

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**



TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ORCID : - - -

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :
ORCID : - - -

Trabzon

ÖNSÖZ

İlerleyen teknolojik gelişmeler ile üstün özellikli malzeme üretimi gün geçtikçe artmakta ve üretilen bu malzemelerin kullanımı birçok alanda yaygınlaşmaktadır. Birçok özelliği bünyesinde bulundurması ile oldukça geniş kullanım yelpazesine sahip olan fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler, gelişmiş özellikli ileri teknoloji malzemeleri olarak karşımıza çıkmaktadır.

Bu çalışmada, akımsız kaplama yöntemi ile elde edilen katmanlı metalik tozlar kullanılarak bakır esaslı fonksiyonel derecelendirilmiş elektrik kontak malzemeleri toz metalurjisi yöntemi ile üretildi. Bakır tozları üzerine ilk grup için, ikinci katman olarak gümüş, üçüncü bir katman olarak nikel; ikinci grup için, ikinci katman olarak yine gümüş ve üçüncü katman olarak krom, akımsız kaplama yöntemi ile kaplandı. Daha sonra, her katmanda farklı tür kaplamalara sahip katmanlı tozlar kullanılarak fonksiyonel derecelendirilmiş elektrik kontak malzemeleri (FDEKM) üretildi. Üretilen malzemelerin fiziksel-mekanik özellikleri, aşınma davranışları ve ark-erozyon dirençleri araştırıldı. Elektrik kontak temasına maruz kalan üst katmanlarda kullanılan kaplama tabakasının nikel veya krom olması durumunda; üretilen FDEKM'lerin sertlik, elektriksel iletkenlik, aşınma davranışları ve ark-erozyon dirençlerinin nasıl etkilendiği araştırıldı. Sonuç olarak, optimum özelliklere sahip yeni tür FDEKM'ler belirlendi.

Doktora çalışmalarım sırasında, tecrübeleriyle yol göstererek desteğini hiç esirgemeyen danışmanım Prof. Dr. Ümit ALVER'e teşekkürü bir borç bilirim. Çalışmalarımın her safhasına kılavuzluk eden Doç. Dr. Temel VAROL'a teşekkür ederim. Tez çalışmalarımın deneysel süreçlerinde yardımlarını esirgemeyen Prof. Dr. Hamdullah ÇUVALCI, Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI ve Doç. Dr. Serkan BIYIK'a teşekkürlerimi sunarım. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü araştırma görevlisi arkadaşlarıma çok teşekkür ederim. Tez çalışmama 218M208 numaralı proje ile maddi desteklerini sağlayan TÜBİTAK'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Son olarak, büyük fedakarlıklarıyla manevi desteklerini eksik hissettirmeyen aileme ve yoğun çalışmalarım sırasında verdiği destek ve gösterdiği sabır için eşime çok teşekkür ederim.

Onur GÜLER
Trabzon 2022

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “Katmanlı Metalik Tozlar Kullanılarak Geliştirilen Yeni Tür Elektrik Kontak Malzemelerinin Üretimi ve Karakterizasyonu” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Ümit ALVER’in sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 12/12/2022

Onur GÜLER

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VIII
SUMMARY	IX
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	X
TABLolar DİZİNİ.....	XV
SEMBOLLER DİZİNİ	XVI
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler.....	5
1.3. Üretim Yöntemleri.....	10
1.3.1. Kimyasal Buhar Biriktirme/Sızdırma	10
1.3.2. Termal Sprey	11
1.3.3. Yüzey Reaksiyon İşlemleri.....	12
1.3.4. Savurmalı Döküm.....	13
1.3.5. Şerit Döküm.....	14
1.3.6. Lazerle Ergitme-Biriktirme	14
1.3.7. Elektroforetik Biriktirme	15
1.3.8. Akımsız (Otokatalitik) Kaplama	16
1.3.9. Kıvılcım Plazma Sinterleme.....	22
1.3.10. Toz Metalurjisi	23
1.2.11. Mekanik Aşındırma/Öğütme.....	36
1.4. Aşınma.....	38
1.4.1. Adhesiv Aşınma	38
1.4.2. Abrasiv Aşınma	39
1.4.3. Erozyon Aşınması	40

1.4.4.	Titreşimli Aşınma	41
1.4.5.	Yorulma Aşınması veya Tabakalı Aşınma	41
1.4.6.	Korozyon Aşınması	41
1.4.7.	Plastik Deformasyon ve Oluklanma Aşınması	42
1.5.	Elektrik Kontak Malzemeleri	42
1.5.1.	Elektrik Kontaktlarının Karakteristiği	45
1.6.	Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	50
2.	YAPILAN ÇALIŞMALAR	56
2.1.	Kullanılan Malzemeler	56
2.2.	Mekanik Öğütme İşlemleri	57
2.3.	Akımsız Kaplama İşlemleri	59
2.4.	Bütünleşik Malzeme Üretimi	65
2.5.	Karakterizasyon İşlemleri	69
2.5.1.	Tozların Parçacık Boyutu Ölçümleri	69
2.5.2.	Tozların Görünür Yoğunluk Hesaplamaları	70
2.5.3.	Metalografik İşlemler	71
2.5.4.	Mikroskopik Analiz	71
2.5.5.	Kristal Yapı ve Faz Analizi	72
2.5.6.	Termogravimetrik Analiz	73
2.5.7.	Sertlik Analizi	74
2.5.8.	Elektriksel İletkenlik Analizi	74
2.5.9.	Aşınma Deneyleri	75
2.5.10.	Kontak Deneyleri	77
3.	BULGULAR	79
3.1.	Toz Karakterizasyonu	79
3.2.	Mikroyapı Karakterizasyonu	105
3.3.	Fiziksel ve Mekanik Özellik Karakterizasyonu	112
3.4.	Aşınma Performanslarının İncelenmesi	119
3.4.1.	Kayma Mesafesine Göre Aşınma Performansları	120
3.4.2.	Kayma Hızına Göre Aşınma Performansları	122
3.4.3.	Uygulanan Yüke Göre Aşınma Performansları	123
3.4.4.	Aşınma Mekanizmalarının İncelenmesi	125
3.5.	Ark-erozyon Performanslarının İncelenmesi	134

3.5.1. Ark-erozyon Kayıplarının İncelenmesi	135
3.5.2. Ark-erozyon Yüzeylerinin İncelenmesi.....	142
4. İRDELEME	149
5. SONUÇLAR.....	158
6. ÖNERİLER	162
7. KAYNAKLAR.....	163

ÖZGEÇMİŞ



Doktora Tezi

ÖZET

KATMANLI METALİK TOZLAR KULLANILARAK GELİŞTİRİLEN YENİ TÜR ELEKTRİK KONTAK MALZEMELERİNİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Onur GÜLER

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Ümit ALVER
2022, 182 Sayfa.

Bu çalışmada, katmanlı metalik tozları kullanılarak yeni tür elektrik kontak malzemelerini üretmek amacıyla; bakır tozları üzerine akımsız gümüş, nikel ve krom kaplamalar uygulandı. Elde edilen katmanlı tozlar kullanılarak, toz metalurjisi yöntemiyle fonksiyonel derecelendirilmiş yeni tür elektrik kontak malzemeleri üretildi. Öncelikle, akımsız kaplama kalitesi için en uygun toz morfolojisini belirlemek amacıyla; bakır tozları farklı sürelerde öğütülerek elde edilen bakır tozlarına akımsız gümüş kaplama işlemleri uygulandı. Pulsu olan morfolojinin akımsız kaplama işlemleri için en uygun morfoloji olduğu belirlendi. Akımsız kaplama işlemlerinden sonra, toz metalurjisi yöntemiyle katmanlı tozlar kullanılarak üretilen iki farklı fonksiyonel derecelendirilmiş elektrik kontak malzemesi (FDEKM) üç katmanlı olarak tasarlandı. Her iki FDEKM için alt ve orta tabakalar aynı malzemeleri içermekle birlikte; alt katmanda küresel bakır tozları, orta katmanda gümüş kaplı bakır tozları kullanıldı. İlk FDEKM için üst katmanda; dış, orta ve alt tabakada sırasıyla nikel, gümüş ve bakır içeren üç katmanlı tozlar kullanılırken, ikinci FDEKM için krom, gümüş ve bakır içeren üç katmanlı tozlar kullanıldı. Üretilen malzemeler için fiziksel-mekanik özellik, aşınma performansı ve ark-erozyon direnci araştırması yapıldı. Nikel içeren FDEKM'lerden elde edilen elektriksel iletkenlik değeri yaklaşık 85 %IACS olarak belirlenirken sertlik değerleri yaklaşık 125 HB'ye kadar yükselmiştir. Elektriksel iletkenlik değerleri saf bakıra göre yaklaşık %15 oranında azalma gösterse de sertlik değerleri saf bakıra göre yaklaşık %50 oranında artış göstermiştir. Aşınma ve ark-erozyon dirençleri de saf bakıra göre, sırasıyla yaklaşık 3 ve 10 kat artış göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Elektrik kontak malzemesi, Akımsız kaplama, Bakır, Gümüş, Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler

PhD. Thesis

SUMMARY

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF NOVEL ELECTRICAL CONTACT MATERIALS DEVELOPED USING LAYERED METALLIC POWDERS

Onur GULER

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Metallurgical and Materials Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Umit ALVER
2022, 182 Pages,

In this study, in order to produce novel electrical contact materials using layered metallic powders; electroless silver, nickel and chrome coatings were applied on copper powders. Using the obtained layered powders, functional graded novel electrical contact materials were produced by powder metallurgy method. First of all, in order to determine the most suitable powder morphology for electroless coating quality; Electroless silver coating processes were applied to copper powders obtained by milling copper powders at different times. It was determined that the flake morphology was the most suitable for electroless coating processes. Two different functionally graded electrical contact materials (FGECEM) produced by using layered powders by powder metallurgy method after electroless coating processes were designed as three layers. Although the lower and middle layers for both FGECEMs contain the same materials; spherical copper powders were used in the bottom layer and silver-coated copper powders were used in the middle layer. For the first FGECEM, in the upper layer; 3-layer powders containing nickel, silver and copper were used in the outer, middle and bottom layers, respectively, while 3-layer powders containing chromium, silver and copper were used for the second FGECEM. The investigation of physical-mechanical properties, wear performance and arc-erosion resistance was carried out for the produced materials. While the electrical conductivity value obtained from FGECEMs containing nickel was determined as approximately 85 IACS%, the hardness values increased up to approximately 125 HB. Although the electrical conductivity values decreased by approximately 15% compared to pure copper, the hardness values increased by approximately 50% compared to pure copper. Wear and arc-erosion resistances also increased approximately 3 and 10 times, respectively, compared to pure copper.

Key Words: Electrical contact material, Electroless coating, Copper, Silver, Functionally graded materials

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1. Geleneksel kompozit malzeme yapısının FDM yapısı ile karşılaştırılması	5
Şekil 2. FDM’lerin kesit boyunca görülen sertlik profiline bir örnek	6
Şekil 3. FDM’lerin çeşitli uygulama alanları	7
Şekil 4. Uzun bir kemik yapısının hiyerarşik yapı ve gradyanları	8
Şekil 5. Cilt dokusunun oluşturduğu tabakalar.....	9
Şekil 6. Elektrik kontak malzemesi için FDM örneği	9
Şekil 7. Şematik bir KBB reaktörü.....	11
Şekil 8. Şematik bir termal spreycaplama mekanizması.....	12
Şekil 9. Karbonlama (a) ve nitratlama (b) üniteleri.....	13
Şekil 10. Şematik savurmalı döküm işlemi ve üretilen bir FDM örneği.....	13
Şekil 11. Şerit döküm sistemi	14
Şekil 12. Lazer biriktirme sistemi	15
Şekil 13. Elektroforetik kaplama ve bu yöntemle elde edilen FDM yapısı örneği.	16
Şekil 14. Elektrolitik kaplama (a) ve akımsız kaplama işlemi (b).....	17
Şekil 15. Akımsız ve elektrolitik kaplamanın kıyaslanması (a) ve akımsız kaplama ile elde edilen bir FDM yapısı (b)	18
Şekil 16. Akımsız kaplama reaksiyonunun oksit tabakasına tepkisi	19
Şekil 17. Akımsız nikel kaplanmış grafit (a) ve akımsız kobalt kaplanmış WC parçacıklar (b)	21
Şekil 18. KPS sisteminin şematik olarak gösterilişi	23
Şekil 19. Toz metalurjisi adımları ve presleme sistemi (FDM)	24
Şekil 20. Toz üretim yöntemleri; gaz atomizasyonu (a) , su atomizasyonu (b), elektroliz (c)	25
Şekil 21. Farklı toz morfolojileri; küresel (a), düzensiz ve çubuksu (b) ve dendritik (c)....	26
Şekil 22. Hall akış-ölçer sistemi	28
Şekil 23. Tozların sıkıştırma eğrisi.....	29
Şekil 24. Tek (a) ve çift (b) eksenli presleme işlemi ile tozların yoğunlaşma davranışları.	30
Şekil 25. Bir sıcak presleme ünitesinin şematik gösterilişi	31
Şekil 26. Sinterleme sırasında parçacıkların temas durumları	32

Şekil 27. Tane sınırlarının gözenekleri süpürmesi olayı	33
Şekil 28. Cu/CNT kompozitlerin sinterleme sıcaklığının içyapı özelliklerine etkisi	34
Şekil 29. Katı hal sinterleme sistemi	35
Şekil 30. Sıvı hal sinterleme sistemi.....	36
Şekil 31. MA/MÖ sistemi; öğütücü eleman (a), kırılma fazları (b) ve kaynaklanma mekanizması (c).....	37
Şekil 32. Adhesiv aşınma mekanizması ve örnek SEM görüntüsü	39
Şekil 33. Abrasiv aşınma mekanizmaları (üstte) ve örnek SEM görüntüsü (altta)	40
Şekil 34. Bir kontaktörün çalışma prensibi	43
Şekil 35. Bir kontak çiftinin mikroskobik ölçekteki gerçek temas bölgesi	46
Şekil 36. Kontaktaki ark-erozyon sistemi; (a) metal iyonlarının ve elektronların katot ve anot ile yoğun çarpışması, (b) erimiş havuzun oluşumu ve damlaların püskürtülmesi, (c) eriyen metalin katılaşması, erimiş damlacık, gözeneklilik ve boşluk, mikro çatlaklar.....	49
Şekil 37. Başlangıç bakır tozlarının morfolojisi (a) ve parçacık boyut dağılımı (b)	56
Şekil 38. Akımsız kaplama işlemlerinde kullanılan kimyasallar	57
Şekil 39. Mekanik öğütme sistemi; mekanik öğütücü (a), öğütme haznesi, toz ve bilyeler (b).....	58
Şekil 40. Oksit tabakasının akımsız kaplama işlemine etkisi.....	59
Şekil 41. Tozların kurutulmasında kullanılan etüv	60
Şekil 42. AgNO ₃ çözeltisinin renginde meydana gelen değişiklik.....	61
Şekil 43. AGK işlemi; (a) C ₄ H ₄ O ₆ KNa ve bakır tozları içeren çözeltiye AgNO ₃ çözeltisinin damlatılması, (b) bakır tozlarının gümüş kaplanmaya başlaması, (c) AGK işlemi sonunda çöken gümüş kaplı bakır tozları	62
Şekil 44. Akımsız kaplama çözeltileri ve elde edilen tozlar; (a) ANK işlemi ile elde edilen Cu _p -Ag-Ni ve (b) AKK işlemi ile elde edilen Cu _p -Ag-Cr.....	64
Şekil 45. FDEKM'lerin üretiminde kullanılan tozlar	64
Şekil 46. Bütünleşik malzemelerin üretiminde kullanılan (a) sıcak presleme cihazı, (b) cihazın fırın kısmı ve (c) kalıp.....	66
Şekil 47. FDEKM üretiminde tozların kalıp içerisine yerleştirilmesine ve sıcak preslenmesine yönelik şematik gösterim	66
Şekil 48. Çalışmalarda izlenen iş akış şeması	68
Şekil 49. Ortalama parçacık boyutu ölçümlerinde kullanılan cihaz.....	69
Şekil 50. Hall akış ölçer.....	70
Şekil 51. Metalografik işlemlerde kullanılan (a) kesme, (b) numune kalıplama ve (c) otomatik zımparalama-parlatma makinaları	71
Şekil 52. Mikroskobik incelemelerde kullanılan SEM-EDS cihazı	72

Şekil 53. XRD cihazı.....	73
Şekil 54. TGA cihazı	73
Şekil 55. Sertlik ölçüm cihazı.....	74
Şekil 56. Elektriksel iletkenlik ölçüm cihazı	75
Şekil 57. Aşınma deney düzeneği; (a) blok-on-disk test cihazı, (b) numune tutucu ve aşındırıcı disk kısmının yakından görünümü, (c) aşınma testleri için kullanılan örnek numuneler	76
Şekil 58. Kontak deneyi düzeneği	77
Şekil 59. Elektrik kontak malzemelerinin kontak terminalleri ile birleşimi.....	78
Şekil 60. Başlangıç morfolojisi küresel olan tozların farklı sürelerde mekanik öğütülmesi ile gerçekleşen morfoloji değişimi; 0mc (a), 30mc (b), 60mc (c), 120mc (d), 180mc (e), 240mc (f) ve 300mc (g)	81
Şekil 61. Farklı sürelerde mekanik öğütme uygulanan bakır tozlarının görünür yoğunluk değişimi.....	82
Şekil 62. Mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojilere sahip bakır tozlarının parçacık boyut dağılımları	84
Şekil 63. Farklı sürelerde mekanik öğütme uygulanan bakır tozlarının ÖYA değişimi	85
Şekil 64. Mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojili bakır tozlarının AGK sonrası morfolojileri; 0msc (a), 30msc (b), 60msc (c), 120msc (d), 180msc (e), 240msc (f) ve 300msc (g)	88
Şekil 65. 0msc (a) ve 120msc (b) tozların haritalama ve elementel analizi	89
Şekil 66. AGK uygulanmış farklı morfolojiye sahip bakır tozlarının kesit görüntüleri; 0msc (a), 30msc (b), 60msc (c), 120msc (d), 180msc (e), 240msc (f) ve 300msc (g)	91
Şekil 67. 0msc (a) ve 120msc (b) parçacıkların kesit bölgesini gösteren haritalama..... analizi	92
Şekil 68. AGK uygulanmayan ve uygulanan bakır tozlarının parçacık boyut dağılımları; 0mc-0msc (a), 30mc-30msc (b), 60mc-60msc (c), 120mc-120msc (d), 180mc-180msc (e), 240msc-240msc (f) ve 300mc-300msc (g).....	95
Şekil 69. Farklı sürelerde mekanik öğütme ve ardından AGK uygulanan bakır tozlarının ÖYA değişimi	96
Şekil 70. Tozların sıcaklığa bağlı olarak elde edilen özgül kütle değişimleri	98
Şekil 71. AGK işlemlerinde kullanılan farklı sürelerde öğütülmüş bakır tozlarının XRD desenleri	99
Şekil 72. Çalışmada üretilen AGK uygulanmış gümüş kaplı bakır tozlarının XRD desenleri	100
Şekil 73. Cu _p -Ag-Ni (a-b) ve Cu _p -Ag-Cr (c-d) tozlarının SEM görüntüsü	101
Şekil 74. Cu _p -Ag-Ni (a-b) ve Cu _p -Ag-Cr (c-d) tozlarının haritalama analizi ve kaplama kalınlıkları	102

Şekil 75. Cu _p -Ag, Cu _p -Ag-Ni ve Cu _p -Ag-Cr tozlarının XRD kırınım desenlerinin karşılaştırılması.....	103
Şekil 76. Çalışmada üretilen iki ve üç katmanlı tozların görünür yoğunluk değerleri.....	104
Şekil 77. Sıcak presleme ile üretilen malzemelerin iç yapı SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p ', (c) Cu-Ag', (d) Cu _p -Ag', (e) Cu _p -Ag-Ni' ve (f) Cu _p -Ag-Cr'	106
Şekil 78. AGK uygulanmış küresel ve yapı pulsu bakır tozlarından üretilen malzemelerin elementel haritalama analizi; (a) Cu-Ag', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni' ve (d) Cu _p -Ag-Cr'	108
Şekil 79. FDEKM ₁ malzemelerin katmanlarına ait mikro yapılar; (a) üst ve orta tabaka ara yüzeyi, (b) orta ve alt tabaka ara yüzeyi ve (c) tüm katmanlar	109
Şekil 80. FDEKM ₂ malzemelerin katmanlarına ait mikro yapılar; (a) üst ve orta tabaka ara yüzeyi, (b) orta ve alt tabaka ara yüzeyi ve (c) tüm katmanlar	111
Şekil 81. Toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin bağıl yoğunluk ve porozite değerleri.....	113
Şekil 82. Bütünleşik malzemelerin (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik değerleri.....	116
Şekil 83. Çalışmada üretilen FDEKM'lerin kalınlıkları boyunca sertlik değişimi; (a) FDEKM ₁ ve (b) FDEKM ₂	117
Şekil 84. Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin sıcaklığa bağlı olarak bağıl kütle değişimi	119
Şekil 85. Farklı yüklerde uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri	121
Şekil 86. Farklı kayma hızlarında uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri	123
Şekil 87. Farklı yüklerde uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri	125
Şekil 88. Kayma mesafesinin 240 m, uygulanan yükün 5 N ve kayma hızının 0,3 m/s olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni' ve (d) Cu _p -Ag-Cr'	127
Şekil 89. Kayma hızının 1,2 m/s, kayma mesafesinin 60 m ve uygulanan yükün 5 N olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni' ve (d) Cu _p -Ag-Cr'	129
Şekil 90. Uygulanan yükün 20 N, kayma hızının 0,3 m/s ve kayma mesafesinin 60 m olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni' ve (d) Cu _p -Ag-Cr'	131
Şekil 91. Aşınma yüzeyi haritalama analizleri; (a) Cu _p -Ag' ve (b) Cu _p -Ag-Ni' ile bu malzemelerin (c) elementel analiz eğrileri ve (d) ağırlıkça element içeriği.....	132
Şekil 92. Uygulanan yükün 5 N, kayma hızının 0,3 m/s ve kayma mesafesinin 240 m olduğu aşınma testleri sonucunda elde edilen aşınma döküntüsü SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni' ve (d) Cu _p -Ag-Cr'	134

Şekil 93. Çalışmada üretilen malzemelerde, 1000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri	136
Şekil 94. Çalışmada üretilen malzemelerde, 3000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri	138
Şekil 95. Çalışmada üretilen malzemelerde, 5000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri	139
Şekil 96. Sırasıyla sabit ve hareketli kontakların ark-erozyon yüzeyi SEM görüntüleri; (a-a') Cu', (b-b') Cu _p -Ag', (c-c') Cu _p -Ag-Ni', (d-d') Cu _p -Ag-Cr', (e-e') FDEKM ₁ ve (f-f') FDEKM ₂	144
Şekil 97. Ark oluşumu sırasında malzeme yüzeylerinde gerçekleşen ark-erozyon mekanizmalarının şematik gösterimi.....	146
Şekil 98. Ark-erozyonuna uğramış hareketli kontak malzemelerinin haritalama analizi görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu _p -Ag', (c) Cu _p -Ag-Ni', (d) Cu _p -Ag-Cr', (e) FDEKM ₁ ve (f) FDEKM ₂	148

TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Bazı kontak malzemelerin karakteristik özellikleri.....	43
Tablo 2. Uygun morfoloji belirlemesi için üretilen tozların kodlanması	58
Tablo 3. AGK işlem parametreleri	60
Tablo 4. Çalışmada kullanılan tozların kodlanması	64
Tablo 5. Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin kodlanması	67
Tablo 6. Kullanılan aşınma testi parametreleri.....	76
Tablo 7. Çalışmada toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin teorik ve deneysel yoğunluk değerleri.....	112
Tablo 8. Farklı çevrim ve akım değerlerinde uygulanan ark-erozyon deneyleri sonucu kontak çiftlerinde görülen toplam kayıplar ($\text{cm}^3 \times 10^{-4}$).....	141

SEMBOLLER DİZİNİ

Cu	: Bakır
FDM	: Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzeme
FDEKM	: Fonksiyonel Derecelendirilmiş Elektrik Kontak Malzemesi
Ag	: Gümüş
Ni	: Nikel
Cr	: Krom
WC	: Tungsten Karbür
CNT	: Karbon Nano Tüp
SnO ₂	: Kalay oksit
KBB	: Kimyasal Buhar Biriktirme
KBS	: Kimyasal Buhar Sızdırma
AGK	: Akımsız Gümüş Kaplama
AKK	: Akımsız Krom Kaplama
ANK	: Akımsız Nikel Kaplama
ÖAO	: Özgöl Aşınma Oranı
OSK	: Ortalama Sürtünme Katsayısı

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Malzeme deyince akla günlük hayatta karşımıza çıkan ve hayatımızın her aşamasında bir etkiye sahip olan nesneler gelmektedir. İletişim, gıda, giyim, ofis malzemeleri, elektrik-elektronik, ulaşım, barınma ve daha birçok alanda hayatımızı etkileyen malzemeler tarihte de toplumların kendilerini geliştirebilmesi ve ihtiyaçlarını karşılayabilmesi için önemli bir etkiye sahip olmuştur. İnsanlık tarihinde ilk olarak kil, deri, taş ve ahşap gibi doğal yollarla ortaya çıkan malzemeler insanların vazgeçilmez maddeleri olmuştur. Zaman geçtikçe üretim tekniklerini geliştiren insanlar daha sonraları seramik ve metal içeren malzemeleri kullanmaya başlamışlardır. Ayrıca, zamanla farklı malzemelerin birleştirilmesiyle ve ısıtma işlem tekniklerinin uygulanmasıyla malzeme özelliklerinin değiştirilebileceğinin farkına varmışlardır. Bu sayede ellerindeki sınırlı sayıdaki malzemeleri kullanarak istenilen özelliklere sahip araç-gereç teminini sağlamışlardır. Bilim insanlarının yüz yılı aşkın sürede edindiği bu bilgi, onları günümüz malzemelerin farklı özelliklerde geliştirilmesinde ilham kaynağı olmuştur. Sonuç olarak, binlerce farklı malzeme günümüzde insanlığın ihtiyaçlarını karşılamak üzere, farklı özelliklerde geliştirilmiş ve geliştirilmeye devam etmektedir [1].

Katı malzemeler, 3 ana gruba göre sınıflandırılmaktadır. Bunlar; metaller, seramikler ve polimerlerdir. Bu sınıflandırma malzemelerin kimyasal ve atomik yapısına göre yapılmakla beraber, sınıflandırılması yapılan bu malzemelerin kendi içerisinde alt gruplara ayrılması da uygun olmaktadır. Ayrıca, iki veya daha fazla malzeme grubunun oluşturduğu kompozit malzemeler diğer bir malzeme sınıfı olarak gösterilmektedir. Her malzemenin kendi başına taşıdığı özellikler sınırlı olduğundan, farklı ve istenen yönde özellikler taşıyan malzemelerin bir araya getirilerek yeni bir malzemenin oluşturulması ile yüksek fiziksel, mekanik, ısıtma, korozyon, aşınma ve elektriksel özelliklere sahip yeni ve gelişmiş malzemelerin ortaya çıkması sağlanabilmektedir [2]. Bu kapsamda, kullanımı giderek yaygınlaşan kompozit malzemeler [3, 4], biyo-malzemeler [5], fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler [6, 7] ve nano-malzemeler [8] gibi yeni malzeme grupları geliştirilmektedir.

Geçmişten günümüze olduğu gibi günümüzden geleceğe doğru, zamanla kendimizi teknik anlamda geliştirmek için en önemli faktörlerden biri, malzeme dünyasını iyi anlayarak ileri malzeme üretimi için üstün özellikli malzemeleri belirlemek ve insanlık ihtiyacı için kullanmaktır. Buna bağlı kalarak, günümüzde, bilim adamları hem ekonomik hem de çevresel sebeplerden dolayı gelişmiş özellikli malzeme kullanımının önemini sıklıkla belirtmektedir.

Belirli bir performans için tasarlanmış, yapısında kendine has özellikler barındıran, tek bir malzeme yapısında farklı özelliklere sahip tabaka bulunduran ileri mühendislik malzemelerinden biri de fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM) dir. FDM üretimi ile bu sayede, tek bir malzeme yapısında, daha üst katmanlarında aşınmaya dirençli yapılardan yararlanılırken, daha alt katmanlarda elektriksel ve ısı iletkenlik gibi malzeme özelliklerinden faydalanılabilmektedir [9, 10]. Bu malzemeler, geçtiğimiz yıllarda biyo-malzeme, havacılık, uzay ve bunun gibi birçok alanda araştırmacıların ilgi odağı haline gelmiştir. FDM’ler, mekanik, elektriksel ve termal özellikler gibi malzeme özelliklerinin yapı içerisinde sürekli olarak değişmesine neden olabilecek olan mikro-yapı ve kimyasal bileşime sahiptir.

Kompozit malzemeler, farklı kimyasal ve fiziksel özelliklere sahip en az iki katı malzemenin oluşan yapılardır. En az iki farklı katı malzemenin ayrı ayrı düşünüldüğünde tek başlarına sahip oldukları farklı özelliklerin bir araya toplanması için ortaya çıkarılan ve genellikle hafifliğin ön planda tutulduğu durumlarda kullanılan vazgeçilmez malzemelerdir. En basit örnek ile; odun, lignin matrisli ve selüloz katkılı bir tür doğal kompozit malzeme olarak bilinmektedir [11]. Zorlu şartlar altında çalışmaya zorlanan bir kompozit malzemede meydana gelen en önemli sorun, matris ile takviye malzemesi arasında tabakalaşma meydana gelerek yapının bozulması olmaktadır. Buna benzer bir sorun karşısında, 1980’lerde Japonya’daki araştırmacılar, bir ses üstü uzay düzlemi projesinde, termal bariyer gerektiren bir durumda, iç ve dış sıcaklık oluşumunun çok farklı olması ve bütün yapının aynı termal özelliklere sahip olduğu bir kompozit malzemede sorunun çözüme kavuşturulamaması sonucu, yeni nesil bir malzeme üretimi ortaya koymuşlar ve buna FDM adı vermişlerdir [12].

Buna göre, ileri teknolojik mühendislik malzemeleri düşünüldüğünde, ihtiyaçlara yönelik olarak çok işlevli malzeme arayışında önemli bir yere sahip olan FDM’lerin; yüksek ısı ve elektriksel iletkenlik, yüksek mukavemet, yüksek aşınma direnci, yüksek oksidasyonu direnci gibi özelliklerin vazgeçilmez olduğu otomotiv, uzay ve havacılık, biyomedikal,

enerji, savunma ve elektrik gibi alanlarda kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Elektrik alanında kullanılan kontak malzemelerinde, elektrikle temas eden malzeme yüzeyinin yüksek sertliğe bağlı olarak aşınma direncinin yüksek olması ve alt katmanların elektriksel iletkenliğinin yüksek olması ile de kontak performansının yüksek seviyede tutulması tercih edilen durum olmaktadır. Son yıllarda elektrik kontak malzemesi üretiminde çoğunlukla kompozit malzeme kullanılması, malzeme mukavemetine olumlu katkı yaparken kompozit üretimindeki katkı malzemeleri malzemenin elektriksel iletkenliğinde olumsuz etki yapmaktadır. FDM'lerin aynı malzeme yapısında farklı özellikler barındıran katmanların varlığı düşünüldüğünde, elektrik kontak malzemesi üretiminde FDM kullanımı oldukça tatmin edici sonuçlar vermesi kuşkusuzdur [13, 14].

Kontaklar veya konektörler olarak da adlandırılan elektrik kontakları, akımın açılması, iletilmesi ve kesilmesini sağlayan malzemelerdir. Elektrik anahtarının açma-kapama performansı sistem güvenliği ve kontak performansını doğrudan etkileyen bir faktördür. Elektrik-elektronik endüstrisinin sürekli gelişmesiyle birlikte; kontak içeren cihazların, yüksek akım ve voltaj üretilmesine bağlı olarak uzun ömürlü olması için araştırmalar yapılmaktadır. Elektrik temasına maruz kalan kontak yüzeylerinin ark kesme performansı bu yönde büyük önem taşımaktadır. Bunun için de bir kontak malzemesinin elektrik kontak temas alanında yüksek sertliğe ve aşınmaya dirençli ve aynı zamanda malzeme bütününde yüksek elektriksel iletkenliğe sahip olması gerekmektedir [15-17]. Elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan malzemeler genellikle, bakır, bakır alaşımları, alüminyum, alüminyum alaşımları, gümüş, gümüş alaşımları, son zamanlarda gümüş ve bakır matrisli tungsten [18], tungsten karbür (WC) [19] ve kalay oksit (SnO_2) [20] takviyeli kompozit malzeme olarak üretilmektedir. Ancak bu malzemelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin mukavemet artışıyla ters orantılı olarak azalmasından dolayı, kompozit malzemelerin yerine kullanılabilecek olan gelişmiş kontak performansına sahip malzeme üretimi zorunluluğu meydana getirmiştir. Bu noktada, aynı malzeme bütünlüğü içerisinde kontak temas alanında yüksek sertliğe ve termal dirence sahip alt tabakalarda ise yüksek elektriksel iletkenliğe sahip malzemelerin kullanıldığı FDM'lerin üretimi elektrik kontakları için büyük avantajlar sağlayacaktır. Diğer yandan, elektrik kontak malzemesi üretiminde tercih edilen gümüş metali yüksek maliyetinden dolayı yerini kendinden sonra en yüksek iletkenliğe sahip bakır metaline bırakmıştır. Literatüre bakıldığında, elektrik kontak malzemesi olarak bakır ve gümüş esaslı FDM'lerin üretimi ile ilgili çalışmalar mevcuttur [21-24]. Ancak, bakırın oksidasyon direncinin düşük olması, diğer yandan da gümüş

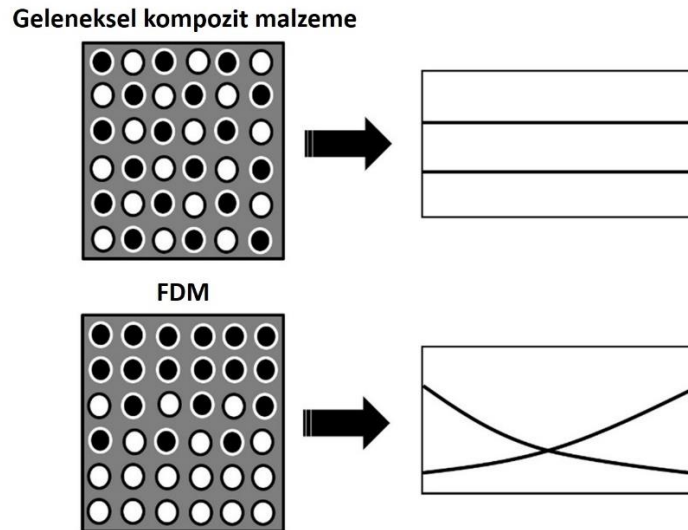
metalinin maliyet olarak olumsuzluk yaratacağı düşünüldüğünde, daha düşük miktarda gümüş kullanımı ve bakır metalinin de oksidasyonu direncini arttırmaya yönelik işlemlerle bakır ve gümüş metalinin aynı malzeme yapısında kullanılması elektrik kontak malzemesi performansında kritik rol oynayacaktır. Günümüzde, farklı kaplama yöntemleri ile elektrik kontak malzemelerinin kalay ve gümüş gibi metaller ile kaplanarak sertlik ve elektriksel iletkenlik özelliklerini arttırmaya yönelik çalışmalar yürütülmektedir [25]. Ancak, kontak temas bölgesinin kaplama bölgesi olduğu düşünüldüğünde, bir kontak malzemesinin, ömrünün sonuna kadar tekrarladığı açma-kapama işlemi sırasında kaplama tabakasının aşınması ve altlık malzeme olan bakırın hava ile temas haline geçmesi halinde kaplama malzemesinin sadece belirli bir süre kontak performansını olumlu etkileyeceği kaçınılmazdır. Bu yüzden, kaplama ile üretilen kontaklara da alternatif malzemeler düşünülmesi gerektiği açıktır.

Bu bilgiler ışığında; tez çalışmasının amacına bağlı olarak, nispeten ucuz bakır metalinin temel malzeme olarak kullanılması, elektriksel iletkenliği mükemmel olan gümüş metalinin maliyet olarak kabul edilebilir seviyede tutularak kullanılması ve nikel, krom gibi sertliği ve ısıl direnci yüksek malzemelerin aynı kontak malzeme yapısı içerisinde düşünülmesi yüksek avantajlar doğuracaktır. Bu bağlamda; bu çalışmada, ilk olarak gümüş metali, düşük maliyeti ve işlem kolaylığı ile bilinen akımsız kaplama yöntemi ile bakır tozları üzerine kaplanmıştır. Temel malzeme olarak bakır tozları, ikinci grup toz olarak 2 katmanlı gümüş kaplı bakır tozları, üçüncü grup toz olarak sırasıyla akımsız gümüş ve üzerine nikel kaplı 3 katmanlı bakır tozları, dördüncü grup toz olarak ise sırasıyla akımsız gümüş ve üzerine krom kaplı 3 katmanlı bakır tozları üretilmiştir. Elektrik kontak malzemesi üretimi için ilk FDEKM olarak alt katmanda bakır tozları, orta katmanda gümüş kaplı bakır tozları, üst katmanda ise (kontak temas bölgesi) dış katmanda nikel içeren üçüncü grup tozlar kullanılmıştır. İkinci FDEKM üretiminde ise alt ve orta katmanda ilk FDEKM alt ve orta katmanında bulunan tozlar, üst katmanda ise dış katmanda nikel yerine krom içeren dördüncü grup tozlar kullanılmıştır. Alt ve orta katmanlarda yüksek elektriksel iletkenlik, üst katmanda ise nikel ve kromun sertlik ve aşınma direncini nasıl etkilediğini belirlemek adına çalışma yürütülmüştür. Burada, toz kaplama ile üretimdeki asıl amaç, üst katmanda nikel ve kromun kontak teması halinde bir süre sonra aşınsa bile her toz tanesi üzerinde bulunan nikel ve krom malzemenin zamanla tekrar kendini yenileyebilmesini ve performansını uzun süre korumasını sağlamaktır. Üst katmandan iletilen akım orta katmana ulaştığında, gümüş kaplı bakır tozlarının yoğunlaştırılması ile elde edilen yapıda gümüş az

miktarda olsa bile iletkenlik köprüsü oluşturacak ve elektriksel iletkenlikte büyük avantaj sağlayacaktır. Buna göre, 3 katmanlı iki farklı FDEKM üretimi yapılmış ve bunların fiziksel-mekanik özellikleri, aşınma ve ark erozyon dirençlerini belirlemek için deneysel çalışmalar yürütülmüştür. Sonuç olarak, elektrik kontak malzemesi için en uygun sonuçları veren FDEKM bileşimleri incelenerek elektrik kontak malzemeleri için en gelişmiş özelliklere sahip FDEKM'ler belirlenmiştir.

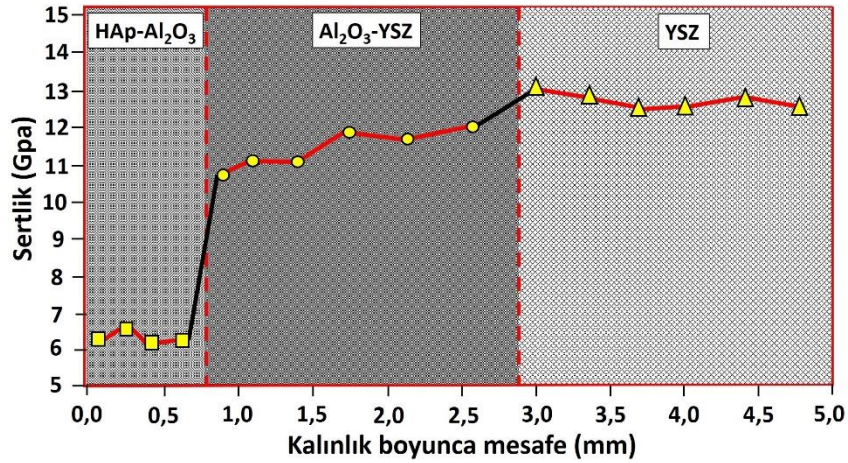
1.2. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler

FDM'ler, dış yüklere veya etkilere karşı dayanımı ve mukavemeti arttırmak için, eşdeğer özelliklerinin genellikle kalınlık yönünde bir ve/veya daha fazla doğrultu boyunca kademeli olarak değişen gelişmiş kompozit malzemeler olarak tanımlanabilir [26]. Sıradan bir kompozit malzeme, ara yüzeyleri boyunca (malzeme kalınlığı boyunca) devamlı belirli malzeme özellikleri taşırken, FDM'ler malzeme kalınlığı boyunca sürekli değişen özelliklerde bir yapıya sahiptir. Kimyasal bileşimlerinde ve/veya mikro yapılarında (tane büyüklüğü, kalınlık, gözeneklilik, mukavemet, sertlik, ısı ve elektriksel iletkenlik vb.) belirlenen şekillerde/mesafelerde sürekli veya süreksiz bir değişim meydana getirirler. Kompozit malzeme ve FDM arasındaki bu fark görsel olarak Şekil 1'de verilmiştir [14, 27].



Şekil 1. Geleneksel kompozit malzeme yapısının FDM yapısı ile karşılaştırılması

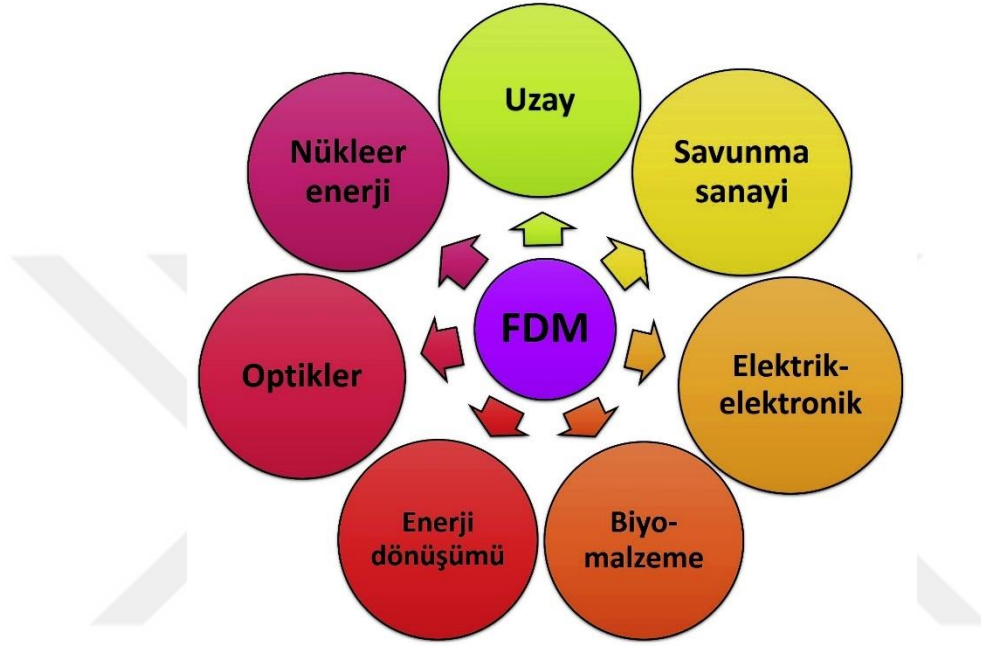
FDM'ler, mevcut malzemelerin özelliklerini uygun bir şekilde bir araya getirerek, performansını mümkün olan en iyi şekilde kullanmak amacıyla çeşitli mühendislik ve teknoloji dallarında daha geniş bir kullanım alanı kazanmaktadır. Düzlem gerilmelerinin azaltılması, malzeme tabakasının enine gerilmelerinin azaltılması, ısı ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi üzerine olan çalışmalarda FDM'lere sıklıkla başvurulmaktadır. Bu yapılar, mekanik olarak güçlü ve hafif yapıların zorunlu kılındığı havacılık, inşaat, otomotiv ve ulaşım gibi çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır. Düşük ağırlıklarıyla birlikte yüksek özgül sertliği ve mukavemeti, bu malzemelerin emsallerine göre büyük avantajları olarak belirtilebilir. Ayrıca, dik kayma malzeme özellikleri içinde ara yüz gerilmeleri sorununa neden olan geleneksel kompozitlerin aksine, FDM yapısı boyunca kademeli olarak geometri veya hacim fraksiyonu dağılımı stratejisi bu sorunu önler [27, 28]. Bir FDM'nin kesit malzeme kesiti boyunca farklı bileşimlere sahip tabakalarından alınan sertlik sonuçları Şekil 2'de gösterilmiştir [29]. Görüldüğü gibi, kalınlık boyunca mesafeye bağlı olarak istenilen şekilde aynı yapı içerisinde farklı sertlik değerlerine sahip katmanlar oluşturulabilir ve istenilen özelliklerde üretilen malzeme uygulama alanına uygun olarak kullanılabilir.



Şekil 2. FDM'lerin kesit boyunca görülen sertlik profiline bir örnek [29].

Ayarlanabilir gradyanlı özelliklere sahip olan FDM'ler, uzay aracı ısı kalkanları, ısı eşanjör tüpleri, biyomedikal implantlar, volanlar ve füzyon reaktörleri için plazma kaplamaları gibi çalışma koşullarının ağır olduğu uygulamalarda büyük potansiyele sahiptir. Havacılık, kimya fabrikaları, nükleer enerji reaktörleri, vb. gibi alanlarda yeni malzemeler

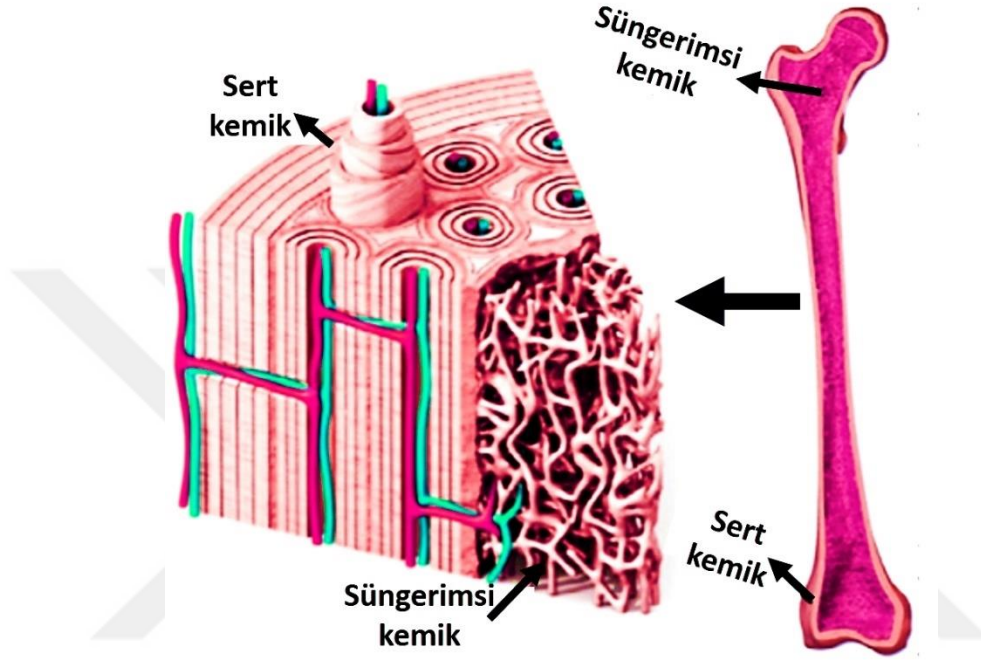
oluşturmak için normal olarak uyumsuz fonksiyonların çeşitli kombinasyonları uygulanabilir (Şekil 3). Örneğin, yüksek sıcaklık uygulamaları için geleneksel bir termal bariyer kaplamasında metalik bir yapıya ayrı bir seramik malzeme tabakası bağlanarak ortaya çıkarılan FDM ile gelişmiş özellikli bir malzeme üretilir.



Şekil 3. FDM'lerin çeşitli uygulama alanları

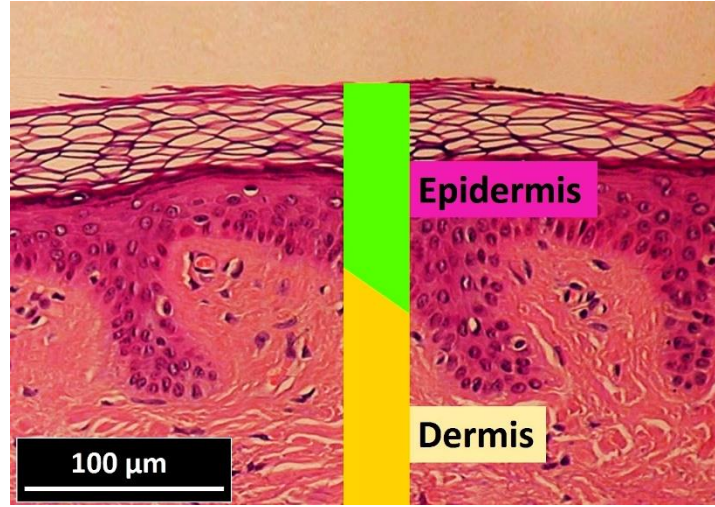
FDM'lerin ortaya çıkarılması ve üzerinde çalışmaların başlatılması bilim insanları ve araştırmacılar tarafından 1980'lerde gerçekleştirilse de doğada bulunan birçok FDM yapısı biyolojik malzeme olarak da karşımıza çıkmaktadır. Biyolojik malzemelerin göze çarpan özellikleri, özellikle bileşenlerinininkilerle karşılaştırıldığında, çok sayıda uzunluk skalasını kapsayan ustaca tasarlanmış hiyerarşik yapılarından kaynaklanmaktadır. Ancak bu noktada, özellikleri sistematik olarak düzenlemek için her bir yapısal hiyerarşiye işlevsel gradyanlar dahil edilmiştir. Örneğin, bir kemik bileşimi hiyerarşik gradyanların etkin bir şekilde kullanıldığı bir yapıdır. Bu yapının bileşimsel ve yapısal özellikleri, yapının mekanik özelliklerini geliştirmek için, her tabakada optimize edilmiş bölgesel özellikler oluşturarak nano ölçekten mikro ölçeğe kadar ayarlanır. Örneğin, uzun kemiklerde geometrik şekil değişikliklere ek olarak mineral-kollajen ve fosfat-karbonat bileşimi oranları kemik uzunluğu boyunca homojen değildir. Örneğin, uzun bir kemiğin orta kısmındaki yapı özelliği

gereği elastiklik modülü ve kırılma mukavemeti düşük değerlerde iken yapının uç kısımlarına gidildikçe mukavemet giderek artmaktadır [30]. Uzun bir kemiğin şematik gösterimi Şekil 4’te verilmiştir.



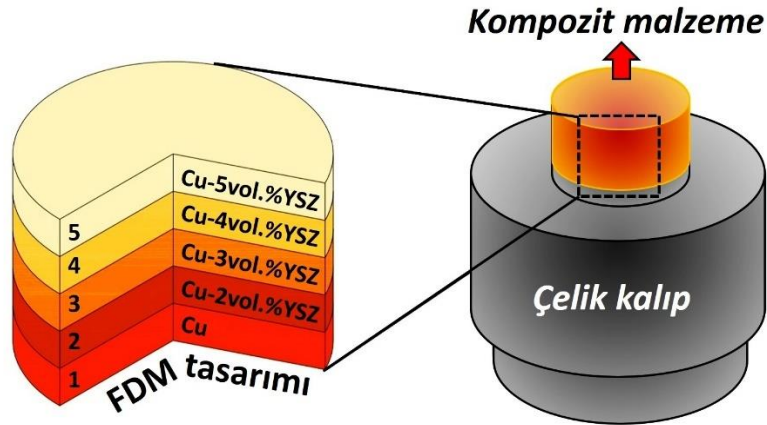
Şekil 4. Uzun bir kemiğin yapısının hiyerarşik yapı ve gradyanları [31].

Daha hayal edilebilir bir FDM yapısı ise cildimizde bir örnek barındırmaktadır. Cilt, insan vücudunun iç ve ortamları arasında hayati öneme sahip bir koruyucu tabakadır. Deri; epidermis, dermis ve alt kesim olarak 3 yapısal tabakadan meydana gelmektedir. Epidermis, dış gövde olarak iç gövde ile dış çevre arasındaki fiziksel ve kimyasal bariyer görevi görürken dermis adı verilen tabaka, derinin yapısal desteğini sağlayan daha derin bir tabakadır. Epidermis, birkaç hücre tipinden oluşan bir tabakalı yassı epitel dokudur. Derinin en bol hücreli tipi olan epitel tabakası, protein keratinini sentezleyen keratinositlerdir. Desmosomlar olarak adlandırılan protein köprüleri, daha derin katmanlardan yüzeyselliğe sabit bir geçiş durumunda olan keratinositleri bağlar. Epidermis tabakası 4 ayrı katmandan oluşur ve her katmanın özelliği birbirinden farklıdır. Dermis ve epidermis arasındaki hücre dışı matrisin yaratılmasıyla, fibroblastlar, epidermin epitel hücrelerinin matrisi tutturmasına izin vererek epidermal hücrelerin derinin üst tabakasını oluşturmak için etkili bir şekilde birleşmesine izin verir. Bir deri tabakasının görseli Şekil 5’te verilmiştir [31].



Şekil 5. Cilt dokusunun oluşturduğu tabakalar [31].

Tez çalışmasının amacına yönelik olarak elektrik kontak malzemelerinin üretiminde FDM kullanılması üzerine de araştırmacılar çalışmalarını sürdürmektedir. Şekil 6’da son zamanlarda elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan FDM’ye bir örnek gösterilmektedir. Görüldüğü gibi, en alt katmanda katkısız bakır malzeme kullanılarak elektriksel iletkenliğin en yüksek olduğu bölge olarak ele alınmış, üst katmanlara gidildikçe katkı malzemesi miktarının artmasıyla daha sert katmanlar elde edilmiştir. Böylece, elektrik temasına maruz kalan üst tabaka sert alt tabakalarda ise elektriksel iletkenliği daha yüksek malzeme eldesi ile tek bir yapıda farklı özelliklere sahip katmanlar sayesinde elektrik kontak malzemesi olarak FDEKM kullanımının avantajı görülmüştür [32].



Şekil 6. Elektrik kontak malzemesi için FDM örneği [32].

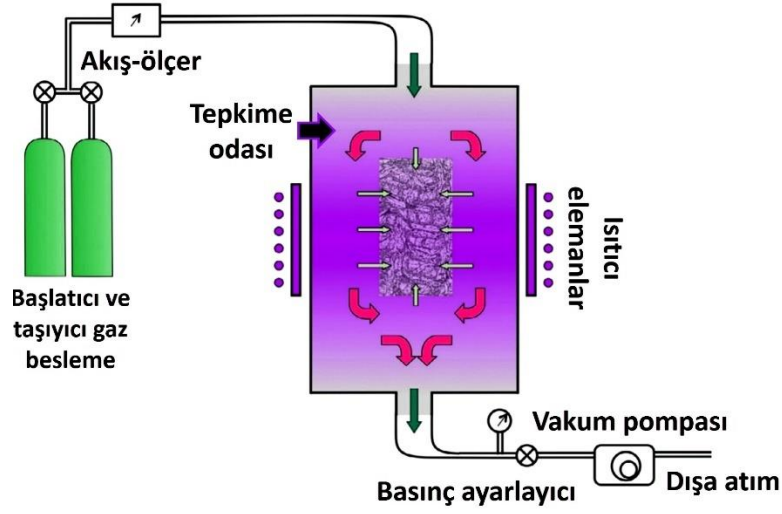
Ayrıca; aşınma direnci, ısıl direnç, korozyon direnci, üstün mekanik özellikler, balistik dayanım gibi [33-35] istekleri karşılayabilecek malzemeler olan FDM'lerin üretimi, birçok farklı yöntemle kompozit tabakalardan meydana getirilerek yaygın bir şekilde yapılmaktadır.

1.3. Üretim Yöntemleri

FDM üretiminde kullanılan metotlar genellikle 3 ana başlık altında toplanmaktadır. Bunlar; gaz esaslı yöntemler, sıvı faz temelli yöntemler, katı faz esaslı yöntemlerdir. Gaz esaslı yöntemler olarak; kimyasal buhar biriktirme/sızdırma (KBB/KBS), termal sprey, yüzey reaksiyon işlemlerinden bahsedilirken, sıvı faz temelli yöntemler için; savurmalı döküm, şerit döküm, lazerle biriktirme, elektroforetik biriktirme, akımsız kaplama yöntemlerinden söz etmek mümkündür. Çalışmamızın amacına yönelik olarak kullanılan ve diğerlerine nazaran üstün özellikleri bulunan katı faz esaslı yöntemler ise; spark plazma sinterleme, toz metalurjisi ve mekanik alaşımlama ve/veya öğütme yöntemleridir.

1.3.1. Kimyasal Buhar Biriktirme/Sızdırma

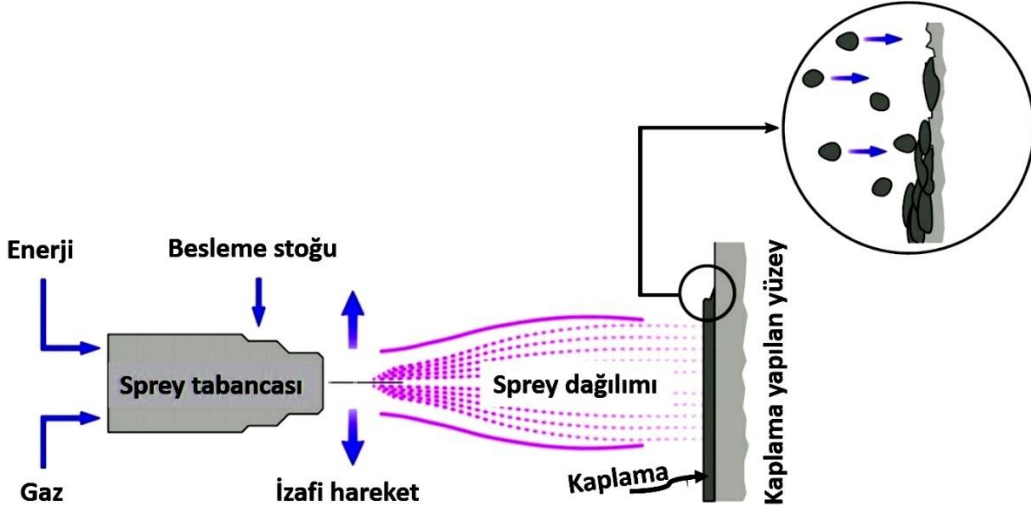
İleri seramik, türbin kanadı, kompozit ve güneş pilleri üretimi için bu teknik giderek yaygınlaşmaktadır. Kimyasal buhar biriktirme tekniği, malzeme biriktirme işlemi için ısı, plazma ve ışık gibi çeşitli enerji kaynaklarını kullanır. Bromid, hidrit ve klorür tipik olarak kullanılan gazların kaynağıdır. Gazların oranı, birikme sıcaklığı, gaz basıncı, akış hızı ve gaz tipi değiştirilerek, FDM'lerin hedeflenen kimyasal bileşim derecesi kolaylıkla elde edilebilir. Kontrollü ve sürekli kompozisyon değişimi, düşük sıcaklıkta imalat tekniği ve net olarak belirlenmiş şekle yakın FDM ürünlerinin imalatı, kimyasal buhar biriktirmenin avantajları olarak söylenebilir [9, 36-38]. Bu yöntem, gazların tepkime odası içerisine alınmasından sonra gözenekli ortam içinde yayılması ve kimyasal buhar biriktirme ile tortu hali oluşturulmasından ibarettir. Burada ele alınan gözenekli ortam, karbon veya seramik fiberlerin işlenmesi olduğunda, bu tekniğin fiberlere bir kaplama sağlamak için doğal avantaja sahip olduğu anlaşılmaktadır. Sağlanan bu kaplama büyüdükçe, giderek bir matris haline gelir [39]. Şematik olarak bir KBB sistemi Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. Şematik bir KBB reaktörü [39].

1.3.2. Termal Sprey

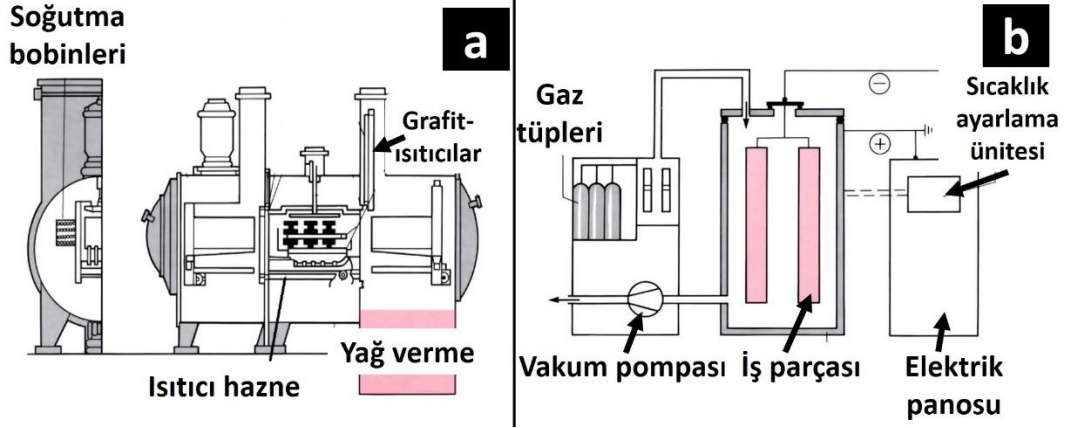
Son yıllarda; termal sprey, süper alaşımlar elde etmek için malzemelerin yüzey işlemlerinde, çalışma aletlerinde erozyona ve aşınmaya karşı yüksek düzeyde direnç, elektromanyetik ara yüz ve kimyasal ve termik bariyer kaplamalarında kullanılmaktadır. Metaller, seramikler, metal oksitler ve karbürler gibi farklı malzemeler kaplama malzemesi olarak kullanılma potansiyeline sahip olmakla birlikte kimyasal ve elektrik kaynakları termal sprey için enerji kaynağı olarak kullanılabilir. Termal püskürtme için kullanılan yönteme bağlı olarak; plazma alevli püskürtme ve yüksek hızlı oksijen yakıt için 3000 °C'ye, elektrik ark teli püskürtme için 4000 °C'ye kıyasla, plazma spreyinde 12.000 °C – 16.000 °C olarak bildirilen çeşitli gaz sıcaklıkları kullanılmaktadır. Bu teknikte, optimum işlem koşullarını bulmak için; hızlanma gerilimi, hareket hızı, püskürtme katmanları, ark akımı, durma mesafesi, taşıyıcı gaz akış hızı, toz besleme hızı ve birincil gaz akışı gibi plazma püskürtme parametrelerinin kaplamanın mekanik, fiziksel ve yapısal özelliklere etkisinin sayısal olarak modellenmesi ve deneysel araştırmalar yapılması gerekmektedir. Şekil 8'de termal sprey kaplama yöntemi şematik olarak verilmiştir [40].



Şekil 8. Şematik bir termal sprej kaplama mekanizması [41].

1.3.3. Yüzey Reaksiyon İşlemleri

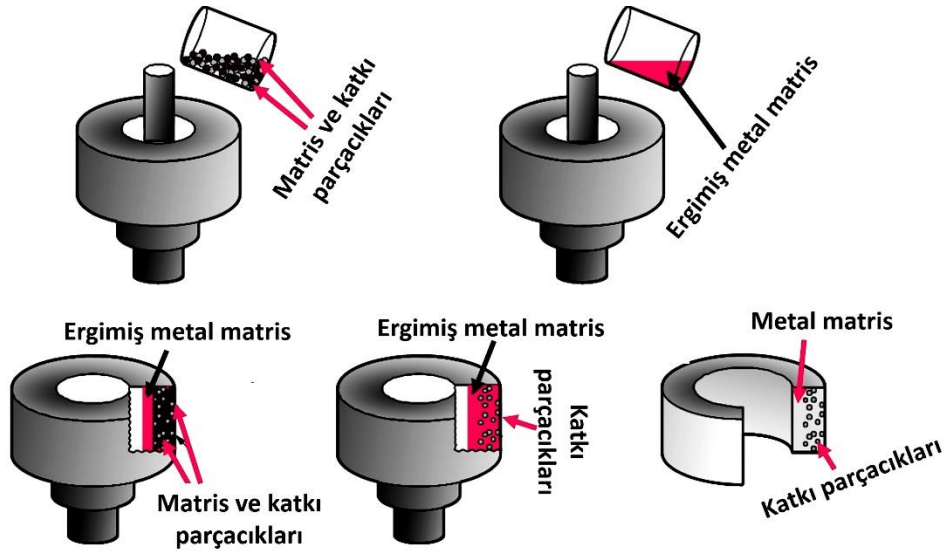
Nitrasyon ve karbonlama gibi yüzey reaksiyon işlemleri çeliklerin ve diğer metallerin yüzey işlemlerinde sıkça kullanılır. Bu yöntemlerde, iş parçasının yüzeyi ya karbon atomları (karbürleşen plazma) ya da azot atomları (nitratlama plazması) ile doyurulur. Yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen karbonlama, plazma ile kaplanacak yüzeyin bombardıman edilmesinden ibarettir. İş parçası, söndürme işleminde sertleştirilmiş yüzey katmanları oluşturmak için karbon atomları ısıtılmış yüzeye yayılncaya kadar vakum altında tutulur. Nitratlama da vakum altında fakat harici ısı olmadan gerçekleştirilir. Azotun yüzeye yayılmasını sağlayan ısı, atomlar yüzeye çarptığında üretilen kinetik enerji ile sağlanır. Sertleştirilmiş yüzey katmanları, iş parçasının yerinde soğutulması ile ortaya çıkarılır [42]. Şekil 9, şematik olarak karbonlama ve nitratlama işlemlerinin yapıldığı sistemi göstermektedir.



Şekil 9. Karbonlama (a) ve nitratlama (b) üniteleri [42].

1.3.4. Savurmalı Döküm

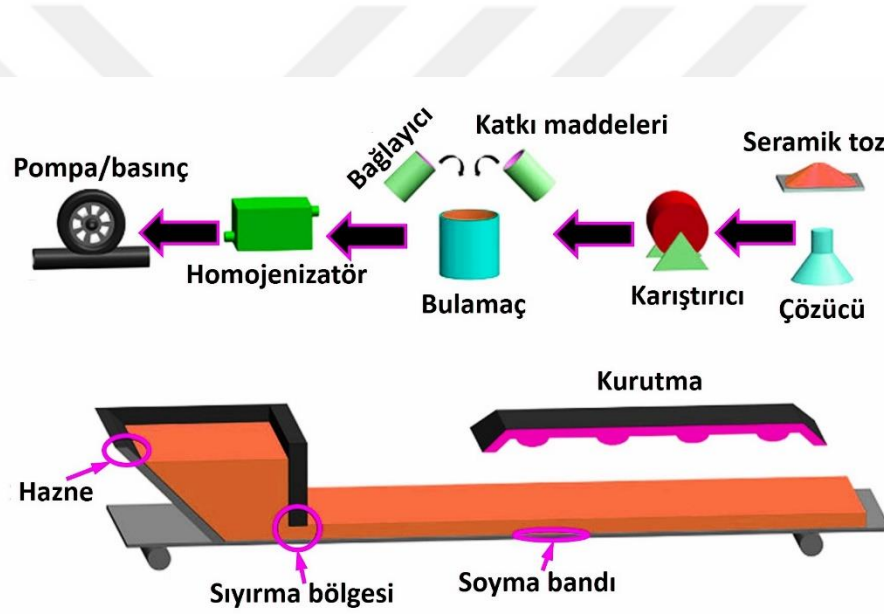
Metal esaslı FDM'lerin savurmalı döküm işleminde, takviye fazı, homojen bir karışım oluşturmak için erimiş bir metal içine dökülür. Bu yöntemde, Katılaşma işleminin kontrol edilmesiyle birlikte takviye parçacıklarının ve sıvının merkezkaç kuvvetleri ile ayrılması yoluyla, kimyasal bileşimde tasarlanmış bir katmanlı yapı, yani FDM elde edilir. FDM'lerin imalatı için savurmalı döküm yönteminin şeması ve bu teknik ile imal edilmiş olan silindirik bir FDM'nin kimyasal kompozisyon gradyanı Şekil 10'da gösterilmektedir [43].



Şekil 10. Şematik savurmalı döküm işlemi ve üretilen bir FDM örneği [44].

1.3.5. Şerit Döküm

Şerit döküm, çok katmanlı seramik altlıkların büyük ölçekli üretimi için uygulanan popüler bir yöntemdir. Bu teknikte, bir çözücü içinde seramik tozu, dağıtıcılar, bağlayıcılar ve plastikleştiriciler içeren çeşitli hammaddeler bir altlık üzerine dökülür. İstenilen ürün özelliklerini elde etmek için döküm bandının kurutulması ve sinterlenmesi (100-300 μm aralığındaki kalınlıkta) yapılması gerekmektedir. Bu yöntemle, karmaşık şekil oluşturma kabiliyeti ile homojen kalınlıkta ince bir tabaka işlenebilir. Bu metot genellikle susuz sistemler için tasarlanmakta ve kullanılmaktadır [45, 46]. Şekil 11’de tabakalı bir FDM üretimi şematik olarak verilmiştir.

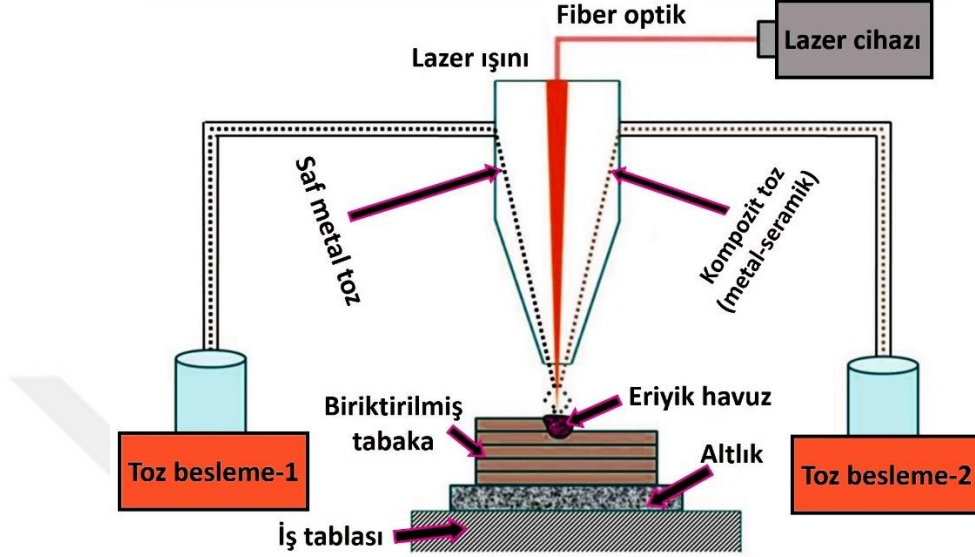


Şekil 11. Şerit döküm sistemi [47].

1.3.6. Lazerle Ergitme-Biriktirme

Lazerle ergitme-biriktirme, istenilen parçayı, tabaka-tabaka erime ve biriktirme maddelerine dayanarak üretme yeteneğine sahip lazer eklemeli üretim teknolojilerinden biridir. Bu teknikle, katkı maddesi hacim oranı istenilen şekilde belirlenebilir ve karmaşık şekilli parçalar kolaylıkla üretilebilir. Bu nedenle, FDM’lerin üretimi için büyük avantajlar sağlayan bu yöntem sıklıkla kullanılmaktadır [48]. Metali eritmek ve biriktirmek için kullanılan yüksek yoğunluklu lazer bu yöntemin kullanılabilirliğini çeşitli alanlarda

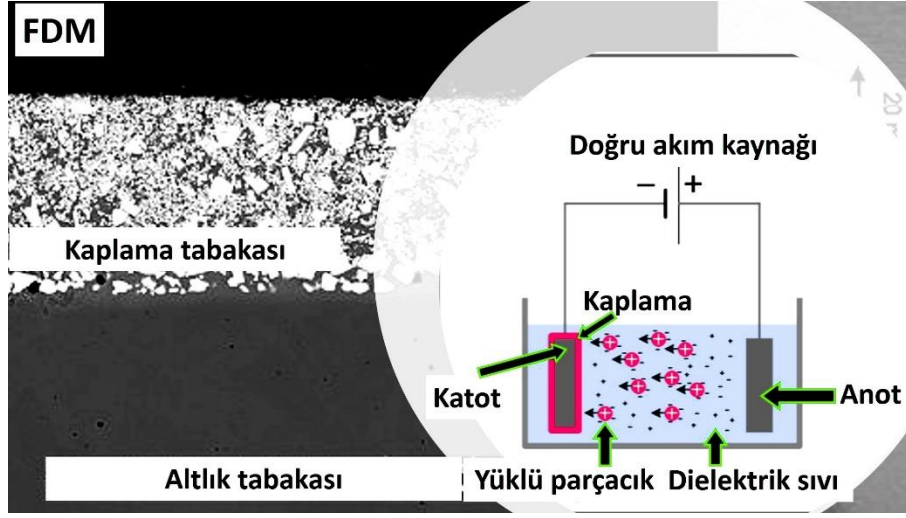
artırmaktadır. Lazer biriktirme işleminin genel olarak üretim şeması Şekil 12’de gösterilmiştir.



Şekil 12. Lazer biriktirme sistemi [49].

