

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ELMASLI KESİCİ TAKIMLARDA ALTERNATİF BAĞLAYICILAR

Ertuğrul ÇELİK

Doktora Tezi
Metalurji Eğitimi-Mekanik Metalurji Anabilim Dalı

Bu tez, ... tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği /oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Yrd.Doç.Dr. Cumali İLKILIÇ

Üye:

Üye:

Üye:

Üye:

Bu seminerin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmada, yardım ve desteklerinden ötürü danışman hocam Fırat Üniversitesi TEF Makine Eğitimi bölümünden sayın Yrd. Doç. Dr Cumali İLKILIÇ'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmam esnasında beni hem bilgi hemde maddi ve manevi olarak destekleyen SONMAK kurucu üyelerinden Sayın Emrah AYDOĞAN'a çok teşekkürlerimi sunarım. Sıcak pres imalatı için Teknik Bilimler MYO Makine Programı hocası sayın Yrd. Doç. Dr Mehmet YAZ'a atölye imkânlarından faydalandığı ve çalışmama vermiş olduğu destekten ötürü teşekkürlerimi sunarım. İmalat işleri için yardımlarını ve imkânlarını esirgemeyen ÖZ-AK Makine sahipleri CebraİL-Mikail AKDENİZ kardeşlere teşekkürlerimi sunarım. Freze ustası Sayın Süleyman TEKİN'e gece gündüz demeden verdiği destekten ötürü teşekkürlerimi sunarım. PRİZMA ELEKTRİK yönetim kurulu başkanı Sayın Ahmet APAK'a Sıcak pres güç ünitesi imalatı sırasında vermiş olduğu destek için teşekkürlerimi sunarım. Yakın arkadaşım Serkan YILDIRIM'a çalışmama vermiş olduğu maddi destekten ötürü teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca aileme göstermiş oldukları sabır ve maddi manevi desteklerinden ötürü teşekkürlerimi sunarım.

Özellikle tezim için 1604 nolu proje kapsamında maddi destek sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimse Araştırma Projeleri (FÜBAP) Birimi ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
İÇİNDEKİLER	I
ŞEKİLLER LİSTESİ	IV
ÇİZELGELER (TABLOLAR) LİSTESİ	VII
ÖZET	VIII
ABSTRACT	IX
1.GİRİŞ	1
2. ELMASLI KESİCİ TAKIMLAR VE ÜRETİMİ	3
2.1. Soket Dizaynı ve Bileşimi	3
2.2. Metal Matris Seçimi	5
2.3. Elmas Tanesi Seçimi	7
2.3.1. Elmas Tipi.....	7
2.3.2. Elmas Tanecik Boyutu	11
2.3.3. Elmas Yoğunluğu	12
2.4. Soket İmalat Tekniği	13
2.4.1. Matris Toz Karışımının Hazırlanması	13
2.4.2. Matris-Elmas Karışımının Hazırlanması	14
2.4.3. Soğuk Presleme	14
2.4.4. Sıcak Presleme	15
2.4.5. Çapakların Temizlenmesi	18
2.4.6. Soket Kalite Kontrolü	18
2.4.7. Lehimleme/Lazer kaynağı	18
2.4.8. Kaynak Edilen Soketlerin Testereye Hizalanması ve Testerenin Bilenmesi	18
2.4.9. Testerenin Balans Ayarının Yapılması	19
3. ELMASLI KESİCİ TAKIMLARDA KOBALT	20
3.1. Kobalt Alternatifi Malzemeler	21
3.2. Sıcak Preslenmiş Kobalt ve Kobalt Alaşımlarının Mikro Yapısı	22
3.2.1. En Yüksek Özkütleyi Elde Etmek İçin Yapılan İşlemler	22
3.2.2. Tane Boyutu ve Tane Boyutunun Dönüşüm ve Rekristalizasyona Etkisi	24
3.2.3. Faz Bileşimi	25
3.2.3.1. Alaşımlandırmanın Etkisi	25
3.3. Sıcak Preslenmiş Kobalt ve Kobalt Alaşımlarının Mekanik Özellikleri	28
3.3.1. Eğme Dayanımı	29

3.3.1.1. Alaşımlandırmanın Eğme Dayanımına Etkisi	31
3.4. Çekme ve Akma Dayanımı	32
3.5. Sertlik	32
3.5.1. Kalite Kontrol Parametresi	32
3.5.2. Elmas Tutunma Kapasitesinin Belirlenmesi	33
3.5.3. Elmas-Matris Sürtünmesi	36
4. ELMASIN İŞLEVİ	38
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	42
5.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler	43
5.1.1. Segmentlerde Kullanılan Toz ve Sentetik Elmas Özellikleri	43
5.2. Toz Karışımlarının Hazırlanması	44
5.3. Tozların Sıcak Preslenmesi	45
5.3.1. Sıcak Presleme Makinesi	45
5.3.2. Sıcak Presleme Kalıbı	46
5.3.3. Sıcak Presleme ve Sinterleme İşlemi	47
5.4. Sertlik ölçme İşlemleri	48
5.5. Yoğunluk Ölçme İşlemi	49
5.6. Üç Noktalı Eğme Deneyi	49
5.7. Elektron Mikroskobu Çalışmaları	50
5.8. X-Işını Kırınımı İncelemeleri	50
5.9. Mikroyapı İncelemeleri	51
6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	52
6.1. Sertlik Ölçme Sonuçları	52
6.2. Yoğunluk Ölçme Sonuçları	54
6.3. Üç Noktalı Eğme Deneyi Sonuçları	57
6.3.1. B Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri	57
6.3.2. D Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri	59
6.3.3. E Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri	62
6.4. Mikroyapı İncelemeleri	64
6.5. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) ve EDX çalışmaları	66
6.6. Kırık Yüzey İncelemeleri	73
6.6.1. Elmas Katkısız Numunelerin Kırık Yüzey İncelemeleri	74
6.6.2. Elmas Katkılı Numunelerin Kırık Yüzey İncelemeleri	76
6.7. X-Işınları İncelemeleri	79
6.7.1. X-Işınları İncelemeleri Sonuçları	79

7. SONUÇ ve ÖNERİLER	84
KAYNAKLAR	87
ÖZGEÇMİŞ	93

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Çeşitli soket şekilleri	3
Şekil 2.2. Eğimli soket	4
Şekil 2.3. Sandwich aşınma eğrisi(a) ve normal (b) elmaslı soket	4
Şekil 2.4. Doğal elmas aşındırıcılar çok tabakalı yüzey (a) ve ovalleştirilmiş (b)	8
Şekil 2.5. Kobalt esaslı alaşımdan üretilmiş sentetik elmas	9
Şekil 2.6. Çeşitli sentetik elmas taneciklerinin şematik ve matematiksel gösterimi	10
Şekil 2.7. Serbest haldeki ve Soğuk preslenmiş toz karışımlarının grafit kalıba yerleşimi	15
Şekil 2.8. İndüksiyon ile kalıbın ısıtılması	16
Şekil 2.9. Endirekt ısıtma tekniği	17
Şekil 2.10. Direkt ısıtma tekniği	17
Şekil 3.1. Sıcak pres sıcaklığıyla yoğunluk değişimi	22
Şekil 3.2. Yoğunluğa bağlı sıcak presleme eğrileri	23
Şekil 3.3. X-ray analizi	26
Şekil 3.4. Hidrostatik kalıntı gerilmelerin μ -Raman spektrosi ile ölçülmesi	28
Şekil 3.5. Sıcak preslenen çeşitli alaşımların soğuma esnasında çekme (büzülme) eğrileri	29
Şekil 3.6. Sıcak pres sıcaklığına göre eğme dayanımının değişimi	29
Şekil 3.7. Sıcaklık sonucunda oluşan oksit ve sülfürler için gerekli standart serbest enerji	30
Şekil 3.8. WC ve 90/10 bronz katkısının kobalt matrisli malzemelerde eğme dayanımına etkisi	31
Şekil 3.9. Sıcak pres sıcaklığının sertliğe olan etkisi	33
Şekil 3.10. 950 °C sıcaklık ve 35 MPa basınç altında 3 dak süreyle sinterleme sonucu elde edilen Co ve Co-Fe numunelerin gerilme uzama davranışlarının karşılaştırılması ...	34
Şekil 3.11. Matriste çalışma esnasındaki elmasların maruz kaldığı mekanik zorlanmaların şematik gösterimi	35
Şekil 3.12 Granit kesmede kullanılan takımın elmas ile matris arasındaki bağ zayıflamasının SEM görünümü	35
Şekil 3.13. Elmas kristalinin matris deformasyonu üzerindeki aşınma etkisi	36
Şekil 4.1. Ayakta durma etkisi ile oluşan matris kuyruğu	38
Şekil 4.2. Kopan elmas tanesi çevresindeki aşınma bölgesi	39
Şekil 4.3. Kesme işlemi sonrasında elmas parçacıklarının ve kesme matrisinin görünümü	40
Şekil 5.1. Yapılan işlemlerin şematik olarak gösterilmesi	42
Şekil 5.2. Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri	44
Şekil 5.3. Sıcak pres makinesi	46

Şekil 5.4. Grafit kalıbın perspektif görünümü	47
Şekil 5.5. Sinterleme sıcaklık-zaman grafiği	48
Şekil 5.6. Üç noktalı eğme deneyinin şematik görünümü	50
Şekil 6.1. Sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları	52
Şekil 6.2. Mo ilaveli numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları	53
Şekil 6.3. Mo ve Ni ilaveli numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları ..	54
Şekil 6.4. Katkısız numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları	55
Şekil 6.5. Mo katkılı numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları	56
Şekil 6.6. Mo ve Ni katkılı numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları	56
Şekil 6.7. B grubu numunelerin 750 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	57
Şekil 6.8. B grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	58
Şekil 6.9. B grubu numunelerin 850 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	59
Şekil 6.10. Mo katkılı D grubu numunelerin 750 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	60
Şekil 6.11. Mo katkılı D grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	61
Şekil 6.12. Mo katkılı D grubu numunelerin 850 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	61
Şekil 6.13. Ni katkılı E grubu numunelerin 750 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	62
Şekil 6.14. Ni katkılı E grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	63
Şekil 6.15. Ni katkılı E grubu numunelerin 850 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları	63
Şekil 6.16. B grubu numunelerin 750 °C’de sinterlenmiş görüntüleri	64
Şekil 6.17. B grubu numunelerin 850 °C’de sinterlenmiş görüntüleri	64
Şekil 6.18. D grubu numunelerin 750 ve 850 °C’de sinterlenmiş görüntüleri	65
Şekil 6.19. E grubu numunelerin 750, 800 ve 850 °C’de sinterlenmiş görüntüleri	66
Şekil 6.20. B3 grubu numunenin 750 °C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü	67
Şekil 6.21. B2 grubu numunelerin 750 °C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü	67
Şekil 6.22. Dört noktanın analiz grafiği	68
Şekil 6.23. B3 grubu numunelerin 850 °C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü	69
Şekil 6.24. D2 ve D3 numunelerinin 750 °C’de sinterlenmiş gri ve renkli SEM görüntüleri ...	69
Şekil 6.25. D3 numunesinin 850 °C’de sinterlenmiş gri ve renkli SEM görüntüleri	70
Şekil 6.26. E2 numunesinin 750 °C’de sinterlenmiş SEM görüntüleri (% 11 Ni)	70
Şekil 6.27. E2 numunesinin 750 °C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü ve analiz grafiği	71
Şekil 6.28. E2 numunesinin 750 °C’de sinterlenmiş gri (a) ve renkli (b) SEM görüntüleri	72
Şekil 6.29. E3 numunesinin 750 °C’de sinterlenmiş gri SEM ve renkli EDX görüntüleri	72
Şekil 6.30. E3 numunesinin 850 °C’de sinterlenmiş EDX görüntüsü	73
Şekil 6.31. 850 °C’de sinterlenmiş B3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü	74

Şekil 6.32. 850 °C’de sinterlenmiş D3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü	75
Şekil 6.33. 850 °C’de sinterlenmiş E3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü	75
Şekil 6.34. 850 °C’de sinterlenmiş E3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü	76
Şekil 6.35. 850 °C’de sinterlenmiş B3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü	76
Şekil 6.36. 850 °C’de sinterlenmiş D3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü	77
Şekil 6.37. 850 °C’de sinterlenmiş E3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü	78
Şekil 6.38. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş B2 numunesinin X-Işınları grafiği	79
Şekil 6.39. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş B3 numunesinin X-Işınları grafiği	80
Şekil 6.40. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş D2 numunesinin X-Işınları grafiği	81
Şekil 6.41. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş D3 numunesinin X-Işınları grafiği	81
Şekil 6.42. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş E2 numunesinin X-Işınları grafiği	82
Şekil 6.43. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş E3 numunesinin X-Işınları grafiği	83

ÇİZELGELER (TABLOLAR) LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1 Soket üretimi sınırlamaları	7
Tablo 2.2. Aşınan segmentin bir cm ² alanındaki yüzeye çıkmış elmasların toplam sayısı.....	12
Tablo 3.1 Tane iriliklerine göre kobalt tozlarının sınıflandırılması	21
Tablo 3.2 Kullanılan alternatif tozların tipik karakteristikleri	21
Tablo 3.3 Kobalt ve kobalt esaslı alaşımlarda fcc fazı stabiliztesine oksijen içeriği ve alaşımlamanın etkisi	27
Tablo 5.1 Deneylerde kullanılan alaşımlar	43
Tablo 5.2 Kullanılan tozlar ve sentetik elmas	44

ÖZET
Doktora Tezi

ELMASLI KESİCİ TAKIMLARDA ALTERNETİF BAĞLAYICILAR

Ertuğrul ÇELİK

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
2009, Sayfa: 93

Elmaslı kesici takımlar doğal taş kesme işlemlerinde kullanılırlar ve matris dizaynı bu takımların performansı bakımından çok önemlidir. Kobalt metali takımın kalitesinin yüksek olması için matriste bağlayıcı olarak önemli bir yere sahiptir. Bu çalışmada içinde kobalt bulunmayan Fe-Cu-Ni-Mo metalleri kullanılarak yeni matrisler üretilmiş ve bunların mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Çalışmada farklı bileşimlerde dokuz çeşit elmaslı kesici takım üretilmiş ve bunların her biri 750-800-850 °C gibi üç farklı sıcaklıkta 350 MPa basınç altında dört dakika süre ile sinterlenmiştir. Üretilen numuneler için yoğunluk ölçümü, sertlik, üç noktalı eğme (three point bending) testleri yapılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için taramalı elektron mikroskop (SEM), noktasal analiz (EDX) ve matriste oluşan fazları anlayabilmek amacıyla da X-Işınları çalışmaları yapılmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda en yüksek sertliğe Mo ve Ni ilaveli numunelerin sahip olduğu ve sinterleme sıcaklığının yükselmesiyle kesici takımların sertliklerinin düştüğü anlaşılmıştır. Yoğunluk ölçümleri sonucunda en düşük sinterleme sıcaklıklarında en düşük yoğunluk, en yüksek sinterleme sıcaklıklarında ise en yüksek yoğunluğun meydana geldiği tespit edilmiştir. Çok az farkla en düşük yoğunluğa Mo katkılı numunelerin sahip olduğu anlaşılmıştır. Üç noktalı eğme deneylerinden en yüksek eğme dayanımına Fe-Cu alaşımı numunelerin sahip olduğu, en düşük eğme dayanımına ise Mo katkılı numunelerin sahip olduğu tespit edilmiştir. Eğme deneylerinde sinterleme sıcaklığının eğme mukavemeti üzerine büyük bir etkisi olduğu gözlenmiştir. Elmas katkılı kesici takımların eğilme deneylerinden, Ni katkılı matrisin en iyi düzeyde elmas tutma kabiliyetine sahip olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Elmaslı kesici takımlar; Mermer kesiciler; Sıcak presleme, Toz metalurjisi

ABSTRACT
PhD Thesis

ALTERNATIVE BINDERS OF DIAMOND CUTTING TOOLS

Ertuğrul ÇELİK

Firat University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy Education
2009, Pages: 93

Diamond impregnated cutting tools are used natural stone cutting process and matrix design is very important for this tool performance. Cobalt is very important material for high quality of these tools and a binder material for matrix. In this study were produced no cobalt new tools using the Fe-Cu-Ni-Mo elements and them microstructure and mechanical properties were investigated.

In this study were produced in different compositions nine types of diamond impregnated cutting tools. Each one of the tools was sintered 750-800-850 °C at three different temperatures under 350 MPa pressure four minutes with time. For the Produced samples were made measurement of density, toughness, and three point bending tests. The phases formed in the microstructures were analyzed using the scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD) and energy dispersive X-ray spectrum (EDS) techniques.

As a result of the work to the high hardness of Mo and Ni added samples have been observed. The increasing of sintering temperature, the hardness of the cutting tools was found to decrease. Density measurement, the smallest intensity has occurred in the low sintering temperature and sintering temperature is the highest in the greatest density was found to occur. With very little difference, to the lowest density was found to have samples with molybdenum. Found that from three-point bending experiments, the samples of Fe-Cu alloy has the highest bending strength. In the same experiments in the low bending resistance was found to have samples with molybdenum. Sintering temperature on bending strength in bending experiments a large effect was observed to be. From bending tests of diamond-impregnated cutting tools, nickel-plate matrix, the best level is found to be able keep the diamond. The results of bending experiments, the nickel content in the matrix, the best level is found to be able keep the diamonds.

Keywords: Diamond cutting tools; Marble Cutter; Hot pressing, Powder metallurgy

1.GİRİŞ

Doğal taş oyma aletlerinin geçmişi milattan sonra 350 yılına gitmesine karşın elmaslı kesici takımların teknik uygulamaları 100 yıllık bir geçmişe sahiptir (Hughes, 1980). Kaya kesmek için ilk elmas kesici yuvarlak testereler 1885 yılında Fransa da Felix Fromhold tarafından geliştirilmiştir. 44 yıl sonra pratikte geniş çaplı elmas kesici testereler Euville'deki taş ocaklarında kullanılmıştır. Daha sonra Paris yakınlarında kurulan bir fabrikada geliştirilen ilk testereler Parisdeki büyük binaların inşası süresince kireçtaşı ve mermer kesmek için kullanılmıştır. Takım üretimindeki ilerlemeler toz metalurjisinin geliştirilmesiyle 1940'lı yıllarda elmas parçacıkları ile takviye edilmiş testerelerin doğal taş kesimi uygulamalarında kullanılmasını sağlamıştır (Lundblad, 1990).

Takım üretim teknolojisindeki gelişmeler sentetik elmasın bulunmasıyla daha da gelişmiştir. Doğal elmas yüzyıllardır kullanılmaktadır ve sentetik kristaller üretmek için gösterilen çabalar son birkaç yüzyıldan günümüze kadar devam etmiştir. Bütün bu çalışmalar 1953 yılına kadar sonuçsuz kalmıştır. Fakat tekrarlanabilen ve olumlu sonuçlar ASEA şirketi araştırmacıları tarafından bulunmuştur. ASEA'nın yaptıklarından habersiz olan general elektrik (GE) firması 1955 yılında endüstriyel uygulamalarda kullanılmak üzere sentetik elmas üretimine başlamıştır (Brauninger, 1999). ASEA elmas üretim tekniklerini sır olarak saklarken, GE ilk patent başvurusunu yapmış ve bilimsel literatürde işlem basamaklarını açıklamıştır.

Üretim teknolojilerindeki sürekli gelişmeler, sentetik elmasların ticari önemini artırmaktadır. Bu da 1990'lı yılların başlarında endüstriyel elmas tüketiminin yaklaşık %90'ını oluşturmuştur (Lundblad, 1990). Son 40 yılda, elmaslı takımların kullanımı ile ilgili olan üretim teknikleri taş kesimi ve inşaat endüstrisinde, yol onarımında, cam ve seramiklerin işlenmesinde, metallerin bilenmesinde, ağaç işlemede, plastik ve kauçuk parçaların finiş işlemleri vb. işlemlerde işin daha hızlı yapılmasını sağlayan, daha hassas ve ucuz olmasını sağladığı için sıkça kullanılmaktadır. Günümüzde elmaslı kesici takımların pazarı hızlı bir şekilde büyümeye devam etmektedir. Günümüzde Avrupa en geniş pazar olmakla birlikte elmaslı aşındırıcılara olan talep 1997 yılında 700 milyon karata ulaşmıştır (Tillmann, 1999). Bunun yanı sıra imalat işlemleri ve doğal taş kesimi için üretilen testereler tüm Avrupa'da endüstriyel elmas tüketiminin % 50 sini oluşturmaktadır (Tillmann, 1999). Günümüzde elmaslı aşındırıcılarla yapılan uygulamalar doğal taş, mermer, granit kesimi ve yüzey finiş işlemleri olmakla beraber yeni tasarım testereler ve aparatların geliştirilmesi yönündeki çalışmalar devam etmektedir (Diamond tools for the new millennium, 1995).

Elmaslı kesici takımlarda kobaltın görevi matrisin tok ve dayanıklı olmasını sağlamaktır. Dünya çapında üretilen kobalt tozunun %75'i kesici ve elmaslı takım

endüstrisinde kullanılmaktadır. Bu da her yıl 3500 ton civarlarındadır. Fakat pazar her yıl %2,7–2,8 büyümektedir (Oishi, 1979). Elmaslı kesici takım sektörü tek başına bu pazarın %28'ini oluşturmaktadır (Hohne, 1995).

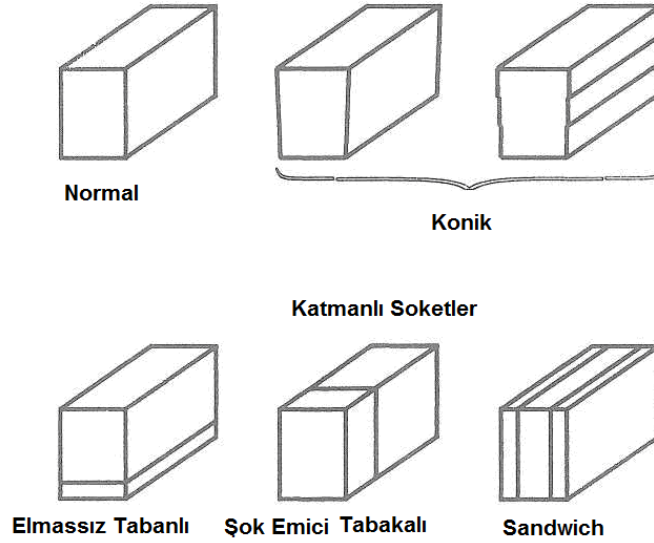
Yıllardır kobalt ve kobalt esaslı tozlar elmaslı kesici takımların üretiminde kullanılmaktadır. Sıcak presleme işleminde kobaltın elması çok iyi tutması ve mükemmel aşınma karakteristikleri çoğu elmaslı takım imalatçısı için bu metalin tercih edilme sebebi olmuştur (Clark, 1996). Sonuç olarak geniş ölçekte yapılan yeni tozlarla ilgili pazara yönelik araştırmada fiyatı sürekli istikrarsız olan kobaltın yerine daha ucuz ve kobalta yakın özelliklerde olan toz veya toz karışımlarının ya da kobalt tozuna başka maddeler eklenerek üretim maliyetlerinin düşürülmesine çalışılmıştır. Son günlerde 3 adet bakır esaslı (Rimlieger, 1999; EPMA presents 1997 awards; Cobalite, 1997) ve bir adet demir esaslı kimyasal olarak önceden alaşımlandırılmış tozlar geliştirilmiş ve ticari olarak da satılmaktadır. Teknolojik yeniliklerin üretim teknikleriyle birleşmesiyle, mükemmel sıcak pres özellikleri gösteren aşırı derecede homojen ve çok ince taneli çok fazlı tozların elde edilmesi sağlanmıştır. Bununla birlikte, denemelerde elde edilen sonuçlar hala yetersiz ve endüstride kobaltın alternatifi olamamaktadır.

2. ELMASLI KESİCİ TAKIMLAR VE ÜRETİMİ

Elmas parçacıklı testere ağzı soketleri imalatında kullanılan en yaygın üretim tekniği, toz metalurjisi (TM) üretim yöntemidir. Bu yöntem sayesinde genellikle elmas taneleri ve metal tozları kesici takım üretimi için kullanılır. Sıcak presleme çok yaygın bir üretim tekniği olmasına rağmen, tozlar basınçsız sinterleme (Burgess, 1978; Thakur, 1985; Matrix powders for diamond tools, 1989; Dwan, 1998; Hamar-Thibault ve diğ., 1999; Gasik ve diğ., 1999) sıcak izostatik presleme (Cram, 1995) veya bu ikisinin kombinasyonu (Ojeda ve diğ., 1998), ekstrüzyon (Samvelion ve Manoukion, 1995), lazer ergitme (Grüneis, 1998), sıcak presleme ve lazer kesimin kombinasyonu (Schmid, 1995; Fietcher, 1995) ve kişiye özel başka birçok teknikle üretilebilir.

2.1. Soket Dizaynı ve Bileşimi

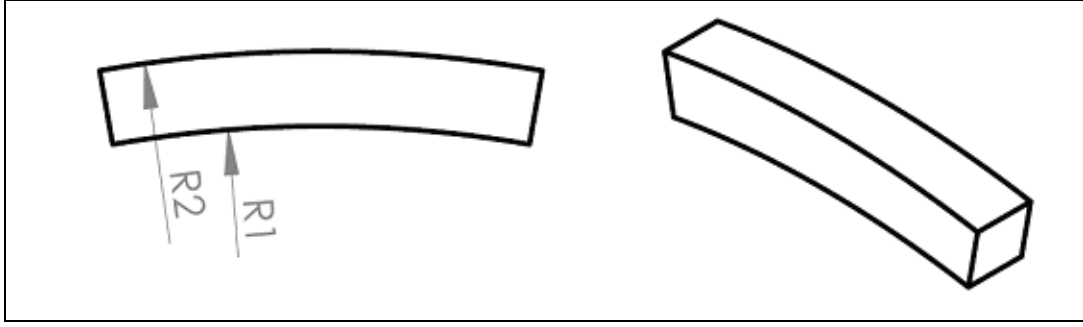
Elmaslı soketlerin genel bir sınıflandırması Şekil 2.1’de görülmektedir. Bu tür soketler endüstride çok yaygın olarak kullanılmaktadır.



Şekil 2.1. Çeşitli soket şekilleri.

Soketin şekli ve bileşimi ne kadar karmaşık olursa üretim maliyetleri de o derecede artar. Bununla birlikte, testere ağzı, üretim gereksinimleri, kullanım özellikleri ve ekonomik nedenlerden dolayı genellikle karmaşık şekillerin seçilmesine neden olur.

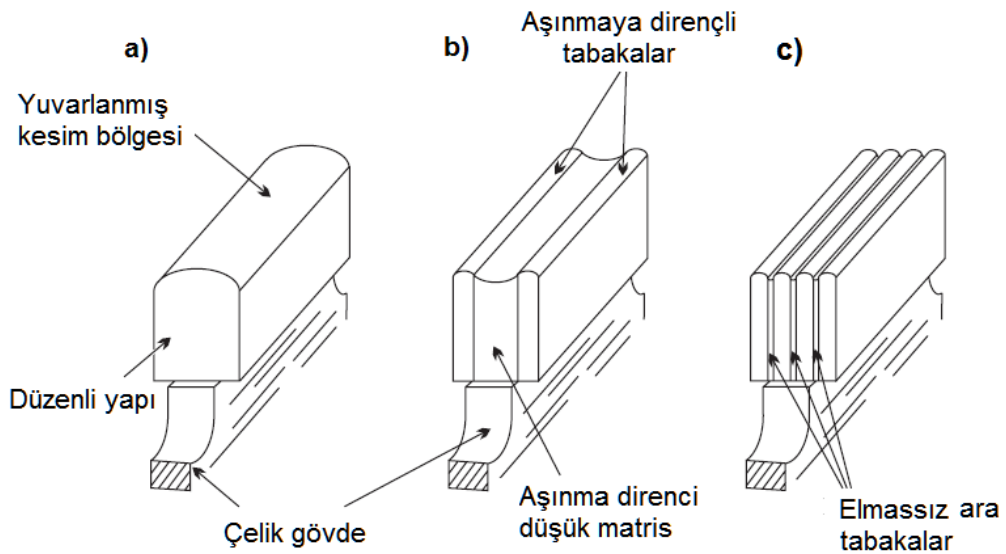
Eğimli soket uygulamaları, kesilen doğal taş ile takım yüzeyleri arasında daha az sürtünme oluşturması ve daha az tozla üretildiği için avantajlıdır. Şekil 2.2’de Eğimli soket gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Eğimli soketler

Doğal taş kesiminde kullanılan soketler testereye kaynak edilirken elmas tabanlı veya elmas içermeyen tabanlı olarak üretilir. Soketlerin elmassız tabanlı kullanılmasının iki nedeni vardır. Birincisi, soketler çelik testere desteğe kadar nadiren aşınır ve tabanda kullanılmayan elmastan dolayı daha uygun maliyetli olur. İkincisi ise, elmas içeren malzemenin kaynak edilemeyişi nedeniyle elmassız malzemeye göre daha zor kaynak edildiği için tabakanın uygun ergime özelliği sayesinde lazer kaynağının daha kolay yapılabilmesidir (Weber ve Burckhardt, 1999). Ön kısımda bulunan şok sönümleyici tabaka, yüksek kesim oranlarında soket davranışlarını kontrol edebilmek amacıyla kullanılmaktadır (Diamant Boart, 1995).

Sandwich olarak adlandırılan üç ya da daha fazla tabakadan meydana gelen takımlardaki dış tabakalar aşınmaya karşı daha duyarlı olan iç tabakalardan farklıdır. Şekil 2.3’de gösterildiği gibi, olması istenilen ve eyere benzeyen aşınma şekli kesim sırasında oluşur. Bu da kesici takıma kesme sırasında izleyeceği yolun ortaya çıkmasını sağlar. Bu durum kesim sırasında çoğu zaman düzensiz bir hal alan kesmenin düz bir eksen üzerinde yapılmasını sağlar.



Şekil 2.3. Sandwich aşınma eğrisi(a) ve normal (b) elmaslı soket (c) katmanlı soket

2.2. Metal Matris Seçimi

Metal esaslı matrisin iki temel işlevi vardır. Bunlardan birincisi elması sıkı tutmak ve ikincisi de elmas kaybı ile uyumlu olarak aşınmasıdır.

Matrisin aşınma direnci işlenen malzemenin aşınması ile uyumlu seviyede olmalıdır. Yani elmas taneleri matrisin erken aşınması sonucunda desteksiz kalarak fazla miktarda yüzeyden dışarı çıkmamalı ve zamanından önce matristen kopmamalıdır. Çok yumuşak bir matris elmastan daha hızlı aşınır ve bu da elmas kaybetme ihtimaliyle sonuçlanır. Diğer taraftan aşırı derecede aşınma direncine sahip bir matris, elmas köreldikten sonra aşınarak soket yüzeyinin parlamasına ve kesici takımın görev yapmamasına sebep olacaktır. Bu olay genellikle cilalanma olarak bilinir. Sert ve yoğun bir kaya testere ile kesilmeye başlandığı zaman, kayadan çok az miktardaki tortu parçası, çok ince bir toz halinde kayadan koparılır. Böyle koşullar altında matris aşınması yavaştır. Diğer taraftan, kesilen malzeme yumuşak, süngerimsi ve kumlu ise, iri taneli toz partikülleri kaya parçasından kopar ve matrisin oldukça hızlı aşınmasına neden olur.

Ancak, sadece kesilen malzeme değil kesimin şekli de (katrak, dairesel testere vb.) göz önünde tutulmalıdır. Katraklı kesim süresince kesimde oluşan taş partiküllerinin taşınması katrak lamasının ileri geri hareketiyle engellenir. Fakat dairesel testereli kesimde, testere tek yönde döndüğü zaman kaya partiküllerinin atılması artacağı için, katraklı kesimde metal matrisin aşınma oranı döner testereye kıyasla daha fazladır.

İkinci ve aynı derecede önemli olan durum ise matrisin elmasları sıkı bir biçimde tutabilmesidir. Kesme işlemleri boyunca, matris ile elmas arasındaki bağ, elmas parçacıklarının maruz kaldığı dönme momentine dayanacak kadar güçlü olmalıdır. Burada elmas tutunmasının anlamı, elmasın matris ile mekanik ya da kimyasal yoldan bir bağ oluşturmmasıdır.

Matrisin potansiyel tutucu özelliği çoğu zaman aşınma özellikleri ve akma dayanımıyla belirlenir. Elmasın kırılıp matristen kopması için elmas tanecikleri üzerine gelen kuvvet matrisin akma dayanımını geçmek zorundadır (de Châlus, 1994). Bununla birlikte çekme kuvveti elmas etrafındaki elastik deformasyon değil, ayrıca gerilmeleri arttıran elmasın şekliyle de ilgili bir durumdur. Bunun sonucu olarak, malzemenin çentik hassasiyeti ve yumuşaklığı da önemli parametrelerdir (Konstanty, 1999; Chalkley ve Thomas, 1969). Bilhassa ana aşınma mekanizmalarından elmasa çarpma hasarı matrisin darbe özelliklerini kritik bir seviyeye getirir (örneğin, sert ve kuvars içeren bir malzemenin yüksek çevresel hızda kesilmesi).

Matris bileşimlerinin birçoğu tutunma işlemini mekanik olarak yapmasına rağmen, çok sayıdaki çalışma, ilave bileşenler vasıtasıyla matris ile elmas arasındaki kimyasal bağlanmayı geliştirmeyi amaçlamaktadır. Bağlanma genellikle karbür oluşturan alaşımlar kullanılarak sağlanır. Bu alaşımlar elmas parçacıklarını ıslatmak ve çevresini sarmak için sıcak pres sinterleme

sıcaklığında eriyebilir olması gerekmektedir (Scott ve diğ., 1975). Bu nedenle, elmas tanesi yüzeyindeki karbür çekirdeği ilk önce soğuyan elementten başlayarak ara yüzey tabakasının oluşması için devam eder. Bu noktadan sonra, ara tabaka büyümesi sertleşince, akış ya da gözenekliliğin gelişmesinden dolayı karbür kalınlığına bağlı olarak zayıflar. Ayrıca çoğu kez çok kalın karbür tabakalarının şekillenmesinden dolayı keskin elmas yüzeyinin bozulması meydana gelir. Karbür şekillendiricilerin optimum konsantrasyonu ihtiyaç duyulan ıslatma kabiliyetinden çok daha az olduğundan, matris malzemesi olarak kullanılan son derece güçlü birleştirici alaşımların kullanılmasında problemler ortaya çıkar.

Bu sorunların üstesinden gelmek için sıvı faz sinterleme tekniği uygulanmaktadır. Krom içeren önceden mekanik olarak alaşımlandırılmış (Levin ve Gutmanas, 1990) ya da önceden alaşımlandırılmış (Akyüz ve Hofmann, 1998) tozlar ve tungsten içeren karışımlar endüstriyel ortamda bütünüyle incelenmiştir (Levin ve Gutmanas, 1990; The metallurgy of diamond tools, 1985). Ancak her iki teknikte de uygulanamaz hale gelmiştir. Takım performansındaki artış, eklenen özelliklere karşı neredeyse karşılığını vermemektedir. Bu işlemler zaman tüketmekte ayrıca grafit kalıbın koruması gerekliliğinden dolayı gereksiz olmaktadır. Kalıp malzemesi olan grafit matris malzemesi ile reaksiyona girer ve birleşir ve bu nedenle soket sıcak presten çıkmadan önce kolaylıkla parçalanabilir. Ayrıca bazı karbür yapıcı elementler matrisin yumuşaklığını bozar. Örneğin kobalt esaslı bir matriste artan krom miktarı Kirkendall etkisi nedeniyle gözenekli yapının artmasına veya istenmeyen sigma fazının oluşmasına yol açar (Akyüz ve Hofmann, 1998). Yukarıdaki nedenlerden dolayı, günümüzdeki trend kimyasal duyarlı matrislerdense metal ile kaplanmış elmasların kullanılması yönündedir.

Soket üretim işlemi, elmasın bozulma aşamasına göre belirlenir. Son ürünlerdeki elmas tanelerinin özellikleri büyük oranda soket işleme sıcaklığı ve matrisin kimyasal bileşimine bağlıdır. Sentetik elmaslar 800°C'den sonra sertliklerini kaybetmeye başlarlar. Metalik inklüzyonların varlığından dolayı, bu zayıflama 1000°C'den sonra daha hızlı bir şekilde meydana gelir. Bu nedenle, elmas tanesinin termal kararlılığı matris tozlarının sıcak presleme işlemi 1100°C civarında yapılması gerektiğinde dikkate alınmalıdır.

Elmas sertliğindeki azalmaya ek olarak, yüzey grafizasyonu hem sentetik hem de doğal elmas tanelerinde görülür. Bu işlem yaklaşık 700°C civarında başlar (Young, 1999). Açık bir şekilde grafit dönüşen elmasın yüzdesi minimum seviyeye indirilmelidir, bu yapılmadığı takdirde takımın ömrü azalır. Bu olay özellikle ince taneli elmas içeren uygulamalarda önemlidir. Genellikle, soket üretiminde elmas tanesi boyutu ne kadar küçük olursa, sıcaklık o denli yüksek ve daha uzun süre sıcak pres zamanı gerekmektedir. Bu da elmas yüzeyinde daha fazla grafizasyon artışına neden olacaktır. Demir, kobalt, nikel ve tungsten gibi metaller fark edilir derecede karbon çözücü olduğu için elmas yüzeyini etkiler ve elmasın kullanılmadan yapıdan uzaklaşmasına neden

olur (Tuzzeo ve diğ., 1999; Bullen, 1975). Bunların dışında işlem sıcaklığı ne kadar yüksek olursa, sıcak pres sarf malzemeleri tüketimi de o denli fazla olur, bu da işlemin ekonomikliğini azaltır. Bu nedenle matris tozları karışımı, sıcak presleme işleminde elde edilecek yaklaşık yoğunluğa göre sınıflandırılır. Bu tür sınıflandırma soket üretimi imalat şekline göre Tablo 2.1’de verilmiştir.

En çok kullanılan matris malzemeleri, kobalt, demir, nikel, kalay, bronz alaşımları, tungsten ve tungsten karbürden oluşur. Elmaslı takımlarda doğru matris seçimi karmaşık bir işlemdir. Bu nedenle yumuşak (aşınmaya daha az dirençli) bir matris seçilmesi testerenin kayayı daha rahat kesebilmesi için tercih edilir. Daha sonra, takım özelliklerini optimize etmek için katkı maddeleri eklenebilir. Çok aşırı koşullarda temel matris malzemesi bile matrisi sertleştirmek için değiştirilebilir.

Tablo 2.1. Soket üretimi sınırlamaları

Sinterleme sıcaklığı	Elmas bozulma miktarı		Sıcak pres malzemelerinin tüketimi (Grafit kalıp ve elektrotlar, soket tutucu aparatlar, seramik izolatör vb,)
	Elmas tipi: Sentetik (şekilsiz, aşırı sert ve yüksek oranda metalik inklüzyonlar içeren)	Elmas tipi: Sentetik ya da doğal elmas (kübik şekilli, berrak ve yüksek sıcaklıklara dayanıklı)	
900°C’ye kadar	az	az	az
900-1000°C	orta	az	orta *
1000 - 1100°C	yüksek	az-orta	yüksek *

* Koruyucu gaz altında yapılan vakumlu presleme grafit tüketimini azaltır.

2.3. Elmas Tanesi Seçimi

Verilen herhangi bir uygulamada bütün ihtiyaçları karşılamak için, bazı faktörler dikkate alınmalıdır. Bu sebepten dolayı aşağıdaki özellikler çok büyük öneme sahiptir. Bunlar;

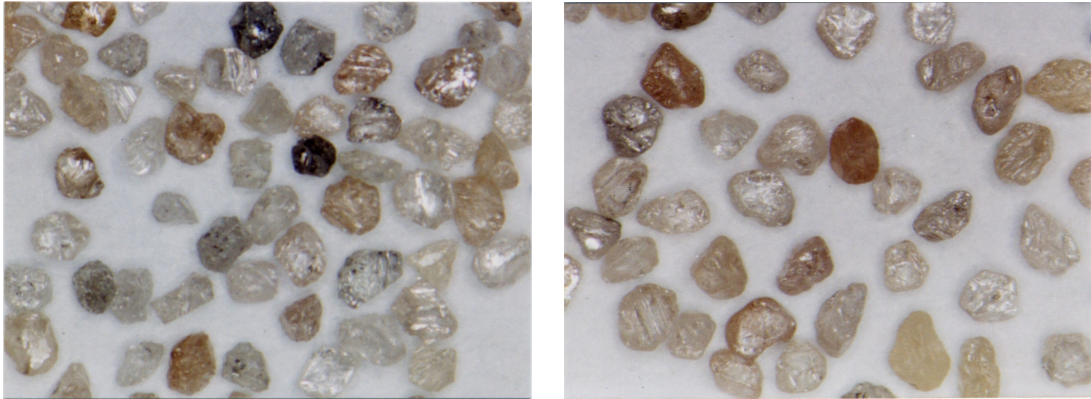
- Elmas tipi,
- Tane boyutu,
- Elmas yoğunluğu.

