayed tin-bronze-based composite coatings, *Applied Surface Science*, **255**, 3822-28.
- [48] **Yoon, S., Kim, J., Bae, G., Kim, B. ve Lee, C.** (2011). Formation of coating and tribological behavior of kinetic sprayed Fe-based bulk metallic glass, *Journal of Alloys and Compounds*, **509**, 347-53.

EKLER

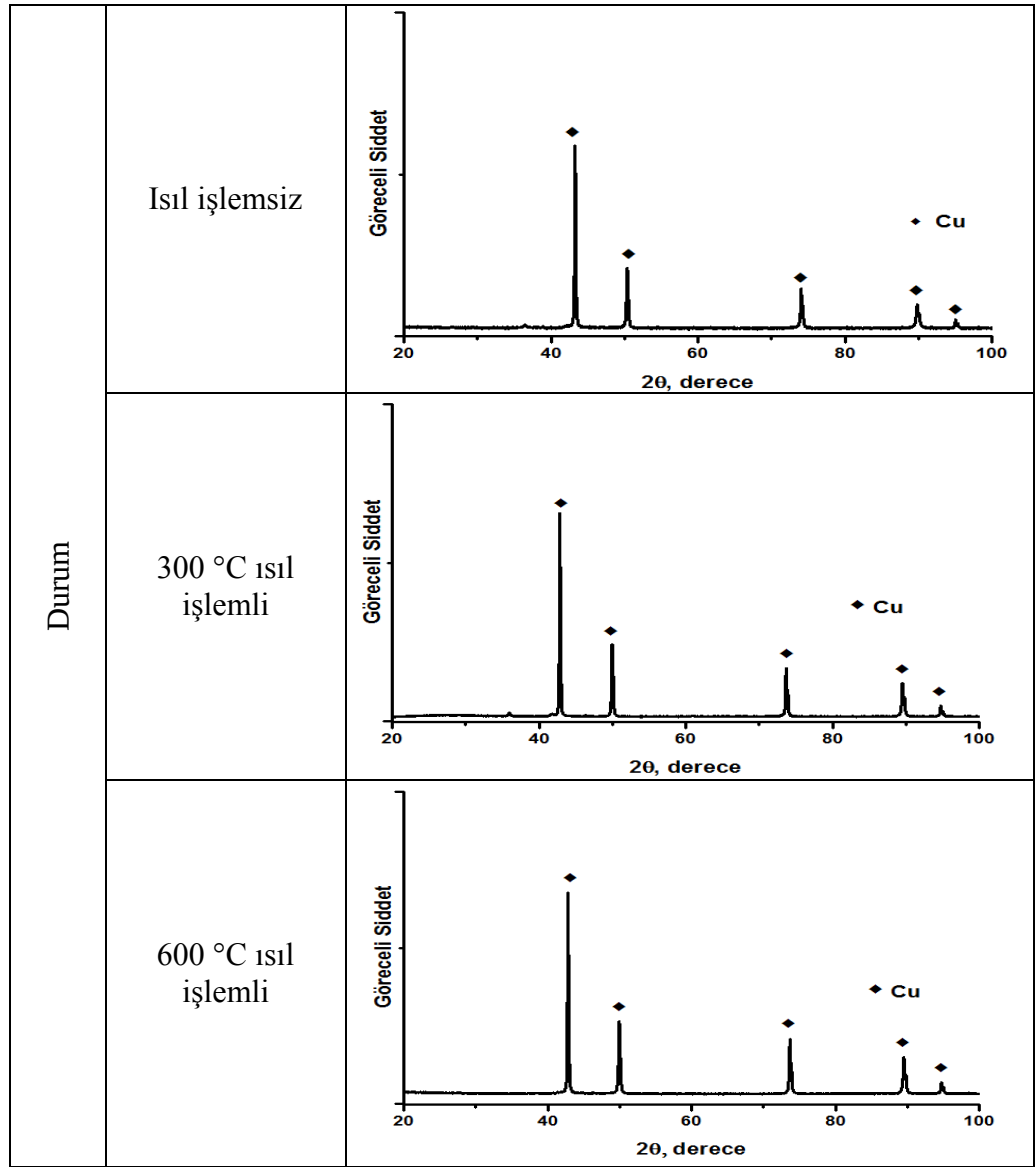
EK A: XRD paternleri

EK B: Aşınma deneyleri

EK A



Şekil A.1 : Takviyesiz Cu kaplamalara ait XRD paternleri.