1.3.7. Elektroforetik Biriktirme

Elektroforetik biriktirme işlemi oldukça hızlı, düşük maliyetli, iki aşamalı bir işlemdir. Birinci adımda, içinde asılı oldukları sıvı içinde bir elektrik yükü edinen parçacıklar, süspansiyona bir elektrik alanı uygulayarak elektrotlardan birine doğru hareket etmeye zorlanır. İkinci aşamada (biriktirme), parçacıklar elektrotlardan birinde toplanır ve üzerinde tutarlı bir tortu oluşturur. Tortu, bu elektrot tarafından uygulanan şekli alır. Bu nedenle, kurutma ve elektrottan çıkarıldıktan sonra, şekilli bir gövde elde edilir. Farklı bileşenlere sahip malzemelerin katmanlar halinde tekrarlanarak bu işleme tabi tutulması ile FDM’ler elde edilebilmektedir. Bununla birlikte, elektro kaplamada kullanılan iletken elektrolitlerin aksine, elektroforetik dispersiyonların akışkanları dielektriktir. Ek olarak, elektro kaplama kaplamaları, katotta boşaltılırken atomlara dönüştürülen metalik iyonlardan yapılır; elektroforetik işlemden ise kaplama, polimerik, seramik veya metalik olabilen nispeten büyük toz parçacıklarının birikmesi ile oluşturulur [50, 51]. Bu teknikle çalışma prensibi ve elde edilen bir FDM örneği Şekil 13’te gösterilmiştir.



Şekil 13. Elektroforetik kaplama ve bu yöntemle elde edilen FDM yapısı örneği [50, 51].

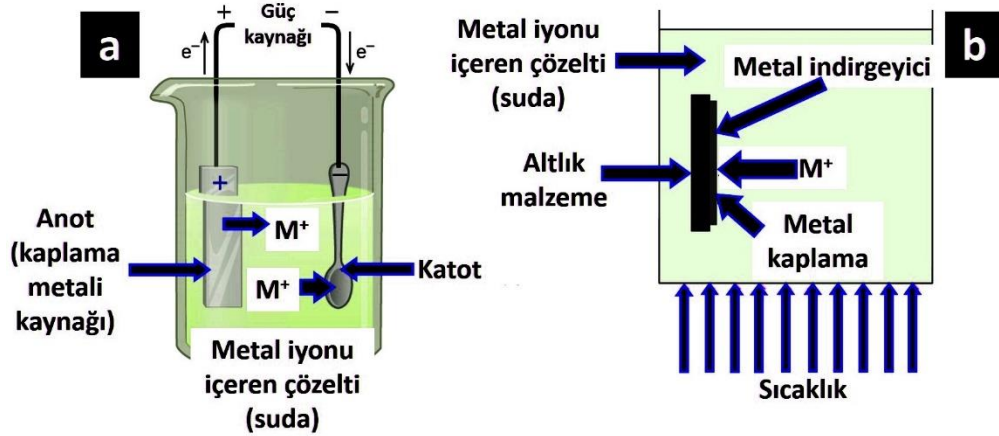
1.3.8. Akımsız (Otokatalitik) Kaplama

Akımsız kaplamalar; alaşım kaplamalar, kompozit kaplamalar ve metalik kaplamalar gibi üç ana kategoriye ayrılabilir. Akımsız kaplama teknolojisi esas olarak Brenner & Riddell tarafından 1946'da ilk defa kullanılmıştır. Kontrollü kimyasal indirgeme reaksiyonu sayesinde, akımsız kaplama kimyası, yüzey mühendisliği, metal kaplama ve benzeri alanlarda lider büyüme alanlarından biri olarak görülmektedir. Bu teknik bütün kimya yılda %15 oranında büyüme göstererek bütün kimya alanındaki ilerlemelerin daha da önüne geçmiştir. Bu teknoloji ile elde edilen kaplamaların fizikokimyasal ve mekanik özellikleri oldukça tatmin edici olup bu kaplamaları kullanmayı teşvik eden bazı özellikleri şunlardır [52]:

- Kaplamanın homojenitesi
- Muhteşem korozyon direnci
- Yüksek aşınma direnci
- Yüksek sertlik
- Lehimlenebilirlik
- Yüksek yansıtma
- Düşük veya yüksek elektrik direnci
- Manyetik özellikler

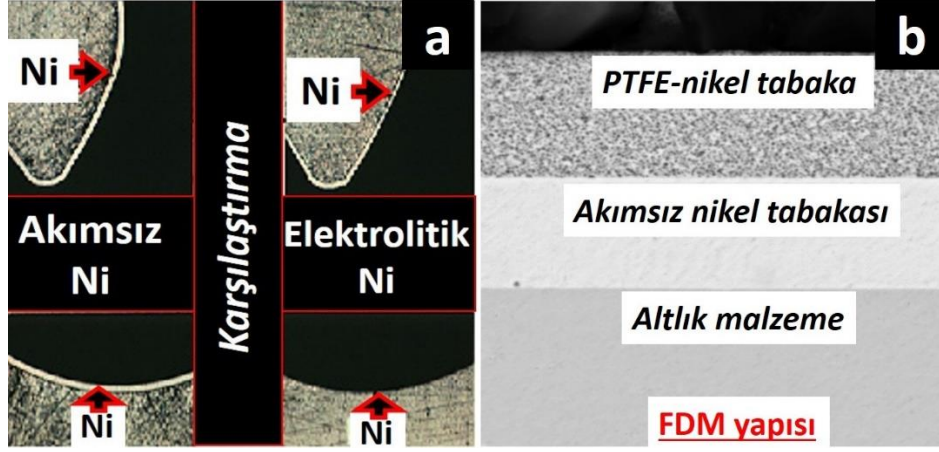
Bu özelliklerden tercih edilen özellikleri barındıran malzemeler akımsız kaplama yöntemi ile elde edilen kaplama tabakası sayesinde üretilebilmektedir. Akımsız kaplama yönteminin en çok kullanıldığı alan olarak havacılık, enerji ve savunma sanayinden bahsedilebilir. Çünkü, akımsız kaplama ile elde edilen tabakalar ile, örneğin; gümüş kaplama ile yüksek elektriksel iletkenlik (elektriksel iletkenliğe sahip olmayan malzemelerin bile iletken hale getirilmesi), akımsız nikel kaplama (ANK) ile yüksek aşınma ve sertlik performansı ile yüksek oksidasyonu direncine sahip FDM'ler üretilebilir [53].

Akımsız kaplamanın elektrolitik kaplamadan farkı adı üstünde olduğu gibi herhangi bir akıma ihtiyaç duyulmamasıdır. Ayrıca elektrolitik kaplamada kaplanacak olan metal katot olarak elektroliz hücresi içerisinde sabit tutularak, anot üzerinden kopan elektronların katot üzerine toplanması sağlanırken akımsız kaplama sürecinde indirgeyici ve kaplamak istenen metal iyonlarını bulunduran çözelti sayesinde sadece kaplanmak istenen malzemenin çözelti içerisine daldırılmasıyla işlem gerçekleştirilebilir.



Şekil 14. Elektrolitik kaplama (a) [54] ve akımsız kaplama işlemi (b) [55].

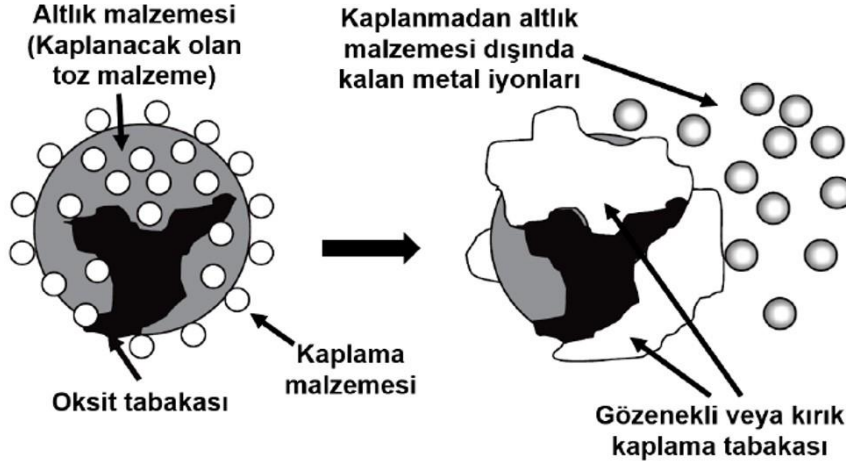
Altlık malzemelerin çoğu, dış elektrik akımı kaynağı olmadan biriktirme yapısından dolayı, iletkenliklerinden bağımsız olarak bu yöntemle kaplanabilir. Ayrıca, bu yöntem, karmaşık parçaların, yüzeydeki akım yoğunluğu değişimlerinden dolayı elektrolitik işlemlerle kaplanması zor olan derin girintilerin ve derin girintiler üzerinde tamamen kaplama elde edilebilmesinin en kolay yollarından biridir [56, 57].



Şekil 15. Akımsız ve elektrolitik kaplamanın kıyaslanması (a) [58] ve akımsız kaplama ile elde edilen bir FDM yapısı (b) [59].

Akımsız kaplama yöntemi, bir indirgeyici madde içeren tuz çözeltisinden metalik iyonların otokatalitik indirgenmesi yoluyla aktif bir yüzey üzerinde metal, alaşım veya bir kompozit birikiminin olduğu bir kaplama tekniği olduğundan, birçok araştırmacı, Ni, Co, Cu, Ag, Au ve Pd gibi akımsız metalik kaplamaların farklı yüzeylerde uygulanabilirliği ve kullanışlılığı üzerinde çalışmıştır [60].

Bu yöntemde dikkat edilmesi gereken birkaç durum vardır. Öncelikle, biriktirmenin (kaplamanın) istenen bir yüzeyde elde edilmesi gerektiğinden, alt tabaka malzemesi akımsız banyoya daldırılmadan önce kesinlikle aktifleştirilmelidir ve eğer paladyum klorür gibi aktifleştiriciler kullanılmadan direk olarak metal metal üzerine kaplama yapılacaksa, kaplanacak olan yüzeyin kesinlikle oksit tabakası içermemesi gerekmektedir. Oksitten arındırılmayan bir yüzeyde kaplama kalitesiz olacak ve kaplanmadan açıkta kalan parçacıklar yapıda bulunacaktır [61]. Bu durum şematik olarak Şekil 16’da gösterilmektedir.



Şekil 16. Akımsız kaplama reaksiyonunun oksit tabakasına tepkisi [61].

Akımsız kaplamaların tipik akımsız kaplama banyoları içinde; bir metal iyon kaynağı (metal tuzları), bir indirgeyici madde (ler), kompleksleştirici madde (ler), dengeleyici, tamponlayıcı madde, reaksiyon inhibitörleri ve takviyeler bulunur. Ayrıca; karıştırma, sıcaklık ve pH gibi bazı parametrelerle işlem optimize edilmesi gerekir. Bu yöntemde, bir son ürünün ihtiyacına bağlı olarak, çok katmanlı kaplamalar dahil olmak üzere altlık üzerinde biriktirme için farklı metaller seçilebilir. Örneğin, nikel kaplı bir poliakrilonitril (PAN) nano elyafı üzerindeki elektriksiz bir altın kaplama, anti bakteriyel ve yara iyileştirici özellikler içeren giyilebilir tekstillerde potansiyel uygulama için yüzey dokusunu geliştirir [62].

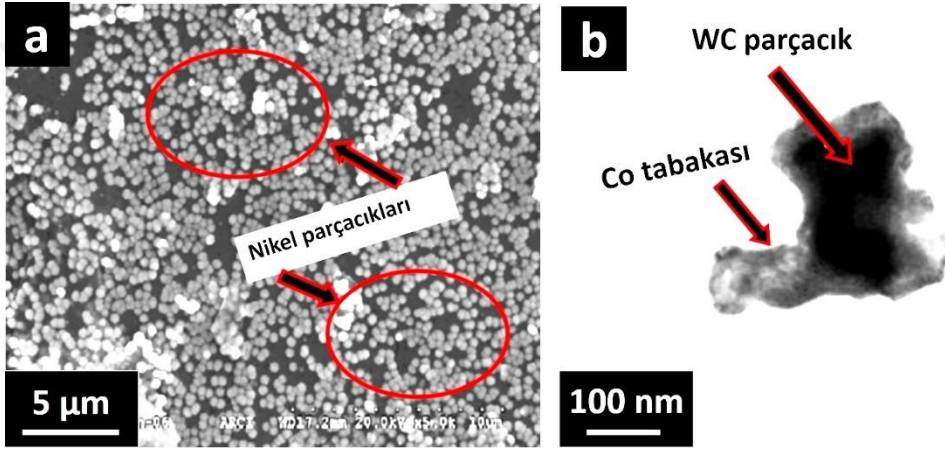
Metal iyon kaynağı, sülfatlar, klorürler, asetatlar, siyanürler, vb. gibi suda çözünür herhangi bir tuz olabilir. Biriktirme işleminin uygulanabilirliği, genellikle çözelti kararlılığı ile belirlenen metal iyon kaynağının doğası ile ilgilidir. Klorür iyonu gibi belirli anyonik türlere sahip metallerin tuzları, daha iyi çözünmesi ile bir dizi metal iyonunu teşvik edebilir. Bununla birlikte, kaplama, yüzey yüzeyinde adsorbe edilmiş klorür iyonlarının karışması nedeniyle zayıf yapışma ve korozyon direnci gösterebilir. Aynı şekilde, siyanür tuzu çözeltilerinin, özellikle de elektriksiz altın veya gümüş biriktirme için toksisitesi, çevre sorunlarına yol açmaktadır. Bu yüzden, genellikle akımsız kaplama işlemlerinde tercih edilen metal tabakasının sülfat tuzları ile banyoların oluşturulması daha uygun olmaktadır [56].

Akımsız kaplama işlemi, altlık tabakasının kendisinin otokatalitik metal iyon indirgeme işlemini başlatması özelliğiyle diğer metalik kaplama tekniklerinden (elektrolizle

kaplama, spreyle kaplama, vakumla metalleştirme, dönüşümle kaplama ve sıcak daldırma galvanizleme) farklılık gösterir. Çok sayıda altlık malzemesi arasında, çelik ve alüminyum gibi metallerin bir kısmı, akımsız kaplama çözeltisinde bir metal birikintisinin oluşmasıyla katalitik hale gelir. Plastik, seramik ve bazı metaller (bakır) gibi diğer malzemeler doğada bilindiği gibi pasiftir. Bu yüzden kaplamadan önce altlık malzemesinin hazırlanması önem arz etmektedir. İstenilen kaplamadaki kalınlık ve istenilen özelliklere sahip son kaplamanın homojenliği nihai ürün eldesinde büyük rol oynamaktadır. Bu kriterler, uygun metal iyonu konsantrasyonunda ve banyo parametrelerinde aktive edilmiş altlık malzemesi seçimi ile elde edilebilir. Öte yandan, akımsız kaplama çözümleri kullanılabilir; bu nedenle metal birikimi, indirgeme reaksiyonunun aktifleşme bariyerini azaltan katalitik olarak aktif yüzeye sınırlandırılmıştır. Aktivasyondan önce yüzey temizliği, istenmeyen toz parçacıklarını ve kaplanacak numune üzerindeki oksitler gibi yabancı maddeleri ortadan kaldırmak için gereklidir. Krom içeren çözelti ile yapılan geleneksel ön muamele, ardından bir hidroflorik asit çözeltisinde aktifleştirme, insan sağlığına ve çevreye zararlı bazı türler içerir. Bu yüzden, günümüzde, dekapaj ajanı olarak hidroklorik asit veya sülfürik asit kullanılmaktadır. Bazı durumlarda nitrik, hidroflorik veya fosforik asit veya asitlerin karışımları kullanılır [63, 64].

Akımsız kaplama işlemi bütünleşik altlık malzemeleri üzerine uygulanabildiği gibi günümüzde, toz halindeki parçacık üzerine de uygulanarak arzu edilen özellikleri taşıyan kabuk-çekirdek sistemleri de üretilebilmektedir. Bu sayede elde edilen tabakalı FDM yapısındaki toz malzemeler uygulama alanına göre ya toz halinde ya da yoğunlaştırılarak bütünleşik malzeme halinde kullanılabilir. Örneğin, ayrılmış grafen oksit tabakaları üzerinde herhangi bir ön işleme tabi tutulmadan Ni^{+2} iyonlarının modifiye edilmiş otokatalitik indirgemesi ile elde edilen Ni/grafen tabakaları, grafen yüzeyinde düzgün bir Ni dağılımı sergilemiştir. Yüksek spesifik yüzey alanı, daha iyi metal dağılımı ve tabakaların gözenekli yapısı, onları katalizör olarak potansiyel bir aday haline getirmiştir. Ag, Au, Cu, Pd ve Pt içeren metal-grafen hibrit malzemeler akımsız kaplama işlemi ile sentezlenmiştir. Pt-grafen FDM toz malzemeler, metanol oksidasyonuna karşı iyi bir elektrokatalitik aktivite göstermiştir [65, 66]. Bazı çalışmalarda ise, B_4C gibi sert parçacıklar üzerine bakır, akımsız olarak kaplanmış ve bu kabuk-çekirdek tozlar metal matrisli kompozit üretiminde katkı malzemesi olarak kullanılmıştır. Bu şekilde akımsız kaplama ile elde edilen katkı malzemesi alüminyum matrisli kompozit yapısında, alüminyum ve seramik partiküller (B_4C vb.) arasındaki arayüzey reaksiyonunu engelleyerek (akımsız bakır sayesinde) erimiş alüminyumun aktivite katsayısını azaltabilir. Diğer bir deyişle seramik-erimiş metal

arasındaki ıslatma kötü olduğundan, bakır kaplı seramik parçacığın metal matris içinde ıslatılması yeterli olur ve matris içerisindeki dağılım homojen yapılarak kompozitin mekanik ve fiziksel özellikleri üzerinde büyük gelişme yaratır [67-70]. Düşük kontak direnci, yüksek ısı iletkenliği ve mükemmel mekanik performans potansiyeli olan umut verici bir malzeme olarak CNT ile güçlendirilmiş gümüş kompozitler (CNTs-Ag kompozitler) üretmek için karbon nanotüpler (CNT'ler) üzerindeki akımsız gümüş kaplama (AGK) ileri bir mühendislik malzemesi üretiminde etkin rol oynar [71]. Şekil 17'de akımsız kaplama ile üretilen katmanlı tozlara örnek gösterilmektedir.



Şekil 17. Akımsız nikel kaplanmış grafit (a) [72] ve akımsız kobalt kaplanmış WC parçacıklar (b) [73].

Akımsız kaplama yöntemi ile katmanlı metalik tozların üretimi ise genellikle iletken yapıştırıcılar için kullanılmaktadır. Ancak, literatürde bu yöntemle üretilen tozların kullanılarak üretilen yoğunlaştırılmış malzemelerin elektrik kontak malzemelerinde kullanılması üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

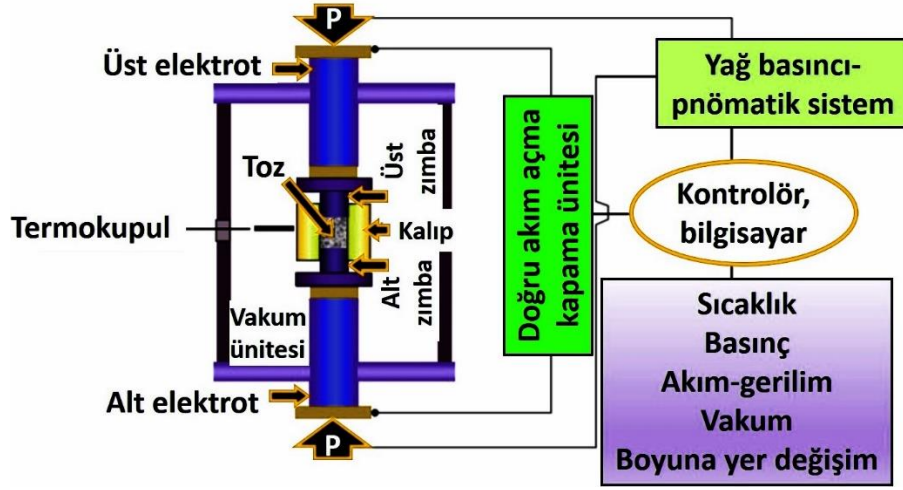
Bu bağlamda, tez çalışmasına bağlı olarak, elektrik kontak malzemelerinde bakır metalinin veya bakır esaslı kompozit malzemelerin kullanımı durumunda, düşük oksitlenme direncine sahip bakır metalinin uzun süreli servis koşullarında oksitlenerek elektriksel iletkenlik düşmekte ve elektrik kontak performansı kötüleşmektedir. Bu yüzden oksitlenme problemini minimuma indirmek için araştırmacılar bakır metalinin hava ile temasını önleyecek kaplamalar üzerine yoğunlaşmıştır. Kaplama yapılacak malzeme seçiminde ise elektrik kontak malzemelerini üretimi için yüksek elektriksel ve ısı iletkenliğinin ön planda

tutulmasından dolayı gümüş metali en uygun malzeme olarak belirlenmiştir. Bu anlamda, bakır tozları üzerine yapılacak olan gümüş kaplama ile hem elektriksel ve ısı iletkenliği yüksek oranda sağlanmakta hem de bakır metalinin oksitlenme probleminin önüne geçilebilmektedir [74-77]. Gümüş kaplama işleminin elektroliz ile ve vakumda kaplama yöntemiyle birçok altlık malzeme üzerine kaplanabildiği bilinmektedir. Ancak bu yöntemlerle yapılan kaplama işlemlerinde elde edilen verimin dikkate değer şekilde düşük olmasından dolayı ticari uygulamalarda kullanılması uygun bulunmamıştır. Bu bakımdan, akımsız kaplama yöntemi hem basitliği hem de metal iyonlarının metal tozları üzerine indirgenmesinde elektroliz yöntemine göre elde edilen verimin yüksek olması ve homojen bir kaplama sağlanabilmesinden dolayı tercih edilmektedir [74, 75, 78, 79]. Ayrıca kaplanacak olan tozların akımsız kaplama tekniği kullanılarak kaplanması sırasında kaplama özellikleri üzerine kaplanacak olan tozların morfolojileri de önemli bir etkindir. Kaplanacak olan tozların morfolojisinin küresel olması durumunda en yüksek yüzey alanı sağlanabilmesine rağmen metal iyonlarının küresel tozların üzerine indirgenmesinin daha düşük seviyelerde, toz morfolojisinin pulsu yapıya dönmesi halinde daha yüksek verimlilikte ve homojenlikte metal iyon indirgenmesinin sağlanabilmesi belirtilmiştir [80].

Literatür incelendiğinde akımsız kaplama ile bakır metal tozlarının hem iletkenliğin istenilen seviyede tutulması hem de bakırın oksitlenme probleminin önüne geçilmesine yönelik birçok çalışma mevcuttur [81-84]. Ancak, bakır tozlarına gümüş kaplamanın yanı sıra bakır tozları üzerine nikel, krom gibi daha yüksek sertliklere sahip metallerin katmanlı olarak (bakır-krom-nikel) kaplanmasının yanında her katmanda kaplanmış farklı metal tozlarının kullanılarak toz metalurjisi yöntemiyle FDM'lerin üretilmesi ve bu malzemelerin elektrik kontak özelliklerinin incelenmesi üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

1.3.9. Kıvılcım Plazma Sinterleme

Alan destekli sinterleme olarak da bilinen kıvılcım plazma sinterlemesi (KPS), tamamen yoğun malzemeler elde etmek için geleneksel olmayan ve geliştirilmiş bir sinterleme yöntemidir. Şekil 18, KPS işleminin bir şemasını göstermektedir. Sinterleme makinesi; tek eksenli bir pres, zımba elektrotları, vakum odası, kontrollü atmosfer, DC puls üretici ve konumu, sıcaklık ve basınç ölçüm birimleri tarafından desteklenir [85, 86].

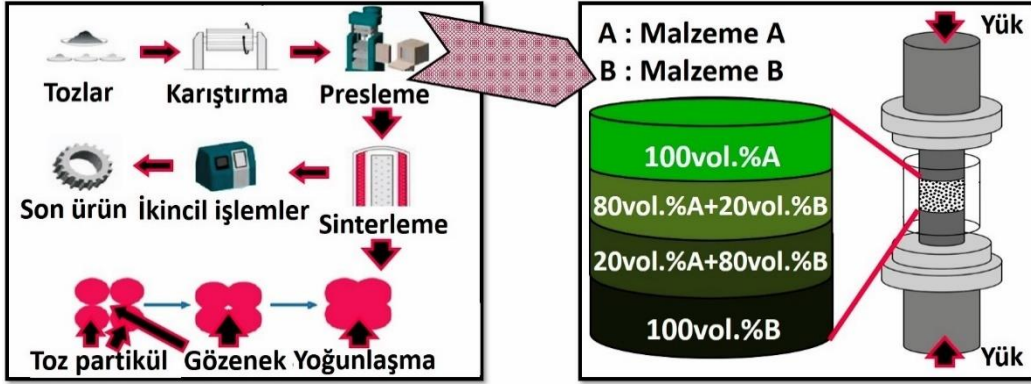


Şekil 18. KPS sisteminin şematik olarak gösterilişi [85, 86].

Sinterleme sıcaklığının kontrolü, tutma süresi, yükselme hızı, kıvılcım vuruş süresi, kıvılcım akımı ve voltajını ayarlayarak mümkündür. DC akım vuruş deşarjı; kıvılcım plazma, kıvılcım vuruş basıncı, Joule ısıtma ve bir elektrik alanı difüzyon etkisi yaratabilir. KPS'de; sinterleme işlemi, geleneksel sıcak preslemeye kıyasla açma-kapama DC vuruş voltajı ile desteklenir. Basınç uygulaması malzemenin plastik akışına yardımcı olur. Bu sayede akımın toz parçacıkları içinden akarak geçmesi sağlanır. Böylece, düşük porozite oranına sahip, kısa sürede yapı içerisindeki gözeneklerden arındırılmış yüksek fiziksel ve mekanik özellikli malzemeler kolaylıkla üretilebilmektedir [87].

1.3.10. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi yöntemi, istenilen özelliklerde veya şekillerde hazırlanan metal veya seramik gibi toz parçacıkların karıştırılması, belirli basınç altında preslenmesi ve sinterlenmesi ile gerçekleştirilen bir üretim tekniğidir. Tipik bir toz metalurjisi iş akışı ve örnek bir FDM için presleme sistemi şematik olarak Şekil 19'da verilmiştir [88].

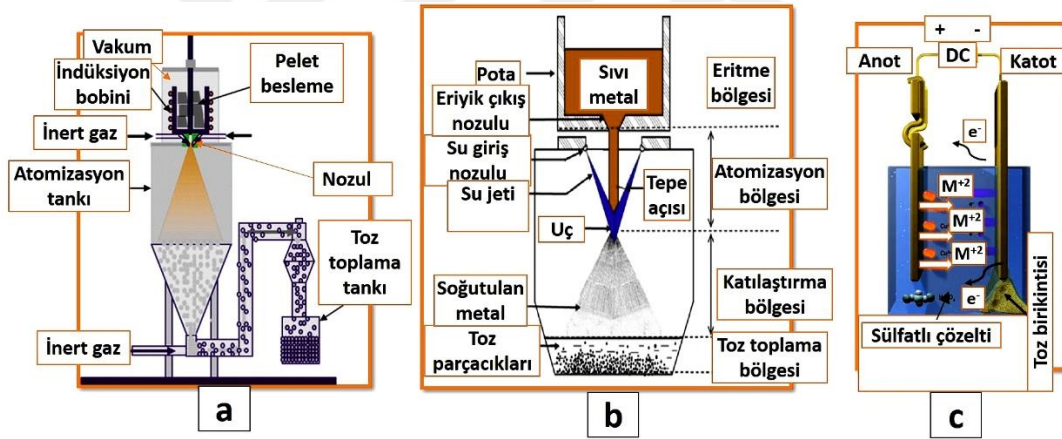


Şekil 19. Toz metalurjisi adımları ve presleme sistemi (FDM) [88].

Sıcaklık, zaman ve basınç gibi işleme parametrelerinin, toz metalurjisi tekniği kullanılarak üretilen FDM'nin özellikleri üzerinde önemli bir etkisi vardır. Bükülme, çatlak başlatma ve yayılma dahil olmak üzere toz besleme yönteminde bazı zorluklar vardır ve toz parçacıklarının öngörülemez dağılımına bağlı olarak son ürünlerde tabakalaşma oluşabilir. Bu yüzden FDM üretiminde en iyi performansı elde etmek için, sinterleme işleminin yapılacağı sıcaklık, sinterleme süresi gibi parametrelerin iyi belirlenmesi gerekmektedir. Ayrıca, tozların şekillendirilmesi aşamasında sıcak izostatik presleme, enjeksiyon ve sıcak presleme gibi yöntemlerden faydalanılması, sinterleme sürecini kısaltmakla birlikte, yüksek performanslı FDM üretimi sağlanabilir [89]. Partikül boyutunun kontrolü, tozların en uygun karışım koşulunun bulunması ve işlemin sonunda sıcak presleme uygulanması, toz metalurjisi sırasında meydana gelen sinterleme dengesizliğini önleyebilir. Bu bağlamda, hurda kaybının da fazla olmaması, seri üretime uygun bir yöntem olması, kompozit malzeme üretiminde takviye malzemesinin döküm yöntemiyle matrisle karıştırma zorluğuna karşı alternatif olması, matris-takviye malzemelerinin oransal kontrolünün istenilen şekilde kolayca ayarlanabilmesi ve özellikle FDM'ler için katmanlı malzemelerin üretimi ve sinterlenmesi gibi avantajları ile toz metalurjisi yöntemi araştırmacıların sıklıkla başvurduğu bir FDM üretim yöntemidir [90, 91].

Toz metalurjisi yöntemi ile elde edilen FDM'lerin hazırlanmasında en önemli adım toz hazırlama aşamasıdır. Toz boyutu büyüklüğü, şekli ve bileşimi FDM eldesinde büyük rol oynamaktadır. Günümüzde FDM üretimi için kullanılan tozların boyutları 1 ila 500 mikrometre ($\mu\text{m}=10^{-6}\text{m}$) olup gelişmiş özellikli FDM üretimi için nano boyutta ($\text{nm}=10^{-9}$) toz üretimi de gelişmiş toz üretim teknikleri ile yapılabilmektedir. Metal tozu üretiminde en çok kullanılan teknikler; gaz atomizasyonu, su atomizasyonu ve elektro-kimyasal

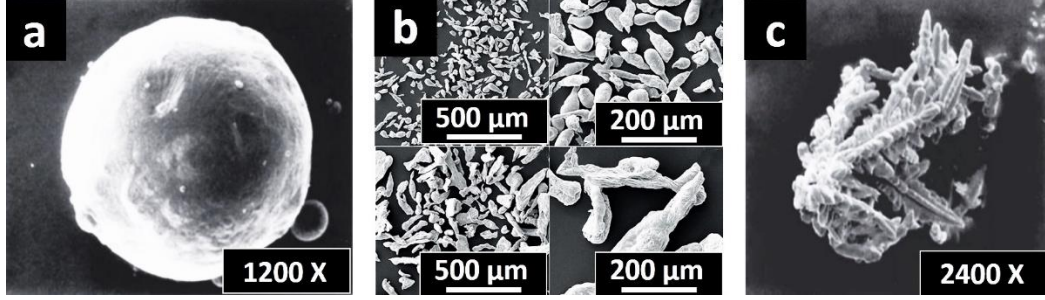
işlemlerdir. Atomizasyon teknikleri; kısaca, erimiş metalin yüksek basınç altında bir hazneye gönderilerek toz taneciklerinin birbirinden ayrılması ile uygulanan işlemlerdir. Su atomizasyonu işleminde erimiş metal basınç altında akıtıldıktan sonra ergimiş metal üzerine su püskürtme işlemi ile soğutma yapıldığından hızlı soğumanın meydana getirdiği etkiden dolayı üretilen tozlar genellikle düzensiz ve köşeli morfolojiye sahip olurken; gaz atomizasyonu sonucu nispeten yavaş soğuma sayesinde küresel morfolojiye sahip tozlar elde edilebilmektedir. Diğer yandan, elektro-kimyasal işlem olarak tabir edilen elektroliz işleminde ise, çözünen ve elde edilmek istenen toz bileşimine sahip anottan kopan elektronlar, genellikle paslanmaz çelik veya titanyum katoda doğru akarak katot üzerinde bir film şeklinde birikinti oluştururlar. Bu birikinti daha sonra katot üzerinden sıyrılarak yıkanır ve toz elde edilir [92-95]. Şekil 20’de en çok kullanılan bu 3 teknik görsel olarak verilmiştir.



Şekil 20. Toz üretim yöntemleri; gaz atomizasyonu (a) [96], su atomizasyonu (b) [97], elektroliz (c) [98].

Metal tozları, geleneksel toz metalurji yöntemiyle veya farklı yöntemlerde tozların kullanılarak metalik bileşenin üretimi için temel malzemeleri oluşturmaktadır. Metalik bileşenin üretimi için toz kullanılan yöntemlerin her birinde; bitmiş ürünün özellikleri hem üretildiği temel tozun karakterine hem de temel tozun üretim işlemine bağlıdır. Bu nedenle, her biri farklı parçacık morfolojisi ve saflığı sunan metal tozları üretmek için farklı yöntemler kullanılır. Örneğin; önceki bölümde de bahsi geçen gaz ve su atomizasyonu yöntemleri ile elde edilen tozların morfolojileri, sırasıyla, küresel ve düzensiz veya

ubuksudur. Elektro-kimyasal işlemle elde edilen tozlar ise dendritik bir yapıya sahiptir. Farklı yöntemlerin sunduğu farklı morfolojilere sahip tozlara örnek olarak şekil 21’de tipik toz morfolojilerin SEM görüntüleri verilmiştir [99].



şekil 21. Farklı toz morfolojileri; küresel (a) [99], düzensiz ve çubuksu (b) [100] ve dendritik (c) [99].

Metal tozları, metal parçaların tekrarlanabilir üretimini sağlamada tutarlı toz özellikleri sergilemelidir. Örneğin, ilave imalatla kullanılan metal tozlarının, nominal olarak küresel olduğu varsayılır ve son üretim parçasının iyi mekanik özelliklere sahip olduğu ve tamamen yoğun olduğu şekilde iyi paketleme davranışını kolaylaştırmak için tasarlanmış bir parçacık büyüklüğü dağılımına sahiptir. Diğer toz özellikleri; morfoloji, yoğunluk, kimyasal bileşim, akışkanlık, yüzey alanı, sıkıştırılabilirlik ve sinterleme kabiliyeti ve termal özelliklerdir. Tozların temel özellikleri partikül büyüklüğü (granülometri) ve partikül şeklidir (morfoloji). Tozların teknolojik özellikleri (kütle yoğunluğu, akışkanlık, yüzey alanı, sıkıştırılabilirlik, sertlik ve ısı) ve uygulama potansiyel alanları bu özelliklere bağlıdır [100-102]. Parçacık şekli, kullanılan üretim yönteminden ve ardından tozun işlenmesinden büyük ölçüde etkilenir. Parçacık şekli; toz dolguyu, toz akışkanlığını, bütünleşik malzemenin mukavemetini ve dolaylı bir şekilde bu tozlardan yapılan sıkıştırma sinterlemesini etkiler.

Tozların tek eksenli sıkıştırılmasında, küresel tozlar nadiren kullanılır. Düzensiz şekilli parçacıklar tipik olarak sıkıştırıldıklarında birbirine kenetlenme ve yapışkan bir kompakt oluşturma eğilimi gösterdikleri için kullanılır [99].

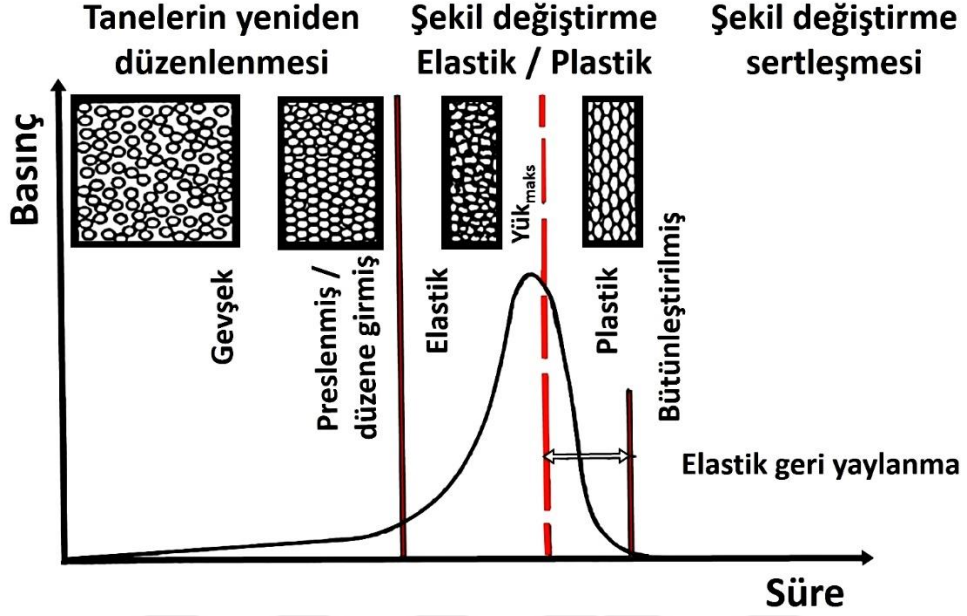
Partikül büyüklüğü ve partikül büyüklüğü dağılımı metal tozunu karakterize etmek için önemlidir. Küresel olmayan bir parçacık boyutunun tanımlanması çoğu zaman zordur. Küresel parçacıklar çapları ile tanımlanırken, düzensiz parçacıkların ışık, lazer, X-ışını veya

başka optik yöntemler kullanan otomatik teknikler kullanıldığında eşdeğer bir küre çapına yaklaştırılması gerekir. Partikül büyüklüğünü ölçmek için birkaç en çok kullanılan yöntemler; elek analizi, çöktürme analizi, X-ışını kırınım analizi, mikroskopi analizi ve foton korelasyon spektroskopisidir. Elekler, tanımlanmış açıklıkları sağlamak için bir araya getirilmiş metal, fiber veya kumaştan imal edilmiş bir ağıdır ve tozu çeşitli büyüklükteki fraksiyonlara ayırmak ve ayırmak için kullanılır. Genel olarak, 250 mm'den büyük parçacık boyutları toz metal boyut ölçümü işlemi için uygun değildir. Farklı açılma boyutlarına sahip elekler istiflenir ve tozun çeşitli ekranlardan süzülmesine izin verilir. Elek yöntemi partikül boyutu tayini için yaygın olarak kullanılmasına rağmen, mevcut çeşitli başka yöntemler vardır. Sedimentasyon tekniği, bir partikülün viskoz bir ortamdan düşme zamanının partikül büyüklüğü ve yoğunluğu ile orantılı olduğunu belirten Stokes yasasını kullanır. Bir ışık ya da X ışını ışını, dağılmış toz içeren bir tanktan geçirilir. Tozdan geçen ışınlanmış ışın toplanır ve zamanla ölçülen yoğunluk, belirli zamanların belirli parçacık boyutlarının bir ölçüsüdür. İşlemi hızlandırmak için sedimentasyon analizi ile ultrasonik karıştırma kullanılır. Mikroskopi, partikül büyüklüğünü ölçmek için doğrudan bir yöntem olmasına rağmen, temsili örneklemeye ilgili problemler nedeniyle sıkıcı ve karmaşıktır. Tipik olarak, toz bir çözücü içinde dağıtılır ve mikroskobik slaytlara yayılır ve incelenir. Parçacıklar sayılır. Mikroskopa bağlı otomatik bir görüntü analiz sistemi parçacıkları etkili bir şekilde sayabilir. Metal tozu şekli ve saflığı, enerji dağıtıcı spektroskopisi ile desteklenmiş taramalı elektron mikroskobu kullanılarak da değerlendirilebilir. Foton korelasyon spektroskopisi ise Brownian hareketi veya bir sıvıda asılı bulunan parçacıkların elektroforetik hareketliliği nedeniyle ışık şiddetindeki dalgalanmaları ölçer. Bu teknik 0,003–5 mm aralığında partikül boyutu için kullanışlıdır [100].

Toz boyutu kadar tozların yüzey alanının ölçülmesi de toz metalurjisi ile elde edilen bütünleşik malzemelerin özelliklerini etkilemektedir. Toz parçacıklarının yüzey alanı, geçirgenlik tekniği ile veya toz yüzeylerinde gaz adsorpsiyonunu ölçen BET (Braunauer-Emmett-Taylor) yöntemiyle ölçülebilir. Özel yüzey alanı, yüzey alanını kaplamak için gereken inert gaz miktarından hesaplanır. Yüzey alanı ölçümü kullanışlı bir uygulama olmasına rağmen, metal tozlarının karakterizasyonunda nadiren kullanılır [99].

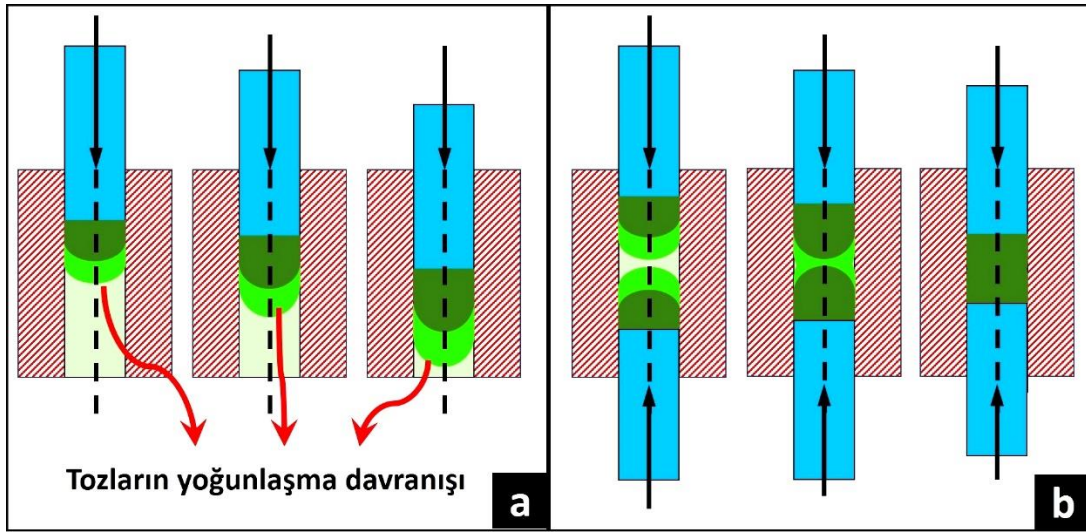
Sıkıştırma işleminde, bilinen bir toz hacmi bir kalıp boşluğuna verilir ve bu hacim, sıkıştırılan her bir parçanın neredeyse aynı ağırlığa (boyutlar) sahip olmasını sağlamak için yakından takip edilmesi gerekir. Görünür yoğunluk, bu amaca ulaşmak için kullanışlı bir toz

malzemelerin özellikleri de değişmektedir. Pres altında ve geçen sürede kalıp içindeki tozlarda meydana gelen değişiklikler şematik olarak Şekil 23'te verilmiştir [105].



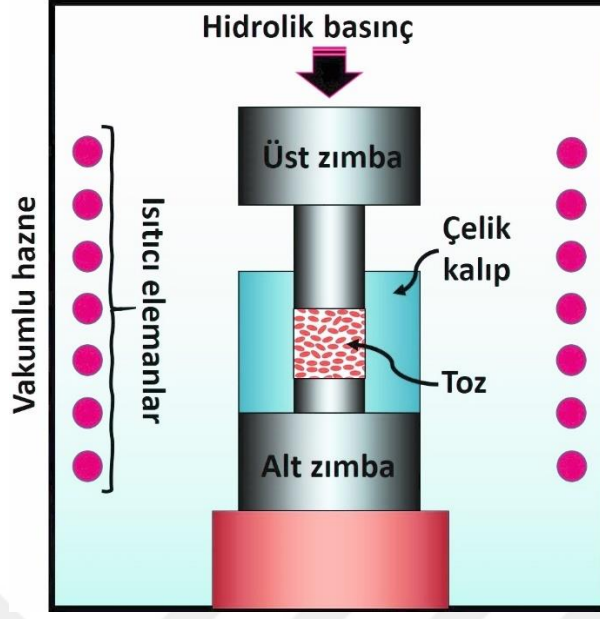
Şekil 23. Tozların sıkıştırma eğrisi [105].

Tozlara uygulanan bu basınç, kalıp zımbalarına alt ve üst kalıp yüzeyinden aynı anda çift doğrultuda olmakla beraber (çift yönlü presleme), sadece alt zımbası takılı olan bir kalıp içine doldurulan tozların üzerine yerleştirilen bir üst zımba üstünden basıncın uygulanmasıyla tek doğrultuda (tek yönlü pres) da uygulanabilmektedir. Tek yönlü presleme işleminde, kalıp içerisindeki tozlar üzerine uygulanan basınç bir doğrultuda gerçekleştiğinden, kalıp içindeki toz bölgesinin her tarafına homojen bir basınç dağılımı kolaylıkla sağlanamaz. Çift yönlü preslemede ise aynı anda alt ve üst bölgeden uygulanan basınç sayesinde homojen bir yoğunlaştırma gerçekleştirilebilmektedir [106, 107]. Tek ve çift yönlü presleme sisteminin bir örneği Şekil 24'te gösterilmektedir.



Şekil 24. Tek (a) ve çift (b) eksenli presleme işlemi ile tozların yoğunlaşma davranışları [108].

Tozların preslenmesinde sıklıkla kullanılan diğer bir yöntem ise sıcak presleme uygulamasıdır. Bu yöntemde; tozlar, yeterince yüksek sıcaklıkta küçük bir deformasyon hızında ısı enerjisinin ve yüksek basıncın aynı anda uygulanmasının bir sonucu olarak sinterleme ve yoğunlaştırma işlemleri gerçekleştirilir. Önceden bir ön presleme uygulanmış tozlar veya gevşek şekilde sıcak iş takım çeliğinden yapılmış bir kalıba beslenen tozlar, 2400 °C 'ye kadar yüksek sıcaklık sağlanan vakumlu bir fırın içerisinde (oksidasyonu kontrolü için) preslenerek yoğunlaştırma sağlanabilir. Bu sayede, sinterleme işlemi daha düşük sıcaklıklarda yüksek basınç altında ve daha kısa sürelerde gerçekleştirilebilir [109]. Şekil 25'te tipik bir sıcak presleme sistemi görülmektedir.



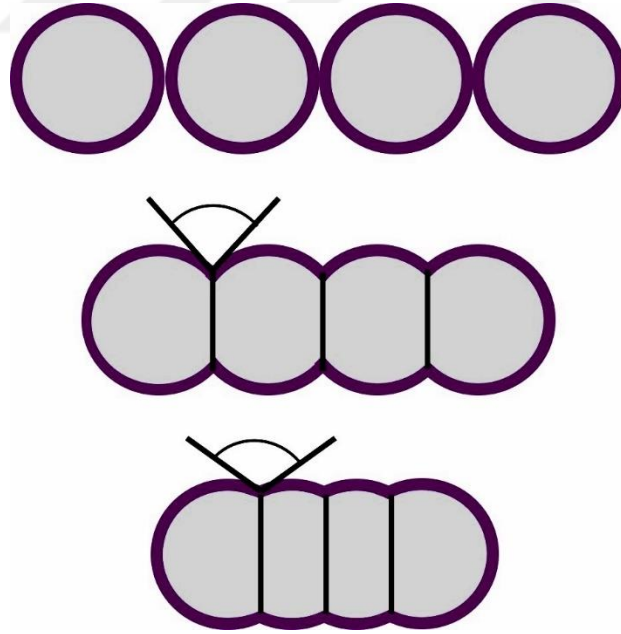
Şekil 25. Bir sıcak presleme ünitesinin şematik gösterilişi

Sinterleme; yaygın bir seramik ve metalurjik (metal toz malzeme gibi) imalat süreci olup, maksimum %50-60 oranında teorik yoğunluğa sahip gözenekli ve preslenmiş toz malzemelerin ergime noktaları altında bir sıcaklığa ısıtılarak yoğunlaştırılmalarını sağlayan bir üretim aşamasıdır. Bu adımdan sonra yoğunlaştırılan mühendislik malzemeleri kullanıma hazır olduğu gibi, kullanım alanlarına göre ısıtma işlemi, kaplama, sertleştirme gibi işlemlere de tabi tutulabilmektedir. Sinterleme süresi, malzemeye ve istenen özelliklere bağlı olarak değişir, ancak tipik olarak birkaç saat ile birkaç gün arasında sürer. Ek olarak; sinterleme atmosferi, daha fazla kontrol sağlamak için sinterleme sırasında kontrol edilebilir veya değiştirilebilir. Özellikler ayrıca yüzey enerjisini etkileyebilecek sıcaklık, basınç, zaman ve sinterleme atmosferi gibi değişen sinterleme parametrelerinden de etkilenebilir. Sinterleme işlemlerinin çoğu, akma dayanımı ve plastik deformasyon gibi mekanik özellikleri optimize etmek için tasarlanmaktadır [110-112].

Sinterlemeye, kristal kafesteki atomların kendiliğinden yayılması neden olur ve bu durum altında kontrol edilir. Tüm kristal katılarda; atomlar, boşluklar olarak adlandırılan bitişik boş kafes bölgelerine hareket ederek kafes boyunca rastgele yayılır. Boş bir kafes bölgesine atlayan bir atom, kafesin enerjisini arttırırsa, ortaya çıkması daha düşük ihtimaldir. Tersini düşünülürse, bir kafes bölgesine göç eden bir atom kafesin enerjisini düşürürse, o yerden uzaklaşması daha düşük ihtimaldir ve kafeste kalma tercih edilir. Parçacıkların

yüzeyindeki atomlar, parçacık içlerindeki atomlardan daha fazla enerjiye sahiptir. Genel olarak; bu enerji, partikülün aynı malzemenin başka bir partikülü ile temas halindeyse, atmosferle veya farklı bir malzemeyle temas halinde olduğundan daha düşüktür. Bu nedenle, parçacıklar arasındaki temas alanını artıran kafes bölgeleri tercih edilir. Bu tür yerler, temas alanının kenarlarında bulunur [113].

Bununla birlikte, atomlar kütlenin dışına ve temas bölgesine hareket ettiklerinde, kütlenin içindeki boşlukların gerisinde kalırlar. Temas alanına yayılan bir atomun genel enerji değişimi, yüzey alanını artırarak azalan enerjinin ve boşluk oluşturarak artan enerjinin farkıdır. Bu net enerji değişimine sinterleme gerilmesi de denir [114]. Sinterleme gerilmesinin büyüklüğü, dihedral açı olarak bilinen parçacıklar arasındaki temas açısına bağlıdır. Daha keskin temas açıları, toplam enerjiyi azaltır. Bununla birlikte, temas alanı arttıkça, dihedral açı doğal olarak genişler. Dihedral açının ilerlemesi Şekil 26'da gösterilmektedir [115]. Sonunda sinterleme gerginliğinin sıfır olduğu ve sinterlemenin kesildiği kadar geniş bir açığa ulaşır. Dihedral açıdaki sınır nedeniyle, sinterlemenin malzemede hala mevcut olan gözeneklerle dengeye gelmesi mümkün olur.

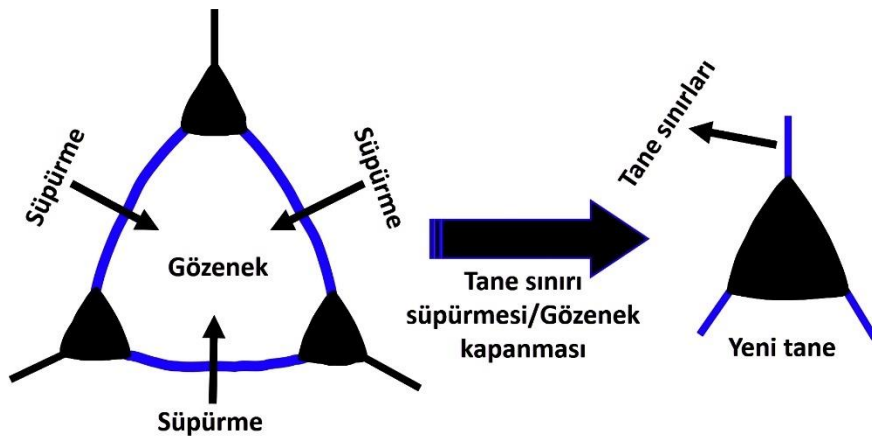


Şekil 26. Sinterleme sırasında parçacıkların temas durumları [115].

Sinterlemenin gerçekleştiği hız difüzyon hızı ve sinterleme stresi ile kontrol edilir. Sırasıyla difüzyon hızı, kusur konsantrasyonundan ve sıcaklığından etkilenir. Daha fazla

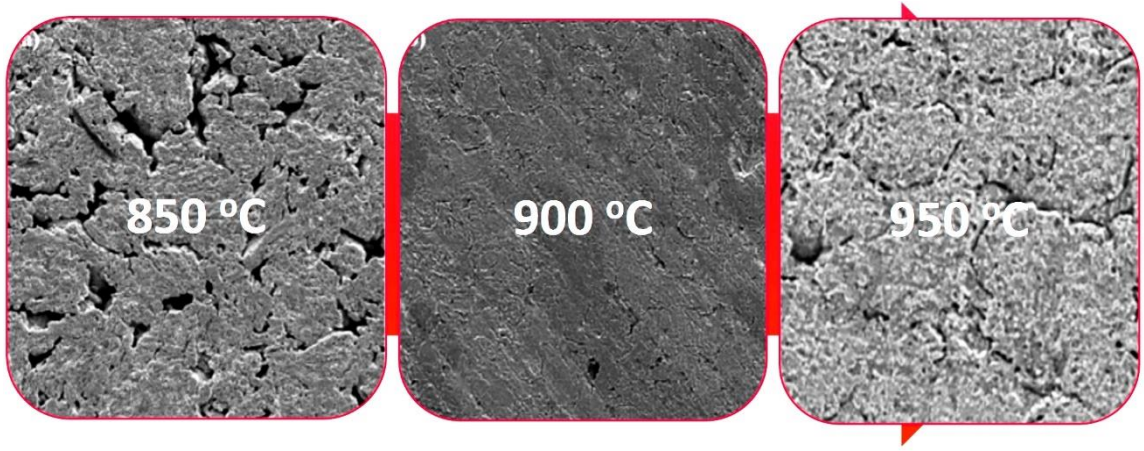
kafes kusuru, daha fazla atomun aynı anda yayılabileceği anlamına gelirken, daha yüksek sıcaklıklar, ayrı atomların daha hızlı dağılmasını sağlar. Bu nedenle sinterleme yüksek sıcaklıkta yapılır. Ek olarak, tozun kompakt hale getirilmesinden kaynaklanan zorlanma ek boşlukların üretilmesine de yol açabilir. Sinterleme gerilmesi; temas açısına ve tane içi-tane sınırı-serbest yüzeyler arasındaki bağıl enerji farklılıklarına bağlıdır [116].

Sinterleme genellikle preslenen boşluklu bütünlük malzemelerin mikro yapısına bağlı olarak üç aşamaya ayrılır. Birinci aşama, boğazların oluşumu ile temas alanlarını artıran toz parçacıklarından oluşur ve boyun büyümesinin ana mekanizma olması sona erdiğinde bu aşamanın da sonuna gelinir. İkinci aşama ise, gözeneklerin büyüklüğü azalması ile genel yoğunluğun arttığı yer olarak tarif edilebilir. Temas alanları, tane sınırları denilen düzlemlere dönüşür ve boşluklar tane sınırlarına ve tozların kesişme noktalarındaki tünellere daldıkça gözenekler daha sütunlu hale gelmeye başlar. Üçüncü aşamada ise; gözenekler yüzeye doğru kapanma eğilimindedir ve zaman geçtikçe kafes, taneler arasındaki yüzey enerjisinin azalmasına bağlı olarak toplam enerjisini azaltmaya devam eder ve böylece tane sınırlarının hareketi başlar. Daha küçük tanelerin varlığı, büyük tanelerin daha da büyümesine yol açar. Tane sınırları hareket ettikçe, boşluklu bölgeleri, safsızlık atomlarını ve küçük gözenekleri içine alarak bu küçük gözenekler de taneler birleşirken birbirleriyle temas halinde olabilirler. Bu duruma Şekil 27’de görseli verilen ‘tane sınırı süpürmesi’ olayı denir [117-119].



Şekil 27. Tane sınırlarının gözenekleri süpürmesi olayı

Malzemelerin sinterlenmesi sırasında kullanılacak olan sinterleme sıcaklığı, sinterleme öncesi ve/veya sinterleme bitişinde uygulanan basınç, sinterleme süresi gibi parametrelerin iyi optimize edilmesi gerekmektedir. Örneğin, metal matrisli bir kompozit malzeme üretimi için karıştırılarak hazırlanan ve kalıp içerisine doldurulan tozun ilk şekil verilmesinden sonra sinterleme aşamasında bu parametrelerin belirlenmesi ciddi önem taşımaktadır. Buna örnek olarak, Şekil 28’de CNT katkılı Cu matrisli kompozitlerin iç yapısına sinterleme sıcaklığının etkisi gösterilmektedir.

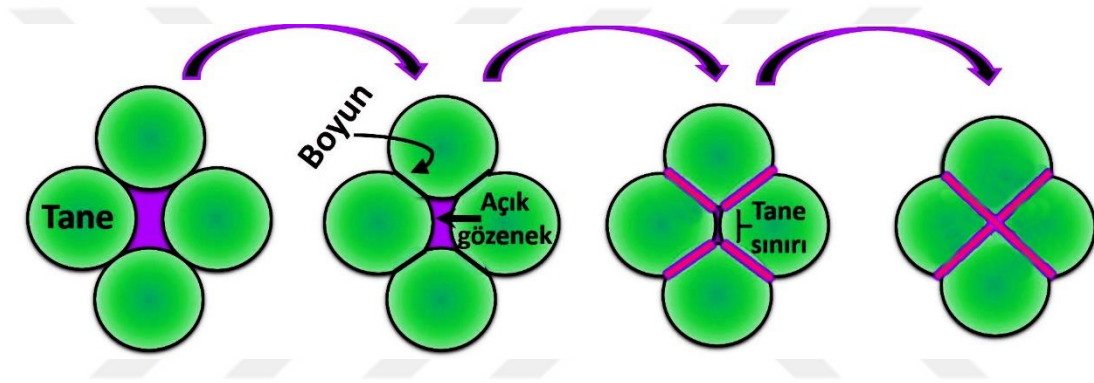


Şekil 28. Cu/CNT kompozitlerin sinterleme sıcaklığının içyapı özelliklerine etkisi [120]

Şekil 28’de görüldüğü gibi 850 °C’de sinterlenmenin tam olarak gerçekleşmediği ve resimde siyah bölge olarak görülen gözeneklerin varlığı dikkat çekmektedir. Sıcaklık 900 °C’ye çıkarıldığında gözeneklerin kaybolduğu ve tam sinterlenmenin gerçekleştiği görülmektedir. Sinterleme sıcaklığının 950 °C’ye arttırılmasıyla ise içyapıda tane büyümesi olayının görüldüğü ve bu durumun mekanik ve fiziksel özelliklere de kötü yönde etki edeceği bilinmektedir. Kısaca, en iyi sinterleme performansı 900 °C sıcaklıkta elde edilmiştir [120].

Sinterleme işlemleri; sinterleme tipine göre katı ve sıvı faz sinterleme olarak iki durumda incelenebilir. Katı hal sinterlemesi, bir malzemenin erime noktasının altına ısı uygulanarak bağlanma ve genellikle parçacıkların yoğunlaştırılması olarak tarif edilebilir. Sinterleme sırasında kompakt malzemenin yüzey alanı azalır ve buna normal olarak yoğunlukta bir artış meydana gelir. Kompaktın diğer özelliklerinde; artan mukavemet, elektriksel dirençteki bir düşüş veya termal iletkenlikteki bir artış gibi değişiklikler meydana

gelebilir. Çoğu uygulamada, sinterlemenin istenen sonucu yoğunluktaki bir artıştır. Herhangi bir fiziksel işlemde olduğu gibi, işlemin gerçekleşmesi için sistemin serbest enerjisinin düşmesi gerekir. Bu yüzden, sinterlemede, toz parçacıklarının yüzey alanındaki azalma nedeniyle kompaktın serbest enerjisi azalma eğilimindedir. Sinterleme öncesi tanelerin sadece birbirleri ile temas halinde olması, daha sonra birbirlerine daha fazla yaklaşarak boyun meydana getirmeleri ve gözenek oluşumu, sinterlemenin devam etmesiyle gözenek boyutlarında azalma ve tane sınırı oluşumu ve sinterlemenin son aşamasında ise gözeneksiz, birden fazla tanenin oluşturduğu yeni kaba bir tane oluşumu gözlenir [121]. Örnek bir katı hal sinterleme modeli Şekil 29’da gösterilmektedir.

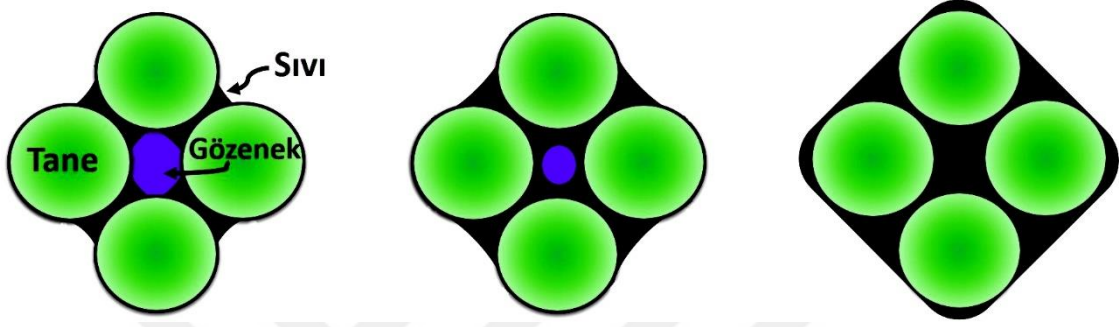


Şekil 29. Katı hal sinterleme sistemi

Sıvı faz sinterlemesi genellikle karıştırılmış veya öğütülmüş tozlarla başlar. Bileşim ve sinterleme sıcaklığı, kullanılan malzemelerin faz diyagramlarına bakılarak seçilir. Sıvı hal sinterlemesi sırasında; yeni oluşan eriyikte katı çözünürlükte, sıvıda katı çözünürlükte, fakat katı madde içinde düşük sıvı çözünürlükte bir artış gerçekleşmesi ve artan katkı maddesi ile sıvı ve katı sıcaklıkların azaltılması istenen durumlardır. Difüzyon hızları erime sıcaklığıyla arttığından, erime sıcaklığının düşük olması sinterlemede çarpıcı bir gelişme sağlar. Daha yüksek sıcaklıklar, sıvı miktarını ve difüzyon hızını arttırmada kritik bir rol oynar, bu nedenle sıcaklık çok önemli bir kontrol parametredir. Daha fazla sıvı, malzemenin yoğunlaşmasına katkı sağlarken; aşırı miktarda sıvı yapının bozulmasına neden olur. Bu yüzden, sıvı hal sinterlemesinde yaygın şekilde kullanılan sıvı oranı hacimde yaklaşık %15 düzeyindedir [122].

Karışık tozların preslenmesiyle elde edilen kompakt; katı taneler arasına nüfuz etmek üzere yayılan ve ısıtma sırasında oluşan sinter bağlarını çözen bir sıvı oluşturmak üzere

ısıtılır. Katı bağların çözünmesi sonucu tane ve ıslatıcı sıvının karışımından oluşan viskoz bir karışım ortaya çıkar. Yumuşatılmış yapı, tanelerin yağlanması ve ıslatıcı sıvının kılcal çekimi nedeniyle yeniden düzenlemeye tabi tutulur. Sarkaçlı bağlar, tanecikleri bir araya getirmek için kılcal bir kuvvete neden olur ve bu Şekil 30'da gösterildiği gibi sıvı bağlarla tanelere dokunmayı sağlar [123].

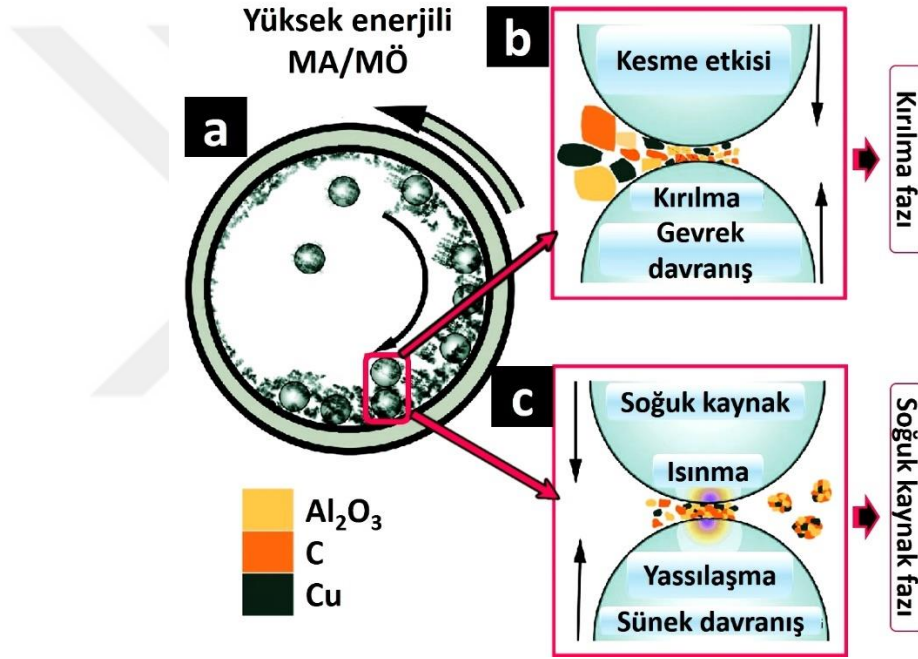


Şekil 30. Sıvı hal sinterleme sistemi [123].

1.2.11. Mekanik Alaşımlama/Öğütme

Mekanik alaşımlama veya öğütme işlemi (MA veya MÖ), yüksek hızla dönen bir değirmen haznesi içerisindeki tozların sürekli olarak soğuk kaynak yapması ardından kırılması ve sonrasında tekrar soğuk kaynak yapmasını sağlayan bir sistemdir. Hiç işlem görmemiş veya önceden dağıtılmış/karıştırılmış tozlardan başlayarak sayısız denge ve denge dışı alaşım durumu üretmek için MA/MÖ vazgeçilmez bir üretim yöntemidir. Öğütme sırasında parçacıklara verilen yüksek enerjiden dolayı, bu teknikte üretilen kompozitlerin boşluklardan arındırılmış olması gibi istisnai özelliklere sahiptir. Bu teknik, endüstriyel uygulamalar için nikel bazlı oksit dispersiyonlu süper alaşımları (ODS) üretmek isteyen John Benjamin tarafından geliştirilmiştir. Homojen bir karışım veya alaşım elde etmek için malzemeden malzemeye transfer sağlayan eşsiz bir yöntem olarak tarif edilebilir. Yöntem, sabit bir süre boyunca yüksek hızda çalkalama yoluyla karıştırılan öğütme ortamı ile bir muhafaza içine konan az miktarda toz ile başlar. Enerji aktarımı, öğütme ortamı ve tozlar arasında gerçekleşir, böylece tozların boyutu daha küçük seviyelere indirgenir ve hazırlanan tozlar çeşitli yöntemlerle kompakt hale getirilir [123-126]. MM/MÖ'de (Şekil 31) malzeme aktarımı olmamasına rağmen, asıl amaç toz parçacıklarının boyutlarını en aza indirmek ve gereken yüzey alanını arttırmaktır. Dahası, işlemdeki ana önemli faktörler hammadde,

değirmen ve öğütme hızı, zaman, işlem kontrol maddesi ve sıcaklık gibi işlem değişkenleridir. Parafin, stearik asit ve metanol, soğuk kaynağın etkisini ve büyük toz kümelerinin nihai üretimini azaltmak için kayganlaştırıcı olarak işlem yapan proses kontrol ajanları olarak kullanılır. Tozlar plastik olarak deforme olduklarından, tozların iç yapı gelişimi gerçekleşebilir ve böylece nano yapıları bir bileşik elde edilebilir. Yağlar, öğütme süresinin uzaması ve öğütücü bilyeler tozları kirletebilir ve bu nedenle işlemin kontrol edilmesi gerekir. Dahası, malzeme birleştiğinde, safsızlıklar mikro yapısal evrimi ve tane gelişimini etkileyebilir ve böylece kompozitin mekanik özelliklerini azaltır [124, 127].



Şekil 31. MA/MÖ sistemi; öğütücü eleman (a), kırılma fazları (b) ve kaynaklanma mekanizması (c) [128].

Toz morfolojisinin bütünleşik malzeme eldesinde önem taşıdığı uygulamalarda, örneğin toz üzerine uygulanan akımsız kaplama sürecinde toz morfolojisi, akımsız kaplama işleminde kaplama performansını doğrudan etkileyen bir faktördür. Örneğin, bakır tozları üzerine uygulanmak istenen gümüş kaplama işlemi için, altlık malzeme olan bakır tozlarının morfolojisi, bakır tozları üzerinde elde edilecek olan akımsız gümüş tabakasının kalitesini büyük oranda etkilemektedir. Bu yüzden, optimum morfolojiyi belirlemek için, tozların mekanik olarak öğütülmesi hem en basit ve hızlı yöntem hem de en ucuz yöntem olarak değerlendirilmektedir [80].

MA/MÖ işlemlerinde, kapasiteleri, öğütme verimleri ve soğutma, ısıtma vb. durumlar için ek düzenlemeler bakımından farklılık gösteren öğütücüler kullanılır. Bunlardan en sık kullanılanları; SPEX çalkalayıcı öğütücüler, gezegen tip öğütücüler, titreşimli atritör tip öğütücülerdir [125, 126].

MA/MÖ karmaşık bir işlemdir ve bu nedenle istenen ürün fazını ve/veya mikro yapısını elde etmek için çeşitli değişkenlerin optimizasyonunu yapmak kaçınılmazdır. Tozun nihai yapısı üzerinde etkili olan önemli parametrelerden bazıları; öğütücü türü, öğütücü hazne hacmi, öğütme hızı ve zamanı, öğütücü bilye/toz oranı, öğütücü haznedeki toz miktarı, öğütme atmosferi, işlem kontrol katkısı kullanımı ve öğütme sıcaklığıdır. Farklı bileşenli tozların öğütücüler kullanılarak başka bir alaşım toz meydana getirilmesinde genellikle SPEX tipi öğütücüler kullanılırken diğer öğütücüler genellikle küçük veya büyük miktarlardaki tozların öğütülmesinde yani boyut küçültme, karıştırma veya toz morfolojisinin etkisini görmek için morfoloji değiştirilmesinde kullanılır [125, 126].

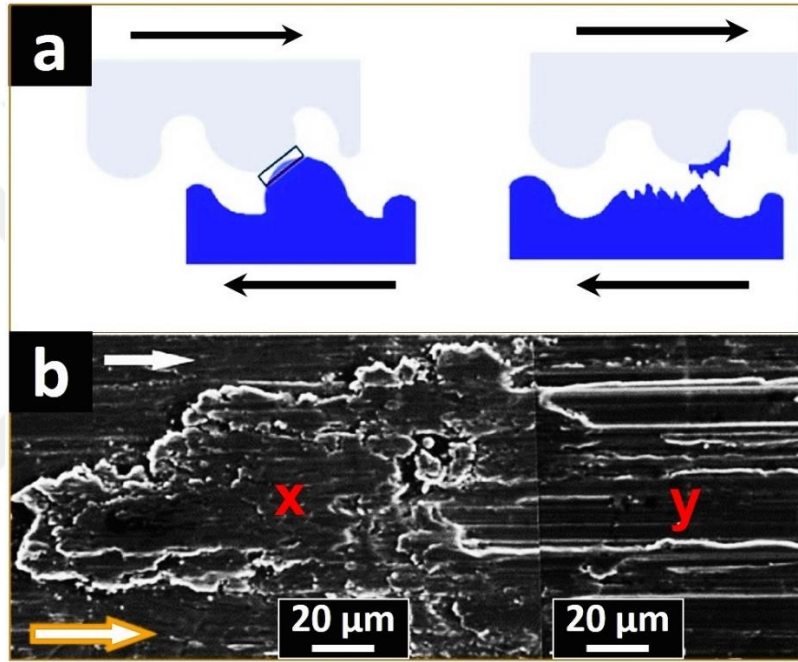
1.4. Aşınma

En az iki katı malzeme yüzeyinin birbirine temas etmesi durumunda bu malzemelerin birinin veya her ikisinin yüzeyinde oluşan bir hasar sonucu bir veya her iki malzeme yüzeyinden katı metal çıkarılması 'aşınma' olarak tarif edilebilir. Meydana gelen aşınma; deneysel olarak, "birim zaman veya kayma mesafesi başına çıkarılan malzemenin kütle, hacim veya yüksekliği" olarak tanımlanan 'aşınma oranı' ile ölçülür. Mevcut literatür ve araştırmaların ışığında, farklı metal çiftleri için yedi önemli aşınma mekanizması tanımlanmaktadır [129].

1.4.1. Adhesiv Aşınma

Adhesiv aşınma, katı yüzeylerin her birinden kopan metal parçacıklarının bir diğer yüzeye tutunması (yapışması/kaynaklanması) ile gerçekleşen malzeme kaybıdır. Bu tür aşınma sonucu, malzeme yüzeylerinde, çukur, boşluk ve vadiler meydana gelebilir. Yapışkan bağ nedeniyle ortaya çıkan bu tür aşınma sırasında, malzemelerin birbirine temas eden bölgelerinde, aşınmaya karşı daha dirençsiz olan malzemenin kohezyon bağı adhezyon bağından daha güçsüz kalır ve malzeme kaybı oluşur. Bu aşınma tipi, genellikle kimyasal

bileşimi benzer olan ve oksit tabakasından arındırılmış iki metal yüzeyinin birbirine teması halinde meydana gelir [129]. Bu aşınma türünün şematik bir gösterimi ve örnek bir mikroskopik ölçekteki aşınma yüzeyi Şekil 32’de verilmiştir. Şekil 32a’da bu aşınma mekanizması ile gerçekleşen olayda aşınma direnci daha düşük olan tabakanın koptuğu ve diğer yüzeye yapıştığı şematik olarak görülürken, Şekil 32b’de adhesiv aşınma ile hasarlanan bir parça yüzeyinin bazı bölgelerinin yapışma etkisi ile tabakalaştığı (x bölgesi) bazı bölgelerinin ise kazınma hasarına uğradığı görülmektedir.