2.3.1. Elmas Tipi

Sokette kullanılacak elmas aşındırıcı tipi işlenecek taşa göre belirlenir. Bundan dolayı en iyi kural kesilecek taş ne kadar sert ise, o kadar sert elmas seçilmesidir. Elmas üreticileri, takım imalatçıları için mekanik dayanım, ısısal kararlılık ve matrise tutunma karakteristiği gibi

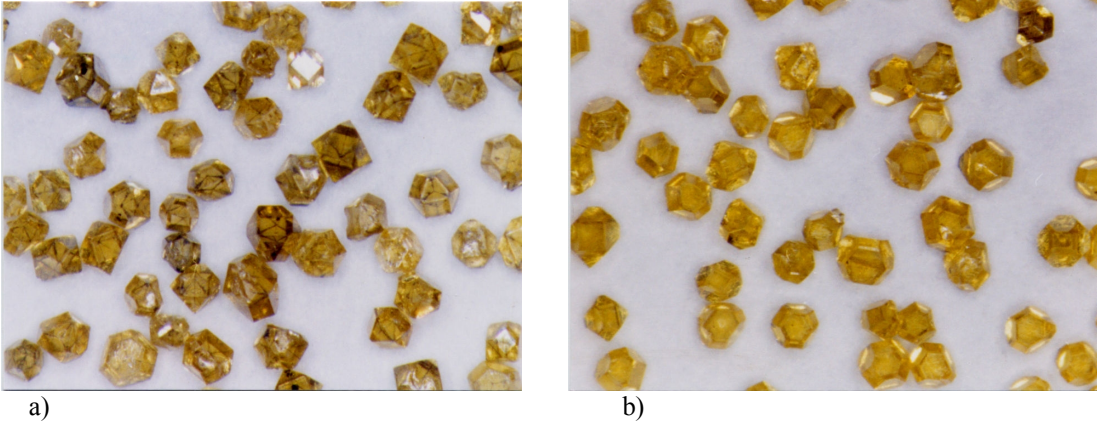
farklı özelliklerde ve çok geniş alanda doğal ve sentetik elmas seçme olanağı sağlarlar. Doğal elmas ile sentetik elmas arasındaki temel fark impürite (kirlilik, katkı) miktarıdır.

Doğal elmaslar, parçalanmış doğal elmas parçacıkları olduğu için metalik inklüzyonlar (kalıntılar) içermezler. Bundan dolayı, önemli derecede termal kararlılık gösterirler. Sentetik elmas tanecikleri 800°C’de sertliklerini kaybetmeye başlamasına rağmen, doğal elmas tanecikleri sertliklerini 1400°C’ye kadar korurlar (Zsolnay, 1977). Doğal elmas tanecikleri matrise tutunan yüzlerinin gözenekli olmasından dolayı mükemmel derecede yapışma kabiliyetine sahiptirler. Bu sebepten dolayı doğal elmas tanecikleri mermer, kumtaşı ve düşük sertlikteki malzemelerin kesiminde avantajlıdır. Diğer taraftan düzensiz olan elmas yüzeyi mekanik dayanımı azaltır. Daha sert taşların kesiminde bu engel yüksek şok kuvvetlerine dayanıklı olarak dizayn edilen ovalleştirilmiş elmaslı kesici takımların kullanımında başarılı olur (Dyer ve Conradi, 1972). Fakat ovalleştirilmiş şekil çok daha yüksek kesme kuvveti gerektirdiğinden sonuç olarak daha dayanıklı ve daha güçlü makineleri gerektirirler. Bütün bunlara rağmen ovalleştirilmiş doğal elmas taneciklerinin seçimi yüksek sinterleme sıcaklıklarına dayanabildikleri ve daha düşük fabrikasyon maliyeti gerektirdikleri için tercih edilmeleri bazı avantajlar sağlar. Bahsedilen bu iki elmas aşındırıcılar Şekil 2.4’de gösterilmektedir.



Şekil 2.4. Doğal elmas aşındırıcılar çok tabakalı yüzey (a) ve ovalleştirilmiş (b)

Sentetik elmas kullanılmasının temel avantajı, bu elmas türünün özel uygulama ihtiyaçlarına göre tasarlanması ve üretilmesidir (Dwan, 1998). Üreticilerin çeşitli taleplerine göre farklı tane boyutlarında iki grup sentetik elmas vardır. Sentetik elmas kristallerinin farklı içyapıları için kobalt esaslı ya da nikel esaslı alaşımlar kullanılarak bu elmaslar yapılır. Kobalt esaslı elmaslarda kobalt ara tabakalar arasına girerek metalik inklüzyon şeklinde görülür. Oysa nikel esaslı elmaslarda impüriteler elmas tanesi içinde düzenli olarak dağılır. Bunun sonucunda mükemmel berraklık ve dış görünüş, sıcak preslemeden sonra da iyi mekanik özellikler elde edilir (Davis ve diğ., 1996; Diamante Applicazioni & Tecnologia, 1997). Şekil 2.5’de iki farklı elmas türü görülmektedir.



Şekil 2.5. Kobalt esaslı alaşımdan üretilmiş sentetik elmas taneciği (a) ve nikel esaslı alaşımdan üretilmiş elmas taneciği(b), nikel ve kobalt bu işlemlerde katalizör/çözücü olarak kullanılmıştır.

Elmasın katalitik grafisazyonuna VIII. grup metallerinin neden olduğu bilinmektedir (Clifton ve Evans, 1997). Elmasın grafitte dönüşümü % 56 hacim artışı ile sonuçlanır. Grafizasyon gerilimleri ve termal gerilmelerin oluşumu elmas-metal ara yüzeyinde ısıl genişleme katsayısında zayıflamaya hatta elmas partiküllerinin parçalanmasına neden olur (Dyer ve Conradi, 1972). Sonuç olarak inklüzyonların miktarı ve hareketi sıcak presleme işlemlerine göre elmasın aşınma karakteristiklerini değiştirerek her elmas taneciğinde görülmektedir.

Kobalt esaslı alaşımdan üretilen elmas tanelerinde, inklüzyonların geometrik olarak düzenli ve sıralı olduğu, nikel esaslı alaşımdan üretilen sentetiklere göre kıyaslandığında daha düzensiz ve çatlama eğilimi gösterdiği gözlenmiştir. Bu özellik düşük kesme hızlarında kesme işlemini kolaylaştırır. Fakat güç gerektiren uygulamalarda takım yetersiz kalır (Davis ve diğ., 1996).

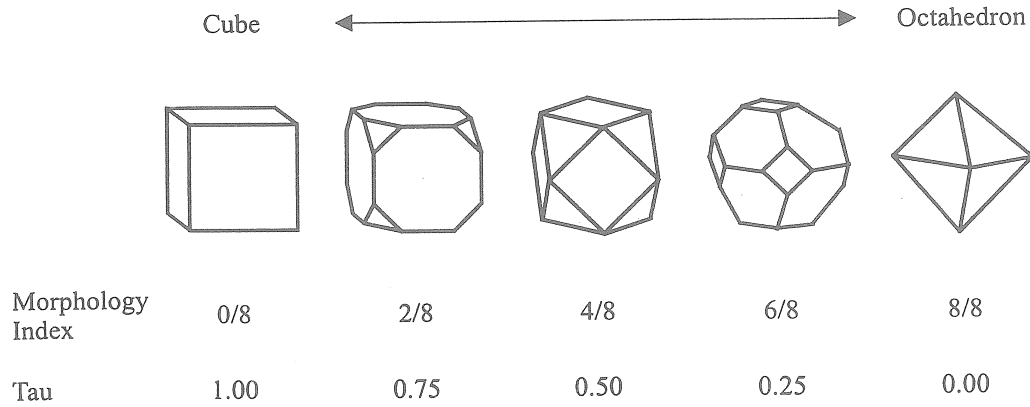
Son kırk yıldan günümüze kadar, laboratuvar teknikleri elmas tanelerinin termal stabilitesi ve dayanıklılığını ölçmek için geliştirilmektedir. Günümüzdeki mevcut endüstrinin standart muayene işlemi darbe testidir. Bu işlemde, titreşen bir kapsül içinde bulunan elmas numuneleri ve deney bilyesi kapsül içindeki elmas parçacıklarına çarpar (Belling ve Dyer, 1964). Elmas ya ısıtılma işlem görmemiş halde ya da yüksek sıcaklıklarda ısıtılma işlem gördükten sonra kullanılır (Davis ve diğ., 1996; Clifton, 1997; Belling ve diğ., 1964). Bir başka yöntem de, soketin sıcak preslerde üretilmesinin elmas dayanımı üzerindeki karmaşık etkilerinin önceden tahmin edilmesine yardımcı olur (Zsolnay, 1977). Gerçi matris ile elmas ara yüzeyinde meydana gelen kimyasal reaksiyonlardan dolayı matrisin kendisi elmas indirgenmesini hızlandırabilir (Tuezze ve diğ.; Bullen, 1975). Elmas tanecikleri dayanımını belirlemek için iki yol vardır. Birincisi yarılanma süresi fikrine dayanır, yani eleğin altında kalan elmasın %50'nin altında olması için gerekli zamandır. İkincisi ise sabit bir sürede ufalanma zamanına bağlı olarak elek altında kalan elmasın yüzdesinin ölçülmesidir. Bu deney tokluk indeksi (TI) veya numune deneyden önce ısıtılma işlem görürse termal tokluk indeksi (TTI)

olarak adlandırılır.

Son zamanlarda keşfedilen diğer bir teknik de baskılı kırılma dayanım deneyidir (Brauninger, 1999; General Electric Company, 1993). Bu deneyde iki adet dönen merdane yaylı yük ölçere bağlıdır ve test örneğindeki birbirinden ayrı elmas parçacıkları bilgisayarlı yük ölçer ile dinamik olarak yüklenir ve kırılır. Her bir kristali kırmak için gerekli olan kuvvet ölçülür ve işlenir, sonuçta parçadaki kristal dayanım deformasyonu hakkında geniş kapsamlı bilgi ile ortalama bir değer elde edilir.

Hangi yöntem seçilirse seçilsin, bu yöntemlerle elde edilen bilgiler takım üreticilerinin soket bileşimini ve üretim tekniğini tasarımlarında yardımcı olur ve önceden yapılan uygulamalar taneciklerin nasıl bir aşınma davranışı göstereceğini bilmelerine yardımcı olur.

Elmas taneciği, dayanımının bilinmesinin yanında, elmas üreticileri elmasın şeklinin elmas kalitesiyle aynı derecede öneme sahip olduğunu belirtir. Şekil 2.6'da sentetik elmasların ideal kristal morfolojisi kübik yapıdan oktahedral yapıya kadar sıralanmıştır.



Şekil 2.6. Çeşitli sentetik elmas taneciklerinin şematik ve matematiksel gösterimi

Elmas taneciğinin şekli, kullanımda sağlamlığını ve kırılma karakteristiklerini kesinlikle etkiler. Bu nedenle düzgün şekle sahip olan kübik-ortogonal şekilli elmaslar, düzgün olmayan köşeleri keskin ve kaba yüzeyli elmaslara göre daha dayanıklıdır. Ancak daha az miktardaki elmas tanecikler uygulamalarda daha iyi sonuçlar verir ve matrise daha iyi tutunur. Matrise iyi tutunma özelliği olan daha güçsüz elmas kristalleri genellikle katrak kesimi uygulamalarında gereklidir. Bu nedenle doğal elmas yerine uygun olarak seçilen sentetik elmaslarla soket karakteristiklerinin geliştirilmesinin çok büyük önemi vardır (Burgess, 1978).

Elmaslı takımlarda matrisin en önemli görevi mümkün olduğu kadar uzun süre elmas kristallerini tutmasıdır. Genellikle, matristen kopan elmas parçaları miktarı ile kesme işlemi yapan elmas parçacıkları karşılaştırdığında matris elmas parçacıklarının tümünü tutamadığından dolayı kesme işlemi yapan elmas parçacıklarının miktarı azdır. Kopma oranı 1/4'den az ise bu

durum normal sayılır (Bailey ve Collin, 1977). Çünkü metalik matrislerin büyük çoğunluğu sadece elmasın mekanik olarak tutunma ilkesine dayanır. Özellikle çok güçlü blok şekilli ve oval yüzleri olan sentetik tanecikleri tutmak için matris geliştirmek kolay değildir. Bu nedenle elmasın kendisi kesme işlemi sırasında oluşan çekme kuvvetini minimize etmek için matris ile birlikte çalışmalıdır. Bu sorunun üstesinden gelmek için iki yöntem vardır. İlk yöntem; termal ya da kimyasal işlem uygulayarak elmas parçalarının yüzeylerini pürüzlü hale getirmektir (Tokura ve Yoshikawa, 1989; Borse, 1991; Musu-Coman ve diğ., 1998). Ancak bilinen işlemler bazı dezavantajlara sahiptir. Matrise yapışma dayanımı artmadan önce oldukça fazla miktardaki malzeme elmas yüzeyinden kaldırılmalıdır. Yüzeydeki oyulmada elmasın sağlamlığını ve dayanımını azaltacak derecede risk vardır. Bu yüzden bu yöntem genel uygulamalarda kullanılmaz.

Matristeki elmas tutulumunu geliştirmek için en etkin yol kristalleri güçlü karbür yapıcı elementler titanyum (Bullen ve Wright; Bailey ve Collin, 1977; Chen ve Sun, 1991; General Electric Company, 1995) krom ya da zirkonyum (Sun, 1991; General Electric Company, 1995) gibi malzemelerle ince bir film halinde kaplamaktır. Ek tabaka olarak (Bailey ve Collin, 1977), veya iki kat tabaka olarak tercihen nikel karbür yapıcı tabakayı oksidasyondan korumak için kullanılır ve kristalin matris malzemesi ile tutunmasını sağlar. Kaplanmış elmasların sağladığı avantajlar, artan takım ömrü, düşük testere çevresel hızlarında iyi kesim (Bailey ve Collin, 1977), elması yüzey grafizasyonundan (Bullen ve Wright, 1976) oksidasyon ve istenmeyen matris bileşimlerinden koruma (Barunninger ve Hayden, 1995), matris özelliklerinde istenmeyen etkileri azaltmaktır. Kaplanmış elmasların kullanımları genelde granitin işlenmesi ile sınırlandırılmıştır. Fakat günümüzde kaplanmış elmaslarla kumtaşı ve mermer gibi taşlar kesilmektedir (Diamate Applicazioni,1999).

2.3.2. Elmas Tanecik Boyutu

Elmas taneciğinin büyüklüğü, matris yüzeyinden elmas çıkıntı yüksekliğini belirler ve kesicinin kesme yüzeyinden açıklığına etki eder. Etkili bir kesim için, elmas taneciğinin büyüklüğü ile kesilecek malzeme arasında yakın bir ilişki vardır.

Pratikte tavsiye edilen elmas tane boyutları aşağıdaki gibidir (Konstanty, 1991; De Beers Industrial Diamond Division).

- 50/60 US mesh –çok sert ince taneli malzemeler için (çakmaktaşı, çok sert granit),
- 40/50 US mesh - sert, ince taneli malzemeler için (granit, bazalt),
- 30/40 US mesh – orta serliktaki malzemeler için (mermer),
- 20/30 US mesh – çok yumuşak malzemeler için (iri taneli kireçtaşı veya kumtaşı).

Mükemmel yüzey bitirme işlemleri ve pah kırma işlemleri için daha ince taneli

elmasların kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Herhangi bir türdeki elmasın daha küçük boyutlu olanı daha dayanıklı olduğundan özellikle daha sert taşların işlenmelerinde kullanılır. İri taneli elmas kullanılması başlıca avantajı yüksek kesim hızlarında daha iyi olmasıdır. Çünkü iri taneli elmaslar talaş boşluğunun fazla olması ve kesilen taş parçacıklarının testerenin her dönüşünde daha fazla miktarda kesim bölgesinden rahat çıkması sayesinde kesilen taş daha temiz yüzeyli olarak çıkar. Ancak çok iri taneli grit çok sert malzemelerin kesme işlemlerinde kullanılırsa hem matristen elmaslar kopar hem de elmas yüzeyinde aşınmadan ötürü düzlükler oluşur. Bu da elmasın parlamasına ve kesim işleminin yapılamamasına neden olur (Jennings ve Wirght, 1991).

2.3.3. Elmas Yoğunluğu

Soket içindeki elmas miktarı elmas ağırlığına bağlıdır. Teorik hacmi 1 cm³ olan matriste 4.4 karat elmas taneciği bulunur (hacim = % 25). Diğer konsantrasyonlar bununla orantılıdır. Elmas yoğunluğu elmas parçacık boyutu ile birlikte, soketin kesme yüzeyindeki her bir kesme noktası sayısı ile belirlenir. Tablo 2.2’de gösterildiği gibi elmasların toplam sayısı ve matrise bağlantı yeri, elmas yoğunluğu ile doğru ortalama parçacık boyutu ile ters orantılıdır.

Tablo 2.2. Aşınan segmentin bir cm² alanındaki yüzeye çıkmış elmasların toplam sayısı (General Electric Company, 1991).

Mesh	Elmas Konsantrasyonu					
	15	20	25	30	35	40
25/35	14	19	24	29	34	38
30/40	22	30	37	45	52	60
35/40	26	34	43	51	60	68
40/50	38	51	63	76	88	101
50/60	65	87	109	131	153	174
60/80	85	114	142	170	199	227

Soket yapımında hangi konsantrasyonun kullanılacağı çeşitli etkenlere bağlıdır. Öncelikle soket bileşimini belirlemek için kesilecek malzeme ve özellikleri dikkate alınmalıdır. Genel olarak, kesilecek malzemenin daha çok ufalanması ve aşınması isteniyorsa, elmas yoğunluğu daha yüksek olmalıdır.

Elmas yoğunluğunun azalmasıyla, her elmas başına düşen kuvvet bununla orantılı

olarak artar. Her bir elmas parçasının kaldırdığı artan malzeme miktarıyla belirli bir kritik noktaya ulaşılır. Elmasın dayanım noktası ve tokluğu aşıldığı zaman parçalanmaya başlar ya da tam olarak kullanılmadan matristen kopar.

Takım ömrünü arttırmak için yüksek oranda elmas kullanıldığı için yüksek kesim gücüne de ihtiyaç duyulmaktadır. Bu güç kesici makine tarafından sağlanmadığı sürece her bir tane üzerine düşen kuvvet bununla orantılı olarak azalır. Bunun sonucunda elmas kesme derinliğine ulaşamaz, matris yüzeyinde kalır ve elmas parlamaya başlar. Böyle durumlarda kesmenin çok az ya da hiç olmadığı görülür ve testeredeki soketlerin yenilenmesi gerekir (Konstanty, 1991; Bullen ve Bailey, 1979).

Bazı durumlarda, ki bu optimum güç kontrolü iyi yapılmış makinelerde mevcuttur, hem soket aşınması hem de kesme maliyetleri elmas konsantrasyonu artırıldığı zaman büyük oranlarda azaltılabilir. Bu durum farklı granit türlerinin kesimlerinde kanıtlanmıştır (Bullen ve Bailey, 1979; Walker ve Wood, 1973). Yapılan kesme işlemleri ve deneylerin sonuçlarında matris yüzeyinden dışarı çıkan elmasların ancak az orandaki bir bölümünün (yaklaşık %26) her zaman doğru kesim yüksekliğinde olduğu görülmüştür (Wright ve Walper, 1986).

2.4. Soket İmalat Tekniği

Genellikle elmas içeren takımların üretiminde tipik fabrikasyon işlemleri aşağıdaki aşamalardan meydana gelir. Bunlar:

- 1- Matris toz karışımının hazırlanması,
- 2- Matris-elmas karışımının hazırlanması,
- 3- Soğuk presleme (isteğe göre),
- 4- Sıcak presleme,
- 5- Çapakların temizlenmesi,
- 6- Soket kalite kontrolü,
- 7- Lehimleme/lazer kaynağı,
- 8- Kaynak edilen soketlerin testereye hizalanması,
- 9- Testerenin balans ayarının yapılmasıdır.

2.4.1. Matris Toz Karışımının Hazırlanması

Matris tozunun hazırlanması iki işlemden oluşur. İlk olarak, partikül şekli ve tane boyutu göz önüne alınarak iyi bir şekilde seçilen metal tozları önceden belirlenen kimyasal bileşime göre karıştırılır. Bu işlem genellikle köşegen şekilli, eksenden kaçık karıştırıcılar veya

3 boyutlu mikserler kullanılarak yapılır. Bu işlemle, tozlar birbirinden çok farklı yoğunluğa sahip olduğunda bile mükemmel karışım sonuçları elde edilir. Bağlayıcı maddeler ve yağlayıcılar bu aşamada dökülen toz miktarını azaltmak, taşıma ve işleme sırasında segregasyonu engellemek için toza eklenir. Ayrıca sonraki soğuk ve sıcak pres işlemlerinde çelik kalıpların aşınmasını engellemek ve oksidasyonu önlemek için de yağlayıcılar kullanılır. İkincil olarak, toz soğuk preste hacimsel olarak basılacaksa ilaveten ikincil granülisasyon yapılır. Buradaki amaç tozun kalıp içine daha kolay konmasını sağlamak ve presleme karakteristiklerini iyileştirmektir. Granülizasyon farklı şekillerde yapılabilir (Weber, 1999). Fakat pratikte elmaslı takım endüstrisinde iki farklı teknik çok sık kullanılır. Bunlardan spartan granulatörü olarak adlandırılan ve eski olanıdır ki yüksek hızlı karıştırma tekniğinden ibarettir (Baert, 1995; Van Doorslaer 1999). En son teknik ise mekanik olarak yuvarlama işlemidir. Bu işlemle elmas partiküllerinin de tek aşamada granüle olması sağlanır (Burckhardt, 1997).

İşlenme şekline bakmaksızın, organik bağlayıcılar toz partiküllerini bir araya getirmek ve ayrıca granüllere mekanik bir dayanım vermek için kullanılır. Bağlayıcı, sıcak pres işlemleri süresince yapıdan tamamen çıkacak, uygun termal özelliklere sahip olmalıdır. Aksi takdirde soketlerin kalitelerini azaltan ve testereye lehimlenmesinde problemlere neden olan kalıcı bir gözenekli yapı oluşturur.

2.4.2. Matris-Elmas Karışımının Hazırlanması

Elmaslar matris tozlarıyla karıştırılmadan önce ya alındıkları gibi ya da yüzeyleri uygun malzemelerle kaplanarak kullanılırlar (Baert, 1995; Burckhardt, 1997). Şüphesiz, karışım işlemi son ürünün kalitesi üzerinde büyük etkiye sahiptir. Hem matris tozlarının hem de elmas kristallerinin homojen olmayan dağılımı soketin zamanından önce aşınmasına neden olur. Bu nedenle, her bir elmas tanesi ayrı ayrı matris tozu ile kaplandığından, soket içindeki bölgesel elmas yoğunlukları (kluster) elimine edilir ve daha homojen elmas dağılımı garantilenmiş olur. Elmaslı granül kullanılmasının diğer bir avantajı ise çelik soğuk pres kalıplarının sert aşındırıcı parçalardan etkin bir şekilde ayrılmasından dolayı daha uzun ömürlü olmalarını sağlamasıdır.

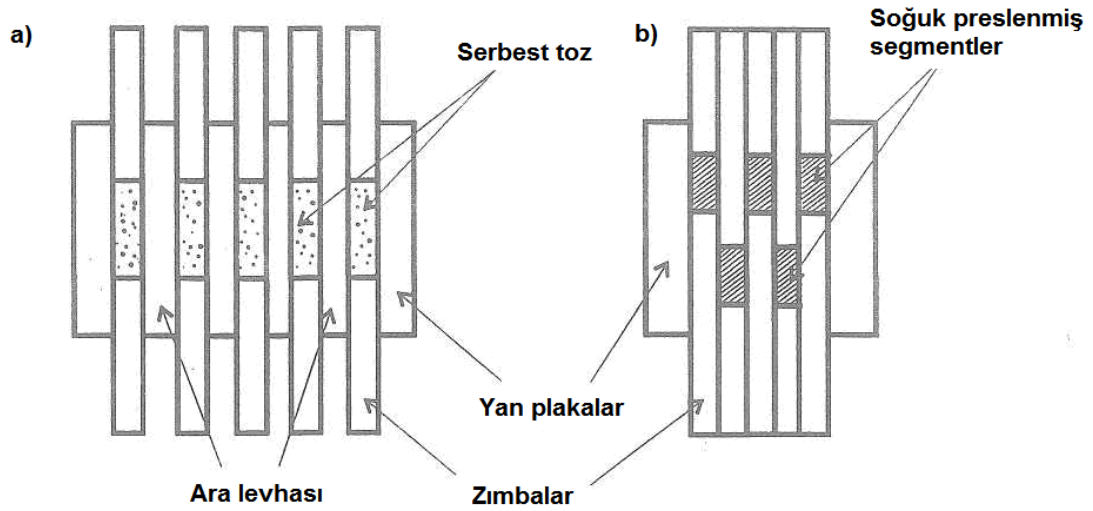
2.4.3. Soğuk Presleme

Soğuk presleme, matris tozu-metal karışımının kalıplarda şekil verilerek sıcak presleme öncesi gerek duyulursa yapılan bir ön işlemdir. Bu işlem için ek bir donanım gerekmesine rağmen, önceden soğuk preslenmiş parçalar sıcak presleme işlemi süresince, grafit kalıbın aşınmasını azaltır ve üretim miktarını artırır. Şekil 2.7(b)'de görüldüğü gibi önceden soğuk

preslenmiş parçalarla doldurulan kalıp, soğuk presleme yapılmadan toz ile doldurulan kalıptan daha fazla sayıda parça alır.

Bununla birlikte, soğuk presleme işlemi çok tabakalı (multi layer) soketler üretileceği zaman yapılması zorunlu hale gelir.

Geleneksel soğuk presleme işlemleri düşük ya da orta düzeyde basınç seviyesinde çelik kalıplar ile yapılır. Elmaslı takım endüstrisinde soğuk presleme işlemleri için iki tip makine kullanılır. Geleneksel preslerde kalıbın doldurulması için titreşimli bir yol ile gelen matris-elmas karışımı hassas terazilerle tartılarak, doğru miktarda kalıba doldurulma prensibiyle çalışır. Geleneksel ağırlık hacim ilkesiyle çalışan presler, az oranda soket imalatının gerekli olduğu yerlerde daha fazla esneklik sağlarlar (Weber, 1998). Fakat oldukça yüksek olan işletme giderlerinden ve granüle edilmiş tozların kullanılması zorunluluğundan dolayı, segmentlerin seri üretiminde hacim ilkesi ile çalışan (volumetrik) ekipman 3–4 kat daha hızlı çalışması, daha uzun ömürlü olması, çelik kalıpların daha ucuz olması ve diğer soğuk pres sarf malzemelerinin daha az olmasından dolayı tercih edilir (Weber ve Burchardt 1998).



Şekil 2.7. Serbest haldeki (a) ve Soğuk preslenmiş (b) toz karışımlarının grafit kalıba yerleşimi.

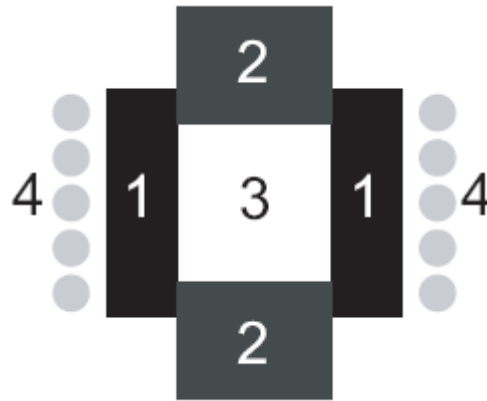
2.4.4. Sıcak Presleme

Sıcak presleme işlemi, ısı ve basıncın bir araya gelerek neredeyse tamamen iç gözeneklilikten arınmış bir ürün elde etme işlemidir. Geleneksel soğuk pres-sinterleme işlemleriyle karşılaştırıldığında sıcak presleme tekniği daha az güç, daha kısa süre, (genellikle 2–3 dakika) ve daha düşük sıcaklıklara ihtiyaç duyar. Ayrıca bu teknikte soğuk presleme-sinterleme işlemine göre, daha yüksek yoğunluklara ulaşılır.

Ticari olarak satılan sentetik elmasların yüksek sıcaklıklara karşı olan dayanımı az olduğu için ve matrisin mükemmel mekanik özelliklerine karşı olan talebin artması nedeniyle, doğal olarak hızlı sıcak presleme tekniğinin elmaslı kesici takımlarda çok geniş bir kullanım alanı vardır. Genel kullanımda ikinci olarak, yüksek sıcaklıklarda segment üretiminde daha etkin, hem metal tozunu hem de elmas tanesini oksidasyona karşı koruma yolu CO/CO₂' atmosferinin kullanılmasıyla elde edilir.

Sıcak presleme işleminde 3 ayrı ısıtma tekniği kullanılmaktadır. Bunlar indüksiyon ile ısıtma, endirekt dirençli ısıtma ve direkt dirençli ısıtmadır.

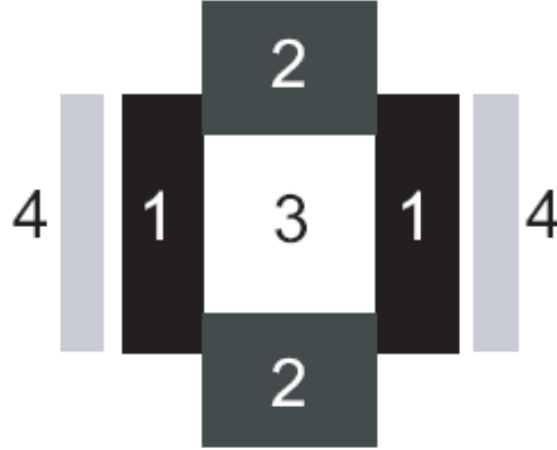
İndüksiyon ile ısıtma işleminde, yüksek frekanslı akım ile kalıp içerisindeki tozların ısıtılması esasına dayanır. Metal ya da grafitten yapılan kalıplara basınç uygulanarak tozların sıkışması sağlanır. Kalıp indüksiyon sargısı içerisine bırakılır. Sinterleme işlemi süresince yüksek frekans jeneratörü ve indüksiyon sargısı ile kalıbın ısıtılması sağlanır. Bu yöntemin avantajı basınç ve indükleme gücünün tamamen birbirinden bağımsız olmasıdır. Düşük basınçlarda sıvı faz sinterleme işlemini yapmak mümkündür. Yöntemin dezavantajları yüksek frekans jeneratörünün pahalı ve kalıbın yerleşiminin çok düzenli olması gerekmektedir. Kalıp düzenli olarak yerleştirilemez ise ısı yayılımı düzgün olmaz. Sistemin temel dezavantajı, sıcaklığın tam olarak dağılımını sağlayabilmenin zor olmasıdır. Manyetik alan kalıbın içerisine sadece 0.5 ila 3 mm nüfuz etmektedir. Buradan da anlaşılacağı gibi sıcaklık kalıbın ısı iletkenliği ile yayılır. Kalıbın merkezinin ısıtılması çok zordur. Bu nedenden dolayı başka bir potansiyel sorun ise çok yüksek ısıtma oranlarında yüksek sıcaklık farkları kalıbı tahrip edebilmektedir. Şekil 2.8'de şematik olarak indüksiyon ile ısıtma gösterilmiştir.



Şekil 2.8. İndüksiyon ile kalıbın ısıtılması 1. Grafit yan tutucular 2. Baskı grafitleri. 3. Preslenecek malzeme 4. İndüksiyon sargısı.

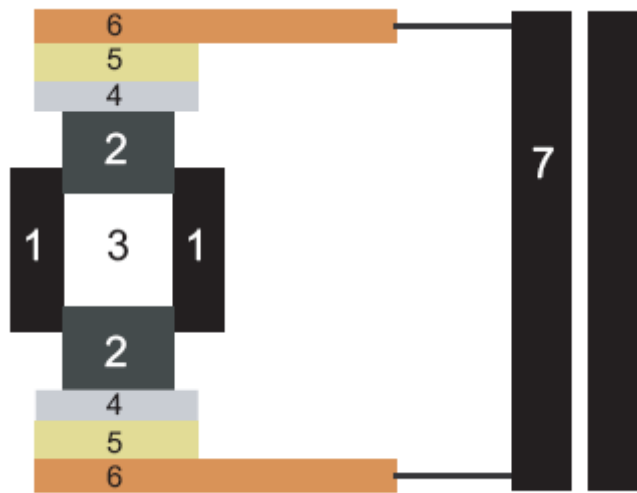
Endirekt dirençli ısıtma tekniğinde, kalıp ısı bölmesine konumlandırılır. Isı bölmesi elektrik akımı ile ısıtılan grafit ısıtma elemanlarıyla ısıtılır. Isınan grafit ısıtıcılar kalıp ile temas halinde olduğundan ikincil olarak kalıbı ısıtırlar bu nedenle işlem endirekt dirençle

ısıtma olarak adlandırılır. Yöntemin avantajı yüksek sıcaklıklara çıkabilmesi, kalıp malzemesinin ısı iletkenliğinden bağımsız olması sıcaklık ve basıncın birbirinden bağımsız olarak kullanılabilmesidir. Yöntemin temel dezavantajı ise kalıbın ısıtılmasının çok zaman alması ve kalıbın dıştan içe doğru ısınması ile ısının eşit olarak dağılmasının uzun süre almasıdır. Şekil 2.9’ da şematik olarak endirekt ısıtma tekniği gösterilmiştir.



Şekil 2.9. Endirekt ısıtma tekniği. 1. Grafit yan tutucular 2. Baskı grafitleri. 3. Preslenecek malzeme 4. Grafit ısıtıcı.

Direkt dirençli ısıtma tekniğinde, kalıp direkt olarak elektrik gücü ile ısıtılır. Kalıp ve toz parçanın direnci ile ısı tam olarak kalıpta oluşur. Sonuç olarak ısıtma hızı çok yüksektir. Önceki iki teknik ısı iletimi ile ilişkili iken direkt dirençli ısıtma teknolojisinde ısı ihtiyaç duyulan yerde üretilmektedir. Şekil 2.10’da şematik olarak direkt ısıtma tekniği gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Direkt ısıtma tekniği. 1. Grafit yan tutucular, 2. Baskı grafitleri, 3. Preslenecek malzeme, 4. Grafit elektrot, 5. Bronz plaka, 6. Bakır elektrot, 7. Güç kaynağı

2.4.5. Çapakların Temizlenmesi

Sıcak presleme işleminden sonra soketlerin temizlenmesi ve köşelerindeki tortuların alınması gerekmektedir. Bu işlem pratikte taşlama makineleri ile ya da alümina veya silisyum karbür taneleri içeren kazanlarda soketlerin yüzeysel aşınma işlemine tabi tutularak yapılmasıdır. Temizleme işlemi soketin testereye daha iyi kaynak- lehim edilmesini sağlar.

2.4.6. Soket Kalite Kontrolü

Soketin kalite kontrolü genellikle, sertlik testi ile sınırlıdır. Basitliği ve düşük maliyeti yüzünden en genel metot Rockwell B veya Brinell sertlik testidir. Uygun olarak yoğunlaşan matris-elmas karışımıyla matris bileşimine bağlı olarak en yüksek sertlik değeri elde edilir. Diğer taraftan, soketin yapısı herhangi bir yönden zarar görürse ya da yoğunlaşma tamamlanamaz ise, sertlik belirlenen oranda olmaz. Bunun sonucunda matris aşınma dayanımı kötü olur ve matrisin elması tutma kabiliyeti zayıflar. Bu nedenle sertlik değerlerinde en ufak bir şüphe var ise yapılan soketlerin yoğunluğunun ölçülmesi diğer önemli bir kalite kontrolüdür.

2.4.7. Lehimleme/Lazer Kaynağı

Bütün soket üretim işlemleri başarılı bir şekilde tamamlandığında, soketlerin çelik bir testereye bağlanması gerekmektedir. Genelde, bu aşamada lehimleme ya da lazer kaynağı kullanılmaktadır. Lehimleme özellikle doğal taşların sulu kesim testerelelerinde kullanılmaktadır ve aynı testereye tekrar tekrar yapılabilir. Oysa lazer kaynağı genellikle seri üretim olan küçük çaplı kuru kesim testerelelerinin imalatında kullanılmaktadır. Bununla ilgili olarak ikinci bir hususta, kesme işlemi boyunca oluşan ısı lehim noktalarını yumuşatır ve bu nedenle yüksek hızlı kuru kesme işlemlerinde soketlerin çelik testere gövdesinden ayrılma olasılığı vardır. Lazer kaynaklı bölgenin eğilme dayanımı 1800 MPa olmasına karşın, lehim de bu değer 350 ile 600 MPa arasındadır. Lazer kaynağı soketlerin testereden kopma riskini de yok etmektedir (Weber, 1991).

2.4.8. Kaynak Edilen Soketlerin Testereye Hizalanması ve Testerenin Bilenmesi

Testereye hizalama işleminin amacı, soketlerin testere merkezi ile aynı eksende olmasını sağlamak, kenarlarını temizlemek ve soketlerin testerenin yan kısımlarına doğru olan kaymalarını azaltmaktır. Daha sonraki işlem ise elmas parçacıkları arasındaki matris kalıntılarının kaldırılması ile baştan etkili bir kesime başlamak, gerekli olan elmas kesim boşluğunu sağlamaktır. Hem testere hem de soket aynı yönde döndürülerek, elmas parçacıklarının aşınması daha az bir seviyeye indirilmiş olur (Wright ve Ford, 1982).

2.4.9. Testerenin Balans Ayarının Yapılması

Soketler mükemmel şekilde testereye monte edilseler dahi, yine de testereye çok iyi derecede monte edildikleri garanti edilemez (Chaland ve Fils, 1975). Testere çalıştığı sürece merkezinde çeşitli gerilmeler meydana gelmektedir. Soketler asla mükemmel derecede simetrik olmadıklarından dolayı, testere sıfır salınımla dönemez. Bu nedenle testereye balans ağırlıkları takılmalıdır.

3. ELMASLI KESİCİ TAKIMLARDA KOBALT

Elmaslı kesici takımlarda matris malzemesi olarak kullanılan kobalt, diğer malzemelere göre daha üstündür. Kobalt diğer tozlardan farklı olarak:

- Farklı tane boyutu, şekil, kimyasal saflık vb. özelliklerde çok fazla çeşidi bulunur.
- Sıcak presleme işleminde düşük sıcaklık ve basınç altında, az enerji tüketimiyle yüksek yoğunluklara ulaşılabilir. Bu da düşük maliyet demektir.

Sıcak presleme işleminde kobalt:

- Yüksek akma dayanımı ve tokluğu yüzünden, mükemmel derecede elmas tutuma kabiliyeti vardır.
- Abrasiv aşınmaya direncinden dolayı, farklı tozların eklenmesiyle matrisin yapısı değiştirilebilir.

Deneyler sonucu elde edilen bilgiler, sıcak preslenmiş kobaltın mikro yapı, faz bileşimi, sertlik, mekanik dayanım, süneklik ve aşınma direncinin toz özellikleri ve sıcak presleme işlem parametrelerine bağlı olarak önemli derecede değişiklik gösterir (Konstanty, 1991, 1996, 1997). Elmas parçacıkları için matris olarak hangi tozun kullanılacağına karar verileceği zaman, dikkate alınması gereken en önemli etken ortalama toz tane büyüklüğüdür.

Partikül boyutu temel olarak yoğunlaşma sıcaklığını etkiler, buda elmas indirgenme derecesine (tokluğun azalması, yüzey grafizasyonu, vb.) göre belirlenir. Sinterleme sıcaklığı 1000°C aşıldığında sıcak pres sarf malzemeleri olan grafit, yalıtım seramikleri vb. malzemelerin tüketimi artar. Eski teknolojili koruyucu gaz atmosferi olmayan sıcak preslerde bu kayıplardan dolayı işlem ekonomikliğini yitirmektedir.

Çok yüksek olmayan 30–35 Mpa değerlerinde, Tablo.3.1’de gösterilen ticari olarak kullanılan çok ince taneli, ince taneli, ve mesh (kaba taneli) tozlar, tam olarak yoğunlaşmaları için sırasıyla 700–800°C, 800–850°C ve 900–1000°C’de 2-3 dakika tutulmalıdır. Kural olarak, toz ne kadar iri taneli ise, gözeneksiz bir yapı oluşturmak o kadar zordur. İri taneli tozlarda % 4–5 oranında gözenekli yapı oluşur. Bu da çoğunlukla malzemenin mekanik özelliklerinde azalmaya neden olur.

Pratikte, takım imalatında kullanılan iri taneli tozlar, genellikle yoğunlaşma yardımcı, sıcak pres sinterleme sıcaklığını azaltan ve matrise daha az aşındırıcı doğal taş ve betonun kesilmesini sağlayan özellikleri vermek için, bronz ile karıştırılır. Tablo.3.1’de tane iriliklerine göre kobalt tozları gösterilmiştir.

Tablo 3.1. Tane iriliklerine göre kobalt tozlarının sınıflandırılması (www.dr-fritsch.com)

Çok ince taneli tozlar	Orta taneli tozlar	İri taneli tozlar	Üretici
HMP SMS Ultrafine CoUF Submicron CoIVC DIACOP-801	Extrafine CoFCoC CoD Extrafine CoII CoIII Co''O''	400 mesh 5M CoH 400 mesh DIACOP-4001	Union Miniere (UMEX) Eurotungstene Poudres OMG H.C. Starck Dr.Fritsch
0.5 µm	1 µm	3.5 µm	5 µm FSSS

3.1. Kobalt Alternatifi Malzemeler

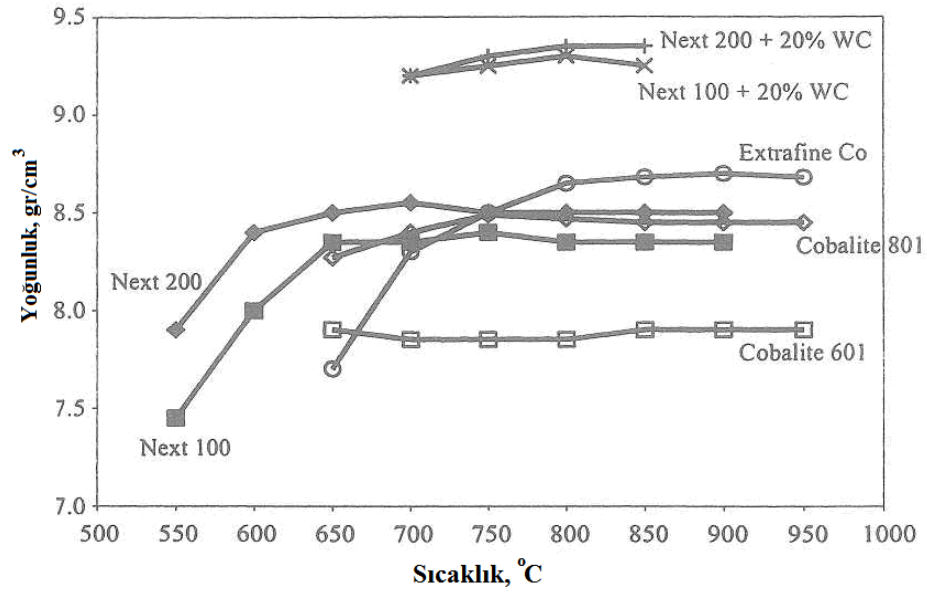
Kobalt fiyatlarındaki kararsızlığın artması ve Afrika'daki kaynakların belirsizliğinden dolayı, kobalt alternatifi malzemelerin araştırılması giderek daha fazla önem kazanmaktadır. Bunun sonucunda kobaltın metal ham madde fiyatlarındaki artışlarla kobalt tozlarının satış fiyatı % 60-70 artmıştır (Rigby, 2000).