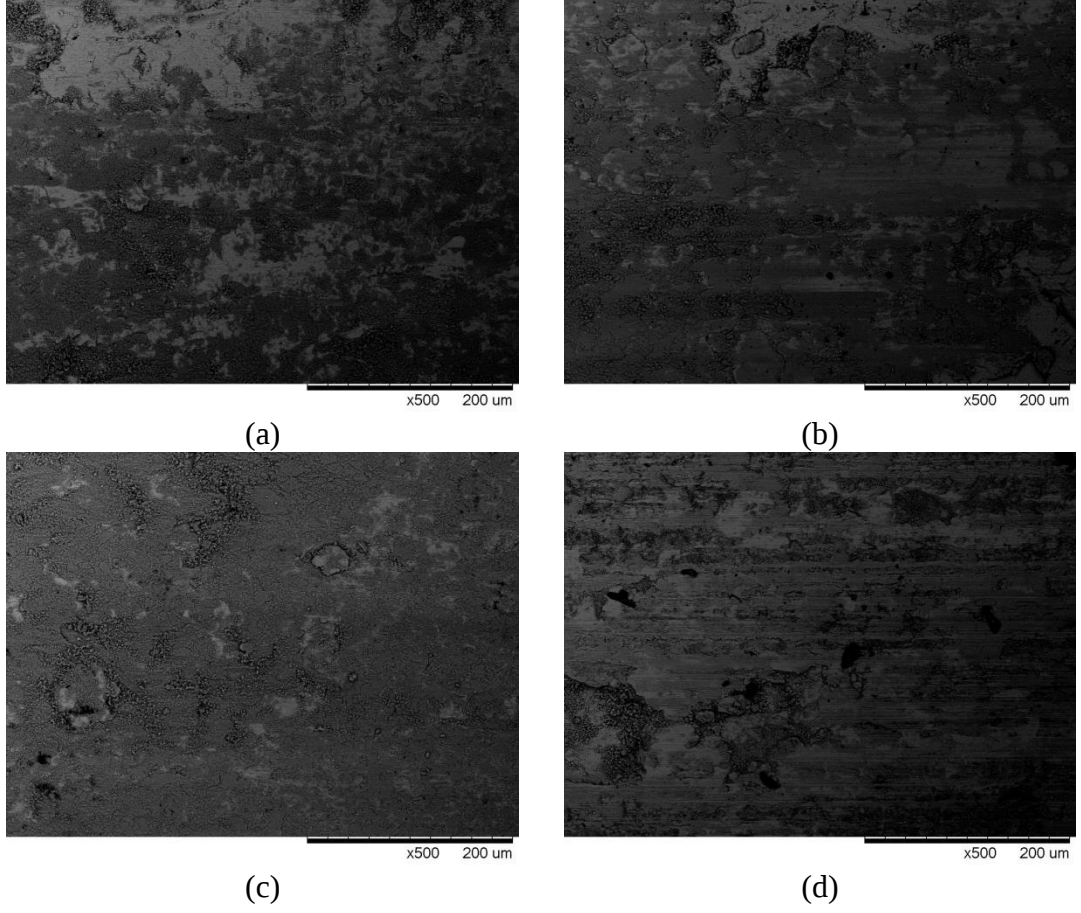


Şekil A.2 : B₄C takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri.