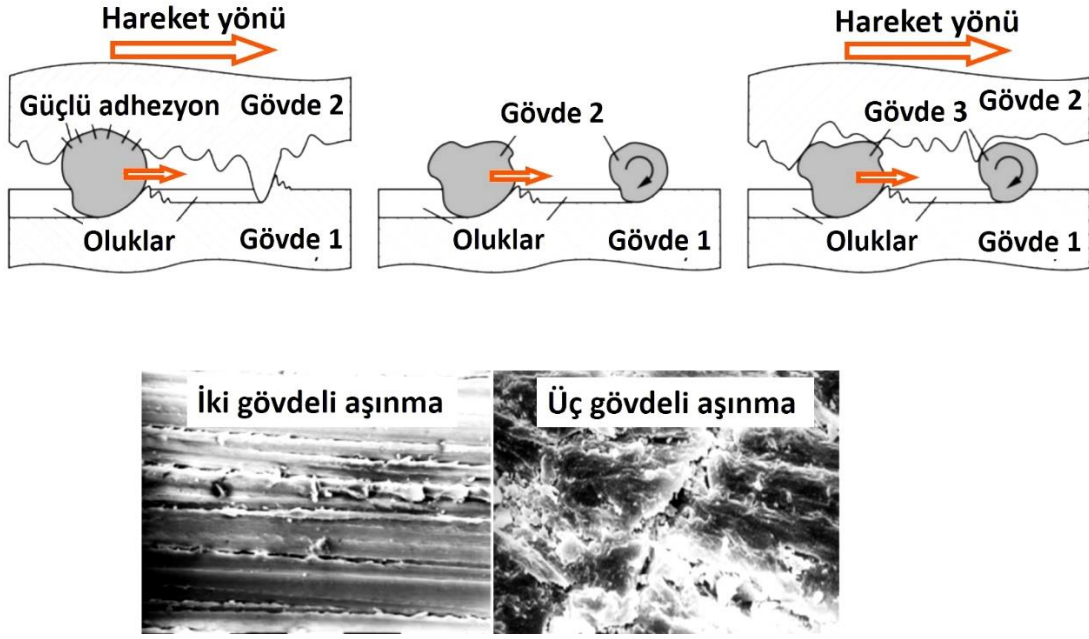


Şekil 32. Adhesiv aşınma mekanizması [130] ve örnek SEM görüntüsü [131].

1.4.2. Abrasiv Aşınma

Yumuşak bir malzeme yüzeyi boyunca kayan sert parçacıkların veya çıkıntıların yüzeyden malzeme koparmasıyla meydana gelen aşınma türüne abrasiv aşınma denir. Kazıma, sıkıştırma ve kesme kuvvetlerinin ortaya çıkardığı bu tür aşınma olayında, meydana gelen kazıma ile malzeme her iki yüzeyden de koparak yerinde bir boşluk veya oluk bırakır. Abrasiv aşınma, iki gövdeli ve üç gövdeli aşınma modu olmak üzere iki türde gerçekleşir. İki gövdeli aşınma modunda, aşınma izleri tek bir yüzey üzerinde bulunan aşındırıcı parçacıklar tarafından veya temas eden iki yüzeyin birbirine sürtünmesi ile meydana

getirilirken; üç gövdeli aşınma modunda aşınma izleri temas eden iki yüzey ve bu yüzeyler arasında bulunan aşındırıcı parçacıklar nedeniyle meydana gelir. Aşınma sonucu yüzeyden kopan aşınma döküntüleri temas eden yüzeyler arasında sıkışarak yüzeylerde oyuklanmalar oluşturur [129]. Şekil 33, abrasiv aşınma mekanizmasının temsili olarak ve bu mekanizmaya sahip bir SEM görüntüsünü sunmaktadır.



Şekil 33. Abrasiv aşınma mekanizmaları (üstte) [132] ve örnek SEM görüntüsü (altta) [133].

1.4.3. Erozyon Aşınması

Bir katı yüzeyi ve sıvı arasındaki mekanik etkileşimden veya sıvı veya katı parçacıkların çarpması sonucu meydana gelen aşınma türüne erozyon aşınması denir. Metal yüzeyine hızla çarpan parçacıklar, metal yüzeyinde çukurlara ve büyük ölçekli yüzey altı deformasyona neden olur. Buna en iyi örnek, yağmur yağışı olarak gösterilebilir; yağmur damlacıkları gökyüzünden yeryüzüne ininceye kadar belli bir hıza yükselir ve yeryüzüne çarptığında bir deformasyona ve böylece erozyon aşınmasına yol açar. Parçacık püskürtme yöntemi ile yüzeyden oksit temizleme işlemi de sıklıkla kullanılan ve bu aşınma türünün yararlı olarak kullanıldığı bir alandır [90].

1.4.4. Titreşimli Aşınma

İki yüzey arasındaki küçük salınımlı veya piston hareketi nedeniyle oluşan aşınma, titreşimli aşınma olarak adlandırılır. İki aşamalı olarak gerçekleşen bu aşınma türünde ilk olarak, adhesiv aşınma mekanizması ile yapışma gerçekleşerek iki yüzey birbiri üzerinde ovulurken ikinci aşamada, aşınma parçacıklarında meydana gelen ovulmadan dolayı biriken yüksek miktardaki enerji oksitlenmeye yol açarak aşınmaya neden olur [129].

1.4.5. Yorulma Aşınması veya Tabakalı Aşınma

Meydana gelen aşınma, malzeme yüzeyine uygulanan döngüsel yüklemelerden dolayı malzemenin yorulmasından dolayı gerçekleşiyorsa; bu aşınma türü, yorulma aşınması veya tabakalı aşınma olarak tarif edilmektedir. Genellikle yatak malzemelerinde, rulmanlarda yani yuvarlanmalara temas eden yüzeylerde görülen bu aşınma türü, malzeme yüzeyinde oluklanma ve çukurlara yol açmaktadır. Döngüsel yüklemeler yüzey ve yüzey altında çatlaklar meydana getirerek, yüzey altı çatlakları zamanla yüzeye çıkarak aşınma parçacıkları meydana getirir [134].

1.4.6. Korozyon Aşınması

Birbiri üzerinde kayan malzemelerin kayma ortamı koroziv veya oksidatif madde içeren yerler olduğunda meydana gelen aşınma türüne korozyon aşınması denir. Ayrıca, kuru aşınma sırasında da kayan malzemelerin ortamdaki herhangi bir gazdan etkilenmesi ile de meydana gelebilir. Yüksek sıcaklıklar altında oksitlenebilen metal malzemelerin de belirli sıcaklıklar altında çalıştığında meydana gelebilecek bir aşınma tipidir. Özellikle diş implantlarında da görülebilen bu aşınma türü, metalik iyonların implanttan koparak dokularla etkileşimine yol açabilir. Genellikle diş implantlarında kullanılan titanyum alaşımları sünek malzemeler olduğundan, sert parçacıklarla (örneğin alümina) temas etmesi halinde hem titanyum malzemedeki aşınma hem de sıvı ortamdan etkilenerek korozyon meydana gelebilir ve farklı bir tribokorozyon mekanizması oluşabilir [135].

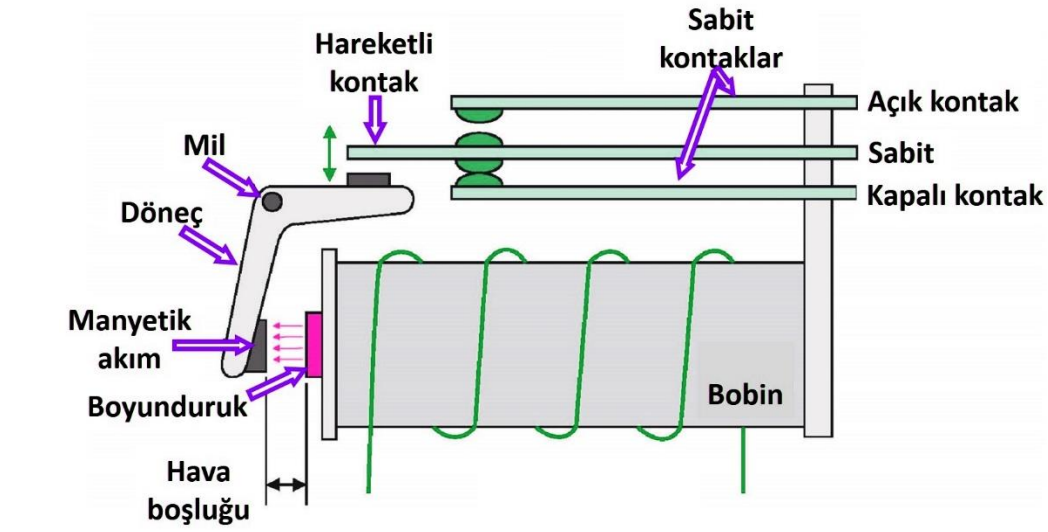
1.4.7. Plastik Deformasyon ve Oluklanma Aşınması

Sert ve pürüzlü bir yüzeyin yumuşak bir metal yüzeyinde kayması sonucu yumuşak malzemede gerçekleşen deformasyon ile meydana gelen aşınmaya plastik deformasyon ve oluklanma aşınması denir. Bu aşınma türünde, yumuşak malzemenin deformasyon sonucu plastik olarak akışı için gereken kuvvet, sürtünme katsayısını belirlemek için kullanılır. Bu tür aşınma sırasında, kesme etkisi kaymadan daha baskın oluşarak deformasyonu meydana getirmektedir [136].

1.5. Elektrik Kontak Malzemeleri

Elektrik kontak malzemeleri önemli bir elektrikli eleman bileşeni olup normal bağlantı akımı, yük akımı ve kesme akımından sorumlu olan röle, alçak gerilim devre kesici ve kontaktör bölümlerinden birini oluşturmaktadır. Bu cihazlar devreleri bağlamada, güç aktarmada ve devreleri kırmada önemli bir rol oynar. Elektrik temasının başlatılması, bakımı ve kesilmesi sırasında yüksek sıcaklık, kaynak, aşınma ve ark boşalması dahil olmak üzere çeşitli fiziksel ve kimyasal erozyon işlemleri meydana gelir. Elektrik anahtarlarının, rölelerin, konektörlerin ve devre kesicilerin anahtar bileşeni olarak, elektrik temas malzemesinin kapsamlı performansı, elektrik anahtarının genel performansını ve servis ömrünü belirler. Farklı durumlarda işlevine göre, elektrik temas malzemesinin bazı temel gereksinimleri; üstün aşınma ve ark erozyon direnci, iyi kaynak performansı, yüksek ısı iletkenliği ve düşük temas direncidir [137, 138].

Şekil 34, bir kontaktörün çalışma prensibini şematik olarak göstermektedir. Buna göre, kontaktörden geçen akım öncelikle elektromıknatısı uyarır. Uyarılmış elektromıknatıs, kontaktör çekirdeğinin döncünü hareket ettirmesine neden olan manyetik bir alan üretir. Kapalı bir kontak, sabit kontaklarla hareketli kontaklar arasındaki devreyi tamamlar. Bu durum, akımın bu kontaklardan yüke geçmesine izin verir. Akım kesildiğinde, bobinin enerjisi kesilir ve devreyi açar. Kontaktörlerin temasları, hızlı açılma ve kapanma hareketleriyle bilinir [139].



Şekil 34. Bir kontaktörün çalışma prensibi [139].

Elektrik kontak malzemeleri, kullanım alanına bağlı olarak değişik bileşimlerde üretilebilmektedir. Örneğin; yüksek akımın üretildiği elektrikli ekipmanlarda seramik temelli malzemeler kullanılmaktadır. Tablo 1, sıklıkla kullanılan elektrik kontak malzeme bileşimlerini ve bazı karakteristik özelliklerini göstermektedir [140].

Tablo 1. Bazı kontak malzemelerin karakteristik özellikleri [140].

Temel malzeme	Bileşim	Ergime noktası (°C)	Sertlik (HV)	Elektriksel iletkenlik (%IACS)	Yoğunluk (g/cm ³)
Altın (Au)	Au	1086	25-65	75	19.3
	90Au-10Ag	1055	60	16	17.3
	69Au-25Ag-6Pt	1100	60	11	16
Gümüş (Ag)	Ag	960	25	106	10.5
	90Ag-10Cu	778	62	86	10.3
	75Ag-24.5Cu-0.5Ni	810	135	68	10.1
	92Ag-6Cu-2Cd	880	65	43	10.2
	90Ag-10Ni	960	65	91	10.3
	93Ag-6SnO ₂	970	110	90	10.2
	90Ag-10SnO ₂	970	120	73	10.1
	90Ag-10CdO	970	65	76	10.2
	86.5Ag-13.5CdO	980	85	70	10.1
	83Ag-16CdO	980	100	65	10

Tablo 1’den görüldüğü gibi elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan malzemeler genellikle altın ve gümüş temelli malzemelerdir. Ancak bu malzemelerin yüksek maliyet gerekliliğinden dolayı son zamanlarda alternatif malzemeler geliştirilmeye başlanmıştır. Bakır temelli malzemeler üzerine yapılan çalışmalar bu bakımdan ilk sıralarda yer almaktadır. Bakırın gümüş ve altından nispeten daha ucuz olması bunun başlıca sebebi olması ile, oksidasyona karşı nispeten dirençsiz oluşu bakır esaslı kontak malzemelerinin geliştirilmesine yol açmaktadır. Ayrıca, Tablo 1’den anlaşılabacağı gibi aşınmaya karşı dirençli malzeme eldesi için temel malzemeye katılan sert parçacık takviyesinin kontak malzemelerinin sertliğini arttırırken elektrik kontak performansını doğrudan etkileyen bir faktör olan elektriksel iletkenlik değerini düşürmektedir. Bu yüzden, araştırmacılar son zamanlarda, hem maliyeti gözeterek bakır esaslı malzeme kullanmaya hem de malzemenin elektriksel iletkenlik değerlerini çok düşürmeden sertliğini arttırmaya yönelik çalışmalar yürütmektedirler. Buna bağlı olarak, bakır esaslı ve karbon bileşenli takviyeler kullanılarak üretilen kompozit malzemeler (Cu-WC, Cu-C vb.) sıklıkla elektrik kontak malzemeleri için araştırma konusu olmaktadır. Ancak bu çalışmalarda, bakır matrisin hala hava ile temas etmesinden dolayı ve elektrik kontaklarının çalışması esnasında gerçekleşen ark ve bunun sonucunda ısının oluşması, bakırın düşük oksidasyonu direncine bağlı olarak malzemenin deformasyonuna neden olmaktadır [141, 142].

Elektrik kontak malzemelerinin çalışma prensibi incelendiğinde birbiri ile temas halinde olan alt ve üst kontakların birleşmesi esnasında akımı iletme, ayrılmaları esnasında ise akımı kesme özelliğinin olduğu görülmektedir. Dolayısıyla yüzey temasının olduğu ve bölgesel özellik gereksinimlerinin (değişken iletkenlik, değişken sertlik vb.) olduğu açıktır. Buradan hareketle bu bölgesel gereksinimlerin FDM kullanımı ile sağlanabileceği anlaşılmaktadır. FDM’ler bölgesel konuma göre özellikleri değişen malzemedir. FDM özelliklerinin bölgesel konuma bağlı olarak değişimi yine konuma bağlı olarak çeşitlilik gösteren kimyasal bileşim, mikroyapı ve atomik düzenle ilgilidir. FDM’lerdeki katman sayısı ve her bir katmandaki kimyasal bileşimin konumsal özelliklerinin değiştirilebilir olması bu malzemelerin önemini artırmaktadır. FDM’lerde farklı katmanlarda farklı özelliklerde malzemeler kullanılarak, temas bölgelerinde aşınmaya karşı dirençli malzemelerin, daha alt katmanlarda ise elektriksel ve ısı iletkenliği yüksek malzemelerin kullanılması ile kompozit yapı içerisinde malzeme özellikleri kademeli olarak değişmektedir. Bu şekilde üretilen malzemelerde bir yandan elektriksel ve ısı iletkenlik

istenilen değerlerde tutulabilirken bir yandan da aşınma direnci yüksek malzemeler elde edilebilmektedir [6, 7].

Ayrıca, elektrik kontakları için düşünülen FDM üretiminde kullanılan tozların karakteristik özellikleri de dikkate alınarak FDM'lerin elektrik kontak performansı için gelişmiş özelliklere sahip olması sağlanabilir. İlk olarak sıklıkla tercih edilen altın ve gümüş temelli malzemeleri yerine bakır metali kullanılarak maliyet düşürülebilir ve bakır tozları üzerine uygulanacak olan gümüş kaplama ile (kabuk-çekirdek şeklinde gümüş-bakır) bakırın oksidasyonu direnci önemli ölçüde artırılabilir [143].

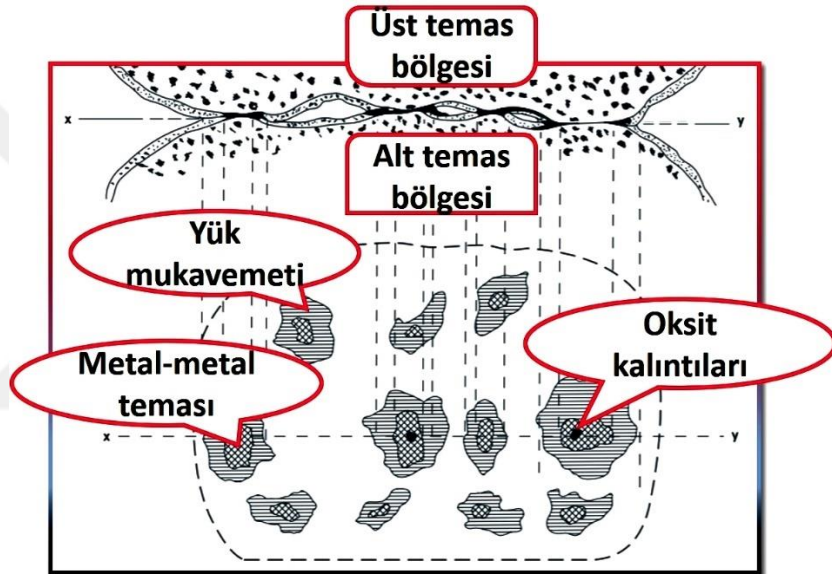
Maliyet açısından bütünleşik bakır malzemelerin gümüş kaplanması ile elde edilen kontak malzemeleri piyasada bulunmakta ve kullanılmaktadır. Ancak, bütünleşik malzeme yüzeyine uygulanan gümüş kaplama ne kadar oksidasyonu önlese de yapının sertliğinin düşük olmasından dolayı, kontak çalışma ömrü boyunca aşındığında alttaki bakır tabaka yeniden yüzeye çıkacak ve kontak performansı oksidasyondan dolayı etkilenecektir. Bu yüzden, öncelikle tabakalı bakır tozları üretilebilir ve bu tozlara gümüş kaplama uygulanarak bütünleşik hale getirilebilir. Böylece, her partikül etrafında gümüş tabakası bulunduğu ve yüzey altından aşınma sonucu gelen parçacıklar da gümüş kaplama içermesinden dolayı kontak performansını artırır. Akımsız kaplama yöntemiyle tozların alt tabakası bakır, orta tabakası gümüş ve üst tabaka nikel veya krom gibi sert metalleri içermesi ve bu tozların preslenerek ve sinterlenerek bütünleşik kontak malzeme haline getirilmesi yine sürekli alt tabakadan gelen koruyucu parçacıkların yüzeye çıkaracağından kontak malzemesi olarak alternatif yüksek performanslı ve düşük maliyetli malzemeler olabilir. Yüksek performanslı FDEKM üretiminde bahsedilen tabakalı tozlar kullanılarak kontak performansı geliştirilmiş malzemeler üretilebilir [144].

1.5.1. Elektrik Kontaklarının Karakteristiği

İki kontak (kontak çifti) yüzeyinin mikroskobik ölçekte bakıldığında düz değil, pürüzlü olduğu ve yüzeydeki her pürüzün bazı faktörler tarafından oluştuğu tespit edilmiştir. Bu nedenle, iki kontak metali arasında temas oluştuğunda, temas eden elemanların yüzey pürüzleri arasına, doğal oksit tabakası ve diğer yüzey kirlenici filmler nüfuz eder ve lokalize metalik temaslar oluşarak akım iletilir. Kuvvet arttıkça, bu küçük metal-metal temas noktalarının sayısı ve alanı, oksit filmin yırtılması ve metalin yırtılmalar yoluyla

parçalanması sonucunda giderek artmaya devam eder. Bu küçük temas noktaları, akımın iletilmesini sağlayan küçük kaynak noktaları olarak tarif edilir. Küçük kaynak noktalarının etkisi sonucu, sızan oksijen ve/veya diğer aşındırıcı gazlar maruz kalan metal ile reaksiyona girip metalik temas alanların azaltıldığı gözenekli bölgeler oluşabilir. Oluşan oksitli bölgeler arasında mekanik olarak temas olsa da elektrik kontağının zamanla performansının düşmesine yol açar [145].

Şekil 35, bir elektrik kontak çiftinin temas bölgelerini ve bu bölgelerde gerçekleşen durumları göstermektedir.



Şekil 35. Bir kontak çiftinin mikroskobik ölçekteki gerçek temas bölgeleri [146]

Elektrik kontak çiftinin çalışması sırasında; uygulanan yük (F_c), metalin sertliği (H) ve görünür temas alanı (A_a) arasında aşağıdaki gibi bir ilişki bulunmaktadır [147]:

$$F_c = P_f \times H \times A_a \quad (1)$$

Bu ifadedeki sertlik H , bir metalin nokta yüklemesi nedeniyle deformasyona direnç gösterme kabiliyetinin bir ölçüsünü temsil eder; P_f , basınç faktörüdür ve belirsizliklerin deformasyon miktarına bağlı olmakla beraber çoğu pratik kontak sistemindeki 1'e eşittir. Diğer yandan; Holm [147], aşağıdaki ifadeyi göstererek sertliğin akma gerilmesiyle (σ_y) ilişkili olduğunu göstermiştir:

$$H = 3 \sigma_y \quad (2)$$

Kontaklarda hesaplanan gerçek temas alanının görünür alandan çok fazla büyük olması ve oksit filmiyle kaplanmış olması nedeniyle elektrik akımının aktarılması için güvenli bir yük taşıma alanı olmadığı belirtilmektedir. Bu nedenle, iletken temas alanı, genellikle %1'den daha küçük olduğu düşünülen ve hesaplanan gerçek temas alanının sadece küçük bir kısmı olacaktır.

Bir temas noktasının elektriksel arayüzünün, tek bir dairesel temas noktasından çok farklıdır. Bir temas ara-yüzünden geçen akımın noktalar boyunca akması kısıtlanır. Dolayısıyla, bir elektrik kontağının bu daraltılmış akım akışına bağlı olarak oluşan elektriksel direncine daraltma direnci denir ve metallerin sertlik ve elektriksel direnç gibi temel özellikleri ile ilgilidir. Holm [147], tek bir nokta için daralma direncinin aşağıdaki gibi ifade edilebileceğini göstermiştir:

$$R_s = (\rho_1 + \rho_2) / 4a \quad (3)$$

Buradaki ρ_1 ve ρ_2 kontak metallerinin dirençlerini gösterirken, a ise metal-metal kontak temas alanının yarıçapını belirtmektedir. İki metal kontak malzemesi aynıysa bu durumda daralma direnci meydana gelir ve bu direnç formülizasyonu aşağıda verilmiştir.

$$R_s = \rho / 2a \quad (4)$$

Metaller sürekli temiz olmadığından, elektrik akımının geçişi; ince metal oksit, sülfür ve genellikle metal yüzeylerde bulunan diğer inorganik filmlerden etkilenebilir. Sonuç olarak, bir kontağın toplam temas direnci, daralma direncinin (R_s) ve filmin direncinin (R_f) aşağıdaki gibi toplamı olarak ifade edilir (Denklem 5).

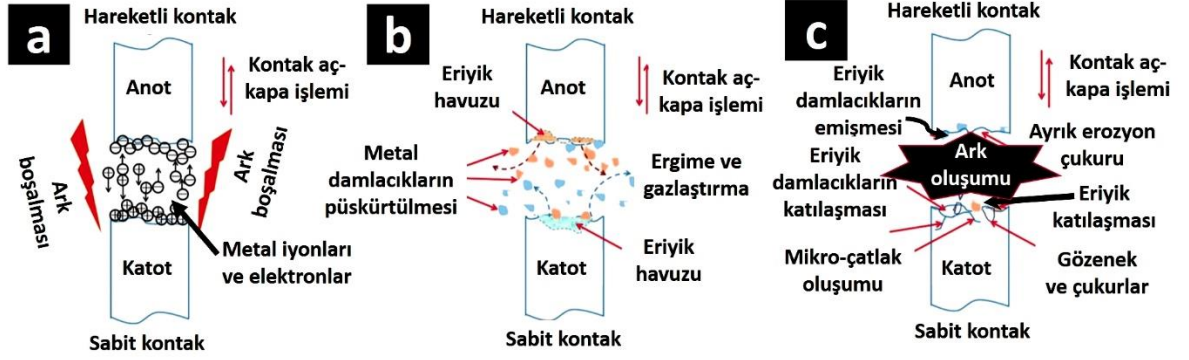
$$R_c = R_s + R_f \quad (5)$$

$$R_f = \sigma / \pi a^2 \quad (6)$$

Denklem 6'da belirtilen σ , film alanı başına düşen direnci göstermektedir. Kontakta meydana gelen hem tünelleme hem de ark erozyonu film boyunca akım transferi için ortaya

ıkan işlem mekanizmaları olarak kabul edilir. Pratik uygulamaların çoğunda, bu filmlerin toplam temas direncine katkısı çok önemlidir, çünkü temas noktaları genellikle yüzey filmlerinin mekanik yırtılması ile ortaya çıkmaktadır. Kontak direnci, tüm elektrik kontaklarının en önemli ve evrensel özelliğidir ve bir cihazın genel devre direncinin ayrılmaz bir parçası olarak her zaman dikkate alınır. Bu nedenle, genel devre direncine kıyasla önemli ölçüde daha küçük olmasına rağmen, temas direncindeki değışiklikler cihazın önemli arızalarına neden olabilir [146]. Bunun nedeni, temas direncinin, gerçek temas alanındaki değışiklikler, temas basıncı değışimleri, dirençli film bütünlüğü ve diğerk faktörler ile önemli ölçüde değışebilmesidir. Bu durum, büyük voltaj artışlarına neden olarak, ince ayar yapılmasını veya cihazların iyi çalışmasını zorlaştırır. Örneğın, dayanıksızlık ve yüksek temas direnci değerkleri, direnç elemanları göreceli olarak kalın ve yüksek bir özgül dirence sahip olan bütünleşik DC potansiyometrelerinde özellikle belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Elektrik kontaklarının çalışma verimliliğini değerkendirmek için kullanılabilecek birçok parametre vardır. Bu parametreler arasında belki de en önemlisi elektriksels (geçiş voltajı düşmesi, komütasyon gürültüsü, erozyon direnci), tribolojik (aşınma direnci ve sürtünme katsayısı) ve kimyasaldır (korozyon direnci) [146].

Joule ısısından türetilen temas yüzeyinin sıcaklık artışı, kısmi iletken temas noktasının plastik deformasyonuna neden olabilir. Ayrıca, ısı dolayısıyla ergiyen bölgeler, temas yüzeyinde ve hatta ergimiş bölgelerde küçük damlacıklar halinde sıçrayan bir kısmi metaller oluşturur. Hareketli (anot) ve sabit (katot) kontaklar akım akışını sağlama veya akım sırasını kesme sürecindeyken kontakların açılıp kapanması işleminde ark boşalması gerçekleşir. Hareketli kontak (anot) ve statik kontak (katot) arasındaki metal buhar olarak parçalanır ve çok dar bir tahliye kanalı oluşturur. Elektrik alanın etkisi altında, tahliye kanalındaki metal iyonları ve elektronlar sırasıyla katoda ve anotlara hareket eder ve ardından kuvvetlice çarpışırlar. Ark enerjisi metallerin temas yüzeylerini kısmi eritmek ve gazlaştırmak için yeterlidir. Erimiş ve gaz halindeki metaller patlayıcı güç tarafından atılır ve metal damlacıklarının pşkrtlmesine yol açar. Bu pşkrtme anot ve katot kontaklar üzerinde bir metal yapışmasına yol açar. Erimiş bölgenin ortasındaki sıcaklık daha yüksektir ve çevredeki gaz erimiş metaller tarafından emilirken; gaz, erimiş havuzun kenarındaki düşük sıcaklık nedeniyle katılaşmış metal tarafından taşınır. Bu nedenle, ayrıkk erozyon çukurları, erimiş damlacık, gözeneklilik ve boşluklar kontak temas yüzeyleri üzerinde dağılır [148]. Bu durum şematik olarak şekil 36'da verilmiştir [149].



Şekil 36. Kontaktaki ark-erozyon sistemi; (a) metal iyonlarının ve elektronların katot ve anot ile yoğun çarpışması, (b) erimiş havuzun oluşumu ve damlaların püskürtülmesi, (c) eriyen metalin katılaşması, erimiş damlacık, gözeneklilik ve boşluk, mikro çatlaklar [149].

Belirtilen karakteristiklerle doğrudan ilişkili olarak, bir kontak malzemesinin öncelikle elektriksel iletkenliğinin ve oksidasyonu direncinin olabildiğince yüksek olması gerekmektedir. Elektriksel iletkenliğin yüksek olmasıyla daha kolay akım iletimi kontak çiftleri arasında ark oluşumu olayını engelleyecek, yüksek oksidasyonu direnci ise elektrik kontaklarının temas bölgelerine uygulanan yük sırasında meydana gelen ısı artışına karşı yüzeyin oksit filminden korunmasını sağlayacaktır. Bu bağlamda, kontak malzemelerinin oksidasyon direncinin yüksek olması da kritik rol oynamaktadır. Bir elektrik kontak çiftinin kullanım ömrü boyunca akım iletimi sonucu ısıya maruz kalması zamanla malzemelerin aşınmasına bölgesel ergimelere neden olabilmektedir. Bu yüzden, kontak malzemelerinin yüksek sertliğe ve dolayısıyla yüksek aşınma direncine sahip olması da büyük önem taşımakta ve bu özelliklerin sağlanmasıyla kontak ömrü artmaktadır. Ayrıca, kontak malzemesi olarak üretilmek istenen malzemelerin maliyeti ve üretim basitliği de göz önünde bulundurulmalıdır [18].

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Elektrik kontak malzemesi olarak üretilen ve gün geçtikçe geliştirilmeye çalışılan malzemelere bakıldığında, en çok araştırma yapılan malzemelerin gümüş ve bakır esaslı malzemeler olduğu görülmektedir. Gümüş esaslı malzemeler, yüksek elektriksel ve ısı iletkenliği, düşük kontak direnci, yüksek ark ve kaynak direnci, yüksek mukavemeti ve sertliği gibi avantaj sağlayan özelliklerinden dolayı elektrik kontak malzemesi üretiminde sıklıkla kullanılmaktadır. Ancak, gümüş metalinin pahalı olması araştırmacıları alternatif malzemeler üzerine çalışmaya yöneltmiştir. Bu bağlamda, bakır metalinin gümüş metalinden sonra en iyi elektriksel ve ısı iletkenlik özelliğine sahip olması, şekillendirilebilirliğinin kolay olması, daha ucuz olması ve kolay elde edilebilirliği elektrik kontak malzemesi olarak kullanımını kolaylaştırmaktadır. Ayrıca, bakır ve gümüş metallerinin yüksek elektriksel iletkenliğe sahip olmasına rağmen elektrik kontak malzemelerinde elektriksel temas sırasında düşük aşınma direnci gösterdiklerinden bu malzemelere grafit, grafen, tungsten karbür (WC) gibi aşınma direncini artırıcı takviye malzemeleri eklenerek kompozit malzemeler üretilmiş ve performansları incelenmiştir. Ancak, kompozit malzeme üretiminde takviye malzeme oranı arttıkça elektriksel iletkenliğin azaldığı görülmüştür [141, 142, 150, 151].

Elektrik kontak malzemelerinin çalışma prensibi incelendiğinde birbiri ile temas halinde olan alt ve üst kontakların birleşmesi esnasında akımı iletme, ayrılmaları esnasında ise akımı kesme özelliğinin olduğu görülmektedir. Dolayısıyla yüzey temasının olduğu ve bölgesel özellik gereksinimlerinin (değişken iletkenlik, değişken sertlik vb.) olduğu açıktır. Buradan hareketle bu bölgesel gereksinimlerin FDM kullanımı ile sağlanabileceği anlaşılmaktadır. FDM'ler bölgesel konuma göre özellikleri değişen malzemedir. FDM özelliklerinin bölgesel konuma bağlı olarak değişimi yine konuma bağlı olarak çeşitlilik gösteren kimyasal bileşim, mikroyapı ve atomik düzenle ilgilidir. FDM'lerdeki katman sayısı ve her bir katmandaki kimyasal bileşimin konumsal özelliklerinin değiştirilebilir olması bu malzemelerin önemini artırmaktadır. FDM'lerde farklı katmanlarda farklı özelliklerde malzemeler kullanılarak, temas bölgelerinde aşınmaya karşı dirençli malzemelerin, daha alt katmanlarda ise elektriksel ve ısı iletkenliği yüksek malzemelerin kullanılması ile kompozit yapı içerisinde malzeme özellikleri kademeli olarak değişmektedir. Bu şekilde üretilen malzemelerde bir yandan elektriksel ve ısı iletkenlik

istenilen değerlerde tutulabilirken bir yandan da aşınma direnci yüksek malzemeler elde edilebilmektedir [6, 7].

Elektrik kontak malzemelerinde bakır metalinin veya bakır esaslı kompozit malzemelerin kullanımı durumunda, düşük oksitlenme direncine sahip bakır metalinin uzun süreli servis koşullarında oksitlenerek elektriksel iletkenlik düşmekte ve elektrik kontak performansı kötüleşmektedir. Bu yüzden oksitlenme problemini minimuma indirmek için araştırmacılar bakır metalinin hava ile temasını önleyecek kaplamalar üzerine yoğunlaşmıştır. Kaplama yapılacak malzeme seçiminde ise elektrik kontak malzemelerini üretimi için yüksek elektriksel ve ısı iletkenliğin ön planda tutulmasından dolayı gümüş metali en uygun malzeme olarak belirlenmiştir. Bu anlamda, bakır tozları üzerine yapılacak olan gümüş kaplama ile hem elektriksel ve ısı iletkenliği yüksek oranda sağlanmakta hem de bakır metalinin oksitlenme probleminin önüne geçilebilmektedir [74, 75, 77]. Gümüş kaplama işleminin elektroliz ile ve vakumda kaplama yöntemiyle birçok altlık malzeme üzerine kaplanabildiği bilinmektedir. Ancak bu yöntemlerle yapılan kaplama işlemlerinde elde edilen verimin dikkate değer şekilde düşük olmasından dolayı ticari uygulamalarda kullanılması uygun bulunmamıştır. Bu bakımdan, akımsız kaplama yöntemi hem basitliği hem de metal iyonlarının metal tozları üzerine indirgenmesinde elektroliz yöntemine göre elde edilen verimin yüksek olması ve homojen bir kaplama sağlanabilmesinden dolayı tercih edilmektedir [78, 79]. Ayrıca kaplanacak olan tozların akımsız kaplama tekniği kullanılarak kaplanması sırasında kaplama özellikleri üzerine kaplanacak olan tozların morfolojileri de önemli bir etkidir. Kaplanacak olan tozların morfolojisinin küresel olması durumunda en yüksek yüzey alanı sağlanabilmesine rağmen metal iyonlarının küresel tozların üzerine indirgenmesinin daha düşük seviyelerde, toz morfolojisinin pulsu yapıya dönmesi halinde daha yüksek verimlilikte ve homojenlikte metal iyon indirgenmesinin sağlanabilmesi belirtilmiştir [80]. Literatür incelendiğinde akımsız kaplama ile bakır metal tozlarının hem iletkenliğin istenilen seviyede tutulması hem de bakırın oksitlenme probleminin önüne geçilmesine yönelik birçok çalışma mevcuttur [81, 83, 84].

Ancak, farklı morfolojilere sahip gümüş kaplanmış bakır tozlarından üretilen yüksek oksidasyon ve elektriksel iletkenlik derecelerine sahip bütünlük malzemelerin karakterizasyonu üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Ayrıca, elektrik kontak malzemesi olarak kullanılan bakır ve/veya gümüş matrisli kompozitlerin üretimi üzerine birçok çalışma mevcuttur. Bu tür kompozit malzemelerde bakır ve gümüş gibi elektriksel iletkenliği yüksek metaller matris malzemesi olarak kullanılırken, matris malzemesinin

sertliğini ve dolayısıyla aşınma direncini arttırmak için seramik parçacıklardan yararlanılmıştır. Kumar vd., [152], gümüş matris içerisine farklı oranlarda karbon nano-tüp (CNT) katarak elde edilen kompozitlerin kontak performanslarını incelediklerinde artan CNT oranı ile sertliğin yükselmesine karşın elektriksel iletkenlik değerlerinin düştüğünü kritik bir şekilde azaldığını saptamışlardır. Ayrıca mikro-yapı içerisinde CNT dağıtımının tam olarak sağlanamamasından dolayı ve katkı parçacıklarının tane sınırlarına yerleşerek yapıda gözeneklilik miktarını arttırmasından dolayı elektriksel iletkenlik değerleri olumsuz yönde etkilenmiştir. Bu bağlamda, hacimce %5 CNT katkısı ile gümüş matrisli kompozitlerin iletkenlik değerleri 106 %IACS değerinden 53 %IACS değerine kadar azalmıştır. Diğer yandan, Hao vd., [153] yine gümüş matrisli grafen nano parçacık (GNP) takviyeli kompozitlerinde elektriksel özelliklerini incelediklerinde katkı oranının artması ile kompozitlerin yoğunluk değerlerinin katkı oranının henüz ağırlıkça %0,5 olması durumunda 10.5 g/cm³ düzeyinden 9,4 g/cm³ değerlerine kadar düştüğünü ve elektriksel iletkenlik değerinin ise aynı şartlarda 106 %IACS değerinden 84 %IACS değerine kadar azaldığını göstermişlerdir. Gümüş matrisin hali hazırda maliyet olarak yarattığı olumsuzluk da düşünüldüğünde, gümüş matrisli ve parçacık takviyeli kompozitlerin elektriksel özelliklerinin kötü yönde etkilendiği açıktır. Bakır matrisli kompozitlerin kullanıldığı durumlarda ise bakırın oksidasyonu direncinin özellikle sıcaklık artışı sırasında kötü olmasından dolayı yapılan bakır esaslı kompozitlerin elektrik kontak performansı üzerine olan çalışmalar, sert parçacık takviyeli kompozit yapısı ile her ne kadar aşınma direnci arttırılabilse de bakırın oksidasyonundan dolayı oluşan ark erozyonunun kontak performansını oldukça kötü yönde etki ettiği belirtilmiştir [154]. Literatür incelendiğinde, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen elektrik kontak malzemeleri için kullanılan tozların öncelikle oksidasyonu dirençlerinin kontrol edildiği çalışmaya rastlanılmamıştır. Elektrik kontak malzemelerinde büyük önem taşıyan ark erozyon ve doğrudan etki ettiği kontak performansı düşünüldüğünde, öncelikle bütünleşik malzemeyi oluşturan tozların oksidasyonu direnci (özellikle artan sıcaklık altında) kritik rol oynamaktadır. Bu yüzden, elektrik temasının gerçekleştiği kontak yüzeylerinde kullanılan malzemenin öncelikle oksidasyonu direnci ve daha sonra sertlik ve elektriksel iletkenlik değerleri önem taşımaktadır. Joshi vd., [155] matris elemanı olarak kadmiyum oksit ve çinko oksit tozlarını seçmişler ve bu seramik tozlarının sertliğinden faydalanılarak üzerlerini de gümüş ile kaplayarak toz metalurjisi ile bütünleşik kontak malzemelerini elde etmişlerdir. Hem AGK ile düşük miktarda gümüş harcayarak maliyet gözetilmiş hem de sert parçacıklar altlık

malzemesi olarak kullanılmış ve sert bir yapı elde edilmiştir. Uygulanan gümüş kaplama ise yapının elektriksel iletkenliğini sağlamıştır. Bu bağlamda ağırlıkça %10 oranında kadmiyum oksit ve geri kalanının gümüş kaplama oluşturduğu yapıda 91 %IACS değerinde elektriksel iletkenlik ve yaklaşık 85 HV sertlik değeri elde etmişlerdir. Gümüşün oksidasyonu direncinin de göz önünde bulundurularak ve elde edilen sert parçacık matrisli yapı yüksek özelliklerde sertlik ve elektriksel iletkenlik göstermesine rağmen, kadmiyum oksitin toksik bir malzeme olması ve kontak malzemesinin zamanla aşınması gümüş tabakasını yırtarak oksit bileşeninin hava ile teması sonucu elektriksel iletkenlikte düşüş yaratmasının arka sebep olacağı ve kontak performansının kritik olarak etkileneceği düşünülmektedir. Bu yüzden, oksitlenme probleminin en aza indirgenmesi için nikel içerikli malzemeler de elektrik kontak malzemesi olarak kullanılmaktadır. Wu vd., [156], ağırlıkça %12 nikel ve %88 gümüş içeren kompozitleri toz metalurjisi yöntemi ile üretmişler ve kontak performanslarını incelemişlerdir. Üretilen kompozitler elektrik kontak temas bölgesinde kullanılmış, temas bölgesinin alt bölgesinde ise temas etkisinin olmadığı ve ısı tesiri bölgesine uzak olması nedeniyle ve iletkenliği gümüşten sonra en yüksek olan katkısız bakır tozlarından oluşan bütünleşik malzemeleri kullanmışlardır. Gümüş nikel içerikli kompozitlerin sertlik değerleri yaklaşık 83 HV iken elektriksel iletkenlik değerleri yaklaşık 90 %IACS olmuştur. Gümüş ve nikel içerikli bu malzemelerin oksidasyonu dirençlerinin de üst düzeyde olduğu bilinmekle birlikte nikel içeriği yapının sertliğini arttırmış ve gümüş içeriği de elektriksel iletkenlik değerinin çok fazla düşmeden elde edilmesini sağlamıştır. Ancak yaptıkları ark erozyon testlerinde gümüş bölgelerinin ergiyerek kontak yüzeyinde çukurcuklar oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Son zamanlarda ise, elektrik kontak malzemelerinde oluşan bu olumsuzlukları en aza indirmek amacıyla fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerden yararlanılmaktadır. Varol [90], yaptığı çalışmada elektrik kontak malzemelerinin üretiminde temel malzeme olarak bakır tozlarını kullanmış, 3 kademeli fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeleri üretmiştir. Buna göre, alt katmanda iletkenliği ve maliyeti düşünerek sadece bakır tozlarını, orta katmanda yüksek iletkenlik ve üst katmanda temas bölgesi olmasından dolayı yüksek aşınma direncini göz önünde bulundurarak ele almıştır. Buna göre, Grafen nano levha, grafit nano parçacık ve karbon nano-tüp takviyeli bakır kompozitlerini farklı kombinasyonlarda üretmiştir. Üst katmanda oluşacak deformasyondan dolayı sertlik ve iletkenlik değerlerinin optimum seviyede tutularak malzeme seçimini belirlemiş ve ağırlıkça %1,5 oranında Grafen nano levha takviyeli bakır kompozitlerini kullanmıştır. Bu kompozitlerin elektriksel iletkenlik

değerlerini yaklaşık 75 %IACS olarak belirlerken sertlik değerlerini yaklaşık 30 HBN olarak belirlemiştir. Ayrıca bu tabakanın aşınma ve ark erozyon direncinin en yüksek malzeme olduğunu belirlemiştir. Orta tabakada yüksek elektriksel iletkenliğe sahip (yaklaşık 79 %IACS) %0,5 oranında grafit nano parçacık takviyeli bakır kompozitlerini, alt katmanda ise işlem görmemiş ve saf bakır tozlarını kullanarak bu kombinasyona sahip gelişmiş FDM'lerin elektrik kontak malzemesi olarak kullanılabileceğini belirtmiştir. Ancak, bakır metalinin özellikle elektrik kontak teması sırasında sıcaklık artışına bağlı olarak oksitlenme riski elektriksel iletkenliği düşürmeye ve ark oluşumuna yol açacağı için temas bölgesinde oksidasyona ve aşınmaya karşı bir malzeme bileşimi kullanılması gerektiği açıktır. Buna bağlı olarak, proje çalışmasında fonksiyonel derecelendirilmiş elektrik kontak malzemeleri (FDEKM) üretilecektir. Bu üretim için 4 farklı toz bileşimi ve bu tozları kullanarak 2 farklı FDEKM üretimi yapılacaktır. İlk 3 katmanlı FDEKM'ler için alt tabakada her zaman başlangıç morfolojili (küresel) bakır tozları, orta tabakada her zaman uygun morfolojili ve gümüş kaplanmış bakır tozları, üst katmanda ise 3 katmanlı (bakır, bakır üzerine gümüş, gümüş kaplı bakır üzerine nikel) tozları kullanılacaktır. İkinci 3 katmanlı FDEKM'ler için ise ilk grup FDEKM'lerdeki gibi alt ve üst katmanda sırasıyla başlangıç morfolojili bakır tozları ve gümüş kaplı ve uygun morfolojili bakır tozları, üst katmanda ise uygun morfolojili bakır üzerine gümüş ve onun da üzerine krom olmak üzere 3 katmanlı metalik tozlar kullanılacaktır. Öncelikle başlangıç morfolojisi küresel olan tozlara mekanik öğütme uygulayarak AGK kalitesi için en uygun toz morfolojisi belirlenecek ve uygun morfolojili bakır tozlarına AGK işlemi uygulanacaktır. ANK ve AKK işlemi ise uygun morfolojili ve gümüş kaplı bakır tozları üzerine uygulanacaktır. Buna göre, elektrik kontak malzemeleri için temas bölgesi olan üst katmanda bakır-gümüş-nikel ve bakır-gümüş-krom tozları kullanılacağından sağlanan sertlik ve değerinde çok bir düşüş yaşanmayacak elektriksel iletkenlik malzeme özelliklerini istenen seviyede tutması düşünülmektedir. FDEKM'lerin orta katmanında ise yüksek iletkenlik özelliklerine sahip gümüş kaplı bakır tozları kullanılarak üst tabakadan alt tabakaya iletilen akım geçişi sırasında bir köprü oluşturarak iletimin üst seviyede tutulmasını sağlayacaktır. Alt katmanda ise işlem görmemiş ve saf bakır tozları kullanılarak kontak bütünlüğünü sağlayacaktır. Literatürde kontak malzemesi olarak kullanılan seramik parçacık takviyeli kompozit yapısında takviye malzemesinin dağılımının homojen olarak sağlanması konusundaki sorunlar katmanlı metalik tozlar kullanılarak ortadan kaldırılacak ve toz metalurjisi ve sıcak presleme yöntemiyle hızlı ve yüksek sıcaklıklara çıkılmadan tozların oksitlenmesine izin vermeyerek sinterleme işlemleri

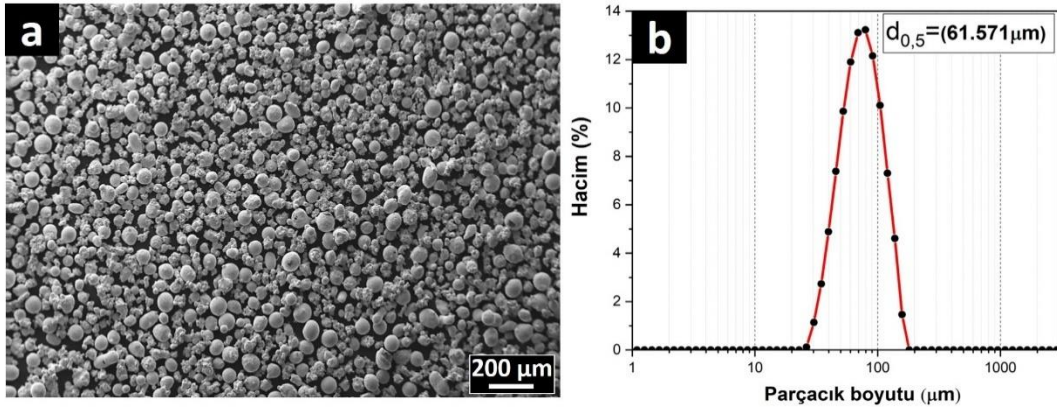
yapılacaktır. Toz metalurjisi ve sıcak presleme yöntemi hızlı ve yüksek maliyet gerektirmeden uygulanan bir yöntem olarak bilinmekte ve uygun parametrelerde yürütülerek istenilen özelliklerde parça eldesi için sıklıkla kullanılan bir tekniktir. Literatürde de elektrik kontak malzemeleri üretimi için en çok kullanılan yöntemlerden biridir [110, 159]. FDEKM üzerine literatürde çok fazla bir çalışma olmamasına ek olarak, katmanlı metalik tozların FDEKM üretiminde kullanılması üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu proje çalışması açısından, öncelikle katmanlı metalik tozların üretimi ve karakterizasyonu yapılarak daha sonra bu tozların farklı katmanlarda farklı bileşimlerde olmak üzere kullanılması FDEKM yapısında her katmanda farklı özelliklere sahip tozların bütünleşik kontak malzemesi yapısının özelliklerine etkinsi araştırılarak FDEKM için uygun bileşimli malzeme belirlenecektir. Buna bağlı olarak proje çalışmasında amaçlanan durumlar maddeler halinde şu şekildedir:

- Mekanik öğütme işlemiyle başlangıçta küresel morfolojiye sahip bakır tozlarının morfolojisini değiştirmek ve farklı morfolojilere sahip bakır tozlarına AGK işlemi uygulayarak kaliteli bir kaplama tabakası için en uygun bakır tozu morfolojisini belirlemek,
- Uygun morfolojili bakır tozları üzerine AGK işlemi ve elde edilen AGK tabakası üzerine ANK ve AKK işlemleri uygulayarak 2 farklı 3 katmanlı tozların üretiminin ardından bu tozların karakterizasyonunu gerçekleştirmek,
- Toz metalurjisi ve sıcak presleme yöntemiyle 3 katmanlı 2 farklı FDEKM (1. FDEKM bileşimi: alt katmanda küresel morfolojili bakır tozları, orta katmanda uygun morfolojide gümüş kaplı bakır tozları, üst katmanda uygun morfolojide bakır üzerine gümüş ve onun üzerine nikel kaplı 3 katmanlı tozlar; 2. FDEKM bileşimi: alt ve orta katman 1. FDEKM bileşimi ile aynı, üst katmanda 3 katmanlı bakır-gümüş-krom katmanlı tozlar)'lerin üretiminin ardından FDEKM'lerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonunu gerçekleştirmek,
- 3 katmanlı FDEKM'lerin her katmanında kullanılan tozların toz metalurjisi ve sıcak presleme yöntemi ile bütünleştirilerek bunların tribolojik özelliklerini incelemek ve FDEKM'lerin üst katmanında kullanılan tozların 3. katmanında tercih edilen nikel ve kromun tribolojik özelliklere ve ark erozyon direncine etkisini belirlemek,
- Son olarak, en iyi performansı ve özellikleri gösteren FDEKM'lerin bileşimini belirlemek.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Kullanılan Malzemeler

Tez çalışmasında, temel malzeme olarak kullanılan başlangıç bakır tozlarının morfolojisi küresel olup ortalama parçacık boyutu yaklaşık 61,5 μm boyutundadır. Kullanılan bakır tozlarının sahip olduğu küresel morfoloji Şekil 37a'daki SEM görüntüsünden anlaşılırken, ortalama parçacık boyutu Şekil 37b'deki grafikte görülmektedir. Çalışmada kullanılan bütün bakır tozları Alfa Aesar firmasından tedarik edilmiştir. Ayrıca, kullanılan bakır tozlarının yoğunluğu 8,96 g/cm³ iken, safiyeti de %99,9'dan büyüktür.



Şekil 37. Başlangıç bakır tozlarının morfolojisi (a) ve parçacık boyut dağılımı (b)

Yapılan çalışmalardaki analizlerde kullanılan bütün kimyasal maddeler analitik saflıkta olup bütünü Merck ve Sigma Aldrich firmalarından temin edilmiştir. Bakır tozlarının akımsız gümüş kaplanması süreçlerinde amonyum hidroksit (NH_4OH), gümüş nitrat (AgNO_3), sodyum-potasyum tartarat ($\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6\text{KNa} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$) kimyasalları sırasıyla pH ayarlayıcı, gümüş kaynağı ve gümüş iyonu indirgeyici olarak kullanılmıştır. ANK işlemlerinde; nikel sülfat ($\text{NiSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) ve sodyum hipofosfit ($\text{NaH}_2\text{PO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$), nikel kaynağı ve nikel iyon indirgeyici olarak kullanılmıştır ve Merck şirketinden tedarik edilmiştir. AKK işlemleri için ise; krom nitrat ($\text{Cr}_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$) ve krom klorür ($\text{CrCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) krom

kaynağı olarak, sodyum sitrat ($C_6H_5Na_3O_7$) ve potasyum bioksalat (KHC_2O_4) kompleks yapıcı olarak, sodyum hipofosfit ($NaH_2PO_2.H_2O$) ise iyon indirgeyici ajan olarak kullanılmıştır. Ayrıca, bütün kimyasal çözeltilerin hazırlanmasında kullanılan su, ultra saf düzeyinde olup iletkenlik değeri yaklaşık 0,055 pS/cm'dir. Kullanılan kimyasal maddeler Şekil 38'de verilmiştir.



Şekil 38. Akımsız kaplama işlemlerinde kullanılan kimyasallar

2.2. Mekanik Öğütme İşlemleri

Çalışmada, öncelikle başlangıç morfolojisi küresel olan bakır tozlarına 30, 60, 120, 180, 240 ve 300 dk boyunca öğütme işlemi uygulanarak farklı morfolojilerde bakır tozları elde edilmiştir. Daha sonra farklı morfolojilere sahip bütün bakır tozlarına AGK işlemi uygulanarak toz morfolojisinin kaplama tabakası özelliklerine (kaplama homojenitesi, kaplama kalınlığı, kaplama kalitesi) olan etkisi araştırılmıştır. AGK kalitesi için belirlenen en uygun morfolojiye sahip AGK tabakasına sahip bakır tozlarına ANK ve AKK işlemleri uygulanarak 3 katmanlı metalik tozlar elde edilmiştir. İlk adımda uygun morfoloji belirlemesi için öğütülen ve AGK uygulanmış bakır (toz) numuneler Tablo 2'deki gibi kodlanmıştır.

Tablo 2. Uygun morfoloji belirlemesi için üretilen tozların kodlanması

Numune kodu		Öğütme süresi (dk)
AGK yok	AGK var	
0mc	0msc	0
30mc	30msc	30
60mc	60msc	60
120mc	120msc	120
180mc	180msc	180
240mc	240msc	240
300mc	300msc	300

Başlangıçta küresel morfolojiye sahip olan bakır tozlarının farklı sürelerde mekanik olarak öğütülmesi sonucu farklı morfolojilere sahip bakır tozlarının eldesi için Retsch marka PM200 model gezegen tipi bilyeli öğütücü kullanılmıştır. Kullanılan bilyeli öğütücü ve ekipmanları Şekil 39’da verilmiştir.



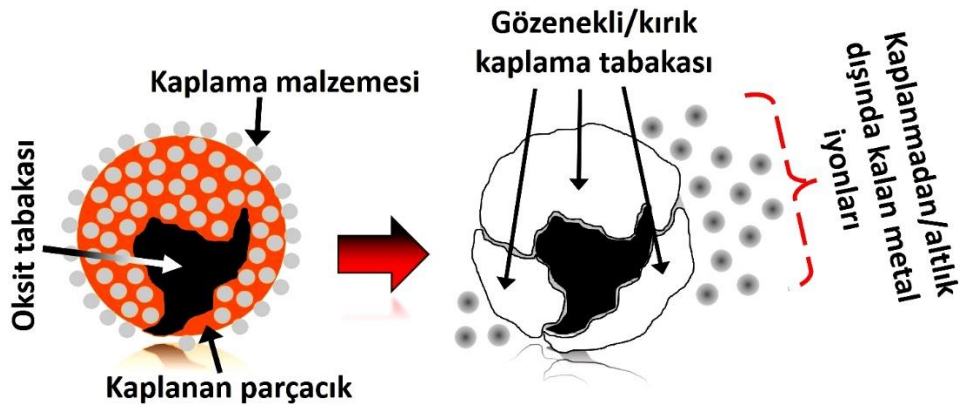
Şekil 39. Mekanik öğütme sistemi; mekanik öğütücü (a), öğütme haznesi, toz ve bilyeler (b)

Mekanik öğütme işleminden önce başlangıç küresel morfolojiye sahip bakır tozları oksitlenme riskine karşı vakumlu desikatör içinde saklanmıştır. Öğütme işlemleri; 300 devir/dk hızında, tungsten karbürden yapılmış öğütücü hazne ve bilyeler aracılığıyla, 5:1

bilye/toz oranında gerçekleştirilmiştir. Bilyalı öğütme işlemi sırasında bakır parçacıklarının soğuk kaynaklanmasını ve sünek bakır parçacıklarının bilya üzerine-hazne iç yüzeylerine yapışmasını önlemek için bir işlem kontrol maddesi olarak metanol (ağırlıkça %0,25) kullanılmıştır. Daha önceki bölümde belirtildiği gibi başlangıç küresel bakır tozları 300 dk'ya kadar öğütülerek farklı morfolojilere sahip bakır tozları elde edilmiştir. Elde edilen farklı morfolojiye sahip bakır tozları, oksitlenmeyi önlemek amacıyla öğütme işleminden sonra tekrar vakumlu desikatör içinde saklanmıştır.

2.3. Akımsız Kaplama İşlemleri

Bakır tozlarının oksitlenmiş olma riskine karşı ve kaplama öncesi mikron ve mikron altı mertebesinde pürüzlü bir yüzey sağlayarak yüzey aktivitesini arttırmak için bu bakır tozları, molar oranı 1:2 olan hidroklorik asit (HCl) ve etil alkol çözeltisi içerisinde 5 dk boyunca karıştırılarak yıkanmıştır. Oksit giderme olayı ürün verimi açısından oldukça önemlidir. Metal tozları üzerinde oksit tabakasının bulunması halinde, metal kaplama için yüzey enerjisi oldukça düşerek kaplanacak olan metal tozu ile kaplama malzemesi olarak seçilen metalin ara yüzeyinde bir pasifleşme meydana gelmektedir. Bu durumda, serbest halde bulunan metal iyonları oluşarak kaplama yüzeyinde Şekil 40'daki gibi çatlak ve gözenekli bölgeler oluşabilmektedir [61].



Şekil 40. Oksit tabakasının akımsız kaplama işlemine etkisi [61].

Yıkama çözeltisinden alınan bakır tozları etil alkol içerisinde yıkanarak kimyasal kalıntılardan arındırılıp filtre kâğıdı yardımıyla çözeltiden ayrılmıştır. Çözeltiden ayrılan bakır tozları cam petri kabı içerisine alınarak Şekil 41’de fotoğrafı verilen etüv içerisinde 70 °C sıcaklıkta 5 saat boyunca kurutma işlemine tabi tutulmuştur. Öğütülmemiş başlangıç küresel morfolojiye sahip bakır tozları ve daha önce belirtilen sürelerde öğütülmüş bakır tozlarının her biri için AGK işlemi öncesi aynı işlem gerçekleştirilmiştir.



Şekil 41. Tozların kurutulmasında kullanılan etüv

Farklı morfolojilere sahip bakır tozlarına AGK işlemleri için aynı parametrelerde AGK çözeltisi hazırlanarak elde edilen AGK tabakasının karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. AGK işlemleri için kullanılan parametreler Tablo 3’te verilmiştir.

Tablo 3. AGK işlem parametreleri

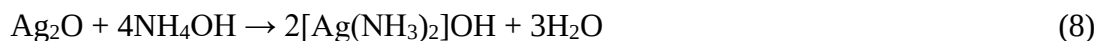
Kaplama çözeltisi içeriği		İşlem parametreleri	
AgNO ₃	0,025 M	Toz oranı	20 g/l
C ₄ H ₄ O ₆ KNa	0,025 M	Banyo sıcaklığı	40 °C
NH ₄ OH	0,5 M	pH derecesi	11
Saf su	Kalan	İşlem süresi	20 dk

Oksit tabakasından arındırılmış bakır tozlarının AGK işlemleri için, öncelikle gümüş kaynağı olan çözelti hazırlanmıştır. Bunun için, 50 ml'lik saf su içeren cam bir beher içerisine AgNO_3 eklenerek çözündürülmüştür. Aynı anda ayrı bir beher içerisinde ise NH_4OH çözeltisi hazırlanmıştır. Hazırlanan NH_4OH çözeltisi damla damla AgNO_3 çözeltisi içerisine pastör pipeti ile çözelti pH derecesi 10-11 olana kadar eklenmiştir. pH derecesi belirtilen dereceye ulaşana kadar çözelti renginde meydana gelen değişiklik Şekil 42'de gösterilmektedir. Bu şekilde görüldüğü gibi, NH_4OH çözeltisinin damla damla AgNO_3 çözeltisi içerisine eklenmesi ile başlangıçta şeffaf olan çözelti damlatmanın devam etmesiyle önce açık kahverengi renge, daha sonra tekrar şeffaf hale gelmiştir. Bu durum, çözelti içerisinde gümüş iyonlarının indirgenebilir hale gelmesini işaret etmektedir.

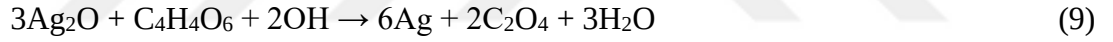


Şekil 42. AgNO_3 çözeltisinin renginde meydana gelen değişiklik

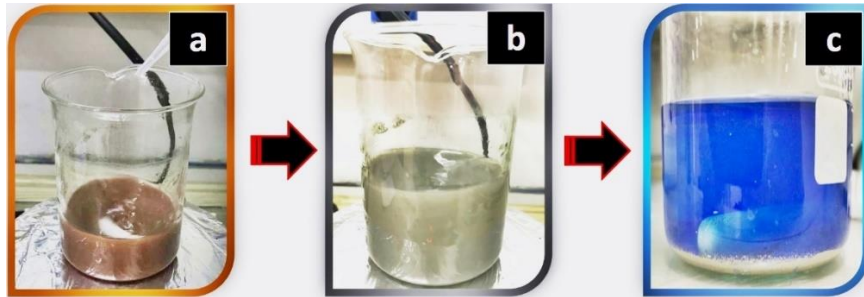
Çözelti renginin değişmesindeki neden, NH_4OH çözeltisinin AgNO_3 çözeltisi içerisine damlatılması sırasında çözeltinin pH değeri 10-11 derecesine ulaşana kadar yeni çözelti içinde iki farklı reaksiyonun meydana gelmesidir. NH_4OH çözeltisinin AgNO_3 çözeltisi içerisine damlatılmasıyla öncelikle Denklem 7'de verilen ilk reaksiyon sonucu Ag_2O oluşmakta ve pH derecesinin giderek artması ile Denklem 8'deki gibi ikinci reaksiyon sonucu oksiti giderilmiş Ag iyonu içeren çözelti meydana gelmektedir. Bu aşamada meydana gelen reaksiyonlar aşağıda verilmiştir [61].



Tez çalışmasında gerçekleştirilen bütün AGK işlemlerinde, gümüş iyonu kaynağı olarak kullanılan çözeltiler aynı şekilde hazırlanmıştır. AGK işlemleri için gümüş iyon kaynağı olan ve pH derecesi 11'e getirilen çözelti, cam beher içerisinde tutularak manyetik karıştırıcı-ısıtıcı üzerinde 40 °C'ye kadar ısıtılmıştır. Diğer yandan gümüş iyonu indirgeyicisi içeren çözelti hazırlanmıştır. Bunun için 50 ml'lik saf su içerisinde $C_4H_4O_6KNa$ çözündürülerek çözelti sıcaklığı 40 °C'ye getirilmiştir. Başlangıçta AGK işlemleri için hazırlanan bakır tozlarından 2 g alınarak gümüş iyonu indirgeyicisi içeren $C_4H_4O_6KNa$ çözeltisi içerisine eklenmiştir. Karıştırma işlemi 600 dev/dk'da gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bakır tozlarını ve gümüş iyonu indirgeyicisi içeren bu çözelti içerisine; gümüş iyon kaynağı olan, daha önceden pH derecesi 11'e ayarlanan ve sıcaklığı 40 °C'ye getirilen $AgNO_3$ çözeltisi damla damla (4 ml/dk) eklenmiştir. Gümüş iyon indirgeyicisi ile $AgNO_3$ içeren 11 pH değerli çözeltinin bir araya gelmesi ile meydana gelen reaksiyon Denklem 9'da verilmiştir. Görüldüğü gibi pH değerinin önceden 11'e getirilmesi ile açığa çıkan Ag_2O , indirgeyici ile reaksiyon gerçekleştirilerek Ag iyonlarının indirgenmesini sağlamıştır (Denklem 9).



Bu durumda, gümüş iyonu indirgeyicisi içeren çözelti içindeki bakır tozları, üzerine gümüş iyonlarını içeren çözeltinin sürekli damlatılması ile 20 dk sürdürülen AGK işlemi sonunda tamamen gümüş ile akımsız şekilde kaplanmıştır. Bakır tozlarının çözelti içerisinde bu şekilde AGK işlemi ile kaplanması Şekil 43'te verilmiştir.

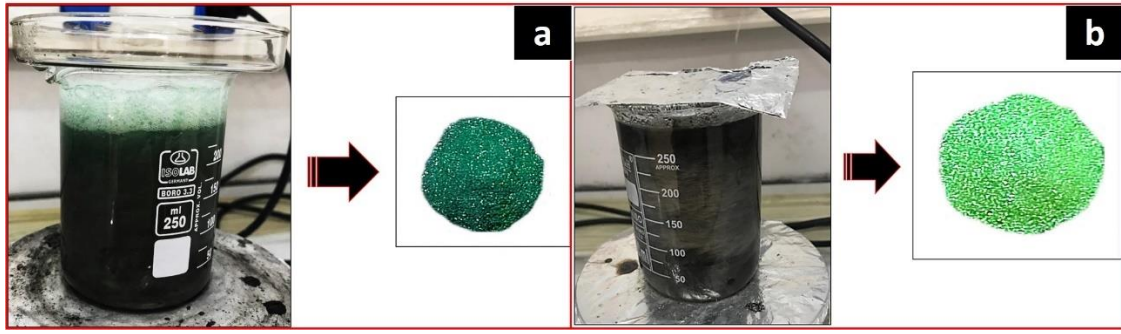


Şekil 43. AGK işlemi; (a) $C_4H_4O_6KNa$ ve bakır tozları içeren çözeltiye $AgNO_3$ çözeltisinin damlatılması, (b) bakır tozlarının gümüş kaplanmaya başlaması, (c) AGK işlemi sonunda çöken gümüş kaplı bakır tozları

AGK işlemi sonrasında çözelti içerisindeki gümüş kaplı bakır tozları, filtre kâğıdı yardımıyla süzülerek 3 defa etil alkol ile yıkanıp, AGK çözeltisinden gelen kimyasal kalıntılardan arındırılması sağlanmıştır. Daha sonra, petri kabı içerisine alınan gümüş kaplı bakır tozları 70 °C sıcaklıkta 5 saat boyunca etüv içerisinde kurutulmaya bırakılmıştır. Kurutulan tozlar vakumlu desikatör içerisinde saklanmıştır.

Elde edilen küresel ve farklı morfolojilerdeki AGK tabakasına sahip bakır tozlarının karakterizasyon işlemleri sonucu, kaplama kalitesine bağlı olarak belirlenen en uygun morfolojili bakır tozları, üç katmanlı tozların üretilmesinde kullanılmıştır. İkinci katman olan gümüş tabakası üzerine ANK işlemi uygulayarak üç katmanlı metalik tozlar elde edilirken diğer yandan üçüncü katman olarak krom eldesi için ise uygun morfolojili bakır tozları üzerine önce AGK, daha sonra AGK üzerine AKK uygulaması yapılarak üç katmanlı metalik tozlar üretilmiştir.

Gümüş kaplı bakır tozları üzerine yapılacak olan akımsız krom kaplama işlemi, 0,075 molar krom nitrat, 0,01 molar krom klorür, 0,05 molar sodyum sitrat, 0,15 molar sodyum hipofosfit ve 0,04 molar potasyum bioksalat içeren kaplama çözeltisi içerisinde, pH=9 derecesinde ve 80 °C sıcaklıkta sürekli karıştırma işlemi ile (600 dev/dk) gerçekleştirilmiştir. Diğer yandan nikel kaplama işlemi ise 0,03 molar nikel sülfat ve 0,3 molar sodyum hipofosfit (100 ml saf su içerisinde) çözeltisinde karıştırma işlemi (600 dev/dk) uygulayarak pH=10 değerinde ve 90 °C sıcaklık altında yapılmıştır. pH ayarlama işlemi amonyak çözeltisi damlatılarak yürütülmüştür. ANK ve AKK işlemleri, pH derecesi ve sıcaklık ayarlaması yapılan çözelti içerisine bakır tozlarının eklenmesi suretiyle 20 dk'lık işlem süresinde gerçekleştirilmiştir. Elde edilen üç katmanlı tozlar filtre kâğıdıyla kaplama çözeltilerinden ayrıldıktan sonra 3 defa etil alkol içerisinde yıkanarak etüv içerisinde 70 °C sıcaklıkta 5 saat boyunca tutularak kurutularak vakumlu desikatör içinde saklanmıştır. Nikel kaynağı olarak nikel sülfat ve iyon yakalayıcı (indirgeyici) olarak sodyum hipofosfit içeren çözelti içerisinde akımsız nikel kaplama işlemi; krom kaynağı olarak krom nitrat ve krom klorür, indirgeyici olarak sodyum hipofosfit ve potasyum bioksalat ve kompleks yapıcı olarak sodyum sitrat içeren çözelti içerisinde ise akımsız krom kaplama işlemi Şekil 44'te gösterilmiştir. Çalışmada kullanılan bütün metalik tozlar içeriklerine göre kodlanmış ve bu kodlamalar Tablo 4'te verilmiştir.

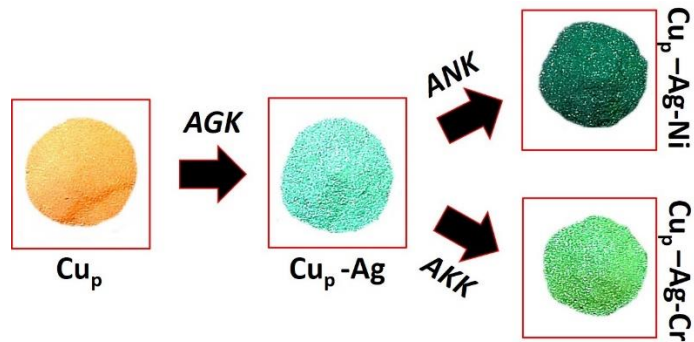


Şekil 44. Akımsız kaplama çözeltileri ve elde edilen tozlar; (a) ANK işlemi ile elde edilen $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ve (b) AKK işlemi ile elde edilen $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$

Tablo 4. Çalışmada kullanılan tozların kodlanması

Numune kodu	Malzeme içeriği
Cu	Küresel bakır tozları
Cu_p	Uygun morfolojili bakır tozları
$\text{Cu}_p\text{-Ag}$	İki katmanlı bakır-gümüş (içten dışa) tozları
$\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$	Üç katmanlı-bakır gümüş-nikel (içten dışa) tozları
$\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$	Üç katmanlı-bakır-gümüş-krom (içten dışa) tozları

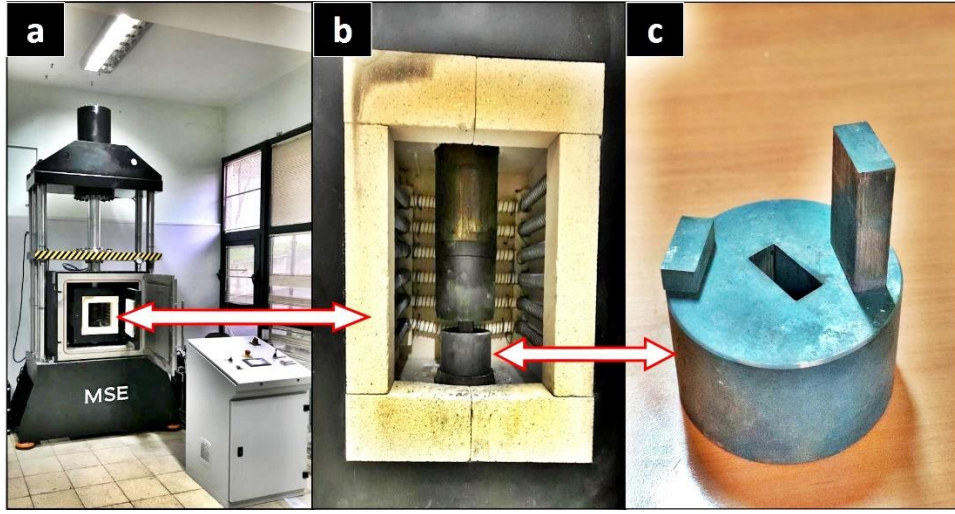
AGK işlemi ile bakır tozları üzerine uygulanan gümüş tabakası sonrası elde edilen iki katmanlı tozlar ve bu üç katmanlı tozlar üzerine ANK ve AKK işlemleri ile uygulanan nikel ve krom tabakası sonrası elde edilen üç katmanlı tozlar Şekil 45'te gösterilmektedir.