Endüstrideki teknolojik gelişmelerle, kobalt içeren ve mükemmel sıcak presleme özellikleri olan homojen dağılmış çok fazlı tozlar geliştirilmiştir. Son tekniklerle, kullanım özellikleri ve sıcak presleme kabiliyetleri kobalt gibi olan malzemeler halen geliştirilmektedir.

Bu amaçlarla kobalt içeren ve piyasada kullanılan tozların, kimyasal, fiziksel ve teknolojik karakteristikleri Tablo 3.2'de gösterilmiştir. Yoğunluk ile sıcak presleme sıcaklığı arasındaki bağlantı Şekil 3.1.'de gösterilmiştir.

Tablo 3.2. Kullanılan alternatif tozların tipik karakteristikleri.

Toz Adı	Kimyasal Bileşim (1)	Oksijen İçeriği, %	FSSS (Ortalama tane boyutu), µm	Teorik yoğunluk, g/cm ³	Toz Yoğunluğu, g/cm ³	Üretici
Cobalite 601	70% Fe, 20% Cu, 10% Co	0.50	4.9 ÷ 5.0	8.18 ÷ 8.20	1.68 ÷ 2.10	Union Miniere
Cobalite 801	55% Cu, 25% Co, 13% Fe, 7% Ni	0.27 ÷ 0.40	2.9 ÷ 4.0	8.80	1.60 ÷ 1.83	
Next 100	Cu, Fe, Co	0.8 ÷ 1.2	1.0 ÷ 2.5	8.62	1.05 ÷ 1.65	Eurotungstene
Next 200	Cu, Fe, Co	0.8 ÷ 1.2	1.0 ÷ 2.4	8.75	0.95 ÷ 1.55	



Şekil 3.1. Sıcak pres sıcaklığıyla yoğunluk değişimi (35 MPa basınçta 3 dakika), Next serisi tozlarda % 20 tungsten karbür eklenmesi durumunda bile yoğunluğun dikkate değer oranlarda değişmediği görülmektedir (Eurotungsten, 2008).

3.2. Sıcak Preslenmiş Kobalt ve Kobalt Alaşımlarının Mikro Yapısı

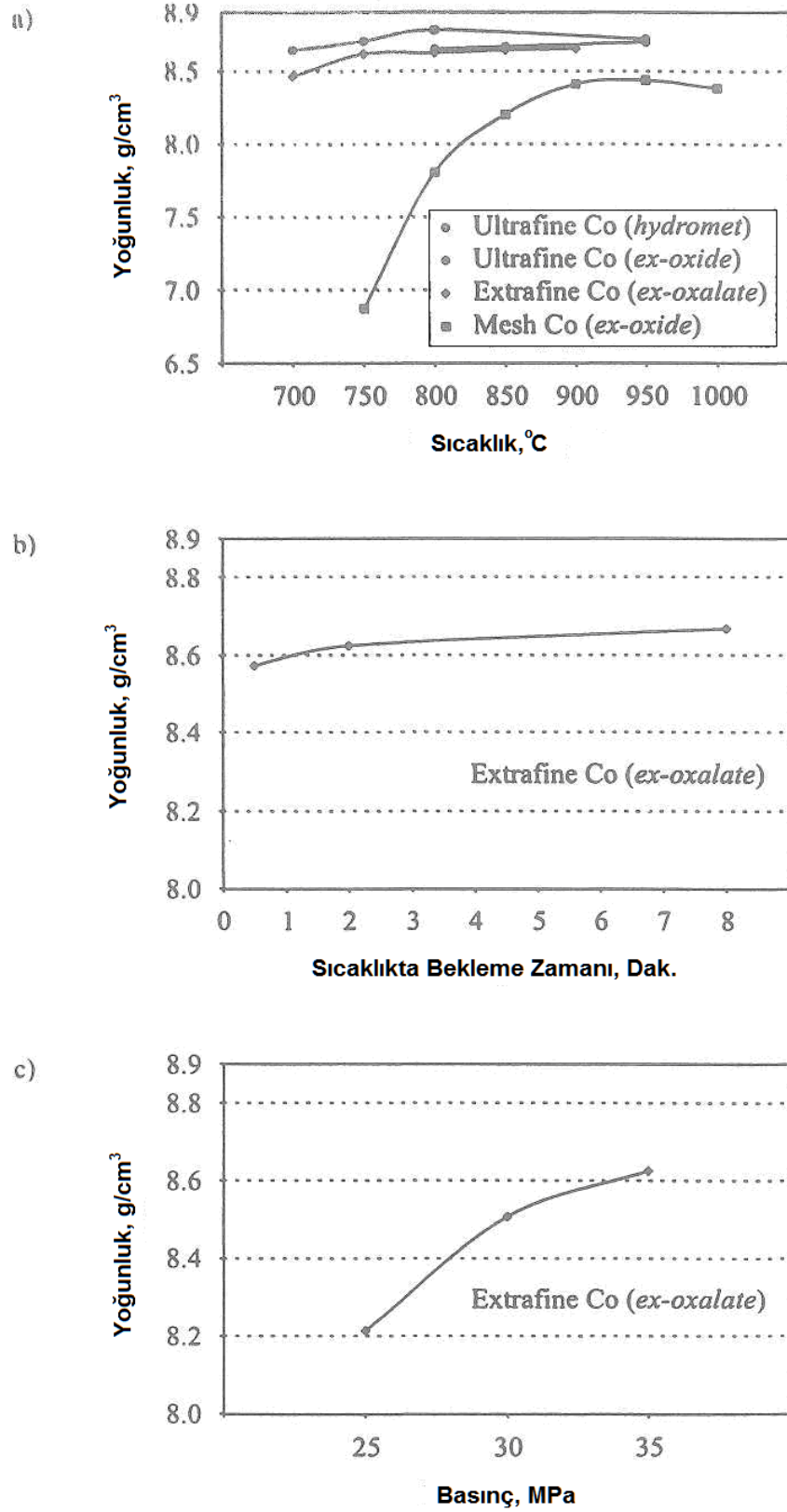
Bir malzemenin mikro yapısı; mekanik dayanımını, sertliğini, sünekliğini, aşınma dayanımını vb. özelliklerini etkiler. Bu nedenle üç aşamalı olan mikro yapı, malzeme özellikleri ve işleme yöntemleri arasındaki ilişkiyi iyi anlamak gerekir.

3.2.1. En Yüksek Özkütleyi Elde Etmek İçin Yapılan İşlemler

Soket malzememsi kesme işleminde kullanılmadan önce gerçek özkütlesine getirilmesi gereklidir. Bu işlem literatürden de anlaşılacağı gibi, toz ne kadar ince taneli olursa sıcak presleme işleminde matrisin özkütlesi o kadar yüksek olur (Höhne, 1995; Union Miniere, 2008; Konstanty, 1991; OMG, 2008; Rigby ve diğ., 2000). Farklı boyuttaki kobalt tozları için tipik yoğunluk eğrileri Şekil 3.2’de gösterilmiştir.

Ancak soket imalatında kullanılan aletlerdeki farklılıklar, kalıp boyutu ve kalıp içindeki soketin pozisyonu, elmasın etkisi vb. durumlar dikkate alınmalıdır. Optimum sıcak presleme parametreleri sırasıyla yapılmalıdır. Genellikle sıcak presleme basıncı çoğu grafit kalıp için güvenlik sınırı olan 35 MPa olarak seçilmelidir. Aksi takdirde grafit kalıplar üzerine etki eden yüksek kuvvetten dolayı parçalanacaktır.

Şekil 3.2a’da gösterildiği gibi, sıcak preslenmiş kobalt tozlarının çoğun özkütlesi daha düşük özkütleli olan CoO’in varlığından dolayı teorik değer olan 8,9 gr/cm³’ün % 97–98’i kadardır.



Şekil 3.2. Yoğunluğa bağlı sıcak presleme eğrileri a) Sıcaklık ve toz tipi (Westaim Corporation, 1996; Konstanty 1991); b) 800°C de 35 MPa basınç altında c) 800°C 2 dakika sıcak preslenme işlemine tabi tutulmuş (Konstanty, 1991).

Sıcak pres sıcaklığını veya basıncını düşürmek için ek matris malzemesi olarak alaşımlı bronz tozları, saf kalay veya bakır ayrı ayrı ya da birlikte kullanılırlar. Fakat bu durumun tersi olması isteniyorsa matris içerisine tungsten ya da tungsten karbür tozları eklenir. Verilen bir alaşım bileşimi için, çok fazla sayıda, başka etkenler de vardır. Bunlar sıvı faz oluşumu, oluşan sıvı fazın oranı ve kimyasal reaktivliği, alaşımı yapan elementler arasında gereken difüzyon miktarı gibi daha sonraki işlem basamaklarını etkileyen değişkenlerdir. Eklenen malzemelerdeki karışıklık genel endüstriyel uygulamalarda karışıklıklara neden olur (Chalkey ve Thomas, 1969; Konstanty, 1993). Yapılan bu eklentilerle ya üretim işleminin daha kolay yapılması ya da takım performansının artması beklenirken çoğunlukla hem sistem kontrol edilemez hem de karşılaşılan bu durumların bilimsel açıklamasının yapılamadığı anlamsız durumlarla karşılaşılır.

3.2.2. Tane Boyutu ve Tane Boyutunun Dönüşüm ve Rekristalizasyona Etkisi

Sıcak preslenmiş kobalt tozlarında tane büyüklüğü genel olarak ortalama partikül büyüklüğü, sıcak presleme sıcaklığı, oksijen ve kükürt gibi impüritelerin varlığı ile birlikte tozun partikül büyüklüğünün dağılımına bağlıdır.

Deneysel olarak, oksijen içeren kobalt tozlarının sıcak presleme sıcaklığı 800°C'den 950°C'ye çıkarıldığında yüksek sıcaklığa bağlı olarak toz yüzeyinde absorbe edilen oksijen miktarının parçanın mikro yapısında farklı etkilere neden olduğu bulunmuştur. Kobalt oksitlerin tane sınırlarındaki iğneli büyümeyi geciktirebildiği bilinmektedir. Kobalt tozları absorbe edilmiş oksijen içerebilir, bu da ısınma aşamasında oksitleri şekillendirir. Bu oksitler sonunda çekirdekleşerek 600 ile 650°C arasında tane sınırlarında CoO (kobalt oksit) olarak görülür (Akyüz, 1999). Oksit fazının dağılımı ve miktarı iğneleşme hareketinin güçlü veya zayıf olması ile kendini gösterir. Bilinen oksijen içeriğine göre ortalama tane boyutu ve oksit boyutu arasında güçlü bir ilişki bulunmuştur (Akyüz, 1997). Kobalt oksitlerin iri taneli olabileceklerinin bilinmesi gerekir.

800 ve 900°C arasındaki sıcak presleme sıcaklıklarında yüzey difüzyonu ve buharlaşma fazı şartları oluşturulduğunda oksitlerin büyümesi oldukça hızlanır (Akyüz, 1997). Bu durum basınç normal değerlerden düşük olduğunda uygulanır ve sıcak pres sıcaklığına çıkmak için ısıtma süresince bu hızlı difüzyon şekli için gözenekli bölgeler bu aşamada tutulur.

Rekristalizasyon süresince oksitlerin etkisi karmaşıktır. Bu durum deneysel olarak metal matris içerisinde rasgele dağıldığından oksit partiküllerinin çekirdekleşerek matrisin kristal yapısını bozması ile kanıtlanmıştır. Taneler ne kadar iri ise matris içindeki yapı o kadar kusurlu olur ve sonuç olarak, yeni tanelerin çekirdekleşmesi daha kolay olur (Blicharski ve Gorezya, 1980).

Tane büyüklüğünden daha önemli olan ise oksidin partiküllerin arasında yer almasıdır. Bu durumda, kritik rekristalizasyon çekirdeğinin oksit ara partikül mesafesinden daha büyük olduğu zaman, oksit fazının etkin biçimde çekirdekleşmeyi geciktirdiği kanıtlanmıştır (Blicharski ve Gorezyna, 1980). Üstelik homojen olarak dağılmış oksitlerin olası muhtemel hareketi gerilimlerin giderilmesi tanelerin uzunlamasına kristalleşmesiyle kolaylaştırır. Böylece rekristalizasyon için gerekli olan itici güç azalır. Bu durumdan dolayı 950°C’de yapılan sıcak presleme işleminden sonra yüksek derecede oksitlenmiş kobaltın homojen olarak rekristalize olmamasının nedeni budur.

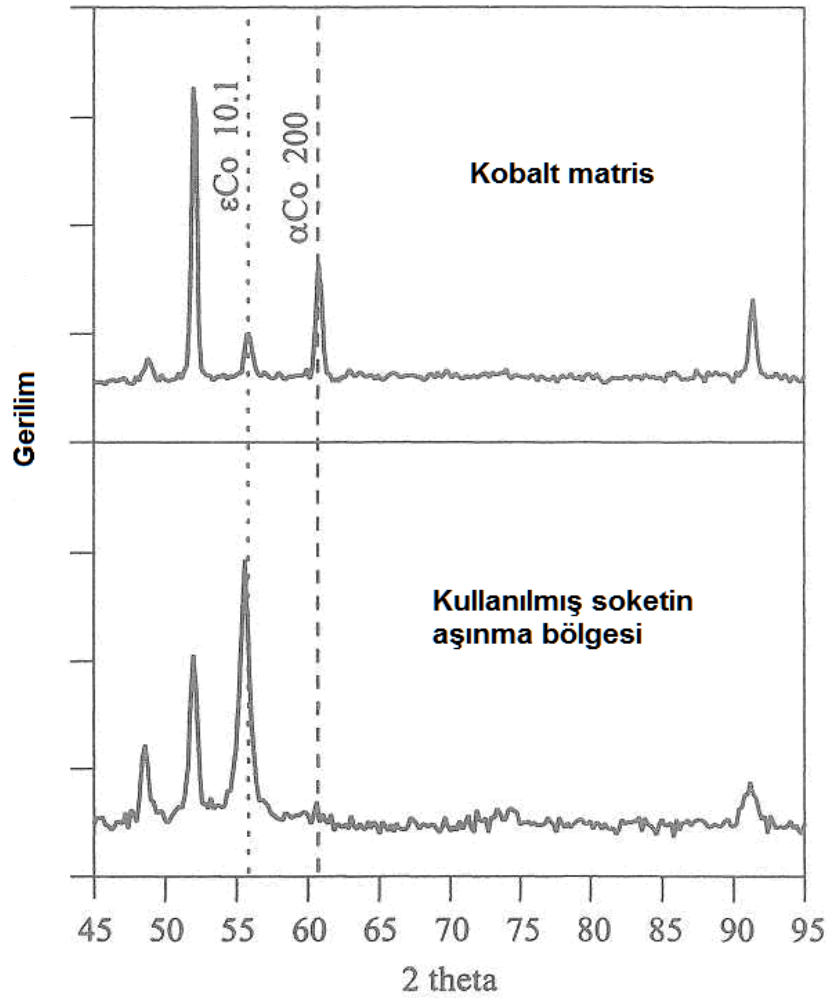
İri taneli tozlar genelde 950°C’de sıcak preslenir. Yüksek işleme sıcaklıkları ve oksidasyona karşı daha az eğilimine karşın sıkıştırılmış mikro yapı sıcaklığa karşı duyarlı değildir. İlginç bir şekilde oksit giderme işleminden geçmiş iri taneli tozlar üzerine yapılan çalışmalarda, soğuk preslenmiş ve hem hidrojen hem de vakum ortamında sinterlenen numunelerin 1300°C’de 1 saat tutulmalarına karşın rekristalizasyonun tamamlanamadığı görülmüştür (Buekenhout ve Berghezan, 1981). Bunun nedeni tozun üretim tekniklerinden ileri gelmektedir kimyasal yollarla üretilen iri taneli tozların kobalt klorit karışımında aşırı derecede oksit yapıcı olarak bilinen yüksek miktarda kalsiyum, magnezyum ve silisyum içermesidir. Bu oksitler dağınık faz halinde bulunduğu zaman, 1300°C ya da daha yüksek sıcaklıklara kadar kararlı halde kalır ve tane büyümesini engeller.

3.2.3. Faz Bileşimi

Kobalt iki allotropik şekilde bulunur, bunlar yaklaşık 421°C’nin altında stabil olan sıkı paket hegzagonal (ϵ), ve daha yüksek sıcaklıklardaki kübik yüzey merkezli (α) yapıdadır. Allotropik dönüşüm martenzitik özelliklere sahiptir ve düşük serbest enerjinin değişimiyle ilgilidir (Betteridge, 1982; Cobalt Development Institute). Bu durum dönüşümün yavaş bir şekilde olduğunu ve deneysel şartlardaki hassaslığını açıklar. Özellikle tane boyutu her iki allotropun stabilitesini etkiler. Daha küçük tane boyutu oda sıcaklığına soğuduktan sonra kübik formun oluşmasına yardımcı olur.

3.2.3.1. Alaşımlandırmanın Etkisi

Kobaltın hcp (hegzagonal sıkı paket) fazı difüzyonsuz martenzitik transformasyon sonucunda oluşur. Serbest haldeki atomun sıkı paketli kristal kafes sistemleri arasına girmesi ile dizilim şeklini değiştirerek fcc (kübik yüzey merkezli) yapısından hcp yapısına dönüşür (Houska ve diğ., 1960; Berghezan ve Beukenhout, 1981). Mekanik deformasyon gibi, harici bir enerji kaynağı sağlanmasıyla bu işlem kolayca gerçekleşir (Berghezan ve Beukenhout, 1981; Romanski, 2000). Şekil 3.3.’de görüldüğü gibi kesme işlemi süresince soğutma yüzeyine uygulanan kuvvet bu dönüşümü hızlandırır.



Şekil 3.3. X-ray analizi hem elmaslı hemde elmas içermeyen numunelerle yapılmıştır . Her iki durumda da aynı kobalt tozu ve sıcak presleme parametreleri kullanılmıştır.

Mekanik işleme maruz kalan fcc veya karışık fcc/hcp yapısını korumak için tek yöntem alaşımlandırmadır. Döküm yoluyla üretilmiş kobalt esaslı alaşımlar için en güçlü faz dengeleyici elementler sırasıyla Al, Nb, Ti, Fe, Zr, W ve Ta'dır (Dierrich ve diğ., 1975). Mn, Ni, Mo, Sn ve V gibi diğer elementlerin de faz dengeleme özellikleri (stabilize) daha zayıf olmasına karşın aynı şekilde davrandıkları görülmüştür (Ji Cheng, 1999; Akyüz, 1996).

Karışıma eklenen, alüminyum, niyobyum, titanyum ve zirkonyum gibi saf malzemelerin oksijene karşı olan afiniteleri yüzünden sıcak presleme işlemlerinde sorunlarla karşılaşılır. Karbonil demir ve bazı gaz atomizasyonu yolu ile elde edilen alaşımlar, ek olarak ucuz fiyatları ve ulaşılabilirlikleri yüzünden, endüstriyel uygulamalar için daha uygundur.

Tablo 3.3'de demir ve bakır-mangan-nikel alaşımının fcc fazı üzerindeki stabilize edici etkisi gösterilmektedir.

Tablo 3.3. Kobalt ve kobalt esaslı alaşımlarda fcc fazı stabiliztesine oksijen içeriği ve alaşımlamanın etkisi (950°C’de ve 35 MPa basınçta 2 dakika sıcak preslenmiş) (Konstanty, 1991)

No	Alaşım		Oksijen miktarı (ağ. %)	fcc fazı miktarı (ağ. %)
	Kobalt tozu	Eklenen alaşım(ağ. %)		
1	Extrafine (ex-oxalate)	-	0.01	7.4
2	Extrafine (ex-oxalate)	-	0.09	9.3
3		-	0.44	8.9
4	Extrafine (ex-oxalate)	Fe	0.01	100
5			0.44	90–100
6	Extrafine (ex-oxalate)	Cu-Mn-Ni	0.06 (IMR)	42.5
7			0.44	26.2

950°C civarında yüksek sıcak presleme sıcaklığı ile orantılı olarak, yapılmak istenen kobalt-demir alaşımının katı hal difüzyonunu kolaylaştırmak ve bakır mangan nikel alaşımının denge diyagramına göre erime sıcaklıkları olan solidüs (~880°C) ve likidüs (~925°C) sınırlarını aşmak için bu sıcaklık değeri seçilir. Demirin dengeleyici (stabilize) etkisi çok güçlüdür. Oksijen içeriğine rağmen, kobalt-demir alaşımları genelde kübik bir yapıya sahiptir. Bu yapı kesme kuvvetlerine maruz kalsa bile, hegzagonal yapıya dönüşmez.

Demirin olumlu özelliklerine karşın, kobalt-mangan-nikel alaşımları daha zayıf ve oksijene karşı daha duyarlıdır. Bu alaşımlarla yapılan soketlerde difüzyon, kobalt matris içinde daha az oksijen içeren daha derin bölgelere doğru olur, böylece stabil kübik yapının miktarı %26’dan % 42 ye kadar yükselir (Tablo 3.3).

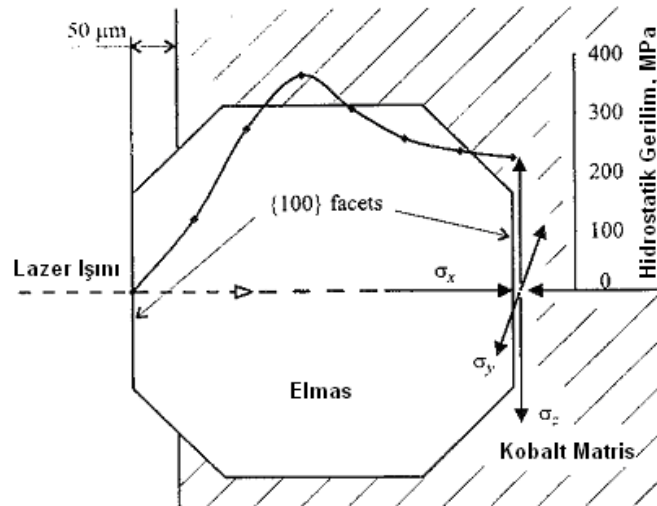
Bu durum yüksek oranda katı-sıvı ara yüzeyinde stabil olan mangan oksit tabakasının ısıtma işlemini bozmasına ve difüzyon için bariyer oluşmasına neden olur (German, 1985). Diğer yandan manganlı çeliklerin fırınlarda sinterlenmesi esnasında çabucak oluşan mangan gaz fazı yüzünden, geniş aralıklı alaşımlandırma ortaya çıkar (Salak, 1980). Fakat yapıya bronz eklendiğinde 880°C aşıldığı zaman kobalt matris gerekli yoğunluğu kazanır ve yapıda tutunmayı etkileyen poroziteler gözlenmez. Granülleme işleminde, toza katılan hidrokarbonlar, 200°C’de yanmaya başlar ve redükleyici gaz oluştururlar. Oluşan redükleyici gaz oksijenin kalıp ve matris tozları ile reaksiyonunu önler. Bu nedenle alaşım elementlerinin difüzyonu engellenmez ve kübik formu kobalt, mangan, nikel ve kısmen bakırın etkisiyle daha fazla oranda korunmuş olur. Ayrıca kobaltın martenzit başlama sıcaklığında düşüşe de neden olur (Massalski, 1990; Betteridge, 1982).

3.3. Sıcak Preslenmiş Kobalt ve Kobalt Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Soketin kesme yeteneği, kesme ömrü ve fiyatı arasındaki optimum dengeye ulaşmak için, matris malzemesinin mekanik özelliklerinin uygun olması gerekmektedir. Matris için önemli diğeri bir husus mümkün olduğu kadar uzun süre elmas parçacıklarını tutabilme yeteneğidir. Ancak elmas tutunumu hakkında varolan teorik bilgi, kullanım esnasında elmasın soketten kopması veya çıkması problemlerini tam olarak açıklamak için sürekli artmaktadır.

Elmas ve matris arasındaki kimyasal birleşme ihmal edilecek olursa, mühendislik dayanımı, akma dayanımı, statik eğme dayanımı, darbe dayanımı ve sertlik pratikte rahatlıkla ölçülebilir. Bugüne kadar, farklı durumlara göre elmasın bağlanma kuvvetini bulmak için pratikte farklı teoriler ortaya konmuştur. Elmasın bağlanması üzerine olan fikirler laboratuvar ortamındaki testlerle sınırlı kalmıştır. Yani bulunan teoriler üretim ortamında tutunma ile ilgili olarak tatminkâr sonuçlar vermemektedir. Bu nedenle, sonuçları iyi bir şekilde incelenen testler sadece aşırı zorlamalardaki deney verilerinden elde edilmiştir.

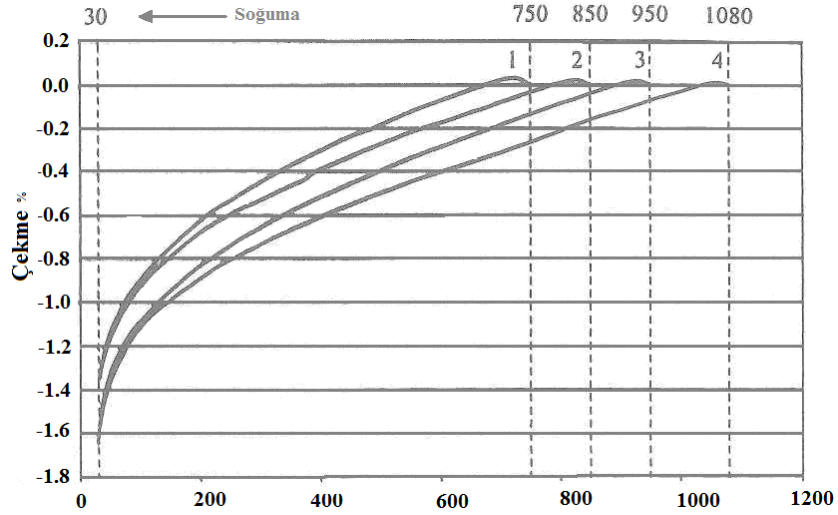
Soketin mekanik özellikleri kullanım sırasında sürekli olarak değişen kuvvetler nedeniyle etkilenir. Bu darbeler altında soketin yorulma özellikleri görünür bir şekilde değişir. Daha sonra ortaya çıkan iç gerilmelere bağlı olarak, ısıl genleşme katsayılarının farklılığından dolayı her elmas tanesi çevresinde oluşan iç gerilmelerin sistem içinde olması muhtemeldir. Şekil 3.4’de kobalt matris içerisinde bulunan bir sentetik elmas taneciğine etki eden hidrostatik kuvvetlerin tipik dağılımı görülmektedir.



Şekil 3.4 Hidrostatik kalıntı gerilmelerin μ -Raman spektroskopi ile ölçülmesi (Akyüz, 1999)

Şekil 3.5’de görüldüğü gibi, sıcak presleme esnasında çeşitli kobalt esaslı malzemelerin çekme değerleri % 1,3 ile 1,7 arasındadır. Bu çekme değerleri elmasın çekme değeri % 0,1 ile 0,2 arasında ihmal edilecek seviyededir (de Beers Industrial Divizion, 2008). Bahsedilen bu çekme değerleri

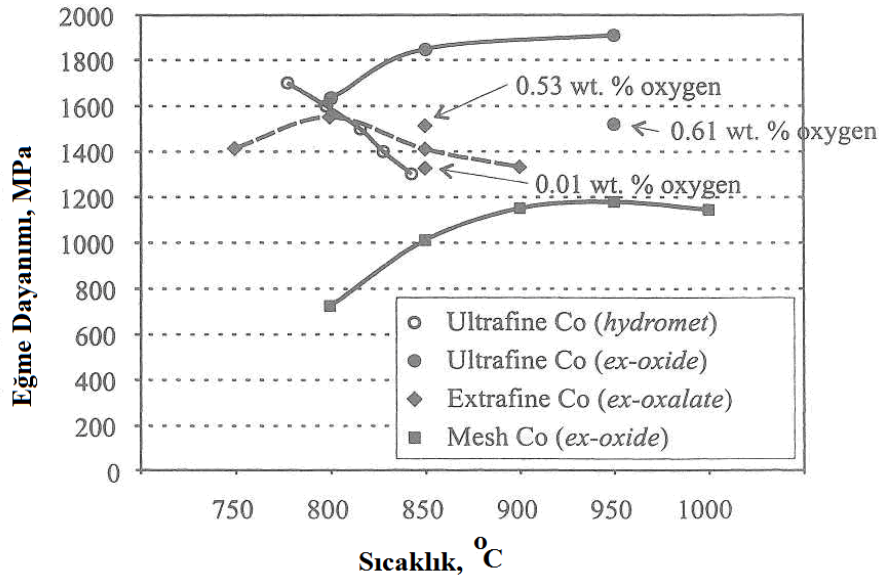
sonucunda elmas tanelerinin çevresinde kesinlikle bir plastik deformasyonun olduğu bilinir. Bunun teorik olarak elmas tutunumu arttırdığına, gerilim sertleşmesinin miktarı ve kalıntı gerilmelere olan etkisini bilmek zordur. Ancak, soket imalatı sırasında basınç ile oluşan kalıntı gerilmelerin miktarı Raman spektrometresi ile doğru olarak ölçülür (Akyüz, 1999).



Şekil 3.5. Sıcak preslenen çeşitli alaşımların soğuma esnasında çekme (büzülme) eğrileri (Konstanty, 1991). 1-% 60 Co- 90/10 bronz; 2-Co; 3- % 10Co-Fe; 4- % 40Co-WC

3.3.1. Eğme Dayanımı

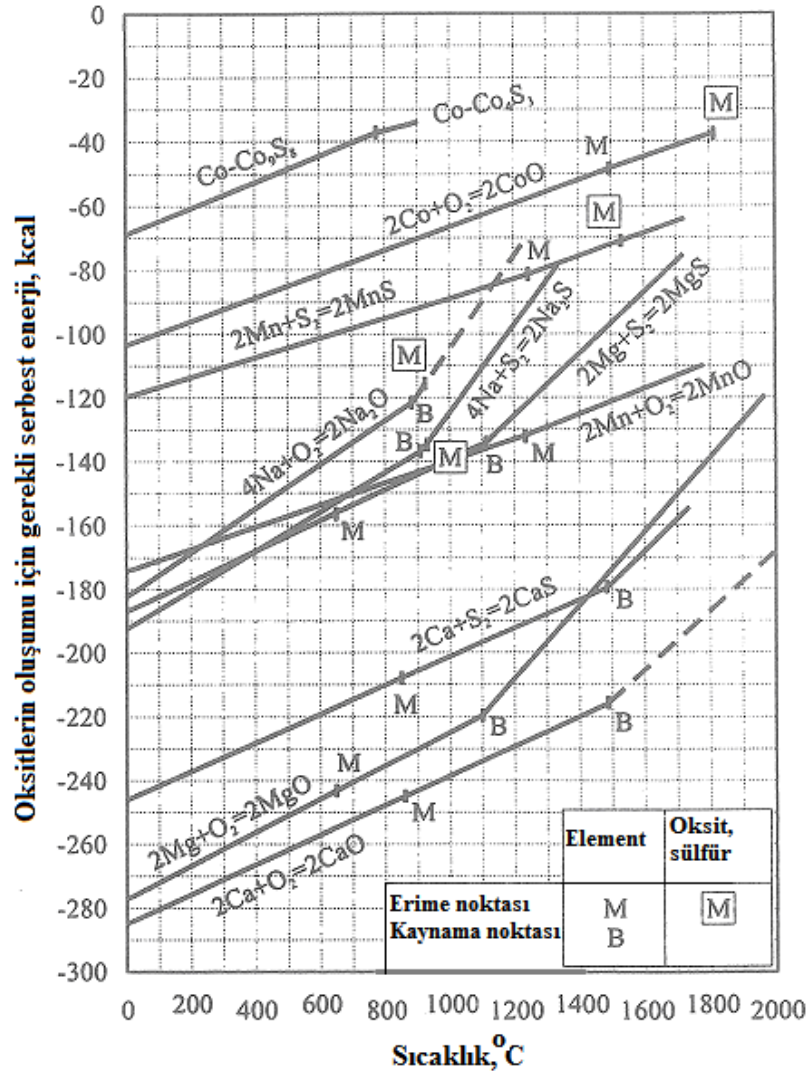
Elmaslı takımlarda eğme dayanımı, soket ömrünün tahmin edilmesi ve matrise eklenen malzemelerin matris mukavemeti üzerindeki etkilerinin belirlenmesine yardımcı olmak amacıyla yapılır. Şekil 3.6'da sıcak presleme sıcaklığının kobalt toz özelliklerine bağlı olarak eğme dayanımına etkisi gösterilmiştir.



Şekil 3.6. Sıcak pres sıcaklığına göre eğme dayanımının değişimi (çok ince, orta irilikte, kaba kobalt tozları için) (Westaim Corporation, 1996; Konstanty, 1991)

Bütün numuneler 35 MPa basınç altında 2 dakika tutulmuştur. Yapılan araştırma sonuçlarına göre, malzemenin eğme dayanımı ne kadar artarsa özkütlesinin de o denli yüksek olduğu bulunmuştur. Fakat özkütlenin daha fazla artmasıyla rekristalizasyon ve tane büyümesinden dolayı, malzeme dayanımını kaybetmeye başlar. Oksitler bu zayıflama sürecini etkin bir şekilde yavaşlatabilir.

Kimyasal yollarla üretilen kobalt tozları içerisinde oldukça fazla miktarda magnezyum ve sodyum bulunur. Magnezyum oksijenle reaksiyona girerek magnezyum oksidi (MgO) oluşturur. Bu durumda sodyum da kükürt ile birleşerek 1180°C'ye kadar katı halde bulunan disodyum sülfürü (Na₂S) oluşturur (Swalin, 1962; Tom, 1994). Böylece kobalt matris içerisindeki taneler büyüdüğünde serbest haldeki sülfür, disodyum sülfür (Na₂S)'e dönüştüğünden dolayı tane içine girip yapıyı bozmaz. Şekil 3.7'de çeşitli oksit ve sülfürlerin metaller ile olan ilişkisi görülmektedir.

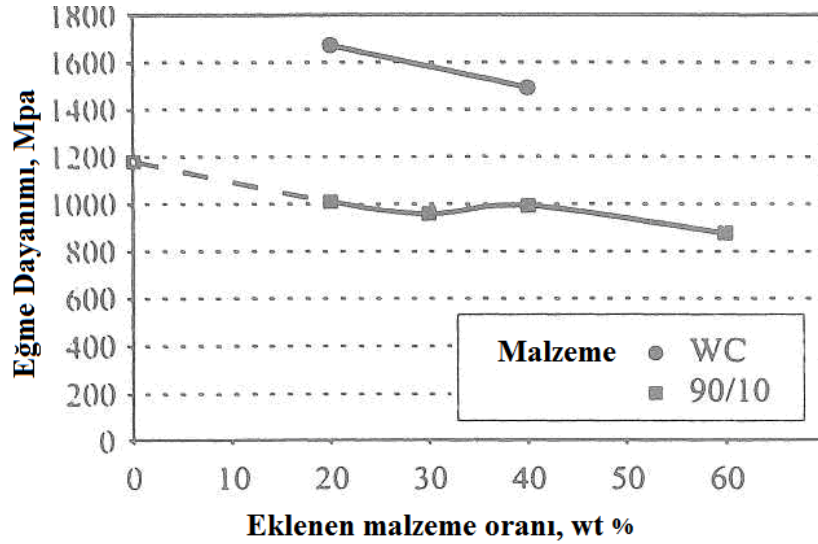


Şekil 3.7. Sıcaklık sonucunda oluşan oksit ve sülfürler için gerekli standart serbest enerji (Swalin, 1962).

Negatif serbest enerji ne kadar fazla ise, oksit ve sülfürlerde o derece kararlı olur. Bu nedenle, kalsiyum ve magnezyum gibi en güçlü oksit yapıcı elementler, tane sınırlarındaki göçü yavaşlatır ve rekristalizasyon sıcaklığını yükseltir.

3.3.1.1. Alaşımlandırmanın Eğme Dayanımına Etkisi

Matrisin aşınma dayanımı ve elmasın tutunma derecesini arttırmak için kobalt tozlarına çeşitli katkıları eklenir. Genellikle kobaltın özelliklerini değiştiren bu katkıları tungsten karbür ve bronz alaşımlarıdır. Tungsten karbür ve önceden karıştırılmış bronz tozu katkılarının kobaltlı matrislerdeki eğme dayanımına etkisi Şekil 3.8’de gösterilmiştir.



Şekil 3.8. WC ve 90/10 bronz katkısının kobalt matrisli malzemelerde eğme dayanımına etkisi.

Hidrometalurji teknikleri kullanılarak imal edilen ince taneli kobalt tozuna ağırlıkça % 20 tungsten karbür tozunun eklenmesiyle, yüksek işlem sıcaklıklarındaki mukavemet kayıplarını engellemek için, yumuşak kobalt fazı dağılımı (dispersiyon) sertleşme mekanizmasıyla sağlamlaştırılır. Buna ek olarak sert faz miktarının ağırlıkça % 40’a çıktığı durumlarda matrisin sertliğinin artması gerekirken yumuşamaya başlar. Karbür fazı sürekli olarak devam etmez ve buda kobaltın sıcaklıkla birlikte zayıflamaya başladığını gösterir

Matrise bronz eklenmesi durumunda ise, eğme dayanımında sürekli olarak bir azalma görülür. Ancak bronz tozları iri taneli kobalt tozunun yoğunluğunu arttırdığı için, porozitedeki azalma artan bronz miktarı ile eğme dayanımındaki düşüş oranı tungsten karbüre göre daha az ve yavaş olur.

3.4. Çekme ve Akma Dayanımı

Elmas tutunumunu belirlemek için, çekme deneylerinde elde edilen akma dayanımı, kopma dayanımı, uzama miktarı ve elastiklik modülü gibi veriler kullanılabilir. Kesme işlemi süresince her bir elmas parçacığı periyodik olarak doğrudan matrise iletilen çeşitli kuvvetlere maruz kalır. Bu kuvvetler en iyi elmas tutunumunu sağlamak için matrisin elastik deformasyona maruz kalmasıyla sönümlenir (de Chalus, 1994; Chalkey ve Thomas, 1969; Bonneau, 1995). Matrisin akma mukavemetinin aşılmasıyla elmas çevresindeki matris yüzeyindeki tutucu tabakada hasar görür bu da elmasın kopmasına ve socketin kesme karakteristiklerinin olumsuz yönde etkilenmesine sebep olur.

Elmas tutunma derecesini anlamak için matrisin akma dayanımının bilinmesi gereklidir, bu yüzden, elastiklik modülü sınırları içerisinde çalışmak gerekir (Chalkey ve Thomas, 1969; Bonneau, 1997).

Çekme deneyleri ile elde edilen veriler takım imalatçısının yavaş uygulanan eksenel kuvvetlere karşı malzemenin tepkisini bilmesine yardımcı olur. Bu yüzden elde edilen bu değerler yüksek zorlanma değerlerinde kullanılmamalıdır ve matrisin bileşimi çentik hassaslığına göre değiştirilebilmelidir.

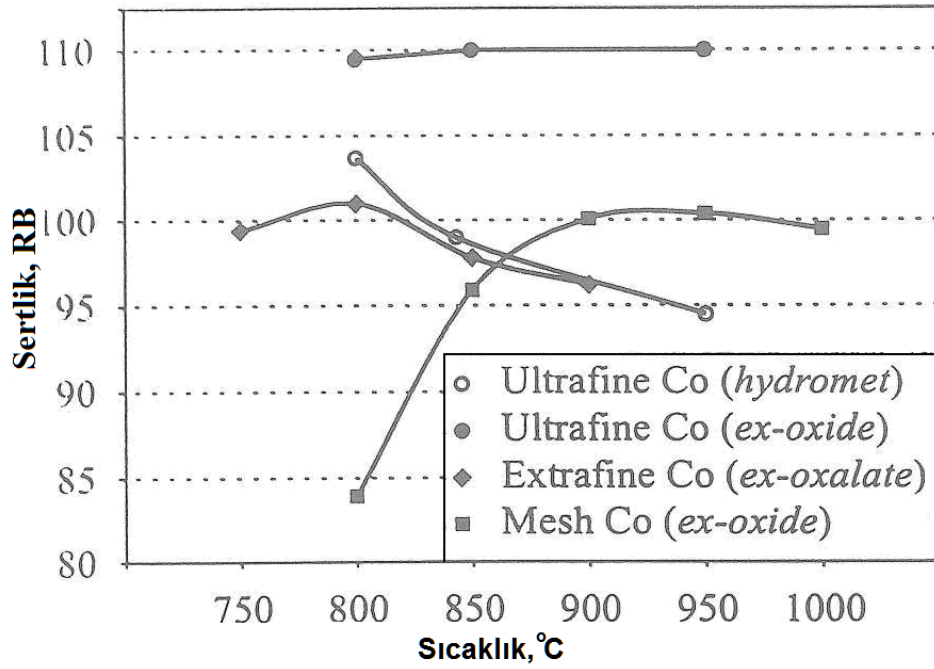
Oksit fazının miktarı, dağılımı (dispersiyonu) ve sıcak pres sıcaklığı resristalizasyonun oluşumunda ve son tane boyutu üzerinde önemli bir etkisi vardır. Azalan akma dayanımı ve artan uzama miktarının (elagonasyon) rekristalizasyon ve tane büyümesiyle yakın bir ilişkisi vardır.

3.5. Sertlik

İyi bir şekilde sıcak preslenen matris-elmas karışımı ile genelde dar bir sertlik aralığı elde edilir. Bu sertlik değeri matris bileşimine ve sıcak presleme parametrelerine göre değişir. Yoğunluk tam olarak sağlanamaz ya da işlem sırasında bir hata meydana gelirse istenilen sertlik değeri elde edilemez. Tam olarak yoğunlaşmamış matrisler genellikle, kötü aşınma dayanımı ve zayıf elmas tutunumu gibi istenilmeyen mekanik özelliklere sahiptir. Bu nedenle sertlik kalite kontrolünde temel faktörlerden biridir.

