

T.C.

ÇANAKKALE ONSEKİZ MART ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Y_2O_3 İLAVESİNİN POLİKRİSTAL ALÜMİNA SERAMİKLERİNİN MİKROYAPISI ÜZERİNDEKİ ETKİSİ

Cem Uğur KARAÇAM

Biyomühendislik ve Malzeme Mühendisliği

Anabilim Dalı

ÇANAKKALE

T.C.

ÇANAKKALE ONSEKİZ MART ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Y_2O_3 İLAVESİNİN POLİKRİSTAL ALÜMİNA SERAMİKLERİNİN MİKROYAPISI ÜZERİNDEKİ ETKİSİ

Cem Uğur KARAÇAM

Biyomühendislik ve Malzeme Mühendisliği

Anabilim Dalı

Tezin Sunulduğu Tarih: **23/01/2019**

Tez Danışmanı:

Dr. Öğr. Üyesi Serkan ABALI

ÇANAKKALE

TEZ SINAV SONUÇ FORMU

Cem Uğur KARAÇAM tarafından Dr. Öğr. Üyesi Serkan ABALI yönetiminde hazırlanan ve **23/01/2019** tarihinde aşağıdaki jüri karşısında sunulan "**Y_2O_3 İlavesinin Polikristal Alümina Seramiklerinin Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi**" başlıklı çalışma, Çanakkale Onsekiz Mart Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Biyomühendislik ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak oybirliği ile kabul edilmiştir.

JÜRİ

Dr. Öğr. Üyesi Serkan ABALI ……

Başkan

Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ ……

Üye

Dr. Öğr. Üyesi Emin YAKAR ……

Üye

Prof. Dr. Levent GENÇ

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

Sıra No:……

Bu çalışma Çanakkale Onsekiz Mart Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimince Desteklenmiştir. Proje Numarası:FYL-2018-1431

İNTİHAL (AŞIRMA) BEYAN SAYFASI

Bu tezde görsel, işitsel ve yazılı biçimde sunulan tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uyularak tarafımdan elde edildiğini, tez içinde yer alan ancak bu çalışmaya özgü olmayan tüm sonuç ve bilgileri tezde kaynak göstererek belirttiğimi beyan ederim.

Cem Uğur KARAÇAM

TEŞEKKÜR

Bu tezin gerçekleştirilmesinde, çalışmam boyunca benden bir an olsun yardımlarını esirgemeyen saygı değer danışman hocam Dr. Öğr. Üyesi Serkan ABALI, çalışma süresince tüm zorlukları benimle göğüsleyen ve hayatımın her evresinde bana destek olan değerli aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Cem Uğur KARAÇAM

Çanakkale, Ocak 2019

SİMGELER VE KISALTMALAR

µm	Mikrometre
K	Kelvin
XRD	X ışınları kırınımı
SEM	İkincil elektron mikroskobu
TEM	Geçirimli elektron mikroskobu
℃	Derece santigrat
CMC	Seramik matrisli kompozit
MPa	Megapaskal
GPa	Gigapaskal
ppm	(g çözünen/g çözelti) $\times 10^6$
CIP	Soğuk izostatik presleme

ÖZET

Y_2O_3 İLAVESİNİN POLİKRİSTAL ALÜMİNA SERAMİKLERİNİN MİKROYAPISI ÜZERİNDEKİ ETKİSİ

Cem Uğur KARAÇAM
Çanakkale Onsekiz Mart Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Biyomühendislik ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans Tezi
Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Serkan ABALI
23/01/2019, 34

Alüminyum oksit ve itriyum oksit tozlarından elde edilen Al_2O_3-YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) malzemeler literatürde yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmaya başlanan ötektik yapılardandır. Bu malzemeler için genellikle havacılık endüstrisindeki jet motorlarının komponentleri olarak kullanılması yönünde çalışmalar yapılmaktadır. Özellikle bu malzemeler gaz türbin motorlarının enerji verimliliğini artırma ve çevre kirliliğini önleme potansiyeline sahiptir.