Şekil 45. FDEKM'lerin üretiminde kullanılan tozlar

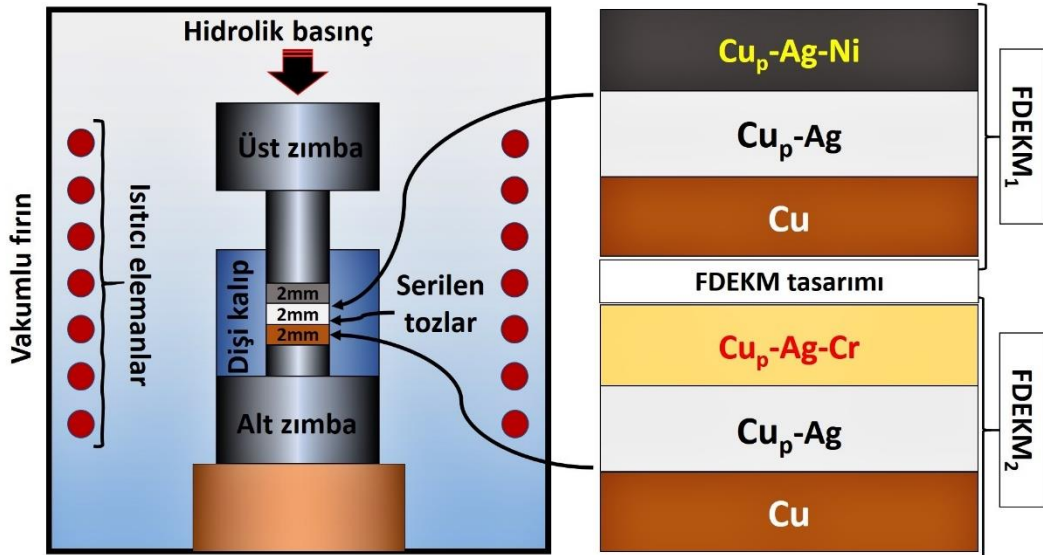
2.4. Bütünleşik Malzeme Üretimi

Tez çalışmaları kapsamında kullanılan başlangıç küresel morfolojili bakır tozlarının, öğütme sonrası elde edilen farklı morfolojili bakır tozlarının, AGK işlemi ile elde edilen iki katmanlı tozların, ANK ve AKK işlemleri ile elde edilen üç katmanlı tozların ve bu tozların kullanılması ile elde edilecek FDEKM'lerin üretiminde toz metalurjisi ve sıcak presleme yöntemleri kullanılmıştır. Akımsız kaplama işlemlerinden sonra vakumlu desikatör içerisinde hazır tutulan metalik tozlar, sıcak iş takım çeliğinden yapılmış 55 HRC sertliğe sahip kalıplar içerisine doldurularak öncelikle oda sıcaklığında vakumlu sıcak presleme makinası içinde, 300 MPa basınç altında 2 dk tutularak kalıp içinde ilk şekillendirme yapılmış, daha sonra sıcaklık 550 °C'ye çıkartılarak 2 saat boyunca bu sıcaklıkta tutulmuştur. 550 °C de yapılan sinterleme işleminin ardından 600 MPa basınç uygulanarak metal tozlarının, bu sıcaklık ve basınç altında 30 dk boyunca sıkıştırılması ile nihai ürün halini alması sağlanmıştır. Tez çalışmaları kapsamında üretilen iki farklı FDEKM, üç katmanlı olarak dizayn edilmiştir. Bunların ilkinde kalıp içerisine öncelikle Cu tozları (alt tabaka) 2 mm kalınlıkta olacak şekilde serilmiş, üzerine 2 mm kalınlıkta Cu_p-Ag tozları (orta tabaka), üst tabakada yine 2 mm kalınlıkta Cu_p-Ag-Ni tozları serilerek presleme ve sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. İkinci FDEKM'lerin alt ve orta tabakalarında ilk FDEKM'lerin alt ve orta tabakalarında kullanılan tozlar kullanılırken, üst tabakalarında aynı kalınlıkta Cu_p-Ag-Cr tozları kullanılarak sinterleme ve sıcak presleme işlemleri yürütülmüştür. Sinterleme ve sıcak presleme işlemlerinde MSE marka 100 ton basınç kapasitesine sahip vakumlu sıcak presleme fırını kullanılmıştır. Bütünleşik malzemelerin üretiminde kullanılan ekipmanlar Şekil 46'da gösterilmiştir.



Şekil 46. Bütünleşik malzemelerin üretiminde kullanılan (a) sıcak presleme cihazı, (b) cihazın fırın kısmı ve (c) kalıp

Çalışmada kullanılan kalıp Şekil 46 (c)'de görüldüğü gibi 3 parçadan (bir dişi kalıp, bir alt zımba ve bir üst zımbadan) oluşmaktadır. Kalıp içerisinde 34 x 15 x 6 mm ölçülerinde çıkarılan nihai ürün eşit ölçülerde (17 x 15 x 6 mm) iki parçaya kesilerek ayrılmış ve tek seferde iki numune üretilmiştir. Üç katmanlı FDEKM'lerin üretiminde kalıp içerisinde tozların yerleştirilmesine ait şematik gösterim Şekil 47'de verilmiştir.



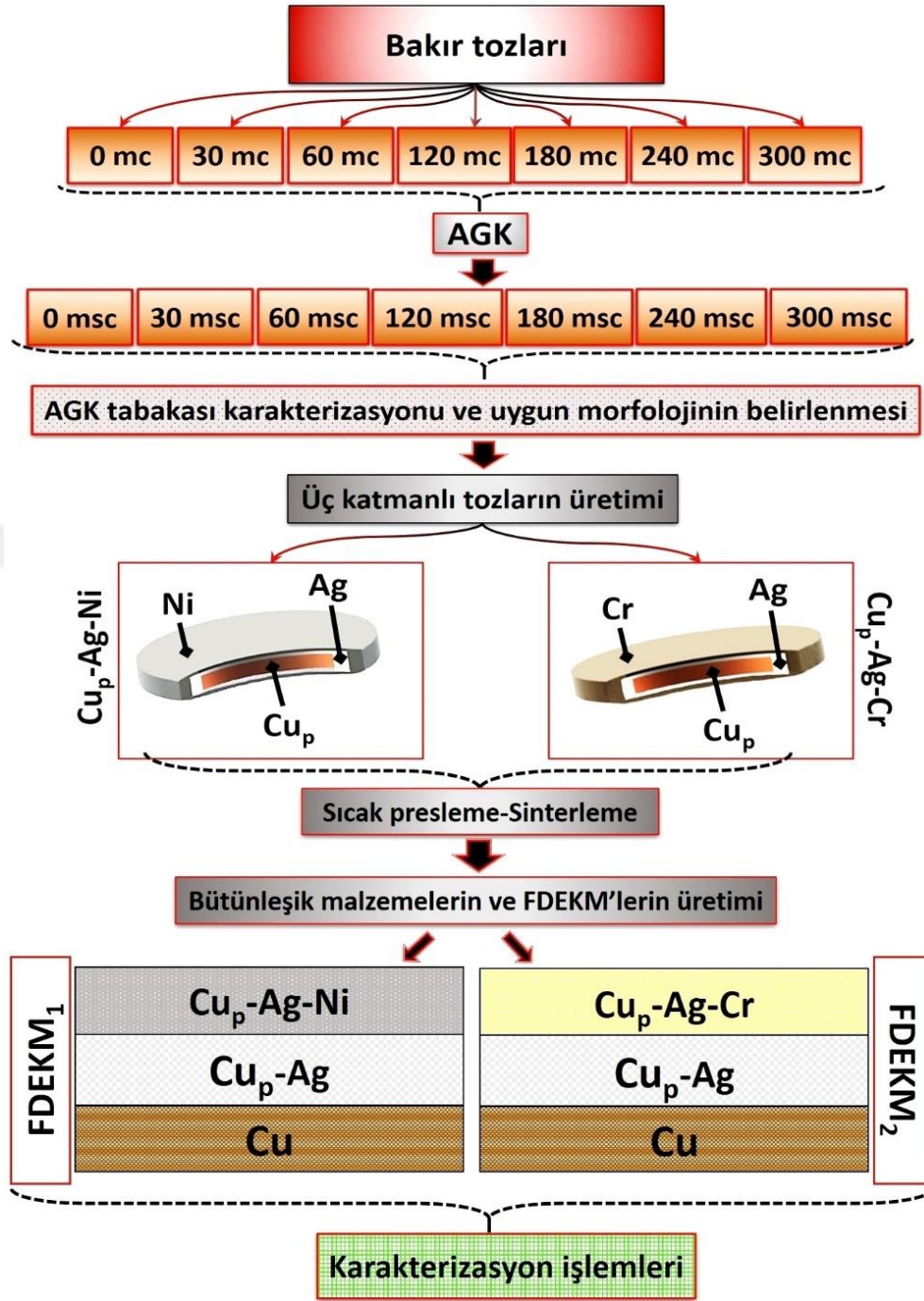
Şekil 47. FDEKM üretiminde tozların kalıp içerisine yerleştirilmesine ve sıcak preslenmesine yönelik şematik gösterim

Çalışmada kullanılan/üretilen tozlardan sıcak presleme ile üretilen bütünleşik malzemeler içeriklerine ve özelliklerine göre kodlanmış ve kodlanan bütünleşik malzemelerin tarifi Tablo 5’te verilmiştir.

Tablo 5. Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin kodlanması

Numune kodu	Malzeme içeriği
Cu’	Cu tozların kullanıldığı malzeme
Cu _p ’	Cu _p tozların kullanıldığı malzeme
Cu _p -Ag’	Cu _p -Ag tozların kullanıldığı malzeme
Cu _p -Ag-Ni’	Cu _p -Ag-Ni tozların kullanıldığı malzeme
Cu _p -Ag-Cr’	Cu _p -Ag-Cr tozların kullanıldığı malzeme
FDEKM ₁	Üst, orta ve alt katmanda sırasıyla Cu _p -Ag-Ni, Cu _p -Ag ve Cu tozların kullanıldığı malzeme
FDEKM ₂	Üst, orta ve alt katmanda sırasıyla Cu _p -Ag-Ni, Cu _p -Ag ve Cu tozların kullanıldığı malzeme

Ayrıca, tez çalışmasında yürütülen bütün çalışmalar özetle bir iş akış şeması yardımıyla Şekil 48’de verilmiştir.



Şekil 48. Çalışmalarda izlenen iş akış şeması

2.5. Karakterizasyon İşlemleri

Tez çalışmaları kapsamında öncelikle toz boyut dağılımı ölçümleri, toz morfolojisi ve akımsız kaplama tabakası incelemeleri, tozların görünür yoğunluk hesaplamaları, tozların ve daha sonra bu tozlardan üretilen bütünleşik malzemelerin kristal yapı ve yoğunluk incelemeleri, bütünleşik malzemelerin metalografik işlemleri ve içyapı analizleri, sertlik ölçümleri, elektriksel iletkenlik ölçümleri ile aşınma ve ark-erozyon performansı incelemeleri yapılmıştır.

2.5.1. Tozların Parçacık Boyutu Ölçümleri

Toz boyutu ölçümleri için Malvern Mastersizer 2000e model lazer kırınım tekniği ile toz boyut ölçümü yapan cihaz kullanılmıştır. Bu teknikte, bir lazer ışını dağınık bir partiküllü numuneden geçerken, yayılan ışığın yoğunluğu ölçülerek gerçekleştirilir. Daha sonra veriler, saçılma modelini oluşturan parçacıkların boyutunu hesaplamak için bilgisayarlı program ortamında analiz edilir. Yapılan toz boyutu ölçümlerinde toz numuneler saf su içerisine eklenerek yapılmıştır. Parçacık boyutu ölçümlerinde elde edilen verilerin güvenilirliği için her numune için en az 3 ölçüm alınarak ortalama değerler kullanılmıştır. Ayrıca, tozların özgül yüzey alanı (ÖYA) değerleri olarak, toz boyutu ölçümü sırasında cihazın verdiği değerler kullanılmıştır. Kullanılan ekipman Şekil 49’da verilmiştir.



Şekil 49. Ortalama parçacık boyutu ölçümlerinde kullanılan cihaz

2.5.2. Tozların Görünür Yoğunluk Hesaplamaları

Çalışmada kullanılan tozların görünür yoğunluk hesaplamaları Hall akış prensibiyle gerçekleştirilmiştir. Bu sistemde, ekipmanın doğruluğu ve kalibrasyonu için titizlik içeren ASTM B213 standardı kullanılmıştır. Bu teknikte, 2,5 mm çapında delik içeren Hall akış hunisinin deliği parmakla kapatılarak, ölçümü yapılacak olan tozdan 50 g'ı huni içerisine boşaltılır. Hacmi belli olan çanak huni deliğinin tam altına gelecek şekilde yerleştirilir ve huniyi tıkamakta olan parmak çekilir çekilmez kronometre ile tozun tamamen huniden boşalmasına kadar geçen zaman tutulur. Toz tamamen boşaldığında geçen zaman tozun akış hızını verir. Diğer yandan tez çalışmasında hesaplamaları yapılan tozların görünür yoğunlukları için, hacmi belli olan çanak içindeki tozun ağırlığı sarsılmadan hassas terazide ölçülerek elde edilen toz ağırlığının çanak hacmine bölünmesi ile tozların görünür yoğunlukları elde edilmiştir. Bu teknik ile kullanılan cihaz Şekil 50'de verilmiştir.

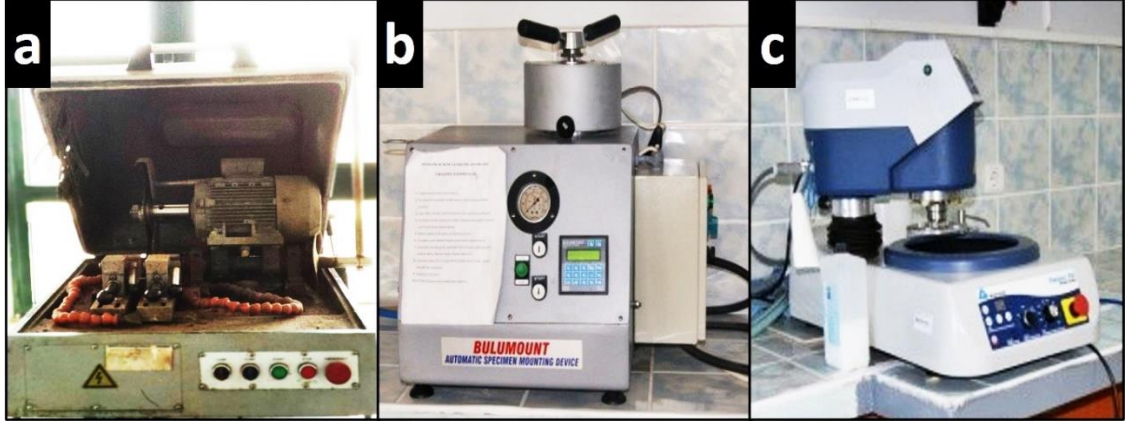


Şekil 50. Hall akış ölçer

Tozlardan elde edilen bütünleşik malzemelerin teorik yoğunlukları ise akımsız kaplama yöntemiyle elde edilen bileşimlerdeki malzemelerin miktarları hesaba katılarak karışımlar kuralına göre belirlenmiş olup deneysel yoğunlukları Arşimed yöntemiyle bulunmuştur.

2.5.3. Metalografik İşlemler

Sinterleme ve sıcak presleme sonrası elde edilen nihai bütünleşik numunelerin iç yapı incelemeleri için numunelerin kesilmesi, kalıplanması, zımparalanması, parlatılması ve dağlanması için metalografik işlemleri yürütülmüştür. Elde edilen bütünleşik malzemeler öncelikle belirli inceleme işlemleri için kesici disklerle kesilmiş daha sonra zımparalama ve parlatma işlemleri için kalıplanmıştır. Kullanılan cihazlar Şekil 51’de verilmiştir. Zımparalama ve parlatma işlemleri sonrasında bakır esaslı malzemelerin iç-yapı görüntülemesi için dağlama çözeltisi olan, 50 ml nitrik asit ve 50 ml etil alkol içeren çözelti kullanılmıştır.



Şekil 51. Metalografik işlemlerde kullanılan (a) kesme, (b) numune kalıplama ve (c) otomatik zımparalama-parlatma makinaları

2.5.4. Mikroskobik Analiz

Çalışmada kullanılan ve üretilen katmanlı tozların morfolojik incelemeleri, toz malzemelerden elde edilen bütünleşik malzemelerin iç-yapı incelemeleri, bütünleşik malzemelerin aşınma testleri sonrası aşınma yüzeyi incelemeleri ve yine bu bütünleşik malzemelerin ark-erozyon testleri sonrası erozyon yüzeyleri taramalı elektrik mikroskobu (SEM, Zeiss Evo LS10) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, katmanlı tozların kesit bölgelerinden kaplama tabakasının belirlenmesi, bütünleşik malzemelerin mikroyapısında arayüzeylerde belirlenen kaplama malzemesi içeriklerinin belirlenmesi, bütünleşik malzemelerin aşınma ve erozyon yüzeylerinde elementel dağılımın belirlenmesi için SEM’e

bağlı olan ve haritalama yöntemini kullanan enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS, Edax Apex™ Octane Elite EDS System) yöntemini kullanılmıştır. Kullanılan cihazlar Şekil 52’de verilmiştir.



Şekil 52. Mikroskobik incelemelerde kullanılan SEM-EDS cihazı

2.5.5. Kristal Yapı ve Faz Analizi

Toz ve bütünlük malzemelerin faz analizleri ve kristal yapı incelemeleri Cu Ka radyasyonlu ($1.541874 \text{ \AA}$) X-ışını difraktometresi (XRD, PANalytical - X'Pert³ Pro) ile gerçekleştirilmiştir. Yapılan ölçümler bakır esaslı malzemeler için yürütüldüğünden malzemelerin XRD desenleri 2θ mertebesinin $35-85^\circ$ dereceleri aralığında $0,01$ adım boyunda ve saniyede bir adım ölçümler ile kaydedilmiştir. Kullanılan XRD cihazı resmi Şekil 53’te verilmiştir.



Şekil 53. XRD cihazı

2.5.6. Termogravimetrik Analiz

Tez çalışmasında, akımsız kaplama yöntemiyle üretilen katmanlı tozlarının oksidasyonu dirençleri, sıcaklık artışına bağlı olarak tozların bünyesinde meydana gelen ağırlık artışının belirlenmesiyle analiz edilmiştir. Analizler, üretilen malzemelerin kullanım alanı düşünüldüğünde sonuçların daha gerçekçi olması niyetiyle hava atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Analizler oda sıcaklığı-800 °C aralığında ve 10 °C/dk ısıtma hızında yapılmıştır. Bu bağlamda, Perkin Elmer TGA4000 model termogravimetrik (TGA) analiz cihazı kullanılmış olup bu cihaz Şekil 54’te verilmiştir.



Şekil 54. TGA cihazı

2.5.7. Sertlik Analizi

Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin sertlik değerlerini belirlemede Brinell sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Bunun için Nemesis 9000 model sertlik cihazı kullanılmış ve programlı monitörü sayesinde cihaz, sertlik sonuçlarını otomatik olarak iz çapının hesaplanması ile vermiştir. Sertlik ölçümlerinde malzeme yüzeyine 2,5 mm'lik çelik bilye uç ile 31,25 kgf'lik yükün 15 sn boyunca uygulanması sonucu elde edilen izin çapının kullanılması ile sertlik sonucu elde edilmiştir. Kullanılan sertlik cihazı Şekil 55'te verilmiştir. Sertlik ölçümleri için her numuneden 5'er değer alınarak ortalama veriler sonuç olarak değerlendirilmiştir. Ayrıca, deneysel çalışmalarda elde edilen sertlik değerleri ticari olarak hali hazırda kullanılan Siemens marka 3Tf48 tip kontaktörlerin sertlik değerleri ile karşılaştırılmıştır.



Şekil 55. Sertlik ölçüm cihazı

2.5.8. Elektriksel İletkenlik Analizi

Kontak malzemesi olarak üretilen malzemelerin elektriksel iletkenlikleri girdap akımı yöntemini kullanan taşınabilir ve bir ölçüm probuna sahip elektriksel iletkenlik ölçüm cihazı (SIGMASCOPE® SMP10) ile ölçülmüştür. İlgili cihaz Şekil 56'da verilmiştir. Bütün elektriksel iletkenlik değerleri %IACS (uluslararası tavlı bakır standardı) cinsinde

belirlenmiştir. Her numuneden 6 elektriksel iletkenlik ölçümü alınarak, bu değerlerin ortalama verileri nihai sonuç olarak kaydedilmiştir. Ayrıca, deneysel çalışmalarda elde edilen elektriksel iletkenlik değerleri ticari olarak hali hazırda kullanılan Siemens marka 3Tf48 tip kontaktörlerin elektriksel iletkenlik değerleri ile karşılaştırılmıştır.

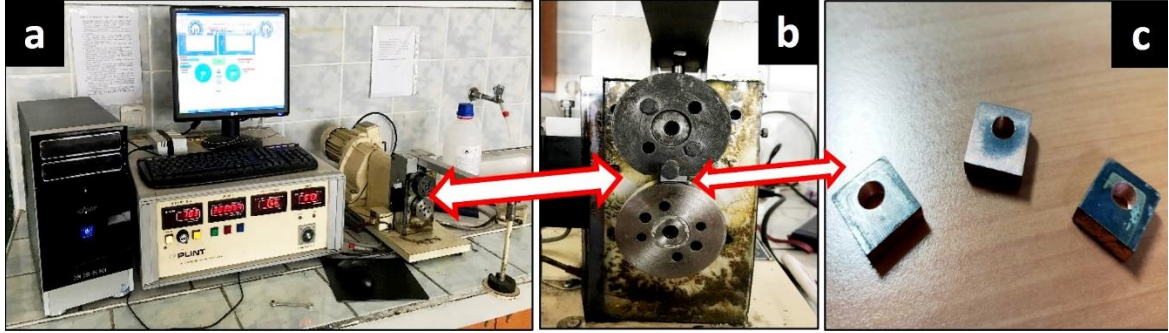


Şekil 56. Elektriksel iletkenlik ölçüm cihazı

2.5.9. Aşınma Deneyleri

Bütünleşik malzemelerin aşınma performanslarının belirlenmesinde ve aşınma süresi sonunda ortalama sürtünme kuvvetlerinin elde edilmesinde yürütülen aşınma deneyleri için blok-on-disk aşınma test cihazı (Plint & Partners) kullanılmıştır. Kullanılan cihaz Şekil 57’de gösterilmiştir. Deney düzeneği; aşındırıcı disk, numune tutucuya sahip bir test cihazı ve bilgisayarlı kontrolöre sahip yazılımsal bir sistemden oluşmaktadır (Şekil 57a). Aşınma deneyleri sırasında aşınmanın gerçekleştiği bölge olan yük kolunun numune tutucu üzerine kuvvet uyguladığı ve bu kuvvetin devamlı dönen bir aşındırıcı disk üzerine duran numuneye direkt etki ettiği bölgenin yakından görünümü Şekil 57b’de görülmektedir. Şekil 57c ise

aşınma testlerinde kullanılan ve numune tutucunun deney numunesini tutabilmesi için 6 mm çapında deliklere sahip olan birkaç örnek numune göstermektedir.



Şekil 57. Aşınma deney düzeneği; (a) blok-on-disk test cihazı, (b) numune tutucu ve aşındırıcı disk kısmının yakından görünümü, (c) aşınma testleri için kullanılan örnek numuneler

Aşınma deneylerine tabi tutulacak olan numuneler, aşınma kayıplarının belirlenmesi amacıyla hassasiyeti 0,0001 g olan hassas terazide ilk ağırlıkları not edilmiştir. Her bir aşınma deneyinden sonra, mikroskopik inceleme için aşınma döküntüleri aşınma yüzeylerinden toplanmıştır. Aşınma döküntülerinin toplanmasından sonra, aşınma kayıplarının daha doğru sonuç vermesi amacıyla numuneler etil alkol ile yıkanarak kurutulduktan sonra hassas terazide deney sonrası ağırlıklarının belirlenmesi için tekrar tartılmıştır. İlk ve son ağırlıklarının farkı alınarak belirlenen ağırlık kayıplarından yararlanılarak her numuneye ait özgül aşınma oranları ($\text{mm}^3/\text{N.m}$) hesaplanmıştır. Ayrıca aşınma deneylerinde kullanılan parametreler Tablo 6’da verilmiştir.

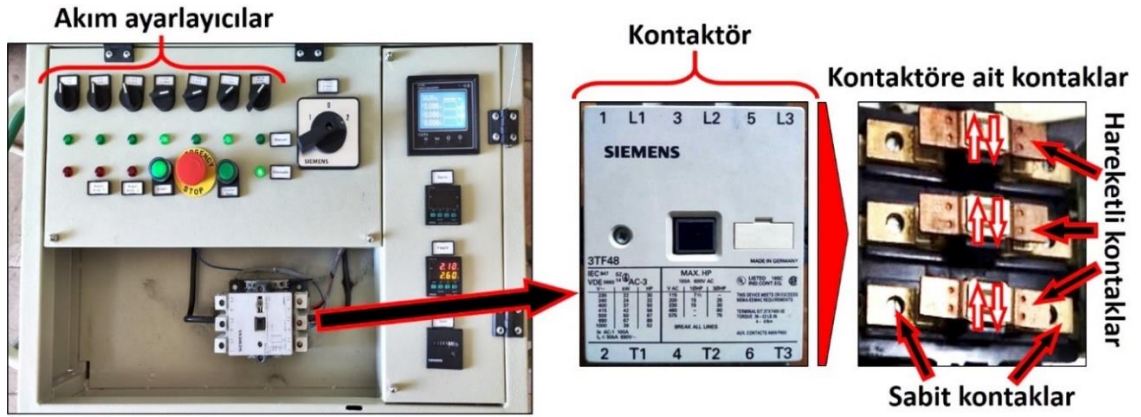
Tablo 6. Kullanılan aşınma testi parametreleri

Yük (N)	Hız (m/s)	Yol (m)
5	0,3	60
10	0,6	120
15	0,9	180
20	1,2	240

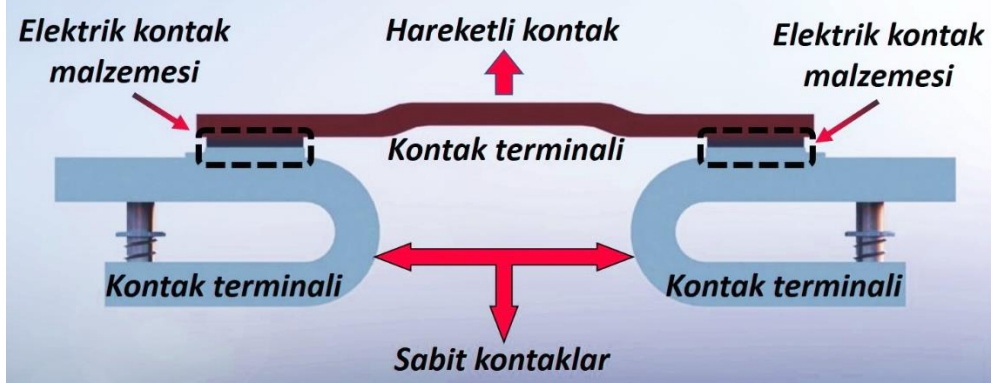
Aşınma deneyleri için her parametre uygulamasına bağlı olarak 3’er adet numune üretilmiş ve her deney 3’er defa tekrarlanarak elde edilen verilerin ortalaması alınmıştır.

2.5.10. Kontak Deneyleri

Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin ark erozyon performanslarının belirlenmesi için olası çalışma koşullarına uygun olarak tasarlanan ve elektronik flaşör, sayıcılar, enerji analizörü, kontaktör, şalter, transformatörler, devre kesiciler, çalışma saati gibi sistemlere sahip olan bir deney düzeneğinden yararlanılmıştır [157]. Deney düzeneğinde, kontak testlerin gerçekleştirilmesinde akım eldesi için endüktif yük sisteminden yararlanılmıştır. Şekil 58’de görülen ve ark erozyon performanslarının belirlenmesinde kullanılan kontak deney düzeneğindeki akım ayarlayıcılar yardımıyla kullanılan akım değerleri değiştirilebilmiştir. Düzenekte yer alan sayıcı sayesinde de çevrim (açma-kapama) sayısı kontrol edilmiştir. Kontak deneylerinin gerçekleştirilmesi için, kontaktörün sahip olduğu sabit ve hareketli kontak terminallerine çalışmada üretilen kontak malzemeleri 5 x 5 x 1 mm boyutlarında hazırlanarak lehimleme yöntemiyle birleştirilmiştir. Şekil 59’da elektrik kontak malzemelerinin kontak terminalleri ile birleşimi ve sabit-hareketli kontakların ark-erozyon testleri sırasında birbirine teması şekilsel olarak verilmiştir.



Şekil 58. Kontak deneyi düzeneği



Şekil 59. Elektrik kontak malzemelerinin kontak terminalleri ile birleşimi

Tez çalışmalarında ark-erozyon testleri için uygulanan deneylerde kontak açma-kapama çevrim sayısı olarak saatte 1000, 3000 ve 5000 çevrim kullanılmıştır. Ayrıca, uygulanan akım değerleri de 5, 10, 15 ve 20 A olarak değiştirilmiştir. Testlerin yürütülmesinde bir kontak açma-kapama tamamlanışının ardından 2,6 sn bekleme süresi olarak uygulanmıştır. Endüktif yük ve alternatif akım koşullarında gerçekleştirilen deneylerde 220 V gerilim uygulanmıştır. Gerçek çalışma koşulları göz önünde bulundurularak, ark-erozyon testleri hava ortamında 50 Hz frekansta gerçekleştirilmiştir.

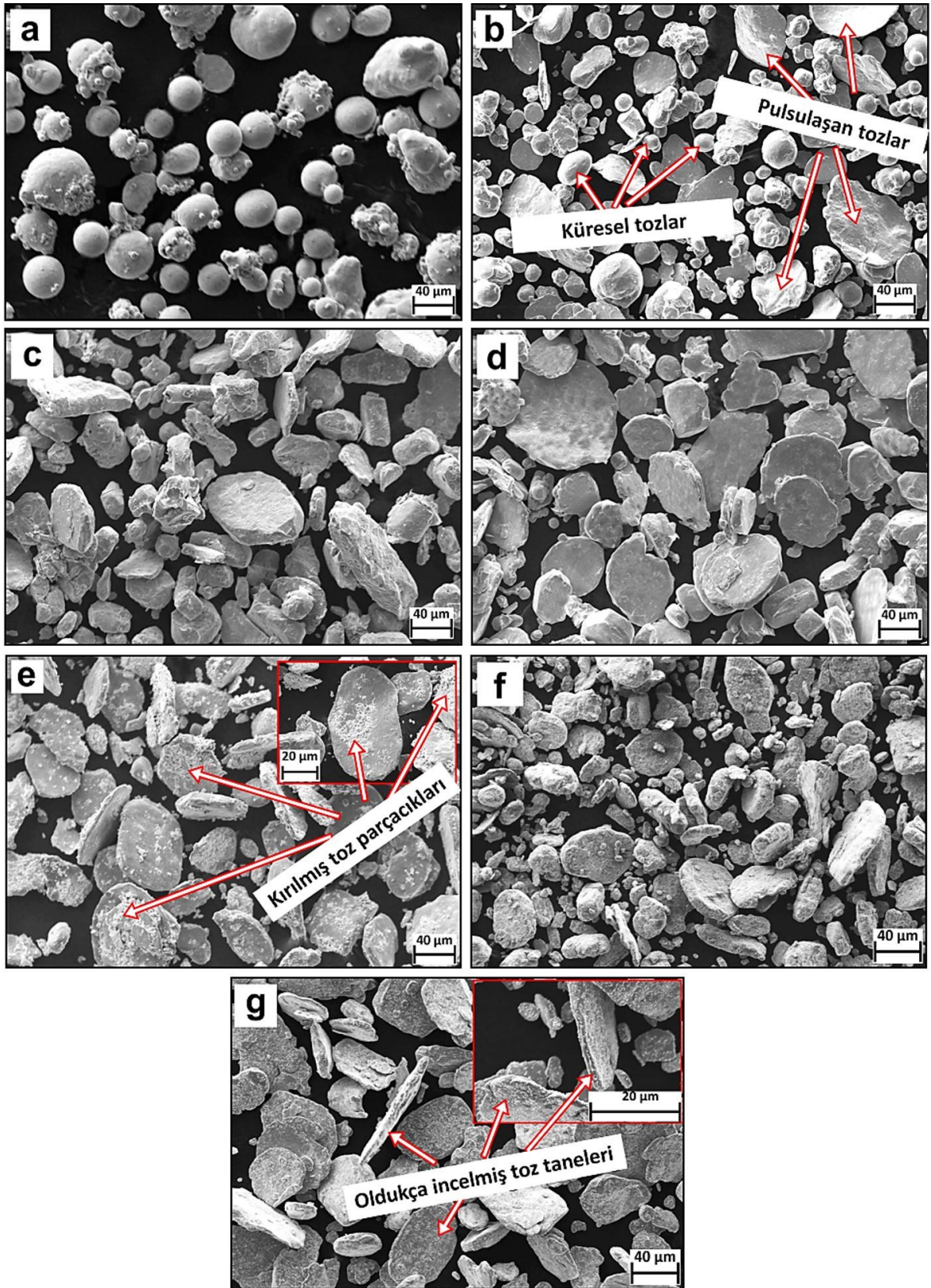
3. BULGULAR

3.1. Toz Karakterizasyonu

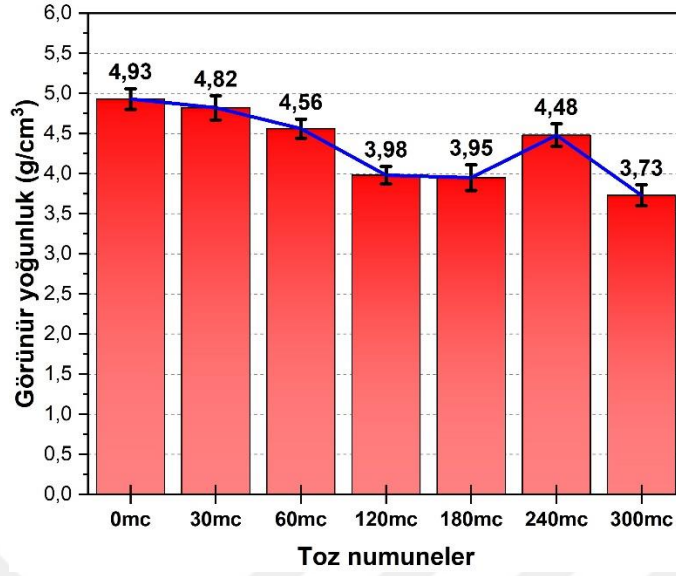
Şekil 60, öğütülmemiş başlangıç küresel morfolojisine sahip bakır tozlarının ve 30, 60, 120, 180, 240 ve 300 dk boyunca öğütülmüş bakır tozlarının (sırasıyla; 0mc, 30mc, 60mc, 120mc, 180mc, 240mc ve 300mc) küresel morfolojiden farklı morfolojilere geçişini gösteren SEM görüntülerini vermektedir. Şekilden anlaşıldığı gibi, başlangıçta küresel morfolojiye sahip 0mc tozlar (Şekil 60a), 30 dk öğütüldükten sonra 30mc tozlar için yarı küresel yarı pulsu morfolojiyle kendini gösterirken (Şekil 60b); 60 dk öğütme sonucunda küresel bakır tozu varlığı neredeyse sona ererek 60mc tozlar için pulsu morfolojiye geçiş başlamıştır (Şekil 60c). 120 dk öğütme sonunda ise, 120mc tozlar arasında artık küresel morfolojiye sahip bakır tozu kalmamış, büyük ve küçük boyutlarda pulsu tozların varlığı görülmüştür (Şekil 60d). Öğütmenin devam etmesi ve 180 dk'ya ulaşması sonucu ise, mekanik öğütmenin kırılma mekanizması rol oynayarak pulsu tozların yavaş yavaş kırılmaya başladığı ve bu kırılma ile tozların parçalandığı anlaşılmaktadır (180mc, Şekil 58e). 180mc tozların yapısında kırılarak ufalanan parçacıkların, 240 dk öğütme sonunda ise 240mc tozlar için ufalanan tozların tekrar bir araya gelerek kaynaklandığı görülmüştür (Şekil 60f). Kaynaklanma ve plastik deformasyonun birlikte devam etmesiyle 300 dk öğütme işlemi sonunda, 300mc tozlar için pulsu toz taneleri daha da ince hale gelerek kırılma mekanizması ile hala mikron altı kırılmış parçacıkların varlığı belirlenmiştir (Şekil 60g).

Küresel morfolojiye sahip 0mc tozların ve mekanik öğütme işlemi uygulanarak elde edilen farklı morfolojilere sahip tozların görünür yoğunluk değerleri Şekil 61'deki grafikten görülmektedir. Görüldüğü gibi, en yüksek görünür yoğunluk değerine ($4,93 \text{ g/cm}^3$) 0mc tozları sahip olmuştur. 0mc tozlarının küresel morfolojiye sahip olması tozların birbiri üzerinden kolaylıkla akmasına neden olmakta ve akıcılığı yüksek olan tozların kolaylıkla kap içerisinde yerleşmesi görünür yoğunluk değerinin yüksek olmasını sağlamaktadır. Öğütme süresinin artması ile tozların görünür yoğunluk değerlerinin azaldığı dikkat çekmektedir. 30mc tozlar için belirlenen $4,82 \text{ g/cm}^3$ 'lük görünür yoğunluk değeri 60mc tozlar için $4,56 \text{ g/cm}^3$, 120mc tozlar için $3,98 \text{ g/cm}^3$ ve 180mc tozlar için $3,95 \text{ g/cm}^3$ olarak belirlenmiştir. Öğütme süresinin 180 dk sonuna kadar elde edilen toz morfolojisi sürekli

olarak pulsulaşmaya meyilli olduğundan ve pulsu toz parçacıklarının birbiri üzerinden akmasından ziyade birbiri üzerine binmesi olayı baskın olduğundan akıcılıkları küresel tozlara göre oldukça düşüktür. Bu nedenden dolayı, pulsu morfolojiye geçişlerde, pulsu morfolojili tozların miktarına bağlı olarak küresel tozlara göre düşük görünür yoğunluklara sahip tozlar elde edilmiştir. Öğütme süresinin 240 dk'ya çıkarılması ile 240mc tozların görünür yoğunluklarının 180mc tozlarınkine göre arttığı görülmektedir. Şekil 60f'den görüldüğü gibi 240mc tozların morfolojisi 180 dk öğütme sonunda toz bünyesinde bulunan kırık parçacıklarının kaynaklanması ile topaklanmaya başlayarak pulsu morfolojiden bir adım uzaklaşmıştır. Bu durum tozların birbiri üzerinden akıcılığını arttırmış ve sonuç olarak 240mc tozlarının görünür yoğunluk değeri ($4,48 \text{ g/cm}^3$) 180mc tozlarınkine göre yüksek olmuştur. Öğütme süresinin arttırılmaya devam etmesi ve 300 dk'ya ulaşması ile elde edilen 300mc tozların morfolojisi tekrar pulsulaşma eğilimine girerek oldukça ince toz parçacıklarının oluşması, toz akıcılığını tekrar zorlaştırmış ve sonuç olarak farklı morfolojilere sahip bütün tozlar içinde en düşük görünür yoğunluk değerine ($3,73 \text{ g/cm}^3$) sahip tozların eldesine neden olmuştur. Yüksek görünür yoğunluk değerlerine sahip tozların preslenme kabiliyetinin diğer morfolojilere sahip tozlara nazaran daha yüksek olduğu bilinmektedir [158]. Çalışmada kullanılan homojen boyut dağılımlı ve küresel morfolojili bakır tozlarının preslenme kabiliyetinin bu bakımdan daha yüksek olabileceği öngörülebilir. Ancak, mekanik öğütme ile elde edilen pulsu morfolojiye sahip bakır tozlarının ise küresel morfolojili olanlara nazaran düşük preslenme kabiliyeti göstereceği düşünülebilir. Ancak, tez çalışmasında kullanılan pulsu morfolojili bakır toz bütünlüğüne bakıldığında (Şekil 60d) boyut dağılımı geniş olduğu görülmektedir. Diğer bir deyişle, büyük boyutlu toz parçacıklarının yanı sıra küçük boyutlu parçacıkların varlığı görülmektedir. Presleme sırasında bu küçük parçacıkların büyük parçacıklar arasında meydana gelebilecek boşluklara yerleşmesi küçük parçacıkların sanki birer katkı malzemesi gibi görev üstlenerek [159], presleme ve sinterleme sonrası elde edilen nihai ürünlerde daha yoğun bir yapı eldesine işaret olduğu öngörülebilir.



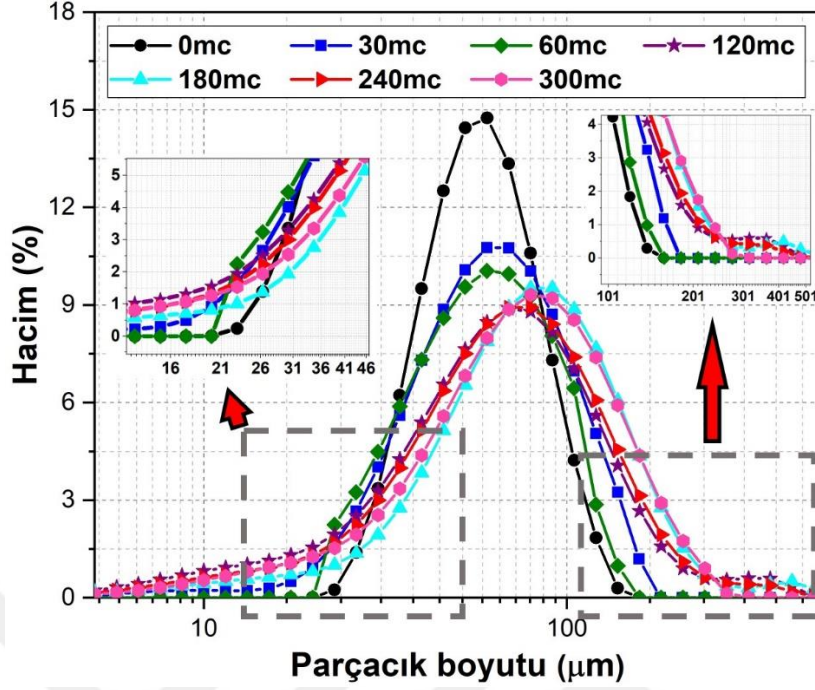
Şekil 60. Başlangıç morfolojisi küresel olan tozların farklı sürelerde mekanik öğütülmesi ile gerçekleşen morfoloji değişimi; 0mc (a), 30mc (b), 60 mc (c), 120mc (d), 180mc (e), 240mc (f) ve 300mc (g)



Şekil 61. Farklı sürelerde mekanik öğütme uygulanan bakır tozlarının görünür yoğunluk değişimi

Şekil 62 mekanik öğütme süresine bağlı olarak bakır tozlarının ortalama parçacık boyut dağılımını göstermektedir. Ortalama parçacık boyutu dağılımına bakıldığında, 0mc tozların dağılımının mekanik öğütme uygulanan diğer tozlarınkine göre oldukça homojen olduğu açıkça görülmektedir. Buradan yaklaşık ortalama boyutu 61 μm (toz dağılımının %50'si) olan başlangıç küresel morfolojili 0mc tozların %10'unun toz boyutu $\leq 39 \mu\text{m}$ iken %90'ının toz boyutu yaklaşık $\leq 96 \mu\text{m}$ olarak belirlenmiştir. 30mc tozların öğütme etkisi ile toz boyut dağılımı grafiğinin sağa doğru kayma eğiliminde olduğu görülmektedir. Bu bakımdan, bu tozların ortalama boyutu 0mc tozlarınkine göre bir miktar artış göstererek yaklaşık 65 μm 'ye yükselmiştir. Ayrıca, toz dağılımının %10'u yaklaşık $\leq 33 \mu\text{m}$ boyutlarında iken %90'ı yaklaşık $\leq 119 \mu\text{m}$ olmuştur. Küresel bakır tozlarının 30 dk mekanik öğütme sonucunda elde edilen bu toz grubunun 0mc tozlarına göre daha geniş aralıkta toz boyutuna sahip olması, bazı tozların öğütme işlemi ile kırıldığını bazılarının ise topaklanma eğilimine girdiği veya küresel şekilde kaldığını (Şekil 60b) gösterir niteliktedir. 60mc tozlar için belirlenen ortalama toz boyutu yaklaşık 59 μm olmakla beraber, tozların %10'unda belirlenen toz boyutu $\leq 24 \mu\text{m}$ iken %90'ında bu değer $\leq 115 \mu\text{m}$ olmuştur. Öğütmenin 60 dk olması ile tozlarda kırılmanın devam etmesi ile küresel şekilli tozların varlığı etkisini kaybederek pulsulaşma eğilimine girmesi (Şekil 60c) toz boyut dağılımı aralığının 0mc'ninkine göre yüksek olmasına neden olmuştur. Mekanik öğütme süresinin 120 dk'ya çıkarılması ile elde edilen 120mc tozların çoğunlukla pulsu hale gelmesi ortalama toz

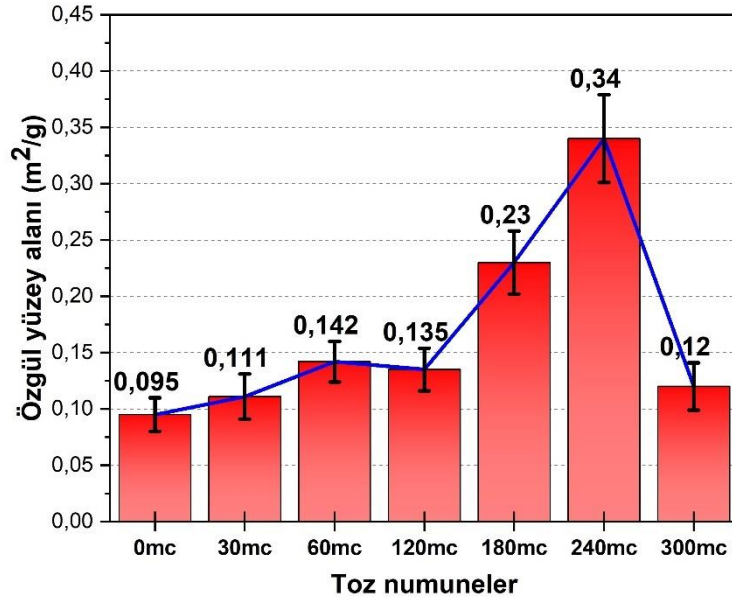
boyutunun yaklaşık 69 μm 'ye yükselmesine neden olmuştur. Şekil 62'de 120mc tozların boyut dağılımını gösteren eğrinin sağa kayması bu durumu göstermektedir. Ayrıca, toz boyut dağılımının geniş bir aralığa sahip olduğu da açıktır. Bu bağlamda, toz dağılımının %10'u yaklaşık $\leq 23 \mu\text{m}$ iken %90'ı yaklaşık 147 μm 'ye ulaşmıştır. Buradan, pulsu morfolojiye sahip tozların genişlemesi aynı zamanda toz dağılımında küçük pulsu parçacıkların da bulunduğu (Şekil 60d) anlaşılabılır. Öğütmenin 120 dk'nın üzerine çıkılarak 180 dk'ya ulaşması sonucu elde edilen 180mc tozlarının ortalama toz boyutunun yaklaşık 82 μm 'ye kadar yükseldiği, %10 toz dağılımının yaklaşık $\leq 30 \mu\text{m}$ ölçülere sahip olurken %90 toz dağılımının yaklaşık $\leq 164 \mu\text{m}$ gibi yükselmiş değerlere sahip olduğu belirlenmiştir. Şekil 60e'den de anlaşıldığı gibi 180mc tozların öğütme etkisi ile oldukça genişlediği ve aynı zamanda kırılma mekanizmasının gelişmesi ile çok küçük boyutlardaki tozların oluştuğu görülmektedir. Bu durum, öğütmenin 120.dk'sından sonra toz boyut dağılımının daha geniş olduğuna işaret olup Şekil 62'deki grafikten eğrilerin oluşturduğu aralığın daha geniş olmasından anlaşılmaktadır. Öğütmenin 240. dk'sında Şekil 60f'de görüldüğü gibi 240mc tozlarının 180mc tozlara göre daha az oranda pulsu parçacık içerdiği ve kırılmış pulsu parçacıkların varlığı dikkat çekmektedir. Bu bağlamda, 240mc tozlarının ortalama toz boyutu Şekil 62'de toz boyut dağılımı verildiği gibi yaklaşık 72 μm olarak belirlenmiştir. Bu tozların %10'unu yaklaşık $\leq 24 \mu\text{m}$ boyutlarındaki tozlar oluştururken, %90'ını yaklaşık 150 μm tozlar oluşturmuştur. Buradan, 180 dk öğütme süresi sonrasında plastik deformasyon mekanizması sayesinde pulsu hale gelen ve sertleşen tozların kırılmaya başladığı anlaşılmaktadır. Öğütme etkisi ile toz boyut dağılımı eğrisi bu toz grubunda da genişleme göstermiştir. 300 dk öğütme sonrası elde edilen 300mc tozların ortalama boyutu ise yaklaşık 80 μm olarak ölçülmüştür. Bu tozların %10'u yaklaşık $\leq 30 \mu\text{m}$ boyutlara sahip olurken %90'ının yaklaşık $\leq 159 \mu\text{m}$ boyutlara sahip olduğu belirlenmiştir. Toz boyut dağılımı eğrisi Şekil 62'de verilen bu tozların en geniş aralığa sahip olduğu görülmektedir. Şekil 60g'de morfolojileri verilmiş olan bu tozların deformasyonun artması ile oldukça ince ve pulsu hale geldiği görülmekteydi. Ayrıca pulsu toz üzerlerinde ve aralarında oldukça küçük boyutlara sahip tozların varlığı açıktır. Bu sebeple, öğütme etkisinin devam etmesi, hem deformasyonun artması kaynaklanmalar ile pulsulaşmanın devamını hem de kırılma mekanizmasının sürmesi ile kopan mikron ve mikron altı parçacıkların oluşmasını teşvik ettiği anlaşılmıştır. Literatürde, bu tür öğütme mekanizmalarının kaynaklanmalar ile toz boyutunun artması ve kırılma mekanizmasının oluşması ile toz boyutlarının azalması açıkça belirtilmektedir [160].



Şekil 62. Mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojilere sahip bakır tozlarının parçacık boyut dağılımları

Başlangıçta küresel morfolojiye sahip 0mc tozlarının 30, 60, 120, 180, 240 ve 300 dk mekanik öğütülmesinden sonra elde edilen bakır tozlarının özgül yüzey alanı (ÖYA) değerlerindeki değişimi gösteren grafik Şekil 63'te verilmiştir. En düşük ÖYA değeri $0,095 \text{ m}^2/\text{gr}$ ile 0mc tozlarda belirlenirken en yüksek ÖYA değeri ($0,34 \text{ m}^2/\text{g}$) 240mc tozlarda belirlenmiştir. Mekanik öğütülmüş bakır tozlarının her birinin ÖYA değerlerinin başlangıç küresel morfolojili bakır tozlarından daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. 30mc tozların bir kısmının hala küresel morfolojide kalması diğer bir kısmının da pulsulaşma eğiliminde olması ÖYA değerlerinin 0mc tozlarınıninkine yakın olmasına neden olmaktadır. Ayrıca, mekanik öğütmenin etkisi ile deforme olan toz yüzeyleri üzerinde oluşan pürüzlerin bu ÖYA değerlerindeki artışın bir diğer nedeni olduğu söylenebilir. Küresel morfolojiye sahip tozların oldukça yüksek ÖYA değerlerine sahip olduğu bilinmektedir. Ancak, mekanik öğütme sayesinde bu değerlerin deformasyon etkisi ile arttırıldığı bu çalışmadan anlaşılmaktadır. Bu bağlamda, öğütmenin 60. dk'sında elde edilen 60mc tozların ÖYA değerlerinin ($0,142 \text{ m}^2/\text{g}$) artış eğiliminde olduğu görülmektedir. Meydana gelen bu artış, öğütme etkisi ile oluşan kırılmalar sebebiyle karmaşık şekil alan toz morfolojisine bağlanmaktadır. Diğer yandan, 120mc tozların ÖYA değerlerinin ($0,135 \text{ m}^2/\text{g}$) 60mc

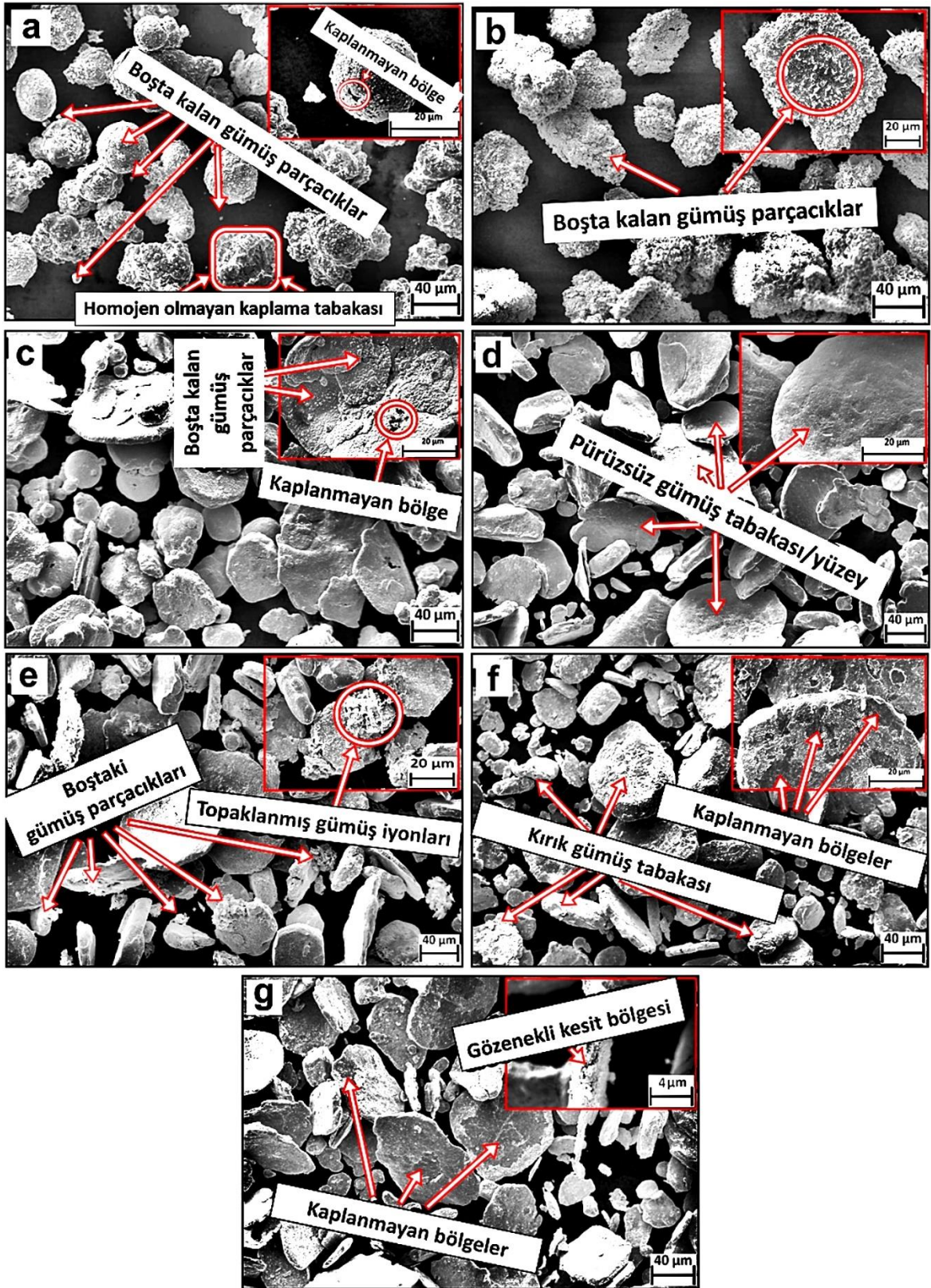
tozlarınkine göre bir miktar azaldığı görülmektedir. Bu durum, tozların çoğunlukla pulsu hale gelmesi ve yapıda hala küçük pulsu parçacıkların bulunmasına işaret etmektedir. Öğütmenin 180 dk'ya yükselmesi ile elde edilen 180mc tozların ÖYA değerlerinin ($0,23 \text{ m}^2/\text{g}$) 0mc tozlarınkine ($0,095 \text{ m}^2/\text{g}$) göre neredeyse 2,5 kat arttığı görülmektedir. 180mc tozların varlığında bulunan oldukça genişlemiş, üzerlerinde pürüzler meydana gelmiş ve kırılma mekanizması ile mikro parçacıklara ayrılmış tozların yüksek ÖYA değerlerinden dolayı, bu tozların ÖYA değerlerinde artış belirlenmiştir. Bu durum, öğütme süresinin 240 dk'ya çıkması ile daha belirgin hale gelmiş ve en yüksek ÖYA değeri olan $0,34 \text{ m}^2/\text{g}$ elde edilmiştir. 300mc tozların oldukça incelmesi, pulsu şekil alması ve 240mc toz varlığında kırılarak ufalanmış tozların bu toz varlığında soğuk kaynak mekanizması ile bir miktar toz tanelerine dahil olması ÖYA değerlerinin $0,12 \text{ m}^2/\text{g}$ değerine kadar azalmasına neden olmuştur. Ayrıca, toz boyut dağılımı konusunda daha önce belirtildiği gibi toz boyutunun 300mc tozlarında artış göstermesi bu durumu destekler niteliktedir. Mekanik öğütme işlemlerinin tozlar üzerine yük transferine neden olması kırılma ve soğuk kaynaklanma mekanizmalarını tetikleyerek ÖYA değerlerinde değişmelere neden olduğu literatürdeki çalışmalarda vurgulanmıştır [161, 162].



Şekil 63. Farklı sürelerde mekanik öğütme uygulanan bakır tozlarının ÖYA değişimi

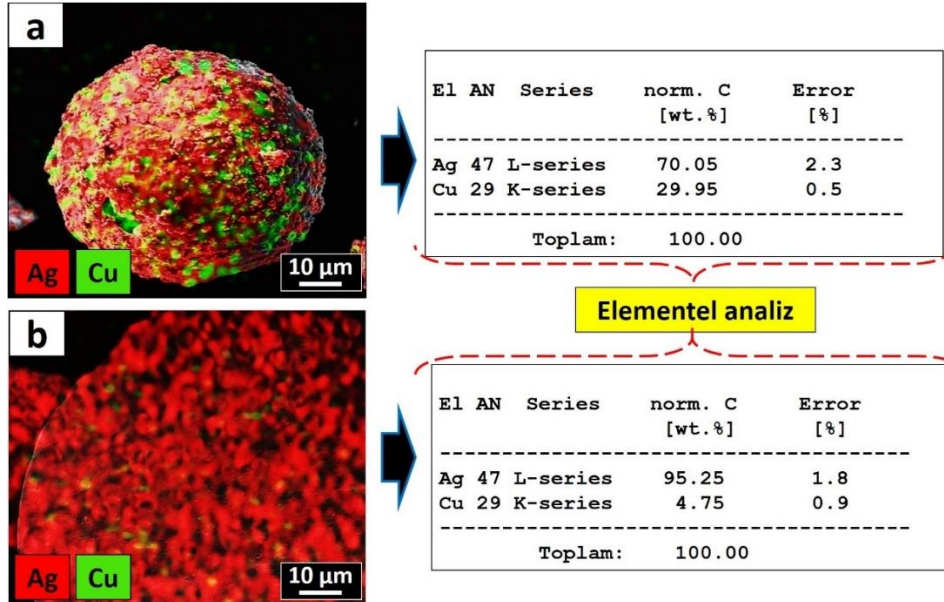
Şekil 64, başlangıçta küresel morfolojiye sahip ve farklı sürelerde mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojili bakır tozlarının AGK işleminden sonra sahip oldukları morfolojileri gösteren SEM görüntülerini sunmaktadır. Şekil 64a'dan görüldüğü gibi 0mc tozlarının AGK işlemi uygulanması sonrası elde edilen 0msc tozlarının halen küresel morfolojiye sahip olduğu ancak homojen olmayan gümüş birikintileri yüzünden bazı parçacıkların küresel şekilden uzaklaştığı belirlenmiştir. 0mc tozlarının oldukça pürüzsüz bir yüzeye sahip olması ve düşük ÖYA değerlerine sahip olması dengesiz bir kaplama tabakasının oluşmasına neden olmaktadır. Küresel formdan dolayı yüzeylerde tutunmakta zorlanan gümüş iyonları üst üste binerek birikintiler oluşmakta ve tutunamayan gümüş iyonları da tozlar arasında kaplanmadan boşta kalmaktadır. Homojen olmayan dengesiz bir kaplama tabakasının oluşması bakır tozları üzerinde bazı bölgelerde kaplanmamış kısımların oluşumuna da neden olmaktadır. Bu duruma örnek, Şekil 64a'nın iç görselinde verilmiştir. 30msc tozların morfolojisi Şekil 64b'de verilmiştir. Bu tozların morfolojisi incelendiğinde, bakır tozları üzerinde boşta kalan gümüş parçacıklarının yığıldığı ve birikinti bölgelerinin yoğunluğu dikkat çekmektedir. 0msc tozlarındakine göre bir miktar daha homojen bir kaplama elde edildiği açıktır. En azından 0msc tozların morfolojisi ile kıyaslandığında kaplanmamış bölgelerin azaldığı; dezavantaj olarak sadece, indirgenmiş gümüş parçacıklarının bakır tozları üzerinde boşta kaldığı saptanmıştır. 30msc toz varlığında yer alan ve halen küresel olan parçacıkların 0msc tozlardaki parçacıkların üzerlerine gümüş indirgeme özelliği ile aynı etkiye sahip olduğu açıktır. Küresel morfolojisini kaybeden parçacıkların ise küresel parçacıklara göre daha fazla gümüş parçacıklarını çektiği görülmektedir. Önceki bölümde, bakır tozlarının 60 dk boyunca öğütülmesi ile pulsu morfolojiye geçmeye başladığı belirtilmişti. Bu bağlamda, Şekil 64c, 60mc tozlarına AGK uygulanması ile elde edilen 60msc tozların morfolojisini göstermektedir. Görüldüğü gibi, AGK tabakasının bakır tozları üzerindeki dağılımı 0msc ve 30msc tozlarındakine göre oldukça homojendir. Ancak hem karmaşık morfolojili hem de pulsu morfolojideki tozların yer alması, kaplama tabakasının yeterince homojen olmamasına neden olduğu görülmektedir. Bazı bakır tozlarının kırılması, çatlakların meydana gelmesi veya soğuk kaynaklanmaların görülmesi (Şekil 64c-iç görsel), indirgenen gümüş parçacıklarının boşta kalmasına ve kaplanmayan bazı bölgelerin oluşmasına neden olduğu belirlenmiştir. Öğütme süresinin artması ile bakır tozlarının ÖYA değerlerinin artması ve belirli bir öğütme süresinden sonra (bu çalışma için 120 dk) ÖYA değerinin morfolojili ile ilişkili hale gelerek sadece ÖYA değerinin yüksek olmasının homojen kaplama tabakası eldesinde yeterince etkili olmadığı

AGK tabakasına sahip farklı morfolojilerdeki tozların incelenmesi ile daha iyi anlaşılır hale gelmiştir. Buna bağlı olarak, mekanik öğütmenin 120. dk'sı sonunda elde edilen 120mc tozların AGK işlemi uygulanması ile elde edilen 120msc tozların morfolojisi Şekil 64d'de gösterilmektedir. Şekilden anlaşıldığı gibi, oldukça homojen, kırık AGK tabakasız, boşta kalan gümüş parçacıkların veya birikintilerin olmadığı yüzey eldesi açıkça görülmektedir. 120mc tozların ÖYA değerinin 0mc, 30mc ve 60mc tozlarından yüksek olmasının yanında tozların çoğunlukla pulsu şekilli olması homojen bir AGK tabakasının eldesini sağlamıştır. Oldukça pürüzsüz AGK tabakasının oluşması kaplanmayan bölgelerin görülmediği bir morfoloji 120msc tozlarda elde edilmiştir. Şekil 64e, AGK tabakasına sahip 180msc tozların morfolojisini göstermektedir. 180mc tozların morfolojisinde farklı ÖYA değerlerine sahip ve ufalanan tozların varlığı bir önceki konuda belirtilmişti. 180msc tozların varlığında bulunan topaklanmış ve boşta kalmış gümüş parçacıkların yoğunluğu, AGK işleminden önceki tozların birçok farklı morfolojiye, ÖYA değerlerine ve mikron-altı parçacıklara sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Mikron-altı parçacıkların akımsız kaplama işlemleri sırasında dağıtılamaması ve topaklanması, indirgenecek olan gümüş parçacıklarının altlık olan mikron-altı bakır parçacıkları üzerine indirgenme eğilimi nedeniyle topaklanmalar ve yüzeye tutunamama durumları baskın hale gelmiştir. 240msc tozların morfolojisi Şekil 64f'de görülmektedir. Bakır tozlarının 240 dk öğütülmesi sonucu elde edilen 240mc tozlarının AGK uygulandığı bu toz gurubunda, gümüş parçacıkların düzensiz olarak indirgendiği ve pulsu parçacıklar üzerinde kaplanmayan bölgelerin olduğu tespit edilmiştir. 240mc tozlarının ÖYA değerlerinin bütün tozlar için en yüksek olmasına rağmen homojen bir AGK tabakası için bu morfolojinin uygun olmadığı, diğer bir deyişle sadece ÖYA değerinin AGK kalitesi bakımından yeterli bir parametre olmadığı anlaşılmıştır. 240mc tozları içerisinde kırık mikron-altı parçacıkların devasa ÖYA oluşturması, gümüş parçacıkların bu boyutlardaki tozlar üzerine indirgenme eğilimi göstermesine neden olduğundan, Şekil 64f'de görüldüğü gibi topaklanarak bir araya gelmiş ve kırılmış gümüş tabakalarının meydana gelmesine sebebiyet vermiştir. Pulsu morfolojinin öğütme sonucu hale baskın görüldüğü 300mc tozlarının AGK işlemi uygulanması sonucu elde edilen morfoloji ise Şekil 64g'de görülmektedir. 300msc tozları üzerinde de kaplanmayan bölgelerin varlığı açıktır. Öğütme etkisi ile altlık olarak bulunan 300mc tozlarının oldukça ince kesite sahip olması, ince kesitler üzerine gümüş tabakasının yoğunlaşmasına neden olarak Şekil 64g'nin iç görselinde verildiği gibi gözenekli AGK tabakaları meydana gelmiştir.



Şekil 64. Mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojili bakır tozlarının AGK sonrası morfolojileri; 0msc (a), 30msc (b), 60msc (c), 120msc (d), 180msc (e), 240msc (f) ve 300msc (g)

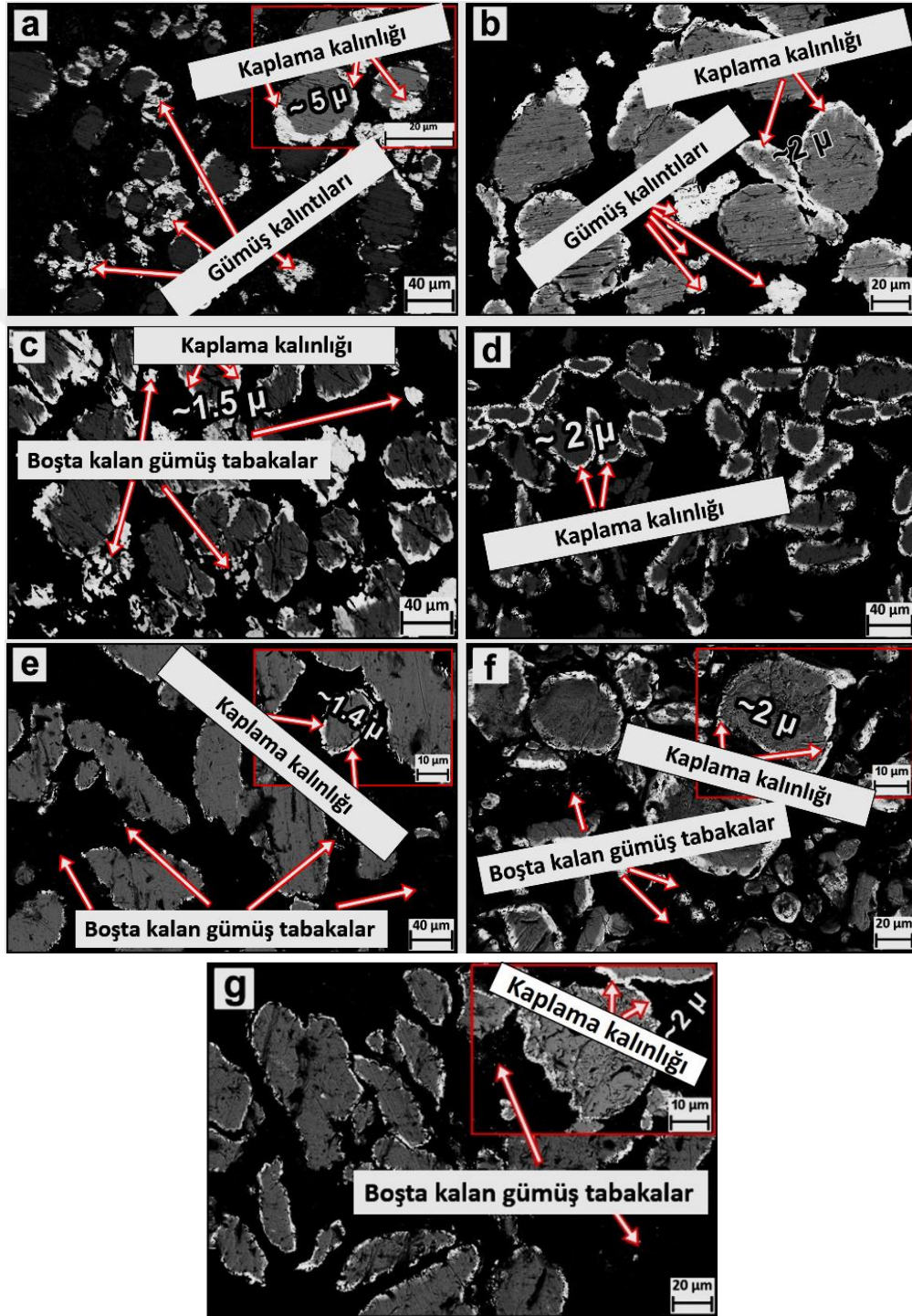
Şekil 65, 0msc ve 120msc'ye ait bir parçacığın üzerine bulunan bakır ve gümüş iyonlarının renklendirilmiş haritalama analizini ve bu parçacıkların elementel analiz sonuçlarını göstermektedir. 0msc parçacığının haritalama yöntemi ile analizine bakıldığında (Şekil 65a), AGK tabakasının gözenekli olduğu ve gözenekli bölgelerde tespit edilen bakır iyonlarının renklendirilmiş hali açıkça görülmektedir. Bu bağlamda, 0msc parçacığının üzerindeki elementel analiz sonuçlarına göre yaklaşık %70 oranında gümüş belirlenirken yaklaşık %30 oranında bakır tespit edilmiştir. Diğer yandan, Şekil 65b'de verildiği gibi 120msc parçacığının haritalama yöntemi ile renklendirilmiş element dağılımına göre AGK tabakası üzerinde meydana gelen gözenekliliğin büyük oranda giderildiği görülmektedir. Buna binaen; bu parçacık için yapılan elementel analiz sonucu, 120msc parçacık üzerinde yaklaşık %95 oranında gümüş dağılımı gösterirken, yaklaşık %5 oranında bakır dağılımı gösterdiğini ortaya çıkarmıştır. Sonuç olarak, mekanik öğütme ile elde edilen ve çoğunlukla pulsu morfolojiye sahip 120mc tozlarına AGK uygulanması ile elde edilen 120msc tozlarının sahip olduğu AGK tabakasının, küresel morfolojili 0mc tozlarına AGK uygulanması ile elde edilen 0msc tozlarinkine göre oldukça homojen ve gözeneksiz bir yapıya sahip olduğu anlaşılmıştır.