3.5.1. Kalite Kontrol Parametresi

Şekil 3.9'da sıcak presleme sıcaklığına bağlı olarak, çeşitli üretim teknikleriyle üretilmiş tozların sertlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 3.9. Sıcak pres sıcaklığının sertliğe olan etkisi (Konstanty, 1991). (Bütün tozlar 35 Mpa basınç altında belirtilen sıcaklıkta 2 dakika tutulmuştur)

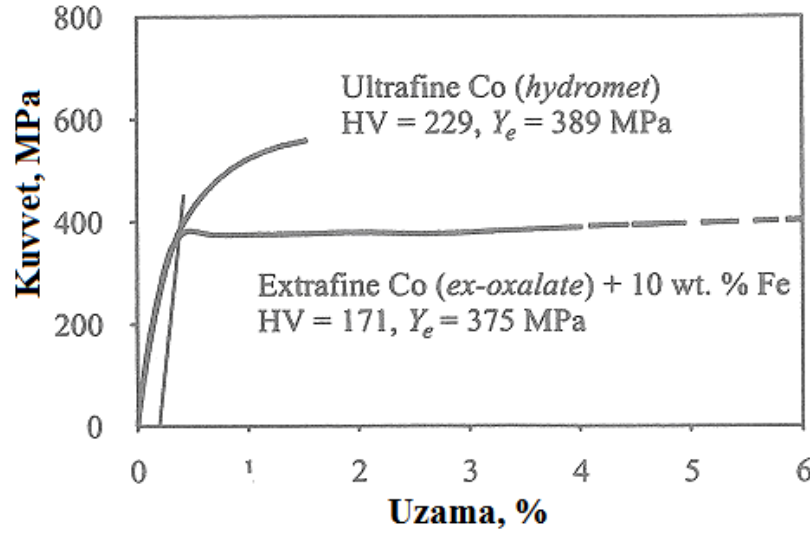
Şekil 3.9’da görüldüğü gibi tane boyutuna ve sıcaklığa bağlı olarak sertliğin değiştiği görülmektedir. Özellikle ex-oxide tozlarda sertlik değeri sıcaklığa göre değişmektedir. Bu durum matris özelliklerini de etkilemektedir. Fakat sıcaklığa karşı duyarlı olan bu tür tozlar grafit kalıp içindeki ısı dalgalanmalarından da etkilenecektir.

3.5.2. Elmas Tutunma Kapasitesinin Belirlenmesi

Sertlik ölçümü, güçlü bir matrisin elmas tutma kuvvetinin anlaşılabilmesi için uygun bir yol ve göstergedir. Ancak elmas tutma problemine bunun gibi basit yaklaşımlar iki önemli gerçeği göz ardı eder.

Bunlardan birincisi, sertlik ölçüm sonuçları daima malzemenin % 5-12 olan plastik deformasyon sertleşmesi karakteristiğinden etkilenir ve bu durum malzemenin akma gerilmesi ile ilişkilendirilemez. Şekil 3.10’da gösterildiği gibi kobalt demir alaşımı en ideal plastik davranışı gösterirken, kobalt numunenin çalışma sertliği deformasyon sonucunda olur. Bu nedenle, malzemeler aynı akma direncine sahiptir fakat sertlikleri birbirinden çok farklıdır.

Elastiklik sınırı, gerilim sertleşmesine oranla malzemenin elmas tutma kapasitesinin belirlenmesinde daha önemlidir. Ancak sertlik tek başına gerçek elmas tutma dayanımının belirlenmesinde yetersiz kalabilir.

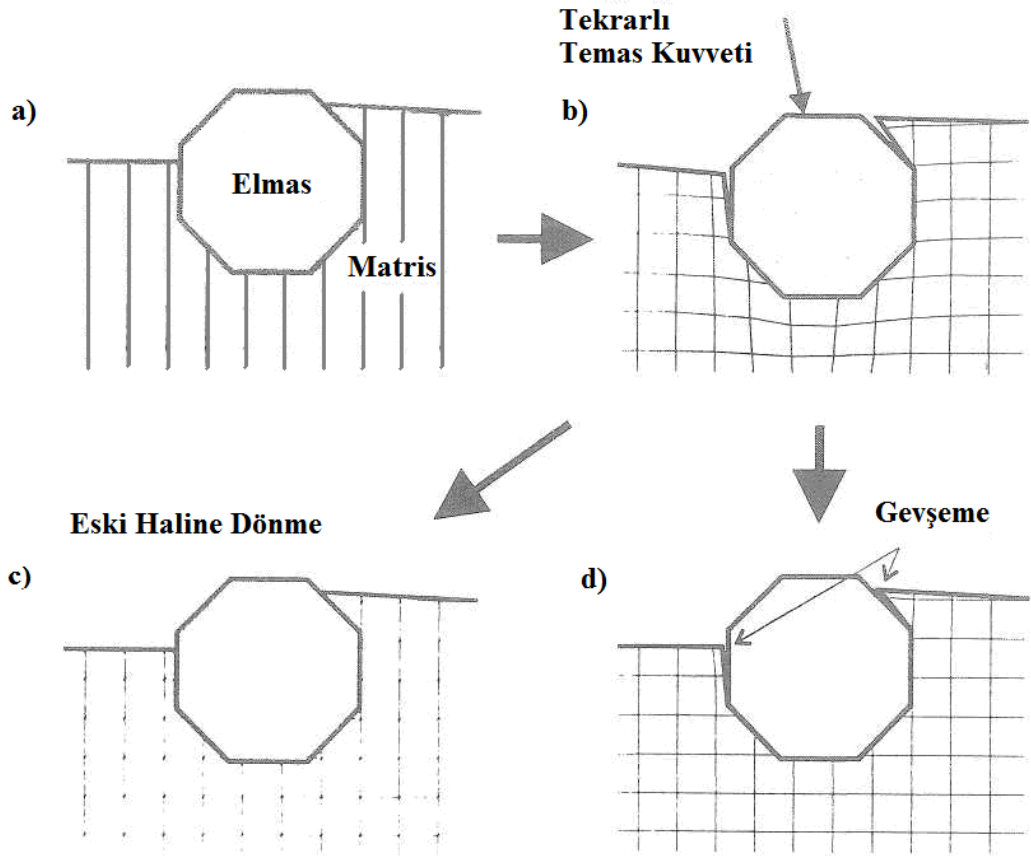


Şekil 3.10. 950°C sıcaklık ve 35 MPa basınç altında 3 dak süreyle sinterleme sonucu elde edilen Co ve Co-Fe numunelerin gerilme uzama davranışlarının karşılaştırılması (Konstanty, 1991)

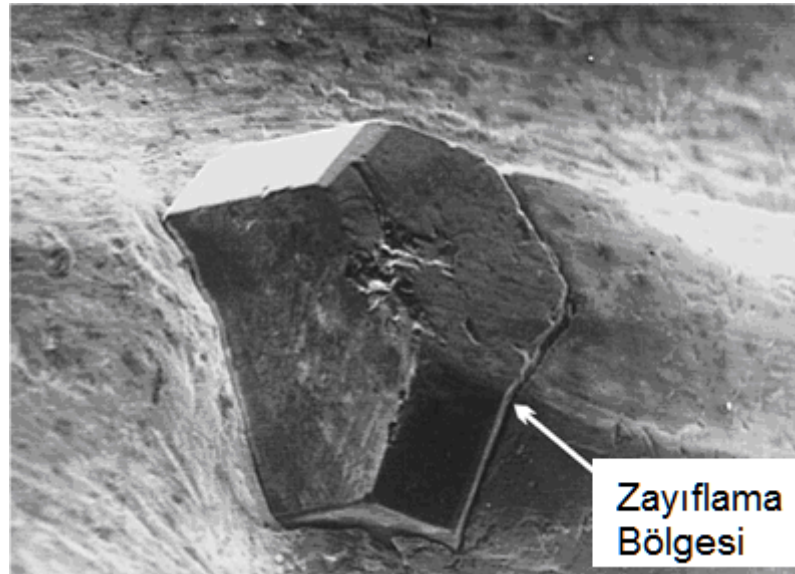
İkincisi ise, elmas-matris bağlantısının yüksek frekanslı dinamik kuvvetlere maruz kalmasıdır. Sert granitin 300 cm³/dak'lık kesme hızlarıyla elde edilen deneysel sonuçlar ortalama her bir elmas parçası başına 190 N değerinde bir yükün uygulandığını göstermektedir (Webb, 1999). Deney şartlarından farklı olarak, fabrikalarda yapılan kesimlerde yüklenme kuvveti zamanı çok kısadır, bu da matrisin akma davranışlarını etkileyebilmektedir.

Şekil 3.11'de gösterildiği gibi, her bir elmas tanesi çevresindeki matris testere dönüş hızına bağlı olarak 3–40 Hz aralığında belirli aralıklarla titreşimlere maruz kalır. Genellikle normal bir elmas kesim noktası yaklaşık 30.000 çarpmaya kadar kesici özelliğini devam ettirir (Webb, 1999; Wright, 1988). Bu değer matrisin yorulma dayanımını belirler. İdeal olarak çalışan bir malzeme elastik olarak şekil değiştirir ve oluşan gerilimlerden bağımsız olarak eski haline dönmelidir. (Şekil 3.11c). Ancak gerçek çalışma şartlarında, plastik deformasyon ve soket fabrikasyonu esnasında oluşan gerilmelerin yok olması sonucunda elmasın matrise yapışmama riski vardır (Şekil 3.11d). Elmas ile matris arasındaki bu boşluklar şekil 3.11d'de gösterildiği gibi kesici takım bir süre çalıştıktan sonra meydana gelir.

Matrisin elmas tutma kuvvetindeki azalmaya ek olarak, elmasın bağlanma kuvvetindeki azalma matriste meydana gelen dinamik gerilme çelik testerenin merkezine iletilir ve elmas tam olarak kesme görevini yerine getiremeden olması gerekenden daha erken zamanda matristen koparak kesimde hatalara sebep olur (Webb, 1999). Değişken çentik geometrisinden dolayı malzeme kompleks çok eksenli kuvvetlere maruz kalır ve soket üzerinde farklı gerilmeler meydana gelir bu nedenle bu tür sorunlar matematiksel olarak hesaplanamaz.



Şekil 3.11. Matriste çalışma esnasındaki elmasların maruz kaldığı mekanik zorlanmaların şematik gösterimi.



Şekil 3.12. Granit kesmede kullanılan takımın SEM görüntüsü.

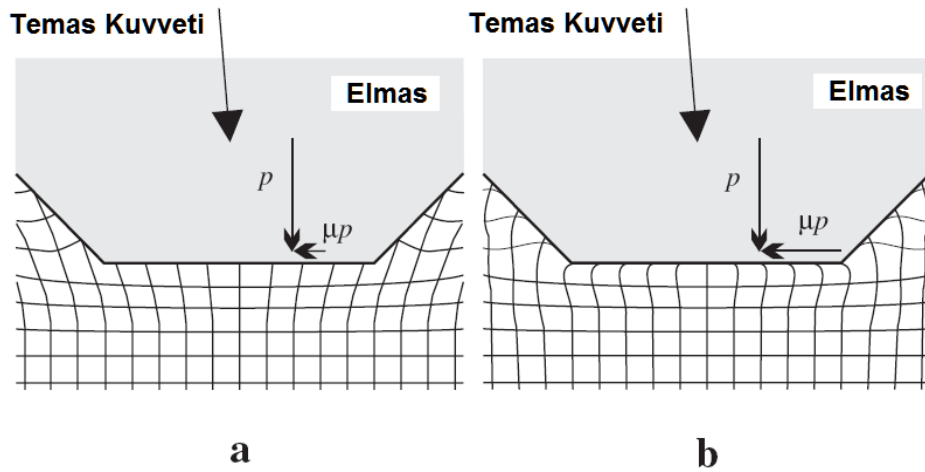
3.5.3. Elmas-Matris Sürtünmesi

Matrisin deformasyon işlemi süresince elmas taneleri üzerindeki metal kayar. Yüzeyler arasında uygun bir tutunum varsa, bu tutunum sayesinde gerekli plastik şekil değiştirme basıncı oluşur. Şekil 3.13a’da gösterildiği gibi düzgün yüzeyli matris üzerindeki elmas üzerine gelen itme kuvvetinin oluşturduğu sürtünme ihmal edilebilecek seviyededir. Matris üzerindeki elmasa etki eden statik sürtünme katsayısı oldukça düşüktür bu değer 0,1–0,15 arasındadır. Bu nedenle matris kesme işlemi süresince neredeyse serbest olarak hareket eder.

Bu durum değiştiğinde yani üretim teknikleri ya da sıcak presleme işlemleri esnasında matris ile elmas arasındaki kimyasal reaksiyondan dolayı elmas yüzeyindeki sürtünme katsayısı artar. Artan sürtünme kuvvetleri ile elmas altında kalan matris sertleşir. Şekil 3.13b’de gösterildiği gibi aşırı durumlarda elmas yüzeyine matrisin çok güçlü olarak yapışması yeni çıkacak elmas tanelerinin oluşumundan daha ziyade metal tabakanın çıkmasını sağlar.

Pratikte elmaslı takım imalatında bu durum soket üretim işleminde sürtünme kuvvetini arttırmak için elmas parçacıklarının yüzeyinin pürüzlenmesi istenir gibi görünmesine karşın, diğer taraftan bu reaksiyon köşeleri keskin elmas parçacıklarının oluşması için tam olarak uygun değildir.

Elmas yüzeyinde doğal ve tabii olarak meydana gelen reaksiyonlar matris bileşimine ve işlem parametrelerine bağlıdır. Kobalt matris malzemesi içeren soketler üzerinde yapılan araştırmalar çok karmaşık reaksiyonların olduğunu göstermektedir (Molinari ve diğ., 1990). Yapılan araştırmalarda 700–800°C sıcaklık da 5–10 dakika sıcak preslenen numunelerde grafitlen oluşmuş homojen olmayan, kobalt içinde karbon katı eriyiği, elmastan uzak kobalt karbür gibi tabakalar elmas kobalt ara bölgesinde görülmüştür.



Şekil 3.13. Elmas kristalinin matris deformasyonu üzerindeki aşınma etkisi. a. Normal basınç p ve sürtünme katsayısı μ yatay sürtünme kuvveti bileşeninin oluşmasına neden olur. b. Matrisle elmas arasındaki sıkı bağ ara yüzeyden belli mesafede kaymaya neden olur.

Matris boyunca meydana gelen kırılmalar, elmas-matris ara yüzeyindeki kırılmalara oranla daha fazla olduğundan dolayı kırılma ve mikro yapısal hataların meydana geldiği özel bir bölge yoktur. Matrise kalay katkısıyla elmas tanelerinin grafizasyonunun önlendiği fakat karbür oluşumunun engellenemediği bilinmektedir.

Önemli bir not olarak alaşımlandırılmamış kobaltlı soketlerin kimyasal etkenlere karşı olan davranışları tozun reaktifliğine ve toz üretim şekline bağlıdır (Konstanty, 1997; Wesaim Corporation, 1997).

Kobalt-bronz alaşımı içindeki yüksek oranlı bakır ve kalay orta seviyedeki sıcaklıklarda elmas yüzeyinde hemen hemen hiç pürüzlülük oluşmamasına neden olur. Diğer taraftan, kobalt-demir matrisin aktif olduğu sıcaklık 950°C olarak belirlenmiştir. Bu tür alaşımlarda elmas ve matris arasındaki temas yüzeyi kaba ve matris malzemesinin bazı kısımları elmas ile bağ oluşturur. Alaşım elemanlarının karbür oluşturmaya yatkınlığı ve önemli derecede karbon çözündürmesi yüksek sıcak pres sıcaklıklarında dahada yüksek seviyeye gelmektedir (Clifton ve Evans, 1995).

4. ELMASIN İŞLEVİ

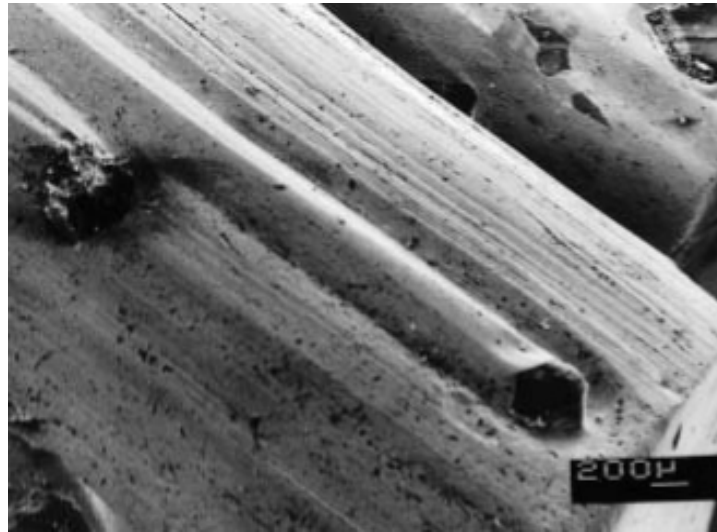
Matris yüzeyinden dışarıya çıkan elmas parçacıkları matrisin aşınma karakteristiklerini etkiler. Bunlar;

- Kesilen malzemenin neden olduğu ovalama hareketinden matrisi korumak.
- Aşınma oluklarını bloke etmek.

Bunlardan birincisi, matris ve kesilen malzeme arasında boşluk/aralık oluşması ile ilgilidir. Elmas tanecikleri matris yüzeyinden çıkarak, kesilen malzeme ile matris arasında bir boşluk oluşturur. Bu boşluk vasıtası ile matris üzerinde direkt zorlanma olmaz. Ayrıca bu boşluk elmas için kesme boşluğudur.

Aşınma oluklarının bloke edilmesi daha çok dikkat edilmesi gereken konulardan biridir. Bu konu ayakta durma etkisi olarak adlandırılmaktadır (Stachowiak ve Batchelor, 1993). Kesme yününün sabit kalmasıyla kesme işleminde bulunan her bir elmas parçacığının arkasında elmasın aşınma direncinden dolayı uzayan kuyruklar oluşmaktadır. Oluşan bu matris kuyrukları kesme işleminde elmasa destek vererek kesme verimin artmasını sağlamakta ve matrisi hızlı aşınmadan korumaktadır. (Şekil 4.1)

Elmasın kopması durumunda ise oluşan matris kuyruğu elmas tarafından korunamaz. Elmasın düşmesi ile kesim işleminden dolayı matris kuyruğu kısa süreli fakat çok yüksek olan sürtünme kuvvetlerine maruz kalır. Kesilen doğal taş üzerinden kopan parçacıklar matris üzerinde kesici takım etkisi yaparak matrisi hızla aşındırır. Bu durum yeni elmas parçacıkları çıkana kadar devam eder. Şekil 4.2.'de bu durum görülmektedir.



Şekil 4.1. Ayakta durma etkisi ile oluşan matris kuyruğu.



Şekil 4.2. Kopan elmas tanesi çevresindeki aşınma bölgesi.

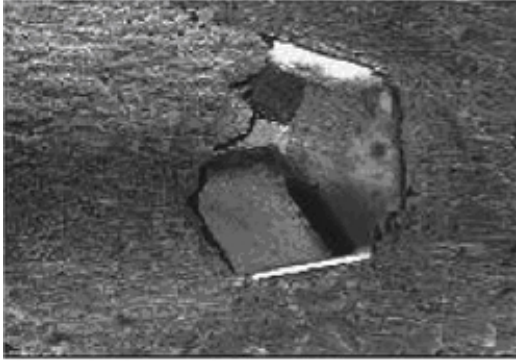
Artan aşınma miktarı ile önceden oluşan matris kuyruğu kesilen doğal taştan kopan partiküllerle aşındırılır. Aşınan matris kuyruğu ve kopan elmas parçacığı ile aşınma miktarı artar ve matris yüzeyindeki daha geniş olan aşınma yüzeyinde yeni elmas tanecikleri çıkar ve kesme işlemi devam eder.

Elmas büyüklüğünün sabit kalmasıyla, artan elmas konsantrasyonu ve matrisin elmas tutuma veriminin artması ile kesici yüzeyde daha fazla elmas parçacığı bulunur. Bu nedenle ayakta durma etkisinden dolayı, takım ömrü de artan kesme noktası sayısı ile artmaktadır. Ancak pratikte yapılan uygulamalarda testere ömrü ancak belirli optimum konsantrasyonlara kadar takım ömrünün arttığını göstermektedir (Burgess, 1978). Bazı durumlarda elmas konsantrasyonu artmasına karşın takım ömründe azalmada görülebilmektedir (Redd, 1973).

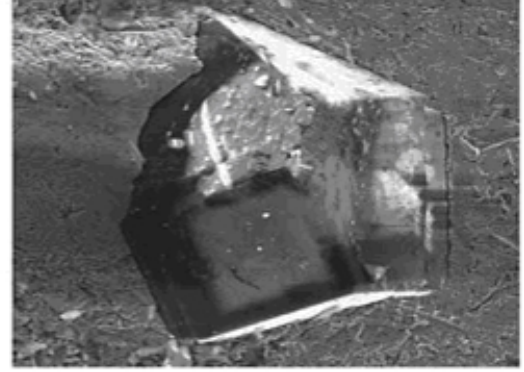
Optimum konsantrasyon, elmas tipi ve tane boyutu, kesim parametreleri, iş parçası özellikleri, kesim makinesinin özellikleri ve gücünün karmaşık bir fonksiyonudur. Özel dikkat isteyen parametreler, elmasın matris içinde düzenli dağılması ve kesim makinesinin güç özellikleridir.

Elmas konsantrasyonunun belirli bir oranda artması ile elmas kristalleri kesim işlemi yapılan kayanın partikülleri ile örtülür ve bu suretle kesim işlemi başarısız olur (Jones, 1960). Bu nedenle elmas kristallerinin matris içerisinde homojen olarak dağılması önemlidir. Matris içerisindeki dışarıya çıkmış elmasların sadece çok küçük miktardaki elmas, yaklaşık %26, her zaman doğru çalışma yüksekliğindedir (Wright ve Wapler, 1986). Koruma faktörü çok yüksek elmas konsantrasyonlarında önemli olabilmektedir. Bu nedenle, orta seviyeli elmas konsantrasyonlarında, maksimum takım ömrü temel olarak kesim makinesinin güç özelliklerine bağlıdır. Yetersiz kesim gücü, elmasların kesme noktalarının kesilen kayanın içine girmesini garanti etmez ve bu yüzden mikro kırılma yoluyla keskinleşen elmas kristalleri matris içerisinde kalır (Davis ve diğ., 1996). Bu işlem sonucunda elmas taneleri keskinliklerini kaybettiği için

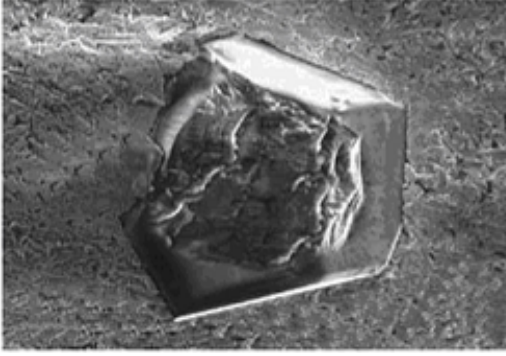
kesme işlemi sonlanır. Bu işleme mikro sabanlama denir. Şekil 4.3’de bu işlem basamakları halinde gösterilmiştir.



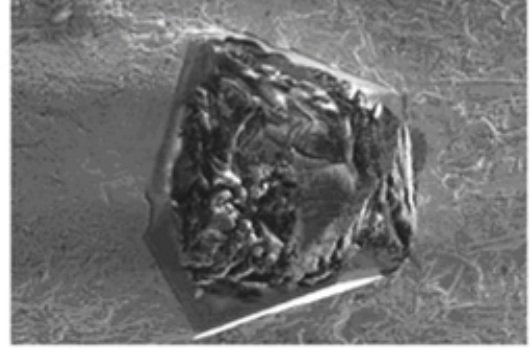
a) Yeni oluşan tane



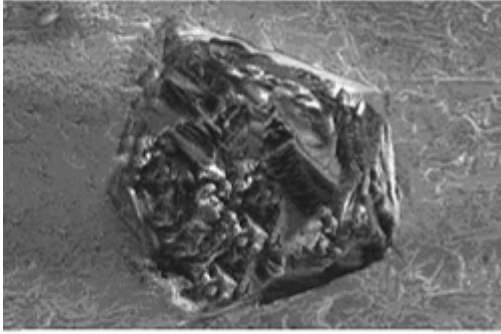
b) Büyümüş tane



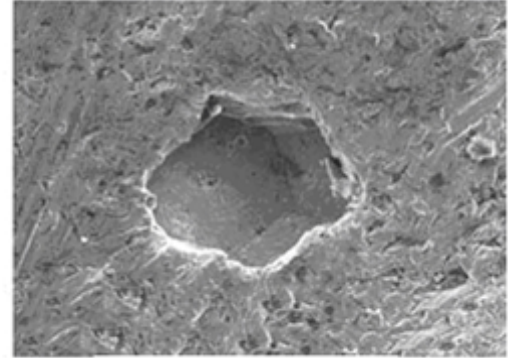
c) Kayanlaşmış tane



d) Mikro kırılmalı tane



e) Makro kırılmalı tane



f) Matristen ayrılmış tane izi

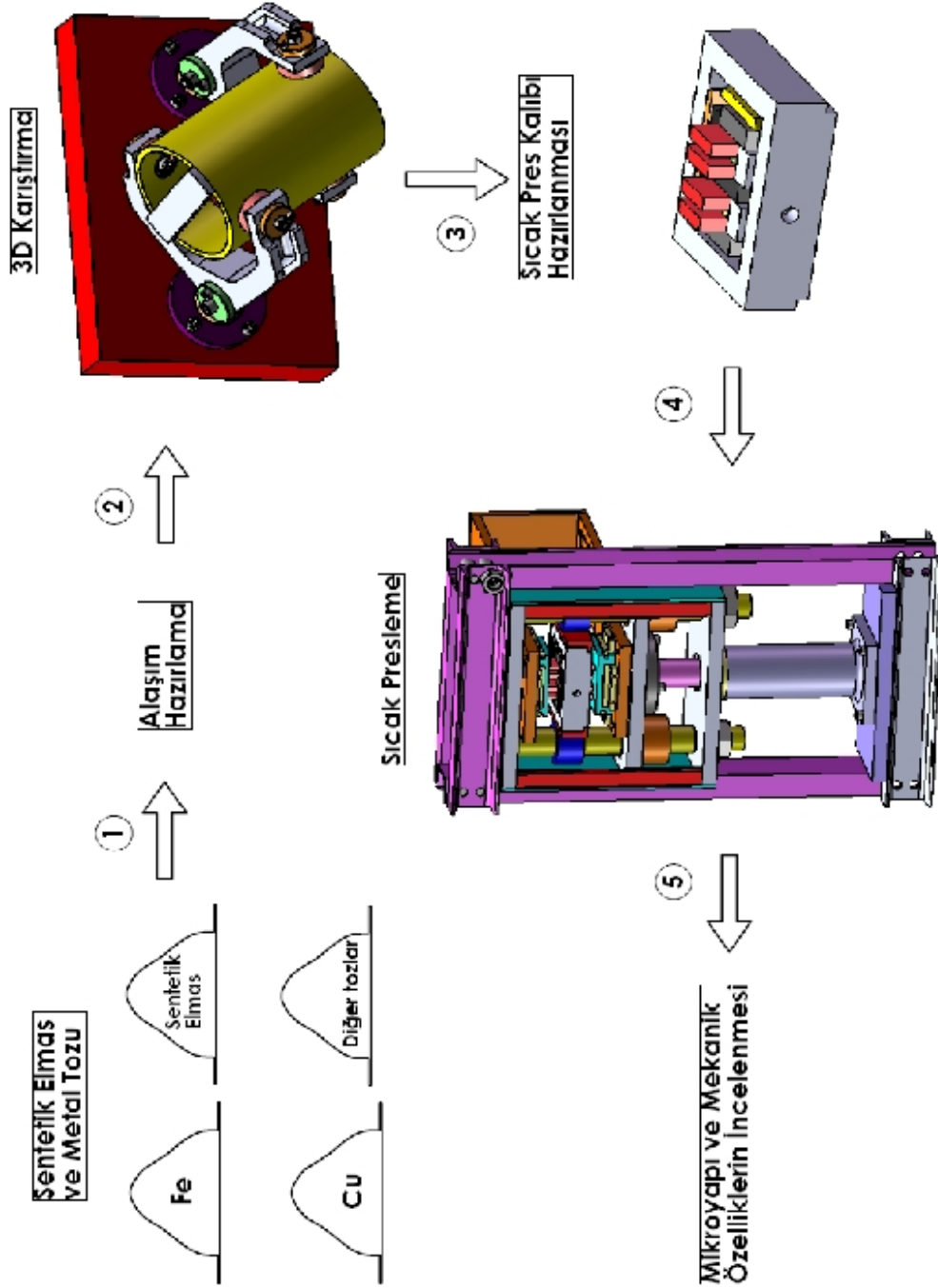
Şekil 4.3. Kesme işlemi sonrasında elmas parçacıklarının ve kesme matrisinin görünümü. a) Yeni oluşan tane, b) Büyümüş tane, c) Kayanlaşmış tane, d) Mikro kırılmalı tane, e) Makro kırılmalı tane, f) Matristen sökülerek ayrılmış tanenin bıraktığı boşluk. (Polini ve Turchetta, 2004)

Elmaslı takımların genellikle kullanıldığı yüksek kesme hızlarında ve hatta çok küçük yüklerde bile elmas yüzeyinde oluşan sıcaklık 500°C’ye kadar çıkar ve bu sıcaklıkta elmas yüzeyinde oksidasyon ve grafizasyondan dolayı elmas keskinliğini kaybeder (Jones, 1960). Artan sıcaklığı

soğutma sisteminin telafi ettiğini söylemek oldukça güçtür. Bu nedenle oluşan sıcaklık kısmen matrise transfer edilir ve matrisi yumuşatır. Kesim işlemi esnasında testere üzerinde oluşan ortalama kuvvetler adım adım büyür ve kesim noktalarının körelmesine neden olur (Mamalis ve Diğ., 1979). Bu kuvvetlerin testere ömrü üzerindeki etkisi iki aşamadan oluşur. Bunlardan ilki, artan ortalama kuvvet ile her bir elmas üzerine düşen kuvvetin artması ile bu kuvvetlerle termal olarak yumuşayan matris elmas parçacıklarını tutamaz ve kesici yüzeyden elmasların kopmasına neden olur. İkinci olarak, beklenmedik şekilde artan kuvvetler çelik testere merkezinde sönmelenemez. Böylece testere balansını kaybeder ve sistemde zararlı titreşimlere neden olur.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, deney numunelerinin üretimi ve incelenmesi için Şekil 5.1’de akış şeması gösterilen imalat ve kontrol işlemlerinden faydalanılmıştır.



Şekil 5.1. Yapılan işlemlerin şematik olarak gösterilmesi

5.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deneylerde kullanılmak üzere dokuz çeşit alaşım toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Alaşımların üretimlerinde % 99,9 saflıkta ve tane iriliği 0.26 μm olan Fe, Cu, Mo, Ni tozları kullanılmıştır. Öncelikle saf Fe, Cu ve Al_2O_3 'dan meydana gelen üç çeşit referans malzeme üretilmiştir. Daha sonra bunlara değişik oranlarda Mo ve Ni tek veya ikili olarak ilave edilerek, referans malzemelere etkilerini anlamak amacıyla yeni oniki çeşit deney malzemesi (segment) üretilmiştir (Tablo 5.1).

Tablo 5.1 Deneylerde kullanılan alaşımlar

Alaşım No:	Alaşımların adı :	Alaşımların hazırlanmasında kullanılan malzemeler (%ağ.)				
		Fe	Cu	Mo	Al_2O_3	Ni
1	B1	94	5		1	
2	B2	89	10		1	
3	B3	84	15		1	
4	D1	92	5	2	1	
5	D2	85	10	4	1	
6	D3	78	15	6	1	
7	E1	84	5	2	1	8
8	E2	74	10	4	1	11
9	E3	64	15	6	1	14

5.1.1. Segmentlerde Kullanılan Toz ve Sentetik Elmas Özellikleri

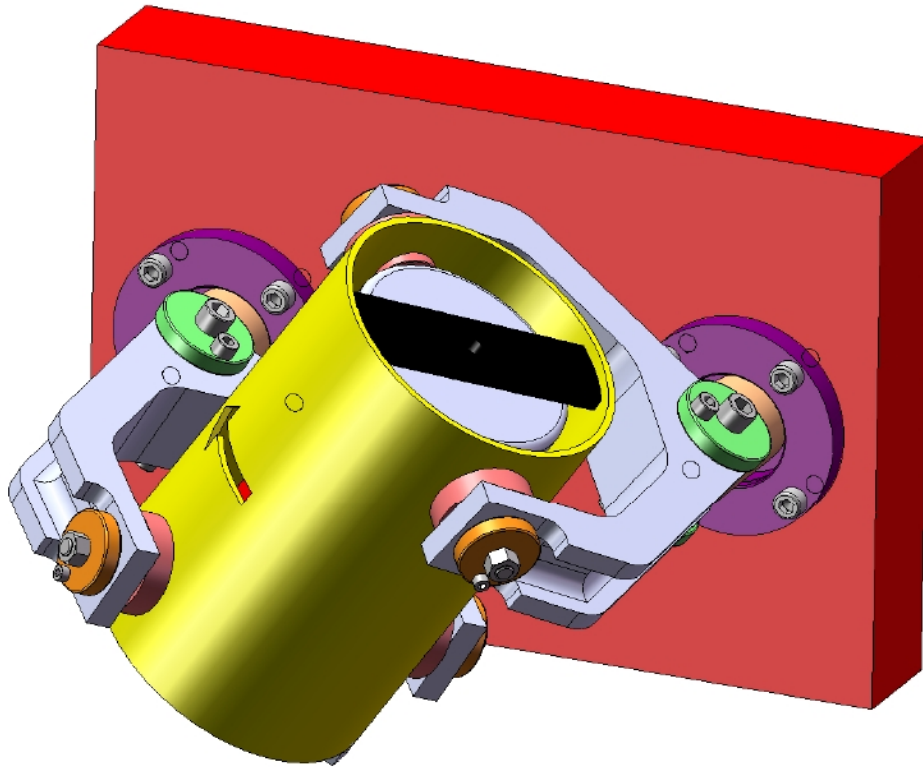
Segmentlerin üretiminde kullanılan tozlar ve sentetik elmas piyasadan hazır olarak temin edilmiştir. Her bir tozdaki toplam impürite içeriği ağırlıkça % 0,5'den azdır. Tablo 5.2'de kullanılan tozların imalatçıları, ticari adları ve tane boyutları gösterilmektedir.

Tablo 5.2. Kullanılan tozlar ve sentetik elmas

Toz	Üretici	Ticari Adı	Tane Boyutu. μm
Fe	Eurotungsten, Fransa	FE2010	6.8
Cu	Merck, Almanya	1.02703.1000	<63
Mo	Nanjing-Chemetal-Industries-Co.Ltd.	-	10
Al_2O_3	Merck, Almanya	1.01058.0100	1
Ni	Eurotungsten, Fransa	Ni2800A	2.0
Sentetik elmas	Elementsix, Güney Afrika	SDA 65+	30/40 mesh

5.2 Toz Karışımlarının Hazırlanması

Saf haldeki metal tozlarının birbiriyle iyice karışarak homojen bir karışım elde edilmesi amacıyla 88 tipi, kapalı toz hazneli, iki kg toz kapasiteli, üç boyutlu dönebilen bir karışım mikseri üretilmiştir (Şekil 5.2). Bu mikserin toz haznesi kapalı tipte olup toz içine konulduktan sonra dış ortam ile tozların ilişkisini kesmek amacıyla kapağı sıkıca kapatılmaktadır. Mikser çalıştırıldıktan sonra tozun iyice karışabilmesi için toz haznesi 360 derecelik turlarla her yöne dönebilmekte ve böylece tozların birbiriyle iyice karışması sağlanmaktadır.



Şekil 5.2. Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri

Hazırlanan alaşım tozlar iki aşamada bu çalışma için Solidworks 2007 programında tasarlanan özel olarak imal edilen üç boyutlu karıştırma makinesinde elmasız ve elmaslı olarak karıştırılmıştır. Alaşım tozları 1,2 litre hacmindeki sızdırmaz bir paslanmaz çelik kuyuya bırakılmış 20 dakika süre ile 20 dev/dak hızda tozlara elmas eklenmeden karıştırılmıştır. İkinci aşamada alaşım tozlarına elmas eklenmiştir ve elmas dağılımının homojen olarak sağlanması ve metal tozlarının grafit kalıplardan küçük oranlarda da olsa dökülmemesi için ağırlıkça % 1 oranında PEG (Polietilen Glikol) karışıma eklenerek Cr ile kaplanmış çelik bilyeler ile birlikte 20 dakika daha karıştırılmıştır. Metal kaplı bilye kullanımındaki amaç karışıma katılan PEG'in topak oluşturmalarını engellemek ve elmas konsantrasyonunun homojen olmasını sağlamaktır. Karıştırma işlemi bittikten sonra hazırlanan karışım hava almayan kilitli plastik bir torbaya bırakılarak korunmaya alınmıştır.

5.3 Tozların Sıcak Preslenmesi

Mikro yapı, süre ve mekanik özellikler bakımından toz metalurjisi üretim yöntemlerinde önemli bir yeri olan sıcak pres, elmaslı takım üreten tüm fabrikalarda kullanılmaktadır. Bu nedenle bu tez çalışmasında avantajlarından dolayı sıcak pres imalatı yapılmıştır. Bunun için öncelikle bir sıcak pres makinesi ve üretilecek numunelerin boyutlarına göre yapılmış grafit kalıp takımı gerekmektedir.

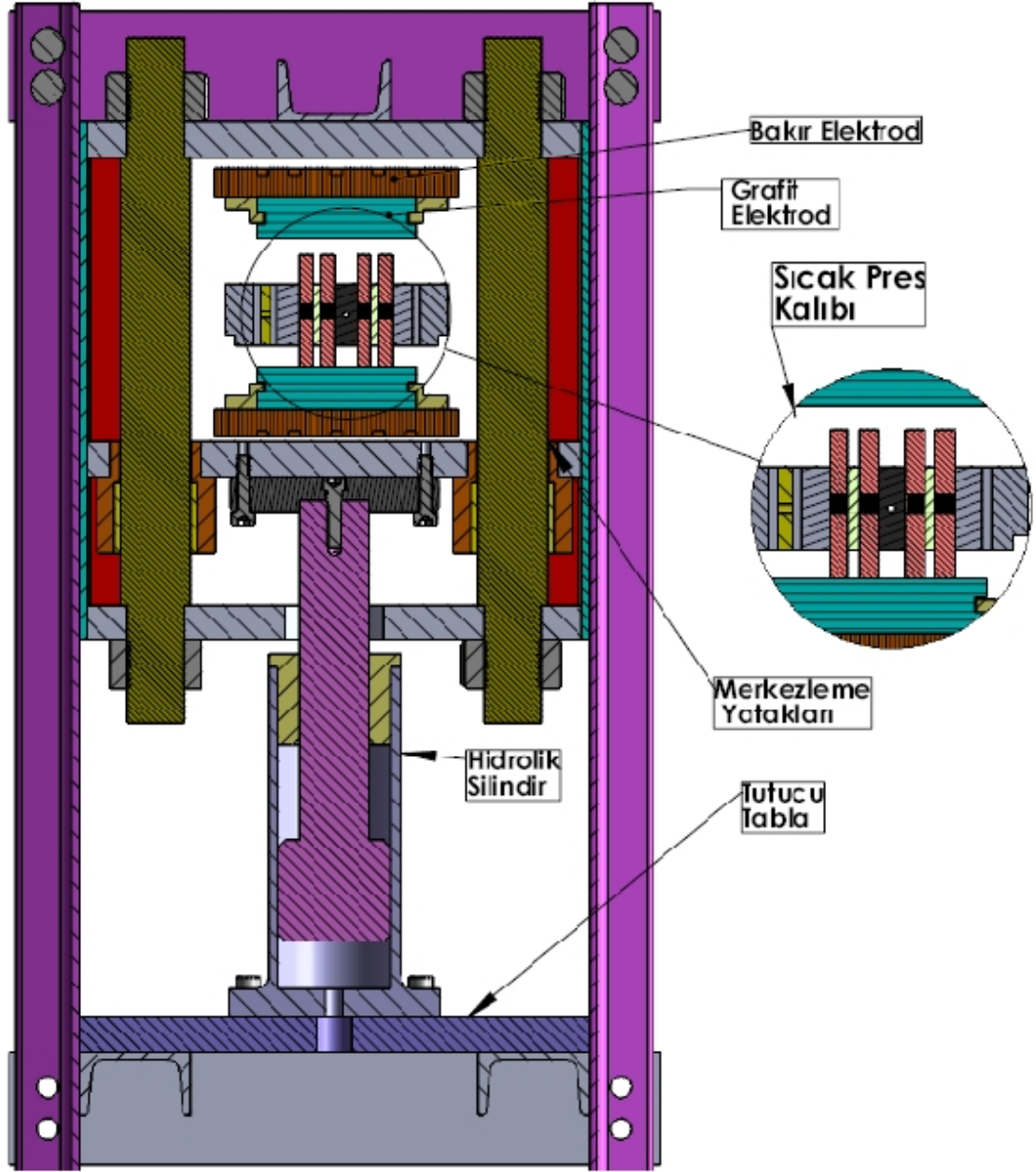
5.3.1 Sıcak Presleme Makinesi

Bu çalışmada tozların sıcak preslenebilmesi amacıyla Şekil 5.3'de görüldüğü gibi bir "Sıcak Pres Makinesi" üretilmiştir. Bu makinede basınç bir hidrolik ünite vasıtasıyla sağlanmaktadır. Makinenin üniteleri; bakır elektrod, grafit elektrod, sıcak pres kalıbı, hidrolik silindir ve tutucu tabladan ibarettir.

Yapılan sıcak pres laboratuvar tipinde olup, piyasada satılmakta olan endüstriyel tip sıcak preslerin tüm özelliklerine sahiptir. Bu özellikler, koruyucu gaz atmosferinde çalışma, basınç kontrolü, sıcaklık kontrolü, sıcaklık-zaman kontrolü, yirmi bir basamağa kadar işlem parametresi belirleyebilme, işlem sıcaklığı ve anlık sıcaklığı gösterebilme ve 1400 °C sıcaklığa çıkabilme özelliklerine sahiptir.