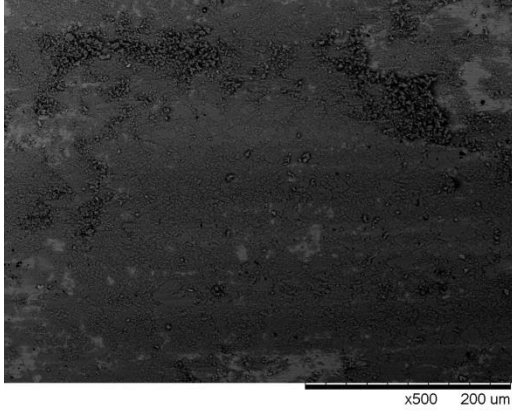
Durum	Isıl işlemsiz	
	300 °C ısıı işlemli	
	600 °C ısıı işlemli	

Şekil A.3 : TiC takviyeli kompozit kaplamalara ait XRD paternleri.

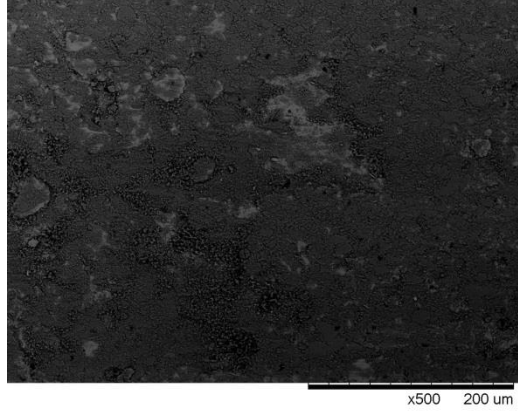
EK B



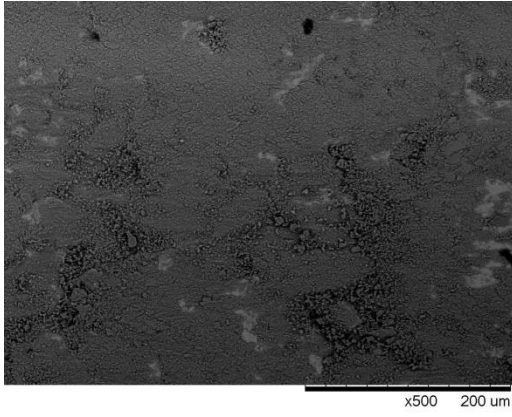
Şekil B.1 : 300 °C ısıt işlemleri görmüş durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500) (a) B₄C takviyeli, (b) TiB₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamalar ve (d) %100 Cu kaplama.



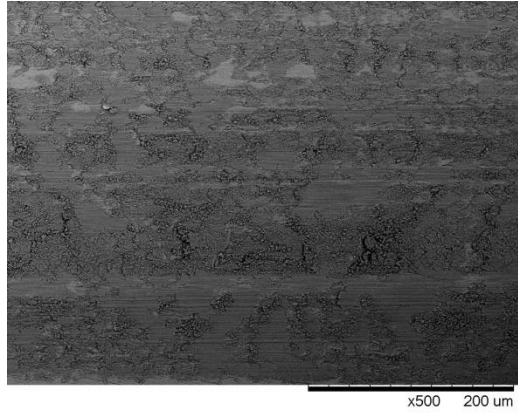
(a)



(b)