Şekil 65. 0msc (a) ve 120msc (b) tozların haritalama ve elementel analizi

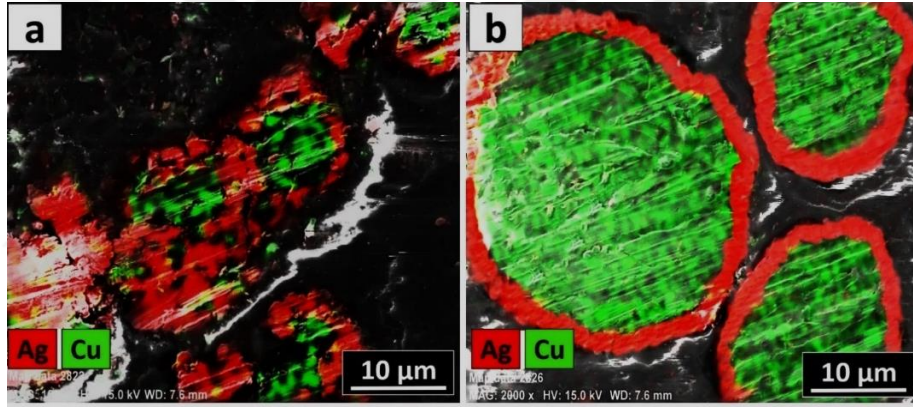
Şekil 66, AGK işlemlerinden sonra kalıplanmış, zımparalatılmış ve parlatılmış olan farklı morfolojilere sahip tozların SEM kesit görüntülerinde oluşan gümüş tabakaları göstermektedir. Şekil 66a'dan anlaşıldığı gibi, 0msc tozları etrafında yer alan AGK tabakası ile altlık olan bakır parçacıkların ara yüzeylerindeki bağlanma bölgelerinde gözeneklilik mevcuttur. Ayrıca, bakır parçacıkları etrafında yer alan gümüş tabakalarının homojen olarak bakır tozlarını sarmadığı, birikintiler oluşturduğu görülmektedir. Her ne kadar AGK tabakasının kalınlığı yaklaşık 5 μm olarak belirlense de bakır parçacıklar ile olan bağın zayıf olması, ara yüzeylerin boşluklu yapıya sahip olmasına neden olmaktadır. Bu durumun, gümüşün bakır parçacıklara sağlayacağı iletkenlik ve oksidasyonu direnci gibi özelliklere engel teşkil edecek bir olay olarak değerlendirilmektedir. Şekil 66b'de verildiği gibi, 30msc tozların kesit yüzeylerine bakıldığında ise AGK tabakasının 0msc tozlardakine daha homojen ve altlık bakır parçacıklarla daha gözeneksiz bir ara yüzeye sahip olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca, bu toz gurubunda AGK tabaka kalınlığı yaklaşık 2 μm olarak belirlenmiştir. 60msc tozların kesit görünümü Şekil 66c'de verilmiştir. 30msc tozları ile benzer bir görünüm sergileyen AGK tabakası bölgelerinin yanında bakır altlık parçacıklarının morfoloji değişiminden kaynaklanan gümüş kalıntı ve birikinti bölgeleri saptanmıştır. Görünen o ki, 0msc, 30msc ve 60msc tozları üzerine yoğun bir şekilde gümüş indirgenmesi gerçekleşmesine rağmen, elde edilen AGK tabakalarının düşük homojeniteye ve zayıf bağlanmalara sahip olduğu belirlenmiştir. 120msc tozların kesit yüzeyleri Şekil 66d'den görüldüğü gibi incelendiğinde, AGK tabakasının bütün bakır parçacıklar etrafında oldukça homojen bir şekilde bulunduğu açıktır. Ayrıca AGK tabakası ile altlık olan bakır parçacıkların ara yüzeylerine göre elde edilen bağlanmanın oldukça iyi olduğu görülmektedir. Kaplama kalitesinin bir belirteci olan kaplama ara yüzeyi ve homojenitesi göz önüne alındığında 120msc tozlar etrafında çevrelenmiş, homojen bir şekilde yer alan ve gözeneksiz, iyi bağlanmış, yaklaşık 2 μm kalınlığında bir AGK tabakası elde edilmiştir. Ayrıca, toz paracıkları arasında birikinti oluşturan veya boşta kalan herhangi bir gümüş bölgesine rastlanılmamıştır. Şekil 66e-g sırasıyla 180msc, 240msc ve 300msc tozların kesit görünümünü sunmaktadır. Başlangıçta küresel morfolojiye sahip olan bakır tozlarının 120 dk boyunca öğütülmesinden sonra öğütmenin devam etmesi ile elde edilen bu tozlara AGK uygulanması ile elde edilen bu tozların kesitlerine bakıldığında, kaplama kalınlıklarının 1 μm - 2 μm arasında değiştiği görülmüştür. Ayrıca, tespit edilen AGK tabakası kalınlığının parçacıklar üzerinde homojen olmadığı, bazı parçacıklar üzerine daha kalın bazı parçacıklar üzerine daha ince AGK tabakasının olduğu söylenebilir. Bu durumunun asıl nedeninin,

öğütme süresinin 120 dk üzerine çıkarılmasının daha önceki bölümde belirtildiği gibi altlık olan bakır tozlarında kırılmalar meydana getirerek farklı ÖYA değerlerine sahip ufalanmış ve topaklanmış parçacıkların meydana gelmesidir.



Şekil 66. AGK uygulanmış farklı morfolojiye sahip bakır tozlarının kesit görüntüleri; **0msc** (a), **30msc** (b), **60msc** (c), **120msc** (d), **180msc** (e), **240msc** (f) ve **300msc** (g)

Şekil 67’de 0msec ve 120msec parçacıkların sahip olduğu AGK tabakasının haritalama yöntemiyle renklendirilmiş elementel analizini göstermektedir. 0msec parçacıklara ait haritalanmasında Şekil 67a’daki gibi AGK tabakasının gözenekli olduğu açıkça görülmektedir. Ayrıca altlık bakır parçacıklar ile AGK tabakasının bağlanmasının kötü olduğu ve bazı bölgelerde gümüş birikintilerinin oluştuğu belirlenmiştir. Bu bağlamda, 0msec parçacıklar etrafında yer ala AGK tabakasının homojen olmadığı açıktır. Diğer taraftan, Şekil 67b’de 120msec parçacıkları çevreleyen AGK tabakasının oldukça homojen ve gözeneksiz yer aldığı görülmektedir. Boşta kalan gümüş birikintisi veya kırılmış gümüş tabakalarına rastlanmamıştır. Buradan; pulsu morfolojinin AGK işlemleri üzerindeki avantajı, ara yüzeylerdeki bağlanmanın iyi olduğu ve homojen bir AGK tabakası ile anlaşılmaktadır.

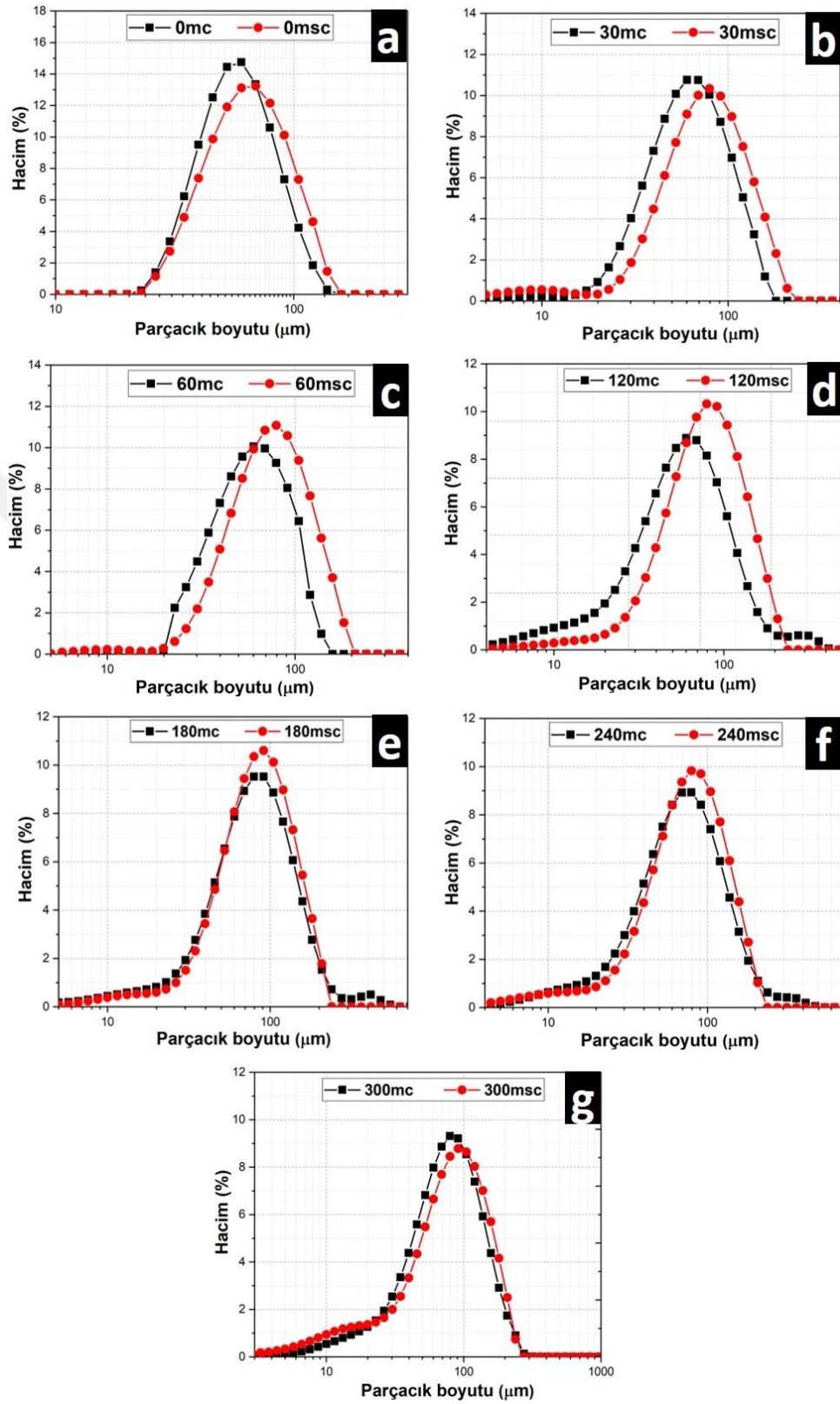


Şekil 67. 0msec (a) ve 120msec (b) parçacıkların kesit bölgesini gösteren haritalama analizi

Şekil 68, mekanik öğütme uygulandıktan hemen sonra ve mekanik öğütme sonrası AGK işlemi uygulanan bakır tozlarının parçacık boyut dağılımını gösteren karşılaştırmalı grafikleri vermektedir. Şekil 68a’da görüldüğü gibi 0mc ve 0msec tozları homojen morfolojiye ve homojen boyut dağılımına sahip olduğundan parçacık boyutu dağılımları tek ve net bir pik ile kendini göstermiştir. Ayrıca, 0msec tozlarının boyut dağılımı eğrisinden görüleceği üzere sağa doğru bir kayma meydana gelmiş ve bu durum AGK tabakası ile 0mc tozlarının boyutunda yükselme meydana getirdiğini belirtmiştir. Bu bağlamda, 0mc tozlarının ortalama boyutu daha önce yaklaşık 61 µm olarak belirlenmişken, 0msec tozlarının ortalama boyutu yaklaşık 68 µm olarak belirlenmiştir. 30 dk mekanik öğütme sonucu elde edilen 30mc tozları ile bu tozlara AGK işlemi uygulandıktan sonra elde edilen 30msec

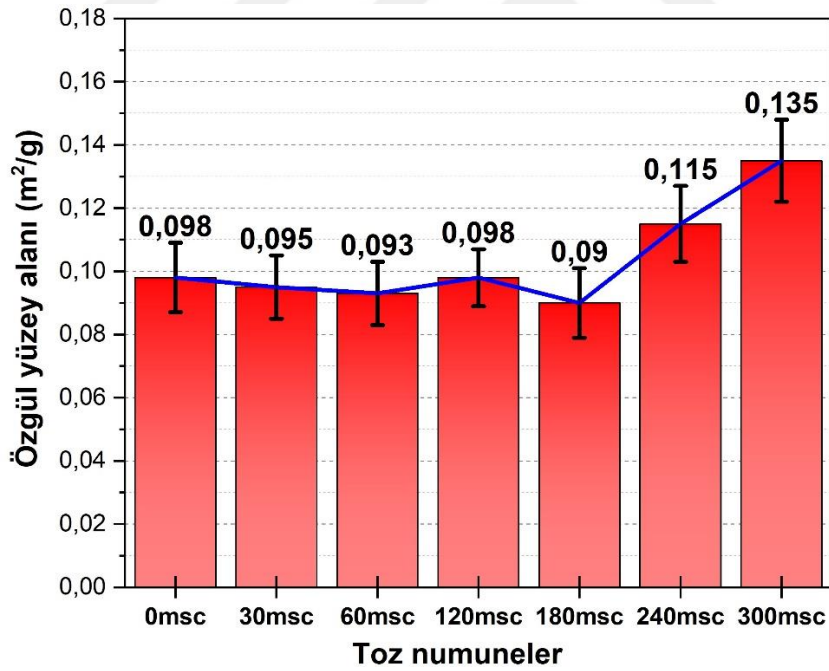
tozlarının parçacık boyut dağılımı grafiği Şekil 68b’de görülmektedir. 30mc tozları üzerinde yer alan AGK tabakasının homojenliğinin azalması ve kaplanmadan boşta kalan gümüş parçacıklarının bulunması nedeniyle 30mc tozlarınınkine göre parçacık boyut dağılımının 30msc tozları için daha düşük homojeniteye sahip olduğu söylenebilir. 30msc tozlarının ortalama parçacık boyutunun 30mc tozlarınkine göre yaklaşık 11 μm arttığı belirlenmiştir. Mekanik öğütme süresinin 30 dk’yı aşması sonucu elde edilen bakır tozlarına AGK uygulanması ile üretilen gümüş kaplı bakır tozlarının boyut dağılım grafiklerinin daha homojen hale geldiği görülmektedir. Buradan, küresel morfolojiden uzaklaşan bakır tozlarının üzerinde daha homojen gümüş tabakasının elde edildiği anlaşılmaktadır. Mekanik öğütmenin 60 dk olduğu bakır tozlarının AGK uygulanması ile elde edilen 60msc tozlarının ortalama toz boyutu yaklaşık 72 μm olarak belirlenmiştir. Bu toz grubunda Şekil 68c’de görüldüğü gibi parçacık boyut dağılımı 60mc tozlarınkine göre daha homojendir. 120msc tozların parçacık boyut dağılımı grafiği Şekil 68d’de verilmiştir. AGK uygulanmayan 120mc tozların boyut dağılım grafiğinde dalgalanmalar ile kendini gösteren homojenite düşüklüğünün, AGK uygulanarak elde edilen 120msc tozlarında görülmediği anlaşılmaktadır. Ayrıca, 120msc tozlarının ortalama parçacık boyutu 120mc tozlarınkine göre yaklaşık 18 μm artış göstermiştir. Mekanik öğütme süresinin 180, 240 dk’ya çıkarılmasıyla elde edilen 180mc ve 240mc tozlarının AGK uygulanması ile elde edilen 180msc ve 240msc tozlarının parçacık boyut dağılımı grafikleri sırasıyla Şekil 68e ve Şekil 68f’de görülmektedir. Bu grafiklerden anlaşıldığı gibi ortalama parçacık boyutu dağılımları AGK uygulaması ile dikkat çekici bir değişikliğe uğramamıştır. AGK uygulanan tozların morfolojisinde, daha önceki bölümde verildiği gibi, büyük bir değişiklik olmadığından ve AGK tabakasının kırıklar ile ve oldukça düşük oranda oluşmasından dolayı toz boyutlarında ortalama sadece 5-7 μm ’lik bir artış belirlenmiştir. 180mc ve 240mc tozlarının ÖYA değerlerinin diğer toz gruplarındakine göre daha fazla olması ancak bu fazlalığın mekanik öğütme ile çok küçük kırılmış parçacıkların oluşması AGK çözeltisi içinde tozların topaklanmasına ve AGK işlemini olumsuz etkileyerek kaplanmamış bölgelerin çoğalmasına neden olmuştur. Kaplanmış bölgelerin de çatlaklar ve kırıklar içeren alanlar olduğu belirlenmiştir. Mekanik öğütmenin 300 dk olması durumunda elde edilen 300mc tozlarının toz boyutlarında azalma olduğundan daha önce bahsedilmiştir. Toz boyutundaki azalma AGK işlemlerinde zorluklara yol açarak bu tozların AGK uygulanmasından sonra elde edilen 300msc tozlarının parçacık boyut dağılımlarında dikkat çekici bir yükselişin olmamasına neden olmuştur (Şekil 68g). Bu tozlar üzerine elde edilen AGK tabakasının

gözenekler içermesi ve yüzeylerde tutunamaması, gümüş iyonlarının kaplanmadan boşta kalmasına yol açarak, 300msec tozların ortalama boyut dağılımlarının sadece 4 μm 'lik bir artış göstermesine sebep olmuştur. Bu bağlamda, bakır tozlarının yarı puls morfolojiye sahip olmasının ve diğer morfolojilere sahip bakır tozlarına göre daha büyük toz boyutlarına sahip olmasının AGK tabakasının kalitesine doğrudan etki ettiği ve toz bütünlüğü içinde bulunan çok küçük kırılmış parçacıkların, topaklanma durumundan dolayı AGK işlemine olumsuz etki ettiği anlaşılmıştır [161, 163]. Diğer yandan, ÖYA değerlerinin arttıkça AGK çözeltisinden elde edilen ve indirgenen gümüş iyonu oranının parçacıkların topaklanmasından dolayı azalması, bakır tozları üzerine kaplanmaya bölgelerin oluşmasına neden olmaktadır. Genel olarak, daha küçük boyutlu bakır tozlarının daha fazla ÖYA değerleri sunmasının, daha büyük alanların kaplanmasına imkan vereceği düşünülse de toz morfolojisinin parçacık ÖYA değerleri için doğrudan etkileyici faktör olduğu bilinmektedir [164].



Şekil 68. AGK uygulanmayan ve uygulanan bakır tozlarının parçacık boyut dağılımları; 0mc-0msc (a), 30mc-30msc (b), 60mc-60msc (c), 120mc-120msc (d), 180mc-180msc (e), 240mc-240msc (f) ve 300mc-300msc (g)

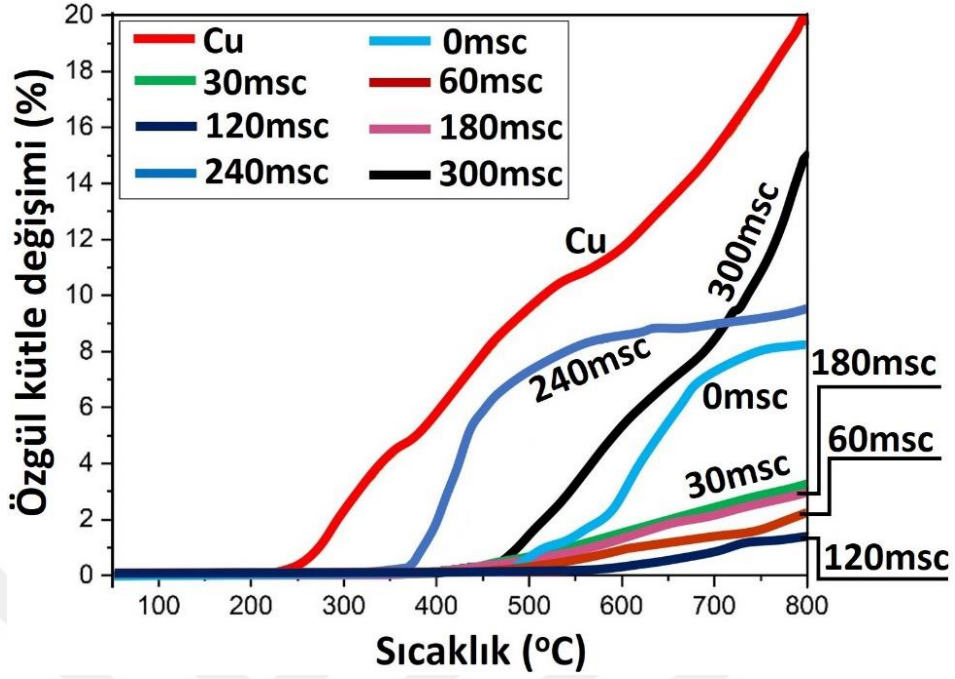
Farklı sürelerde mekanik öğütme uygulanarak AGK uygulanan bakır tozlarının ÖYA değerleri Şekil 69’da verilmiştir. Bakır tozlarında farklı sürelerde mekanik öğütme işleminin uygulanması ile belirlenen ÖYA artış durumu, bu tozların AGK uygulanmasından sonra gözlenmemiştir. Diğer bir deyişle, mekanik öğütme işlemi bakır tozları üzerine ÖYA değerlerinde artış sağlarken, mekanik öğütme uygulanmış bakır tozlarının AGK işlemine tabi tutulması, bu tozların ÖYA değerlerinin ya çok değişmemesine ya da azalmasına neden olmuştur. AGK işlemi ile bakır tozları üzerine indirgenen gümüş iyonları bakır tozlarının morfolojisine uyarak tozlar üzerindeki boşluk ve/veya pürüzlere yerleşirler. Bu yüzden, AGK işlemi öncesi ve sonrasında belirlenen ÖYA değerlerinde dikkat çekici bir değişimin yaşanmaması gümüş iyonlarının üzerine indirgendikleri bakır tozlarının morfolojisine uyduğunu göstermektedir. ÖYA değerlerinde AGK işleminden sonra azalma görülen tozlarda ise, gümüş iyonlarının pürüzleri doldurarak bakır tozları üzerinde kendine özgü morfolojide bir sarmal tabaka oluşturduğu anlaşılabılır.



Şekil 69. Farklı sürelerde mekanik öğütme ve ardından AGK uygulanan bakır tozlarının ÖYA değişimi

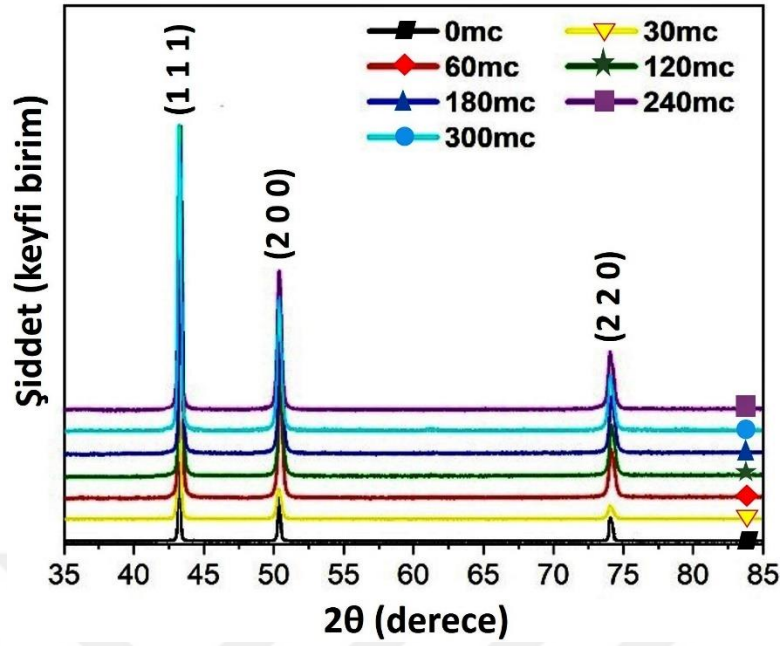
Şekil 70, AGK uygulanmamış bakır tozlarının ve farklı sürelerde mekanik öğütme uygulandıktan sonra elde edilen farklı morfolojiye sahip ve AGK uygulanmış bakır tozlarının sıcaklığa bağlı olarak gösterdiği özgül kütle değişimi eğrilerini vermektedir.

Gerçek uygulama koşulları dikkate alınarak hava ortamında yapılan bu testler sonucunda başlangıç küresel morfolojiye sahip bakır tozlarının (Cu) 250 °C'den bile önce oksitlenmeye başlayarak kütlesinde artış gösterdiği belirlenmiştir. Sıcaklığın 800 °C'ye ulaşması ile %20 oranında ağırlık artışının meydana geldiği görülmüştür. Diğer yandan, aynı sıcaklık ve ortamda bütün AGK uygulanmış bakır tozlarının içerdiği gümüş tabakasının bakır tozlarını oksitlenmeden koruduğu ve bu tozlarda görülen özgül kütle artışının bakır tozlarından daha düşük seviyelerde kaldığı belirlenmiştir. 240msc ve 300msc tozların oksidasyonu testleri sonucunda kaydedilen özgül kütle artışı değerleri sırasıyla %9 ve %15 olarak belirlenmiştir. Bu tozlarda AGK tabakasının homojen olmaması ve bakır tozları üzerine kaplanmayan bölgelerin bulunması oksidasyonu dirençlerini düşüren etki olarak söylenebilir. Bu tozlarda oksitlenmeye başlama sıcaklığı AGK tabakası sayesinde yine de bakırinkinden daha yüksek sıcaklıklarda (sırasıyla yaklaşık 350 °C ve 450 °C) olduğu görülmüştür. 0msc tozlarda AGK tabakasının nispeten daha kalın olmasına rağmen gözenekli/kırık yapıya sahip olması bu tozların hava ile temasına neden olarak oksitlenme direncini düşürmüştür. Buna göre, 0msc tozlarının oksitlenmeye başlama sıcaklığı olarak yaklaşık 500 °C olarak belirlenirken 800 °C'ye ulaşıldığında özgül kütle artışı değeri yaklaşık %8 olarak belirlenmiştir. 30msc, 60msc ve 180msc tozlarının oksitlenme davranışı birbirleriyle benzerlik gösterirken, oksitlenmeye başlama sıcaklıkları yaklaşık 400 °C olarak belirlenmiştir. Bu tozlara ait özgül kütle artışı test sonunda yaklaşık %3 olarak kaydedilmiştir. Oksitlenme direnci en iyi olan tozların 120msc tozların olduğu ve oksitlenme başlangıç sıcaklığının da yaklaşık 550 °C olduğu açıkça görülmüştür. 120msc tozlarda 800 °C sonunda belirlenen özgül kütle artışı yalnızca %1,5 olarak belirlenmiştir. Bu noktada, AGK tabakasının kalınlığından ziyade bakır tozları ile ara yüzey boşlukları meydana gelmeden bağlanması ve kaplanmayan bölgenin kalmamasının hava ve yükselen sıcaklık teması ile oksitlenmenin engellenmesini sağlayacağı not edilmelidir. Bu bağlamda, TGA sonuçlarından elde edilen verilere göre, 120msc tozlarının oksidasyonu dirençlerinin AGK uygulanmamış bakır tozlarına göre yaklaşık 10 kat daha iyi olduğu belirlenmiştir. Literatürde, kaplama uygulanmayan bakır tozlarının 300 °C'de, AGK uygulanmış bakır tozlarının ise yaklaşık 500 °C'de hava ortamında oksitlenmeye başladığı bildirilmiştir [165]. Ek olarak, AGK uygulanmadan önce bakır tozlarının sahip olduğu morfolojinin AGK uygulaması sonrası elde edilen gümüş tabakanın kalitesini direkt olarak etkilediği, dolayısıyla oksidasyonu dirençlerinin de doğrudan etkilendiği belirtilmiştir [166].



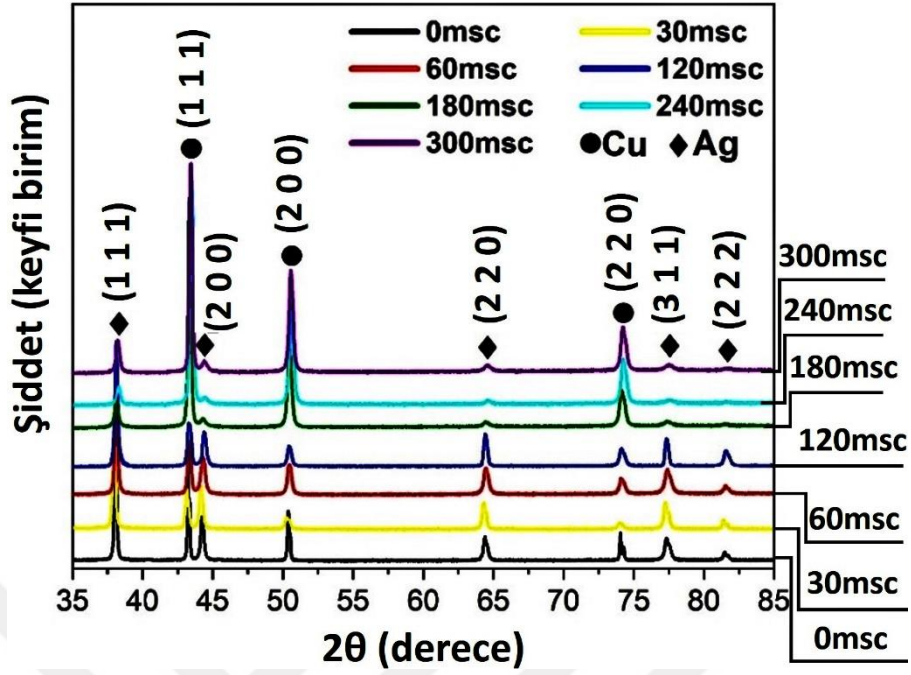
Şekil 70. Tozların sıcaklığa bağlı olarak elde edilen özgül kütle değişimleri

Mekanik öğütme uygulanmayan ve uygulanan bakır tozlarının XRD desenleri Şekil 71'de verilmiştir. Bakır parçacıkların yüzey merkez kübik (YMK) yapısına istinaden (111), (200) ve (220) örgü düzlemlerine ait pikleri açıkça görülmektedir. Verilen piklerden anlaşıldığı gibi, bakır tozlarının 30 dk öğütülmesinden sonra sahip oldukları piklerin genişlemeye başladığı ve öğütme sonucu şekil değiştirme etkisi ile pik genişlemesinin devam ettiği görülmektedir. Bakır tozlarında gözlenen bu durum literatürde açıklanmıştır [167]. En keskin ve yüksek pikin 300msc tozlarına ait olduğu belirlenmiştir. Başka bir deyişle, kırınım piklerinin genişlemesi, bakır parçacıklarının işlenerek sertleştiğini ve öğütme işlemi sırasında meydana gelen mikro gerilmelerin geri kazanıldığını göstermektedir [168]. Öğütme etkisi ile oldukça incelmış hale gelen bakır parçacıklarının ve toz bütünlüğü içerisinde kırılma mekanizmasının etkisiyle fazla miktarda mikron-altı parçacıkların oluşumu bu kırınım piklerinde keskinlik oluşturan diğer bir etken olarak söylenebilir.



Şekil 71. AGK işlemlerinde kullanılan farklı sürelerde öğütülmüş bakır tozlarının XRD desenleri

Çalışmada, mekanik öğütme sonucu farklı morfolojilere sahip olan bakır tozlarının AGK uygulanması ile elde edilen tozların XRD desenleri Şekil 72’de verilmiştir. Gümüş metaline ait piklerin varlığı bakır toz parçacıkları üzerinde yer alan AGK tabakasına işaret etmektedir. Bakır pik şiddetlerinin azaldığı ve farklı morfolojilere sahip gümüş kaplı bakır tozlarının piklerinin farklı genişlik ve şiddetlerde olduğu açıkça görülmektedir. Bu bağlamda, en yüksek gümüş piki şiddetine sahip olan gümüş kaplı bakır tozların, 120msc tozlar olduğu belirlenmiştir. Bu durumun 120 dk boyunca öğütülen ve pulsu morfolojiye sahip olan bakır tozlarının kırılmış parçacık içermemesi ve homojen boyut dağılımına sahip olması ile indirgenen gümüş iyonlarının homojen bir AGK oluşturması nedeniyle gerçekleştiği söylenebilir [169].

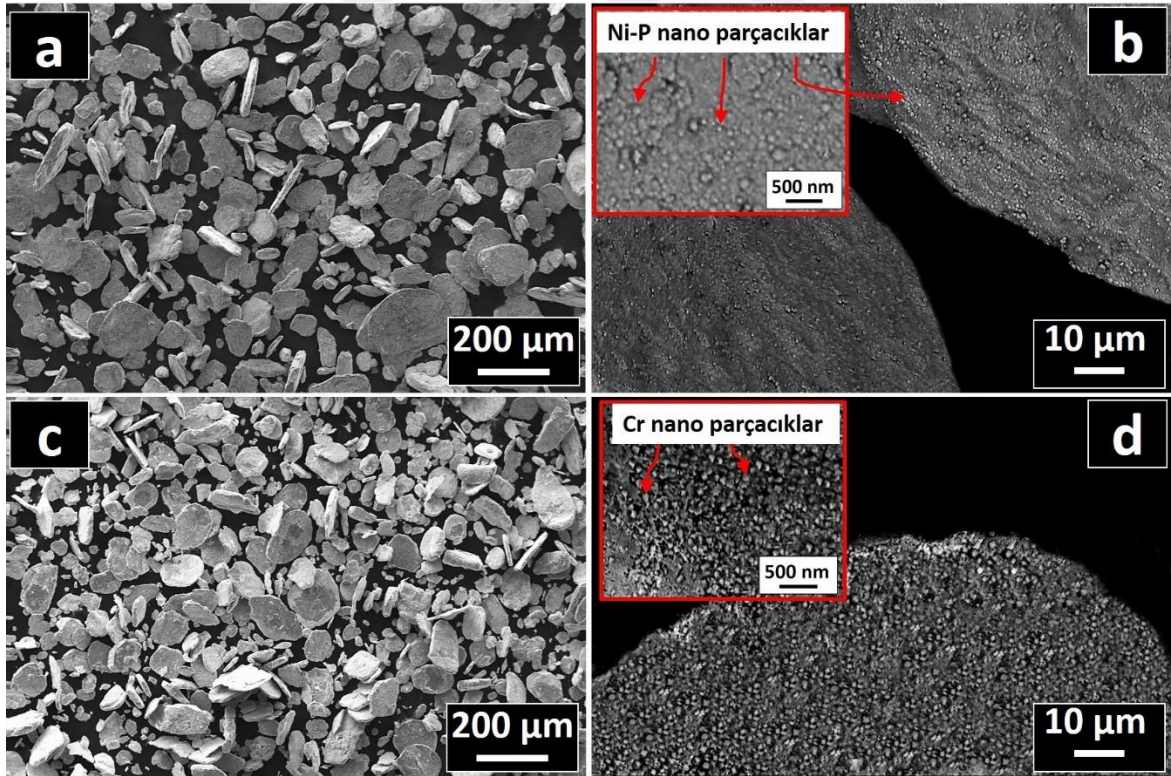


Şekil 72. Çalışmada üretilen AGK uygulanmış gümüş kaplı bakır tozlarının XRD desenleri

Yapılan detaylı incelemeler sonucunda, bahsedildiği gibi 120 dk mekanik öğütme uygulanan başlangıç küresel morfolojili bakır tozlarının yarı pulsu morfolojiye dönüştüğü ve bu morfolojinin akımsız kaplama işlemleri için en uygun morfoloji olduğu belirlenmiştir. Bu bağlamda 120mc tozlar üzerinde yer alan AGK tabaka homojenliği temelinde, farklı sürelerde öğütüldükten sonra AGK uygulanan tozların içerisinde 120msc tozların en üstün özelliklere sahip olduğu detaylı analizler sonucu belirlenmiştir. Varılan bu kanı sonucunda, çalışma boyunca elektrik kontak malzemelerinin üretiminde kullanılacak olan 3 katmanlı nikel ve krom içeren tozların eldesinde sadece 120msc tozlar kullanılmıştır. Bu toz grubu deneysel çalışmalar kısmında daha önce belirtildiği gibi bundan sonraki bölümlerde en iyi özelliklere sahip ve sürekli kullanılacak olan toz grubu olduğundan Cu_p-Ag olarak kodlanmıştır.

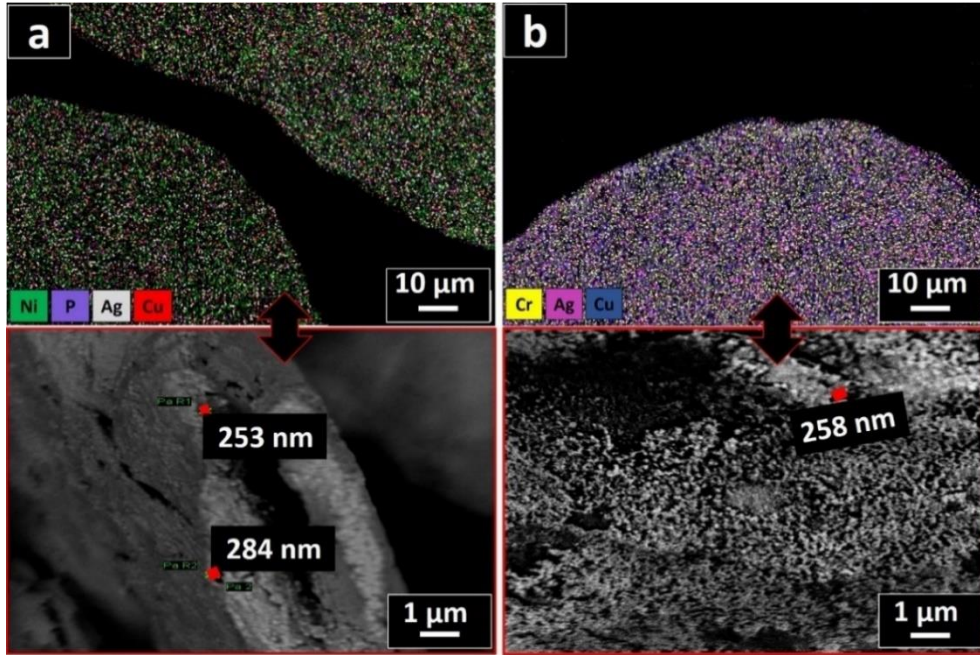
Şekil 73, 120msc tozlar üzerine uygulanan ANK ve AKK işlemleri sonucu elde edilen 3 katmanlı, sırasıyla, $Cu_p-Ag-Ni$ ve $Cu_p-Ag-Cr$ tozların morfolojilerini gösteren SEM görüntülerini vermektedir. $Cu_p-Ag-Ni$ tozların üretiminde altlık olarak kullanılan 2 katmanlı Cu_p-Ag tozlarının yarı-pulsu morfolojisi ANK işlemleri için düz ve pürüzsüz bir altlık özelliği taşıdığından, bu 3 katmanlı tozlar üzerinde homojen bir şekilde Ni-P tabakası oluşturulmuştur. Ayrıca, ANK işlemlerinde altlık olarak kullanılan Cu_p-Ag tozlar arasında

kaplanmadan boşta kalan Ni-P parçacıklarına rastlanmamıştır (şekil 73a). Elde edilen benzer sonuçlar literatürde belirtilmiştir [72, 170]. Çalışmada ANK işlemi ile üretilen Cu_p-Ag-Ni tozlar üzerinde indirgenmiş Ni-P yarı-küresel nano parçacıkların varlığı açıkça görölmekle birlikte (şekil 73b) elde edilen Ni-P kaplama tabakasının kalınlığı yaklaşık 270 nm (şekil 74a) olarak belirlenmiştir. Diğer yandan, nano parçacıklar olarak indirgenen Ni-P parçacıkların yaklaşık boyutları ortalama 50-100 nm arasında değişmektedir. Benzer olarak, AKK işlemi ile üretilen 3 katmanlı Cu_p-Ag-Cr tozlar üzerindeki krom kaplamanın AKK kaplama kadar homojen olmadığı belirlenmiştir (şekil 73c). Kaplanmayan bazı bölgelerin varlığı belirlenirken, üçüncü katman olarak oluşan AKK tabakasının nano krom parçacıklardan oluştuğu açıkça görölmektedir (şekil 73d). Tetragonal prizma şeklindeki morfolojiye sahip olan nano krom parçacıkların ortalama boyutu 50-100 nm arasında değişirken Cu_p-Ag tozlar üzerinde oluşan AKK tabakasının kalınlığı yaklaşık 260 nm (şekil 74b) olarak belirlenmiştir. Krom nano parçacıkların sahip olduğu bu morfoloji literatürdeki bir çalışmada da elde edilmiştir [171].



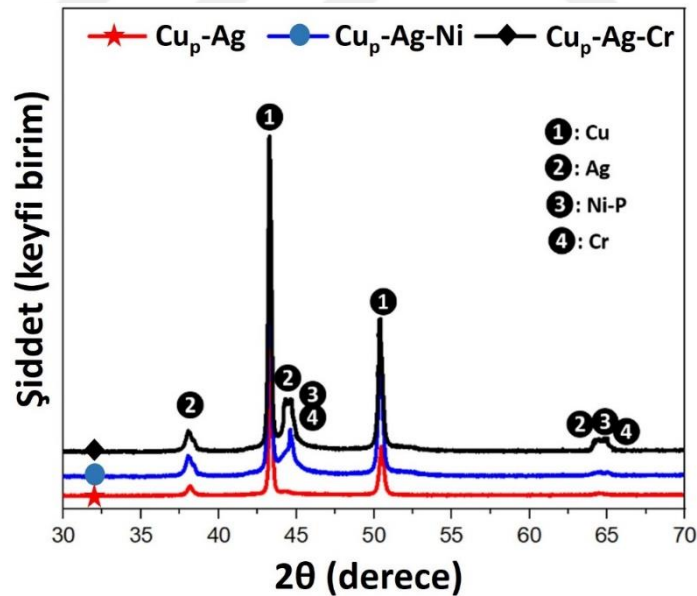
şekil 73. Cu_p-Ag-Ni (a-b) ve Cu_p-Ag-Cr (c-d) tozlarının SEM görüntüsü

Şekil 74’te ANK ve AKK işlemleri ile üretilen 3 katmanlı, sırasıyla $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ (Şekil 74a) ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ (Şekil 74b) tozlarının elementel haritalama analizi sonuçları verilmiştir. ANK işlemi sonucu elde edilen tabakanın P içerdiği görülmektedir. Bu elementin, ANK işlemlerinde indirgeyici ajan olarak kullanılan sodyum hipofosfitten geldiği bilinmektedir. ANK işlemlerinde nikel kaynağı olarak kullanılan nikel sülfat ile indirgeyici olarak kullanılan sodyum hipofosfitin kimyasal reaksiyonu sonucu hidrojen gazının uzaklaşması ve su oluşumu sonrası kaplama tabakası Ni-P alaşımı olarak elde edilmiştir. Bu durum literatürde sıklıkla bahsedilen bir konu olmakla birlikte Ni-P tabakasının yüksek sertliğinden ve ANK işlemi ile hızlıca elde edilebilmesinden dolayı avantajlı olduğu belirtilmektedir [172]. Şekil 74a’da görüldüğü gibi yeşil ve mor nokta dağılımlarına ait Ni ve P elementlerinin dağılımı oldukça homojen olmakla birlikte bazı bölgelerde Ag ve Cu elementlerinin ortaya çıkması nano boşlukların yüzeyde oluştuğunu göstermektedir. Diğer yandan $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ tozların elementel haritalama analizinin gösterildiği Şekil 74b’de krom dağılımı $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ’ndeki kadar homojen olmadığı, bazı bölgelerde yoğun Ag ve Cu elementlerinin varlığı tespit edilmiştir. Yapılan analizler sonucu 3 katmanlı tozların yapısında ağırlıkça %10-12 arasında Ag, %5-6 arasında Ni-P ve %3-4 arasında Cr bulunduğu belirlenmiştir.



Şekil 74. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ (a-b) ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ (c-d) tozlarının haritalama analizi ve kaplama kalınlıkları

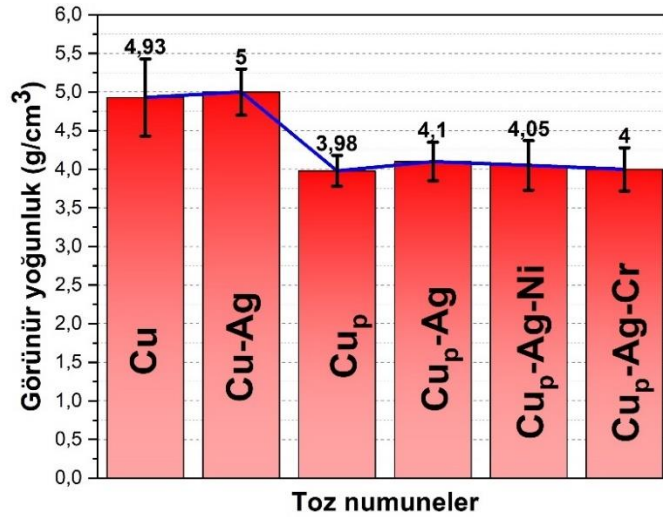
Şekil 75, çalışmada üretilen iki ve üç katmanlı tozların XRD kırınım desenlerini göstermektedir. $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ tozların kırınım çizgileri daha önceki bölümde verilse de bu bölümde karşılaştırma amaçlı sunulmuştur. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ tozların kırınım çizgisine bakıldığında Cu, Ag ve Ni-P yapılarına ait piklerin varlığı dikkat çekmektedir. Bu noktada, ANK işlemleri sırasında Ni kaynağı olarak kullanılan NiSO_4 ve indirgeyici ajan olarak kullanılan NaH_2PO_2 'in meydana getirdiği tepkime sonucu oluşan Ni-P bileşiğinin oluştuğu belirlenmiştir. Özellikle aşınma performansının ön planda tutulduğu malzemelerde, Ni-P kaplamalar, amorf yapıları sayesinde ortaya koydukları sertlikleri ile sıklıkla tercih edilmekle birlikte amorf yapısından dolayı genişleme eğiliminde olan pik görünümü mevcuttur [173]. Bu çalışmada elde edilen üç katmanlı $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ metalik tozların yapısındaki Ag ve Ni-P yapılarına ait pikler birleşme eğilimi ile kendini göstermiştir. Diğer yandan, üç katmanlı $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ metalik tozların yapısındaki dış katmana ait Cr pikleri yaklaşık 44° ve 64° 'lik açılarda belirlenirken, bu piklerin JCPDS-06-0694 numaralı Cr kartına göre uygun açılarda olduğu belirlenmiştir. Cr'a ait pikler, herhangi bir oksit yapısına rastlanmadığını ve Ag pikleri ile üst üste binmiş halde meydana geldiğini göstermiştir [174].



Şekil 75. $\text{Cu}_p\text{-Ag}$, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ tozlarının XRD kırınım desenlerinin karşılaştırılması

Çalışmada üretilen Cu, Cu-Ag, Cu_p , $\text{Cu}_p\text{-Ag}$, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ tozlarının görünür yoğunluk değerleri Hall akış yöntemi ile hesaplanmış ve elde edilen değerler Şekil

76’da verilmiştir. Görüldüğü gibi, kaplama içermeyen ve kaplama uygulanmış bütün tozları içinde en yüksek görünür yoğunluk değerine sahip tozlar küresel morfolojili tozlar olmuştur. Buna bağlı olarak Cu tozlarının görünür yoğunluk değerleri yaklaşık $4,93 \text{ g/cm}^3$ değerine sahipken, Cu-Ag tozlarının, gümüş metalinin bakıra göre daha yüksek yoğunluğa sahip olmasından dolayı bir miktar artarak yaklaşık 5 g/cm^3 olarak belirlenmiştir. Cu tozlarının mekanik öğütme işlemi sonucu yapı pulsı morfolojili Cu_p tozlarına dönüşmesi bu tozların görünür yoğunluk değerlerini azaltarak yaklaşık $3,98 \text{ g/cm}^3$ olarak belirlenmesine yol açmıştır. Bu tozlara AGK uygulanarak elde edilen iki katmanlı Cu_p -Ag tozların görünür yoğunluk değerleri ise yaklaşık $4,1 \text{ g/cm}^3$ olmuştur. Bu tozlara, üçüncü katman olarak ANK ve AKK uygulanarak üretilen tozların görünür yoğunlukları ise sırasıyla yaklaşık $4,05 \text{ g/cm}^3$ ve 4 g/cm^3 olarak ölçülmüştür. Yarı puls tozların bu çalışmada kullanılması ile, her ne kadar küresel morfolojili tozlara göre daha düşük görünür yoğunluk sergilenmiş olsa da anizotropik bir yapı elde edilecek olması, bu tozlardan üretilen bütünleşik malzemelerin daha iyi mekanik özellikler gösterebileceğine işaret etmektedir. Küresel tozlardan elde edilen bütünleşik malzemelerin ise tipik bir izotropik yapı sergileyeceği bilinmektedir. Ayrıca, tozların pulsı hale dönüşmeye başlaması ile bu tozlardan üretilen bütünleşik malzemelerin temas alanı artırılmış olacak ve elektriksel, termal uygulamalarda etkinlik göstermesi sağlanmış olacaktır. Benzer durumlar, literatürde belirtilmiştir [175, 176].



Şekil 76. Çalışmada üretilen iki ve üç katmanlı tozların görünür yoğunluk değerleri

Diğer taraftan, Cu_p-Ag, Cu_p-Ag-Ni ve Cu_p-Ag-Cr tozlarının bileşiminde bulunan Ag, Ni ve Cr miktarları, tozların akımsız kaplama işlemlerine tabi tutulmasından önce ve sonra tartılarak belirlenmiştir. Buna göre, Tablo 7’de Cu_p-Ag tozlarının içerdiği Ag miktarı, Cu_p-Ag-Ni tozlarının içerdiği Ni-P miktarı ve Cu_p-Ag-Cr tozlarının içerdiği Cr miktarları verilmiştir.

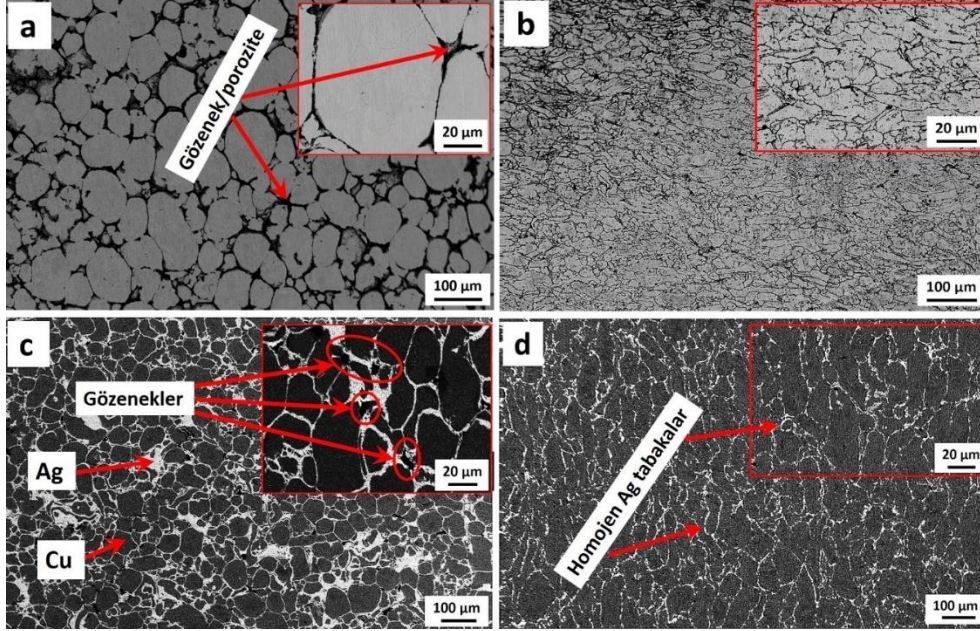
Tablo 7. Akımsız kaplama yöntemi ile elde edilen katmanlı tozların ağırlıkça bileşimleri

Katmanlı tozlar	Cu _p (%ağ.)	Ag (%ağ.)	Ni-P (%ağ.)	Cr (%ağ.)
Cu_p-Ag	87±1,15	13±1,08	0	0
Cu_p-Ag-Ni	81,24±1,12	13±1,08	5,74±0,98	0
Cu_p-Ag-Cr	83,62±1,17	13±1,08	0	3,38±0,76

3.2. Mikroyapı Karakterizasyonu

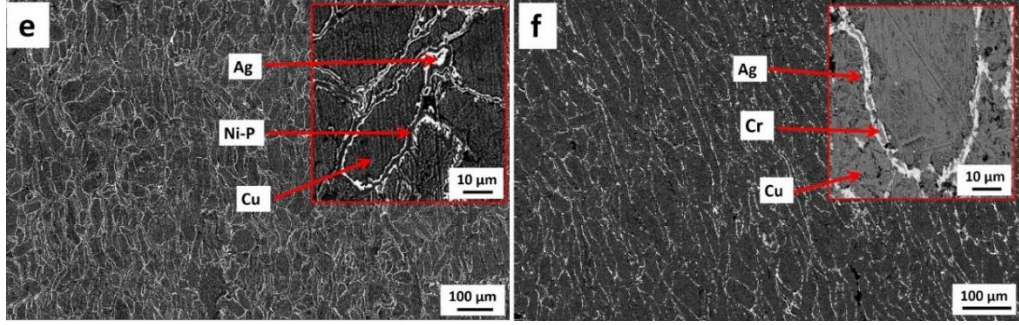
Şekil 77’de Cu', Cu_p', Cu-Ag' ve Cu_p-Ag' malzemelerinin iç yapı SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 77a’da görüldüğü gibi küresel Cu tozlarından üretilen Cu' malzemelerin iç yapısında taneler arasında gözenek oluşumu meydana gelmiştir. Bu malzemelerin üretiminde kullanılan küresel morfolojili tozlar sıcak presleme sonrası şeklini korumuş ve iç yapıda küresel taneler olarak kendini göstermiştir. Cu_p tozlardan üretilen Cu_p' malzemelerin iç yapısında ise gözenek oluşumu ortadan kalkmış ve daha yoğun bir yapı eldesi sağlanmıştır (Şekil 77b). Bu malzemelerde, tanelerin uzamış ve incelmış olduğu açıkça görülmektedir. Cu_p tozları için yoğunlaştırmadan önce tüm tozlar pulsu olmayıp yarı pulsu yapı sağlandığından, pulsu olmayan toz parçacıklarının tamamlayıcı ve destekleyici etkisinden dolayı mikro yapı boşluğu oluşumu oldukça minimize edilmiştir. Ayrıca pulsu Cu parçacıklarının tercih edilen oryantasyonu sayesinde, yüzey sıkıştırma yönüne dik düzenleme eğilimlerinin daha yoğun bir yapı sağladığı bilinmektedir [174]. Şekil 77c, Cu-Ag' malzemelerinin mikro yapısını göstermektedir. Bakır tozlarının AGK işlemi ile kaplanarak, bu katmanlı tozlardan üretilen malzemelerin tane sınırlarında gümüş bölgelerinin varlığı görülmektedir. Ancak, küresel tozlar üzerinde biriken gümüş parçacıkları ve gümüş kümeleri içerisindeki serbest gümüş partiküllerinin bazı bölgelerde daha fazla gümüşlü alan oluşturduğu, bazı bölgelerde ise bakır taneleri arasında daha az gümüşlü bölge oluşturduğu görülmektedir. Ayrıca bazı bakır parçacıklar birbiriyle temas ederek küresel bakır tozlarında gümüş kaplama içermeyen alanlar oluştuğu tespit edilmiştir.

Öte yandan, Cu' malzemelerin mikro yapısında görülen gözeneklilikler, Cu-Ag' malzemelerin mikro yapısındaki gümüş tabaka ile nispeten doldurulmuş olduğu açıkça görülmüştür. Şekil 77d, Cu_p-Ag tozlarının içerdiği homojen gümüş tabakası sayesinde, bu tozlardan üretilen Cu_p-Ag' malzemelerinin tane sınırlarında yer alan gümüşün homojen kalınlık ve miktarda olduğu anlaşılmıştır. İki katmanlı Cu_p-Ag tozları üzerine ANK uygulanarak elde edilmiş üç katmanlı Cu_p-Ag-Ni tozlardan üretilen Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin ve AKK uygulanarak elde edilmiş Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin iç yapı görüntüleri sırasıyla Şekil 77e ve Şekil 77f'de verilmiştir. Şekil 77e'de görüldüğü gibi akımsız Ni-P tabakası taneleri çevreleyen en dış tabakada yer almaktadır. Yapı pulsu bakır tanelerinin gözeneksiz bir yapı oluşturması sayesinde, ana bakır taneleri üzerinde AGK tabakası ve AGK tabakası üzerine ANK tabakasının varlığı net bir şekilde görülmektedir. Her tanenin gözeneksiz akımsız kaplama tabakaları ile çevrili olması elde edilen malzemelerin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerinde pozitif etki ettiği söylenebilir [177]. Akımsız AKK tabakasının üçüncü katman olarak yer aldığı Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin iç yapısı ise Şekil 77f'de görülmektedir. Benzer bir duruma bu malzemelerde rastlanılmıştır. Görüldüğü gibi bakır taneleri etrafında yer alan gümüş tabakası üzerinde AKK tabakası yer almakla birlikte tane sınırlarında gözenek oluşumuna rastlanmamıştır.

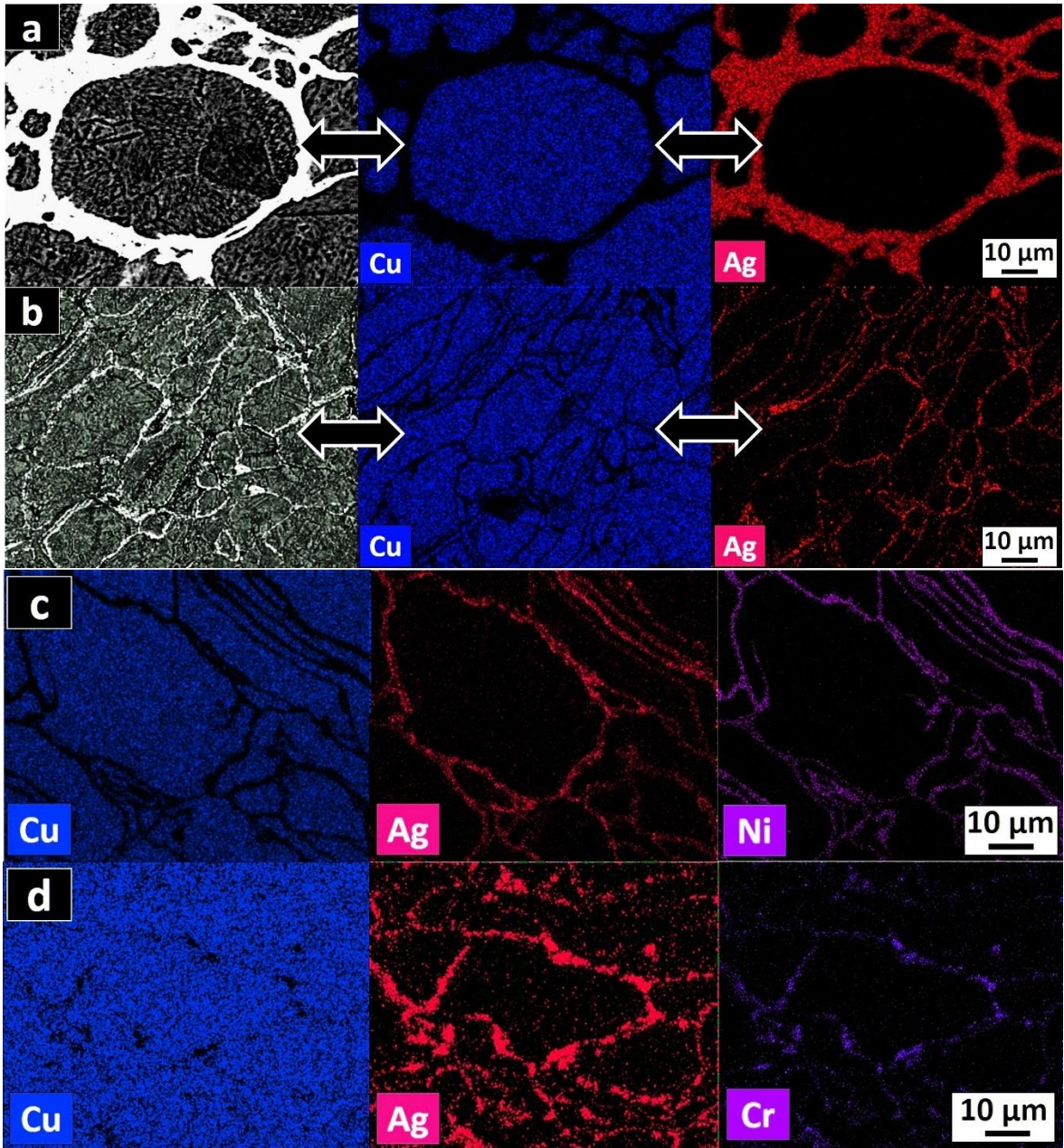


Şekil 77. Sıcak presleme ile üretilen malzemelerin iç yapı SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p', (c) Cu-Ag', (d) Cu_p-Ag', (e) Cu_p-Ag-Ni' ve (f) Cu_p-Ag-Cr'

Şekil 77'nin devamı



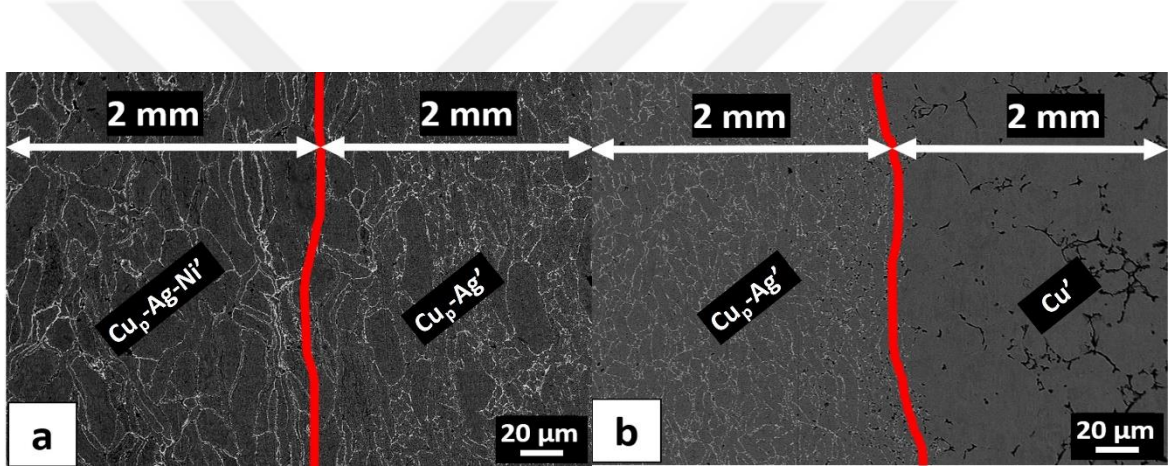
Şekil 78, Cu-Ag' ve Cu_p-Ag' malzemelerinin iç yapısında bakır ve gümüş bölgelerinin net bir şekilde görülebilmesi için yapılan elementel haritalama analizini göstermektedir. Daha önce bahsedildiği gibi, Cu-Ag' malzemelerinin tane sınırlarında yer alan gümüş tabakasının homojen olmadığı, bazı noktalarda yoğunlaştığı, bazı noktalarda ise azaldığı Şekil 78a'da kırmızı renkte gösterilen alanlardan anlaşılmaktadır. Şekil 78b'de ise Cu_p-Ag' malzemelerinin iç yapısında bulunan elementlerin haritalama analizi verilmiştir. Mavi bölgelerin bakır, kırmızı bölgelerin ise gümüşü gösterdiği bu resimde, gümüş tabakasının tane sınırlarında ince bir şerit halinde yer aldığı ve homojen bir şekilde bütün taneleri sardığı görülmektedir. Sağlanan bu homojenite, malzemenin hem elektriksel iletkenliği özelinde iletkenlik köprüsü oluşturacak hem de malzemenin daha homojen bir yapıya sahip olması nedeniyle nispeten yüksek yoğunluk ve dayanıklılığa sebep olmasını sağlayacaktır. Ayrıca, malzemenin oksidasyonu direnci, bütün bakır tanelerini homojen olarak saran gümüş tabakası sayesinde iyileştirilmiş olacaktır. Sağlanan homojenite ve gözeneksiz yapı nedeniyle çalışmada üretilen bütün üç katmanlı tozlar için altlık olarak iki katmanlı Cu_p-Ag tozları kullanılmıştır. Buna göre, Şekil 78c Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin iç yapısı üzerinde yapılan elementel haritalama analizini gösterirken, Şekil 78d Cu_p-Ag-Cr' malzemelerinkini göstermektedir. Bu malzemelerin mikro yapısında ANK ve AKK tabakalarının varlığını kanıtlar nitelikte verilen bu görüntülerden, ANK ve AKK tabakalarının üçüncü katman olarak AGK tabakası üzerinde şerit halinde çevrelendiği açıkça anlaşılmaktadır. Elde edilen AKK tabakasının ANK tabakası kadar homojen olmamakla birlikte bazı bölgelerde kaplamasız noktaların varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 78. AGK uygulanmış küresel ve yapı pulsu bakır tozlarından üretilen malzemelerin elementel haritalama analizi; (a) Cu-Ag', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni' ve (d) Cu_p-Ag-Cr'

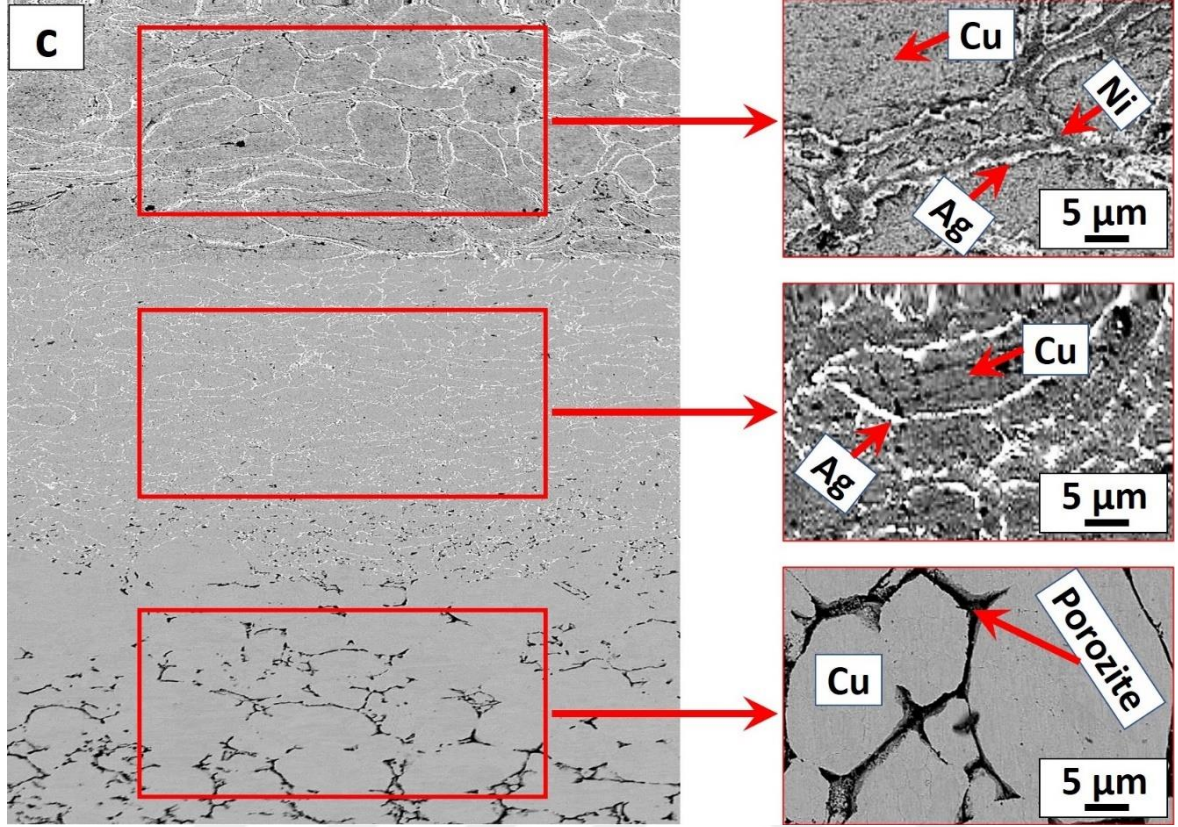
Şekil 79'da FDEKM₁ malzemelerin farklı üç katmandan oluştuğu ve her bir katmanda farklı içeriklere sahip malzemelerin kullanıldığı görülmektedir. Bu bağlamda, Şekil 79a'da verildiği gibi FDEKM₁ malzemelerin üst katmanlarında Cu_p-Ag-Ni' malzemeler, orta katmanlarında ise Cu_p-Ag' malzemeler kullanılmıştır. Geçiş ara yüzlerinde herhangi bir birleşmeme veya gözenek birikmesi problemine rastlanmamıştır.

Benzer şekilde, orta katman ile alt katman ara yüzeyi ise Şekil 79b’de verilmiştir. Buradaki ara yüzeyde de katmanların üst üste bindiği bölgelerde katmanların birbirine karışması veya topaklanması gibi problemlerin oluşmadığı görülmektedir. Katmanlar birbiri üzerinde oldukça homojen bir çizgide bir araya gelmiş ve birleşmiştir. Bu sayede, alt, orta ve üst katmanların her birinin sahip olduğu farklı özelliklerin FDEKM yapısında sağlanması amacına olumlu yönde etki edecektir [178]. Şekil 79c ise FDEKM₁ yapısındaki tüm katmanların üst üste binmiş halde mikro yapılarını göstermektedir. Alt tabakada yer alan Cu tozlarının meydana getirdiği Cu’ yapısı, orta katmanda Cu_p-Ag tozlarının oluşturduğu Cu_p-Ag’ yapısı ve üst katmanda üç katmanlı Cu_p-Ag-Ni tozlarının ortaya çıkardığı Cu_p-Ag-Ni’ mikro yapısı görülmektedir.

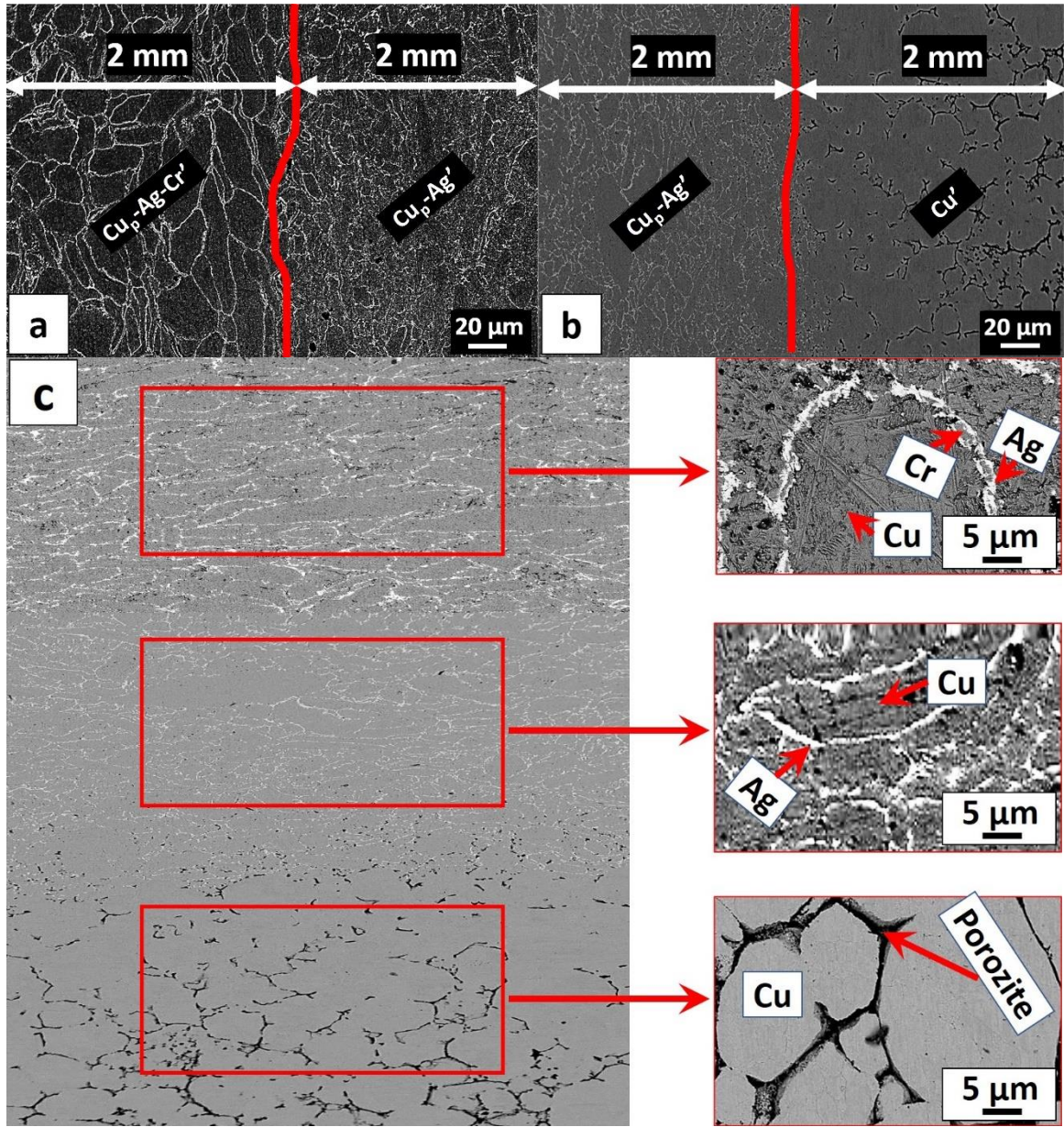


Şekil 79. FDEKM₁ malzemelerin katmanlarına ait mikro yapılar; (a) üst ve orta tabaka ara yüzeyi, (b) orta ve alt tabaka ara yüzeyi ve (c) tüm katmanlar

Şekil 79'un devamı



Şekil 80, çalışmada üretilen diğer bir FDM yapısında olan FDEKM₂'nin her bir katmanına ait mikro yapıları göstermektedir. Şekil 80a'da verildiği gibi üst katman Cu_p-Ag-Cr tozlarından elde edilen Cu_p-Ag-Cr' malzemeden elde edilirken orta ve alt katmanlar FDEKM₁'deki orta ve alt katmanlar ile aynı malzeme içeriğine sahiptir. FDM'lerin üretiminde en önemli faktör farklı içeriklere sahip malzemelerin katmanlar halinde üst üste birleşmesi sırasında ara yüzeylerde oluşabilecek süreksizliklerin minimize edilmesidir [21]. FDEKM₂'de ara yüzeylerde herhangi bir süreksizliğe rastlanmamıştır. Şekil 80c'de açıkça görülmektedir ki katmanlar arası birleşmelerde herhangi bir olumsuzluğa rastlanmamıştır. Çalışmada üretilen FDEKM'lerin her biri 2 mm kalınlıklardaki katmanlardan oluşturulmuştur. Elektrik parçalarında tabaka kalınlıklarının sıklıkla 2 mm olarak tercih edildiği literatürde belirtilmektedir [178, 179].