Ayrıca yapılan kapalı tasarım ile koruyucu gaz atmosferinde sinterleme işlemi yapılabilmektedir. Sıcak pres su soğutmalı bakır elektrotlar sayesinde sürekli olarak çalışmaya uygundur. Güç ünitesi 25 KW gücündedir. Kullanılan güç kontrolü ile ısıtma hızının ayarlanabilmesi sağlanmıştır. Sıcaklık ölçümü için termokopul güç ünitesine entegre edilerek belirtilen sıcaklıklarda sürelerde ısıtma gücünün kontrol edilmesi sağlanmıştır. Kontrol

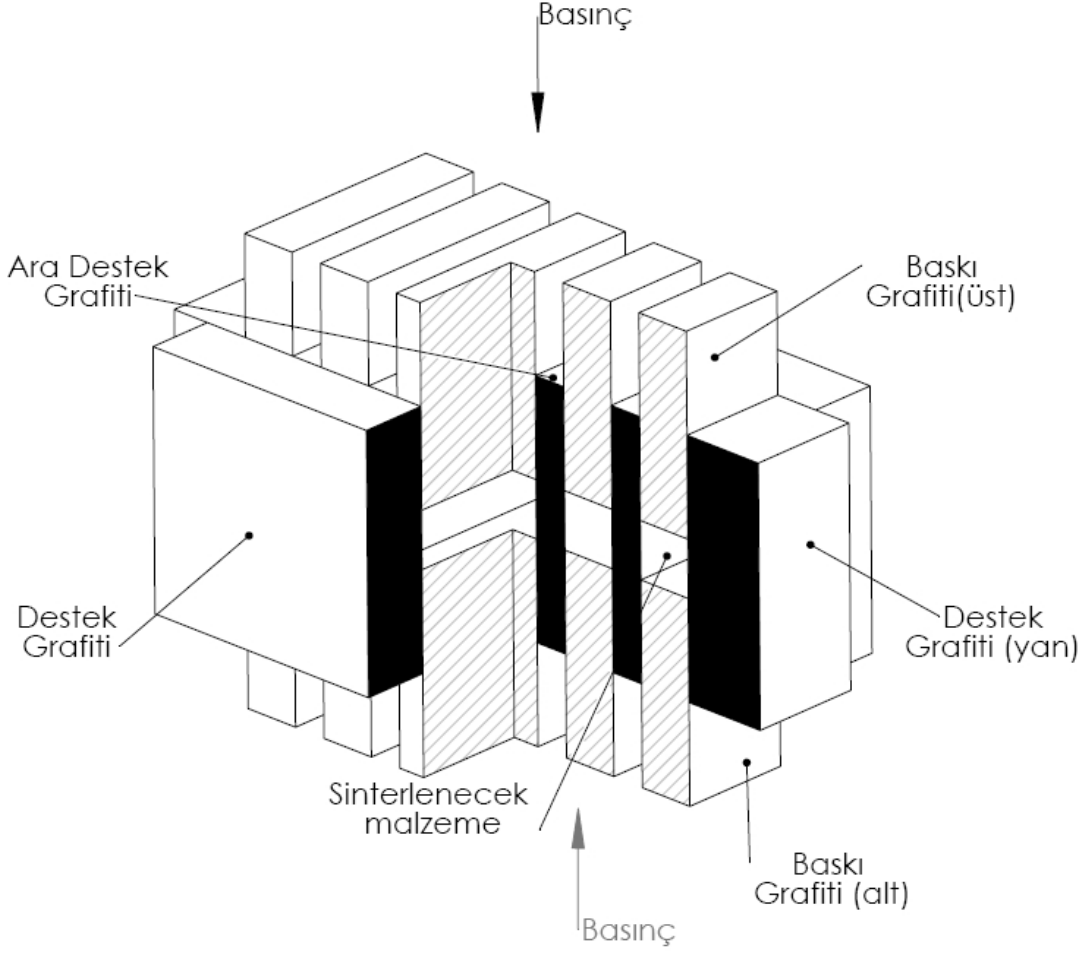
panosuna yerleştirilen manometre, ampermetre, voltmetre ve sıcaklık adım kontrol cihazı ile sistemdeki tüm değişkenlerin görülmesi ve müdahale edilmesi sağlanmıştır.



Şekil 5.3. Sıcak pres makinesi

5.3.2 Sıcak Presleme Kalıbı

Metal toz karışımının üzerinden elektrik akımı geçirilip ısıtılarak basınç altında sinterlenmesi için grafit kalıp yapılmıştır (Şekil 5.4). Bu kalıp baskı grafiti, ara destek grafiti, yan destek grafiti parçalarından meydana gelmiştir.



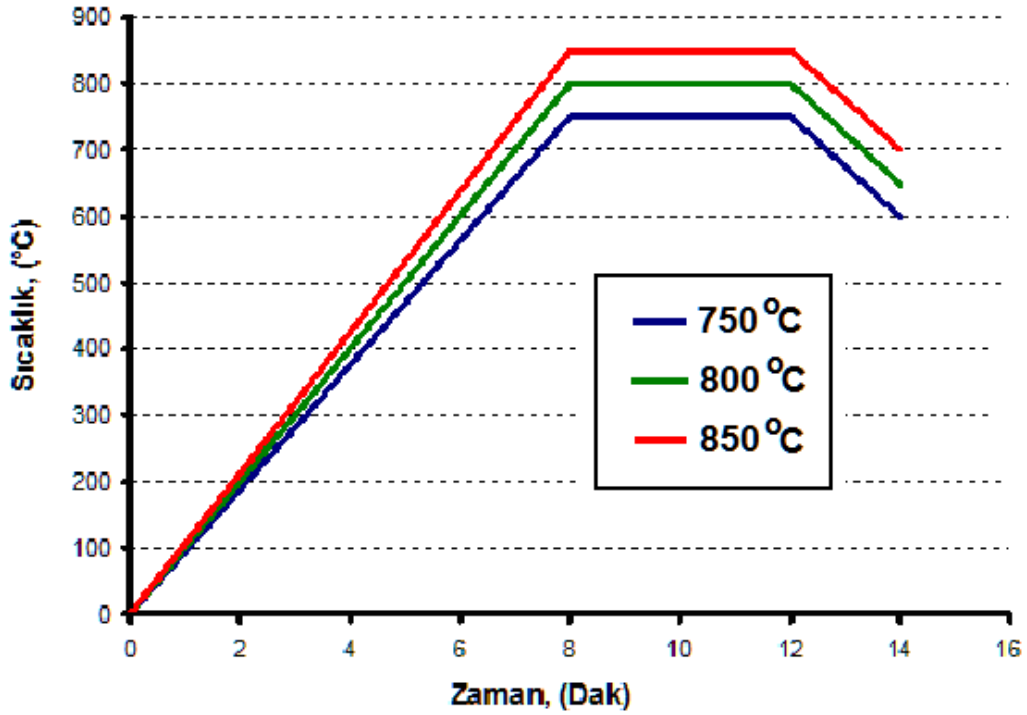
Şekil 5.4. Grafit kalıbın perspektif görünümü

5.3.3 Sıcak Presleme ve Sinterleme İşlemi

Sinterleme işlemi bu çalışma için özel olarak tasarlanan ve üretilen 25 KW gücünde Şekil 5.3 gösterilen sıcak preste yapıldı.

Karıştırılan tozlar sinterleme işlemi için her bir alaşım numunesinden 30 gr olacak şekilde hazırlanan toz karışımı hassas bir terazide 0.01 gr hassasiyetinde tartıldı. Tartılan tozlar Şekil 5.4’de gösterilen özel olarak imal edilmiş grafit kalıba döküldü. Daha sonra toz dökülen kalıp odacıkları üst baskı grafitleriyle kapatıldı. Hazırlanan grafit kalıp çelik bir çekirdek etrafında tork anahtarı ile baskı pimlerinden 100 Newton kuvvetle sıkıştırıldı. Çelik çekirdek ile grafit kalıp arasına amniyant plaka konularak kalıbın yalıtılması sağlandı. Sıcaklığın doğru olarak görülmesi için kalıp merkezindeki grafit parçaya 3,5 mm çapında delik delinerek termokopulun ucu tam merkeze yerleştirildi. Bütün bu işlemlerden sonra sinterlenmeye hazır hale getirilen toz karışımı yüklenmiş grafit kalıp bloğu sıcak pres bölümüne yerleştirildi. Bu işlemin ardından toz karışımının birim alanı üzerine yaklaşık 5 MPa basınçtan başlayıp sıcaklık

700 °C ye ulaştığında basınç 35 Mpa olacak şekilde baskı yapılarak sabit sıcaklık ve basınçta dört dakika beklendi ve basınç 35 MPa değerinde gelince sırasıyla 750, 800, 850 °C’de 4 dakika bekletilerek numunelerin sinterlenmesi sağlandı. Daha sonra ısıtma nitesi devreden çıkarak numunelerin kalıp içerisinde 35 Mpa basında oda sıcaklığına soğuyana kadar beklendi. Bu işlemler koruyucu argon atmosferi altında kapalı kalıp kullanılarak yapıldı. Kalıp soğuduktan sonra çözülerek içindeki sinterlenmiş numuneler çıkartılmıştır. şekil 5.5’de üç farklı sıcaklıkta yapılan sinterleme işleminin zaman-sıcaklık diyagramı görülmektedir.



şekil 5.5. Sinterleme sıcaklık-zaman grafiği

5.4. Sertlik lme işlemi

Sıcak presleme yoluyla elde edilen numunelerin sertliklerinin belirlenmesi amacıyla BAHA marka serlik lme cihazında 62,5 kg yük ve 2.5 mm çapında bilye ile numunelerin sertliği brinell cinsinden ölçülmüştür. Sertliğin tam olarak belirlenmesi için numunelerin orta, u, ara ve arka bölgelerinden sertlik değerleri ölçülmüş ve her bir numuneden toplam 6 adet sertlik değeri alınmıştır. Daha sonra en yüksek ve en küçük serlik değeri çıkartıldıktan sonra kalan sertliklerin ortalaması alınarak numunelerin ortalama sertlik değerleri bulunmuştur.

5.5. Yoğunluk Ölçme İşlemi

Alaşım yoğunluğunun anlaşılması amacıyla üretilen tüm numunelerin yoğunlukları SCALTEC SBC 22 hassas terazi ile ASTM B311-92 standardında belirtildiği gibi ölçülmüştür. Bu yöntemle göre öncelikle numunelerin havada kuru ağırlıkları ölçülmüş daha sonra numuneler darası alınan metal bir sepet ile sıcaklığı termometre ile ölçülen saf su dolu ölçüm kabına batırılmıştır. Numuneler suyun içerisinde tekrar tartıldıktan sonra yoğunluk aşağıdaki denkleme göre hesaplanmıştır.

$$D = \frac{A \times E}{A - B}$$

Bu denkleme;

- D: Numunenin özkütlesi,
- A: Numunenin havadaki ağırlığı,
- B: Numunenin su içerisindeki ağırlığı,
- E: Suyun yoğunluğudur.

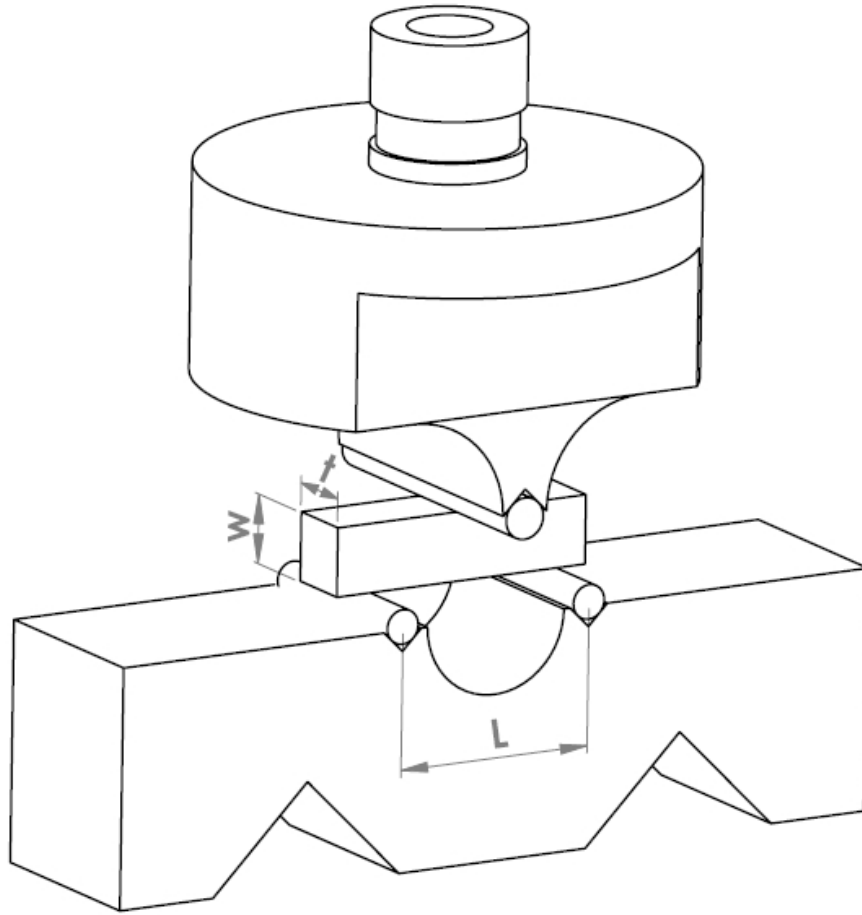
5.6. Üç Noktalı Eğme Deneyi

Numunelerin eğilme mukavemeti üç noktalı eğme deneyi ile ölçülmüştür. Bu deneyde kullanılan eğme deneyi SCHIMATZU marka universal deney makinesi ile ASTM B 528-83a standardına göre Şekil 5.6'da gösterilen özel aparat yapılarak numunelerin eğilme dayanımları TRAPEZIUMX yazılımı kullanılarak ölçülmüştür. Kırılma tokluğu ise aşağıdaki formülle hesaplanmıştır.

$$P = (3 \times P \times L) / (2 \times t^2 \times w)$$

Bu denkleme;

- P: Kırılmadan önceki yük
- L: Destek noktaları arasındaki mesafe
- w: Numune yüksekliği
- t: Numune kalınlığı



Şekil 5.6. Üç noktalı eğme deneyinin şematik görünümü

5.7. Elektron Mikroskobu Çalışmaları

Hazırlanan numunelerin mikro yapılarının nasıl olduğu ve sinterleme işlemlerinin yapılmasında ne ölçüde başarılı olunduğunu anlayabilmek amacıyla, Malatya İnönü Üniversitesinde bulunan LEO EVO 40 taramalı elektron mikroskobu ile çalışmalar yapılmıştır. Ayrıca alaşımlama işlemlerinin tam olarak yapılıp yapılamadığını anlayabilmek amacıyla da noktasal analiz (EDS) çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

5.8. X-Işını Kırınımı İncelemeleri

Farklı içerikli üretilen numunelerin üç farklı sıcaklıkta sinterlenmeleri sonucunda numunelerde meydana gelebilecek faz yapılarını anlamak amacıyla Malatya İnönü Üniversitesinde bulunan Rigaku RadB-DMAX II Bilgisayar Kontrollü X-Işınları Difraktometresi kullanılarak X-ışını kırınımı çalışmaları yapılmıştır.

5.9. Mikroyapı İncelemeleri

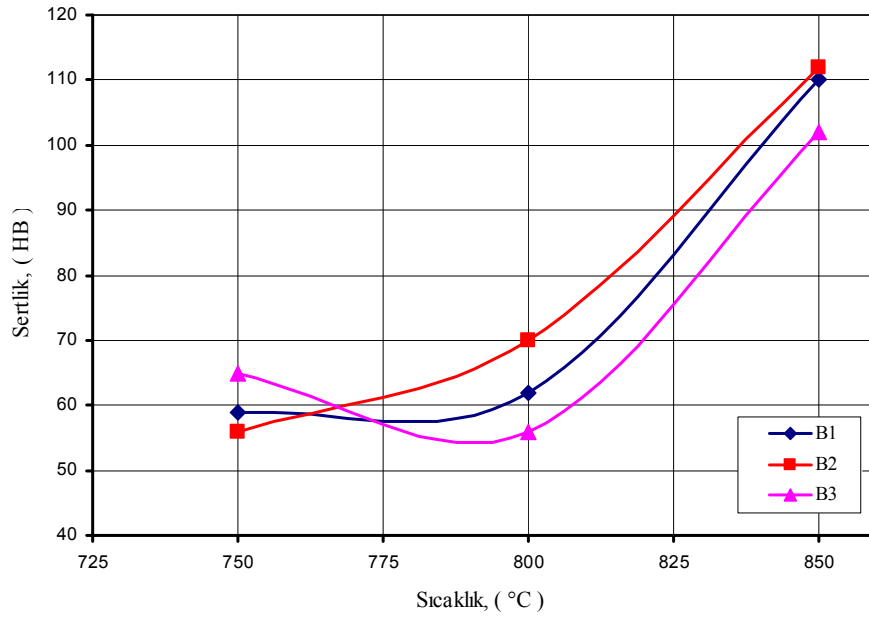
Hazırlanan numunelerin mikro yapısını incelemek için öncelikle numuneler 250, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik su zımparalarıyla yüzeyleri düzgün hale getirildi. Daha sonra elmas pasta çuhasında sırasıyla 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla numunelerin yüzeyi parlatıldı. Parlatılan yüzeye alkol sürülerek numune yüzeyindeki kirlerden arınması sağlandı. Temizlenen yüzey Nital dağlayıcı ile dağlanarak mikro yapı kontrolüne hazır hale getirildi.

6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Bu bölümde yapılan çalışmaların sonuçları ele alınarak değerlendirilecek ve her ulaşılan sonuç irdelenerek nedenler ortaya konulacaktır. İlk olarak üretilen alaşımların sertlik ölçüm sonuçları değerlendirilip sırasıyla bunu diğerleri takip edecektir.

6.1. Sertlik Ölçme Sonuçları

Sıcak presleme yoluyla elde edilen numunelerin sertlik ölçümleri yapılmıştır. Tüm numunelerin sertliği Brinell cinsinden ölçülmüştür. Sertliğin tam olarak belirlenmesi için numunelerin çeşitli bölgelerinden sertlik değerleri ölçülmüş ve her bir numuneden en az 6 adet sertlik değeri alınmıştır. Ölçülen sertlik değerlerinin daha sonra ortalaması alınarak numunelerin ortalama sertlik değerleri bulunmuştur. Şekil 6.1’de B1 (% ağırlıkta 94Fe-5Cu-1Al₂O₃), B2 (89Fe-10Cu-1Al₂O₃), B3 (84Fe-15Cu-1Al₂O₃) numunelerine ait sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları grafiği görülmektedir.



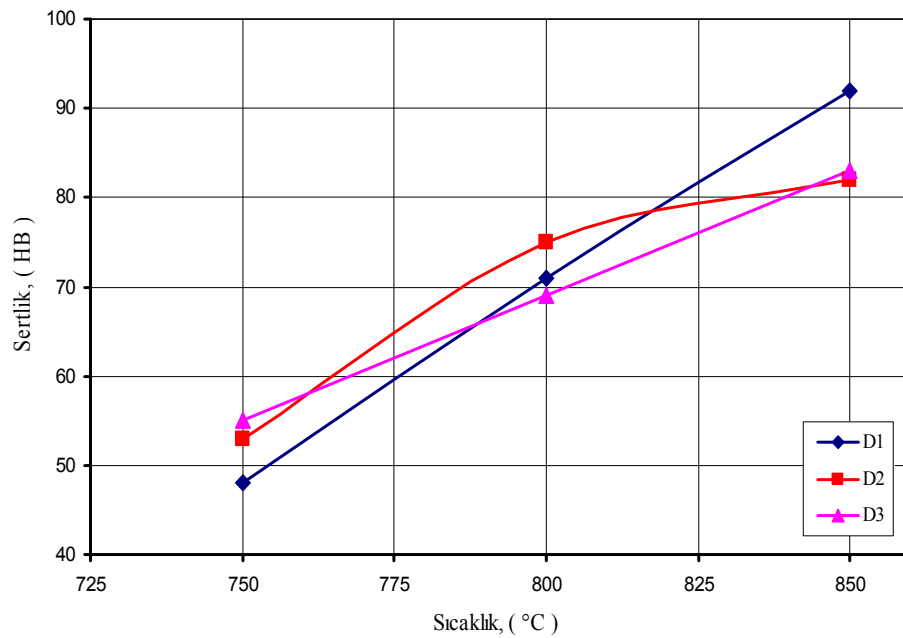
Şekil 6.1. Sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları (HB)

Grafikten de anlaşılacağı gibi her üç numunede sinterleme sıcaklığının artışı ile sertlik değerlerinde de önemli artışlar olmaktadır. 750°C sinterlenmiş numunelerin sertlik değerleri birbirine çok yakın ve ortalama 60 HB değerindedir. 800°C sinterlenmiş numunelerin sertlik değerleri ise birbirine göre biraz yükselerek devam etmekte ancak % 15 Cu içerikli numunenin sertlik değeri biraz düşmektedir. 850°C sinterleme sıcaklığında sinterlenmiş numunelerin sertlikleri en yüksek değere, yani 110 HB değerine ulaşmıştır. Ancak % 15 bakır içerikli

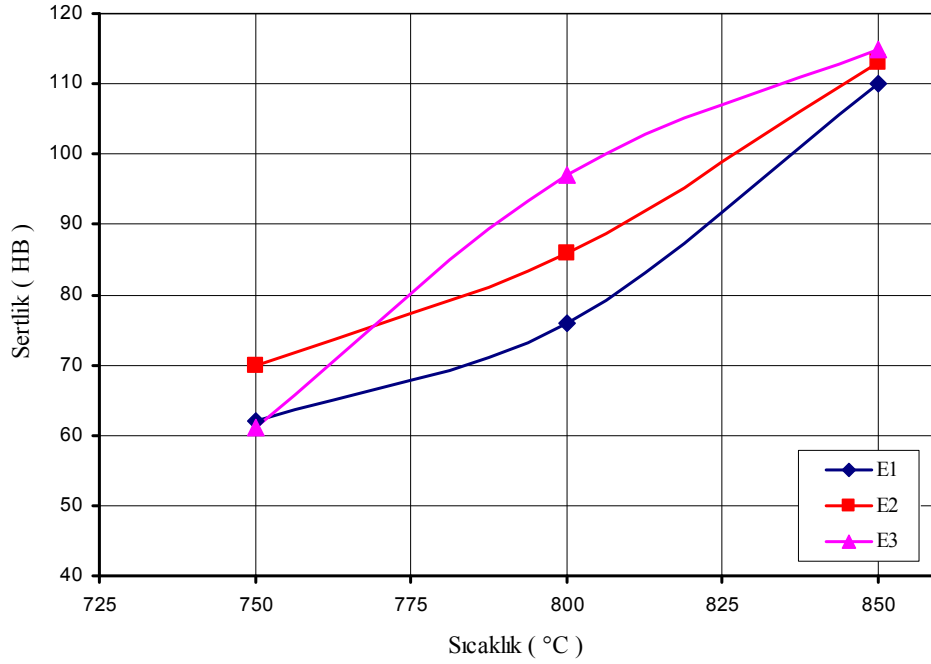
numunenin sertlik değeri diğer iki numuneye göre biraz düşük kalmıştır. Bunun sebebi alaşımdaki bakır oranının yüksek olmasına bağlı olup sonuç normal ve beklenildiği gibidir.

Şekil 4.2’de D1 (% ağı; 92Fe-5Cu-2Mo-1Al₂O₃), D2 (85Fe-10Cu-4Mo-1Al₂O₃), D3 (78Fe-15Cu-6Mo-1Al₂O₃) numunelerine ait sertlik ölçüm sonuçları görülmektedir. Bu numunelerin yukarıda bahsedilen numunelerden farkı sadece %2-4-6 oranında Mo ihtiva etmeleridir. Grafikten de görüleceği gibi aynı sıcaklıkta sinterlenen numunelerin sertlikleri birbirine yakın olmasına karşın, sinterleme sıcaklığı yükseldikçe numunelerin sertlik değerlerinde de belirgin artışlar görülmektedir. 750°C’de sinterlenen numunelerin sertliği ortalama 52 HB değerinde iken 800°C’de sinterlenen numunelerin sertliği ortalama 72 HB, 850°C’de sinterlenen numunelerin ortalama sertliği de 88 HB civarında olmaktadır. Bu numunelerden alınan sonuçlar yukarıda bahsedilen molibdensiz numunelerle karşılaştırıldığında, Mo ilavesinin alaşımların sertliklerinde düşüslere sebep olduğu anlaşılmaktadır. Bunun sebebinin alaşıma katılan Mo elementinin kısa sinterleme süresi ve düşük tutulan sinterleme sıcaklığında alaşım içerisinde çözünerek alaşımın mukavemet değerlerine gerekli katkıyı sağlayamadığı ve bu sebepten dolayı da sertlik değerlerinin molibdensiz numunelere göre daha düşük kaldığı anlaşılmıştır.

Şekil 6.2’de E1 (% ağı; 84Fe-5Cu-2Mo-8Ni-1Al₂O₃), D2 (74Fe-10Cu-4Mo-11Ni-1Al₂O₃), D3 (64Fe-15Cu-6Mo-14Ni-1Al₂O₃) numunelerine ait sertlik ölçüm sonuçları görülmektedir.



Şekil 6.2. Mo ilaveli numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları (HB)



Şekil 6.3. Mo ve Ni ilaveli numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı sertlik ölçüm sonuçları

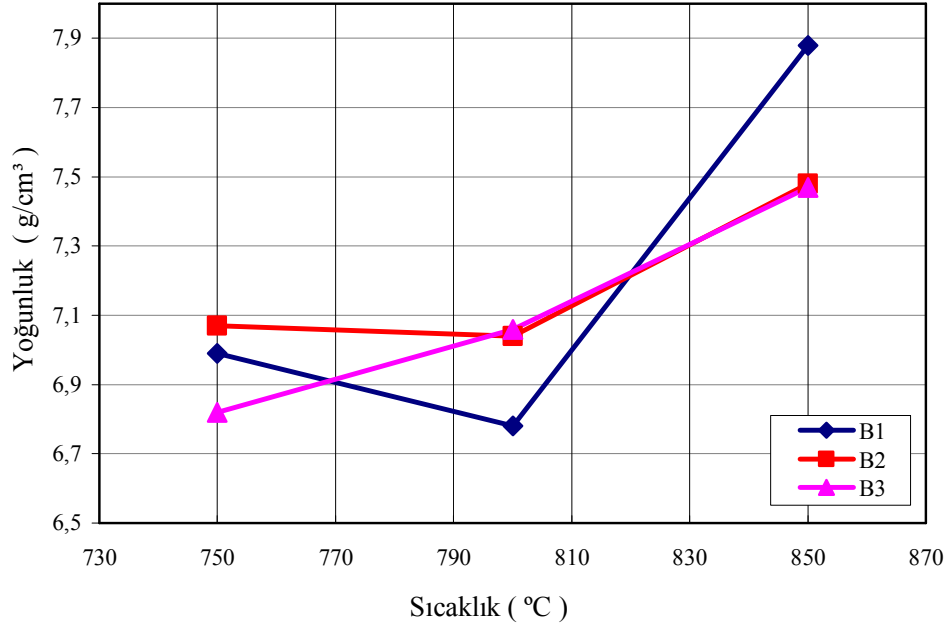
D grubu numunelere % 8-11-14 oranında nikel (Ni) ilavesi ile yeni E grubu alaşımlar elde edilmiştir. Bu alaşımlarının sertlik ölçüm sonuçları incelendiğinde Ni katkısının D grubu numunelere göre sertlik değerlerinde önemli yükselişlere sebep olduğu Şekil 6.3’de açıkça görülmektedir. 750°C sinterlenmiş Ni katkılı numunelerin sertlik değerleri, nikelsiz numunelere göre 10-15 HB daha yüksektir. Aynı şekilde 800 ve 900°C sinterlenmiş numunelerin sertlik değerleri de önemli miktarda nikel katkısız numunelere göre yüksek olup, buradan Ni elementinin alaşımın mukavemetine önemli bir katkı sağladığı açıktır. Bu grupta 850°C sinterlenmiş numunelerin sertlik değerleri B grubu numunelerin sertlik değerleri ile hemen hemen aynı düzeydedir.

Sonuç olarak üretilen numunelere sertlik açısından bakıldığında, Mo elementinin alaşımın sertliğini düşürdüğü Ni elementinin ise alaşımın sertlik değerlerinde artışlara sebep olduğu anlaşılmıştır.

6.2. Yoğunluk Ölçme Sonuçları

Sıkıştırılabilirlik ve yoğunlaşma hususunda bir fikir edinebilmek amacıyla tüm numunelerin yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Şekil 6.4’de B grubu yani B1 (% ağırlık; 94Fe-5Cu-1Al₂O₃), B2 (89Fe-10Cu-1Al₂O₃), B3 (84Fe-15Cu-1Al₂O₃) numunelerine ait sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları grafiği görülmektedir. Grafikten, 750°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu 6,8-7,1 gr/cm³ arasında değişirken

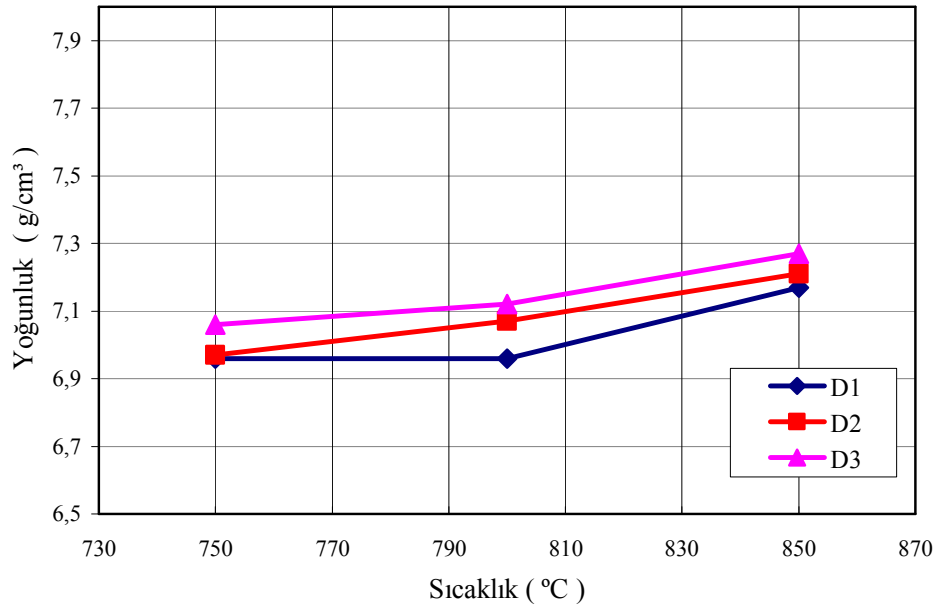
800°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu yine aynı değerler arasında kalmakta 850 °C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin yoğunluğu ise sinterleme sıcaklık artışı nedeniyle yükselerek 7,5-7,9 gr/cm³ arasında değişmektedir.



Şekil 6.4. Katkısız numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları

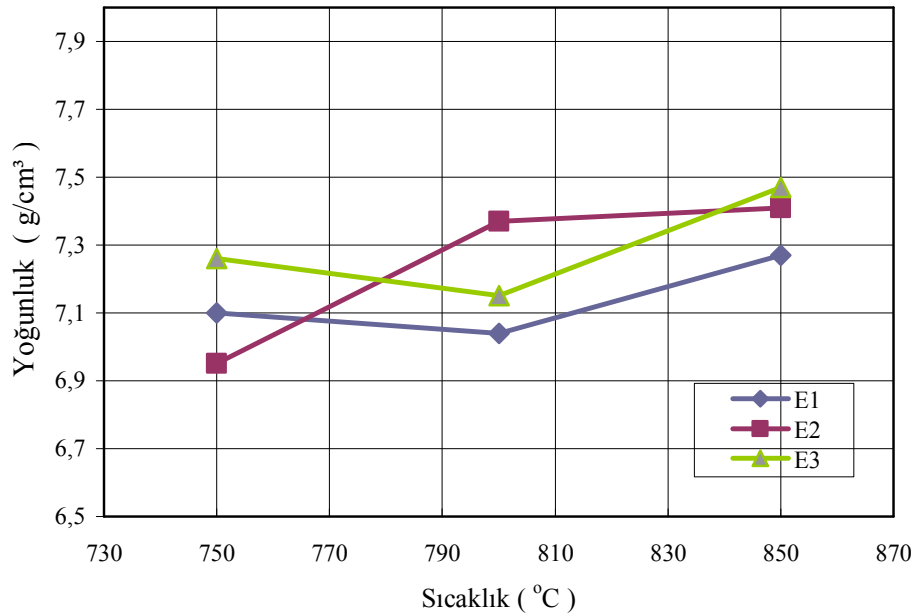
Şekil 6.5’de Mo katkılı D grubu numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçlarının grafiği görülmektedir. Grafikten, 750°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu yaklaşık 7 gr/cm³ olurken, 800°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu yaklaşık 7-7,1 gr/cm³ arasında, 850°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin yoğunluğu ise sinterleme sıcaklık artışı nedeniyle yükselerek yaklaşık 7,2 gr/cm³ değerine ulaşmıştır. Bu gruptaki numunelerin yoğunluk ölçüm sonuçları B grubu numunelerin yoğunluk sonuçlarına göre biraz daha düşük değerlerde kaldıkları görülmektedir. Bunun sebebinin D grubu numunelere katılan molibdenden ileri geldiği sanılmaktadır. Çünkü sıcak pres sinterleme sıcaklığı Mo’nin ergime sıcaklığına göre çok düşük kalıp bu da molibdenin diğer alaşım elementleriyle tam bir bağ kuramaması ve dolayısıyla numune içerisinde porozite oluşmasına sebebiyet vermesinden kaynaklanmaktadır.

Şekil 6.6’da Mo ve Ni katkılı E grubu numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçlarının grafiği görülmektedir. Grafikten, 750°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu yaklaşık 7-7,3 gr/cm³ arasında değişirken, 800°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin tamamının yoğunluğu yaklaşık 7-7,4 gr/cm³ arasında, 850°C sinterleme sıcaklığında elde edilen numunelerin yoğunluğu ise sinterleme



Şekil 6.5. Mo katkılı numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları

sıcaklığının artışı nedeniyle yükselerek yaklaşık 7,3-7,5 gr/cm³ arası değerlere ulaşmıştır. Bu gruptaki numunelerin yoğunluk ölçüm sonuçları B grubu numunelerin yoğunluk sonuçlarına yakın değerlerde kaldıkları görülmektedir. D grubu numunelerle kıyaslandığında ise daha yüksek yoğunluk değerlerine ulaştığı görülmektedir. Buradan, alaşımlara katılan Ni miktarlarının yoğunluk üzerine olumlu bir etki yaptığı ve daha sıkı bir yapı elde edildiği anlaşılmıştır.



Şekil 6.6. Mo ve Ni katkılı numunelerin sinterleme sıcaklığına bağlı yoğunluk ölçüm sonuçları

6.3. Üç Noktalı Eğme Deneyi Sonuçları

Numunelerin enine kırılma mukavemetleri, üç noktalı eğme deneyi (three point bending) ile ölçülmüştür. Bu deneylerde ASTM B 528-83a standardına göre imal edilen özel aparat kullanılmıştır (Şekil 3.5). Eğilme mukavemeti ise aşağıdaki formül ile hesaplanmıştır.

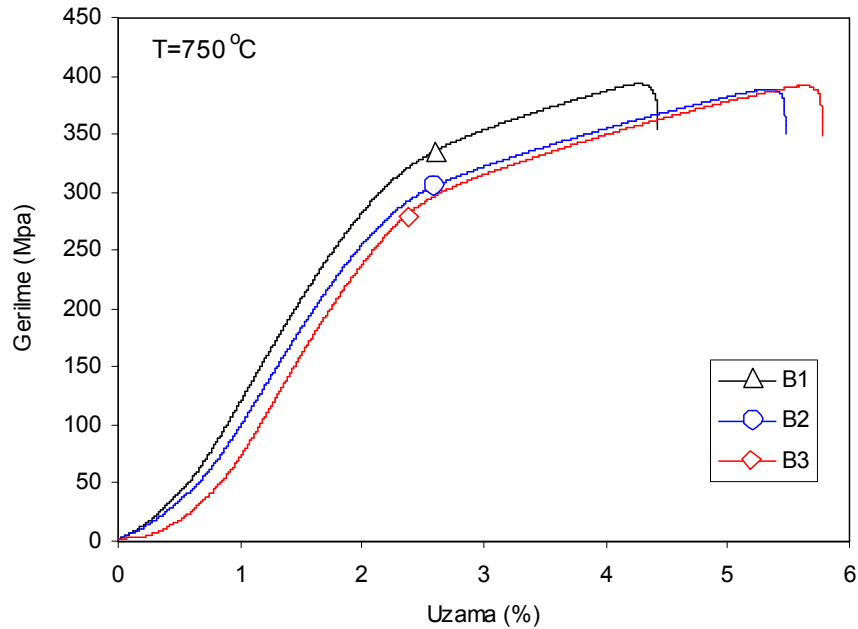
$$\sigma = (3 \times P \times L) / (2 \times t^2 \times w)$$

Bu denklemde, σ : Eğilme mukavemeti, P: Kırılmadan önceki yük, L: Destek noktaları arasındaki mesafe, w: Numune yüksekliği, t: Numune kalınlığıdır.

Bu çalışmada yapılan eğme deneylerinin tamamı 50.000 N kapasiteli ve bilgisayar kontrollü SCHIMATZU marka universal deney makinesi ile gerçekleştirilmiştir.

6.3.1. B Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri

Şekil 6.7’de 750 °C’de sinterlenerek üretilmiş B1 (% ağırlık: 94Fe-5Cu-1Al₂O₃), B2 (89Fe-10Cu-1Al₂O₃), B3 (84Fe-15Cu-1Al₂O₃) numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuçları grafiği görülmektedir. Grafiğe bakıldığında tüm numunelerin aynı yükte kırıldığı ancak % uzama değerlerinin numunedeki bakır oranına göre değiştiği görülmektedir.

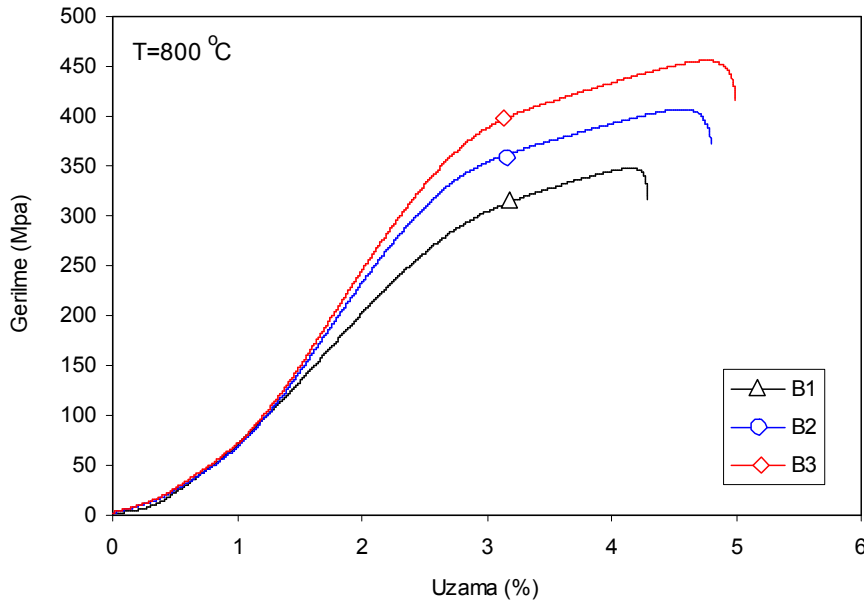


Şekil 6.7. B grubu numunelerin 750°C’de eğilme mukavemeti sonuçları

Bu sonuç beklenildiği gibi çıkmıştır. Çünkü bakır sünek bir malzemedir ve numunenin sünekliğini de artırmıştır. Ancak numunelerin eğilme mukavemetlerinde bir değişme

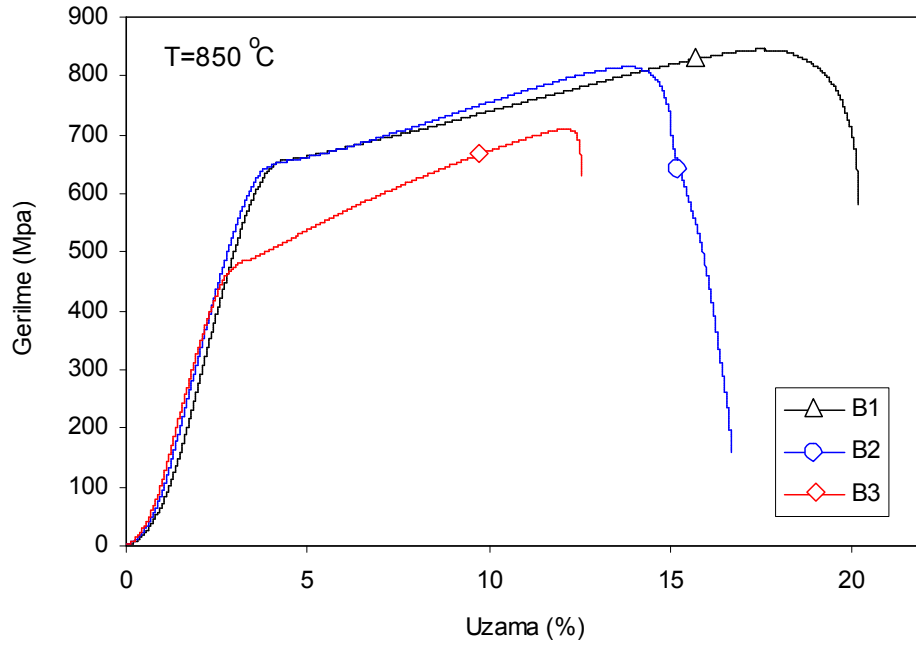
olmamıştır. Her üç numunenin de eğilme yükü yaklaşık çok az bir farkla 450 MPa çıkmıştır. Uzamaları ise B1 numunesi %4,3; B2 numunesi %5,5; B3 numunesi %5,7 çıkmıştır. Buradan ulaşılan önemli bir sonuç, eğer kesici takımın eğilme dayanımı aynı kalmak suretiyle uzaması artırılmak istenirse malzemenin bakır oranı değiştirilerek bu durum gerçekleştirilebilir.