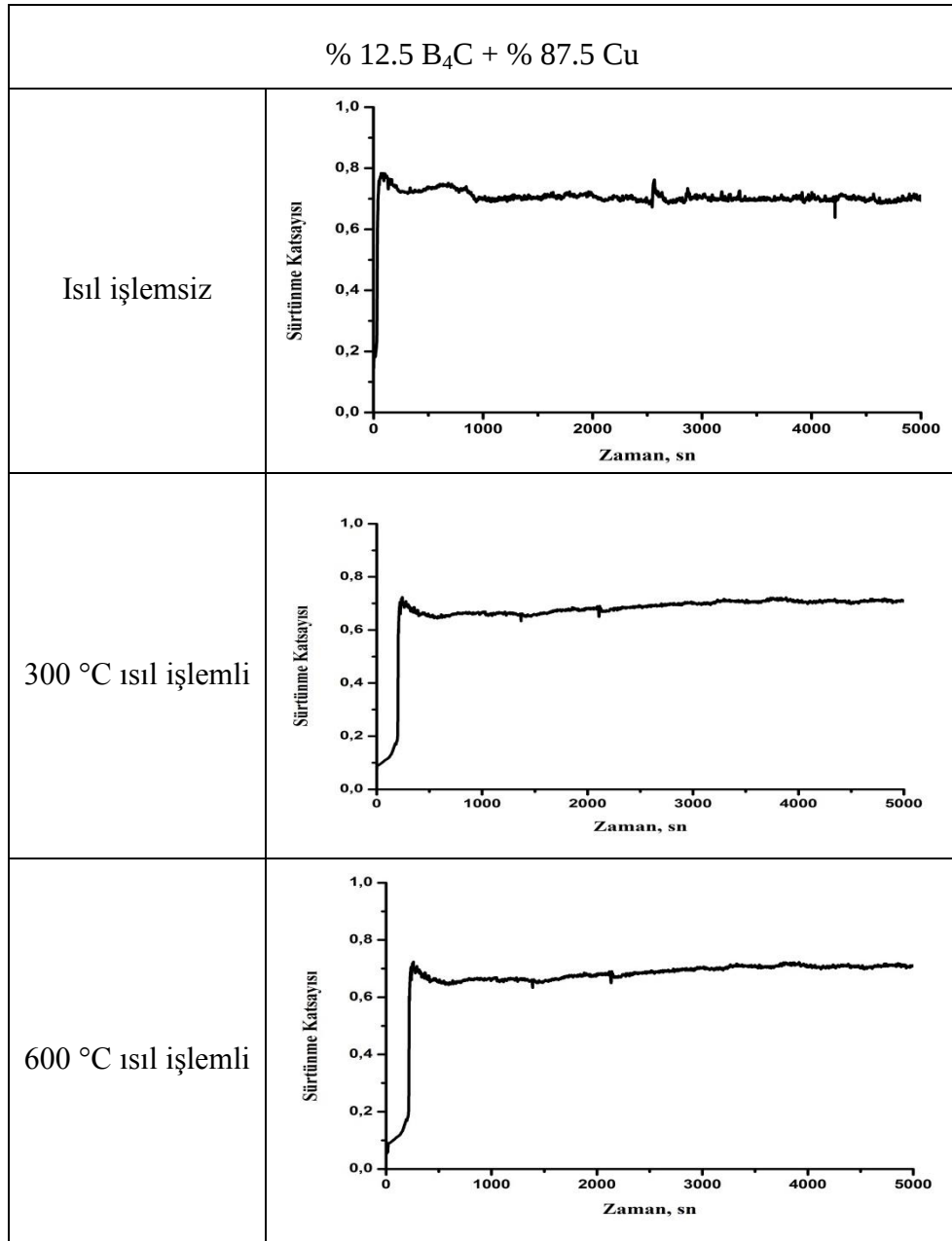


(c)