Şekil 80. FDEKM₂ malzemelerin katmanlarına ait mikro yapılar; (a) üst ve orta tabaka ara yüzeyi, (b) orta ve alt tabaka ara yüzeyi ve (c) tüm katmanlar

3.3. Fiziksel ve Mekanik Özellik Karakterizasyonu

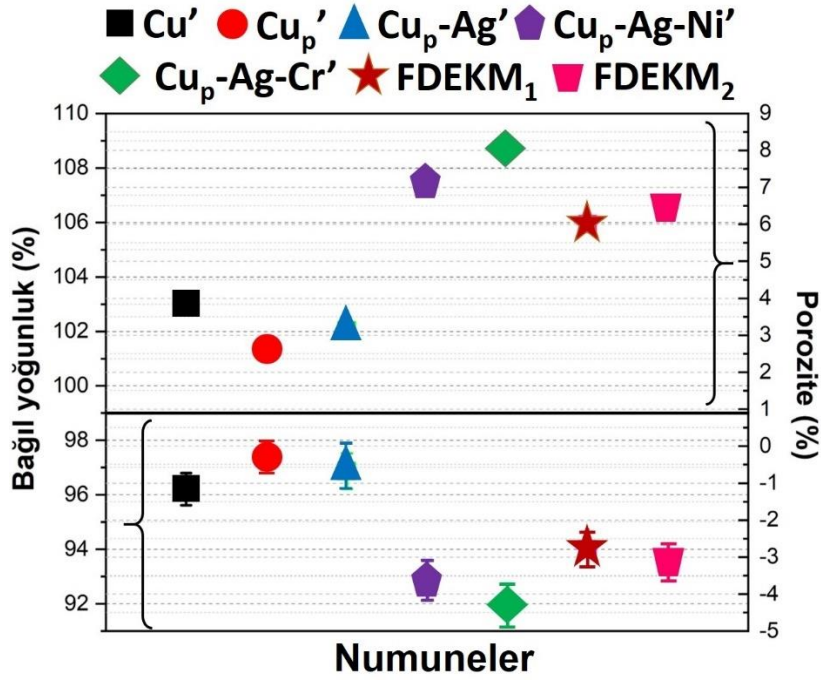
Akımsız kaplama yöntemi ile üretilen katmanlı tozlardan elde edilen bütünleşik malzemelerin ve bu tozların kullanılması ile elde edilen FDEKM'lerin teorik ve deneysel yoğunluk değerleri Tablo 7'de verilmiştir. Arşimet yöntemi ile hesaplanan bu yoğunluk değerlerinde görüldüğü gibi, malzeme içeriğindeki Ag, Ni ve Cr miktarına göre teorik yoğunluk değerleri değişmekte buna bağlı olarak deneysel yoğunluk değerleri de değişkenlik göstermektedir. Ag içeren malzemelerin teorik ve deneysel yoğunluk değerlerinin Ag içermeyen malzemelere göre yüksek çıkmasının değeri porozite ile doğrudan ilişkili olmayıp, Ag'nin Cu'ya göre yoğunluk değerinin yüksek olmasıdır. Benzer durumlar Ni ve Cr içeren malzemeler için de geçerlidir. Bu yüzden, malzemelerin porozite değerlerinin belirlenmesinde bağıl yoğunluk değerlerinin dikkate alınması daha uygun olmaktadır.

Tablo 7. Çalışmada toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin teorik ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Deneysel Yoğunluk (g/cm ³)
Cu'	8,96	8,62
Cu _p '	8,96	8,73
Cu _p -Ag'	9,27	8,98
Cu _p -Ag-Ni'	9,25	8,59
Cu _p -Ag-Cr'	9,19	8,45
FDEKM ₁	9,16	8,61
FDEKM ₂	9,14	8,55

Farklı yoğunluk değerlerine sahip farklı elementlerin farklı oranlarda malzeme yapısında bulunması nedeniyle gerçekçi yoğunluk değerlerinin hesaplanmasında bağıl yoğunluk değerleri saptanmıştır. Bu bağlamda, Şekil 81, çalışmada sıcak presleme yöntemi ile üretilen bütünleşik malzemelerin bağıl yoğunluk ve porozite değerlerini göstermektedir. En yüksek bağıl yoğunluk ve en düşük porozite değerlerine Cu_p' malzemelerde ulaşılmakla beraber bu değerler sırasıyla yaklaşık %97,5 ve %2,5 olarak belirlenmiştir. Buradan, yarı pulsu morfolojiye sahip bakır tozlarının akıcılığının düşük olmasına rağmen farklı morfolojili ve farklı boyutlardaki tozları içermesi sinterleme ve presleme sırasında oluşabilecek boşlukların kolaylıkla kapanabilmesini teşvik etmektedir. Bu bağlamda, Cu' toz morfolojisinin küresel olması, presleme sırasında toz sınırlarının birbirine kavuşmasını zorlaştırmakta ve bağıl yoğunluk değerlerinin Cu_p' malzemelere göre düşük (yaklaşık %96)

olmasına neden olmaktadır. Dolayısıyla, porozite değerleri de nispeten yüksek (yaklaşık %4) bulunmuştur. $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemelerin bağıl yoğunluk değeri yaklaşık %97 olarak hesaplanırken porozite değeri yaklaşık %3 olarak belirlenmiştir. Görüldüğü gibi bu değerler neredeyse Cu_p' malzemelerinki ile aynıdır. Buradan da Cu_p' malzemelerin eldesinde kullanılan yarı pulsu morfolojinin malzeme yoğunluğunda olumlu etki gösterdiği ve bu tozlar üzerinde oluşturulan AGK tabakasının homojen olduğu anlaşılabilmektedir. Üç katmanlı $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ tozlardan üretilen katmanlı malzemelerin ($\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$) ise bağıl yoğunluk değerleri nispeten azalma eğiliminde olduğu belirlenirken bu değerlerin sırasıyla yaklaşık %93 ve %92 olarak belirlenmiştir. Bu durumun nedeni olarak, Ni ve Cr gibi yüksek ergime derecelerine sahip metallerin sıcak presleme sırasında sinterleme sıcaklığının yeterli olmaması gösterilebilir. Bu olumsuzluk FDM dizaynı ile minimize edilerek FDEKM₁ malzemelerin bağıl yoğunlukları yaklaşık %94'e yükselirken, FDEKM₂ malzemelerde yaklaşık %93,5'e yükselmiştir. FDM tasarımı kullanılan FDEKM'lerde üst tabakada sert Ni ve Cr içeren malzemelerin kullanılması, bir nebze düşük yoğunluk değerlerine sahip olsa da elde edilen sert yapının malzeme özelliklerine (aşınma, sertlik) olumlu yönde etki edeceği beklenebilir.

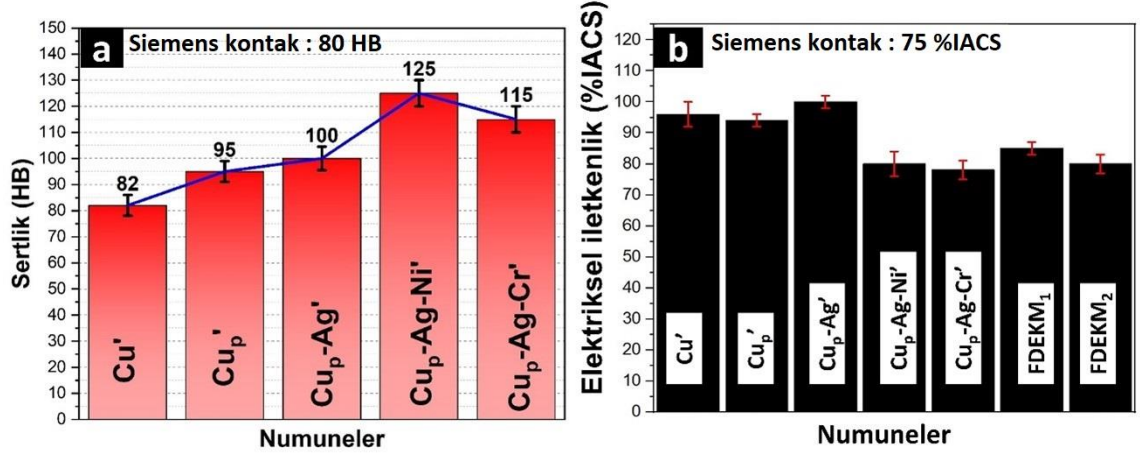


Şekil 81. Toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin bağıl yoğunluk ve porozite değerleri

Şekil 82a, sıcak presleme sonucu elde edilen nihai bütünleşik malzemelerin sertlik değerlerini göstermektedir. Elde edilen en düşük sertlik değeri (yaklaşık 82 HB) görüldüğü gibi Cu' malzemelerde tespit edilmiştir. Cu' malzemelerin küresel morfolojili bakır tozlarından elde edilmesi iç yapıda gözenekler oluşturduğu daha önceki bölümde tartışılmıştı. Gözenek oluşumu ve yoğunlukta gözenek kaynaklı düşüşler sertlik değerlerinin bütün malzemeler içinde en düşük sertlik değerine sahip olmasına yol açmıştır. Bakır tozlarının yarı pulsu morfolojiye sahip olması ile, bu tozlardan elde edilen Cu_p' malzemelerin sertliği yaklaşık 95 HB değerine ulaşmıştır. Mekanik öğütmenin tozlar üzerinde meydana getirdiği plastik deformasyon ve yarı pulsu morfolojinin sıcak presleme ile daha yoğun bir iç yapı oluşturması sertlik değerindeki artışın sebebi olarak gösterilebilir [180]. Yarı pulsu bakır tozlarının AGK uygulanması ile elde edilen Cu_p-Ag tozlarının sıcak preslenmesi sonucu üretilen Cu_p-Ag' malzemelerinin sertlik değerinin yaklaşık 100 HB'e kadar yükseldiği görülmektedir. Buradan, Cu_p' malzemelerin parçacık sınırlarında oluşabilecek gözeneklere yerleşen homojen Ag tabakasının yapıyı bütünleştirdiği ve parçacıklar arasında güçlü bağlanma sağladığı anlaşılmaktadır. Dış katmanında ANK tabakası içeren üç katmanlı tozların kullanılması ile üretilen Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin sertlik değerlerinin ise Cu' malzemelerinkine göre neredeyse %50 artış göstererek yaklaşık 125 HB'e ulaştığı saptanmıştır. Dış tabakada yer alan sert Ni-P tabakasının tabakalı malzemelerin sertlik özelliklerini geliştirdiği görülmektedir. Benzer şekilde, dış tabakada AKK tabakasının yer aldığı Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin sertlik değerlerinin yaklaşık 115 HB olduğu belirlenmiştir. ANK ve AKK tabakalarının malzemelerin sertlik özelliklerini arttırmak üzere kullanıldığı literatürde belirtilmiştir [174]. Yapılan çalışmalarda Ni ve Cr tabakaların bütünleşik malzeme yüzeylerine kaplanarak malzeme yüzeylerinin sertliklerinin artırılması ve aşınma gibi hasarların minimize edilebilirliği sıklıkla araştırılmıştır. Ancak, yalnızca yüzeyler üzerine yapılan sert kaplamalar malzemelerin çalışma ömrü süresince aşınarak yüzeyden kopması yüzeyinde sert kaplama içeren malzemelerin ömrünün sonlanmasına yol açmaktadır. Bu çalışmadaki gibi, malzeme yapısını oluşturan her tanenin etrafında sarılı halde bulunan sert tabakaların meydana getirilmesi, malzeme yüzeyinin aşınması durumunda alttan gelecek olan mikro düzeydeki tanenin yeniden aşınmaya dirençli malzeme eldesini sağlamaktadır. Literatür taramasında katmanlı toz parçacıkların bütünleştirilmesi ile elde edilen malzemelerin sertlik özellikleri üzerine yapılan bir çalışmaya rastlanmamıştır. Elde edilen sertlik sonuçlarına göre, görüldüğü gibi fonksiyonel özelliklere sahip toz parçacıklarının elde edilmesinden sonra bu parçacıkların

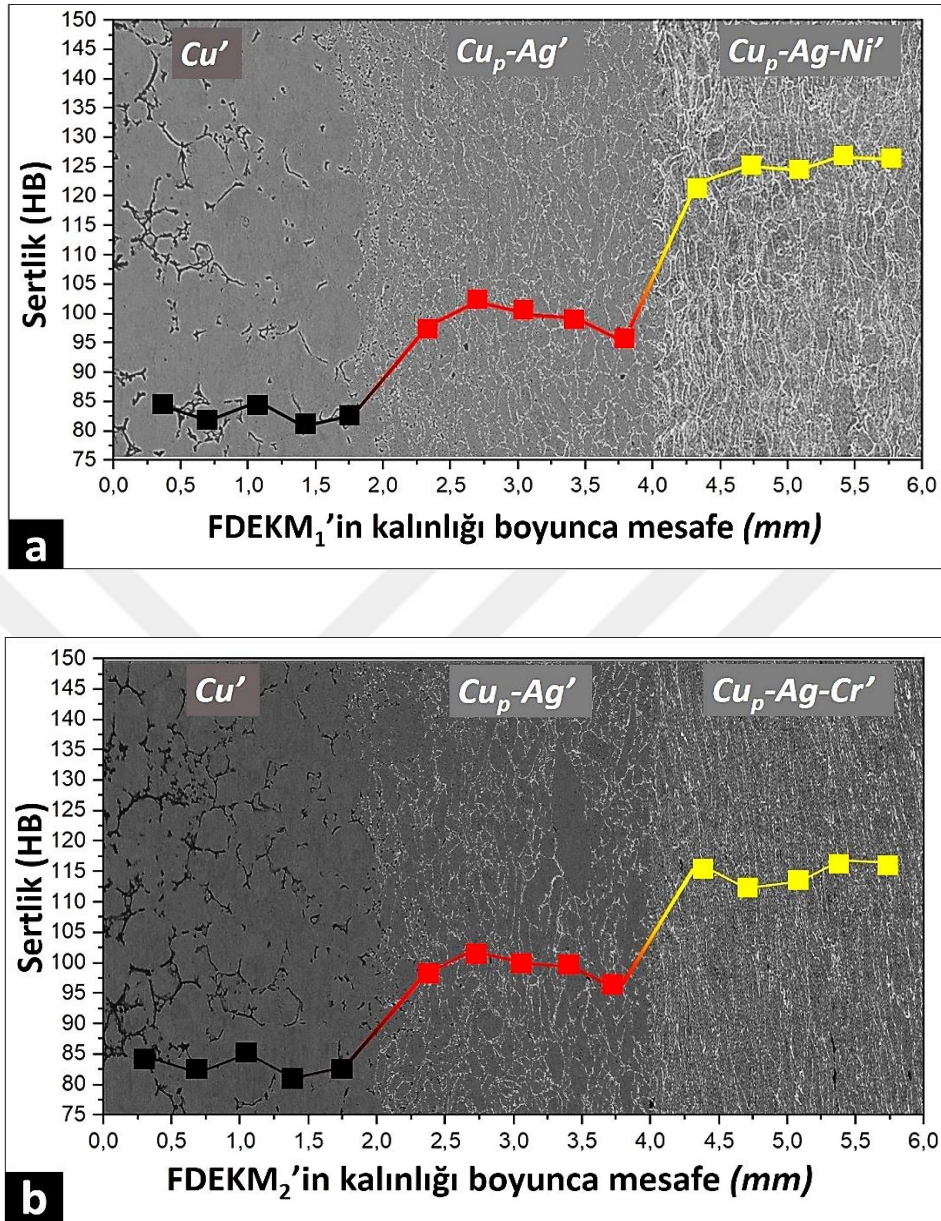
bütünleştirilmesi ile elde edilen parçaların sertlik özellikleri geliştirilmiştir. Ayrıca, ticari olarak hali hazırda kullanılan Siemens marka 3Tf48 tip kontaktörlerde kullanılan kontakların sertlik değeri yaklaşık 80 HB olarak belirlenirken, tez çalışmasında geliştirilen kontaklarda FDM tasarımı ile sertlik değeri 125 HB'ye kadar yükseltilmiştir.

Şekil 82b, çalışmada üretilen farklı bileşim ve morfolojideki tozların sıcak preslenmesiyle elde edilen bütünleşik malzemelerin ve bu tozların kullanılması ile üretilen 3 katmanlı FDEKM'lerin elektriksel iletkenlik değerlerini göstermektedir. Şekilden anlaşıldığı gibi, küresel morfolojiye sahip bakır tozlarından (0mc) elde edilen numunelerin (Cu') elektriksel iletkenlik değerleri yaklaşık 96 %IACS değerindeyken bu tozların öğütülmesi ile elde edilen pulsu morfolojiye sahip bakır tozlarından (120mc) elde edilen bütünleşik numunelerin (Cu_p) elektriksel iletkenlik değerleri bir miktar azalarak yaklaşık 93 %IACS olmuştur. Bahsi geçen tozların AGK uygulanması ile elde edilen tozların (120msc) bütünleştirilmesi sonucu elde edilen numunelerin (Cu_p-Ag') elektriksel iletkenlik değerleri ise yaklaşık 101 %IACS'ye yükselmiştir. 120msc tozların ANK uygulanması ile elde edilen 3 katmanlı tozların (Cu_p-Ag-Ni) bütünleştirilmesi ile üretilen numunelerin (Cu_p-Ag-Ni') elektriksel iletkenlik değerleri yaklaşık 79 %IACS değerine düşerken, 3. katman olarak nikel yerine kromun kullanıldığı tozların (Cu_p-Ag-Cr) bütünleştirilmesi ile elde edilen numunelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin yaklaşık 74 %IACS olduğu belirlenmiştir. FDEKM₁ numunelerin bütünsel elektriksel iletkenlik değerleri yaklaşık 85 %IACS olarak tespit edilirken, FDEKM₂ numunelerde bu değer yaklaşık 76 %IACS olarak belirlenmiştir. Ayrıca, ticari olarak hali hazırda kullanılan Siemens marka 3Tf48 tip kontaktörlerde kullanılan kontakların sertlik değeri yaklaşık 75 %IACS olarak belirlenirken, tez çalışmasında geliştirilen kontaklarda her toz tanesinin etrafında yer alan akımsız gümüş kaplama tabakası ve FDM tasarımı ile sertlik değerinin 125 HB olmasının yanında elektriksel iletkenlik değeri de yaklaşık 85 %IACS'ye kadar yükseltilmiştir.



Şekil 82. Bütünleşik malzemelerin (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik değerleri

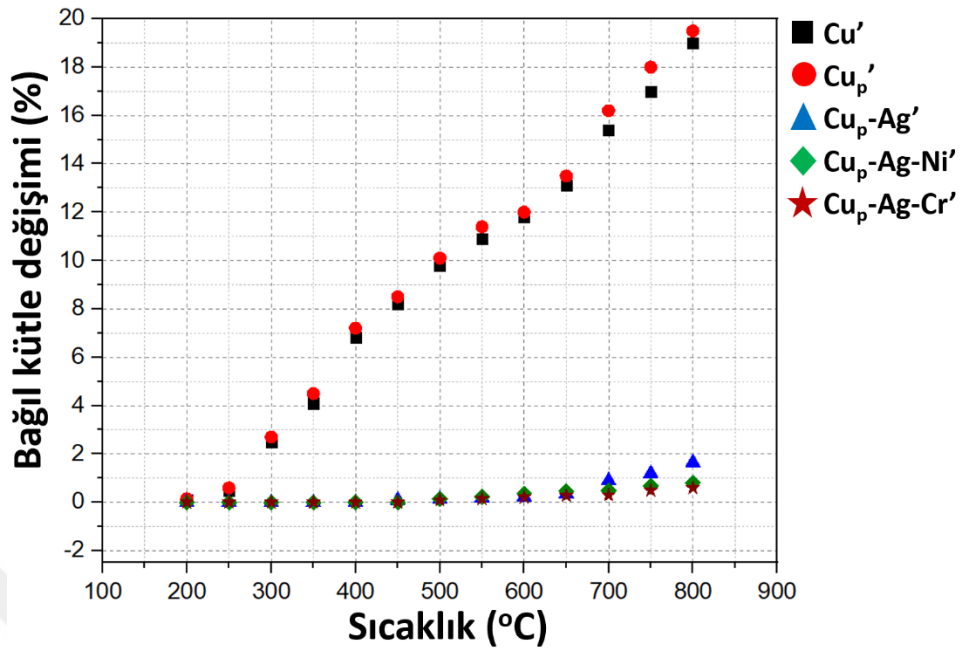
Şekil 83'te farklı üç katman içeren FDEKM'lerin kalınlıkları boyunca gösterdiği sertlik performansı gösterilmektedir. Her iki FDEKM için de her katman üzerinden 5 farklı sertlik değeri alınmıştır. Şekil 83a, FDEKM₁'lerin her katmanındaki sertlik değerlerinin değişimini göstermektedir. Her iki FDEKM'in alt ve orta katmanlarında sırasıyla Cu' ve Cu_p-Ag' malzemeleri kullanılmış, bu tabakaların sertlik değerleri ise sırasıyla 79-85 HB ve 95-102 HB arasında değişkenlik göstermiştir. Diğer yandan, FDEKM₁ için üst tabakada yer alan Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin sertlik değerleri 120-127 HB arasında değişirken, FDEKM₂ için üst katmanda yer alan Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin sertlik değerleri 111-117 HB arasında yer almıştır. Üst katmanların FDEKM₁ için Ni-P içeren üç katmanlı Cu_p-Ag-Ni, FDEKM₂ için Cr içeren üç katmanlı Cu_p-Ag-Cr tozlardan üretilmesi Ni-P ve Cr gibi sert metallerin katkısı ile sertlik değerlerinin yükselmesini sağlamıştır. Çalışmada üretilen FDEKM'lerin elektrik kontak malzemesi olarak kullanılması düşünüldüğünde, kontak temasına maruz kalacak üst tabakanın sertlik değerlerinin yüksek tutulmasının daha alt tabakalarda ise elektriksel iletkenlik değerlerinin olabildiğince yüksek olmasının kontak ömürlerine doğrudan etki edeceği düşünülebilir.



Şekil 83. Çalışmada üretilen FDEKM'lerin kalınlıkları boyunca sertlik değişimi; (a) FDEKM₁ ve (b) FDEKM₂

Şekil 84, bütünleşik malzemelerin hava ortamında 10 °C/dk ısıtma hızında bir yüksek sıcaklık fırınında 800 °C'ye kadar ısıtılmasıyla belirlenen sıcaklık-bağıl kütle değişimi (%) ilişkisini göstermektedir. Sıcaklığa bağlı olarak malzemelerde meydana gelen kütle artışı oksidasyonu dirençleri üzerinde direkt olarak bilgi vermektedir. Şekilden görüldüğü gibi, sıcaklığa bağlı olarak en yüksek bağıl kütle artışına sahip malzemelerin Cu_p' ve Cu' malzemeler olduğu belirlenmiştir. Yaklaşık %19 oranında bağıl kütle artışına sahip bu malzemelerin sadece bakır metalinden oluşması ve bakırın hava ve artan sıcaklık ortamında

oksidasyonu direncinin düşük olması bu sonucu doğurmaktadır. Cu_p malzemelerde belirlenen bağıl kütle artışının Cu malzemelerinkine neredeyse aynı olmasına rağmen dikkat çekici olmasa da bir miktar fazla olduğu görülmektedir. Bu durumun nedeni olarak, Cu_p malzemelerin küresel morfolojili bakır parçacıkların mekanik öğütme sonrası yüzeylerinin pürüzlü hale gelerek yüzey alanlarının arttırılmış olabileceği gösterilebilir. Artan yüzey alanının, yüzeye temas eden sıcaklık ve hava akışı oranını arttırması sonucu düşük oksidasyonu direncine sahip bakır metalinin oksidasyonu direncini bir miktar daha azalttığı söylenebilir. Ayrıca, yarı puls morfolojiye sahip bakır tozlarının sıcak preslenmesi ile elde edilen Cu_p malzemelerin iç yapılarında uzamış ve incelmış halde bulunan tane yapıları, parçacık sınırı sayısını arttırmış ve bu durum da malzemelerin sahip olduğu yüksek enerjili parçacık sınırlarının hava ve sıcaklık ile olan temasını arttırmıştır. Vurgulanması gereken bir diğer nokta ise malzemelerin hangi sıcaklık değerinde bağıl kütle artışı göstermeye başladıklarıdır. Bu bağlamda, sadece bakır metali içeren Cu ve Cu_p malzemelerin bağıl kütle artışı meydana getirdikleri sıcaklık değerlerinin yaklaşık 250 °C olduğu görülmektedir. Bu durum, bu malzemelerden üretilen parçaların hava ortamında ve bu sıcaklık değerinde çalışmaları durumunda, bakırın oksitlenerek elektriksel iletkenlik değerlerinde düşüş yaşanabileceğinin göstergesi olmaktadır. İki katmanlı Cu_p -Ag tozlarından üretilen Cu_p -Ag malzemelerde 800 °C'ye kadar ısıtılması ile görülen bağıl kütle artışı değerinin yaklaşık %2 olduğu görülmektedir. Bu değer sadece bakır içeren malzemelerinkinden yaklaşık 9 kat daha düşüktür. Gümüş metalinin oksidasyona olan direnci sayesinde Cu_p -Ag malzemelerin parçacık sınırlarında ve malzeme yüzeylerinde de gümüş bulundurulması, bu malzemelerde görülen bağıl kütle artışı değerlerinin oldukça düşük düzeylerde kalmasını sağlamıştır. Diğer yandan, üç katmanlı Cu_p -Ag-Ni ve Cu_p -Ag-Cr tozlarından üretilen sırasıyla Cu_p -Ag-Ni ve Cu_p -Ag-Cr malzemelerin 800 °C'ye kadar ısıtılması sonucu belirlenen bağıl kütle artışı değerleri yalnızca yaklaşık %0,9 seviyelerinde kalmıştır. Bu değerler sadece bakır içeren numunelerde elde edilen değerlerin yaklaşık 25'te biri olarak karşımıza çıkmaktadır. Ayrıca, bu malzemelerin oksitlenmeye başladığı sıcaklık olarak yaklaşık 550 °C olduğu Şekil 84'ten anlaşılmaktadır. Buradan açıkça anlaşılmaktadır ki, bu çalışmada üretilen FDEKM'lerin üst katmanlarının Ni ve Cr içeren üç katmanlı tozların kullanımı ile üretilmesi kontak temasının olduğu bölgelerdeki katmanların oksidasyonu dirençlerinin oldukça gelişmiş olabileceği öngörülmektedir. Ni ve Cr içeriğinin malzemelerin oksidasyonu dirençlerinin geliştirilmesinde kullanıldığı literatürde de belirtilmektedir [181, 182].



Şekil 84. Çalışmada üretilen bütünleşik malzemelerin sıcaklığa bağlı olarak bağıl kütle değişimi

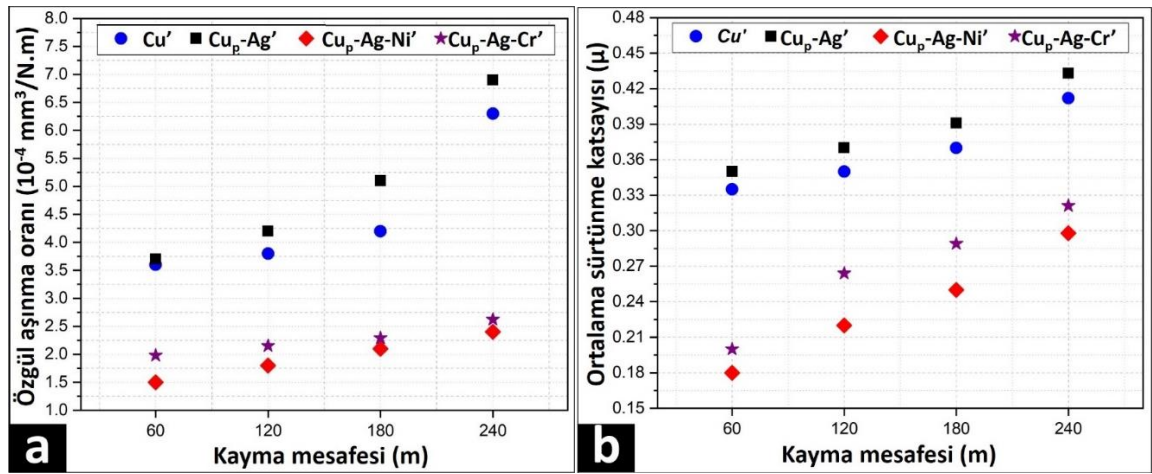
3.4. Aşınma Performanslarının İncelenmesi

Tez çalışmasında üretilen FDEKM'lerin tasarımını oluşturan malzemelerin aşınma performanslarının belirlenmesinde, aşınma kaybı değerleri ele alınırken, bu değerler Archard modeline göre özgül aşınma oranları (ÖAO) hesaplanarak belirlenmiştir. Aşınma sırasındaki temas koşulları göz önünde bulundurularak Archard modelinin farklı yük ve kayma mesafelerinde daha doğru sonuçlar verdiği literatürde belirtilmiştir [183]. Farklı yüklerde gerçekleştirilen deneylerde devir hızı 0,3 m/sn ve kayma mesafesi 60 m olarak sabit tutulmuştur. Farklı devir hızlarında yürütülen deneylerde ise yük 5 N ve kayma mesafesi 60 m olarak sabit alınmıştır. Son olarak, farklı kayma mesafelerinde yapılan deneylerde devir hızı 0,3 m/sn ve yük 5 N olarak sabit tutulmuştur. Ayrıca, yürütülen aşınma deneyleri sırasında belirlenen ortalama sürtünme katsayısı (OSK) değerleri de incelenmiştir. Aşınma deneyleri sonrasında, malzemelerin aşınmış yüzeylerinden ve aşındırıcı disk üzerinden toplanan aşınma döküntüleri ve aşınmış yüzeyler SEM ile incelenerek aşınma mekanizmaları araştırılmıştır.

3.4.1. Kayma Mesafesine Göre Aşınma Performansları

Şekil 85'te malzemelerin artan kayma mesafesine bağlı olarak gösterdikleri ÖAO ve OSK değerleri verilmiştir. Kayma hızının 0,3 m/s ve uygulanan yükün 5 N olarak sabit tutulduğu ve kayma mesafesinin değiştirilerek (60 - 240 m) uygulandığı aşınma deneylerinde bütün malzemelerde, mesafenin arttırılması ile ÖOA değerlerinin arttığı gözlenmiştir. Şekil 85a'da görüldüğü gibi en yüksek aşınma oranına sahip malzemeler $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ ' malzemeleridir. En düşük aşınma performansına sahip bu malzemelerde 240 m kayma mesafesi sonunda yaklaşık $6,8 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ oranında malzeme kaybı tespit edilmiştir. $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ ' malzemelerin sertlik değerleri her ne kadar Cu' malzemelerden yüksek olsa da her tane etrafında ve dış tabakada yer alan bakıra göre daha yumuşak yapıya sahip olan gümüş tabakası, kaymanın gerçekleşmesi sırasında aşındırıcı diske artan sıcaklık ile yapışma ve malzeme yüzeylerinde tabakalaşmalara neden olmaktadır. En düşük aşınma oranının hesaplandığı malzemelerin ise FDEKM'lerin dış katmanlarında kullanılan $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ ' malzemeler olduğu belirlenmiştir. Bu bağlamda, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ ' malzemelerde 240 m kayma mesafesi sonunda belirlenen aşınma oranları sırasıyla yaklaşık $2,6 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ve $2,3 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'dir. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ' malzemelerde görülen aşınma oranının $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ ' için belirlenen aşınma oranlarından daha düşük olmasının sebebi olarak akımsız Ni-P tabakasının Cr'a göre sahip olduğu sertlik değerinin daha fazla olması ve daha önceki bölümlerde bahsedildiği gibi akımsız Cr tabakasının Ni-P tabakası kadar homojen olmadığı gösterilebilir. Akımsız Ni-P ve Cr tabakaları sayesinde bu malzemelerde 240 m kayma mesafesi sonunda görülen malzeme kaybı oranının geleneksel bakır malzemelerinkinin yaklaşık 3'te 1'i olduğu görülmektedir. Sonuç olarak, kayma mesafesinin artması ile aşındırıcı diskin bütün malzemelerin yüzeyinde artan bir hasar oluşturduğu açıktır. Ayrıca, sadece Cu ve Ag içeren malzemelerin 60 m kayma mesafesinde gösterdikleri ÖAO değerleri ile daha yüksek mesafelerde gösterdiği ÖAO değerleri kıyaslandığında mesafenin artması ile malzeme kaybının artan bir eğilimde yükseliş gösterdiği görülmektedir. Bu durumun Ni-P ve Cr içeren malzemelerde tam tersi olduğu görülmektedir. Yumuşak ve sünek malzemelerde mesafenin artması ile giderek daha fazla hasar meydana geldiği anlaşılmaktadır. Sert tabaka içeren malzemelerde ise artan mesafe ile sert tabakaların aşınması sonrasında alttan gelen yumuşak tabakanın aşındırıcı disk üzerine yapıştığı ve bunun ÖAO değerlerinin azalma eğilimine sahip olmasına neden olduğu söylenebilir.

Şekil 85b, kayma mesafesinin arttırılması ile malzemelerde belirlenen OSK değerlerini göstermektedir. Görüldüğü gibi bütün malzemelerde kayma mesafesinin artması ile OSK değerleri artış göstermektedir. En düşük OSK değerleri 60 m kayma mesafesinde yaklaşık 0,18 değeri ile $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerde belirlenirken, 240 m kayma mesafesinde yaklaşık 0,30 değeri ile yine aynı malzemelerde görülmüştür. Sert Ni-P tabakasının e dış katmanda bulunması aşınmaya karşı direnç göstermekte ve malzemelerin sürtünme katsayılarının düşmesine neden olmaktadır [184]. Kayma mesafesinin artmasıyla OSK değerlerinin sürekli artması, Cu' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ gibi sünek malzemelerdeki katmanların kademeli olarak üst üste binmesi sonucu oluşan tabakalaşma ile açıklanabilir. Öte yandan, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemelerindeki artış, sürekli kayma altında sünek yapılı bakır ve gümüşün içine sürekli olarak gömülme eğiliminde olan sert Ni ve Cr nano tabakalarının pürüzlü bir aşınma yüzeyi oluşturmaya temel oluşturabilir. Geleneksel bakır numunelere göre kıyaslandığında $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerde tespit edilen OSK değerlerinin neredeyse 2 kat daha düşük olduğu, dolayısıyla aşınma performanslarının geliştirildiği anlaşılmaktadır. Cr içeren malzemelerde belirlenen OSK değerlerinin de Ni-P içeren malzemelerdekine oldukça benzer olduğu görülmüştür. Ayrıca, sert Ni-P ve Cr içeren $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemelerde kayma mesafesinin artışı ile OSK değerlerindeki artışın azalma eğiliminde olduğu açıktır. Buradan, dış katmandaki sert tabakanın altında yer alan Ag ve Cu tabakalarının zamanla aşındırıcı diskin hareketine maruz kaldığı ancak daha alt katmanlardan tekrar yüzeye çıkan sert tabakaların etkisinin görüldüğü açıktır.

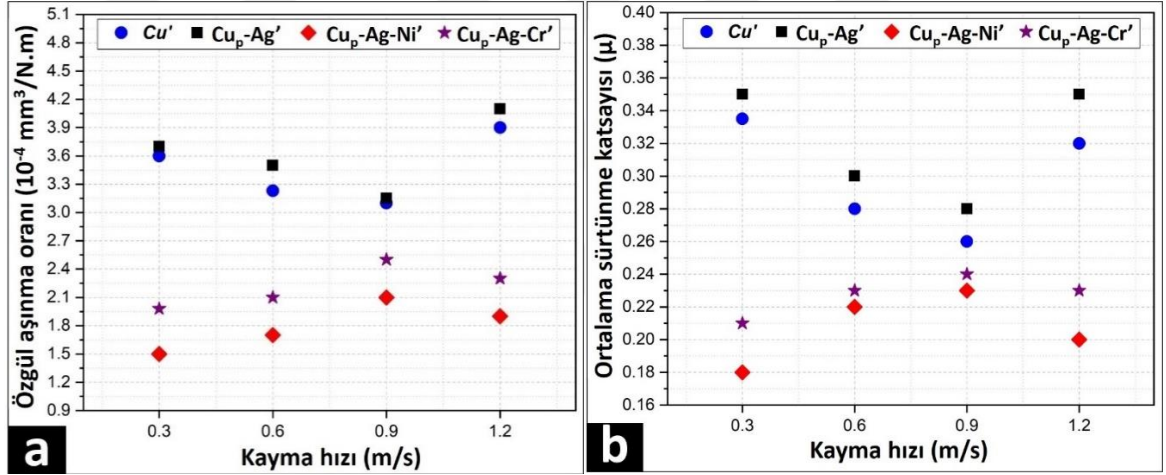


Şekil 85. Farklı kayma mesafelerinde uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri

3.4.2. Kayma Hızına Göre Aşınma Performansları

Malzemelerin kayma hızının arttırılması ile gösterdikleri ÖAO ve OSK değerleri sırasıyla Şekil 86a ve Şekil 86b’de verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi, Cu’ ve Cu_p-Ag’ malzemelerde 0,9 m/s kayma hızına kadar, kadar kayma hızının artması ile ÖAO değerleri azalmaktadır. Bu bağlamda, Cu’ ve Cu_p-Ag’ malzemeler için 0,3 m/s, 0,6 m/s ve 0,9 m/s kayma hızlarında gerçekleştirilen aşınma testleri sonucu belirlenen ÖAO değerleri bu malzemeler için sırasıyla yaklaşık 3.65, 3.45, 3.15 x10⁻⁴ mm³/N.m ve 3.60, 3.20, 3.10 x10⁻⁴ mm³/N.m’dir. Kayma hızının 1,2 m/s’ye çıkarılması ile ise aynı malzemeler için ÖAO değerleri sırasıyla yaklaşık 4,10 ve 3,90 x10⁻⁴ mm³/N.m’ye yükselmiştir. Sert Ni-P ve Cr tabakası içeren katmanlı malzemelerde ise bahsi geçen durumun tam tersi bir eğilimi gözlemlendiği açıktır. Bu bağlamda, Cu_p-Ag-Ni’ ve Cu_p-Ag-Cr’ malzemelerde kayma hızının 0,3 m/s’den 0,9 m/s’ye çıkarılmasına kadar ÖAO değerleri artış gösterirken, kayma hızı 1,2 m/s’ye çıkarıldığında düşüş eğilimine girmiştir. Buna bağlı olarak, Cu_p-Ag-Ni’ ve Cu_p-Ag-Cr’ malzemeler için 0,3 m/s, 0,6 m/s ve 0,9 m/s kayma hızlarında hesaplanan ÖAO değerleri sırasıyla yaklaşık 1.50, 1.75, 2.10 x10⁻⁴ mm³/N.m ve 1.95, 2.10, 2.55 x10⁻⁴ mm³/N.m olmuştur. Kayma hızının 1,2 m/s’ye yükseltilmesi ile bu değerler sırasıyla yaklaşık 1.90 ve 2.25 x10⁻⁴ mm³/N.m’ye kadar azalma göstermiştir. Diğer yandan, Şekil 86b’de görüldüğü gibi, OSK değerleri de bütün malzemeler için ÖAO değerlerine benzer eğilimler göstermiştir. Cu’ ve Cu_p-Ag’ malzemeler için 0.3, 0.6, 0.9 m/s kayma hızlarında sonuçlanan aşınma testlerinde belirlenen OSK değerleri sırasıyla yaklaşık 0.33, 0.28, 0.26 ve 0.35, 0.30, 0.28 olmuştur. Ancak, kayma hızının 1,2 m/s’ye yükseltildiği aşınma testleri sonucunda bu değerler yaklaşık 0,32 ve 0,35 olarak belirlenmiştir. Cu_p-Ag-Ni’ ve Cu_p-Ag-Cr’ malzemelerde ise 0.3, 0.6, 0.9, 1.2 m/s kayma hızlarında gerçekleştirilen aşınma testlerinde OSK değerlerinin sırasıyla yaklaşık 0.18, 0.22, 0.23, 0.20 ve 0.21, 0.23, 0.24, 0.23 olduğu tespit edilmiştir. Bu malzemeler için ÖAO değerlerindeki eğilime benzer olarak OSK değerleri 0,9 m/s kayma hızına kadar artış göstermiş, 1,2 m/s kayma hızında ise düşüş göstermiştir. Cu’ ve Cu_p-Ag’ malzemeler için ÖAO ve OSK değerlerinin 0,9 m/s kayma hızına kadar düşüş göstermesi sünek yapıya sahip Cu ve Ag metallerinin 0,9 m/s hıza kadar sıcaklığın da artması ile aşındırıcı disk üzerine sıvanma eğilimine girmesi, kayma hızının 1,2 m/s olması durumunda ise sıvanan tabakanın malzeme yüzeylerine hasar verme ve kazıma etkisi göstermesine bağlanabilir. Benzer bir yaklaşım literatürde belirtilmiştir [185]. Diğer yandan, Ni-P ve Cr içeren malzemelerde görülen aşınma ve sürtünme davranışı Cu ve

Ag içeren malzemelerde görüleninkinin tam tersi olduğu belirtilmişti. Bu bağlamda, Ni-P ve Cr içeren malzemelerde belirli bir kayma hızına kadar (0,9 m/s) ÖAO ve PSK değerlerinin artması, sert tabakaların malzemenin aşındırıcı diske olan direncine bağlanabilir. Kayma hızı daha da yükseltildiğinde ise (1,2 m/s) Ni-P ve Cr nano parçacıkların yüzeylerden koparak alt tabakalarda yer alan yumuşak Ag ve Cu tabakalara gömülmesi sonucu yumuşak tabakanın disk üzerine sıvanma eğilimine girmesi yüksek kayma hızlarında değerlerin yükselme eğiliminde olmasını açıklar niteliktedir. Sonuç olarak, farklı kayma hızlarında yürütülen deneyler sonucunda, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemelerde görülen ÖAO ve OSK değerlerinin Cu' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemelere göre oldukça düşük olduğu ve aşınma performanslarının geliştirildiği belirlenmiştir.

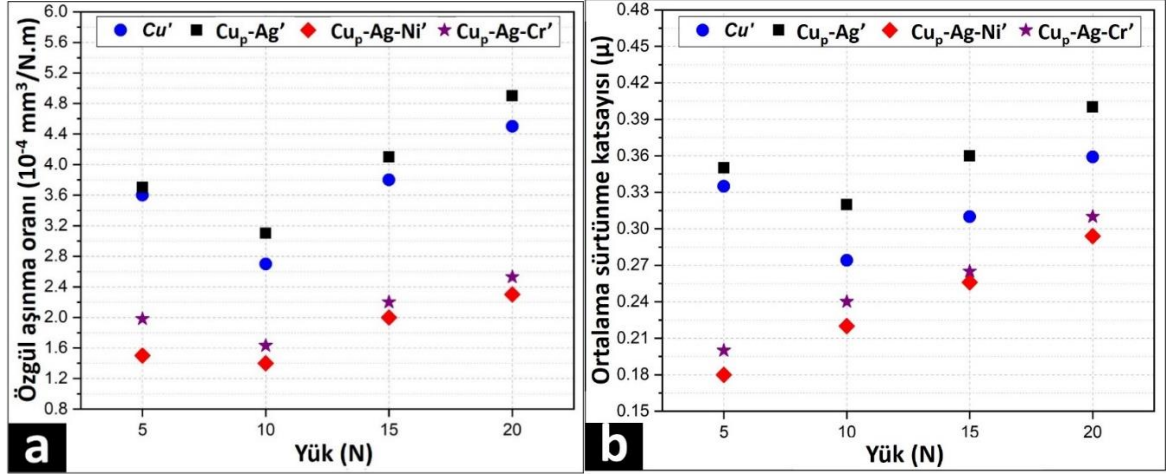


Şekil 86. Farklı kayma hızlarında uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri

3.4.3. Uygulanan Yüke Göre Aşınma Performansları

Şekil 87, çalışmada sıcak presleme yöntemi ile üretilen malzemelerin farklı yükler altında gerçekleştirilen alınma testleri sonucu elde edilen ÖAO ve OSK değerlerini göstermektedir. Şekil 87a'da görüldüğü gibi ÖAO değerleri bütün malzemelerde 10 N'a kadar azalma gösterirken 10 N üzerine uygulanan yüklerde artış göstermiştir. En yüksek ÖAO değerlerine ($4.9 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) sahip malzemelerin 20 N yük altında $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ olduğu belirlenirken en düşük ÖAO değerlerinin ($2.3 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) 10 N yük altında $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerde görüldüğü belirlenmiştir. Uygulanan yükün 10 N üzerine çıkarılması

durumunda plastik deformasyon mekanizmasının meydana gelmesi ve aşınma yüzeylerinde oluşan girinti-çıkıntıların kopması artan yüklerde malzemelerin ÖAO değerlerinin artmasına neden olmaktadır. 10 N yük altında elde edilen ÖAO değerinin 5 N için elde edilenden düşük olması, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemeler için sünek yapıli malzeme yapısının 10 N yük altında malzeme sıvanmasına neden olmasına bağlanabilir. Benzer şekilde Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemeler için ise sert Ni-P ve Cr nano parçacık içeren yüzeylerde parçacıkların daha sünek olan alt tabakalar içine batması 10 N yük altında elde edilen ÖAO değerlerinin nispeten düşük olmasına neden olabilir. Uygulanan yükün 10 N'dan fazla olması durumunda aşınma yüzeylerinde meydana gelen tabakalaşmanın ve aşındırıcı disk yüzeyine sıvanan tabakaların kopmasının etkisi ile ÖAO değerlerinde bütün malzemeler için artış gözlenmiştir. Ayrıca uygulanan yükün artması alt yüzeylere batan sert nano parçacıkların tekrar yüzeye çıkması ve çizmesi nedeniyle abrasiv aşınma mekanizmasının oluşması malzeme kaybına yol açmıştır. Şekil 87b'de malzemelerin farklı yükler altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde elde edilen OSK değerlerini göstermektedir. Görüldüğü gibi, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemelerde 10 N yüke kadar elde edilen OSK değerleri azalma gösterirken, sert tabaka içeren Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerden elde edilenlerin artırılan yüke göre sürekli artış gösterdiği belirlenmiştir. Bakır ve gümüş gibi yumuşak malzemelerin 5 N yükten 10 N yüke kadar aşınma sırasında oluşan sıcaklık artışının da etkisi ile mikro düzeyde tabakalaşması ve adhesiv aşınma mekanizmasının baskısı ile yağlayıcı etki göstermesi düşünülebilir. Yükün daha fazla arttırılması halinde tabakalaşan bölgelerin yüzeylerden ayrılarak disk yüzeyine yapışması ve yapışan bölgelerin aşındırıcı etki etmesi aşınan yüzeylerde girinti oluşturmaktadır. Oluşan girintiler, aşınma sırasında diskin malzeme yüzeylerinde kayma süresince homojen bir baskı yaratmaması sonucu diskin kontrol edilemeyen hareketlerine neden olmaktadır. Bu yüzden 10 N üzeri yüklerde OSK değerlerinde artış gözlenmiştir. Sert Ni-P ve Cr tabakalara sahip Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerde belirlenen OSK değerlerinin sürekli artış göstermesinin nedeni ise sert nano parçacıkların sürekli abrasiv aşınma mekanizmasını baskın hale getirmesidir. Ayrıca, her tane etrafında yer alan sert nano parçacıklardan oluşan tabakaların aşınmasından sonra alt tabakalardan yeniden ortaya çıkan sert tabakalar aşınma mekanizmasını tekrar tekrar abrasiv aşınmaya teşvik etmektedir. Bu nedenle, OSK değerlerinde sürekli bir artış gözlenmiştir. Ancak, yine de belirlenen en düşük OSK değeri (0,29) 20 N yük altında sert tabakaya sahip olmasından dolayı Cu_p-Ag-Ni' malzemelerde belirlenirken en yüksek OSK değerleri yaklaşık 0,40 olarak yumuşak yapıya sahip Cu_p-Ag' malzemelerde belirlenmiştir.



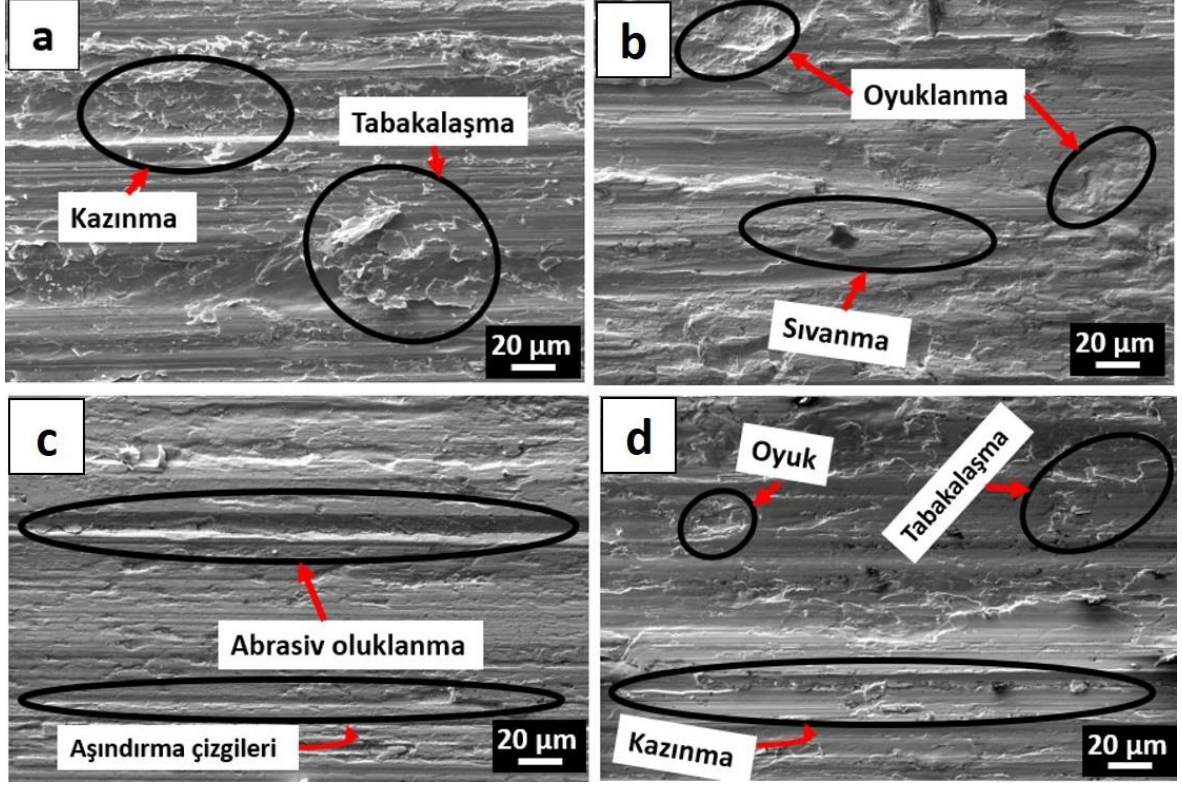
Şekil 87. Farklı yüklerde uygulanan aşınma testlerinde elde edilen (a) ÖAO ve (b) OSK değerleri

3.4.4. Aşınma Mekanizmalarının İncelenmesi

Malzemelerin farklı kayma mesafesi, kayma hızı ve uygulanan yükler altında gösterdikleri ÖAO ve OSK değerlerine ek olarak aşınma performanslarına etki eden bir diğer önemli faktörün aşınma yüzeylerinde gerçekleşen aşınma türlerinin ortaya koyduğu aşınma mekanizmalarıdır. Bu bağlamda, Şekil 88’de malzemelerin aşınma testlerinde uygulanan en uzun kayma mesafesi olan 240 m sonunda, 5 N yük ve 0,3 m/s kayma hızı ile elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri gösterilmiştir. Saf Cu' malzemelerinden elde edilen SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 88a), saf bakır malzemenin aşındırıcı disk yüzeyine yapıştıktan sonra, kayma mesafesinin artması ile disk üzerine yapışan bölgelerin malzeme aşınma yüzeyinde kazınma meydana getirdiği geniş oluklu kazınmış bölgelerden anlaşılmaktadır. Aynı yüzeyde tabakalaşmanın olduğu bölgelerin de varlığı, sünek yapıli bakır malzemenin yapışma etkisi ile üst üste bindiği görülmektedir. Yapışma baskınlığı yüzünden adhesiv aşınma mekanizmasının baskın olduğu bu malzemelerde ağır bir şekilde plastik deformasyonun meydana geldiği de Şekil 88a’da açıkça görülmektedir. Şekil 88b, $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemelerin aynı şartlar altında yürütülen deneyler sonrası aşınma yüzeyini göstermektedir. Cu' malzemelerin aşınma yüzeyleri ile benzer bir morfolojiye sahip aşınma sergiledikleri anlaşılmaktadır. Gümüş metalinin bakıra göre daha düşük sertliğe sahip olması, yapının aşınma sırasında sıcaklığın da artması ile yumuşaması ve yüzeylerde sıvanma bölgelerin oluşmasına neden olduğu şekilden görülmektedir. Aşınma sırasında kayma mesafesinin artması ile de meydana gelen yüksek plastik deformasyon mekanizması

aşınma yüzeylerinde döküntülerin geride bıraktığı oyuklanmalar tespit edilmiştir. Cu' malzemelerin aşınma yüzeylerine nazaran daha geniş oluklanmaların oluştuğu ve sıvanma davranışını tetikleyen adhesiv aşınma mekanizmasının baskın olduğu bu malzemelerde belirlenmiştir. Cu_p-Ag-Ni' malzemelerde, bahsi geçen şartlar altında yürütülen deneyler sonrası elde edilen aşınma yüzeyleri ise Şekil 88c'de verilmiştir. Aşınma yüzeylerinde aşındırma çizgilerinin varlığı ve çoğunlukla yüzey boyunca beliren oluklanmalar çizgiler halinde dikkat çekmektedir. Olukların ve aşındırıcı çizgilerin bakır ve gümüş içeren malzemelere göre oldukça dar olması ve plastik deformasyon mekanizmasının zayıf olması, bu malzemelerde baskın aşınma mekanizmasının abrasiv olduğunu göstermektedir. Bu malzemelerin dış katmanlarında bulunan sert Ni-P tabakasının aşınmaya maruz kaldığında yüzeyden ayrılma eğilimine giren Ni-P nano parçacıkların aşındırıcı eleman gibi davranması Şekil 88c'de görüldüğü gibi abrasiv aşınma çizgilerinin oluşmasına neden olmaktadır. Bunun yanında, bahsi geçen şekilde bazı aşınma bölgelerinde ağır olmayan sıvanma bölgeleri dikkat çekmektedir. Sert Ni-P dış katman altında bulunan yumuşak yapılı gümüş ve bakır metal bölgelerinin aşınma mesafesinin artması ile yüzeye çıkması bu durumu sağlar nitelikte görülebilir. Birbirine paralel şekilde kendini gösteren aşınma çizgileri, Ni-P tabakasının aşınmaya karşı olan direnci sonucu oluşan abrasiv aşınma mekanizmasını kanıtlar niteliktedir. Literatürde, Ni-P tabakasının aşınma direncinin araştırıldığı bir çalışmada benzer sonuçlar elde edilmiştir [186]. Dış katmanında sert Cr tabakası içeren Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin 240 m kayma mesafesi sonunda sahip oldukları aşınma yüzeyi SEM görüntüsü Şekil 88d'de verilmiştir. Sert Cr tabakasına rağmen aşınma yüzeyinde kazınma bölgelerinin yanı sıra oyuklanma ve tabakalaşma bölgeleri de tespit edilmiştir. Abrasiv aşınma mekanizmasını baskın hale getiren oluklanma oluşumu da sert Cr tabakasının kendisi tarafından oluşturulmuştur. Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin aşınma yüzeylerinin Cu_p-Ag-Ni' malzemelerinkine göre oldukça pürüzlü olduğu açıkça görülmektedir. Buradan, Cu_p-Ag-Cr' malzemelerde belirlenen aşınma kayıplarının nispeten daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Sert Cr tabakası malzemelere her ne kadar yüksek aşınma performansı sağlasa da hemen altındaki yumuşak gümüş tabakasına ulaşan aşınma etkisi Cr tabakası ile üst üste yapışmalara neden olmaktadır. Bu yüzden, aynı aşınma yüzeyinde farklı bölgelerde hem tabakalaşmayı tetikleyen adhesiv aşınma hem de oluklanma ve kazınmayı gösteren abrasiv aşınma mekanizmaları belirlenmiştir. Ancak, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemelerin aşınma yüzeyleri ile kıyaslandığında daha düzgün yüzeylere sahip olması, hala abrasiv aşınma mekanizmasının baskın olduğunu göstermektedir. Akımsız Ni-P ile kıyaslandığında akımsız

Cr tabakasının hemen altında yer alan akımsız Ag tabakası üzerine kaplanması ile oluşan ara yüzey çok daha zayıftır. Bu yüzden, elde edilen Cr tabakası aşınma esnasında yüzeyden kolaylıkla ayrılmaya eğilimlidir. Benzer sonuçlar literatürde belirtilmiştir [187-189].

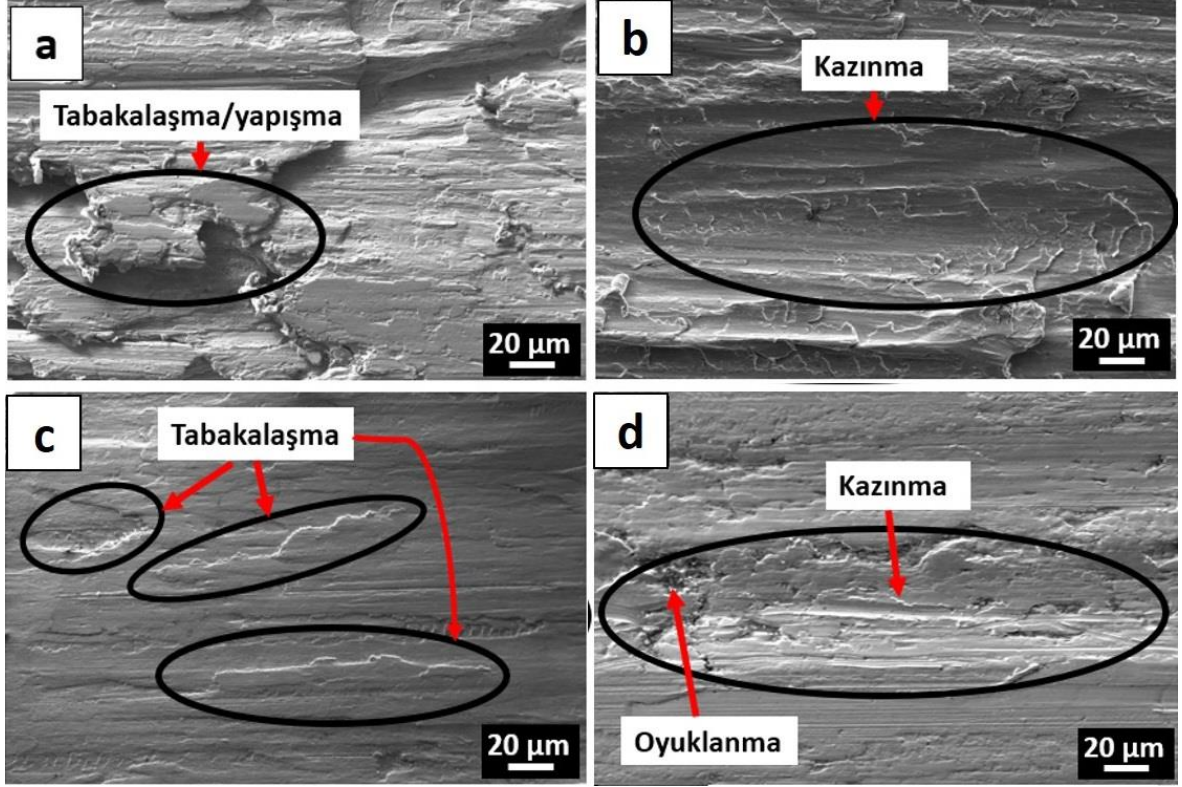


Şekil 88. Kayma mesafesinin 240 m, uygulanan yükün 5 N ve kayma hızının 0,3 m/s olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni' ve (d) Cu_p-Ag-Cr'

Şekil 89 Cu', Cu_p-Ag', Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerinin aşınma testlerinde en yüksek kayma hızı olarak kullanılan 1,2 m/s kayma hızının 5 N yük altında 60 m kayma mesafesi sonunda sahip oldukları aşınma yüzeyi SEM görüntülerini vermektedir. Yüksek kayma hızı altında yürütülen aşınma deneyleri sonunda Cu' malzemelerin aşınma yüzeylerinde aşırı derecede plastik deformasyona uğradığı Şekil 89a'da görülmektedir. Aşınmanın artması sonucu aşındırıcı disk üzerine yapışan yumuşak yapıli bakır malzemenin aşınan kısımların üst üste binerek tabakalaşma meydana getirmesi bu malzemeler için ana aşınma mekanizmasının adhesiv aşınma olduğunu ortaya koymaktadır. Diğer yandan, Şekil 89b, Cu_p-Ag' malzemelerin aşınma yüzeyini göstermektedir. Yüksek kayma hızının aşındırıcı diskin aşınma yüzeylerine temas süresini kısaltması sonucu bakıra göre daha

yağlayıcı özelliğe sahip gümüş metalinin nispeten daha düzgün aşınma yüzeyi meydana getirdiği görülmektedir. Cu' malzemelerinkine göre daha yüzeysel ve kazınma kanallarında oluşan tabakalaşmalar tespit edilmiştir. Dış yüzeyde bulunan gümüş metalinin bakıra göre daha yumuşak yapıya sahip olması ve yüksek kayma hızında alt tabakalarda bulunan bakır metali üzerine sıvanması, kaymanın devam etmesi ile gümüşün de yağlayıcı özelliği nedeniyle hem kazınma hem de tabakalaşma bölgelerinin baskın olduğu adhesiv aşınma mekanizmasını ortaya koymaktadır. Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin yüksek kayma hızları altında yürütülen deneyler sonunda sahip oldukları yüzeylerin oldukça düzgün olduğu görülmektedir (Şekil 89c). Bu durumun, akımsız Ni-P tabakasının aşınmaya ilk maruz kalacak olan dış yüzeyde bulunması ve aşınmanın devam etmesi ile alt tabakalardan gelen her yeni tane etrafında bulunan sert Ni-P tabakası sayesinde gerçekleştiği söylenebilir. Aşınma yüzeylerine bakıldığında, sadece bazı bölgelerde oldukça yüzeysel tabakalaşma bölgelerinin varlığı dikkat çekmektedir. Sert tabakanın aşınması sonrası alttan gelen yumuşak yapıli bakır ve gümüş metallerinin bu durumu oluşturduğu düşünülebilir. Ayrıca, aşınma yüzeyi boyunca oldukça ince aşınma çizgileri bulunmaktadır. Sert Ni-P parçacıkların aşındırıcı malzeme gibi hareket etmesi bu malzemelerde baskın olan aşınma mekanizmasının abrasiv olduğunu göstermektedir. Gümüş ve akımsız Ni-P tabakasına sahip malzemelerin gösterdikleri aşınma davranışlarına ait benzer sonuçlar literatürde bildirilmiştir [186, 190, 191]. Cu_p-Ag-Cr' malzemelerinin 1,2 m/s kayma hızı altında yürütülen aşınma testleri sonucunda elde edilen aşınma yüzeyi görüntüsü Şekil 89d'de verilmiştir. Bahsi geçen şekil incelendiğinde aşınma yüzeyi morfolojisinin Şekil 89b'de verilen Cup-Ag' malzemelerin aşınma yüzeyininkine benzer olduğu açıkça görülmektedir. Kazınma bölgesinin benzer şekilde gerçekleştiği belirlenmiştir. Ancak, Cu_p-Ag' malzemelerinkinde tabakaların üst üste binmesi ile oluşan tabakalaşma Cu_p-Ag-Cr' malzemenin aşınma yüzeyinde görülmemiştir. Bunun yerine, kazınma bölgelerinin daha düzgün ve ince aşınma çizgileri ile belirdiği görülmüştür. Bu durum, sert Cr tabakasının kaymanın devam etmesi sonucu gerçekleşen aşınma nedeniyle yüzeyde abrasiv aşınmayı baskın hale getirdiğinin kanıtı olarak gösterilebilir. Halbuki, sadece gümüş içeren tabakalı malzemelerde sert parçacık etkisi görülmemesinden dolayı tabakalaşma ve adhesiv aşınma baskın hale gelmiştir. Not edilmelidir ki Ag ve Cr tabakalarının aşınma etkisi sonucu yüzeyden uzaklaşması ve yüzeyde homojen olarak bulunmayan sert Cr tabakasının plastik deformasyona uğraması yüzünden bazı oyuklanma bölgeleri meydana gelmiştir. Bu durum,

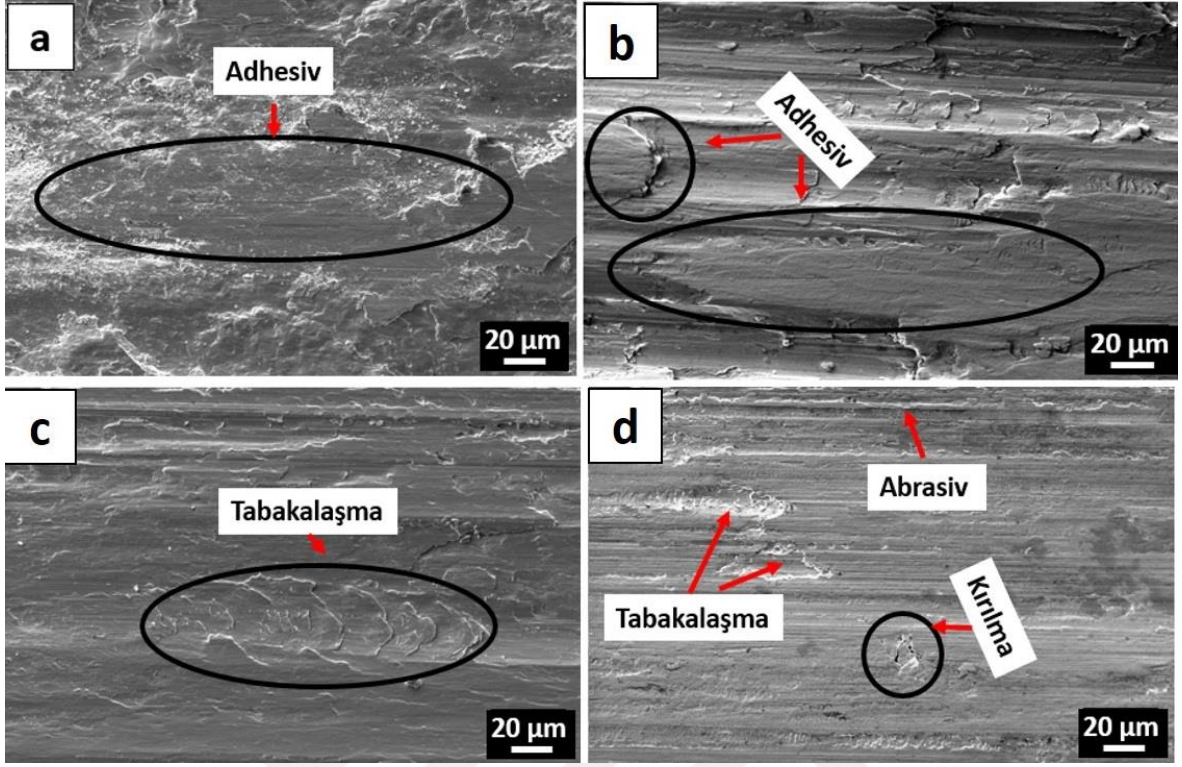
sert Cr tabakasına sahip bakır malzemelerin aşınma davranışına benzer bir durum olarak literatürde destekleyici görüşler belirtilmiştir [190, 192].



Şekil 89. Kayma hızının 1,2 m/s, kayma mesafesinin 60 m ve uygulanan yükün 5 N olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni' ve (d) Cu_p-Ag-Cr'

Cu', Cu_p-Ag', Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerinin aşınma testleri için uygulanan yükün 20 N, kayma hızının 0,3 m/s ve kayma mesafesinin 60 m olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 90'da verilmiştir. Cu' malzemelerin, yüksek yükler altında yürütülen aşınma testlerinde oluşan sürtünmeye olan direnci Şekil 90a'da açıkça görülmektedir. Yüksek yük etkisi ile aşındırıcı diskin hareketi zorlanmakla birlikte aşınan malzeme yüzeyinin sürekli olarak aşındırıcı disk üzerine baskısı, sünek yapıya sahip bakır metalinin yapışma eğilimine girmesine neden olmuştur. Aşınmanın devam etmesi ile yapışan kısımların deformasyon sertleşmesine uğrayarak kopması ve yüzeyden ayrılması da yapışmış yüzey etrafındaki kırılmış mikron düzeyindeki parçacıklardan anlaşılmaktadır. Ağır deformasyonun yapışma hareketi ile ortaya çıkması bu malzemelerde belirlenen baskın aşınma mekanizmasının adhesiv olduğunu göstermektedir.

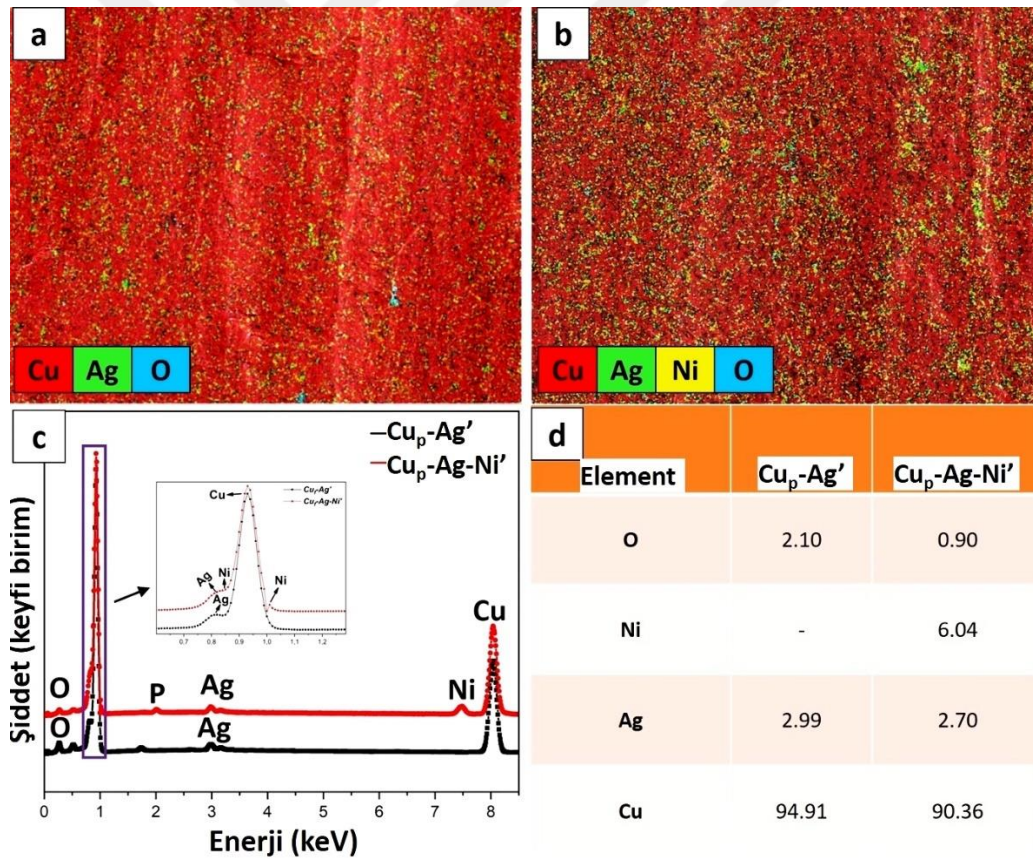
Diğer yandan Şekil 90b’de $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ ’ malzemelerin aşınma yüzeyleri verilmiştir. Cu’ malzemelerinkine göre kıyaslandığında, aşınma yüzeylerinde görülen döküntüler başka bir deyişle koparak ayrılan mikron düzeyindeki parçacıklar belirgin değildir. Ancak, aşınma yüzeyinde meydana gelen deformasyonun yine yapışarak üst üste binen tabakaların oluşmasına yol açtığı görülmüştür. Bu durumda, gümüş metalinin yağlayıcı etkisinin malzemenin deformasyon etkisi ile sertleşerek kopmasına engel olduğu söylenebilir. Ancak, her ne kadar yağlayıcı etkiye sahip gümüş metalinin aşınma direncini arttırdığı bilinse de yüksek yük altında meydana gelen baskı ve aşındırma etkisi yumuşak yapıya sahip gümüş metali içeren malzemelerde adhesiv aşınma mekanizmasını baskın hale getirmiştir. Şekil 90c ve Şekil 90d, sırasıyla $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ ’ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}$ ’ malzemelerin aşınma yüzeylerine ait SEM görüntülerini vermektedir. Görüldüğü gibi, sert Ni-P ve sert Cr tabakası içeren bu malzemelerin aşınma yüzeyleri diğer malzemelerinkine göre oldukça pürüzsüzdür. Yüksek yük etkisi ile aşınmaya zorlanan yüzeylerde sert Ni-P içeren malzemeler için tabakalaşma ve kazınma bölgelerine rastlanmıştır. Yüksek yükün aşınmaya maruz kalan yüzeyde meydana getirdiği baskı, dış tabakada bulunan sert Ni-P tabakasının aşınarak daha yumuşak olan gümüş ve bakır alt tabakalara nüfuz etmesine neden olmaktadır. Yumuşak tabakaya ulaşıldığında ise tabakalaşma meydana gelebilmektedir. Sert Cr tabakası içeren malzemelerde ise nano parçacık olarak yapıdan ayrılan Cr tabakasının abrasiv etkisi ile yüzeylerde aşınma oluklarının oluşumuna katkı yaptığı görülmüştür. Ni-P tabakasına göre daha az homojen dağılıma sahip olan Cr tabakasının yüksek yük altında yürütülen deneyler sırasında yüzeyden daha kolay ayrılması abrasiv aşınma mekanizmasının baskın hale getirilerek daha kolay yumuşak alt tabakalara ulaşımı sağladığı ve tabakalaşmalara yol açtığı söylenebilir. Sert Ni-P ve Cr tabakasına sahip tabakalı malzemelerde görülen deformasyonun nispeten oldukça düşük düzeyde olması, oldukça yüzeysel aşındırma çizgilerine ve tabakalaşmalara yol açması, bu malzemelerde abrasiv aşınma mekanizmasının daha baskın olduğunu göstermiştir.