800°C’de sinterlenerek elde edilen aynı B grubu numunelerin eğilme mukavemetlerine ait grafik Şekil 6.8’de görüldüğü gibidir. Bu grafik bir önceki yani Şekil 6.7 ile karşılaştırıldığı zaman sinterleme sıcaklığının numunelerin eğilme mukavemetlerinde değişime yol açtığı görülmektedir. % 15 bakır oranına sahip numunenin en yüksek eğilme mukavemetine sahip olduğu bunu sırasıyla % 10 ve % 5 bakır içerikli numunelerin takip ettiği görülmektedir. % uzama bakımından en düşük Cu oranlı numunenin en düşük, bakır oranı yükseldikçe uzamanın da arttığı görülmektedir.



Şekil 6.8. B grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

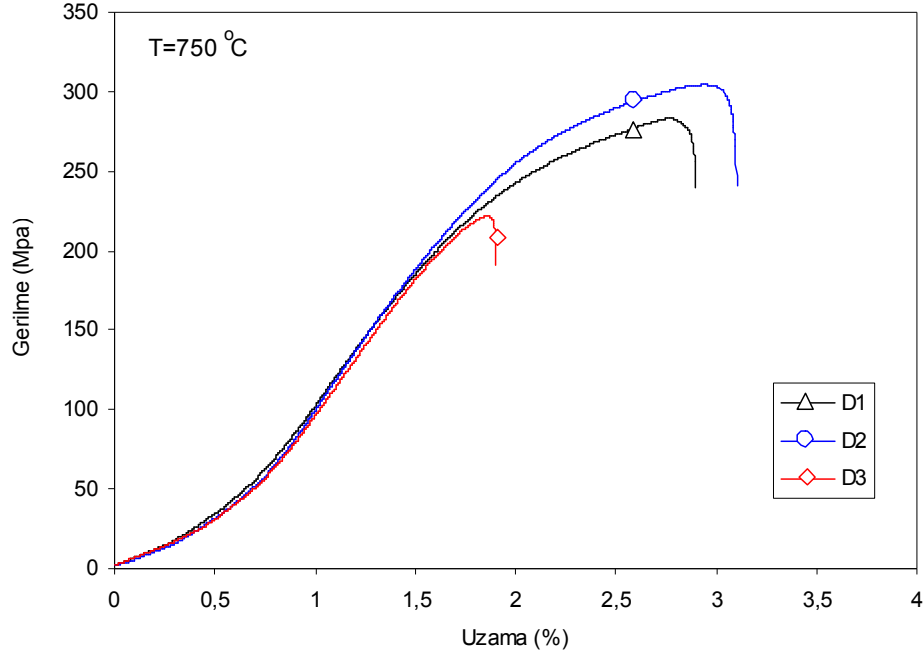
Şekil 6.9’da 850°C’de sinterlenerek elde edilen aynı B grubu numunelerin eğilme mukavemetlerine ait grafik görülmektedir. Bu grafik önceki grafikler ile karşılaştırıldığı zaman sinterleme sıcaklığı artışının eğilme mukavemetinde de önemli bir artışa sebep olduğu anlaşılmaktadır. 750 ve 800°C’deki sinterleme sıcaklıklarında en yüksek mukavemet değeri 460 MPa’a ulaşılırken 850 °C sinterleme sıcaklığında 850 MPa değerlerine kadar ulaşıldığı görülmektedir. Uzama miktarlarında da çok önemli farklılıklar ortaya çıkmıştır. Düşük sıcaklıklardaki uzama miktarı % 6’yı geçmezken 850°C sinterleme sıcaklığında üretilen numunede bu değer en az % 12 en çok % 20’ye çıkmaktadır. En düşük bakır oranlı numune en yüksek eğilme dayanımı 850 MPa’a ulaşırken uzama değeri % 20 ye çıkmıştır. Bunu % 17 uzama ile B2, % 13 uzama oranı ile de B3 numunesi takip etmiştir.



Şekil 6.9. B grubu numunelerin 850 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

6.3.2. D Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri

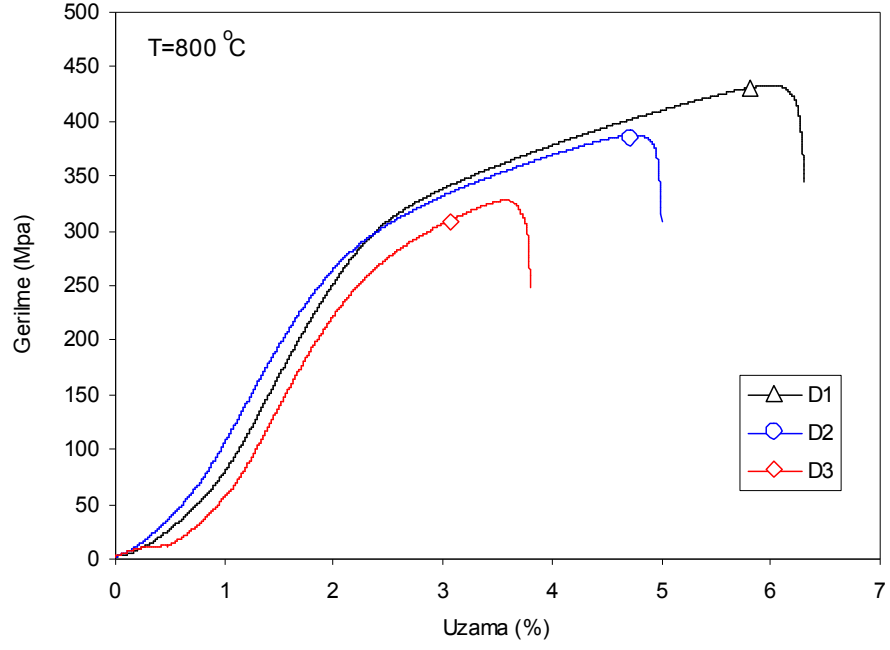
Şekil 6.10’da 750°C’de sinterlenerek üretilmiş D1 (% ağırlıkta 92Fe-5Cu-2Mo-1Al₂O₃), D2 (85Fe-10Cu-4Mo-1Al₂O₃), D3 (78Fe-15Cu-6Mo-1Al₂O₃) numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuçları grafiği görülmektedir. Grafiğe bakıldığında %4 Mo içerikli numunenin en yüksek yaklaşık 330 MPa gerilme değerinde kırıldığı ve %3,2 uzama ile diğer numunelere göre daha çok uzadığı tespit edilmiştir. D1 isimli numune yani %2 Mo içerikli numune D2 numunesinden hemen sonra gelmektedir ve yaklaşık 280 MPa gerilme değerinde kırılmış ve %2,8 uzama değerine sahiptir. En yüksek %6 Mo içerikli D3 numunesi diğer iki numuneden daha küçük değerlerde kırılmıştır. Buradan numunelerdeki % Mo oranının artmasıyla eğilme mukavemetlerinde de düşmeler olduğu anlaşılmıştır.



Şekil 6.10. Mo katkılı D grubu numunelerin 750 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

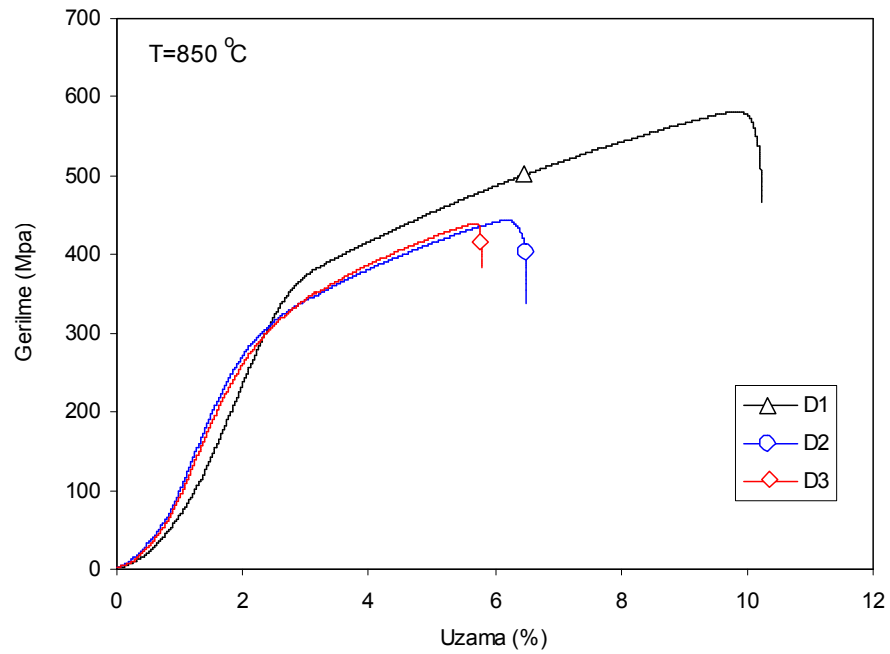
Şekil 6.11’de 800°C’de sinterlenerek elde edilen aynı D grubu numunelerin eğilme mukavemetlerine ait grafik görülmektedir. Bu grafik önceki grafikler ile karşılaştırıldığı zaman sinterleme sıcaklığı artışının eğilme mukavemetinde de önemli bir artışa sebep olduğu görülmektedir. 750°C’de sinterlenerek elde edilen numunede maksimum mukavemet yaklaşık 320 MPa iken ve 800°C’deki sinterleme sıcaklıklarında en yüksek mukavemet değeri 450 MPa’a ulaşmıştır. Sinterleme sıcaklığının değişmesi ile numunelerin eğilme mukavemetlerinde de artışlar olmuş ve 750°C’de sinterlenen numunelerdeki eğilme mukavemeti sıralaması bozulmuş, burada da en yüksek eğilme mukavemetine %2, hemen ardından % 4 ve en düşük eğilme mukavemetine de % 6 Mo içerikli numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 6.12’de 850°C’de sinterlenerek elde edilen aynı D grubu numunelerin eğilme mukavemetlerine ait grafik görülmektedir. Bu grafik önceki grafikler ile karşılaştırıldığı zaman sinterleme sıcaklığı artışının eğilme mukavemetinde de önemli bir artışa sebep olduğu görülmüştür. 750°C’de maksimum mukavemet yaklaşık 330 MPa iken, 800°C’deki sinterleme sıcaklıklarında en yüksek mukavemet değeri 440 MPa’a ulaşmaktadır. 850°C’deki sinterleme sıcaklıklarında ise en yüksek mukavemet değeri 590 MPa’a ulaşmıştır. Sinterleme sıcaklığının değişmesi ile numunelerin eğilme mukavemetlerinde de artışlar olmuş ve 750 °C’de sinterlenen numunelerdeki eğilme mukavemeti sıralaması değişmiş burada da en yüksek eğilme mukavemetine %2 Mo içerikli numune, hemen ardından %4 ve en düşük eğilme mukavemetine de %6 Mo içerikli numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.11. Mo katkılı D grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

En yüksek uzama değerine %10,2 ile Mo oranı en düşük alaşım sahip olurken Mo oranı düşük diğer iki alaşım yaklaşık %6 uzama değerine sahip olmuştur. Buradan Mo ilavesinin alaşımların uzama ve eğilme mukavemetlerinde düşüşlere sahip olduğu anlaşılmıştır.

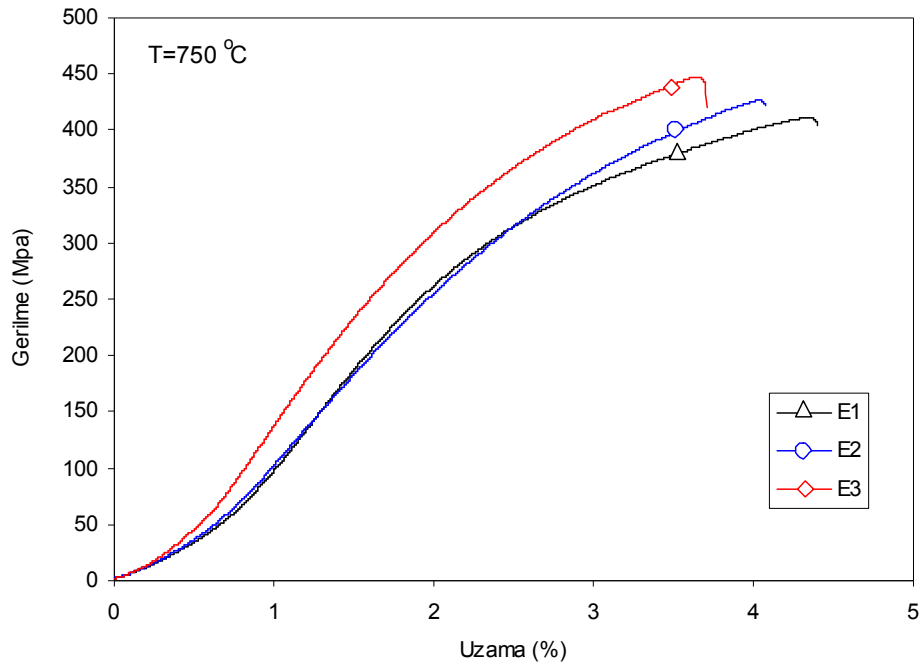


Şekil 6.12. Mo katkılı D grubu numunelerin 850°C’de eğilme mukavemeti sonuçları

6.3.3. E Serisi Numunelerin Eğme Deneyleri

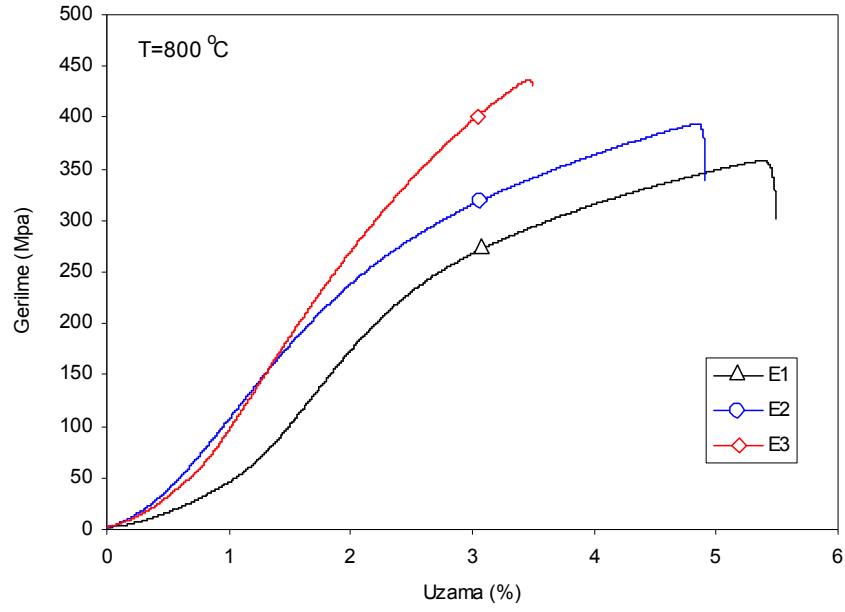
Şekil 6.13, 14, 15’de E1 (% ağı; 84Fe-5Cu-2Mo-8Ni-1Al₂O₃), E2 (74Fe-10Cu-4Mo-11Ni-1Al₂O₃), E3 (64Fe-15Cu-6Mo-14Ni-1Al₂O₃) numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuç grafikleri görülmektedir. Bu numuneler bir önceki gruptaki numunelere %8, 11, 14 Ni ilave edilerek elde edilen numunelerdir. Nikelin D grubu numuneler üzerindeki etkisini anlamak amacıyla yapılmıştır.

Şekil 6.13’de 750°C’de sinterlenerek üretilmiş E grubu numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuçları grafiğine bakıldığında %14 Ni içerikli numunenin en yüksek yaklaşık 450 MPa’da kırıldığı ve %3,7 uzadığı tespit edilmiştir. E2 isimli numune yani %8 Ni içerikli numune E3 numunesinden hemen sonra gelmektedir ve yaklaşık 430 MPa gerilmede kırılmış ve %4,3 uzama değerine sahiptir. En düşük %8 Ni içerikli E1 numunesi diğer iki numuneden daha küçük değerlerde kırılmıştır. Buradan numunelerdeki % Ni oranının artmasıyla eğilme mukavemetlerinde de yükselmeler olduğu anlaşılmıştır.



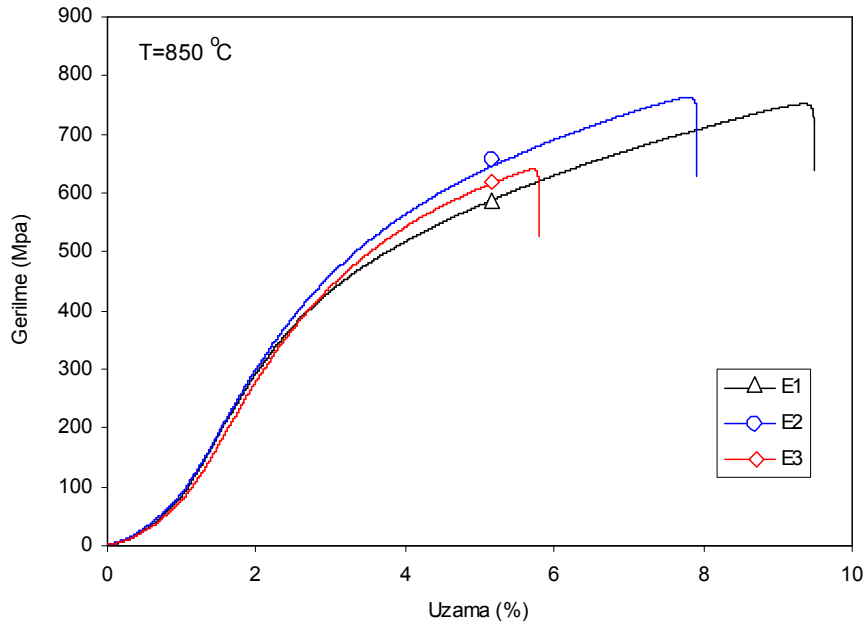
Şekil 6.13. Ni katkı E grubu numunelerin 750 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

Şekil 6.14’de 800°C’de sinterlenerek üretilmiş E grubu numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuçları grafiğine bakıldığında % 8 Ni içerikli numunenin en yüksek yaklaşık 445 MPa’da kırıldığı ve %3,6 uzadığı tespit edilmiştir. E2 isimli numune yani %11 Ni içerikli numune hemen bundan sonra gelmiş ve en düşük eğilme mukavemeti değerine de E1 numunesinin sahip olduğu anlaşılmıştır.



Şekil 6.14. Ni katkılı E grubu numunelerin 800 °C’de eğilme mukavemeti sonuçları

Şekil 6.15’de 850°C’de sinterlenerek üretilmiş E grubu numunelerine ait eğilme mukavemeti sonuçları görülmektedir. Bu grafikten E2 ve E3 yani sırasıyla %11 Ni ve %14 Ni içerikli numunelerin en yüksek yaklaşık 750 MPa’da kırıldıkları ve %8-9,5 uzadıkları tespit edilmiştir. E1 isimli numune yani %8 Ni içerikli numune hemen bunlardan sonra gelmiş ve en düşük eğilme mukavemeti değerine yani 650 MPa’da kırıldığı anlaşılmıştır.

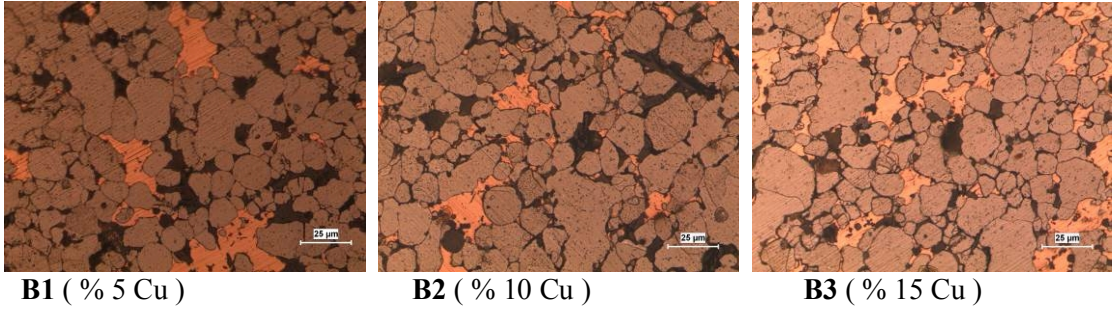


Şekil 6.15. Ni katkılı E grubu numunelerin 850°C’de eğilme mukavemeti sonuçları

6.4. Mikroyapı İncelemeleri

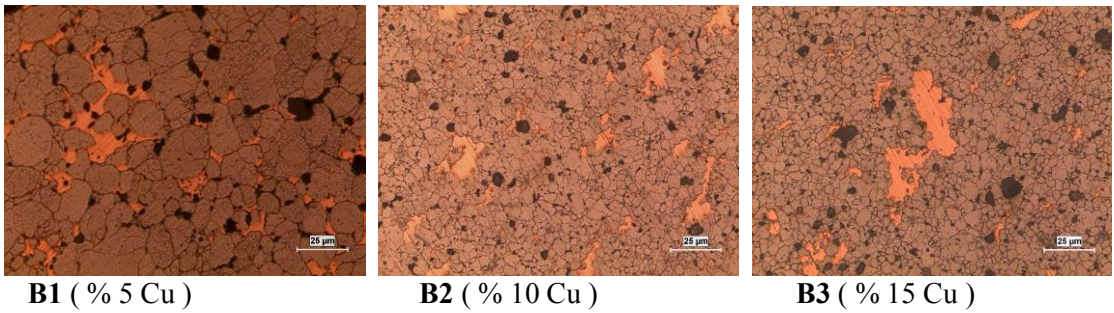
Hazırlanan numunelerin mikro yapısını incelemek için öncelikle numuneler 250, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik su zımparalarıyla yüzeyleri düzgün hale getirildi. Daha sonra elmas pasta çuhasında sırasıyla 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla numunelerin yüzeyi parlatıldı. Parlatılan yüzeye alkol sürülerek numune yüzeyindeki kirlerden arınması sağlandı. Temizlenen yüzey uygun dağlayıcı ile dağlanarak mikro yapı kontrolüne hazır hale getirildi.

Şekil 6.16'da B grubu numunelerin 750°C'de sinterlenmiş resimleri görülmektedir. Fotoğraflarda demir arasında açık renkli kısımlar bakır elementidir.



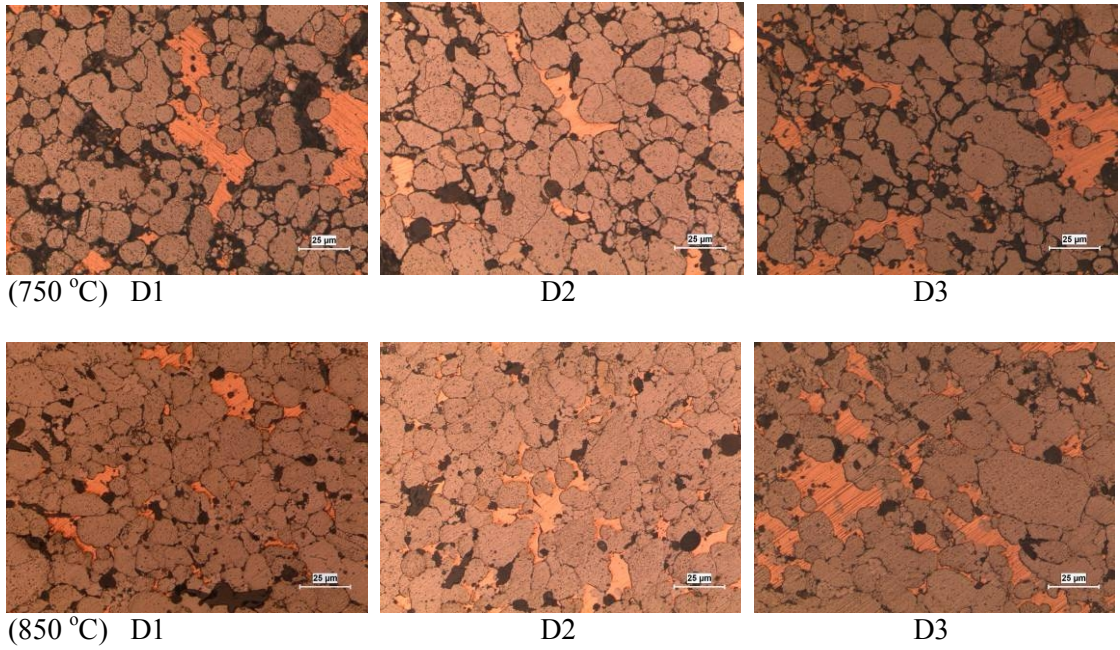
Şekil 6.16. B grubu numunelerin 750°C'de sinterlenmiş görüntüleri

Üç resme birden bakıldığında resimlerde üç çeşit alanın varlığı dikkati çekmektedir. Bunlardan açık renkli olan kısımlar bakır, koyu renkli kısımlar gözenekleri, orta koyuluktaki kısımlar ise demiri göstermektedir. Resimlerden, numunelerdeki bakır oranının yükselmesiyle bakırın demir taneleri arasında daha fazla yayıldığı görülmektedir. Görüntülerden anlaşılan diğer bir husus, demir taneleri arasında kalan bakırın taneler arasına iyice yayılmadığı ve daha ziyade büyük topaklar halinde kaldığı görülmektedir. Şekil 6.17'de 850°C'de sinterlenmiş B grubu numunelerin resimleri görülmektedir. Resimlerden, sinterleme sıcaklığının daha yüksek olması nedeniyle bakırın demir taneleri arasında daha iyi ve ince yapılı bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Ayrıca sinterleme sıcaklığının artması nedeniyle gözenekliliğin de 750°C'de sinterlenen numunelere göre daha azaldığı anlaşılmaktadır.



Şekil 6.17. B grubu numunelerin 850°C'de sinterlenmiş görüntüleri

Şekil 6.18’de D grubu numunelerin 750 ve 850°C’de sinterlenmiş resimleri görülmektedir. Bu resimlerde de yukarıdakilerden çok farklı bir durum görülmemektedir. Düşük sıcaklıkta yani 750°C’de sinterlenen numunelerde daha çok gözenek (porozite) bulunurken yüksek sıcaklıklarda yani 850°C’de sinterlenen numunelerde daha az porozite ve demir tozu taneleri arasında daha iyi dağılmış bakır yığınları görülmektedir. Bu gruptaki numunelerde %2-4-6 oranında molibden bulunması nedeniyle resimlerde gözenek olarak tanımlanan yerlerin bir kısmı Mo elementi olabilir. Bunların incelenerek ne olduklarının belirlenebilmesi için elektron mikroskobu çalışmalarının yapılması gerekmektedir. Bu sebepten dolayı analiz çalışmaları ve sonuçları hususu elektron mikroskobu çalışmaları kısmında ele alınacaktır. D1, D2, D3 numunelerinde Mo artışının sırasıyla %2, 4, 6 oranında yükselmesi nedeniyle resim üzerindeki siyah görüntüler de artmaktadır.

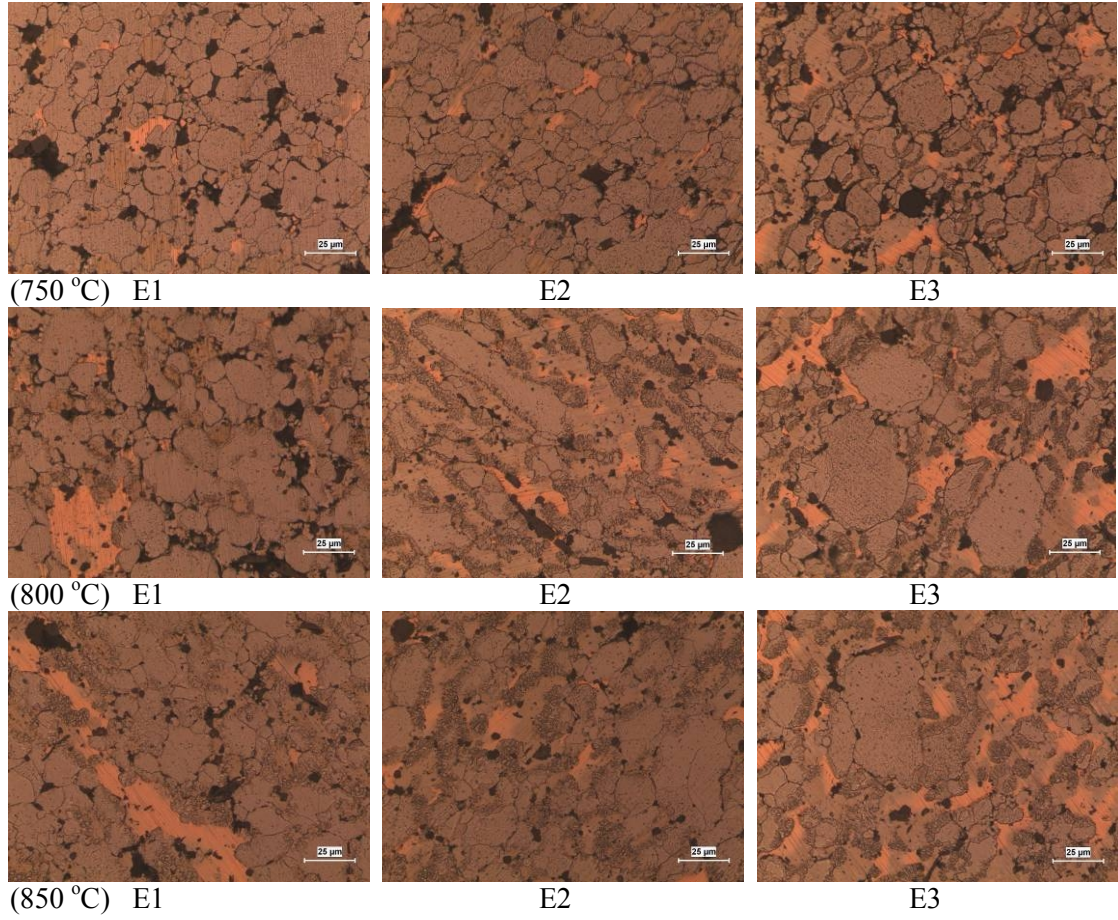


Şekil 6.18. D grubu numunelerin 750 ve 850°C’de sinterlenmiş görüntüleri

Şekil 6.19’da D grubu numunelere %8-11-14 Ni ilave edilerek elde edilen E grubu numuneler görülmektedir. 750°C’de sinterlenen Ni ilaveli E grubu numune resimlerinin yukarıda resimleri gösterilen numunelerden görünüm itibariyle pek fazla bir farkı olmazken alaşımdaki Ni oranı ve alaşımın sinterleme sıcaklığının artışıyla mikroyapı görünüşleri de değişmeye başlamıştır. 800°C’de sinterlenen Ni ilaveli numunelerde muhtemelen Ni ile Fe arasında intermetalik bileşikler, en düşük Ni oranına sahip numunede kısmen, Ni oranının artmasıyla da bu oluşumlar daha belirgin bir hal almıştır.

850°C’de sinterlenen Ni ilaveli numunelerde ise sinterleme sıcaklığının artmış olması nedeniyle mikroyapı görünümü daha homojen bir hal almaya başlamış ve intermetalik fazlar da

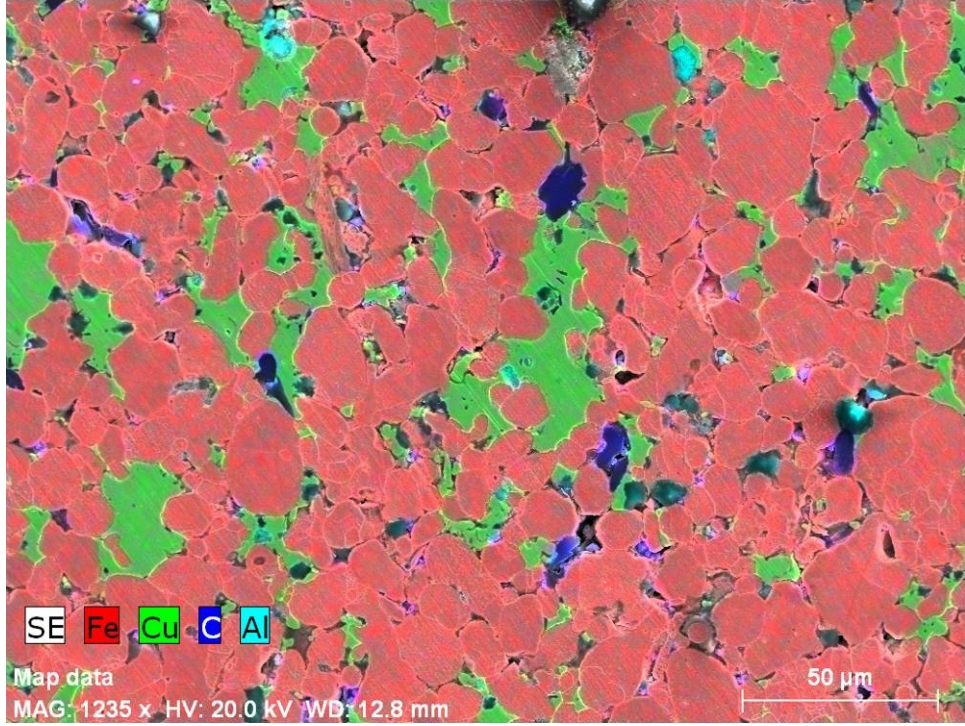
yapıda daha düzgün bir şekilde dağılmıştır. Bu görünümüler elektron mikroskop çalışmalarında daha detaylı bir şekilde ele alınacaktır.



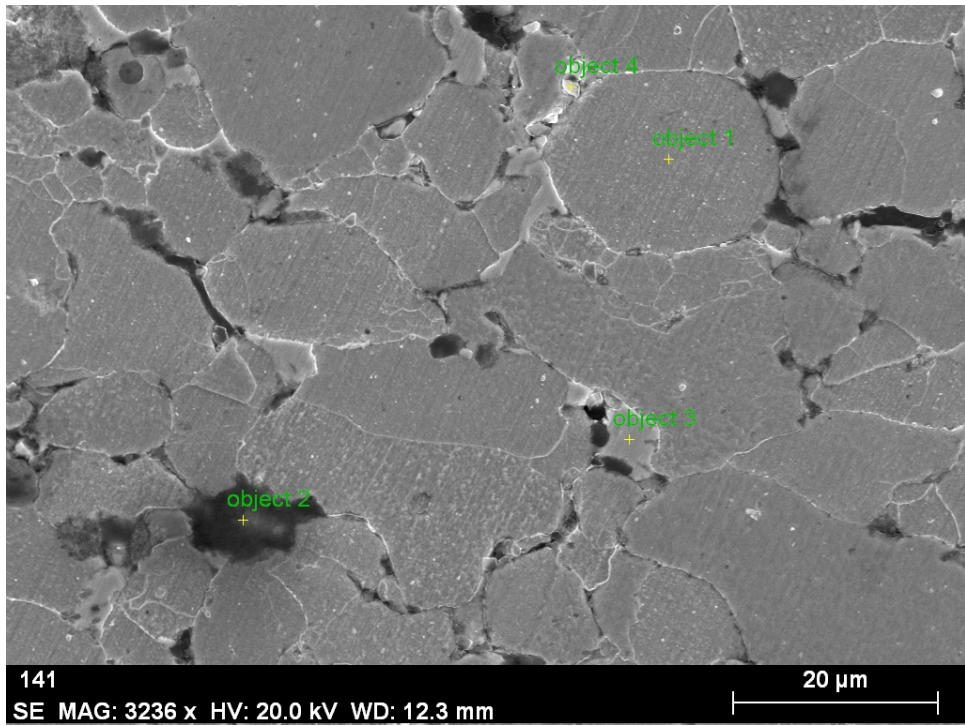
Şekil 6.19. E grubu numunelerin 750, 800 ve 850 °C’de sinterlenmiş görüntüleri

6.5. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) ve EDX Çalışmaları

Şekil 6.20’de B3 grubu %15 bakır içerikli, 750°C’de üç dakika süre ile sinterlenen bir numunenin renkli elektron mikroskop fotoğrafı görülmektedir. Fotoğraftaki kırmızı renkli kısımlar demir, yeşil renkli kısımlar bakır, açık mavi renkli kısımlar alüminyum oksit ve mavi kısımlar ise gözenekli (porozite) bölgeleri temsil etmektedir. Bakırın yapıda düzgün olarak dağıldığı resimden görülmektedir. Renkli bölgelerin hangi metalden oluştuğu Şekil 6.21’deki EDX analizlerinden kesin bir şekilde anlaşılmaktadır.



Şekil 6.20. B3 grubu numunenin 750°C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü



Şekil 6.21. B2 grubu numunelerin 750°C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü

Şekil 6.21'deki noktalara ait analizler aşağıda verilmiştir. Buna göre resimdeki 1 numaralı noktanın içinde bulunduğu tanecik tamamıyla demirdir. 2 numaralı nokta alüminyum oksit, 3 numaralı nokta Fe ve Cu, 4 numaralı nokta ise gözenek yani poroziteli kısımdır. Şekil 6.22'de analiz alınan noktaların grafikleri görülmektedir.

object 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Fe	26	K-series	96.16	100.00	100.00	2.6
Total:			96.16	100.00	100.00	

object 2

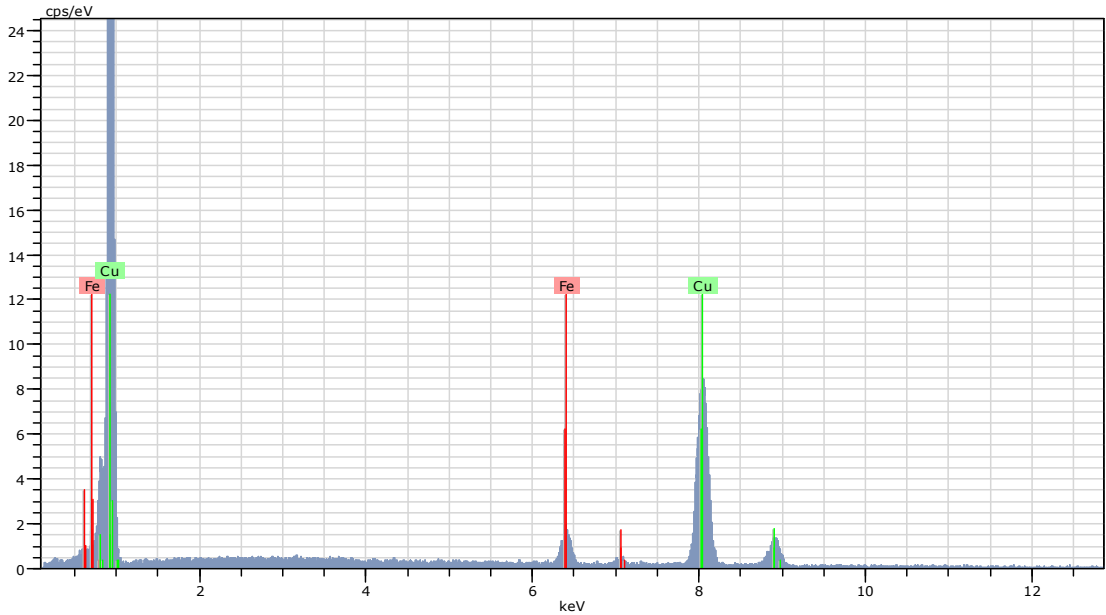
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	40.31	77.69	87.82	2.0
Fe	26	K-series	11.57	22.31	12.18	0.4
Total:			51.88	100.00	100.00	

object 3

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Fe	26	K-series	6.74	7.99	8.99	0.3
Cu	29	K-series	77.63	92.01	91.01	2.2
Total:			84.37	100.00	100.00	

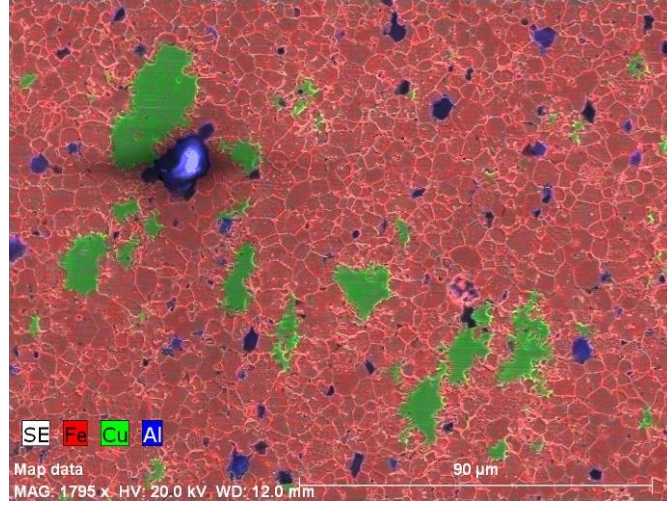
object 4

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
C	6	K-series	55.84	62.87	88.73	6.8
Fe	26	K-series	32.99	37.13	11.27	0.9
Total:			88.83	100.00	100.00	



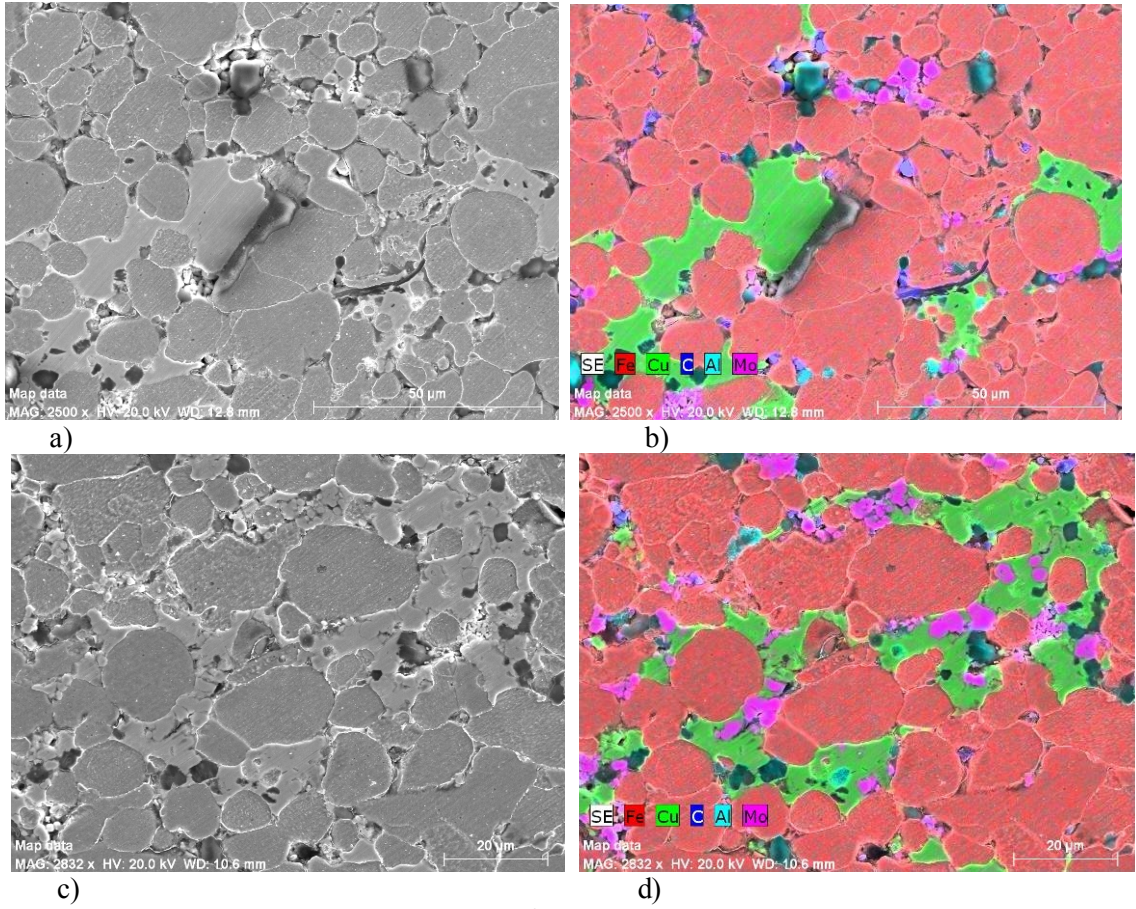
Şekil 6.22. Dört noktanın analiz grafiği

B3 grubu numunelerden %15 Cu içerikli 850°C'de sinterlenmiş alaşımın fotoğrafı Şekil 6.23'de görüldüğü gibidir. Resimden sinterleme sıcaklığının artışıyla gözenekli yapının yine bir miktar kaldığı ancak gözenek boyutunun daha da küçüldüğü anlaşılmaktadır.