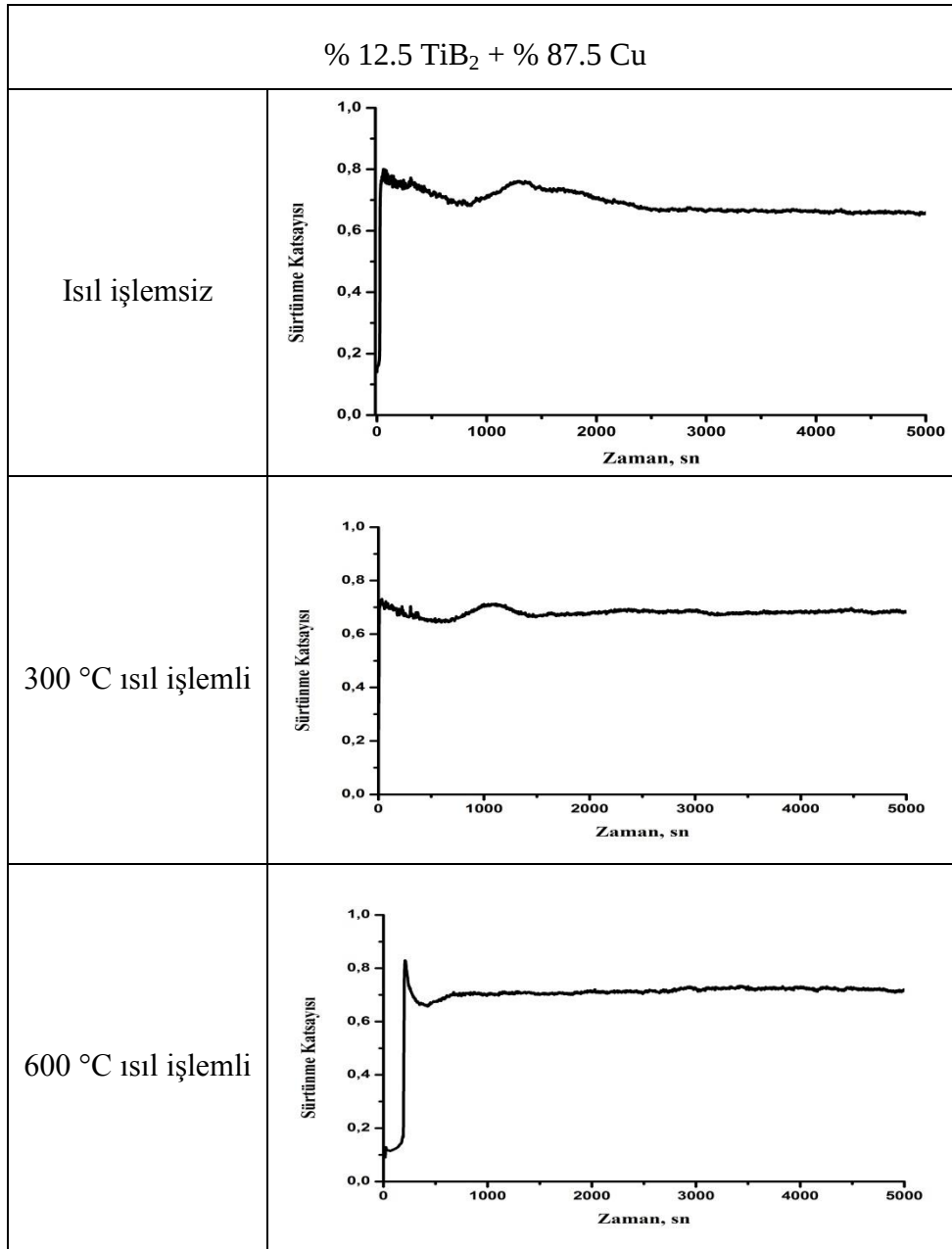


(d)