Şekil 90. Uygulanan yükün 20 N, kayma hızının 0,3 m/s ve kayma mesafesinin 60 m olması durumunda elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni' ve (d) Cu_p-Ag-Cr'

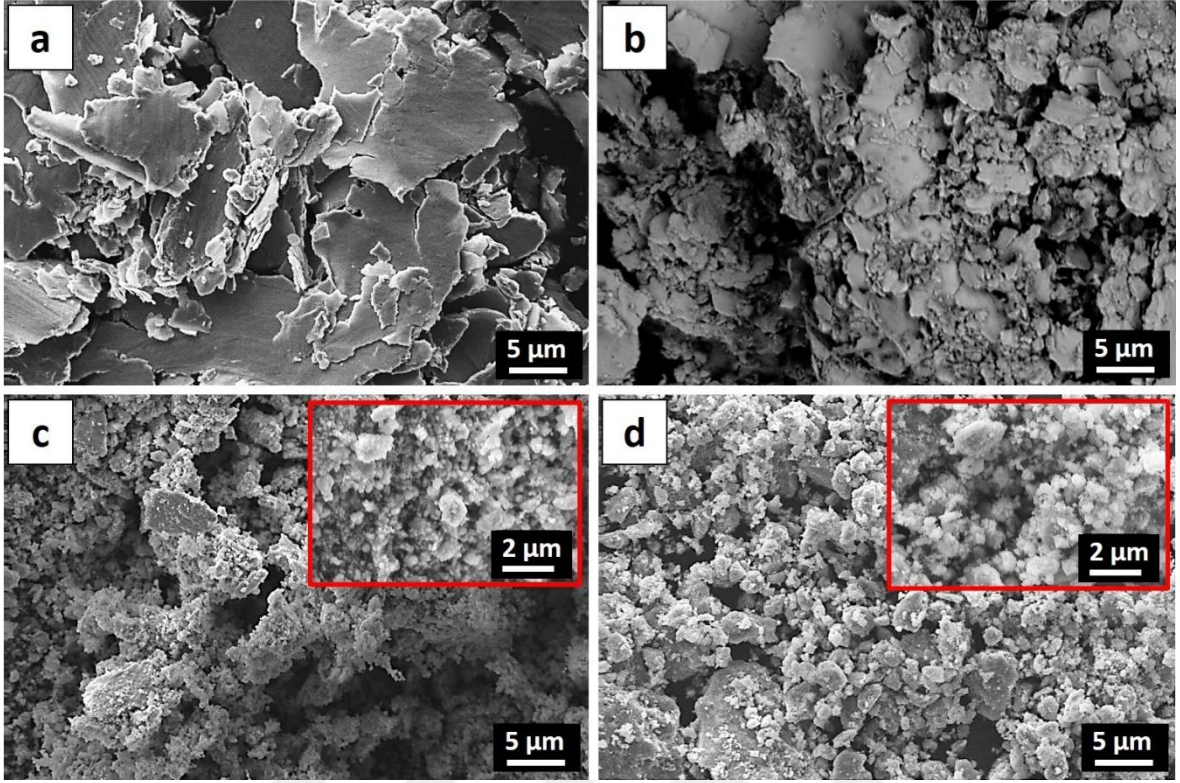
Şekil 91, 20 N yük, 0,3 m/s kayma hızı ve 60 m kayma mesafesi altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonucu Cu_p-Ag' ve Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin sahip olduğu aşınma yüzeylerinin elementel analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 91a'da görüldüğü gibi dış katmanda bulunan gümüş tabakası aşınma etkisi ile yüzeyden ayrılma eğilimindedir. Bunun sonucu olarak, sadece bazı bölgelerde genellikle çizgiler halinde ve oluşan oyuklarda gümüş elementi varlığı tespit edilmiştir. Yumuşak yapılu gümüş tabakasının aşındırıcı disk üzerine sıvanmış kısımlarının aşınma yüzeyi üzerinde aşındırıcı etki oluşturması ile tabakalaşma ve oyuklanmaya neden olduğu ve bu bölgelerde biriktiği görülmüştür. Bununla birlikte, akımsız gümüş tabakasının tane sınırlarında yer alması, dış katmanda bulunan gümüşün aşınması halinde tane sınırı bölgelerinde gümüş tespitini göz önüne koymuştur. Ayrıca bazı bölgelerde oksitlenme tespit edilmiştir. Artan aşınma etkisi aşınma yüzeylerinde sıcaklık artışına neden olmakla birlikte gümüş ve bakır metalinin hava ile de teması nedeniyle oksitlenmesine yol açmıştır. Diğer yandan, Şekil 91b'de verilen Cu_p-Ag-Ni' malzemelerinin aşınma yüzeyine bakıldığında, dış katmanda bulunan nikel tabakasının tamamen yüzeyden ayrılmadığı ve aşınmaya karşı direnç oluşturduğu açıkça görülmüştür.

Özellikle oluklanmaların oluştuğu yoğun deformasyon bölgelerinde nikel elementi varlığı dikkat çekmektedir. Şekil 91c ve Şekil 91d’de bu malzemelerin sırasıyla elementel analiz eğrileri ve ağırlıkça element dağılımları verilmiştir. Elementel analiz eğrilerine bakıldığında, $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerin aşınma yüzeylerinde bütün elementlere ait piklere rastlanmıştır. Akımsız nikel kaplamanın Ni-P bileşiminden oluşması P içeriğini gösteren piklerin eldesini sağlamıştır. Ayrıca, her iki malzemenin aşınma yüzeylerinde oksitlenme sonucu O içeriğini belirten pikler görülmüştür. O’ye ait pik şiddetinden de anlaşılabacağı üzere, $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemelerin aşınma yüzeylerinde belirlenen O miktarı nispeten daha fazla olmuştur. Şekil 11d’de verilen ağırlıkça element dağılım tablosu, $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemelerin aşınma yüzeyinde tespit edilen O miktarının $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerinkine göre neredeyse 2 kat fazla olduğunu ortaya koymuştur.



Şekil 91. Aşınma yüzeyi haritalama analizleri; (a) $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ ve (b) $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ile bu malzemelerin (c) elementel analiz eğrileri ve (d) ağırlıkça element içeriği

Şekil 92, aşınma deneylerine tabi tutulan malzemelerin aşınma yüzeylerinden elde edilen döküntülerin SEM görüntülerini sunmaktadır. Aşınma mekanizmalarının belirlenmesinde döküntülerinin morfolojik incelemeleri büyük önem taşımaktadır. Bu bağlamda, Şekil 92a'da Cu' malzemelerden elde edilen döküntülerin morfolojisi verilmiştir. Görüldüğü gibi, oldukça geniş ve yassı tabakalar halinde aşınma yüzeylerinden elde edilen döküntüler tespit edilmiştir. Bu durum, Cu' malzemelerin tabakalaşma ile gerçekleşen aşınma mekanizmasının yüksek malzeme kayıplarına yol açtığını kanıtlar niteliktedir. Diğer yandan, Şekil 92b, Cu_p-Ag' malzemelerin sahip olduğu aşınma döküntülerinin SEM görüntüsünü vermektedir. Burada da Cu' malzemelerinkine benzer olarak tabakalaşmış döküntüler görülmektedir. Ayrıca, nispeten kırılarak ayrılmış parçacıklara da rastlanmıştır. Bu malzemelerde de adhesiv aşınma mekanizmasının baskın olduğu açıkça görülmüştür. Gerçekleşen kırılmaların aşınma yüzeylerinde meydana gelen oksitlenmelerden kaynaklandığı düşünülebilir. Artan sıcaklığın da etkisiyle oksitlenmeye uğrayan yüzeyde sertleşmenin de etkisi ile alt tabakadaki bakır ile birbiri içine giren oksitlenmiş parçacıkların kırılması olasıdır. Yüksek oranda gümüş ve bakır içeren malzemelerin aşınma yüzeylerinden elde edilen döküntülerin morfolojisinin genellikle tabakalaşmış yassı parçacıklardan oluşumu literatürdeki benzer sonuçları doğrulamaktadır [193]. Şekil 92c'de Cu_p-Ag-Ni' malzemelerden elde edilen aşınma döküntülerinin morfolojisi verilmiştir. Bazı yassı parçacıkların varlığına ek olarak mikron-altı parçacıkların oluştuğu açıkça görülmektedir. Bu malzemelerde daha önceki bölümlerde bahsedildiği gibi en düşük ÖOA değerlerinin belirlenmesi bu durumu destekler niteliktedir. Öyle ki, döküntü boyutundaki azalma malzemenin aşınmaya karşı oluşturduğu direnç nedeniyle parçacıkların küçük boyutlara ayrılarak yüzeyden uzaklaştığını göstermektedir. Ni içerikli malzemelerde sıklıkla görülen bu durum literatürde belirtilmiştir [194]. Benzer bir durum, Cu_p-Ag-Cr' malzemelerin aşınma döküntülerinin verildiği Şekil 92d'de görülmektedir. Cu_p-Ag-Ni' malzemelerinkine nazaran daha büyük boyutlu parçacıkların varlığı görülse de mikron-altı parçacıkların oluştuğu ve baskın olduğu tespit edilmiştir. Nispeten daha yassı ve geniş parçacıkların aşınma yüzeyinden ayrıldığı ancak baskın aşınma mekanizmasının mikron-altı parçacıkların varlığı nedeniyle abrasiv aşınma olduğu anlaşılmıştır. Bu mikron-altı parçacıkların, sert Ni-P ve Cr nano parçacıklarının alınma sırasında aşındırıcı etkisi sebebiyle mikro-kesme etkisi yaratması ve bu nedenle oldukça küçük boyutlu parçacıkların döküntüleri oluşturarak abrasiv aşınmayı baskın hale getirmesi literatürde vurgulanmıştır [195].



Şekil 92. Uygulanan yükün 5 N, kayma hızının 0,3 m/s ve kayma mesafesinin 240 m olduğu aşınma testleri sonucunda elde edilen aşınma döküntüsü SEM görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni' ve (d) Cu_p-Ag-Cr'

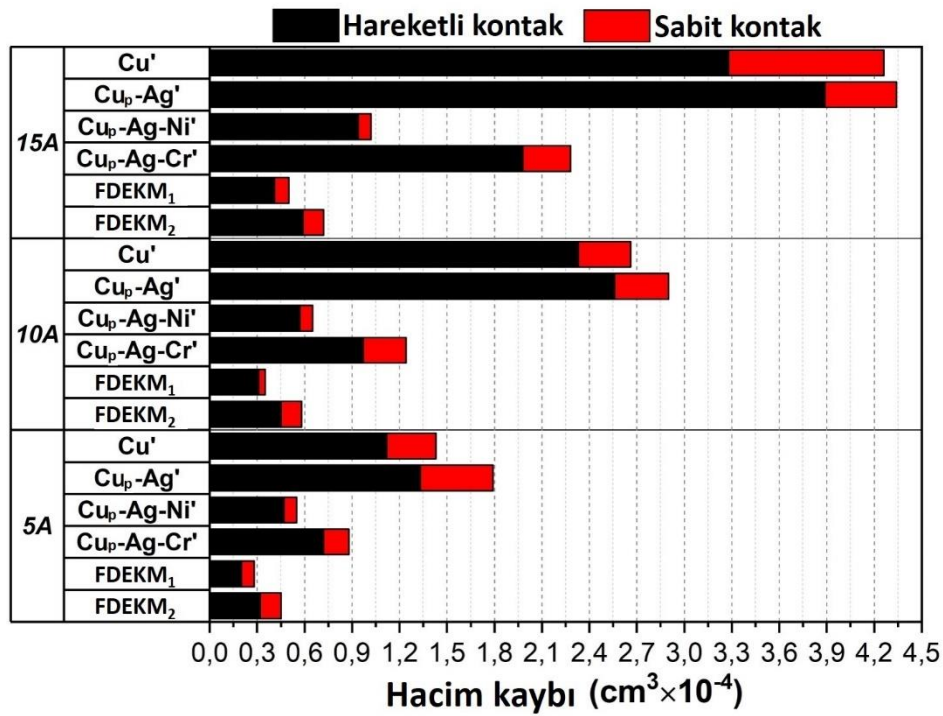
3.5. Ark-erozyon Performanslarının İncelenmesi

Çalışmada üretilen Cu', Cu_p-Ag', Cu_p-Ag-Ni', Cu_p-Ag-Cr', FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerin ark-erozyon performansları kontak malzemelerinin gerçek kullanım alanına uygun olarak tasarlanmış bir deney düzeneği kullanılarak yapılmıştır. Çalışmada performansı güçlendirmek üzere planlanmış kontak malzemelerinin üretiminde FGM dizaynı kullanılmıştır. Bu bağlamda, kontak temas bölgelerinde (üst katmanlarda) sırasıyla Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerinin kullanıldığı FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerin kontak performansları araştırılmıştır. Kontak performanslarının araştırılmasında, ark-erozyon deneyleri sonrası belirlenen malzeme kayıpları ve ark-erozyon yüzeyleri incelenmiştir. Numunelerin deney öncesi ve sonrası ağırlıkları hassas terazi ile ölçülerek, elde edilen sonuçların malzemelerin yoğunluklarına bölünmesi sonucu hacimsel kayıpları belirlenmiştir. Ark-erozyon yüzeyleri ise SEM ile incelenerek malzemelerin ark-erozyon mekanizmaları belirlenmiştir.

3.5.1. Ark-erozyon Kayıplarının İncelenmesi

Malzemelerin ark-erozyon kayıplarının incelenmesinde kontak açma-kapama çevrim sayısı olarak 1000, 3000 ve 5000 çevrim kullanılırken, uygulanan akım değeri olarak 5 A, 10 A ve 15 A seçilmiştir. Bu bağlamda, Şekil 93'te numunelerin 1000 çevrimde ve farklı akım değerlerinde (5 A, 10 A, 15 A) uygulanan ark-erozyon deneyleri sonucunda hesaplanan ark-erozyon kayıpları hacimsel olarak verilmiştir. Sabit ve hareketli kontak malzemelerinde meydana gelen kayıpların ayrı ayrı belirlenmesi, ark-erozyon davranışlarını daha doğru bir şekilde göstereceği bilinmektedir. Çünkü, sabit kontak malzemelerinde meydana gelen kayıplar genellikle hareketli kontaklarda belirlenenlerden daha fazla olmaktadır [196, 197]. Bu yüzden, Şekil 93'te de görüldüğü gibi ve hareketli kontaklarda meydana gelen kayıplar ayrı ayrı verilmiştir. Şekilden anlaşılabileceği üzere, malzemelerin ark-erozyon dirençlerinin artması ile hareketli ve sabit kontaklarda meydana gelen kayıp değerleri birbirine yaklaşmıştır. Bu bağlamda; örneğin, Cu' malzemelerin sabit ve hareketli kontaklarında belirlenen ark-erozyon kayıpları 5 A, 10 A ve 15 A akım altında, sırasıyla 1,43 ve 1.12, 2.66 ve 2.33, 4.26 ve 3,28 olarak hesaplanmıştır. Diğer yandan, FGM₁ için aynı şartlar altında belirlenen bu değerler sırasıyla 0.28 ve 0.20, 0.35 ve 0.31, 0.50 ve 0.41 olmuştur. Ark-erozyon testlerine tabi tutulan bütün malzemeler arasında en yüksek kayıpların görüldüğü malzemeler Cu_p-Ag' malzemelerdir. Akımsız gümüş kaplı bakır tozlarından üretilen Cu_p-Ag' malzemelerin dış katmanda yumuşak yapıya sahip gümüş tabaka içermesi ark-erozyon kayıplarının yüksek olmasına neden olmuştur. Dikkat çekici bir durum olarak, Şekil 93'te görüldüğü gibi, dış katmanlarında sırasıyla sert Ni-P ve Cr tabakası içeren Cu_p-Ag-Ni' ve Cu_p-Ag-Cr' malzemelerde belirlenen ark-erozyon kaybı değerlerinin Cu' ve Cu_p-Ag' malzemelerdekinden oldukça düşük olduğu söylenebilir. Ancak, bahsi geçen 3 tabakalı metal tozlardan üretilen bu malzemelerin kontak temas bölgelerinde kullanıldığı FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerin ark-erozyonuna karşı en dirençli malzemeler olduğu, bu malzemeler için hesaplanan ark-erozyon kaybı değerlerinden açıkça görülmektedir. 1000 kontak çevriminde akım değerinin artırılması ile bütün malzemeler için belirlenen ark-erozyon kaybı değerleri yükselmiştir. Ancak, FDEKM₁ malzemelerde görülen artışın diğer malzemelerinkine nazaran oldukça düşük olduğu belirlenmiştir. Buna bağlı olarak, FDEKM₁ malzemelerde görülen malzeme kaybı 1000 çevrim ve 5 A akım şartları altında Cu_p-Ag' malzemelerinkinin yaklaşık 1/6'sı olarak hesaplanmıştır. Uygulanan akım değeri 10 A ve 15 A düzeyine çıkarıldığında, bu oran sırasıyla yaklaşık 1/10 ve 1/11 olarak

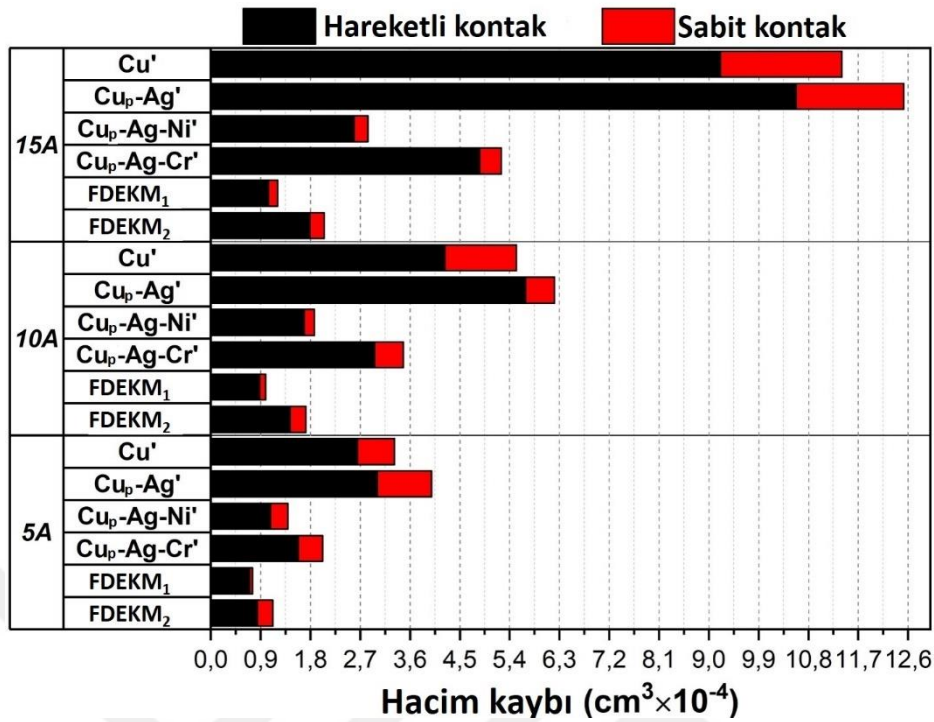
belirlenmiştir. Ek olarak, üst (kontakt teması bölgesi) katmanında dış katmanı Ni-P tabakası ile çevrili $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerin kullanıldığı FDEKM₁ malzemelerde belirlenen ark-erozyon kaybı değerleri FGM dizaynı kullanılmayan $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerinkinin neredeyse yarısı olarak hesaplanmıştır. Bu durum, FGM tasarımının malzemelerin ark-erozyon performanslarında oldukça geliştirici bir etken olduğunu göstermektedir. Ayrıca, üst katmanlarında sert tabakalar içeren malzemelerin FGM tasarımı ile tasarlanması her ne kadar bakır ve gümüşe göre daha düşük elektriksel iletkenlik eldesine sebep olsa da kabul edilebilir düzeyde elektriksel iletkenlik değeri düşüşü ile sertlik ve aşınma performanslarının artırılması ark-erozyon performansına doğrudan etki ettiği açıkça görülmüştür. Buradan, elektrik kontak malzemelerinin ark-erozyon performansları üzerinde, malzemelerin elektriksel iletkenlikten belirli düzeyde feragat ederek sertlik ve aşınma performanslarının olabildiğince iyileştirilmesi gerektiği anlaşılmaktadır.



Şekil 93. Çalışmada üretilen malzemelerde, 1000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri

Malzemelerin farklı akım değerlerinde (5 A, 10 A, 15 A) ve 3000 kontak çevrimi sonucu gösterdikleri ark-erozyon kaybı değerleri Şekil 94'te verilmiştir. Çevrim sayısının

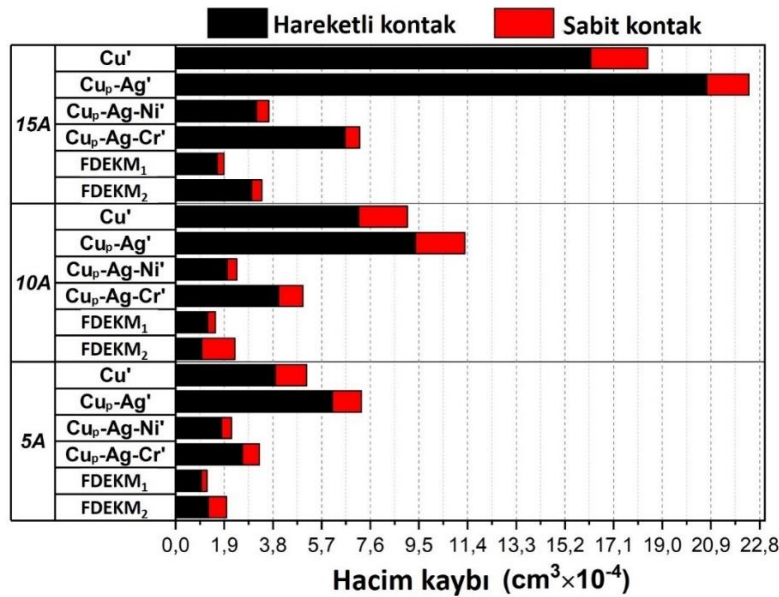
artması ile meydana gelen ark-erozyon kayıpları artış göstermekle birlikte, uygulanan akım değerlerinin yükseltilmesi ile de ark-erozyon kaybı değerleri yükselmiştir. Şekil 94'te verilen kayıp değerlerine bakıldığında, en iyi ark-erozyon performansına sahip malzemelerin Cu_p-Ag-Ni' ve FDEKM₁ malzemeler olduğu anlaşılmaktadır. Bu bağlamda, sabit ve hareketli FDEKM₁ kontak malzemeler için belirlenen ark-erozyon kaybı değerleri; 5 A, 10 A ve 15 A akım değerlerinde ve 3000 kontak çevrimi sonucunda sırasıyla, 0.75 ve 0.70, 0.99 ve 0.88, 1.21 ve 1.04 olarak hesaplanmıştır. Üç katmanlı tozlardan üretilen malzemelerin ark erozyon kaybı değerleri incelendiğinde, sabit ve hareketli kontak malzemelerinde meydana gelen kayıpların birbirine diğer kontak malzemelerin sabit ve hareketli kontak malzemelerinkine göre daha yakın olduğu görülmüştür. Buradan, dış katmanlarında sert Ni-P ve Cr tabakası içeren tozlardan üretilen malzemelerin ark-erozyon esnasında aşınmaya karşı olan direnci sayesinde, sabit-hareketli kontak arasında gerçekleşen malzeme transferinin minimize edildiği anlaşılmaktadır. Kontak malzemelerinin çalışması esnasında, 3000 çevrim sonunda farklı akımlar uygulanarak gerçekleştirilen deneylerde, görüldüğü gibi sadece üç katmanlı tozlardan üretilen malzemelerin ve üst katmanlarında üç katmanlı tozların kullanıldığı FDEKM'lerin ark-erozyon kayıpları daha düşük olmuştur. Buradan anlaşılmaktadır ki, kontak temasının sağlandığı yüzeylerin hem sertlik performansının nispeten yüksek hem de elektriksel iletkenlik değerinin kabul edilebilir düzeyde olması, malzemelerin ark-erozyon performanslarını geliştirmektedir. Ayrıca, FGM dizaynı ile sadece kontak temasının gerçekleştiği yüzeylerde sert tabaka içeren malzemelerin, daha alt katmanlarda elektriksel iletkenliğin daha yüksek olduğu malzemelerin kullanımı, tek bir malzeme yapısında hem daha yüksek elektriksel iletkenliğin hem de daha yüksek sertlik değerlerinin eldesine imkân tanımıştır. Bu yüzden, çalışmada üretilen FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerde görülen ark-erozyon kaybı değerleri 3000 kontak çevrimi sonrasında da nispeten daha düşük olarak belirlenmiştir (Şekil 94).



Şekil 94. Çalışmada üretilen malzemelerde, 3000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri

Şekil 95, farklı akım değerlerinin uygulandığı ve 5000 kontak çevrimi ile yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu, sabit ve hareketli kontak malzemesi olarak kullanılan malzemelerde görülen ark-erozyon kaybı değerlerini göstermektedir. En iyi ark-erozyon performansına sahip malzemelerin FDEKM₁ malzemeler olduğu belirlenirken, en yüksek malzeme kaybının görüldüğü malzemelerin Cu_p-Ag' elektrik kontak malzemeleri olduğu tespit edilmiştir. Bu bağlamda; örneğin, 15 A akım ve 5000 kontak çevriminin uygulandığı deneyler sonucu Cu_p-Ag' malzemelerde görülen ark-erozyon kaybı değeri sabit ve hareketli kontak malzemelerinde yaklaşık sırasıyla 22,38 ve 20,74 olarak hesaplanmıştır. Aynı şartlar altında gerçekleştirilen deneylerde FDEKM₁ için belirlenen ark-erozyon kaybı değerleri ise sırasıyla yaklaşık 1,89 ve 1,62 olarak belirlenmiştir. Görüldüğü gibi, kontak temas bölgesinde kullanılan dış katmanında sert Ni-P tabakasına sahip FDEKM₁ malzemelerde tespit edilen ark-erozyon kaybı değeri Cu_p-Ag' malzemelerinkine göre neredeyse 13 kat daha düşüktür. Ayrıca, uygulanan akım değerinin artması ile aradaki bu farkın arttığı açıkça görülmektedir. Bu bağlamda, özellikle yüksek akım gerektiren kontaktörler gibi elemanların çalışmasında kullanılan kontak malzemelerinin hem sertlik hem de elektriksel iletkenlik

performanslarının oldukça kritik olduğu anlaşılmaktadır. Elektrik kontak malzemelerinin üretiminde kullanılan malzemelerin sertlik ve elektriksel iletkenlik değerlerinin olabildiğince yüksek tutulmasının elektrik kontak malzemelerinin kullanım ömürlerinin uzun olmasında kritik rol oynadığı bilinmektedir. Literatürde, bu tür malzemelerin sertliklerinin en az elektriksel iletkenlik kadar önemli bir faktör olduğu belirtilmiştir. Sertlik değerlerinin artırılması için uygulanan işlemlerin (bu çalışmada, tabakalar üzerinde elde edilen sert Ni-P ve Cr katmanları gibi) elektriksel iletkenlik değerlerinde hafif düşüşlere yol açmasına rağmen, malzemelerin sertlik değerlerini dikkate eşdeğer ölçüde artırması elektrik kontak malzemelerin ark-erozyonuna karşı olan direncini önemli düzeyde arttırmaktadır [198]. Çalışmada sert Ni-P ve Cr tabakasını içeren FGM dizaynı ile üretilen FDEKM'lerin yüksek ark-erozyon direncine sahip olması kontak temas bölgelerindeki malzemelerin iç yapısında her tane etrafında bulunan sert tabakaların bulunmasına bağlanabilir. Bu sert tabakalar, elektriksel iletkenlik değerlerinde her ne kadar düşüşe neden olsa da sertlik değerlerinde meydana gelen yükselmenin, elektriksel iletkenlikteki düşüşü büyük ölçüde tolere ettiği anlaşılmıştır. Buna binaen, örneğin; FDEKM₁ malzemelerde belirlenen ark-erozyon kaybı değerlerinin, 5000 çevrim ve 15 A uygulanan ark-erozyon deneyleri sonucu Cu_p-Ag-Ni' malzemelerinkinin neredeyse yarısı olduğu, Cu_p-Ag' malzemelerinkinin ise 1/10'una karşılık geldiği belirlenmiştir.



Şekil 95. Çalışmada üretilen malzemelerde, 5000 çevrim ve farklı akım değerleri altında yürütülen ark-erozyon deneyleri sonucu belirlenen hacim kaybı değerleri

Tablo 3, tüm parametrelerde yapılan ark-erozyon testleri sonucunda çalışmada üretilen tüm elektrik kontak malzemelerinde hesaplanan sabit ve hareketli kontaklardaki/kontak çiftlerindeki toplam hacim kaybı değerlerini göstermektedir. Anlaşılacağı üzere tüm kontaklarda belirlenen hacim kaybı değerleri, çevrim sayısı ve akım değerlerinin arttırılması ile sürekli olarak artış göstermiştir. Daha yüksek çevrim sayılarında malzemelerde görülen hacim kaybındaki artışın özellikle sert Ni-P ve Cr tabakalarına sahip malzemelerde azalma eğiliminde olduğuna dikkat edilmelidir. Örneğin 10A akım değerine sahip FDEKM₁ malzemelerinde yapılan testler sonucunda elde edilen hacim kaybı değerleri ve 1000, 3000, 5000 anahtarlama sayıları sırasıyla 0,66, 1,87, 2,81 olarak belirlenmiştir. Doğrusal bir artıştan ziyade azalan bir artış olması, toplam hacim kaybının daha çok ark erozyon testlerinin ilk aşamasında gerçekleştiğini kanıtlamaktadır. Bu, literatürde belirtildiği gibi ilk aşamada ön test yüzeyleri oldukça pürüzsüz olan kontakların deformasyonuna bağlanabilir [199].

Tablo 8. Farklı çevrim ve akım değerlerinde uygulanan ark-erozyon deneyleri sonucu kontak çiftlerinde görülen toplam kayıplar ($\text{cm}^3 \times 10^{-4}$)

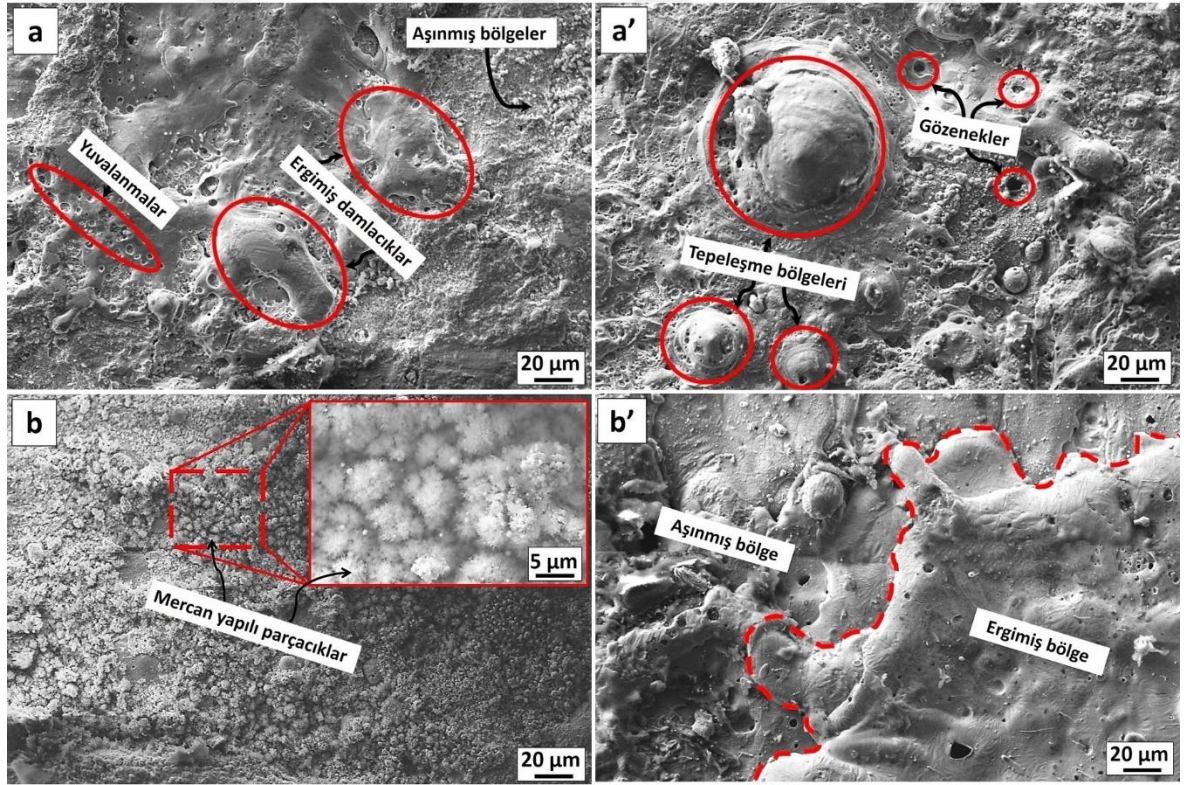
Parametreler Numuneler	1000 çevrim			3000 çevrim			5000 çevrim		
	5A	10A	15A	5A	10A	15A	5A	10A	15A
Cu'	2,55±0,112	4,99±0,135	7,54±0,141	5,97±0,130	9,75±0,128	20,61±0,137	9,00±0,122	16,20±0,129	34,64±0,137
Cu_p-Ag'	3,12±0,124	5,46±0,137	8,24±0,129	7,00±0,137	11,9±0,146	23,1±0,101	13,37±0,137	20,65±0,148	43,12±0,141
Cu_p-Ag-Ni'	1,02±0,102	1,22±0,123	1,96±0,117	2,47±0,118	3,56±0,121	5,53±0,120	3,97±0,130	4,40±0,116	6,79±0,180
Cu_p-Ag-Cr'	1,6±0,120	2,21±0,123	4,26±0,126	3,60±0,124	6,44±0,128	10,11±0,124	5,88±0,138	8,99±0,123	13,79±0,124
FDEKM₁	0,48±0,110	0,66±0,111	0,91±0,112	1,45±0,111	1,87±0,112	2,24±0,117	2,32±0,118	2,81±0,127	3,51±0,123
FDEKM₂	0,77±0,122	1,04±0,128	1,32±0,136	1,96±0,134	3,15±0,123	3,84±0,121	3,27±0,12	4,24±0,117	6,43±0,119

3.5.2. Ark-erozyon Yüzeylerinin İncelenmesi

Şekil 96, ark-erozyon deneylerinin 15 A akım değeri ve 1000 kontak çevrimi şartları altında yürütülmesi sonucu malzemelerin sahip olduğu ark-erozyon yüzeylerinin SEM görüntülerini vermektedir. Şekil 96a'da görüldüğü gibi, Cu' sabit kontak malzemelerinin ark-erozyon yüzeylerinde geniş ergimiş alanlar tespit edilirken, ergimiş bölgelerin sıçraması ile oluşan birçok yuvalanma bölgeleri belirlenmiştir. Ayrıca, hareketli kontak malzemelerinin çevrimlerini tamamlamaları sırasında oluşan hasar, aşınmış bölgeler olarak kendini göstermektedir. Ergimiş alanların varlığından daha fazla yer kaplayan ağır hasarın meydana geldiği aşınmış bölgelerin mikron boyutundaki kopmuş parçacıklarla dolu olduğu görülmüştür. Ek olarak, arkten etkilenen bölgelerde önemli yerel erime meydana gelirken, ark etkisinin nispeten etkisiz olduğu alanlarda daha pürüzsüz yüzeylerin oluştuğu anlaşılmaktadır. Şekil 96a', Cu' hareketli kontaklarının ark erozyon yüzeyini temsil etmektedir. Bu şekilde görüldüğü gibi, sabit kontakların yüzeyinde meydana gelen yerel erimeler nedeniyle sabit kontaklardan hareketli kontaklara malzeme transferi meydana gelmiştir. Ayrıca açılma ve kapanma sırasında artan sıcaklığın etkisiyle oluşan soğuk kaynak nedeniyle çıkıntı alanları olarak tanımlanabilecek bölgeler oluşmuştur. Cu_p -Ag' sabit kontaklarının ark erozyon yüzeyleri Şekil 96b'de görülmektedir. Hemen hemen tüm ark-erozyon yüzeyinin mercan benzeri parçacıklarla dolu olduğu açıkça görülmektedir. Bu nanometre boyutundaki parçacıkların oluşumu, ark oluşumu sırasında meydana gelen erimiş parçacıkların gazlaşması ve sıçramasından kaynaklanmaktadır. Gümüş içeren bölgelerde erime daha hızlı gerçekleştiği için arkın neden olduğu erimeye ek olarak gazlaşma da meydana gelmektedir. Lokal ergime bölgelerindeki yarı katı veya sıvı metaller, açma-kapama döngüsündeki bekleme süresi boyunca havanın etkisiyle hızlı katılaşmaya uğrayarak mercan benzeri bir morfoloji oluşturmuştur. Gümüş içeren kontaklarda benzer bir durum literatürde açıkça belirtilmiştir [156]. Şekil 96b', ark-erozyonuna maruz kalan Cu_p -Ag' hareketli kontaklarının yüzey görüntüsünü sunmaktadır. Bu malzemelerin yüzeyinde görülen geniş yerel erime bölgeleri ve çıkıntı noktaları, ark-erozyonu etkisini açıkça ortaya koymaktadır. Bu malzemelerin hareketli kontakları üzerinde bu denli ergimiş bölgelere rastlanmasının nedeni olarak, gümüş metalinin bakır meteline göre daha düşük sıcaklıklarda ergimeye uğraması gösterilebilir. Cu_p -Ag-Ni' sabit kontak malzemelerinin ark-erozyon yüzeyleri Şekil 96c'de görüldüğü gibi nispeten pürüzsüz görünmektedir. Dış katmandaki Ni-P yüzeyin aşınması nedeniyle, gümüş yüzey elektrik arkının etkisi altında ergimeye maruz

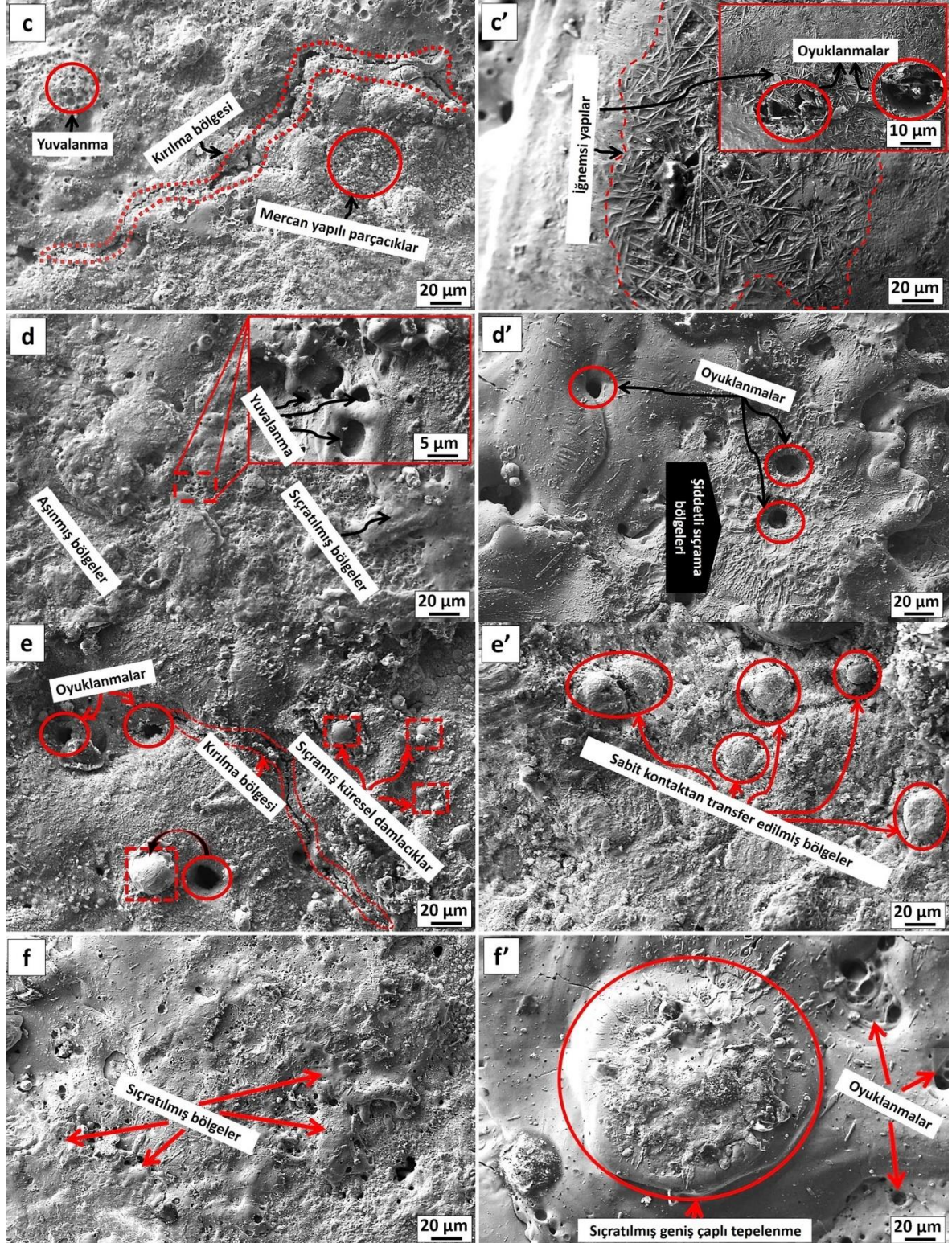
kalarak hızlı katılaşma nedeniyle mercan benzeri bir yüzey morfolojisine neden olmuştur. Gümüş tabakanın temas yüzeylerine erimesi sırasında meydana gelen gazlaşma ve sıvı sıçraması, ark erozyon yüzeylerinde deliklerin oluşmasına neden olmuştur. Kontakların çalışması sırasında aşınmadan önce birbirleriyle sürekli temas halinde olan Ni-P tabakalarının ısı iletkenliği gümüş ve bakıra göre oldukça düşüktür. Bu kontakların dış katmanlarındaki nikel katmanının (~ 6 W/mK [173]) ısı iletkenliği, gümüş (~ 420 W/mK [200]) ve bakır (~ 378 W/mK [201]) ile karşılaştırıldığında çok düşüktür. Arkın neden olduğu ısı enerjideki ani artış, kontakların açma-kapama işlemleri sırasında katmanların farklı ısı iletkenliği nedeniyle ısı stres yaratmaktadır. Termal uyumsuzluğun neden olduğu termal streslerin temas yüzeylerinde çatlaklara neden olduğu açıktır (Şekil 96c). Termal stresin neden olduğu benzer hasardan literatürde bahsedilmektedir [202]. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ hareketli kontakların ark-erozyon yüzeyi, iğne benzeri morfolojiyi ve bazı delik oluşumlarını içermektedir (Şekil 96c'). $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ kontakların hareketli temas yüzeyindeki sert Ni-P tabakası, iğneye benzer bir yapı oluşturarak alt tabakadaki erimiş gümüş ve bakır yapıların sıçramasını önlemektedir [64]. Ancak Ni-P tabakası, ark ile delindikten sonra oluşan boşluklardan dışarı çıkma eğiliminde olan erimiş gümüş ve bakır damlacıkları yüzeylerde boşluk oluşumunu tetiklemektedir. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ kontakların dış katmanındaki Cr dağılımı Ni-P'den daha az homojen olduğundan, alt katmanda bulunan gümüş ve bakır yüzeylerin ark etkisi altında eriyerek sıçramalar ile yüzeye çıkması kaçınılmaz hale gelmiştir. Sıçramalar sonucu ark-erozyon yüzeylerinde meydana gelen delikler açıkça görülmektedir (Şekil 96d ve Şekil 96d'). Bu kontakların özellikle hareketli olanlarının ark erozyon yüzeylerinde oluşan çukurların etrafında sıçrama alanları açıkça görülmektedir (Şekil 96d'). FDEKM_1 kontak malzemeleri, nispeten yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}$ numunelerine kıyasla daha fazla ark erozyon direnci göstermiştir (Şekil 96e ve Şekil 96e'). Buna göre, Şekil 16e'de FDEKM_1 sabit kontakların ark-erozyon yüzeyinde görüldüğü gibi, azalan mercan benzeri morfolojiye sahip, nispeten daha pürüzsüz bir yüzey elde edilmiştir. Üst katmandaki Ni-P katmanının neden olduğu çatlak net olarak görülmekle birlikte ergiyen alt katmanların delikler vasıtasıyla yüzeye aktarıldığı görülmüştür. Diğer yandan FDEKM_1 hareketli kontakların ark-erozyon yüzeyi incelendiğinde, sabit kontak yüzeyinde oluşan küresel damlacıkların FDEKM_1 hareketli kontak yüzeyine aktarıldığı görülmüştür (Şekil 96e'). Şekil 96f ve Şekil 96f', sırasıyla FDEKM_2 sabit ve hareketli kontakların ark-erozyon yüzeylerini temsil etmektedir. FDEKM_2 sabit kontaklarının ark-erozyon yüzeyinde FDEKM_1 'e kıyasla birçok ergiyerek sıçramış bölge tespit edilmiştir. Cr tabakasının aşınması sonucu

ortaya çıkan gümüş ve bakır tabakanın eriyik oluşturarak yüzeyde dağıldığı anlaşılmaktadır. Yüzeyde dağılmış bir erimiş tabakanın varlığı, oluşan delik boyunca yüzeye fişkıran parçacıkların erimesi ile belirgin hale gelmiştir. Hareketli kontak yüzeyinin geniş bir tümsek yapısına sahip olduğu ve tümsek yapısının sıçramalarla kaplandığı görülmüştür (Şekil 96f). Arkın eritemediği sert Cr tabakası üzerinde oluşan kaynaklanmanın nispeten düşük ergime derecesine sahip bakır ve gümüş tabakaların erimesi ile ortaya çıktığı anlaşılmıştır. Ayrıca ark-erozyonuna uğrayan alanlarda delik oluşumu dikkat çekmektedir. Tespit edilen deliklerin, diğer tabakalı kontaklarda olduğu gibi alt tabakalarda erime ve gazlaşmaya maruz kalan gümüş ve bakır tabakalarının erimesi sonucu oluştuğu söylenebilir.



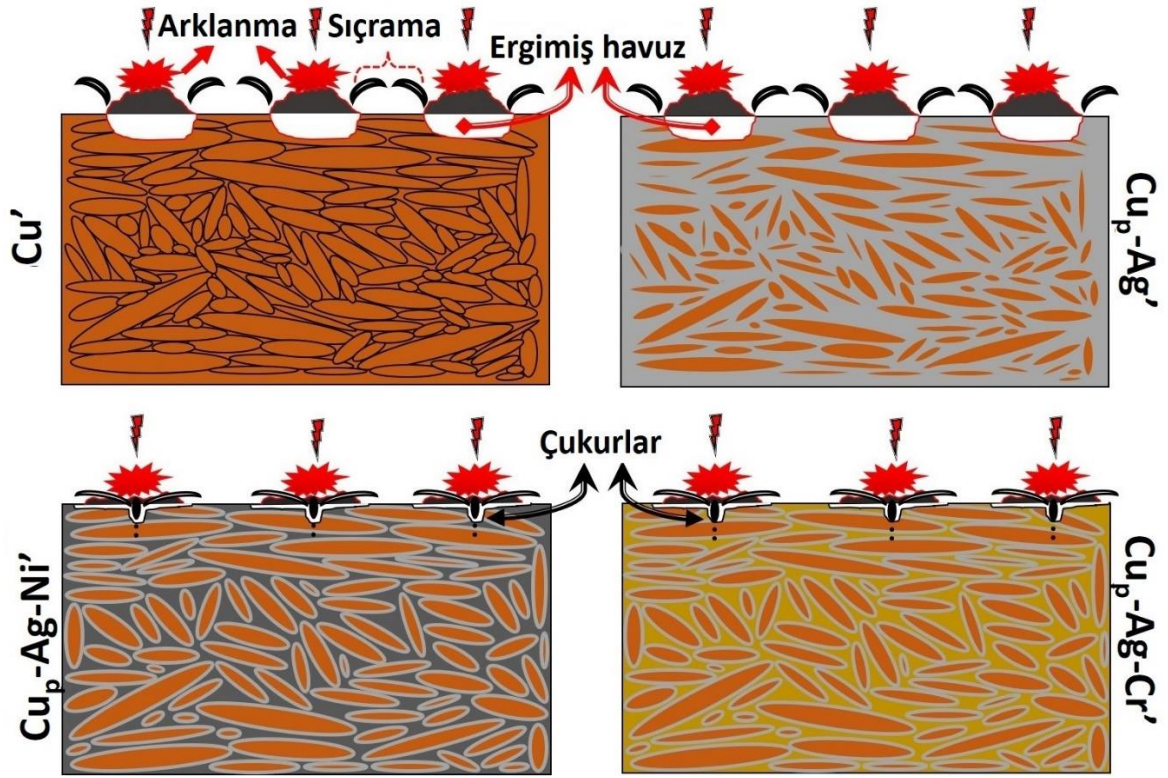
Şekil 96. Sırasıyla sabit ve hareketli kontakların ark-erozyon yüzeyi SEM görüntüleri; (a-a') Cu', (b-b') Cu_p-Ag', (c-c') Cu_p-Ag-Ni', (d-d') Cu_p-Ag-Cr', (e-e') FDEKM₁ ve (f-f') FDEKM₂

Şekil 96'nın devamı



Ark-erozyon testleri sırasında malzeme tipine göre temas yüzeylerindeki deformasyonun şematik gösterimi Şekil 97'de verilmiştir. Bakır ve gümüş içeren kontakların yüzeyinde oluşan arkın neden olduğu deformasyon ve ergime gelişimi, havuz ve geniş

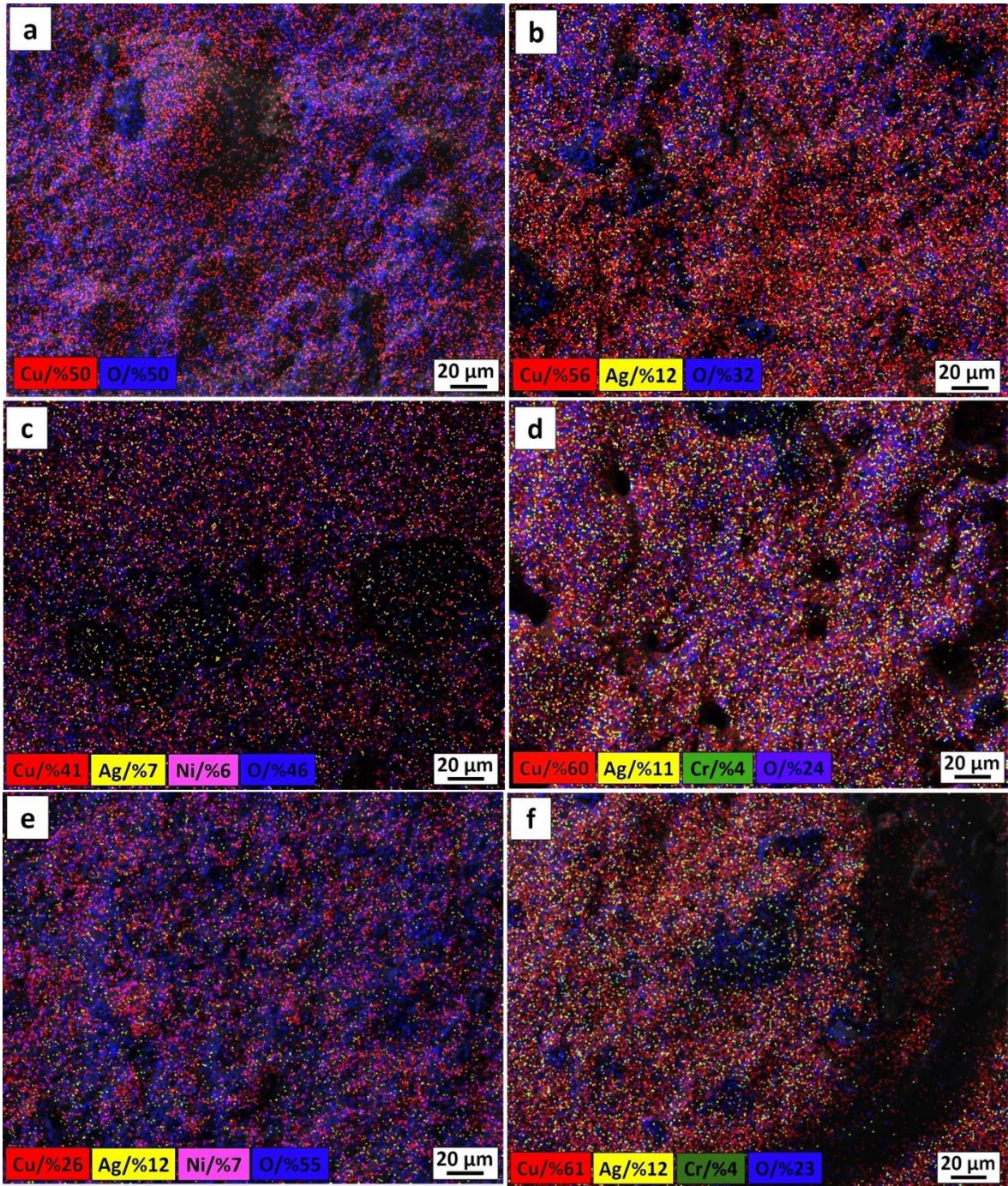
çukurlar sonucu kaynaklanmalar ve geniş tepelenmelerle sonuçlanır. Ni-P ve Cr içeren kontaklarda ise ark oluşumunu baskılayan sert Ni-P ve Cr tabakası erimeden deformasyona uğramaktadır. Kontakların çalışması devam ettikçe deforme olan sert katman delindiğinde alt katmanda düşük erime sıcaklığına sahip gümüş ve bakır katmanların ergimesiyle bu katmanları oluşturan ergimiş metaller deliklerden kontak yüzeyine geçerek ardında ince çukurcuklar meydana getirir. Böylece her alt tane yüzeyinde karşılaşılan sert Ni ve Cr tabakası ark performansını artırabilir ve kontakların hizmet ömrünü uzatabilir. Diğer bir deyişle, sürekli olarak kendi kendini ark-erozyonuna dirençli hale getiren (kendini yenileyen) elektriksel iletkenliği kabul edilebilir seviyede tutulmuş ve sertlik değerleri kontak malzemeleri için oldukça yüksek yeni tür kontak malzemeleri geliştirilmiştir.



Şekil 97. Ark oluşumu sırasında malzeme yüzeylerinde gerçekleşen ark-erozyon mekanizmalarının şematik gösterimi

Şekil 98, 15 A akım ve 1000 çevrim sayısı uygulanan ark-erozyon deneyleri sonucu elde edilen hareketli kontakların ark-erozyon yüzeylerinin EDS haritalama görüntülerini temsil etmektedir. **Cu'** kontakların ark-erozyon yüzeyi incelendiğinde kaynaklanma

bölgesindeki bakır yoğunluğunun ve kaynaklanma bölgesi etrafındaki ark-erozyonuna uğramış alanlarda oksit yoğunluğunun varlığı dikkat çekmektedir (Şekil 98a). Oksijen afinitesi yüksek olan bakır, ark sırasında muazzam sıcaklık artışı nedeniyle %50 oranında bir oksidasyona neden olmuştur. $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ kontaklarının ark erozyon yüzeyinde tespit edilen bakır oranı %56 olarak belirlenmiştir (Şekil 98b). Bu durum, bu kontaklardaki arkın neden olduğu sıcaklık artışının dış katmandaki gümüşü erittiğini ve bakır katmanını ortaya çıkardığını kanıtlamaktadır. Bakır yoğunluğu, özellikle sıçrayan alanlarda belirgin hale gelmiştir. Aşınmış alanlardaki oksit konsantrasyonu Şekil 18b'deki mavi noktalar aracılığıyla açıkça görülmektedir. Gümüşün bakıra kıyasla daha yüksek oksidasyon direnci, oksit oranının bakır kontakların neredeyse dörtte birinde kalmasını sağlamıştır. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ hareketli kontak yüzeylerinde belirlenen Cu, Ag, Ni ve O oranları sırasıyla %41, %7, %6 ve %46 olarak tespit edilmiştir. Belirlenen Ag oranının $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ kontaklarının neredeyse yarısı olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 98c). Cr tabakasının homojenliği Ni-P tabakasından daha kötü olduğundan bakır ve gümüş tabakaların $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ kontaklarındaki (Şekil 98d) temas yüzeylerine sıçradığı açıktır. Bu nedenle Cu ve Ag oranlarının $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ark-erozyon yüzeyinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte, oksit oranındaki dikkat çekici düşüş, Cr metalinin çok daha iyi oksidasyon direncinden kaynaklanmaktadır. Bu durumu destekleyici bir görüş literatürde belirtilmiştir [203]. FGM dizaynına sahip malzemelerin ark-erozyon yüzeyleri sırasıyla FDEKM_1 ve FDEKM_2 için Şekil 98e ve Şekil 98f'de gösterilmektedir. FDEKM_1 kontak yüzeylerinin tüm kontaklar arasında en düzgün yüzeye sahip olduğu görülmüş ve tespit edilen Cu oranının sadece %26 olduğu belirlenmiştir. Bu FGM tasarımının avantajı olarak; düşük bakır oranından, üst tabakaların erozyona karşı direnç sağlandığı, Cu ve Ag alt tabakalarının ergimesini en aza indirildiği anlaşılmaktadır (Şekil 98e). Cr içeren FDEKM_2 tasarımında, Cr tabakasının aşınması ve alt tabakalar ile karışması ile Cu ve Ag tabakalarının ergimeye uğrayarak alt tabakalardan yüzeye çıkması ve sıçrama bölgelerindeki oksit yoğunluğu oluşturması gözlenmiştir.



Şekil 98. Ark-erozyonuna uğramış hareketli kontak malzemelerinin haritalama analizi görüntüleri; (a) Cu', (b) Cu_p-Ag', (c) Cu_p-Ag-Ni', (d) Cu_p-Ag-Cr', (e) FDEKM₁ ve (f) FDEKM₂

4. İRDELEME

Yürütülen deneysel çalışmalar sonucu elde edilen verilere dayanarak öncelikle küresel bakır tozlarına farklı sürelerde mekanik öğütme işlemi uygulanmış ve farklı morfolojili bakır tozları elde edildikten sonra bu tozlara AGK uygulayarak, akımsız kaplama kalitesi için uygun morfolojinin 120 dk öğütme sonucunda elde edilen pulsu bakır tozları (120mc) olduğu anlaşılmıştır. Bu süreçte toz karakterizasyonları gerçekleştirilerek, öğütmenin 120. dk'sına kadar bakır tozlarının düzensiz şekle dönüştüğü, 120. dk'da pulsu şekil aldığı ve 120. dk'dan sonra soğuk kaynaklanma ve tekrar plastik deformasyon işlemleri ile çok ince toz tanelerinin elde edildiği görülmüştür. Mekanik öğütme sürecinde gerçekleşen ve yukarıda bahsi geçen morfoloji değişimi durumları literatürde benzer şekilde açıklanmıştır [125, 126].

Ayrıca, bakır metalinin sünek bir yapıya sahip olmasına rağmen, mekanik öğütme sırasında plastik deformasyon nedeniyle sertleşmesi ve bu sertleşme nedeniyle tozların kırılmaya başlaması bilinmektedir. Sertleşme durumuna, plastik deformasyon gerçekleştiğinde partiküldeki engellenmiş dislokasyon hareketi neden olmaktadır [199]. Özellikle bakır tozlarının öğütülmesinde 300. dk sonunda hem oldukça ince hem de yassı (pulsu) tozların bir arada yapıda bulunduğu gözlenmiştir. Ayrıca, pulsu/geniş tozların, soğuk kaynaklanma mekanizması ile oluşmasından dolayı ortalama parçacık boyutu değerlerinin arttığı, öğütmenin devam etmesi ile kırılma mekanizmasının baskın olması yüzünden ortalama toz boyutunun azaldığı literatürde belirtilmiştir [160, 204].

Mekanik öğütme ile elde edilen farklı morfolojili bakır tozlarına AGK uygulayarak, AGK tabakasının karakterize edilmesi sonucu en yüksek gümüş kaplama tabakasının yaklaşık 5-10 μm ile 0msc tozlarında olduğu görülmüştür. Ancak bu tozlardaki kaplamanın, altlık olarak kullanılan küresel bakır tozları üzerinde homojen olarak yerleşmediği belirlenmiştir. Düzensiz şekilli tozlarda ise AGK işleminden sonra kaplanmadan boşta kalan gümüş parçacıkların varlığı görülmüş ve bakır tozları üzerinde kaplanmayan bölgelerin olduğu belirlenmiştir. Özellikle bakır tozlarının öğütme işleminde 120. dk'dan sonra oldukça küçük boyutlarda bakır parçacıklarının yapıda bulunması AGK işlemini olumsuz etkilemiş ve boşta kalan ve kaplanmayan gümüş parçacıkları görülmüştür. Boşta kalan gümüş parçacıkları, AGK çözeltisi içinde gümüş iyonu eksikliğini doğurmuş ve bakır tozlarının

kaplanamamasına yol açmıştır. Bu durum literatürde belirtilmiştir [61]. Bu bağlamda mekanik öğütmenin 120 dk olması ile neredeyse pulsu morfolojiye sahip bakır tozları üretilmiştir. Bu tozlara AGK işlemi uygulanması sonucu AGK'lı bakır parçacıklarının pul benzeri morfolojiye ve boşluk, gözeneklilik veya serbest gümüş parçacıkları olmadan çok düzgün bir yüzeye sahip olduğu görülmüştür. Buna bağlı olarak 120msc tozlarda, AGK tabakasının kalınlığı yaklaşık 2 μm elde edilse de homojen bir kaplama tabakasının oluşması ve serbest gümüş iyonu (kaplanmadan kalan gümüş parçacıkları) bulunmaması, 120msc tozlarının akımsız kaplama için en uygun morfolojiye (pulsu) sahip tozlar olduğunu göstermiştir. Pulsu morfolojinin metal iyonlarını indirgeyebilmesinde önemli etkilere sahip olduğu literatürde belirtilmiştir [79]. Farklı morfolojilere sahip bakır tozlarının AGK uygulanmasının ardından oksidasyonu dirençleri incelendiğinde, 120msc tozlarının en yüksek oksidasyonu direncine sahip olması da pulsu morfolojinin homojen bir AGK tabakasına sahip olduğunu kanıtlar niteliktedir. Buna bağlı olarak, 0msc tozlarının yaklaşık 250 °C'de oksitlenmeye başladığı belirlenirken 120msc tozları ancak yaklaşık 600 °C sıcaklıkta oksidasyona uğramaya başladığı belirlenmiştir. Ayrıca sıcaklığın 800 °C'ye ulaşması durumunda 0 msc tozlarında yaklaşık %20 bağlı kütle artışı görülürken, 120msc tozlarında bu değer yaklaşık sadece %1'de kalmıştır. Shin vd. [165], kaplanmayan bakır tozlarının yaklaşık 300 °C'de oksidasyona uğramaya başladığını belirlerken, AGK'lı bakır tozlarının yaklaşık 500 °C'de oksitlenmeye başladığını belirtmişlerdir. Diğer yandan Lin ve Chu [166], başlangıç bakır tozu morfolojisinin, bu tozların AGK kaplanması sonrası oksidasyonu dirençlerini büyük ölçüde etkilediğini açıklamışlardır. Farklı morfolojili ve AGK'lı bakır tozlarının kristal yapı incelemesi sonrasında ise, 120msc tozlarından elde edilen gümüş piklerinin şiddetlerinin diğer AGK'lı bakır tozlarından elde edilen piklere göre daha şiddetli olduğu ve bakır piklerinin şiddetlerinin 120msc tozlarında daha düşük olduğu belirlenmiştir. Bu durumun nedeni olarak ise, 120msc tozlarındaki AGK tabakasının daha homojen ve açıkta kalan kaplanmamış) bakır tozu yüzeyinin bulunmaması söylenebilir. Bu duruma benzer sonuçlara literatürde Hu vd. [205] ile Wu vd. [169] tarafından yaptıkları çalışmada vurgulanmıştır.

120msc tozlardan elde edilen sonuçlara dayanarak proje çalışması boyunca akımsız kaplama uygulanacak bakır tozları olarak 120 dk boyunca öğütülmüş ve pulsu morfolojiye sahip bakır tozları (120mc) kullanılmıştır. FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerin alt katmanlarında küresel başlangıç morfolojili bakır tozları (0mc), orta katmanlarında pulsu morfolojiye sahip AGK'lı bakır tozları (120msc) üst katmanlarında ise FDEKM₁ için üç

katmanlı Cu_p-Ag-Ni tozlar, FDEKM₂ için üç katmanlı Cu_p-Ag-Cr tozlar kullanılmıştır. Buna göre, FDEKM₁'in üst katmanında kullanılan tozlar için, 120msc tozlarına öncelikle ANK uygulanarak tozlar karakterize edilmiştir. Tozların karakterize edilmesi ile, Ni-P iyonlarının nano parçacıklar olarak yaklaşık 250 nm boyutunda kaplama tabakası şeklinde 120msc tozları üzerine indirgendiği saptanmıştır. Diğer yandan FDEKM₂'in üst katmanı için ise 120msc tozlarına AKK işlemi uygulanmış ve yaklaşık 255 nm kalınlığında nano parçacık halinde Cr iyonlarının 120msc tozları üzerine indirgenmesi ile AKK tabakası elde edilmiştir. Üç katmanlı tozların kristal yapı ve faz incelemesi sonrası ise kaplama toz bünyesinde herhangi bir oksit tabakasına rastlanmamış, üç katmanlı tozlar için; Cu_p-Ag-Ni tozlarında Ni-P piklerine, Cu_p-Ag-Cr tozlarında Cr piklerine rastlanmıştır. Jiang vd. [206], Ag üzerine ANK uygulayarak elde edilen tabakanın XRD piklerini vermiş ve katmanlı tabakada elde edilen Ni-P pikindeki P'nin ANK işleminde indirgeyici ajan olarak kullanılan sodyum hipofosfitten gelen fosforun nikel ile bağlanarak daha sert bir tabaka oluşturduğunu belirtmişlerdir. ANK işleminin metal tozları üzerine uygulanması ile ilgili literatürde herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Ancak Palaniappa vd. [72], yaptıkları çalışmada grafit tozları üzerine ANK işlemi uygulamışlardır. Bu çalışmadakine benzer olarak nanometre seviyesinde (5-15 nm) nikel iyonlarının grafit tozları üzerine indirgendiğini saptamışlardır.

Elde edilen üç katmanlı metalik tozların çalışmada kullanılan diğer tozların görünür yoğunlukları ile kıyaslaması sonucu pulsu tozların görünür yoğunluk değerlerinin küresel tozlarinkine göre düştüğü belirlenmiştir. Buna bağlı olarak 0mc tozlarında yaklaşık 4,90 g/cm³ görünür yoğunluk değeri saptanırken bu tozların pulsuya dönüşmesi ile (120mc) bu değer yaklaşık 3,90 g/cm³'e düşmüştür. Morfolojinin pulsuya dönüşmesi ile toz akıcılığının azalmasından dolayı pulsu morfolojiye sahip tozların daha düşük görünür yoğunluk değerlerine sahip olması literatürde belirtilmiştir [207].

FDEKM malzemelerin farklı üç katmanında kullanılan tozların sıcak presleme ile bütünleştirilerek iç yapılarının incelenmesi sonucu, 0mc tozlarından elde edilen Cu' malzemelerin poroziteli bir mikro-yapıya sahip olduğu görülmüştür. Diğer yandan Cu_p' malzemelerde porozite miktarı oldukça düşmüştür. Literatürde, pulsu morfolojinin preslenebilme kabiliyetine ve malzemelerin mekanik ve fiziksel özellikleri üzerinde büyük ölçüde olumlu rol oynadığına dikkat çekilmiştir [208]. 0mc tozlarının AGK uygulanması ile elde edilen 0msc tozları kullanılarak üretilen Cu-Ag' malzemelerin iç-yapısı incelendiğinde, bakır tozları üzerindeki AGK tabakasının homojen olmaması ve 0mc tozlarından üretilen

Cu' malzemelerinde oluşan porozite de düşünöldüğünde, gümüş tabakanın gözeneklere yerleştığı ve homojen olarak dağıtılmamış bir gümüş tabakanın elde edildiğı belirlenmiştir. Cu_p' malzemeleri, 120mc tozlarından üretilmiştir ve içyapısı incelendiğinde porozite miktarının aynı üretim şartlarında Cu' malzemelerinkine göre büyük ölçüde azaldığı görölmüştür. Pulsu morfolojinin malzemelerin iç-yapısı üzerine de olumlu etkisi buradan açıkça anlaşılmıştır. 120msc tozlarından üretilen Cu_p-Ag' malzemelerin iç-yapısında ise bakır taneleri arasına yerleşen gümüş tabakanın homojen olarak bakır tanelerini çevrelediğı belirlenmiştir. Literatür araştırması yapıldığında AGK uygulanmış bakır tozlarından üretilen bütünleşik malzemelerin karakterizasyonu hakkında herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. 120msc tozlarına ANK uygulanması ile elde edilen üç katmanlı metalik tozlar tez çalışması kapsamında bütünleşik FDEKM₁'in üst katmanında kullanılmıştır. Bu yüzden, bahsi geçen 3 katmanlı metalik tozların bütünleştirilmesi ile bu malzemelerden elde edilen iç-yapıların incelenmesi sonucu altlık olan bakır taneleri arasında katman olarak gümüş ve nikel tabakası açıkça görölmüştür. Diğer yandan FDEKM₂'nin üst katmanı olarak kullanılan üç katmanlı Cu_p-Ag-Cr tozlarından üretilen bütünleşik malzemelerin tane sınırlarında krom tabakasının gümüş tabakası üzerine ince bir şerit halinde bulunduğı gözlenmiştir. Üç katmanlı tozların akımsız kaplama yöntemi ile elde edilmesine yönelik herhangi bir çalışmaya literatürde rastlanmamıştır. Proje kapsamında üretilen iki farklı FDEKM malzemenin alt ve orta katmanlarında sırası ile 0mc (yüksek iletkenlik, düşük maliyet açısından) ve 120msc tozları kullanılmış (ara tabakanın yüksek iletkenliğe sahip köprü oluşturması açısından), FDEKM₁ için üst katmanda üç katmanlı Cu_p-Ag-Ni (iletkenlikten çok kayıp vermeden sertlik ve aşınma ömrünün artırılması açısından), FDEKM₂ için ise üst katmanda Cu_p-Ag-Cr (nikele göre sertlik ve aşınma direncinin kıyaslanması açısından) tozları kullanılmıştır. Buna göre üç tabakalı FDEKM'ler için her tabakanın yoğunluk değeri araştırılmış, 0mc tozlarından elde edilen ve FDEKM'lerde alt tabaka olarak kullanılan 0Cu malzemelerin yoğunluk değeri yaklaşık 8,62 g/cm³ olarak belirlenirken, orta tabaka olarak kullanılan ve 120msc tozlardan elde edilen Cu_p-Ag' malzemelerin yoğunluk değeri, bakıra göre daha yüksek yoğunluğa sahip gümüş içeriğinden dolayı yaklaşık 8,98 g/cm³ olarak belirlenmiştir. Diğer yandan, üst tabakada FDEKM₁ için kullanılan Cu_p-Ag-Ni tozlardan elde edilen Cu_p-Ag-Ni' tabakasının yoğunluk değeri yaklaşık 8,59 g/cm³ olarak tespit edilirken, FDEKM₂ için kullanılan Cu_p-Ag-Cr tozlardan elde edilen Cu_p-Ag-Cr' tabakasının yoğunluk değeri 8,45 g/cm³ olarak hesaplanmıştır. FDEKM₁'in bütün bir malzeme olarak yoğunluğu 8,61 g/cm³ olurken,

FDEKM₂'nin yoğunluğu yaklaşık 8,55 g/cm³ olarak belirlenmiştir. FDEKM'ler için kullanılan üç farklı tabakanın ve FDEKM'lerin genel olarak elektriksel iletkenlik ölçümleri yapıldığında, Cu' tabakasından elde edilen elektriksel iletkenlik değerlerinin yaklaşık 96 %IACS olduğu görülmüştür. Cu_p-Ag' tabakasından elde edilen elektriksel iletkenlik değerleri ise bakır taneleri etrafına çevrelenen gümüş tabakasından dolayı yaklaşık 100 %IACS olarak belirlenmiştir. FDEKM₁'in üst tabakası olan Cu_p-Ag-Ni' tabakasından elde edilen elektriksel iletkenlik değeri yaklaşık 79 %IACS'dir. Diğer yandan FDEKM₂'nin üst tabakası olarak uygulanan Cu_p-Ag-Cr' tabakasının elektriksel iletkenlik değeri yaklaşık 74 %IACS seviyesindedir. FDEKM₁ ve FDEKM₂'nin bütünleşik üç tabakalı malzeme olarak elen alınıp elektriksel iletkenlik değerleri ölçüldüğünde ise sırasıyla yaklaşık 86 %IACS ve 76 %IACS değerleri elde edilmiştir. Literatürde kullanılan elektrik kontak malzemelerine göre elde edilen elektriksel iletkenlik değerleri oldukça yüksek seviyelerde elde edilmiştir. Literatürde genellikle seramik parçacık takviyeli (sertliği ve aşınma performansını arttırmak amacıyla) bakır ve gümüş takviyeli kompozit malzemeler kullanılmış ancak seramik parçacık takviye oranı arttıkça elektriksel iletkenlik değerlerinin çok büyük ölçüde azaldığı belirlenmiştir [150, 209]. Ayrıca bu malzemelerin üretiminde seramik parçacık takviyelerinin matris içinde homojen bir şekilde dağıtımını sağlamak ve bu sayede fiziksel ve mekanik özelliklerin üst düzeyde tutulmasını sağlamak için uzun sürelerde mekanik öğütme işlemleri kullanılmıştır. Ek olarak gümüş matrisli kompozitlerin kullanımı maliyet açısından da olumlu görülmemektedir. Tez çalışmasında hem maliyet göz önünde bulundurularak hem de uzun süreli deneysel çalışmalardan ve dolayısı ile yüksek enerji kayıplarının önüne geçilerek kabul edilebilir seviyelerde elektriksel iletkenlik değerleri elde edilmiştir.