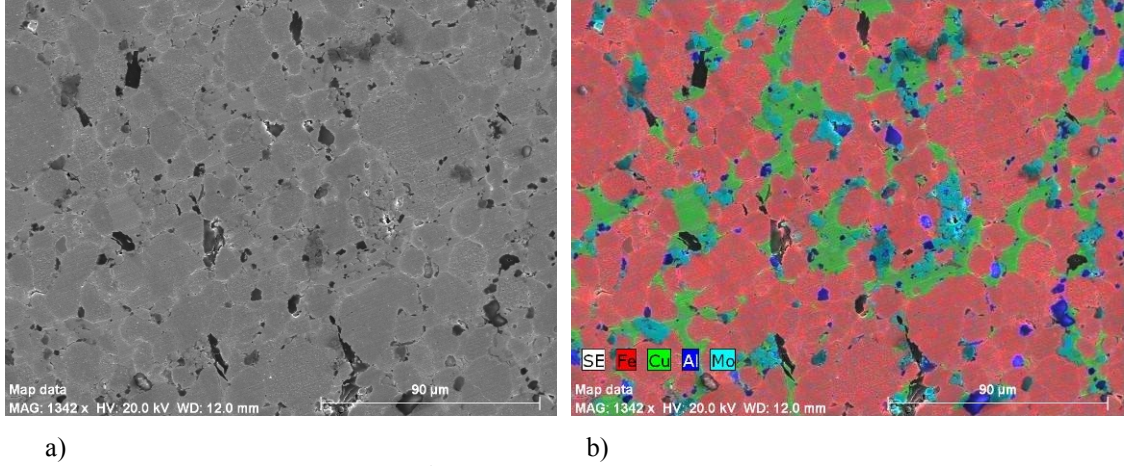
Şekil 6.23. B3 grubu numunelerin 850°C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü

Şekil 6.24’de %2 molibden ilaveli 850°C’de sinterlenmiş B2 grubu numunelerin aynı resme ait gri ve renkli olarak SEM görüntüsü yer almaktadır. Resimlerden bakırın demir taneleri arasında yer aldığı ve düzgün dağıldığı, molibdenin (Mo) de taneler arasında yer aldığı ve yapıda düzgün dağıldığı anlaşılmaktadır.



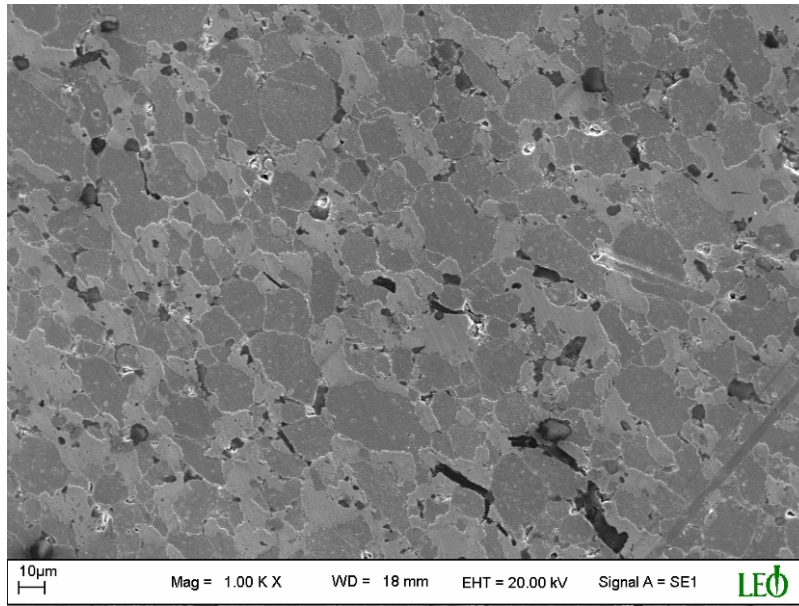
Şekil 6.24. D2 ve D3 numunelerinin 750°C’de sinterlenmiş gri ve renkli SEM görüntüleri
(a, b: %2 Mo; c, d: %6 Mo)

Şekil 6.25’de %6 molibden ilaveli 850°C’de sinterlenmiş D3 grubu numunelerin aynı resme ait gri ve renkli olarak SEM görüntüsü yer almaktadır. Resimlerde bakırın demir taneleri arasında yer aldığı ve düzgün dağıldığı, molibdenin (Mo) de taneler arasında yer aldığı ve yapıda düzgün dağıldığı anlaşılmaktadır. Sinterleme sıcaklığının yükselmesi nedeniyle yapıdaki demir tanelerinin birbirleriyle birleşerek daha büyük taneler oluşturdukları anlaşılmıştır. Mo ve Al₂O₃ tanelerinin ise tane aralarında kaldıkları anlaşılmıştır.



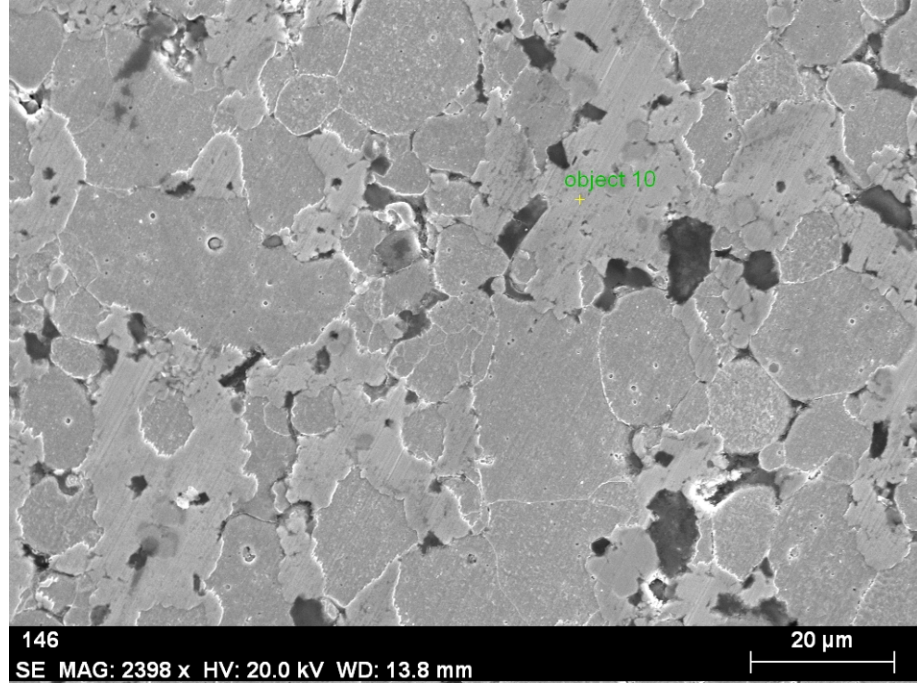
Şekil 6.25. D3 numunesinin 850°C’de sinterlenmiş gri ve renkli SEM görüntüleri (%6 Mo)

Şekil 6.26’da %11 Nikel ilaveli 750°C’de sinterlenmiş E2 grubu numunelerin genel bir mikroyapı görünümü yer almaktadır. Fotoğrafta açık gri alanlar Ni ve Cu, koyu gri alanlar ise Fe elementini temsil etmektedir. Fotoğraftaki mikroyapı görünümünden de anlaşılabacağı gibi alaşıma ilave edilen Ni ve Cu elementinin yapıda düzgün bir şekilde dağıldığı ve büyük oranda demir taneleri arasında yer aldıkları anlaşılmaktadır.

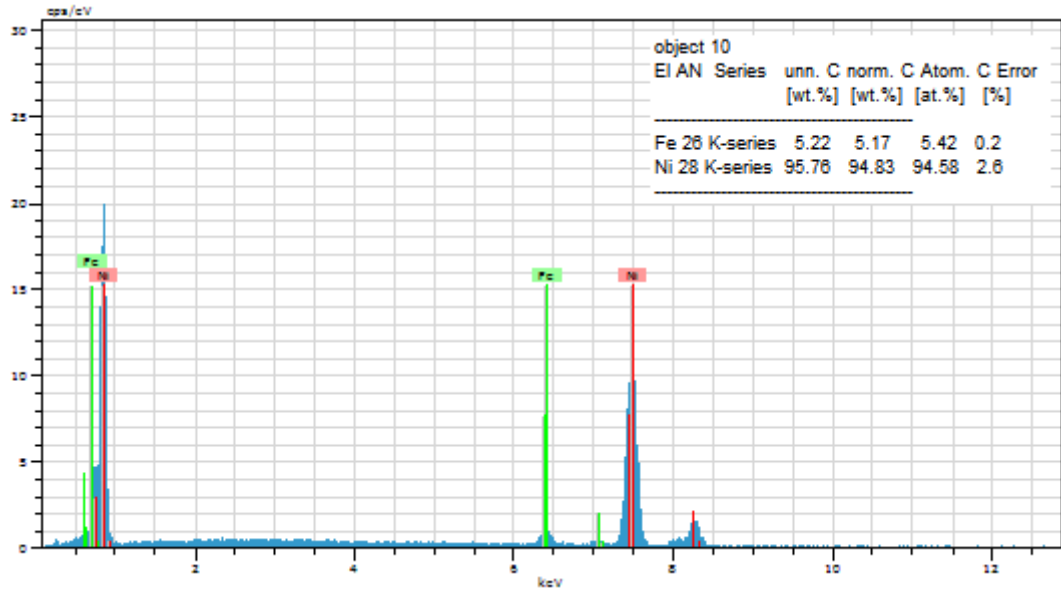


Şekil 6.26. E2 numunesinin 750°C’de sinterlenmiş SEM görüntüleri (%11 Ni)

Şekil 6.27’de %11 Nikel ilaveli 750°C’de sinterlenmiş E2 grubu numunelerden alınan bir mikroyapı fotoğrafı ve bu fotoğrafın belirli bir noktasından (object 10) alınan noktasal analiz değerleri ve grafiği aşağıda görüldüğü şekildedir.



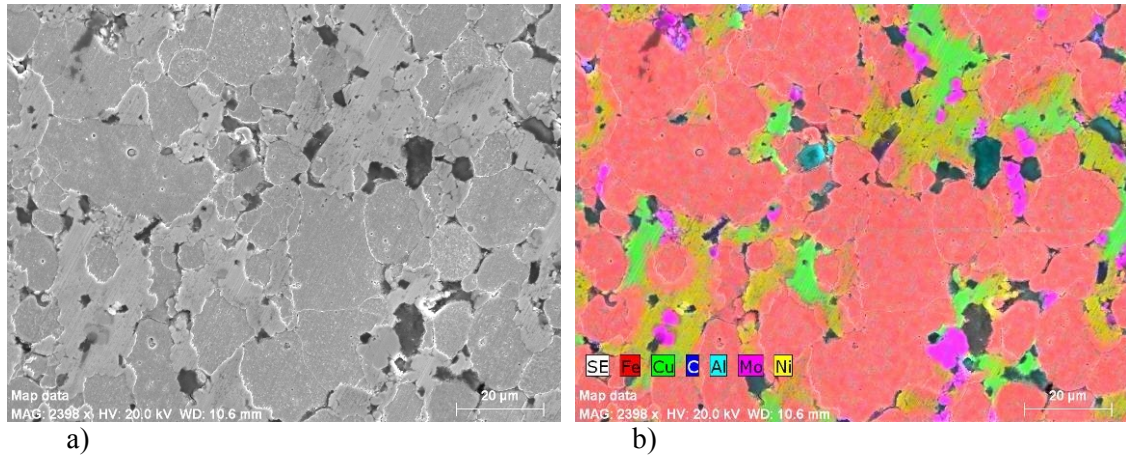
a)



b)

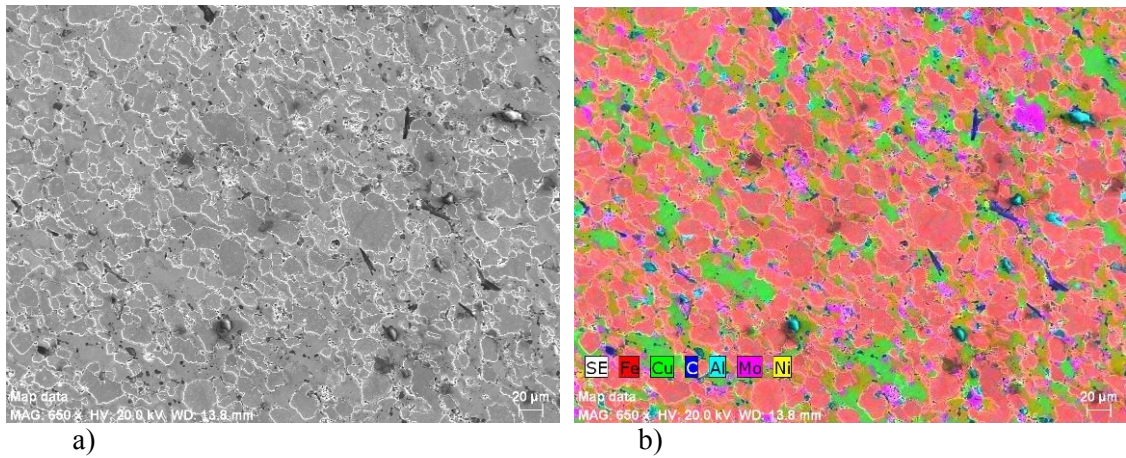
Şekil 6.27. E2 numunesinin 750°C’de sinterlenmiş SEM görüntüsü (a) ve analiz (b) grafiği

Yukarıdaki EDX sonuçlarından da görülebileceği gibi açık gri tonlu alanlar genel olarak nikelli bölgelerdir. Söz konusu numuneye ait diğer mikroyapı resimlerinde nikelin yapı içerisinde nasıl dağıldığını gösteren renkli ve gri tondaki aynı resme ait SEM görüntüsü Şekil 6.28’de görülmektedir. Resimlerden bakırın ve nikelin demir taneleri arasında yer aldığı ve düzgün dağıldığı anlaşılmaktadır. Sinterleme sıcaklığının yükselmesi nedeniyle yapıdaki demir tanelerinin birbirleriyle birleşerek daha büyük taneler oluşturdukları anlaşılmıştır. Mo ve Al_2O_3 tanelerinin ise tane aralarında kaldıkları renkli mikroyapı fotoğrafından anlaşılmaktadır (Şekil 6.28b).



Şekil 6.28. E2 numunesinin 750°C’de sinterlenmiş gri (a) ve renkli (b) SEM görüntüleri

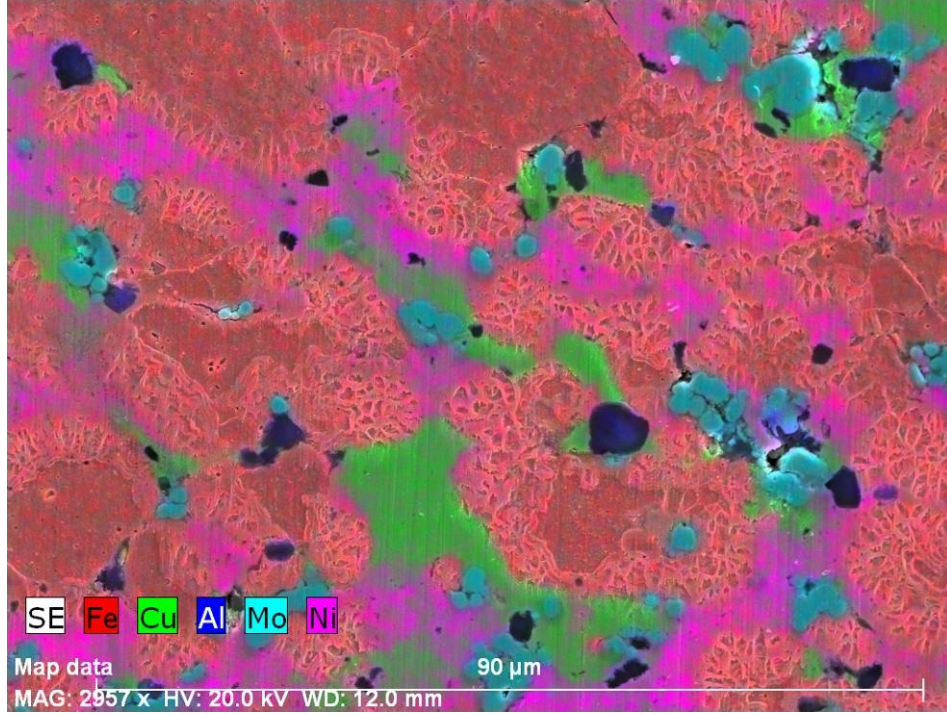
Şekil 6.29’da %14 Nikel ilaveli 750°C’de sinterlenmiş E2 grubu numunenin gri ve renkli tonda genel bir mikroyapı görünümü yer almaktadır. Fotoğrafta tüm elementlerin yapıda düzgün bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Görünen demir ağırlıklı olup diğer metaller de yapı içerisinde eriyerek kaybolmayıp lokal olarak çeşitli yerlerde toplanmışlardır.



Şekil 6.29. E3 numunesinin 750°C’de sinterlenmiş gri SEM (a) ve renkli EDX (b) görüntüleri

Sinterleme sıcaklığının yükselmesi ile mikroyapıda bazı değişimler olmakta metal

taneleri arasında daha iyi bir kaynaşma kendini göstermektedir. Örneğin Şekil 6.29'da % 14 Ni katkılı ve en yüksek sinterleme sıcaklığı 850°C'de sinterlenen E3 numunesinin mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Bu fotoğraftan demir tanelerinin birbirleriyle birleşmesi sonucu tane sınırlarının da yok olduğu ve nikelin de yapıda demir ve bakır olan bölgelerde uyumlu bir şekilde dağıldığı anlaşılmaktadır. Bunun yanında Mo ve Al₂O₃ gibi ergime sıcaklığı yüksek katkı elemanlarının ise yapıda düzgün ve küçük taneler halinde dağıldığı görülmektedir (Şekil 6.30).



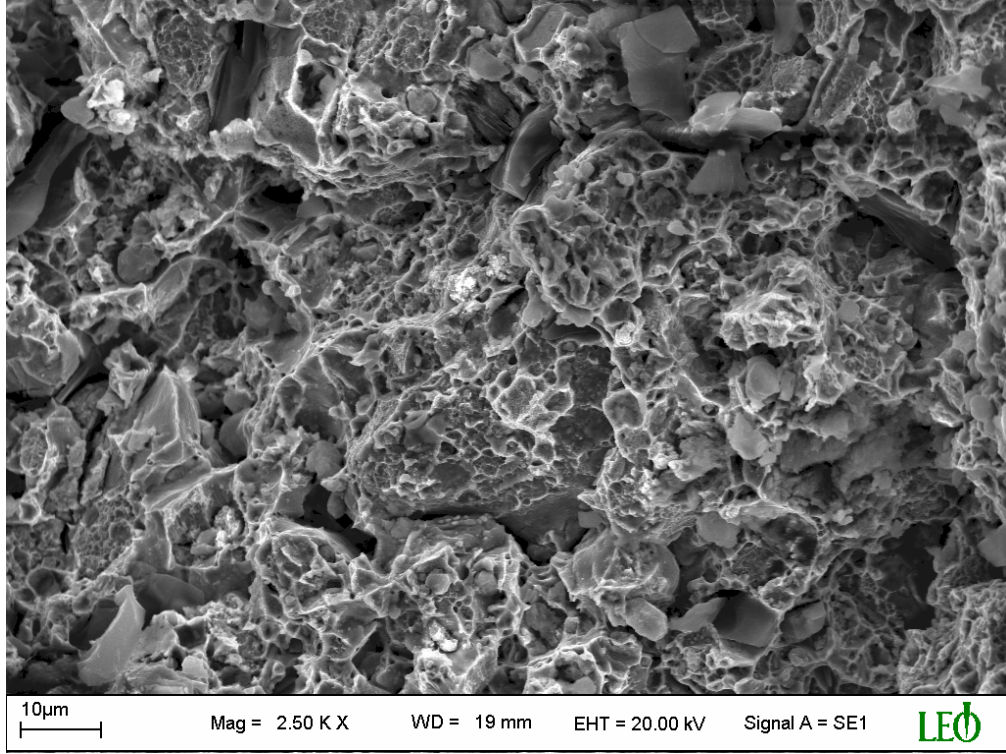
Şekil 6.30. E3 numunesinin 850°C'de sinterlenmiş EDX görüntüsü

6.6. Kırık Yüzey İncelemeleri

Mukavemet değerlerinin anlaşılması amacıyla üç noktalı eğme deneyleri sonucu kırılan elmas katkılı ve elmas katkısız numunelerin kırık yüzeyleri SEM ile incelenmiştir. Elmasız numunelerin kırık yüzeyleri metal tozlarının birbirine ne derecede tutunabildiğini anlamak ve kırılmanın sünek veya gevrek olup olmadığının anlaşılması amacıyla yapılmıştır. Elmas katkılı numunelerin ise kırık yüzeyleri de alaşıma katılan elmasların yapı içerisinde ne şekilde tutunabildiği ve kırılma esnasındaki elmasların durumu hakkında bilgi edinebilmek amacıyla yapılmıştır.

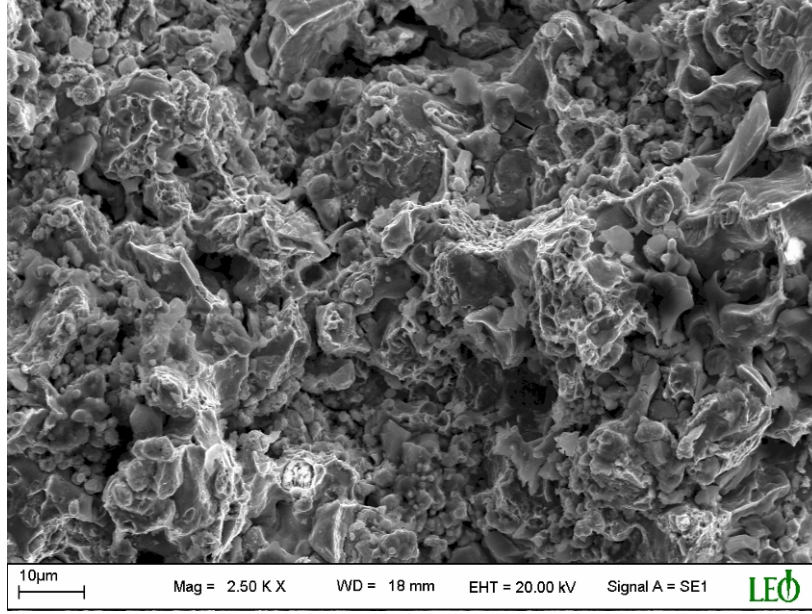
6.6.1. Elmas Katkısız Numunelerin Kırık Yüzey İncelemeleri

Şekil 6.31’de %84Fe-15Cu-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen 850°C’de sinterlenen B3 alaşımının kırık yüzey görüntüsü yer almaktadır. Yüzeyin bazı kısımlarında süngerimsi bir görünüme benzeyen sünek kırılma olduğu gözlenirken bazı kısımlarında da gevrek kırılmanın yer aldığı gözlenmektedir. Kırık yüzey üzerinde bazı çatlakların yer alması da gevrek kırılmanın olduğuna dair ipuçları vermektedir.



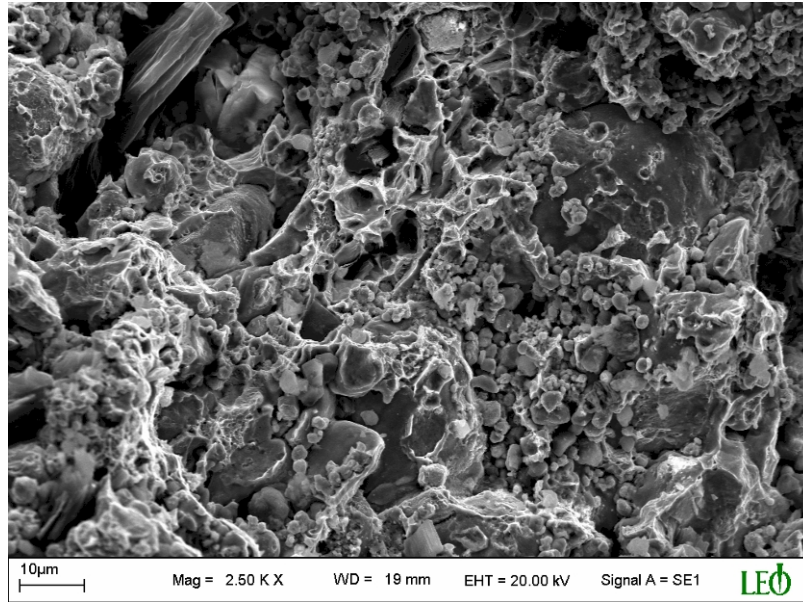
Şekil 6.31. 850°C’de sinterlenmiş B3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü

Şekil 6.32’de %84 Fe-15Cu-6Mo-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen 850°C’de sinterlenen D3 alaşımının kırık yüzey görüntüsü yer almaktadır. Yüzeyin bazı kısımlarında yine süngerimsi bir görünüme benzeyen sünek kırılma olduğu gözlenirken bazı kısımlarında da taneli bir yapı gözlenmektedir. Bir önceki numunede yer alan gevrek kırılma bölgelerine bu alaşımda rastlanılmamaktadır. Ancak yüzeyin taneli görünümü gevrek kırılmanın da olduğuna bir işarettir.



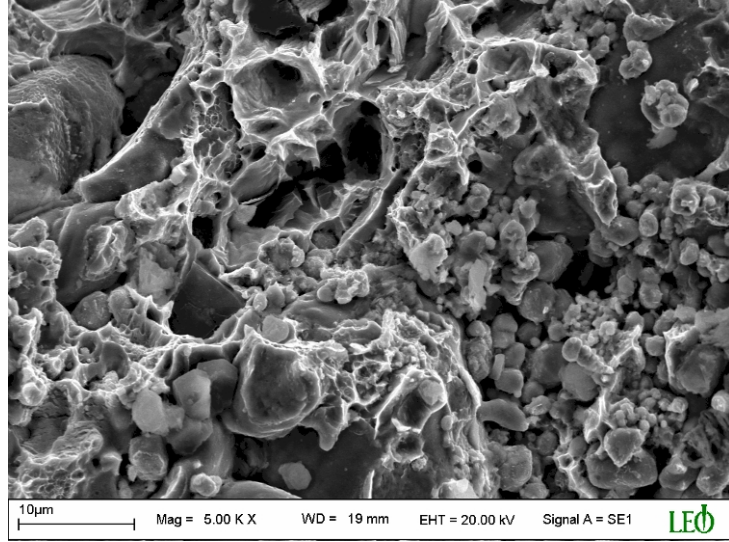
Şekil 6.32. 850°C’de sinterlenmiş D3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü.

Şekil 6.33’de %84Fe-15Cu-6Mo-14Ni-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen 850°C’de sinterlenen E3 alaşımının kırık yüzey görüntüsü yer almaktadır. %14 Ni ilaveli E3 numunesinin kırık yüzey görünümü yer almaktadır. Kırık yüzeye bakıldığında bazı yerlerde sünek kırılmanın olduğu bazı yerlerde ise gevrek kırılma olduğu anlaşılmaktadır. Sünek kırılma olan yerler genelde Ni ve Cu elementinin bulunduğu yerlerdir ve dalgalı çizgisel bir görünüme sahiptir. Gevrek kırılma olan yerler ise genellikle Fe, Mo ve Al₂O₃ taneciklerinin bulunduğu yerlerdir ve taneli bir görünüme sahiptir.



Şekil 6.33. 850°C’de sinterlenmiş E3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü.

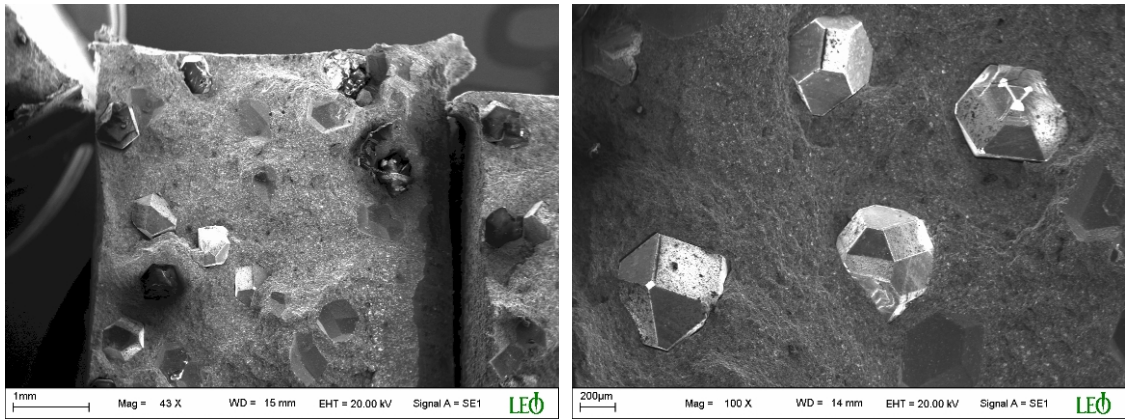
Aynı yüzeye daha yakından bakıldığı zaman yukarıda anlatılan görünüm daha net bir şekilde anlaşılabilmektedir Şekil 6.34. Ayrıca bu resimden bazı tanelerin yerinden koptukları çukur bölgeler ile bazı gevrek tanelerin de ortadan koparak yerinde kaldıkları anlaşılmaktadır. Ayrıca bazı metal toz taneleri de yerinde kalarak bütünlüğünü muhafaza etmiş ve kopma tamamen tane yüzeyinde meydana gelmiştir. Fotoğraftaki keskin görünümlü çizgisel bölgeler sünek kırılmanın meydana geldiği alanları temsil etmektedir.



Şekil 6.34. 850°C’de sinterlenmiş E3 numunesinin kırık yüzey görüntüsü.

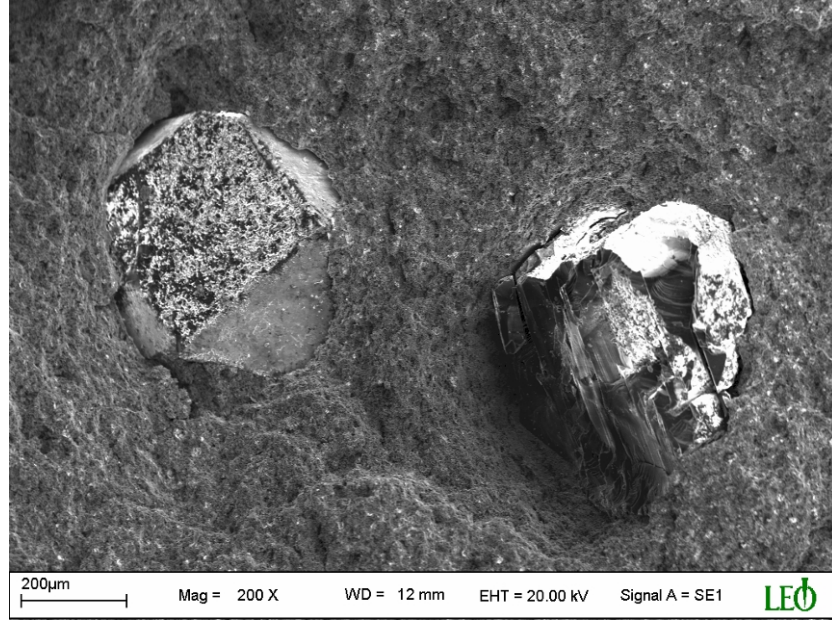
6.6.2. Elmas Katkılı Numunelerin Kırık Yüzey İncelemeleri

Şekil 6.35de 850°C’de sinterlenen B3 alaşımının elmaslı kırık yüzey görüntüleri yer almaktadır. Görüntülerden elmas taneciklerinin matris içerisinde düzgün bir şekilde dağıldığı, bazılarının koparak yerinden ayrıldıkları, bazılarının da yerlerinde kaldığı anlaşılmaktadır. Bu görünüm elmas taneciklerinin matrise çok iyi tutunamadıkları hissini vermektedir. Buna bir delil olarak matris ile elmas tanecikleri ara yüzeyinde mikron düzeyinde ayrılmaların olduğu gösterilebilir.

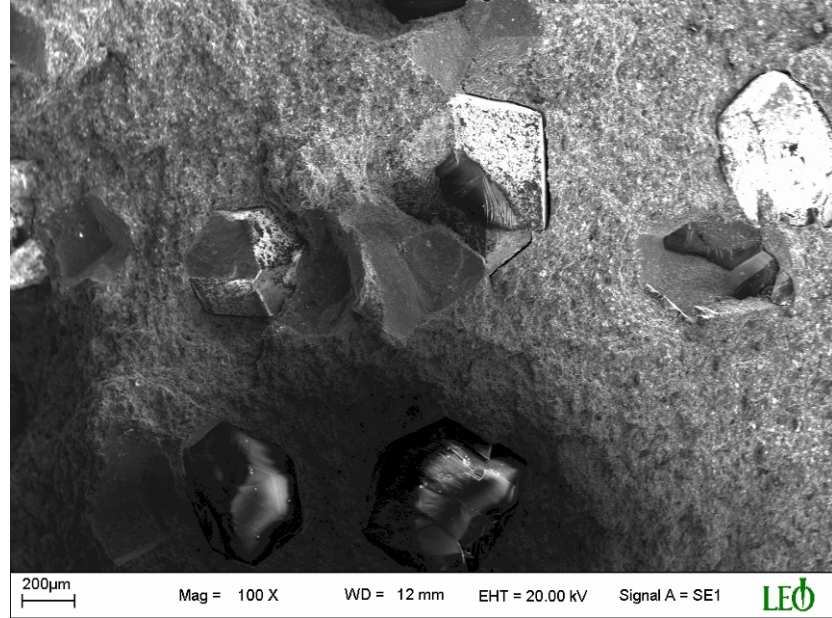


Şekil 6.35. 850°C’de sinterlenmiş B3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü.

Şekil 6.36'da 850°C'de sinterlenen D3 alaşımının elmaslı kırık yüzey görüntüleri yer almaktadır. Görüntülerden elmas taneciklerinin matrise B3 alaşımına göre daha iyi tutundukları söylenebilir. Çünkü takımların kırılması esnasında elmas tanecikleri yerinden kolayca koparak çıkmamış aksine elmas taneciği yerinde kalırken bizzat tanecik kırılarak bir kısmı matris içerisinde kalmıştır (Şekil 6.36a). Aynı zamanda başka bir elmas taneciği matris içinde kalırken dışarıda kalan yüzeyi düzgün olmayıp pürüzlü bir görünüme sahiptir. Bu pürüzlerin, kırılma



a)

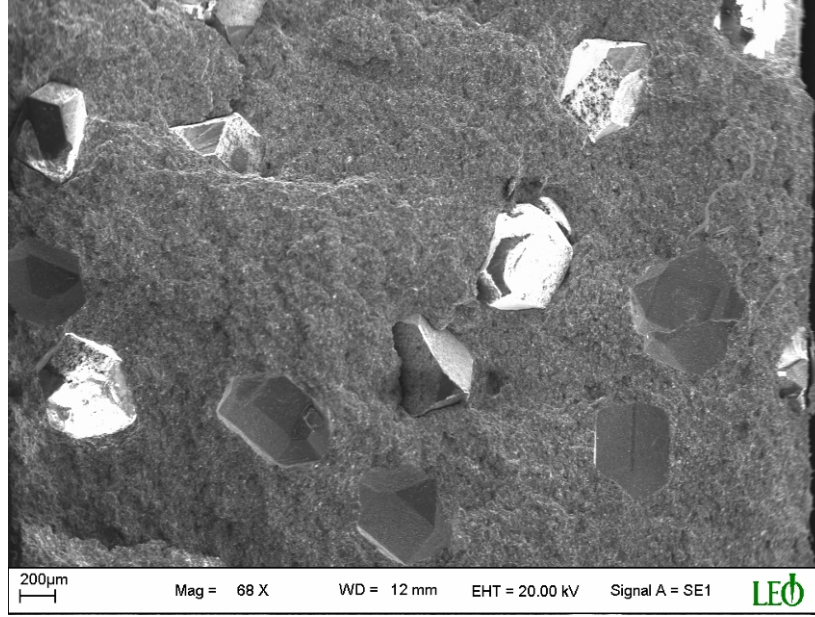


b)

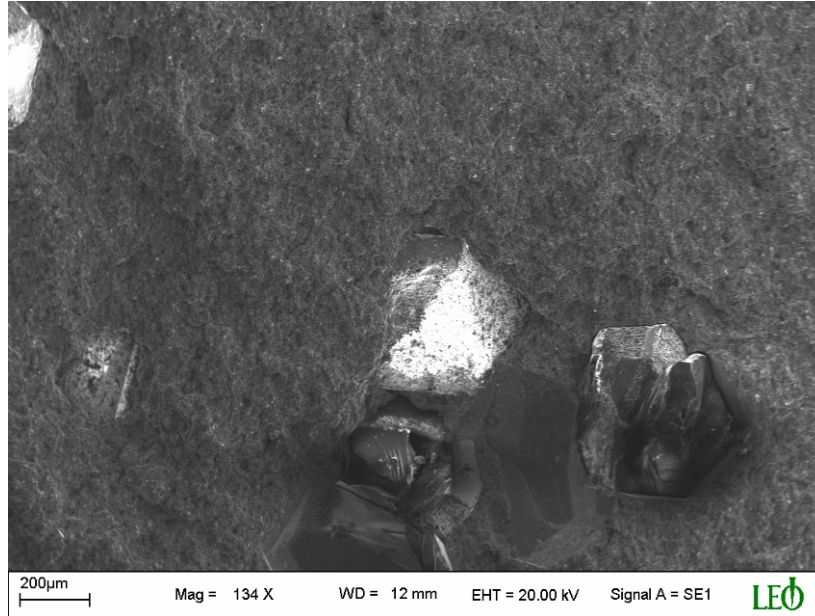
Şekil 6.36. 850°C'de sinterlenmiş D3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü

esnasında elmasın yüzeyine yapışarak elması kolayca bırakmayan metal kalıntısı olduğu dolayısıyla matris-elmas ara yüzeyinde iyi bir bağ olduğu anlaşılmaktadır. Buna başka bir delil de Şekil 6.36b’de kırılan bir elmas taneciğinin küçük parçacıklarının matrise yapışık kaldığı gösterilebilir. Bu açıklamalardan gidilerek, matrise katılan Mo elementinin elmasların matrise tutunmalarına katkı sağladığı söylenebilir.