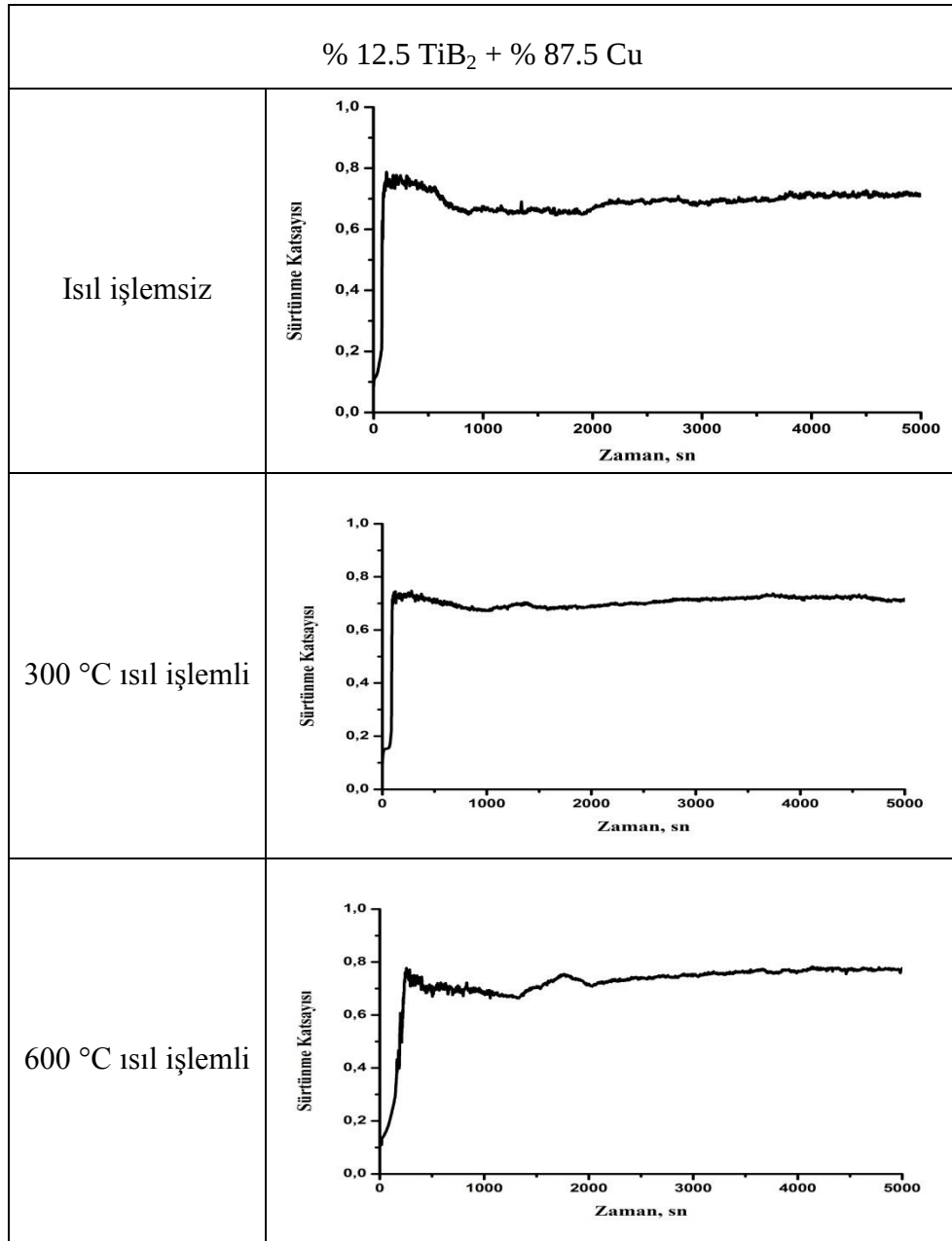
Şekil B.2 : 600 °C ısıt işlemleri görmüş durumdaki kaplamaların aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri (x500) (a) B₄C takviyeli, (b) TiB₂ takviyeli, (c) TiC takviyeli kompozit kaplamalar ve (d) %100 Cu kaplama.