FDEKM'ler için kullanılan üç farklı tabakanın ve FDEKM'lerin genel olarak sertlik ölçümleri yapıldığında, 0Cu tabakasından elde edilen sertlik değerlerinin yaklaşık 83 HB olduğu belirlenmiştir. Cu_p-Ag tabakasından elde edilen ortalama sertlik değerlerinin ise yaklaşık 99 HB olduğu belirlenmiştir. Gümüş içeriğinin gümüşün bakıra göre daha düşük sertliğe sahip olmasına karşın AGK'lı pulsu bakır tozlarının (120msc) bütünleştirilmesi ile iç-yapıda sağlanan yüksek yoğunluk (oldukça düşük poroziteli) ve gümüş tabakasının homojen olarak iç-yapıda yerleşmesi nedeniyle sertlik değerleri olumlu yönde etkilenmiştir. FDEKM₁'de üst tabaka olarak kullanılan Cu_p-Ag-Ni' malzemelerin sertlik değerleri yaklaşık 125 HB olarak belirlenirken FDEKM₂'de üst tabaka olarak tercih edilen Cu_p-Ag-Cr' tabakasının sertlik değeri yaklaşık 115 HB olarak belirlenmiştir. Literatürdeki elektrik

kontak malzemeleri üzerine olan çalışmalarda ise, sert parçacık takviyesi malzemelerin sertlik değerlerini ancak 115 HB'lere kadar arttırırken elektriksel iletkenlik değerlerini yaklaşık 70 %IACS değerlerine kadar düşürmüştür [210, 211]. Ayrıca bu çalışmalarda malzemelerin oksidasyonu dirençleri göz önünde bulundurulmadığından, bakırın da özellikle yüksek sıcaklıklarda hava atmosferinde düşük oksidasyonu direnci elektrik kontak performansını doğrudan etkileyecektir.

Tez çalışmasında, FDEKM'lerin hem oksidasyon dirençleri hem elektriksel iletkenlik değerleri hem de sertlik değerlerinin yüksek seviyelerde tutulması için malzeme seçimi ve üretimi yapılmıştır. FDEKM'lerin özellikle üst katmanlarında (elektrik kontak temasının olduğu bölge) elektrik kontak teması halinde yüksek sıcaklığa maruz kalması oksidasyonu dirençlerinin de öneminin büyük olmasına neden olmaktadır. Bu yüzden, elektriksel iletkenlik değerlerini çok düşürmemek için bakır tozlarına AGK uygulayarak 120msc tozları ve bu tozların da ANK kaplanması ile elde edilen Cu_p -Ag-Ni (FDEKM₁ için) tozlarından ve 120msc tozlarına AKK kaplanması ile elde edilen Cu_p -Ag-Cr (FDEKM₂ için) tozlarından elde edilen FDEKM üst katmanlarının oksidasyonu dirençleri araştırılmıştır. Cu' malzemelerin 800 °C ye kadar ısıtılması ile bağlı kütle artışı yaklaşık %20 olarak belirlenirken, FDEKM₁ ve FDEKM₂'nin üst tabakalarında kullanılan sırasıyla Cu_p -Ag-Ni' ve Cu_p -Ag-Cr' malzemelerde görülen bağlı kütle artışı değerleri yaklaşık %1,5 ve %1 olarak belirlenmiştir. Bu tabakalarda elde edilen kabul edilebilir seviyede sertlik ve elektriksel iletkenlik değerlerine karşılık olarak yüksek oksidasyonu direncinin de elde edilmesi bu çalışmada üretilen yeni elektrik kontak malzemelerinin hem geliştirilmiş fiziksel ve mekanik özellik bakımından hem de maliyet bakımından alternatif olabileceği açıktır.

Proje çalışmasında, üretilen FDEKM'lerin aşınma performanslarının belirlenmesi için yürütülen çalışmalar sonucunda, en düşük aşınma kayıpları FDEKM₁ ve FDEKM₂'nin üst tabakasında kullanılan, üç katmanlı Cu_p -Ag-Ni ve Cu_p -Ag-Cr tozlarından elde edilen Cu_p -Ag-Ni' ve Cu_p -Ag-Cr' malzemelerinde elde edilmiştir. Orta ve alt tabakaların aşınma kayıpları ile üst tabakaların aşınma kayıpları değerleri kıyaslandığında üst tabakada kullanılan malzemelerden elde edilen aşınma kaybı değerleri sert nikel ve krom tabakasını içermesinden dolayı, orta ve alt tabakalarda kullanılan malzemelere göre 2-3 kat daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Aşınma parametreleri olarak, bütün yük, hız ve aşınma sürelerinde en düşük aşınma kaybı değerleri nikel içerikli üst tabakaya sahip FDEKM₁ malzemelerinde görülmüştür. Nikel tabakasının bütünleşik malzeme eldesinden önce ANK işlemi ile 120msc tozları üzerinde elde edilmesi sırasında Ni-P bileşiminden oluşması bu tabakanın daha sert

bir yapıya sahip olmasını sağlamış ve bu tabakanın aşınma performansını krom tabakaya göre daha fazla arttırmıştır. Yük parametresinin değiştirilmesi ile yürütülen aşınma testlerinde, bütün tabakalarda kullanılan malzemelerde 10 N yük altında 5, 15 ve 20 N yüklerde yürütülen test sonuçlarına göre daha düşük aşınma kayıpları meydana gelmiştir. Bu durumun nedeni olarak, 10 N yükte malzemelerin aşınma sırasında sıcaklığın da artması suretiyle aşınma yüzeylerine tabakalar halinde yapışması hala yüzeyden ayrılmamış aşınma tabakalarının varlığı olarak belirtilmektedir. Devir hızının değiştirilmesi ise, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemelerinin 1,2 m/s hızda daha düşük hızlarda elde edilen aşınma kayıplarından daha düşük aşınma kayıplarının oluşmasına yol açmıştır. Bu durumda, 1,2 m/s hıza kadar sünek gümüş ve bakır tabakanın yüzeye sıvanması ile daha düşük aşınma kayıplarının meydana gelmesi ancak 1,2 m/s hızın, sıvanan tabakanın yüzeylerde tutunamayarak kopması sonucu aşınma kayıplarının artmasına yol açtığı görülmüştür. Ancak, nikel ve krom içerikli üst tabakların bu hızda bahsi geçen malzemelerin davranışına ters olarak daha düşük aşınma kayıpları gösterdiği belirlenmiştir. Nikel ve krom içerikli tabakanın nispeten daha sert olması 1,2 m/s hıza kadar olan hızlarda abrasiv aşındırma ile yüzeyi küçük parçacıklar halinde aşındırarak koparmak suretiyle yüksek aşınma kayıpları oluşurken 1,2 m/s hızda temas süresinin de azalmasıyla nikel ve krom parçacıklarının sünek alt tabakalara gömülerek yüzeyden parçacık kopmasının daha zor hale gelmesi aşınma kayıplarının düşmesine neden olmuştur. Gerçekleşen bu durumlar, aşınma yüzeylerinin karakterize edilerek elde edilen sonuçları desteklemektedir. Nikel ve krom içerikli malzemelerde abrasiv aşınma mekanizması baskın halde görülürken, sadece bakır ve gümüş içerikli malzemelerde tabakalaşma, yüzeye sıvanarak yapışma diğer bir deyişle adhesiv aşınma mekanizması baskın olarak meydana gelmiştir. Aşınma döküntülerinin incelenmesi ile, bakır ve gümüş içerikli numunelerden elde edilen döküntülerin tabakalar halinde yüzeylerden koparak uzaklaştığı adhesiv aşınma mekanizmasının oluşmasını desteklemektedir. Bakır gibi sünek malzemelerde meydana gelen aşınma mekanizmasının adhesiv aşınma mekanizması olduğu birçok çalışma tarafından desteklenmiştir [212, 213]. Diğer yandan, nikel ve krom içeren FDEKM'lerin üst tabaklarında kullanılan malzemelerin aşınma döküntüleri incelendiğinde ise, döküntü parçacıklarının çok küçük boyutlarda hatta nano boyutlarda döküntülerin bile olduğu ve abrasiv aşındırıcı olarak görev yapan nikel ve krom parçacıklarının varlığının abrasiv aşınma mekanizmasını oluşturduğu belirlenmiştir. Sert kaplamaların oluşturduğu aşınma mekanizmasının abrasiv olduğu ve kaplamaların bu mekanizmanın etkisini en aza indirgeyerek aşınma kayıplarını azalttığı literatürde belirtilmiştir [214-217].

Çalışmada üretilen malzemelerin ark-erozyon performansların incelendiğinde, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemelerin en yüksek ark-erozyon kayıplarına sahip malzemeler olduğu belirlenmiştir. Diğer yandan, aynı bileşime sahip kontak malzemelerinin sabit ve hareketli olanlarında meydana gelen ark-erozyon kayıpları ayrı ayrı belirlenmiştir. Bu inceleme sonucunda, hareketli kontaklarda meydana gelen kayıp değerlerinin sabit kontaklarınkine göre düşük olduğu tespit edilmiştir. Sabit kontak üzerinde sürekli olarak açma-kapama hareketi gerçekleştiren hareketli kontak malzemesi yüzeylerine sabit kontaklardan malzeme transferinin gerçekleştiği anlaşılmıştır. Bu bağlamda, Cu', Cu_p-Ag', Cu_p-Ag-Ni', Cu_p-Ag-Cr', FDEKM₁ ve FDEKM₂ kontak malzemeleri için 15 A ve 5000 çevrim uygulanan ark-erozyon testleri sonucu sabit ve hareketli kontak malzemelerinde belirlenen hacim kayıpları sırasıyla; 18.43 ve 16.21, 22.38 ve 20.74, 3.64 ve 3.15, 7.18 ve 6.61, 1.89 ve 1.62, 3.46 ve 2.97 cm³x10⁻⁴ olmuştur. Hareketli kontaklar yüzeyine gerçekleşen bu transfer literatürde vurgulanmıştır [218]. Ark-erozyon testlerinde uygulanan akım ve çevrim sayısı değerlerinin artırılması malzemelerde daha yüksek ark-erozyon kayıplarının oluşmasına neden olmuştur. Cu_p-Ag' malzemelerde meydana gelen ark-erozyon kayıplarının Cu' malzemelerinkine göre daha yüksek olduğu anlaşılmıştır. Gümüş metalinin bakıra göre daha düşük sertliğe sahip olması, ark sırasında meydana gelen deformasyonun daha şiddetli olmasına yol açmıştır. Sert Ni-P ve Cr tabakası içeren Cu_p-Ag-Ni', Cu_p-Ag-Cr' kontak malzemelerinde ise nispeten daha düşük ark-erozyon kayıpları tespit edilmiştir. Buradan anlaşılmaktadır ki, elektriksel iletkenliğin kabul edilebilir seviyede tutularak, kontak malzemelerinin sertlik değerlerinin artırılması ark-erozyon performansına doğrudan olumlu katkılar sağlamaktadır. Kontak malzemelerinin sahip olması gereken özellikler arasında sertliğin elektriksel iletkenlik özelliklerine göre daha baskın olduğu literatürde belirtilmektedir [198]. Bu bağlamda, sadece kontak temas bölgelerinde Cu_p-Ag-Ni', Cu_p-Ag-Cr' tabakalarının kullanıldığı FDM tasarımına sahip kontak malzemelerinde hem nispeten elektriksel iletkenliğin artırılması hem de temas bölgesinde yüksek sertliğe sahip malzemelerin kullanılması, FDEKM₁ ve FDEKM₂ malzemelerinin ark-erozyon performanslarının en iyi olduğu malzemeler olmasını sağlamıştır. Ark-erozyonuna uğramış yüzeylerin incelenmesi sonucu, Cu' ve Cu_p-Ag' malzemeler yüzeyinde ergimiş damlacıkların sıçradığı birçok bölge tespit edilmiştir. Ark oluşumu sırasında artan bölgesel sıcaklık, nispeten düşük ergime sıcaklığına sahip gümüş metalinin ergiyerek ark-erozyon yüzeylerinde ağır hasara uğramış bölgelerin oluşumuna sebebiyet vermiştir. Kontak çevrimleri arasında beklenen sürelerde meydana gelen hızlı soğuma bu yüzeylerde mercan görüntüsüne sahip morfoloji meydana getirmiştir. Eriyik

damlacıkların hızlı soğumasından kaynaklanan bu durum literatürde belirtilmiştir [156]. Sert Ni-P tabakasına sahip malzemelerin ark-erozyon yüzeylerinde ise aynı yapı içerisinde daha yüksek termal iletkenliğe sahip gümüş ve bakır gibi metallerin oluşu termal stres bölgelerinin oluşumuna neden olarak, yüzeylerde ince kırıklar ve iğnemsî yapılar oluşmuştur [202, 219].



5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, öncelikle küresel morfolojiye sahip 0mc bakır parçacıklarına mekanik öğütme işlemi uygulanmış, ardından öğütülmüş ve öğütülmemiş bakır parçacıklar çok basit ve nispeten ucuz bir yöntem olan AGK yöntemi ile kaplanmıştır. Öğütme sonrası farklı morfolojilere sahip bakır tozlarının AGK işlemi ile kaplanmasından sonra AGK tabakasına sahip bu tozlar detaylı bir şekilde karakterize edilmiştir. Karakterizasyon işlemleri sonucu AGK tabakasının optimum özelliklere sahip olduğu morfoloji belirlenmiştir. Uygun morfolojinin belirlenmesinden sonra gerçekleştirilen bütün akımsız kaplama işlemlerinde aynı morfoloji kullanılmıştır. Uygun morfolojiye sahip bakır tozlarına uygulanan AGK işleminden sonra elde edilen Ag-Cu kabuk çekirdek tozları üzerine bir yandan ANK işlemi uygulayarak üç katmanlı Cu_p -Ag-Ni, diğer yandan AKK işlemi uygulayarak Cu_p -Ag-Cr tozları üretilmiştir. Daha sonra sıcak presleme yöntemi ile 0mc tozlarından Cu', Cu_p -Ag tozlarından Cu_p -Ag', Cu_p -Ag-Ni tozlarından Cu_p -Ag-Ni', Cu_p -Ag-Cr tozlarından Cu_p -Ag-Cr' malzemeler üretilmiştir. Diğer yandan FDM tasarımının kullanıldığı malzemeler aynı yöntemle üretilmiştir. Bunun için, FDEKM₁ üretiminde, alt tabakada 0mc, orta tabakada Cu_p -Ag, üst katmanda Cu_p -Ag-Ni tozları kullanılırken; FDEKM₂ üretiminde alt tabakada 0mc, orta tabakada Cu_p -Ag, üst katmanda Cu_p -Ag-Cr tozları kullanılmıştır. Üretilen bütün elektrik kontak malzemelerinin fiziksel ve mekanik özelliklerinin detaylıca araştırılmasının yanında aşınma ve ark-erozyon performansları da incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir:

1. Küresel morfolojiye sahip bakır parçacıkların kademeli olarak öğütme işlemine tabi tutulması sonucunda pulsu morfolojiye dönüşmüştür. İlk bakır parçacıklarının boyutu yaklaşık 61 μm iken, 30mc parçacıklarının boyutu yaklaşık 60 μm ve 60mc için ise yaklaşık 59 μm olmuştur. 120mc ve 180mc için, pulsu morfoloji nedeniyle parçacık boyutu sırasıyla 69 μm ve 82 μm ' ye yükselmiştir. 240mc parçacıklarının boyutu 72 μm ' ye düşerken, 300mc parçacıklarının boyutu 72 μm 'den 79 μm 'ye yükselmiştir. Sonuç olarak, bakır parçacıklarının mekanik öğütülmesi işleminde ana mekanizma kırılma ve soğuk kaynaklanma olmuştur.

2. 240mc parçacıkların özgül yüzey alanının, küresel bakır parçacıklarından yaklaşık 3 kat daha yüksek olmuştur. Öte yandan, öğütülmemiş ve öğütülmüş gümüş kaplı bakır parçacıkların özgül yüzey alanı değerleri çok fazla değişim göstermemiştir. Bu nedenle morfolojinin akımsız kaplama kalitesi üzerindeki etkisinin, sadece parçacıkların özgül yüzey alanı değerleri ile değerlendirilmemesi gerektir. Çünkü iri toz parçacıkların üzerinde/yüzeyinde bulunan kırılmış ince parçacıkların akımsız gümüş kaplamayı olumsuz etkilemiştir.
3. Pulsu morfoloji, akımsız gümüş kaplama işlemi sırasında bakır parçacıkları üzerindeki gümüş iyonlarının azaltılmasında aktif bir rol oynamıştır. Gümüş iyonlarının bakır parçacıkları üzerine fazla oranda indirgenmesinden ziyade, daha güçlü bağlanması daha kritik bir faktör olmuştur. Bu kapsamda 120mc tozları üzerinde elde edilen AGK tabakası en kaliteli AGK tabakası olmuştur. 120msc tozların içerdiği kaplama kalınlığı, parçacıkların mikro yapısı üzerinde herhangi bir serbest gümüş parçacığı veya kümelenme olmaksızın yaklaşık 2 µm olmuştur. 0msc tozlarda ise, kaplama kalınlığı yaklaşık 5 µm olmasına rağmen, gümüş iyonlarının bakır parçacıklarının etrafında boşluklu ara yüzeyler oluşturarak bakır parçacıklarına tam olarak tutunamamıştır.
4. Kaplama kalitesinde kaplama kalınlığından daha etkili sonuçlar veren TGA analizi sonucu, 120msc parçacıkların kütlesi, ısı oksidasyon sonucu sadece %1,5 oranında artmış ve bu parçacıklar 500 °C de oksitlenmeye başlamıştır. Halbuki, AGK tabakasına sahip olmayan bakır parçacıkları 250 °C’de bile oksitlenmeye başlamıştır. Ayrıca, 120msc parçacıklarda ısı oksidasyon sonucu meydana gelen artış AGK tabakasına sahip olmayan bakır parçacıklarının yaklaşık 1/20’sini oluşturmuştur.
5. 120msc parçacıkların XRD analizleri, bakır parçacıklarına güçlü bir şekilde bağlanan homojen gümüş tabakası nedeniyle bakırın pik yoğunluğu azalmış, gümüşün pik yoğunluğu artmıştır. Ayrıca, AGK içeren hiçbir parçacık gurubunda oksitlenmeyi ifade eden XRD pikine rastlanmamıştır.
6. Pulsu morfoloji, kaliteli akımsız kaplama tabakası için uygun morfoloji olduğundan, Cu_p-Ag tozları, üç katmanlı fonksiyonel tozlarda bir altlık olarak kullanılmıştır. Cu_p-Ag tozlarının ANK ve AKK kaplanmasıyla hazırlanan sırasıyla Cu_p-Ag-Ni ve Cu_p-Ag-Cr tozları üzerindeki Ni-P ve Cr tabaka kalınlığının 250-260 nm aralığında değişmiştir.

7. 0mc tozlarının sıcak preslenmesi ile/yoğunlaştırılmasıyla elde edilen Cu' malzemeleri, FDEKM'lerin alt katmanı olarak kullanılmış ve bu malzemelerin yoğunluk değeri 8.62 g/cm^3 olan gözenekli bir yapıya sahip olmuştur. Bu değer, akış hızı 0mc tozlarından daha düşük olmasına rağmen, 120mc tozlarının geniş parçacık boyutu dağılımından dolayı Cu_p ' malzemeler için 8.76 g/cm^3 olmuştur. Gümüş içeren $\text{Cu}_p\text{-Ag}$ malzemelerin yoğunluk değerlerinde gümüşün nispeten yüksek yoğunluğundan dolayı yükseliş gözlenirken; Ni-P, Cr içeren $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemelerin yoğunluk değerleri bakır ve gümüşe göre nispeten düşük yoğunluk değerlerine sahip Ni ve Cr tabakalardan dolayı düşüş göstermiştir. Farklı içeriğe sahip malzemelerin karşılaştırılması yapıldığından, bağıl yoğunluk değerlerinin daha doğru karşılaştırma için fikir vermesi olağandır. Bu bağlamda; $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$, FDEKM₁ ve FDEKM₂ için belirlenen bağıl yoğunluk değerleri sırasıyla yaklaşık; %97, %93, %92, %94 ve %93 şeklindedir.
8. Cu' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ elektrik kontak malzemeleri için sertlik değerleri sırasıyla 82 HB ve 100 HB iken, elektriksel iletkenlik değerleri yaklaşık 95 %IACS ve 100 %IACS olmuştur. $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ malzemelerin sertliği yaklaşık 125 HB ve elektriksel iletkenliği yaklaşık 76 %IACS olarak belirlenirken; $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ elektrik kontak malzemeleri için bu değerler sırasıyla yaklaşık 115 HB ve 75 %IACS olarak hesaplanmıştır. FDM tasarımı ile ise (FDEKM₁) sertlik değeri 125 HB, elektriksel iletkenlik değeri ise yaklaşık 85 %IACS değerine ulaşarak ticari olarak sıklıkla kullanılan Siemens marka kontaklardan daha üstün özelliklere sahip kontaklar üretilmiştir.
9. Çalışmada üretilen iki tür FDEKM'lerin üst katmanlarını oluşturan ANK ve AKK katmanlarını içeren $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemeleri, ısıl oksidasyon testleri sonucu, geleneksel Cu' malzemelere göre 20 kat daha az oksit oluşumu sergilemiştir.
10. En yüksek özgül aşınma oranı (ÖAO) değeri 20 N yük altında $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ ($4.9 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$) malzemelerde bulunurken, en düşük ÖAO değeri $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ($2.3 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$) 10 N yük altındaki malzemelerde görülmüştür. Diğer yandan, Cu' ve $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ malzemeleri için baskın aşınma mekanizmasının adhesiv ve delaminasyon olduğu belirlenirken, $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ ve $\text{Cu}_p\text{-Ag-Cr}'$ malzemeleri için baskın aşınma mekanizmasının Ni-P ve Cr' nin sert katmanları nedeniyle abrasiv olmuştur.
11. Alt katmanda Cu', orta katmanda $\text{Cu}_p\text{-Ag}'$ ve üst katmanda $\text{Cu}_p\text{-Ag-Ni}'$ içeren FDEKM₁ elektrik kontak malzemeleri üstün temas performansına sahip olmuştur. Bu bağlamda, 15 A ve 5000 kontak çevrimlerinde ölçülen toplam ark erozyon kaybı,

kontak çiftleri ($\text{cm}^3 \times 10^{-4}$) için, Cu', Cu_p-Ag' ve FDEKM₁ elektrik kontak malzemelerinde $34,64 \pm 0,137$, $43,12 \pm 0,141$ ve $3,51 \pm 0,123$ olmuştur. Görüldüğü gibi, FDM tasarımı ile elde edilen yeni tür elektrik kontak malzemelerin ark-erozyon performansı geleneksel bakır kontak malzemelerine göre neredeyse 10 kat artmıştır.

12. Sabit kontaklarda; mercan benzeri yapı, çatlama, erime ve sıçrama gibi ark erozyon mekanizmaları görülürken, hareketli kontaklarda genellikle kaynaklanma ve tepe oluşumu eğilimlerinin baskın olmuştur. Ark etkisinin neden olduğu çukurlaşma içerisindeki alt tabakalardan gelen ergimiş havuz oluşumu, FDEKM₁ kontak malzemelerinde en aza indirilmiştir. Bu, FDEKM₁'lerin üstün performansın ana nedenidir.
13. Dış katmanlarında sert Ni-P tabakası içeren Cu_p-Ag-Ni' malzemelerinin FDEKM₁ elektrik kontak malzemelerin kontak temasının gerçekleştiği üst katmanlarında kullanılması, orta katmanlarında elektriksel iletkenlik değeri üstün Cu_p-Ag' malzemelerinin kullanılması ve alt katmanlarda işlenmemiş Cu' malzemelerinin kullanılması hem aşınma direnci hem de ark-erozyon performansı üstün elektrik kontak malzemelerinin eldesini sağlamıştır. Katmanlı metalik tozların kullanılması, aşınma veya ark-erozyonu sırasında her tanenin hasara uğramasından sonra alt katmandan yerine gelecek olan yeni üstün performanslı tanelerin ortaya çıkmasını sağladığından; tez çalışmasında üretilen yeni tür elektrik kontak malzemelerinin yeni bir üretim yöntemi ile üstün performanslı olarak üretilmiştir.

6. ÖNERİLER

1. Akımsız kaplama yöntemleri, dentritik morfolojili bakır tozları üzerinde gerçekleştirilerek, farklı bir toz morfolojisinin elektrik kontak malzemelerinin özellikleri üzerine etkisi araştırılabilir.
2. Akımsız kaplama işlemleri sırasında kullanılan parametreler (sıcaklık, kaplama süresi, metal kaynağı ve indirgeyici ajan oranları, karıştırma hızı vb.) üzerine kapsamlı bir araştırma yapılarak kaplama tabakasının nasıl etkileneceği ve kaplama tabakası kalitesi üzerine çalışmalar yürütülebilir.
3. Üzerinde akımsız kaplama tabakasına sahip bakır tozlarına seramik yapılı sert nano parçacık (B_4C , CNT, SiO_2 vb.) ilavesi yapılarak üretilen kompozitlerin elektrik kontak performansları üzerine çalışmalar yapılabilir.
4. Katmanlı metalik tozlarının kademeli olarak sinterlenmesi ile elde edilen elektrik kontak malzemelerinin performansları incelenebilir.
5. Akımsız kaplama tabakasına sahip parçacıklar kullanılarak seçici lazer ergitme gibi eklemeli imalat yöntemleri ile elektrik kontak malzemelerinin üretimi gerçekleştirilerek, elde edilen malzemelerin özellikleri araştırılabilir.

7. KAYNAKLAR

1. Callister, W.D. ve Rethwisch, D.G., Materials science and engineering: an introduction, Wiley, 9, New York, 2018.
2. Ashby, M., Materials Selection in Mechanical Design, 9780080952239, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2011.
3. Guler, O., Cuvalci, H., Gokdag, M., Canakci, A. ve Celebi, M., Tribological behavior of ZA27/Al₂O₃/graphite hybrid nanocomposites, Particulate Science and Technology, 36,7 (2018) 899-907.
4. Dalmis, R., Cuvalci, H., Canakci, A., Guler, O. ve Celik, E., The Effect of Mechanical Milling on Graphite–Boron Carbide Hybrid Reinforced ZA27 Nanocomposites, Arabian Journal for Science and Engineering, 43,3 (2018) 1113-1124.
5. Arifin, A., Sulong, A.B., Muhamad, N., Syarif, J. ve Ramli, M.I., Material processing of hydroxyapatite and titanium alloy (HA/Ti) composite as implant materials using powder metallurgy: A review, Materials & Design, 55 (2014) 165-175.
6. Karahalil, B., Sonlu Elemanlar Yöntemiyle Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemelerde Gerilme Yığılmalarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2012.
7. Sarıkan, B., İşlevsel derecelendirilmiş bor karbür takviyeli AA7075 esaslı kompozitlerin 7,62 mm'lik zırh delici mermiler karşısındaki balistik özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2013.
8. Davis, F., Shimizu, F.M. ve Altıntaş, Z., Biosensors and Nanotechnology: Applications in Health Care Diagnostics, Smart Nanomaterials: Applications in Biosensors and Diagnostics, Z. Altıntaş editor, John Wiley & Sons Inc, New York, 11, 2017.
9. Naebe, M. ve Shirvanimoghaddam, K., Functionally graded materials: A review of fabrication and properties, Applied Materials Today, 5 (2016) 223-245.

10. Ruys, A.J., Popov, E.B., Sun, D., Russell, J.J. ve Murray, C.C.J., Functionally graded electrical/thermal ceramic systems, Journal of the European Ceramic Society, 21,10-11 (2001) 2025-2029.
11. Hon, D.N.-S. ve Shiraishi, N., Wood and cellulosic chemistry, revised, and expanded, 928, CRC press, Florida, 2000.
12. Ait Moussa, A. ve Yadav, R., Optimization of a Functionally Graded Material Stem in the Femoral Component of a Cemented Hip Arthroplasty: Influence of Dimensionality of FGM, Journal of Medical Engineering, 2017 (2017) 3069351.
13. Bohidar, S.K., Sharma, R. ve Mishra, P.R., Functionally graded materials: A critical review, International Journal of Research, 1,4 (2014) 289-301.
14. Jha, D.K., Kant, T. ve Singh, R.K., A critical review of recent research on functionally graded plates, Composite Structures, 96 (2013) 833-849.
15. Lungu, M., Tsakiris, V., Enescu, E., Pătroi, D., Marinescu, V., Tălpeanu, D., Pavelescu, D., Dumitrescu, G. ve Radulian, A., Development of W-Cu-Ni Electrical Contact Materials with Enhanced Mechanical Properties by Spark Plasma Sintering Process, Acta Physica Polonica, A, 125,2 (2014).
16. Tsakiris, V., Lungu, M., Enescu, E., Pavelescu, D., Dumitrescu, G., Radulian, A. ve Mocioi, N., Nanostructured W-Cu electrical contact materials processed by hot isostatic pressing, Acta Physica Polonica A, 125,2 (2014) 348-352.
17. Wang, J., Kang, Y., Wang, C., Wang, J. ve Fu, C., Resistance to arc erosion characteristics of CuO skeleton-reinforced Ag-CuO contact materials, Journal of Alloys and Compounds, 756 (2018) 202-207.
18. Yang, X., Liang, S., Wang, X., Xiao, P. ve Fan, Z., Effect of WC and CeO₂ on microstructure and properties of W-Cu electrical contact material, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 28,2 (2010) 305-311.
19. Deshpande, P.K., Li, J.H. ve Lin, R.Y., Infrared processed Cu composites reinforced with WC particles, Materials Science and Engineering: A, 429,1-2 (2006) 58-65.
20. Ćosović, V., Ćosović, A., Talijan, N., Živković, D., Manasijević, D. ve Minić, D., Improving dispersion of SnO₂ nanoparticles in Ag-SnO₂ electrical contact materials using template method, Journal of Alloys and Compounds, 567 (2013) 33-39.

21. Ali, A.R.K.A. ve Kadhim, R.H., Preparation and mechanical characterization of Cu-Al₂O₃ functionally graded material for electrical contact applications, Journal of University of Babylon, 25,4 (2017).
22. Shiri, S.G., Abachi, P., Pourazarang, K. ve Rahvard, M.M., Preparation of in-situ Cu/NbC nanocomposite and its functionally graded behavior for electrical contact applications, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 25,3 (2015) 863-872.
23. Wang, L., Zhao, Y., Zhu, X. ve Wang, Y., A New Silver-Based Graded Composite as Electrical Contact Material, Key Engineering Materials 2007, 336: 2616-2618.
24. Wang, Y., Zhang, F., Qi, L., Wang, L. ve Cheng, L., The preparation and properties of new silver-metal oxide graded composite electrical contact materials, Key Engineering Materials 2005, 280: 1917-1920.
25. Sawada, S., Shimizu, K., Shimada, S. ve Hattori, Y., Prediction of electrical contact resistance of tin-plated and silver-plated terminals, SEI technical review, 71 (2010) 37-43.
26. Nikbakt, S., Kamarian, S. ve Shakeri, M., A review on optimization of composite structures Part I: Laminated composites, Composite Structures, 195 (2018) 158-185.
27. Akavci, S.S., Thermal Buckling Analysis of Functionally Graded Plates on an Elastic Foundation According to a Hyperbolic Shear Deformation Theory, Mechanics of Composite Materials, 50,2 (2014) 197-212.
28. Čukanović, D.V., Bogdanović, G.M., Radaković, A.B., Milosavljević, D.I., Veljović, L.V. ve Balać, I.M., Comparative thermal buckling analysis of functionally graded plate, Thermal Science, 21,6 Part B (2017) 2957-2969.
29. Afzal, M.A.F., Kesarwani, P., Reddy, K.M., Kalmodia, S., Basu, B. ve Balani, K., Functionally graded hydroxyapatite-alumina-zirconia biocomposite: Synergy of toughness and biocompatibility, Materials Science and Engineering: C, 32,5 (2012) 1164-1173.
30. Pope, M. ve Outwater, J., Mechanical properties of bone as a function of position and orientation, Journal of Biomechanics, 7,1 (1974) 61-66.
31. Liu, Z., Meyers, M.A., Zhang, Z. ve Ritchie, R.O., Functional gradients and heterogeneities in biological materials: Design principles, functions, and bioinspired applications, Progress in Materials Science, 88 (2017) 467-498.

32. Mirazimi, J., Abachi, P. ve Purazrang, K., Spark Plasma Sintering of Ultrafine YSZ Reinforced Cu Matrix Functionally Graded Composite, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 29,12 (2016) 1169-1176.
33. Ferreira, S.C., Rocha, L.A., Ariza, E., Sequeira, P.D., Watanabe, Y. ve Fernandes, J.C.S., Corrosion behaviour of Al/Al₃Ti and Al/Al₃Zr functionally graded materials produced by centrifugal solid-particle method: Influence of the intermetallics volume fraction, Corrosion Science, 53,6 (2011) 2058-2065.
34. León-Patiño, C.A., Aguilar-Reyes, E.A., Bedolla-Becerril, E., Bedolla-Jacuinde, A. ve Méndez-Díaz, S., Dry sliding wear of gradient Al□Ni/SiC composites, Wear, 301,1-2 (2013) 688-694.
35. Übeyli, M., Balci, E., Sarikan, B., Öztaş, M.K., Camuşcu, N., Yildirim, R.O. ve Keleş, Ö., The ballistic performance of SiC–AA7075 functionally graded composite produced by powder metallurgy, Materials & Design (1980-2015), 56 (2014) 31-36.
36. Choy, K., Chemical vapour deposition of coatings, Progress in Materials Science, 48,2 (2003) 57-170.
37. Hirai, T., CVD processing, MRS Bulletin, 20,1 (1995) 45-47.
38. Kawase, M., Tago, T., Kurosawa, M., Utsumi, H. ve Hashimoto, K., Chemical vapor infiltration and deposition to produce a silicon carbide–carbon functionally gradient material, Chemical Engineering Science, 54,15-16 (1999) 3327-3334.
39. Vignoles, G., Advances in Composites Manufacturing and Process Design, Chemical vapor deposition/infiltration processes for ceramic composites, Elsevier, 147-176, 2015.
40. Dorfman, M.R., Handbook of environmental degradation of materials, Thermal spray coatings, Elsevier, 469-488, 2018.
41. Gonzalez, R., Ashrafizadeh, H., Lopera, A., Mertiny, P. ve McDonald, A., A Review of Thermal Spray Metallization of Polymer-Based Structures, Journal of Thermal Spray Technology, 25,5 (2016) 897-919.
42. University, T.O.,<https://www.open.edu/openlearn/science-maths-technology/engineering-technology/manupedia/plasma-nitriding/carburising#:~:text=The%20surface%20of%20the%20workpiece,be%20coated%20with%20the%20plasma>. Plasma nitriding/carburising. 21/10 2021.

43. Arsha, A.G., Jayakumar, E., Rajan, T.P.D., Antony, V. ve Pai, B.C., Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminium composites for automotive pistons, Materials & Design, 88 (2015) 1201-1209.
44. Watanabe, Y. ve Sato, H., Review Fabrication of Functionally Graded Materials under a Centrifugal Force, InTech, 2011.
45. Hotza, D. ve Greil, P., Review: aqueous tape casting of ceramic powders, Materials Science and Engineering: A, 202,1-2 (1995) 206-217.
46. Yeo, J.-G., Jung, Y.-G. ve Choi, S.-C., Design and microstructure of ZrO₂/SUS316 functionally graded materials by tape casting, Materials Letters, 37,6 (1998) 304-311.
47. Lin, Y., Kang, K., Chen, F., Zhang, L. ve Lavernia, E.J., Gradient Metal Matrix Composites, 331-346, Elsevier, 2018.
48. Wang, J., Li, L. ve Tao, W., Crack initiation and propagation behavior of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition, Optics & Laser Technology, 82 (2016) 170-182.
49. Li, N., Liu, W., Xiong, H., Qin, R., Huang, S., Zhang, G. ve Gao, C., In-situ reaction of Ti-Si-C composite powder and formation mechanism of laser deposited Ti6Al4V/(TiC+Ti₃SiC₂) system functionally graded material, Materials & Design, 183 (2019) 108155.
50. Kopeliovich, D.,
http://substech.com/dokuwiki/doku.php?id=electrophoretic_deposition#:~:text=Electrophoretic%20deposition%20EPD%20is%20a,part%20and%20the%20counter%20electrode. Electrophoretic deposition. 10/11 2021.
51. University, K.L.,
<https://www.kuleuven.be/onderzoek/portaal/#/projecten/3E070827?lang=en&hl=en> Electrophoretic processing of nanomaterials and nanocomposites. 10/10 2021.
52. Agarwala, R.C. ve Agarwala, V., Electroless alloy/composite coatings: A review, Sadhana, 28,3-4 (2003) 475-493.
53. Agarwala, R.C., Agarwala, V. ve Sharma, R., Electroless Ni-P Based Nanocoating Technology—A Review, Synthesis and Reactivity in Inorganic, Metal-Organic, and Nano-Metal Chemistry, 36,6 (2006) 493-515.

54. OpenStax, <https://opentextbc.ca/chemistry/front-matter/preface/> Electrochemistry. Chemistry. 10/08 2021.
55. Raval, M.C. ve Solanki, C.S., Review of Ni-Cu Based Front Side Metallization for c-Si Solar Cells, Journal of Solar Energy, 2013 (2013) 1-20.
56. Djokić, S.S., Modern Aspects of Electrochemistry, Electroless Deposition of Metals and Alloys, B.E. Conway and R.E. White editors, 35, Springer, Boston, MA, 51-133, 2002.
57. Kang, C., Lu, H., Yuan, S., Hong, D., Yan, K. ve Liang, B., Superhydrophilicity/superhydrophobicity of nickel micro-arrays fabricated by electroless deposition on an etched porous aluminum template, Chemical Engineering Journal, 203 (2012) 1-8.
58. Finishing, P.M., <https://www.pioneermetal.com/blog/electroless-nickel-plating-vs-electrolytic-nickel-plating/#:~:text=What%20Are%20Electrolytic%20and%20Electroless,catalyst%20or%20charge%20is%20needed.> Electroless Nickel Plating vs. Electrolytic Nickel Plating: What's the Difference? 11/10 2021.
59. Group, M.C., <https://www.microncoatings.it/en/electroless-nickel-plating/niplate-500-ptfe-electroless-nickel-ptfe/> Electroless Nickel Plating with PTFE. 11/11 2021.
60. Pancrecious, J.K., Ulaeto, S.B., Ramya, R., Rajan, T.P.D. ve Pai, B.C., Metallic composite coatings by electroless technique – a critical review, International Materials Reviews, 63,8 (2018) 488-512.
61. Hai, H.T., Ahn, J.G., Kim, D.J., Lee, J.R., Chung, H.S. ve Kim, C.O., Developing process for coating copper particles with silver by electroless plating method, Surface and Coatings Technology, 201,6 (2006) 3788-3792.
62. Yadav, R. ve Balasubramanian, K., Metallization of electrospun PAN nanofibers via electroless gold plating, RSC Advances, 5,32 (2015) 24990-24996.
63. Muench, F., Eils, A., Toimil-Molares, M.E., Hossain, U.H., Radetinac, A., Stegmann, C., Kunz, U., Lauterbach, S., Kleebe, H.-J. ve Ensinger, W., Polymer activation by reducing agent absorption as a flexible tool for the creation of metal films and nanostructures by electroless plating, Surface and Coatings Technology, 242 (2014) 100-108.

64. Vitry, V., Kanta, A.F., Dille, J. ve Delaunois, F., Structural state of electroless nickel–boron deposits (5wt.% B): Characterization by XRD and TEM, Surface and Coatings Technology, 206,16 (2012) 3444-3449.
65. Hu, Q.-H., Wang, X.-T., Chen, H. ve Wang, Z.-F., Synthesis of Ni/graphene sheets by an electroless Ni-plating method, New Carbon Materials, 27,1 (2012) 35-41.
66. Liu, X.-W., Mao, J.-J., Liu, P.-D. ve Wei, X.-W., Fabrication of metal-graphene hybrid materials by electroless deposition, Carbon, 49,2 (2011) 477-483.
67. Abraham, S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. ve Vaidyan, V.K., Copper coating on carbon fibres and their composites with aluminium matrix, Journal of Materials Science, 27,13 (1992) 3479-3486.
68. Deepa, J.P., Rajan, T.P.D., Pavithran, C. ve Pai, B.C., Influence of autocatalytic coating bath parameters on the formation of copper over surface treated boron carbide particles, Surface and Coatings Technology, 214 (2013) 77-85.
69. Delannay, F., Froyen, L. ve Deruyttere, A., The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites, Journal of Materials Science, 22,1 (1987) 1-16.
70. Ureña, A., Rams, J., Escalera, M.D. ve Sánchez, M., Effect of copper electroless coatings on the interaction between a molten Al–Si–Mg alloy and coated short carbon fibres, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 38,8 (2007) 1947-1956.
71. Daoush, W.M., Lim, B.K., Nam, D.H. ve Hong, S.H., Microstructure and mechanical properties of CNT/Ag nanocomposites fabricated by spark plasma sintering, Journal of Experimental Nanoscience, 9,6 (2014) 588-596.
72. Palaniappa, M., Babu, G.V. ve Balasubramanian, K., Electroless nickel–phosphorus plating on graphite powder, Materials Science and Engineering: A, 471,1-2 (2007) 165-168.
73. Guo, L., Zhao, X.J., Xiao, L.R., Tang, C.R., Zhang, W.Y., Tu, X.X., Liu, X.Z. ve Nie, Y.C., Kinetic study of electroless cobalt deposition on WC particles, Journal of Alloys and Compounds, 750 (2018) 774-780.
74. Hayashi, T., Production of silver-coated copper-based powders.5,178,909 (1993).
75. Koto, N., Yukawa, J. ve Moro, T., Process for the production of a silver coated copper powder and conductive coating composition.4,652,465 (1987).

76. Li, J., Pan, X., You, S. ve Huang, S., Method for surface treating conductive copper powder with a treating agent and coupler.5,372,749 (1994).
77. Xu, X., Luo, X., Zhuang, H., Li, W. ve Zhang, B., Electroless silver coating on fine copper powder and its effects on oxidation resistance, Materials Letters, 57,24-25 (2003) 3987-3991.
78. Djokic, S., Dubois, M. ve Lepard, R.H., Process for the production of silver coated particles.5,945,158 (1999).
79. Keuler, J.N., Lorenzen, L., Sanderson, R.D., Prozesky, V. ve Przybylowicz, W.J., Characterization of electroless plated palladium–silver alloy membranes, Thin Solid Films, 347,1-2 (1999) 91-98.
80. Zhu, X.Y., Dong, M. ve Yi, X.X., Preparation of flake silver coated over copper powder, Advanced Materials Research 2012, 412: 251-254.
81. Cao, X.G. ve Zhang, H.Y., Preparation of silver-coated copper powder and its oxidation resistance research, Powder Technology, 226 (2012) 53-56.
82. Mei, G.B.J.J.H. ve Xing, Z.Z., Studing on Reaction Mechanism of Silver-Plating for Micro Copper Particle, Chinese Journal of Inorganic Chemistry, (2000).
83. Senouci, A., Frene, J. ve Zaidi, H., Wear mechanism in graphite–copper electrical sliding contact, Wear, 225-229 (1999) 949-953.
84. Yongqiang, X., Baojiao, G. ve Jianfeng, G., The Theory of Thermodynamics for Chemical Reactions in Dispersed Heterogeneous Systems, Journal of Colloid and Interface Science, 191,1 (1997) 81-85.
85. Grasso, S., Sakka, Y. ve Maizza, G., Electric current activated/assisted sintering (ECAS): a review of patents 1906–2008, Science and Technology of Advanced Materials, 10,5 (2009) 053001.
86. Munir, Z.A., Anselmi-Tamburini, U. ve Ohyanagi, M., The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method, Journal of Materials Science, 41,3 (2006) 763-777.
87. Kessel, H., Hennicke, J., Kirchner, R. ve Kessel, T., Rapid sintering of novel materials by FAST/SPS—Further development to the point of an industrial production process with high cost efficiency, FCT Systeme GmbH, 96528 (2010).

88. Kunimine, T., Sato, H., Miura-Fujiwara, E. ve Watanabe, Y., New Processing Routes for Functionally Graded Materials and Structures through Combinations of Powder Metallurgy and Casting, InTech, 2016.
89. Kawasaki, A. ve Watanabe, R., Evaluation of thermomechanical performance for thermal barrier type of sintered functionally graded materials, Composites Part B: Engineering, 28,1-2 (1997) 29-35.
90. Varol, T., Nano Partikül Takviyeli Bakır Esaslı Fonksiyonel Derecelendirilmiş Elektrik Kontak Malzemelerinin Üretimi ve Karakterizasyonu, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2016.
91. Yusong, P., Qianqian, S., Chengling, P. ve Jing, W., Prediction of mechanical properties of multilayer gradient hydroxyapatite reinforced poly(vinyl alcohol) gel biomaterial, Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials, 101B,5 (2013) 729-735.
92. Boz, M. ve Uzun, E., Elektroliz Yöntemi ile Toz Üretiminde Anot Yüzey Alanının Toz Boyutu ve Şekline Etkisi, 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11) 2011, Elazığ, Türkiye: 83-85.
93. German, R.M., Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri, S. Sarıtaş, M. Türker, and D. N. editors, Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları, Ankara, 2007.
94. Kevenlik, O.F., Toz metalurjisi yöntemi ile SiC takviyeli Al 2014 esaslı kompozit üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale, 2013.
95. Yiğit, Y., İkincil faz içeren çelik kompozitin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve metalurjik karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Afyon, 2013.
96. Abbas, S.F., Kim, T.-S. ve Kim, B.-S., The Effect of Microstructure on the Electrical Properties of Gas-Atomized Copper–Iron Metastable Alloys, Metals and Materials International, 24,4 (2018) 860-868.
97. Jiao, Z., Li, D., Asgarian, A., Chatterjee, S., Girard, B., Paserin, V., Lavalley, F. ve Chattopadhyay, K., Influence of apex angle and nozzle design on energy and momentum transfer during the water atomization process, Proceedings of the 2017 International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials 2017, Nevada, U.S.

98. AG, G.M.P., <https://www.ggp-metal.com/en/> Electrolytic Copper Powders. Germany 11/12 2021.
99. Hashmi, S., Reference module in materials science and materials engineering, Elsevier Amsterdam, 2015.
100. Sungkhaphaitoon, P., Wisutmethangoon, S. ve Plookphol, T., Influence of Process Parameters on Zinc Powder Produced by Centrifugal Atomisation, Materials Research, 20,3 (2017) 718-724.
101. Mikli, V., Kaerdi, H., Kulu, P. ve Besterçi, M., Characterization of powder particle morphology, Proceedings of the Estonian Academy of Sciences: Engineering, 7,1 (2001) 22-34.
102. Slotwinski, J.A., Garboczi, E.J., Stutzman, P.E., Ferraris, C.F., Watson, S.S. ve Peltz, M.A., Characterization of metal powders used for additive manufacturing, Journal of research of the National Institute of Standards Technology, 119 (2014) 460.
103. Spierings, A.B., Voegtlin, M., Bauer, T. ve Wegener, K., Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing, Progress in Additive Manufacturing, 1,1-2 (2016) 9-20.
104. Analysis, L.B., <https://www.labulk.com/labulk-0315-metallic-powders-gustavsson-flow-meter/> HMKFlow 315 Metallic Powders Gustavsson Flow Meter. 11/11 2021.
105. Stelte, W., Sanadi, A.R., Shang, L., Holm, J.K., Ahrenfeldt, J. ve Henriksen, U.B., Recent developments in biomass pelletization—A review, BioResources, 7,3 (2012) 4451-4490.
106. Cumbul Altay, M., Karbon katkılı bakır içeren demir tozu peletlerinin sinterleme sonrası özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2005.
107. Hafizpour, H.R., Simchi, A. ve Parvizi, S., Analysis of the compaction behavior of Al–SiC nanocomposites using linear and non-linear compaction equations, Advanced Powder Technology, 21,3 (2010) 273-278.
108. Kuhn, H., Powder metallurgy processing: the techniques and analyses, Elsevier, 2012.
109. Samal, C.P., Parihar, J.S. ve Chaira, D., The effect of milling and sintering techniques on mechanical properties of Cu–graphite metal matrix composite prepared by powder metallurgy route, Journal of Alloys and Compounds, 569 (2013) 95-101.

110. Assmann, H., Dörr, W. ve Peehs, M., Control of UO₂ microstructure by oxidative sintering, Journal of nuclear materials, 140,1 (1986) 1-6.
111. Harada, Y., UO₂ sintering in controlled oxygen atmospheres of three-stage process, Journal of nuclear materials, 245,2-3 (1997) 217-223.
112. Williams, J., Barnes, E., Scott, R. ve Hall, A., Sintering of uranium oxides of composition UO₂ to U₃O₈ in various atmospheres, Journal of nuclear materials, 1,1 (1959) 28-38.
113. Olevsky, E.A., Theory of sintering: from discrete to continuum, Materials Science Engineering: R: Reports, 23,2 (1998) 41-100.
114. Braginsky, M., Tikare, V. ve Olevsky, E., Numerical simulation of solid state sintering, International journal of solids structures, 42,2 (2005) 621-636.
115. Kellett, B.J. ve Lange, F.F., Thermodynamics of densification: I, sintering of simple particle arrays, equilibrium configurations, pore stability, and shrinkage, Journal of the American Ceramic Society, 72,5 (1989) 725-734.
116. Greenquist, I., Tonks, M.R. ve Zhang, Y., Review of sintering and densification in nuclear fuels: Physical mechanisms, experimental results, and computational models, Journal of nuclear materials, 507 (2018) 381-395.
117. Biswas, S., Schwen, D., Singh, J. ve Tomar, V., A study of the evolution of microstructure and consolidation kinetics during sintering using a phase field modeling based approach, Extreme Mechanics Letters, 7 (2016) 78-89.
118. German, R.M., Coarsening in sintering: grain shape distribution, grain size distribution, and grain growth kinetics in solid-pore systems, Critical reviews in solid state materials sciences, 35,4 (2010) 263-305.
119. Veshchunov, M.S., Modelling of grain growth kinetics in porous ceramic materials under normal and irradiation conditions, Materials, 2,3 (2009) 1252-1287.
120. Darabi, M., Rajabi, M., Junipour, B. ve Noghani, M.T., The effect of sintering temperature on Cu-CNTs nano composites properties Produced by PM Method, Science of Sintering, 50,4 (2018).
121. Blendell, J. ve Handwerker, C., Ceramics: Grain Growth, Encyclopedia of Materials: Science Technology, (2011) 1105-1108.

122. German, R., Sintering: from empirical observations to scientific principles, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2014.
123. Hwang, K., German, R. ve Lenel, F., Capillary forces in the early stage of liquid phase sintering, Reviews on powder metallurgy physical ceramics, 3,2 (1986) 113-164.
124. El-Eskandarany, M.S., Aoki, K. ve Suzuki, K., Difference between mechanical alloying and mechanical disordering in the amorphization reaction of Al₅₀Ta₅₀ in a rod mill, Journal of alloys compounds, 177,2 (1991) 229-244.
125. Suryanarayana, C., Mechanical alloying and milling, Progress in Materials Science, 46,1-2 (2001) 1-184.
126. Suryanarayana, C., Synthesis of nanocomposites by mechanical alloying, Journal of alloys compounds, 509 (2011) S229-S234.
127. Witkin, D. ve Lavernia, E.J., Synthesis and mechanical behavior of nanostructured materials via cryomilling, Progress in Materials Science, 51,1 (2006) 1-60.
128. Merupo, V.-I., Velumani, S., Ordon, K., Errien, N., Szade, J. ve Kassiba, A.-H., Structural and optical characterization of ball-milled copper-doped bismuth vanadium oxide (BiVO₄), CrystEngComm, 17,17 (2015) 3366-3375.
129. Devaraju, A., A critical review on different types of wear of materials, Int. J. Mech. Eng. Technol, 6,11 (2015) 77-83.
130. Sharma, N., Alam, S.N., Ray, B.C., Yadav, S. ve Biswas, K., Wear behavior of silica and alumina-based nanocomposites reinforced with multi walled carbon nanotubes and graphene nanoplatelets, Wear, 418 (2019) 290-304.
131. Dong, H., Surface engineering of light alloys, Tribological properties of titanium-based alloys, Elsevier, 58-80, 2010.
132. Karastoyanov, D., Aleksandar Vencl, A. ve M, K.-I., Advanced Tribological Coatings for Heavy-duty Applications: Case Studies, D. Karastoyanov editor, Prof. Marin Drinov Publishing House of Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, 2016.
133. Harsha, A. ve Tewari, U., Two-body and three-body abrasive wear behaviour of polyaryletherketone composites, Polymer testing, 22,4 (2003) 403-418.

134. Geng, D., Liu, Y., Shao, Z., Lu, Z., Cai, J., Li, X., Jiang, X. ve Zhang, D., Delamination formation, evaluation and suppression during drilling of composite laminates: A review, Composite Structures, 216 (2019) 168-186.
135. Souza, J., Henriques, M., Teughels, W., Ponthiaux, P., Celis, J.-P. ve Rocha, L.A., Wear and corrosion interactions on titanium in oral environment: literature review, Journal of Bio-and Tribo-Corrosion, 1,2 (2015) 1-13.
136. Jourani, A., Modelling of ploughing-cutting transition regime during abrasive manufacturing process, International Journal of Mechatronics Manufacturing Systems, 8,1-2 (2015) 19-32.
137. Mu, Z., Geng, H.-R., Li, M.-M., Nie, G.-L. ve Leng, J.-F., Effects of Y₂O₃ on the property of copper based contact materials, Composites Part B: Engineering, 52 (2013) 51-55.
138. Ray, N., Kempf, B., Mützel, T., Froyen, L., Vanmeensel, K. ve Vleugels, J., Effect of WC particle size and Ag volume fraction on electrical contact resistance and thermal conductivity of Ag–WC contact materials, Materials&Design, 85 (2015) 412-422.
139. C3controls, <https://www.c3controls.com/white-paper/basics-of-contactors/> The Basics of a Contactor & Different Types of Contactor Devices. 11/08 2021.
140. Limited, S.E., Electrical & Appliance Parts. 21/12 2021.
141. Mula, S., Sahani, P., Pratihari, S., Mal, S. ve Koch, C.C., Mechanical properties and electrical conductivity of Cu–Cr and Cu–Cr–4% SiC nanocomposites for thermo-electric applications, Materials Science Engineering: A, 528,13-14 (2011) 4348-4356.
142. Wu, C., Yi, D., Li, J., Xiao, L., Wang, B. ve Zheng, F., Investigation on microstructure and performance of Ag/ZnO contact material, Journal of alloys compounds, 457,1-2 (2008) 565-570.
143. Güler, O., Varol, T., Alver, Ü. ve Çanakçı, A., The effect of flake-like morphology on the coating properties of silver coated copper particles fabricated by electroless plating, Journal of alloys compounds, 782 (2019) 679-688.
144. Güler, O. ve Varol, T., Advanced Surface Coating Techniques for Modern Industrial Applications, Fabrication of Functionally Graded Metal and Ceramic Powders Synthesized by Electroless Deposition, S. Roy and G. Bose Kumar editors, IGI Global, 150-187, 2021.

145. Publication, C.D.A., <https://www.copper.org/publications/> Electrical contact material properties. 10/11 2021.
146. Braunovic, M., Konchits, V.V. ve Myshkin, N.K., Electrical contacts: fundamentals, applications and technology, CRC press, 2017.
147. Holm, R., Elektrische Kontakte/Electric Contacts Handbook, Introduction. A simplified summary of the theory of stationary electric contacts, Springer, 1-8, 1958.
148. Li, H. ve Sun, X., Research on the mechanism of electric erosion for relays, Electronic Product Reliability Environmental Testing, 3 (2005) 29-32.
149. Zhou, Y., Song, K., Xing, J., Li, Z. ve Guo, X., Arc erosion behavior of Cu-0.23 Be-0.84 Co alloy after heat treatment: an experimental study, Acta Metallurgica Sinica, 29,4 (2016) 399-408.
150. Findik, F. ve Uzun, H., Microstructure, hardness and electrical properties of silver-based refractory contact materials, Materials&Design, 24,7 (2003) 489-492.
151. Uzun, H., Toz metallurjisi yöntemiyle gümüş-kadmiyum oksit esaslı kontak malzemesi üretimi ve özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 1996.
152. Kumar, D., Nain, S., Pal, H. ve Kumar, R., CNT reinforced silver nanocomposites: mechanical and electrical studies, Journal of Materials, 2016 (2016).
153. Hao, X., Wang, X., Zhou, S., Zhang, H. ve Liu, M., Microstructure and properties of silver matrix composites reinforced with Ag-doped graphene, Materials Chemistry&Physics, 215 (2018) 327-331.
154. Ma, D., Xie, J., Li, J., Wang, A. ve Wang, W., Contact resistance and arc erosion of tungsten-copper contacts in direct currents, Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 32,4 (2017) 816-822.
155. Joshi, P., Patel, R., Krishnan, P.S., Gadgil, V., Kaushik, V. ve Ramakrishnan, P., Powder metallurgical silver-metal oxide electrical contacts by an electroless coating process, Advanced Powder Technology, 7,2 (1996) 121-130.
156. Wu, C., Yi, D., Weng, W., Li, S., Zhou, J. ve Zheng, F., Arc erosion behavior of Ag/Ni electrical contact materials, Materials&Design, 85 (2015) 511-519.

157. Bıyık, S., TiO₂ takviyesi içeren AgSnO₂ esaslı elektrik kontak malzemelerinin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve ark-erozyon davranışlarının incelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2015.
158. Akkaş, M. ve Boz, M., Investigation of the compressibility and sinterability of AZ91 powder production and particle production by gas atomisation method, Journal of Magnesium and Alloys, 7,3 (2019) 400-413.
159. Varol, T. ve Canakci, A., The effect of type and ratio of reinforcement on the synthesis and characterization Cu-based nanocomposites by flake powder metallurgy, Journal of Alloys and Compounds, 649 (2015) 1066-1074.
160. Varol, T. ve Canakci, A., Effect of the CNT content on microstructure, physical and mechanical properties of Cu-based electrical contact materials produced by flake powder metallurgy, Arabian Journal for Science Engineering, 40,9 (2015) 2711-2720.
161. Varol, T. ve Ozsahin, S., Artificial neural network analysis of the effect of matrix size and milling time on the properties of flake Al-Cu-Mg alloy particles synthesized by ball milling, Particulate Science and Technology, 37,3 (2019) 381-390.
162. Yu, H., Xu, G., Shen, X., Yan, X., Shao, C. ve Hu, C., Effects of size, shape and floatage of Cu particles on the low infrared emissivity coatings, Progress in Organic Coatings, 66,2 (2009) 161-166.
163. Zhu, X.Y. ve Dong, M., Study of Preparation on the Flake Silver Coating over Copper Powder for Electronic Industry, Advanced Materials Research, 275 (2011) 165-169.
164. Rashad, M., Pan, F., Asif, M. ve Tang, A., Powder metallurgy of Mg-1% Al-1% Sn alloy reinforced with low content of graphene nanoplatelets (GNPs), Journal of Industrial Engineering Chemistry, 20,6 (2014) 4250-4255.
165. Shin, J., Kim, H., Song, K.H. ve Choe, J., Synthesis of silver-coated copper particles with thermal oxidation stability for a solar cell conductive paste, Chemistry Letters, 44,9 (2015) 1223-1225.
166. Lin, Y.S. ve Chiu, S.S., Effects of oxidation and particle shape on critical volume fractions of silver-coated copper powders in conductive adhesives for microelectronic applications, Polymer Engineering Science, 44,11 (2004) 2075-2082.

167. Lönnberg, B., Characterization of milled Si₃N₄ powder using X-ray peak broadening and surface area analysis, Journal of Materials Science, 29,12 (1994) 3224-3230.
168. Cipolloni, G., Menapace, C., Pellizzari, M. ve Ischia, G., Differences of the microstructural evolution of Cu powder during continuous and interrupted mechanical milling, Powder Metallurgy, 60,3 (2017) 232-239.
169. Wu, M., Lin, B., Cao, Y., Song, J., Sun, Y., Yang, H. ve Zhang, X., Preparation and sintering properties in air of silver-coated copper powders and pastes, Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 24,12 (2013) 4913-4918.
170. Murugan, V.K., Jia, Z., Syaranamual, G., Gan, C.L., Huang, Y. ve Chen, Z., An investigation into different nickel and nickel–phosphorus stacked thin coatings for the corrosion protection of electrical contacts, Surface and Coatings Technology, 300 (2016) 95-103.
171. Zheng, M., Li, W., Xu, M., Xu, N., Chen, P., Han, M. ve Xie, B., Strain sensors based on chromium nanoparticle arrays, Nanoscale, 6,8 (2014) 3930-3933.
172. Li, Y., Luo, G., Sun, Y., Zhang, J., Shen, Q. ve Zhang, L., Microstructure and mechanical properties investigation of WCu composites prepared from dual-layer coated powders, Applied Surface Science, 516 (2020) 146098.
173. Krishnan, K.H., John, S., Srinivasan, K., Praveen, J., Ganesan, M. ve Kavimani, P., An overall aspect of electroless Ni-P depositions—A review article, Metallurgical and Materials Transactions A, 37,6 (2006) 1917-1926.
174. Güler, O., Alver, Ü. ve Varol, T., Fabrication and characterization of novel layered materials produced by electroless plating and hot pressing, Journal of Alloys and Compounds, 835 (2020) 155278.
175. Chamroune, N., Mereib, D., Delange, F., Caillault, N., Lu, Y., Grosseau-Poussard, J.-L. ve Silvain, J.-F., Effect of flake powder metallurgy on thermal conductivity of graphite flakes reinforced aluminum matrix composites, Journal of Materials Science, 53,11 (2018) 8180-8192.
176. Rosen, Y., Marrach, R., Gutkin, V. ve Magdassi, S., Thin copper flakes for conductive inks prepared by decomposition of copper formate and ultrafine wet milling, Advanced Materials Technologies, 4,1 (2019) 1800426.
177. Cheng, J., Gan, X., Chen, S., Lai, Y., Xiong, H. ve Zhou, K., Properties and microstructure of copper/nickel-iron-coated graphite composites prepared by

- electroless plating and spark plasma sintering, Powder Technology, 343 (2019) 705-713.
178. Koppad, P.G., Ram, H.A., Ramesh, C., Kashyap, K. ve Koppad, R.G., On thermal and electrical properties of multiwalled carbon nanotubes/copper matrix nanocomposites, Journal of Alloys and Compounds, 580 (2013) 527-532.
 179. Umer, M.A., Lee, D., Ryu, H.J. ve Hong, S.H., High temperature ablation resistance of ZrNp reinforced W matrix composites, International Journal of Refractory Metals Hard Materials, 42 (2014) 17-22.
 180. Enginsoy, H., Gatamorta, F., Bayraktar, E., Robert, M. ve Miskioglu, I., Experimental and numerical study of Al-Nb₂Al composites via associated procedure of powder metallurgy and thixoforming, Composites Part B: Engineering, 162 (2019) 397-410.
 181. Luo, H., Leitch, M., Behnamian, Y., Ma, Y., Zeng, H. ve Luo, J.-L., Development of electroless Ni-P/nano-WC composite coatings and investigation on its properties, Surface and Coatings Technology, 277 (2015) 99-106.
 182. Yeom, H., Dabney, T., Johnson, G., Maier, B., Lenling, M. ve Sridharan, K., Improving deposition efficiency in cold spraying chromium coatings by powder annealing, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 100,5 (2019) 1373-1382.
 183. Kauzlarich, J. ve Williams, J., Archard wear and component geometry, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 215,4 (2001) 387-403.
 184. Sudagar, J., Lian, J. ve Sha, W., Electroless nickel, alloy, composite and nano coatings—A critical review, Journal of Alloys and Compounds, 571 (2013) 183-204.
 185. Tyagi, R., Xiong, D. ve Li, J., Effect of load and sliding speed on friction and wear behavior of silver/h-BN containing Ni-base P/M composites, Wear, 270,1-2 (2011) 423-430.
 186. Alirezaei, S., Monirvaghefi, S.M., Saatchi, A., Ürgen, M. ve Kazmanlı, K., Novel investigation on tribological properties of Ni-P-Ag-Al₂O₃ hybrid nanocomposite coatings, Tribology International, 62 (2013) 110-116.
 187. Cui, G., Bi, Q., Yang, J. ve Liu, W., The bronze-silver self-lubricating composite under sea water condition, Tribology International, 60 (2013) 83-92.

188. Jin, K., Qiao, Z., Zhu, S., Cheng, J., Yin, B. ve Yang, J., Friction and wear properties and mechanism of bronze–Cr–Ag composites under dry-sliding conditions, Tribology International, 96 (2016) 132-140.
189. Yang, K., Shi, X., Zheng, D., Zhai, W., Ibrahim, A.M.M. ve Wang, Z., Tribological behavior of a TiAl matrix composite containing 10 wt% Ag investigated at four wear stages, RCS Advances, 5 (2015) 77885-77896.
190. Chang, Y., Mohanty, P., Karmarkar, N., Khan, M.T., Wang, Y. ve Wang, J., Microstructure and properties of Cu–Cr coatings deposited by cold spraying, Vacuum, 171 (2020) 109032.
191. S, N.A.M., S, N.M., S, A.A. ve K, S.E., Surface roughness, wear and thermal conductivity of ternary electroless Ni–Ag–P coating on copper substrate, Materials Research Express, 7,2 (2020) 026536.
192. Nurminen, J., Näkkia, J. ve Vuoristo, P., Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 27,2 (2009) 472-478.
193. Cai, W. ve Bellon, P., Subsurface microstructure evolution and deformation mechanism of Ag–Cu eutectic alloy after dry sliding wear, Wear, 303,1-2 (2013).
194. Mirzamohammadi, S., Khorsand, H., Aliofkhazraei, M. ve Shtansky, D.V., Effect of carbamide concentration on electrodeposition and tribological properties of Al₂O₃ nanoparticle reinforced nickel nanocomposite coatings, Tribology International, 117 (2018) 68-77.
195. Zhu, S., Bi, Q., Yang, J. ve Liu, W., Influence of Cr content on tribological properties of Ni₃Al matrix high temperature self-lubricating composites, Tribology International, 44,10 (2011) 1182-1187.
196. Biyik, S., Arslan, F. ve Aydin, M., Arc-erosion behavior of boric oxide-reinforced silver-based electrical contact materials produced by mechanical alloying, Journal of Electronic Materials, 44,1 (2015) 457-466.
197. BIYIK, S. ve AYDIN, M., Investigation of the Effect of Different Current Loads on the Arc-Erosion Performance of Electrical Contacts, Acta Physica Polonica A, 129,4 (2016).
198. Zhang, M., Wang, X.-h., Yang, X.-h., Zou, J.-t. ve Liang, S.-h., Arc erosion behaviors of AgSnO₂ contact materials prepared with different SnO₂ particle sizes, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 26,3 (2016) 783-790.

199. Biyik, S. ve Aydin, M., Fabrication and arc-erosion behavior of Ag₈SnO₂ electrical contact materials under inductive loads, Acta Physica Polonica A, 131,3 (2017) 339-343.
200. Abyzov, A.M., Kidalov, S.V. ve Shakhov, F.M., High thermal conductivity composites consisting of diamond filler with tungsten coating and copper (silver) matrix, Journal of Materials Science, 46,5 (2011) 1424-1438.
201. Long, F., Guo, X., Song, K., Jia, S., Yakubov, V., Li, S. ve Liang, S., Enhanced arc erosion resistance of TiB₂/Cu composites reinforced with the carbon nanotube network structure, Materials&Design, 183 (2019) 108136.
202. Ding, J., Tian, W., Zhang, P., Zhang, M., Zhang, Y. ve Sun, Z., Arc erosion behavior of Ag/Ti₃AlC₂ electrical contact materials, Journal of Alloys and Compounds, 740 (2018) 669-676.
203. Chang, Y., Zheng, W., Zhou, Z., Zhai, Y. ve Wang, Y., Preparation and performance of Cu-Cr contact materials for vacuum switches with low contact pressure, Journal of Electronic Materials, 45,11 (2016) 5647-5654.
204. Rajkovic, V., Bozic, D. ve Jovanovic, M.T., Effects of copper and Al₂O₃ particles on characteristics of Cu-Al₂O₃ composites, Materials&Design, 31,4 (2010) 1962-1970.
205. Hu, F., Yang, S., Wang, H., Hu, A. ve Li, M., Electroless silver coating on copper microcones for low-temperature solid-state bonding, Journal of Electronic Materials, 44,11 (2015) 4516-4524.
206. Jiang, B., He, C., Zhao, N., Nash, P., Shi, C. ve Wang, Z., Ultralight metal foams, Scientific reports, 5,1 (2015) 1-8.
207. Kai, X., Li, Z., Fan, G., Guo, Q., Xiong, D., Zhang, W., Su, Y., Lu, W., Moon, W. ve Zhang, D., Enhanced strength and ductility in particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by flake powder metallurgy, Materials Science and Engineering: A, 587 (2013) 46-53.
208. Chen, M., Fan, G., Tan, Z., Xiong, D., Guo, Q., Su, Y., Zhang, J., Li, Z., Naito, M. ve Zhang, D., Design of an efficient flake powder metallurgy route to fabricate CNT/6061Al composites, Materials&Design, 142 (2018) 288-296.
209. Eisen, W., Ferguson, B., German, R., Iacocca, R., Lee, P., Madan, D., Moyer, K., Sanderow, H. ve Trudel, Y., Powder metal technologies and applications, U.S. Department of Energy Office of Scientific and Technical Information, U.S., 1998.

210. Barakat, W., Wagih, A., Elkady, O.A., Abu-Oqail, A., Fathy, A. ve El-Nikhaily, A., Effect of Al₂O₃ nanoparticles content and compaction temperature on properties of Al–Al₂O₃ coated Cu nanocomposites, Composites Part B: Engineering, 175 (2019) 107140.
211. Khaloobagheri, M., Janipour, B. ve Askari, N., Electrical and mechanical properties of Cu matrix nanocomposites reinforced with yttria-stabilized zirconia particles fabricated by powder metallurgy, Advanced Materials Research 2014, 829: 610-615.
212. Liu, Q., Castillo-Rodríguez, M., Galisteo, A.J., Guzmán de Villoria, R. ve Torralba, J.M., Wear behavior of copper–graphite composites processed by field-assisted hot pressing, Journal of Composites Science, 3,1 (2019) 29.
213. Moustafa, S., Abdel-Hamid, Z. ve Abd-Elhay, A., Copper matrix SiC and Al₂O₃ particulate composites by powder metallurgy technique, Materials Letters, 53,4-5 (2002) 244-249.
214. Eriksson, M., Sliding wear performance of electroplated hard chromium and autocatalytic nickel-phosphorus coatings at elevated temperatures, Master Thesis, Karlstads University, The Faculty of Health, Science and Technology, Karlstads, 2014.
215. Novak, M., Vojtěch, D. ve Vítů, T., Influence of heat treatment on tribological properties of electroless Ni–P and Ni–P–Al₂O₃ coatings on Al–Si casting alloy, Applied Surface Science, 256,9 (2010) 2956-2960.
216. Sahoo, P. ve Das, S.K., Tribology of electroless nickel coatings—a review, Materials&Design, 32,4 (2011) 1760-1775.
217. Vojtěch, D., Properties of hard Ni–P–Al₂O₃ and Ni–P–SiC coatings on Al-based casting alloys, Materials and Manufacturing Processes, 24,7-8 (2009) 754-757.
218. Hwang, S., Hwang, D., Baek, H. ve Shin, C., Effect of Copper-Based Spring Alloy Selection on Arc Erosion of Electrical Contacts in a Miniature Electrical Switch, Metals and Materials International, 27,7 (2021) 2369-2377.
219. Zhang, X., Zhang, Y., Tian, B., An, J., Zhao, Z., Volinsky, A.A., Liu, Y. ve Song, K., Arc erosion behavior of the Al₂O₃-Cu/(W, Cr) electrical contacts, Composites Part B: Engineering, 160 (2019) 110-118.

ÖZGEÇMİŞ

Onur GÜLER, 2007 yılında Nazilli Lisesi'ni bitirmiştir. 2008 yılında, Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü kazanmıştır. 2012 yılında lisans öğrenimini bölüm üçüncüsü olarak tamamlamış, aynı yıl içinde K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başlamıştır. Kasım 2015' te Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 50/d kadrosuna Araştırma Görevlisi olarak atanmış olup görevine devam etmektedir. Ocak 2016' da yüksek lisans öğrenimini tamamlayarak aynı anabilim dalında Şubat 2016' da doktora eğitimine başlamıştır. 05/2017-08/2017 tarihleri arasında, Avusturya-Viyana Teknik Üniversitesi/Malzeme Bilimleri Bölümü'nde, 3 aylık süre boyunca araştırma-çalışma grubuna dahil olmuştur. Uluslararası dergilerde 27 adet, ulusal dergilerde 7 adet yayımlanmış makalesi, uluslararası konferans ve sempozyum kitaplarında yer almış yaklaşık 60 adet bildirisi ve uluslararası kitapta yayımlanmış 2 adet kitap bölümü bulunmaktadır. Web of Science'a göre H-indeksi 11'dir. 1 adet TÜBİTAK 1002 projesinde yürütücü, 1 adet TÜBİTAK 1002 projesinde araştırmacı, 2 adet TÜBİTAK 1001 projesinde bursiyer ve 8 adet BAP projesinde araştırmacı olarak görev almıştır. Uluslararası dergilerde yaklaşık 30 adet ve uluslararası kitapta 1 adet bilimsel hakemliği bulunmaktadır. İyi derecede İngilizce bilmektedir.

Doktora Tezi Kapsamında Yapılan Yayınlar (SCI-Q1)

- Güler, O., Varol, T., Alver, Ü. ve Çanakçı, A., The effect of flake-like morphology on the coating properties of silver coated copper particles fabricated by electroless plating. Journal of Alloys and Compounds, 782 (2019) 679-688.
- Güler, O., Alver, Ü. ve Varol, T., Fabrication and characterization of novel layered materials produced by electroless plating and hot pressing." Journal of Alloys and Compounds, 835 (2020) 155278.
- Güler, O., Alver, Ü., Varol, T. ve Biyik, S., The Wear and Arc Erosion Behavior of Novel Copper based Functionally Graded Electrical Contact Materials Fabricated by Hot Pressing Assisted Electroless Plating, Advanced Powder Technology, 32 (2021) 2873-2890.