Şekil 6.37’de 850°C’de sinterlenen E3 alaşımının elmaslı kırık yüzey görüntüleri yer almaktadır. E3 alaşımı, D3 alaşımına %14 Ni ilave edilmesiyle elde edilmiştir. Şekil 6.37a’daki görüntüde bazı elmas taneciklerinin matris içine iyice gömülmüş halde iken bazıları da en az



a)



b)

Şekil 6.37. 850°C’de sinterlenmiş E3 numunesinin elmaslı kırık yüzey görüntüsü

yarısına kadar matris içerisinde yer alıp matristen kopmamıştır. Bazı elmas taneciklerinin ise

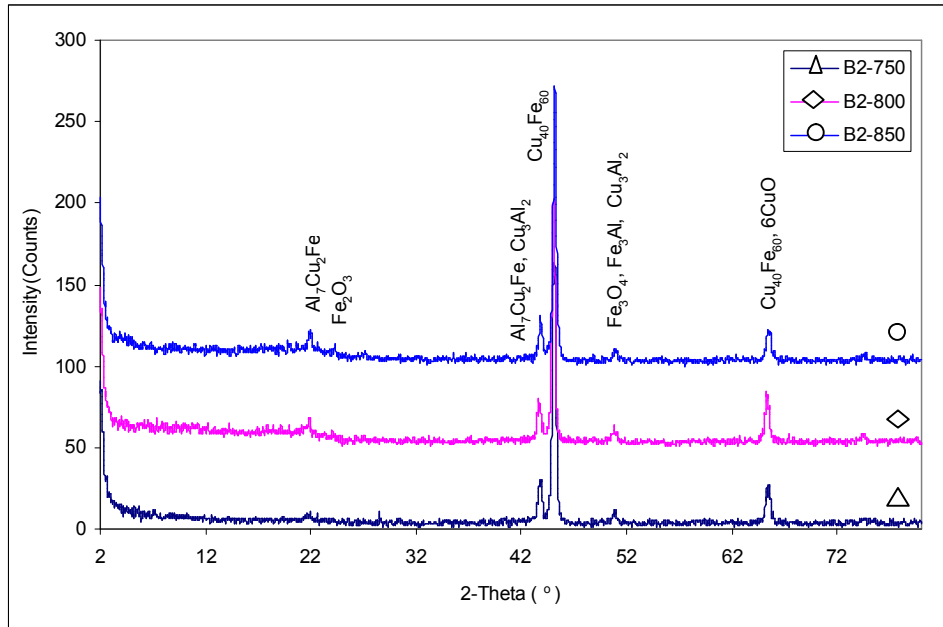
matrise tutunan çok az bir kısmının kalması nedeniyle matristen koparak ayrıldıkları görülmektedir. Şekil 6.37b’de ise bazı elmas taneciklerinin kırılma esnasında yerinde kalırken bazılarının da kırılarak bir kısmının matris içerisinde kaldığı görülmektedir. Bütün bunlardan alaşıma katılan nikel elementinin, matrisin elmas tutunumuna katkı sağladığı ve matris-elmas ara yüzey bağıını güçlendirdiği anlaşılmaktadır.

6.7. X-Işınlari İncelemeleri

Çalışmada kullanılan tüm numunelerde oluşan fazları tespit etmek ve sinterleme sıcaklığının alaşımlarda oluşabilecek mikro yapı farklılıklarına etkisini anlayabilmek amacıyla X-Işınlari incelemeleri yapılmıştır.

6.7.1. X-Işınlari İncelemeleri Sonuçları

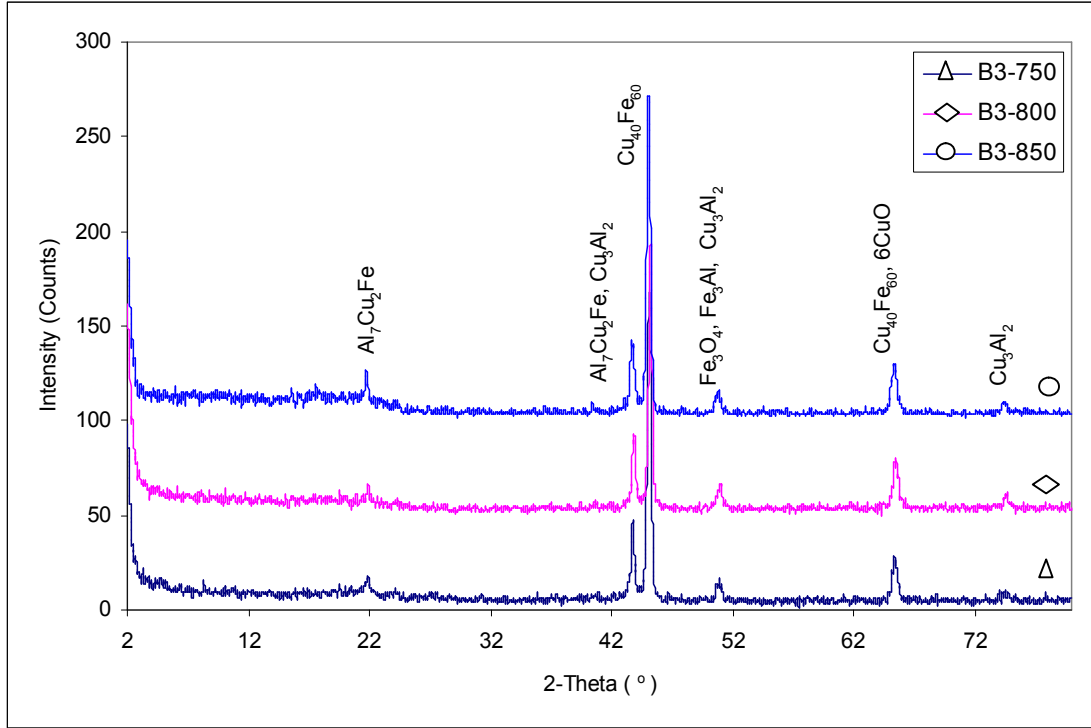
Şekil 6.38’de %89Fe-10Cu-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen ve 750-800-850°C’de sinterlenen B2 grubu alaşımının X-Işınlari grafiği yer almaktadır. Ulaşılan sonuçlardan alaşımda birçok fazların meydana geldiği ancak belirgin olarak yaklaşık altı çeşit faz ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. En çok rastlanan fazlar, Cu₄₀Fe₆₀; Fe₂O₃; Fe₃O₄; Al₂₃CuFe₄; Al₇Cu₂Fe; Fe₃Al; Cu₃Al₂; CuO; Cu₂O’dur. Yapıdaki Fe₂O₃ fazı (111) kayma düzlemine sahip, Fe₃O₄ fazı ise (2 0 0) kayma düzlemine sahiptir.



Şekil 6.38. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş B2 numunesinin X-Işınlari grafiği

Şekil 6.39’da %84Fe-15Cu-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen ve 750-800-850°C’de sinterlenen B3 grubu alaşımının X-Işınlari grafiği yer almaktadır. Bu alaşımın B2

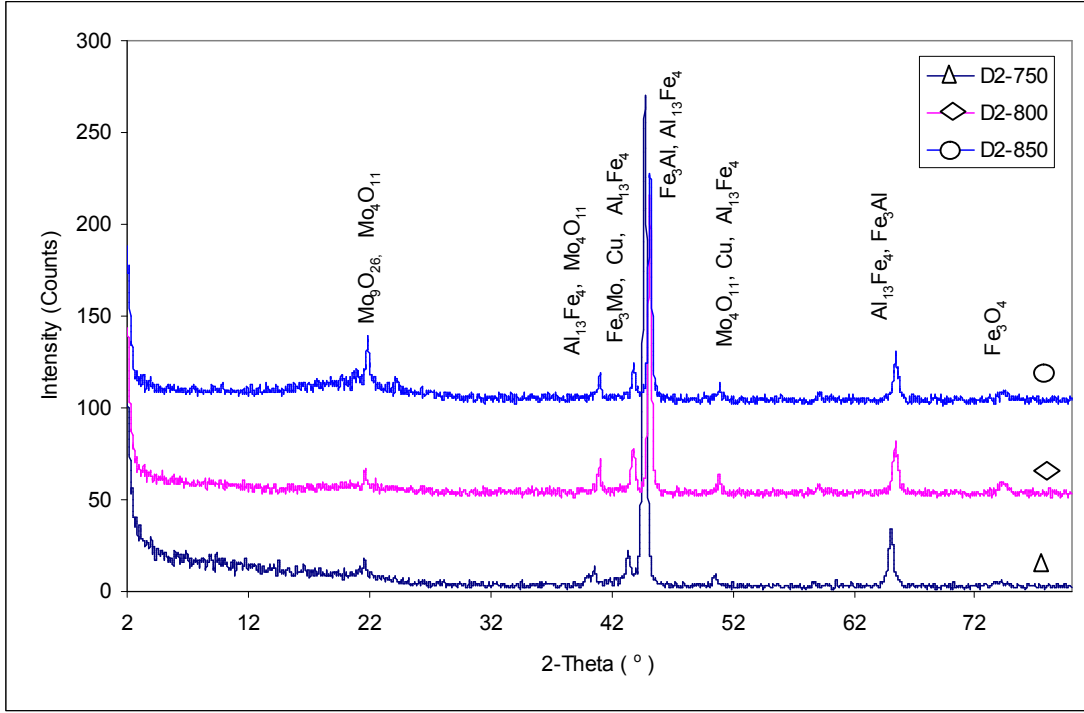
alaşımından farkı sadece % 5 daha fazla bakır içermesidir. Faz yapısı bir önceki alaşımla aynı olmasına rağmen sadece iki küçük farklılık meydana gelmiştir. Bunlardan birincisi yaklaşık 25°C açılı kısmında bulunan Fe_2O_3 fazının kaybolması, ikincisi de yaklaşık 750° de Cu_3Al_2 fazının ortaya çıkmasıdır.



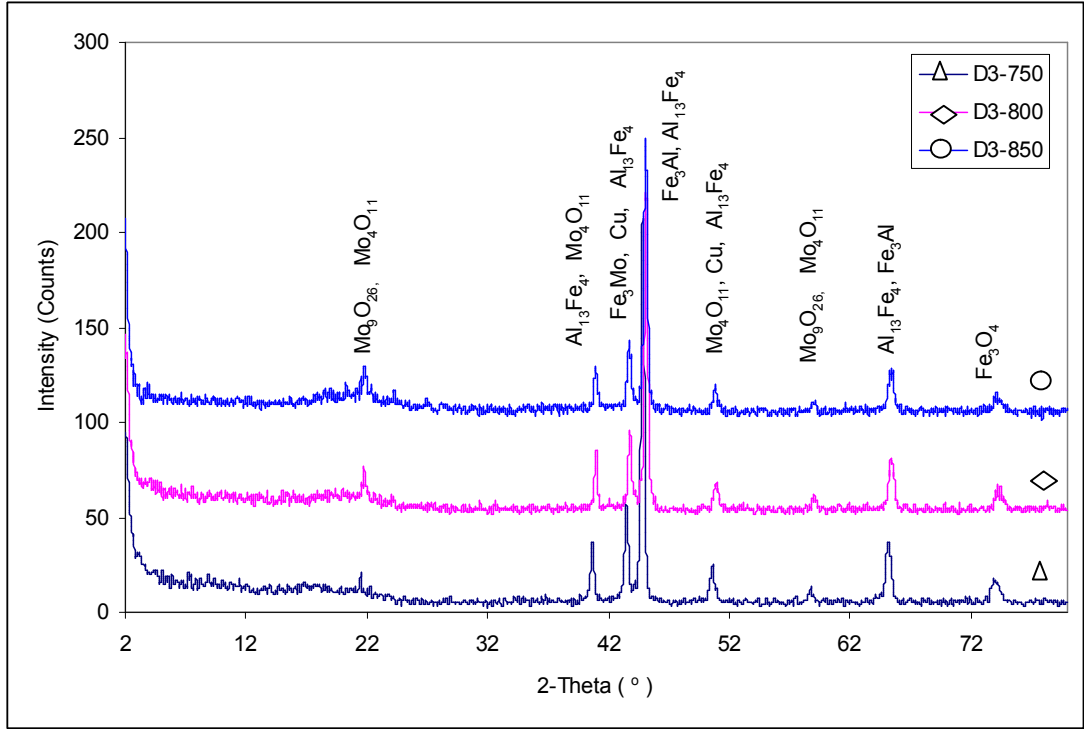
Şekil 6.39. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş B3 numunesinin X-Işınları grafiği

Şekil 6.40'da %85Fe-10Cu-4Mo-1Al₂O₃ toz karışımından meydana gelen ve 750-800-850°C'de sinterlenen D2 grubu alaşımının X-Işınları grafiği yer almaktadır. Ulaşılan sonuçlardan alaşımda birçok fazların meydana geldiği ancak en belirgin yaklaşık altı çeşit faz ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. En çok rastlanan fazlar, Mo₉O₂₆; Mo₄O₁₁; Al₁₃Fe₄; Fe₃Mo₄; Mo₄O₁₁; Fe₃Al; Fe₂O₃; Fe₃Mo₄; Fe₃Mo'dur. Yapıdaki Fe₂O₃ fazı (111) kayma düzlemine sahip, Fe₃O₄ fazı ise (2 0 0) kayma düzlemine sahiptir.

D3 (78Fe-15Cu-6Mo-1Al₂O₃) numunesinin yine üç farklı sıcaklıkta sinterlenmesiyle elde edilen numunenin X-Işınları grafiğinden görülebileceği gibi 41 ve 44 derece teta açısındaki Al₁₃Fe₄; Fe₃Mo₄, Mo₄O₁₁, Fe₃Mo gibi fazların pikleri daha belirgin hale gelirken, 59,5° de yeni Mo₉O₂₆ ve Mo₄O₁₁ gibi fazlar da oluşmaya başlamıştır (Şekil 6.41).



Şekil 6.40. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş D2 numunesinin X-Işınları grafiği

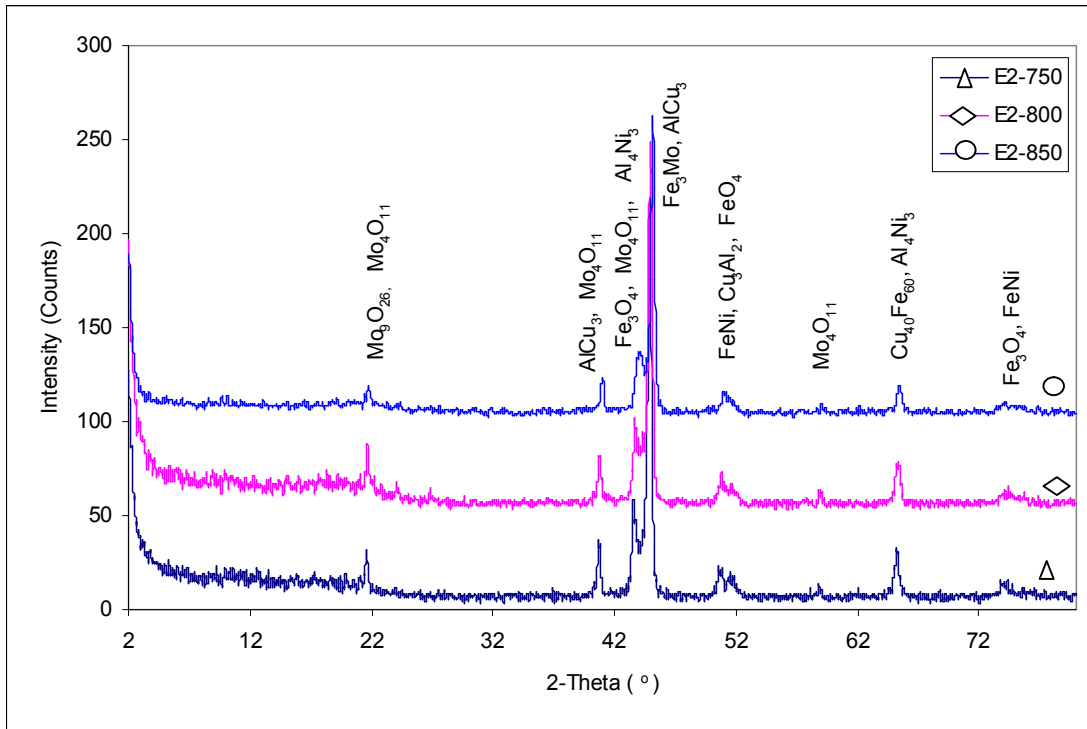


Şekil 6.41. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş D3 numunesinin X-Işınları grafiği

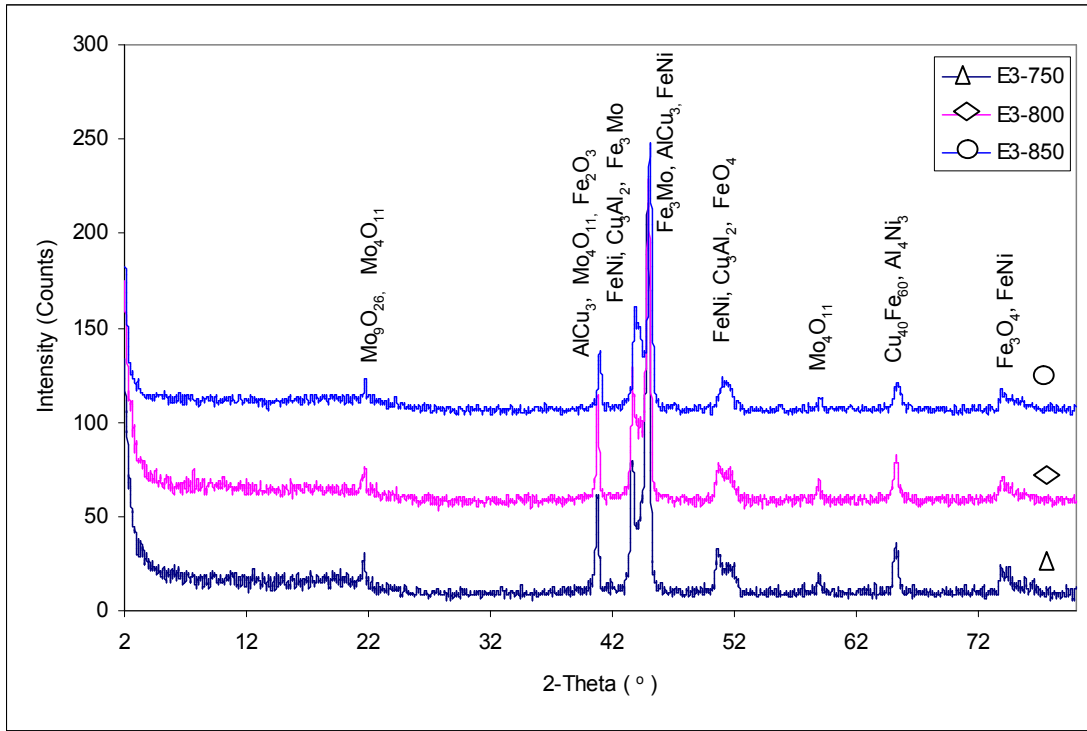
Ni ilaveli E grubu numunelerin [E2 (74Fe-10Cu-4Mo-11Ni-1Al₂O₃), E3 (64Fe-15Cu-6Mo-14Ni-1Al₂O₃)] X-Işınları grafikleri Şekil 6.42, 6.43’de görüldüğü gibidir. Bu alaşımlara Ni ilave edilmesi ve sinterleme sonucu yeni fazlar ortaya çıkmıştır. Bu gruptaki alaşımlarda

oluşan fazlar: Mo_9O_{26} ; Mo_4O_{11} ; AlCu_3 ; Fe_3O ; Al_4Ni_3 ; Fe_3Mo ; AlCu_3 ; FeNi ; Cu_3Al_2 ; FeO_4 ; $\text{Cu}_{40}\text{Fe}_{60}$ 'dir.

Sinterleme sıcaklığındaki yükselmeler bazı fazların daha belirgin hale gelmesine sebep olurken bazılarının da kaybolacak hale gelmesine sebep olmuştur. Örneğin, E2 alaşımının 750°C 'de dört dakika süre ile sinterlenmesi sonucu meydana gelen 2-theta $74,6^\circ$ deki Fe_3O_4 ve FeNi fazları meydana gelirken aynı alaşımın 800°C 'de sinterlenmesiyle bu fazlar kaybolmaya yüz tutmuş, 850° de sinterleme sonucu ise bu fazlar tamamen kaybolmuştur (Şekil 4.42). Aynı fazlar Ni oranı %14 olan E3 alaşımında Ni oranının yükselmesiyle daha belirgin hale gelmiştir (Şekil 6.43).



Şekil 6.42. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş E2 numunesinin X-Işınları grafiği



Şekil 6.43. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş E3 numunesinin X-Işımları grafiği

7. SONUÇ ve ÖNERİLER

Elmaslı Kesici Takımlarda Alternatif Bağlayıcılar isimli çalışmada sıcak presleme yöntemi kullanılarak üretilen doğal taş kesici takımları üzerinde yapılan çalışmalarda aşağıdaki bilgi, bulgu ve sonuçlara ulaşılmıştır.

1. B grubu numunelerin (% ağı; 94Fe-5Cu-1Al₂O₃), B2 (89Fe-10Cu-1Al₂O₃), B3 (84Fe-15Cu-1Al₂O₃) 750, 800, 850°C’de sinterlenmesiyle elde edilen üç çeşit alaşımın sertliklerinin birbirlerine yakın değerlerde çıktığı görülmüştür. Sinterleme sıcaklığındaki yükseliş ile sertlikte de artma olmuş ancak alaşımdaki bakır oranının yükselmesi ile sertlikte de biraz düşüş olmuştur.
2. B grubu numunelere çeşitli oranlarda Mo ilave edilip sonra sinterlenmeleri ile elde edilen D grubu numunelerin (% ağı; 92Fe-5Cu-2Mo-1Al₂O₃), D2 (85Fe-10Cu-4Mo-1Al₂O₃), D3 (78Fe-15Cu-6Mo-1Al₂O₃) sertliklerinde B grubu numunelere göre bir miktar düşüş olduğu saptanmıştır. Sinterleme sıcaklığındaki yükselme ile alaşımların sertlikleri de yükselmiştir.
3. D grubu numunelere belirli oranlarda Ni ilave edilerek üretilen E grubu alaşımların E1 (% ağı; 84Fe-5Cu-2Mo-8Ni-1Al₂O₃), D2 (74Fe-10Cu-4Mo-11Ni-1Al₂O₃), D3 (64Fe-15Cu-6Mo-14Ni-1Al₂O₃) sertlik ölçümleri diğer grup alaşımlardan daha yüksek çıkmıştır. Ni katkısı alaşımın sertliğine olumlu etki yapmış ve mukavemetinin artmasını sağlamıştır.
4. Aynı basınç altında sinterlenen numunelerin yoğunluklarının ölçülmesi sonucunda, en düşük sinterleme sıcaklığında numuneler en düşük yoğunlukta, en yüksek sinterleme sıcaklığında ise en yüksek numune yoğunluğuna ulaşılmıştır.
5. Numunelerin enine kırılma mukavemetlerinin anlaşılması amacıyla yapılan üç noktalı eğme deneylerinde büyük oranda Fe ve Cu’dan meydana gelen ve 750°C’de sinterlenen B grubu numunelerde aynı kırılma mukavemeti değerine ulaşılmasına karşın % uzama değerleri numunelerdeki bakır oranının artması ile düşmüştür. 800°C’de sinterlenen B1 ve B3 numunelerinde kırılma mukavemeti düşerken B2’de yükselmiştir. 850°C’de sinterleme işlemine tabi tutulan B grubu numunelerde en yüksek mukavemet değerlerine ulaşılmıştır.
6. Mo içerikli D grubu numunelerin üç noktalı eğme deneylerinde en düşük sinterleme sıcaklığı 750°C’de en düşük enine kırılma mukavemet değerleri elde edilirken sinterleme sıcaklığının artışıyla D1 numunesinde en yüksek mukavemet değerlerine ulaşılırken D2 ve D3 numuneleri daha düşük seviyede kalmıştır. Dolayısıyla düşük orandaki Mo ilavesi mukavemeti artırırken Mo ilavesinin yükselmesi ile numunelerin enine kırılma mukavemeti de düşmüştür.

7. Fe, Cu, Mo ve Ni içerikli E grubu numunelerin üç noktalı eğme deneylerinde diğer grup numunelere göre en yüksek enine kırılma mukavemeti değerleri elde edilmiştir. Bu değerlere alaşımın sinterleme sıcaklığının yükselmesi ve alaşımdaki Ni oranının da artması sonucu ulaşılmıştır. Yani alaşıma katılan Ni elementi alaşımın mekanik özelliklerine olumlu katkı yapmıştır.
8. Tüm numunelerin optik mikroskopla yapılan mikroyapı incelemelerinde 750°C’de sinterlenen numunelerin tamamında porozitenin yüksek olduğu ve bakır ile Mo ve Ni’in taneler arasında iyice yayılmadığı tespit edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla özellikle 850°C’de sinterlenen numunelerde porozite çok büyük oranda azalmış ve katkı elementleri taneler arasında daha mükemmel yayılırken taneli mikroyapı görünümü kaybolmaya yüz tutmuştur.
9. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) ve EDX çalışmalarından Cu ve Al₂O₃’in alaşım içerisinde homojen ve alaşımın aşınma direncini etkileyecek bir şekilde dağıldığı görülmüştür.
10. Alaşıma katılan Mo elementinin Fe ve Cu taneleri arasında yer alarak bütün bir halde kaldığı diğer elementler içerisinde erimediği tespit edilmiştir.
11. Alaşıma ilave edilen Ni elementinin yapı içerisinde çok mükemmel bir şekilde dağıldığı ve diğer toz taneleriyle daha iyi bir şekilde kaynaştığı anlaşılmıştır.
12. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla tüm toz tanelerinin birbirleriyle daha iyi bir şekilde bağlandıkları tespit edilmiştir.
13. Elmas taneciği katılmamış numunelerin kırılma yüzeylerinin incelenmesinden numunelerde gevrek ama daha çok sünek kırılmaların meydana geldiği, alaşım katkı elemanlarının artmasıyla gevrek kırılmanın da arttığı anlaşılmıştır.
14. Sinterleme sıcaklığının yükselmesiyle gevrek kırılma da artmıştır.
15. Elmas Katkılı Numunelerin Kırık Yüzey İncelemelerinden, elmas taneciklerinin kırılma esnasında bir kısmının kırık yüzeyde kalması nedeniyle Ni katkılı alaşımlarda matrise güçlü ve iyi bir şekilde tutunduğu anlaşılmıştır. En zayıf tutunmanın ise, kırık yüzeyde elmas taneciklerinin kırılmadan kalması ve yerlerinden bütün olarak çıkmaları nedeniyle B grubu yani Ni ve Mo katkısız alaşımlarda gerçekleştiği tespit edilmiştir.
16. B grubu yani Fe-Cu-Al₂O₃ içerikli alaşımın X-Işınları incelemelerinden 750°C’de yaklaşık be çeşit faz olduğu, sinterleme sıcaklığının yükselmesiyle faz sayısının arttığı ve 850°C’deki sinterleme sonucunda B2 grubu alaşımda Al₇Cu₂Fe ve Fe₂O₃ fazlarının olduğu tespit edilmiştir. Alaşımdaki bakır oranının yükselmesiyle B3 grubu numunelerde yeni Cu₃Al₂ fazı oluşmuştur.
17. Mo ilaveli alaşımların yani D grubu numunelerin X-Işınları incelemelerinden B grubu numunelere göre faz yapılarının değiştiği ve yeni Mo içerikli bileşiklerin olduğu tespit edilmiştir. Faz çeşitlerinde de biraz artış görülmüştür. Mo içerikli bileşikler yanında

oksitli bileşikler de oluşmuştur. Buradan, sinterleme esnasında ortamdan havanın tam olarak uzaklaştırılamadığı anlaşılmaktadır. Alaşımdaki Mo oranının ve sinterleme sıcaklığının artmasıyla Fe_3Mo ve Mo_4O_{11} gibi yeni fazlar oluşmuş ve bazı fazlar da daha belirgin hale gelmiştir.

18. Ni ilaveli alaşımların yani E grubu numunelerin X-Işınları incelemelerinden, alaşıma ilave edilen Ni sebebiyle yapıda yeni Ni bileşikleri ortaya çıkmış, aynı zamanda yapıdaki bazı fazlar da kaybolmaya yüz tutmuştur. Sinterleme sıcaklığının yükselmesiyle bazı fazlar daha belirgin hale gelmiştir. Örneğin; kübik yapıda (111) kayma düzlemine sahip FeNi bileşiği meydana gelirken, (200) kayma düzlemine sahip Fe_3O_4 bileşiği de oluşmuştur.

KAYNAKLAR

Akyüz D.A., 1996, Metal/diamond interaction in diamond tools with cobalt-based binder, a literature overview. An introduction to powder metallurgy for diamond-tool manufacturers. IST Ltd. & ASM Int., Lecture 3, Lausanne, Switzerland, 25-27

Akyüz, D.A., Hofmann H., 1998, Interface aspects in cobalt-based diamond cutting tool segments, Proc. 1998 PM World Congress & Exhibition, vol. 4, Granada, Spain, October 18-22, 158-163.

Akyüz D.A., Streit P., Hofmann H., Peersman J., 1997, Microstructural development in fine cobalt powders during hot pressing. Proc. International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Chicago, Illinois, USA, 3-51

Bailey M.W., Collin W.D., 1977, Investigations into diamond sawing using Titanized grits. Stone Industries, 18-21

Berghezan A., Beukenliout L., 1981, A critical review of the ductility of polycrystalline cobalt and its experimental approach via powder metallurgy. Proceedings of the International Conference on Cobalt, Brussels, Belgium, vol 2, Metallurgy and Uses (ATB Metallurgie), 295-307

Betteridge W., 1982, Cobalt and its alloys. Chichester, Ellis Horwood Limited Publishers, 14-15

Blicharski M., Gorczyca S., 1980, Rehystalizacja z udziałem drugiej fazy. Katowice, Wydawnictwo Slask 136-150

Brauninger G., Hayden S.C., 1995, MBS-960Cr2 and MBS-960Ti2 chromium and titanium coated manufactured diamonds for sawing and drilling applications. General Electric Company

Belling N.G., Dyer HEL: 1964, Impact strength determination of diamond abrasive grit, London, The Industrial Diamond Information Bureau (booklet)

Belling N.G., 1992, Friatesting and diamond strength: A review. Industrial Diamond Review, No. 3, 133-137

Bonneau M., 1995, Tensile rupture on sintered cobalt specimens. Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland

Bonneau M., 1997, Mechanical properties of special ternary alloy bonds compared with cobalt bonds. Proc. Second International Conference PM Diamond Tools, Montreux, Switzerland, 120-125

Borse D., 1991, Process for treating diamond grains. US Patent No. 5, 035,771

Buekenhout L., Berghezan A., 1981, A new approach to the problem of room temperature ductility of polycrystalline cobalt. 10th Plansee Seminar, Reutte, Austria, 1-5 June vol. 25 Trends in refractory metals. Hard metals and special materials and their technology, 899-916

Bullen, G.J., 1975, The effect of temperature and matrix on the strength of synthetic diamond, *Industrial Diamond Review*, 363-365.

Bullen G.J., Bailey M.W., 1979, The selection of De Beers SDA diamond abrasives for the stone industry, *Proc. IDA Conference, India*

Bullen G.J., Wright D.N., Aspects governing diamond grit selection for stone and concrete applications. De Beers Industrial Diamond Division

Burckhardt S., 1997, New technique for granulating diamond and metal powders. *Industrial Diamond Review*, No. 45, 121-122

Burgess R.R., 1978, Man-made diamond for stone processing, *Proc. 1st Technical Symposium, Bucharest, Romania, October 5–6.*

Büttner A., 1974, Diamond tools and stone. *Industrial Diamond Review*, 89-93

Chalkley, J.R. and Thomas, D.M., 1969, The tribological aspects of metal-bonded diamond grinding wheels, *Powder Metallurgy*, vol. 12, No. 24, 582-597.

Chen S.H., Sung CM., 1991, Multiple metal coated superabrasives grit and methods for their manufacture. US Patent No. 5, 024,680

Clark, B., 1996, Cobalt and hard metal, *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, vol. 5, Part 18, 3–7.

Clifton P.H., Evans S., 1995, XPS studies of diamond/transition-metal interfaces. *Industrial Diamond Review*, No. 1, 26-31

Cobalite, 1997, New times, new solutions, Union Miniere (technical brochure).

Cram, A.S.D., 1995, Hot isostatic pressing, *Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland, November 2–3.*

de Châlus, P.A., 1994, Metal powders for optimum grain retention, *Industrial Diamond Review*, No. 4, 170-172.

Davis, P.R., Fish, M.L., Peacock, S. and Wright D.N., 1996, An indicator system for saw grit, *Industrial Diamond Review*, No. 3, 78-87.

De Beers Industrial Diamond Division, 1989, Properties of diamond.

De Beers Industrial Diamond Division, Machining Stone with diamond tools, *Diamond Information L15*

Diamante Applicazioni & Tecnologia, 1997, Old or new diamonds? No, 9, 63-68.

Diamant Boart, S.A., 1995, Diamond tools for the stone industry.

Diamond tools, Bodycote Metal Technology (brochure).

Diamond tools for the new millennium, 1995, Marmo Macchine International, No. 9, 376–391.

Diamond Tool Production, Turin, Italy, November, 8–10.

Diderrich B., Drapier J.M., Coutsoradis D., Habraken L., Low-alloy ductile cobalt for hardfacing electrodes. *Cobalt*, No. 1, 1975, 7-16

Dwan J.D., 1998, Production of diamond impregnated cutting tools. Powder Metallurgy, vol. 41, No. 2, 84-86.

Dwan, J.D., 1998, HP/HT manufacturing of diamond, www.nantech.ie.

Dyer, H.B. and Conradi V.R., 1972, Properties of natural Debdust and its use in diamond sawblades, Industrial Diamond Review, August, 335-343.

EPMA presents 1997 awards, 1997, Powder Metallurgy, vol. 40, No. 4, 240-241.

Fiechter, A., 1995, Schneiden und Schweissen mit gepulsten Nd:YAG Laser, Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland,, November, 2-39.

Gasik, M.M., Kervinen, Po., Kaskiala, M. and Graf, P., 1999, In situ sintering studies of cobalt powders for diamond tools, Prac, International Workshop on Diamond Tool Production, Turin, Italy, November 8-10, 107-112.

General Electric Company, 1991, MBS diamond products for sawing and drilling applications

General Electric Company, 1993, The future of diamond characterisation

General Electric Company, 1995, MBS-960 diamond titanium and chromium coated products. (product sheet)

German R.M., 1985, Liquid phase sintering. New York, Plenum Pres, 114-116

Grüneis, H.&T., 1998, Sintering and brazing all in one, Industrial Diamond Review, No. 25, 45-47.

Hamar-Thibault S., Allibert C.H. and Tillman W., 1999, Phase constitution of $\text{Cu}_{77}\text{Sn}_8\text{Ti}_{14}\text{Zr}_1$ as a binder for diamond tools, Proc. International Workshop on Diamond Tool Production, Turin, Italy, November 8-10, 57-64.

Hohne, M., 1995, Cobalt in diamond tools. Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland, November 2-3.

Houska C.R., Averbach B.L., Cohen M., 1960, The cobalt transformation. Acta Metallurgies vol. 8, 81-87

Hughes, F.H., 1980, The early history of diamond tools. Industrial Diamond Review, November, 405-407.

J. Chaland & Fils, Tensioning of a diamond blade, France

Jennings M., Wright D., 1991, Guidelines for sawing stone. Diamonds in Industry - Stone, De Beers Industrial Diamond Division,, 25-30

Ji-Cheng Zhao. 1999, The fcc/hcp phase equilibria and phase transformation in cobalt based binary system. Zeitschrift für Metallkunde, vol. 90, No. 39, 223-232

Jones W.D., 1960, Fundamental principles of powder metallurgy. Edward Arnold Publishers Ltd, London, 806-819

Konstanty J., 1991, The materials science of stone sawing. Industrial Diamond Review, No. 1, 27-31

- Konstanty J., 1993, Hard Tooling. Cobalt is a diamond's best friend. Cobalt News, No. 2, 3-5
- Konstanty J., 1996, Diamond Tooling. Stone Cutting. Cobalt News, No. 4, 12-17
- Konstanty J., 1996, Hot compacting of extrafine cobalt. Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, MPIF, Princeton, NJ, vol. 2, Part 5, 3-7
- Konstanty J., 1997, Cobalt and diamond tooling. Proc. The Cobalt Conference, Hong Kong, Presentation No. 5, 1-10
- Konstanty, J., 1999, Developing a better understanding of the bonding and wear mechanisms involved in using diamond impregnated tools, Proc. International Workshop on Diamond Tool Production, Turin, Italy, November 8-10, 97-106.
- Konstanty J., Bunsch A., 1991, Hot pressing of cobalt powders. Powder Metallurgy, vol. 34, No. 39 195-198
- Konstanty J., Bunsch A., Cias A., 1991, Factors affecting hardness and ductility of hot-pressed cobalt powders. Powder Metallurgy International, vol. 233 No. 65 354-356
- Levin, E. and Gutmanas E.Y., 1990, Solid-state bonding of diamond to Nichrome and Co-20 wt % W alloys, Journal of Materials Science Letters, vol. 9, No. 6, 726-730.
- Lundblad, H., 1990, Swedish synthetic diamond scooped the world 37 years ago. Indiaqua, No. 55 /1 17-23.
- Kennametal Inc., 1989, Matrix powders for diamond tools, Latrobe, PA, USA
- Mamalis A.G., Schuize R., Tonshoff A.K., 1979, The slotting of blocks of hard rock with a diamond segmented circular sawblade. Industrial Diamond Review, 356-365
- Massalski T.B. (Ed.), 1990, Binary alloy phase diagrams. 2nd Edition, vol. 2. ASM International 1181-1183, 1233
- Mo Baert., 1995, Coating of diamonds and granulation of metal powders. Proc. Seminar on PM Diamond Tools Lausanne, Switzerland
- Musu-Coman M., Fecoru M., Baluta G., Amid N., 1998, Surface processing of ultrahard materials used for embedding in resin or metallic matrices. Proc. 1998 PM World Congress & Exhibition, Granada, Spain, vol. 4, 234-239
- Ojeda, R.G., del Villar, M., Muro, P., Iturriza, L. and Castro, F., 1998, Densification of diamond tools with Co, Ni and Fe based metallic binders, Proc. PM World Congress & Exhibition, Granada, Spain, vol. 49, 481-486.
- Oishi, M., 1979, Prospects for cobalt demand. Cobalt News 5 January 11-14.
- Polini W., Turchetta S., 2004, Test protocol for micro-geometric wear of sintered diamond tools, Elsevier, Wear 257, 246-256
- Pratt W.R., 1973, Tension of diamond sawblades. Proc. 2nd DWMIT Technical Symposium Sawing and Grinding with Diamond Wheels, Chicago, USA, S9/1-4
- Reed J.R., 1973, Applying metal bond diamond blades - art or science. Industrial Dia-

mond Review, 291-296

Rigby P., Peersman J., Kamphuis B.J., Huh S., Mishra P., 2000, Recent developments in bond powders for diamond tools. Union Miniere

Rimlieger, S., 1999, Cobalt and cobalt-containing binders for the diamond tools industry, Proc. The Cobalt Conference, London, England, May 26–27, 1/6–6/6.

Salak A., 1980, Manganese sublimation and carbon ferromanganese liquid phase formation during sintering of premixed manganese steels. The International Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology, vol. 16, No. 45 369-378

Samvelion, R.V. and Manoukion, N.V., 1995, Extrusion for diamond tool production, Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland, November 2–3.

Schmid, H.G., 1995, Diamond tool production using the DIAPLATE process. Proc. Seminar on PM Diamond Tools, Lausanne, Switzerland,, November, 2-3.

Scott, P.M., Nicholas, M. and Dewar, B., 1975, The wetting and bonding of diamonds by copper-base binary alloys, Journal of Material Science, No. 10, 1833-1840.

Stachowiak G.W., Batchelor A.W., 1993, Engineering tribology. Tribology series 24, Elsevier Amsterdam - London - New York - Tokyo, 557-60

Swalin R.A., 1962, Thermodynamics of solids. New York - London, John Wiley & Sons Inc., 72-90

Thakur UN., 1985, The role of metal powders in manufacturing diamond tools. Proc. Superabrasives'85, Chicago, Illinois, USAS April 22-25, MR85-307.

The metallurgy of diamond tools, 1985, Industrial Diamond Review, No. 5, 248-250.

Tillmann, W., 1999, Trends and market perspectives for diamond tools in the construction industry. Proc European Conference on Advances in Hard Materials Production, Turin, Italy, November 8-10, 3-14.

Tokura H., Yoshikawa M., 1989, Heat treatment of diamond grains for bonding strength improvement. Journal of Materials Science, No. 24, 2231-2238

Tuzzeo, J.J., Bovenkerk, H.P. and Ratterman E., 1999, Effective utilization of synthetic diamond in high temperature metal bonds, General Electric Company.

Union Miniere, 2008, Metal matrix powders for diamond tools. Diamond Tool Brochure - DT/All Products

Van Doorslaer T., 1999, Coating of abrasive grains and the granulation of metal powders. Proc. International Workshop on Diamond Tool Production, Turin, Italy, 83-88

Walker R.D., Wood M.G., 1973, Granite sawing techniques. Diamonds In Industry - Stone, De Beers Industrial Diamond Division, 43-46

Webb S. W., 1999, Diamond retention in sintered cobalt bonds for stone cutting and drilling. Diamond and Related Materials, No. 8, 2043-2052

Weber G., 1991, Laser welding of diamond tools. Industrial Diamond Review, No. 3,

Weber G., 1999, A new process for diamond tool producers. Proc. international Workshop on Diamond Tool Production, Turin, Italy, 73-82

Weber, G. and Burckhardt, S., 1999, New laser welding machine for diamond sawblade manufacture, Industrial Diamond Review, No. 2, 88-89.

The Westaim Corporation, 1996, Hot press properties. Fine cobalt powders

Wright D.N., 1988, The prediction of diamond wear in the sawing of stone. Advances in Ultrahard Materials Application Technology, (Ed.) P. Daniels De Beers Industrial Diamond division, vol. 4, ,47-60

Wright D.N., Ford G., 1982, The truing and dressing of diamond sawblades Chemistry and Materials Science, Vol 2, No 2 , 126-155

Wright D.N., Wapler H., 1986, Investigations and prediction of diamond wear when sawing. Annals of the CIRP, vol. 35, No. 1, 239-244

Young, B., 1999, The graphitisation of diamond during the manufacture of diamond tools, Diamond Information L2, De Beers Industrial Diamond Division.

Zsolnay, L.M., 1977, Selection of diamonds for segmental saws, Industrial Diamond Review, November, 382-384.

ÖZ GEÇMİŞ

1981 yılında İstanbul da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Elazığ da, lise öğrenimini 1998 yılında aynı şehirde tamamladı 1999 yılında Elazığ Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi bölümünde lisans eğitimime başladı. 2003 yılında bu bölümden üçüncülük ile mezun oldu. 2003 yılı güz döneminde aynı bölümde yüksek lisans eğitimime başladı. 2006 yılında yüksek lisansı bitirdi. Halen Kastamonu Üniversitesinde öğretim görevlisi olarak çalışan Ertuğrul ÇELİK bekâr ve İngilizce bilmektedir.