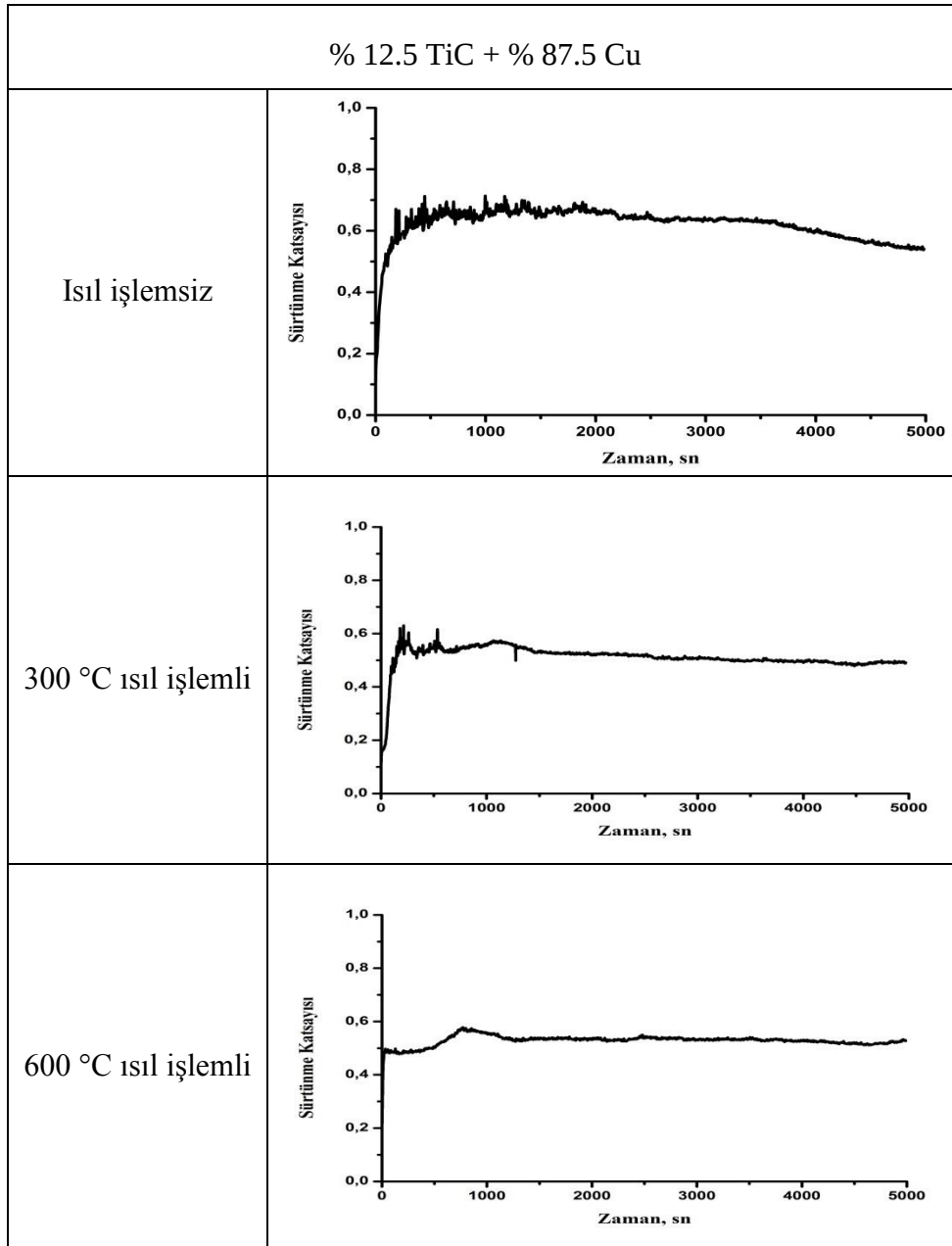
Şekil B.3 : B₄C takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıt işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları.



Şekil B.4 : TiB₂ takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıt işlem şartlarındaki sürtünme katsayıları.



Şekil B.5 : TiC takviyeli kompozit kaplamaların değişik ısıt işleml şartlarındaki sürtünme katsayıları.



Şekil B.6 : Takviyesiz Cu kaplamaların değişik ısıtım şartlarındaki sürtünme katsayıları.

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Çağdaş ÇALLI

Doğum Yeri ve Tarihi: Mersin - 23.11.1988

Adres: Ortabayır Mah. Hakim Sokak No:17/6 Kağıthane/İSTANBUL

E-Posta: cagdascalli@gmail.com

Lisans: İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

TEZDEN TÜRETİLEN YAYINLAR/SUNUMLAR

- Tazegul O., Calli C., Yumusak G., Meydanoglu O., Kayali S., Properties of Copper Based Coatings Produced by Cold Gas Dynamic Spraying Process. *International Journal of Art & Science*, Nisan 2013, Floransa, İtalya.
- Calli C., Tazegul O., Meydanoglu O., Kayali S., Characteristics of Composite Coatings Produced by Cold Gas Dynamic Spraying, *9th Coatings Science International*, 2013, Noordwijk, Hollanda.