Bu çalışma kapsamında %99.99 saflıktaki Al_2O_3 %99.999 saflıktaki Y_2O_3 tozlarından ağırlıkça %65, %67 ve %70 oranlarında alüminyum oksit içeren 3 adet Al_2O_3-Y_2O_3 içeren toz karışımı hazırlanmıştır. Tozların hassas terazide tartım işlemleri tamamlandıktan sonra halkalı değirmende öğütme işlemi yapılmıştır. Granülüzasyon için sinterleme işlemine tabi tutulan 3 adet toz karışımı elek sarsıcıda 106 μm altı boyuta elenmiştir. Tozlar bu aşamadan sonra soğuk izostatik pres ile şekillendirilmiş ve elde edilen 3 adet numune 1650 °C sıcaklık altında 12 saat boyunca sinterlenmiştir. Sinterlenmiş 3 adet numunenin XRD ile faz kompozisyonu ve elektron mikroskop görüntüleri değerlendirilerek mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Her bir numune için eğme mukavemeti testi yapılmış ve bu test sonucundaki SEM ve TEM analizleri ele alınmıştır. Y_2O_3 katkısı ile faz kompozisyonunda, mikroyapıda ve mekanik özelliklerdeki değişimler incelenmiştir.

Anahtar sözcükler: Alümina, İtriyum Alüminyum Garnet, Mekanik Özellikler, Mikroyapı.

ABSTRACT

THE EFFECT OF THE ADDITION OF Y_2O_3 ON THE MICROSTRUCTURE OF POLYCRYSTALLINE ALUMINA CERAMICS

Cem Uğur KARAÇAM

Çanakkale Onsekiz Mart University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Master of Science Thesis in Bioengineering and Material Engineering

Advisor: Prof. Dr. Serkan ABALI

23/01/2019, 34

Al_2O_3-YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) materials obtained from aluminum oxide and yttrium oxide powders are types of eutectic structures that have started to be used in the literature in applications of high temperature. Studies are done for these materials in the direction of their use as the components of jet engines, generally in the aviation industry. These materials especially have the potential to increase the energy efficiency of gas turbine engines and to prevent environmental pollution.

In the scope of this study, a powder mixture was prepared that contained 3 Al_2O_3-Y_2O_3 consisting of 99.99% pure Al_2O_3 and aluminum oxide of 65-67% and 70% by weight of 99.999% pure Y_2O_3 powders. After the powders were weighed on a precision scale, the milling process was carried out in a vibratory disc mill. For the granulation, 3 powder mixtures that were subject to sintering were sieved to a size of less than 106 μm in a powder sieve shaker. The powders were shaped with a cold isostatic press after this step and the 3 acquired samples were sintered for 12 hours under a temperature of 1650 °C. Microhardness measurements has been made by evaluating XRD analysis and electron microscope images of 3 sintered samples. For each sample bending strength test has been carried out and SEM and TEM analysis were examined as a result of the test. The changes in the Y_2O_3 additive and phase composition, microstructure, and mechanic properties were examined.

Keywords: Alumina, Yttrium Aluminum Garnet, Mechanical Properties, Microstructure.

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

TEZ SINAV SONUÇ FORMU ii
TEŞEKKÜR iv
SİMGELER VE KISALTMALAR v
ÖZET vi
ABSTRACT vii
ŞEKİLLER DİZİNİ x
ÇİZELGELER DİZİNİ xi
BÖLÜM 1
GİRİŞ 1
BÖLÜM 2
ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR 3
2.1. Ötektik Seramik Oksitler 7
2.2. Alümina ve Özellikleri 7
2.2.1. Alfa Alümina 8
2.2.2. Bayer Prosesi 9
2.2.3. Alümina Uygulama Alanları 10
2.3. İtriyum Oksit (Y_2O_3) 12
2.4. Alümina ve İtriya Faz Diyagramı 12
2.5. İtriyum Alüminyum Garnet (YAG) ve Özellikleri 14
2.6. Ötektik Kompozitlerin Sinterlenmesi 15
2.7. Toz Metalurjisi 16
2.7.1 Soğuk İzostatik Presleme 16
BÖLÜM 3
MATERYAL VE YÖNTEM 17
3.1. Toz Malzemelerin Hazırlanması 17
3.2. Al_2O_3-YAG Seramiklerinin Elde Edilmesi 17
3.3. Değerlendirme ve Karakterizasyon 18
3.4. Mekanik Özellikler 18
BÖLÜM 4
ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA 19
4.1. Faz Kompozisyonu 19
4.2. Mikroyapı 20
4.3. Mekaniksel Davranışlar 24

BÖLÜM 5
SONUÇ VE ÖNERİLER 26
KAYNAKLAR 28
ÖZGEÇMİŞ I

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 2.1. α Alümina yapısı. 8
Şekil 2.2. Alümina rafineri iş-akış şeması 9
Şekil 2.3. Alümina-İtriya denge faz diyagramı (Gandhi ve Levi, 2005) 13
Şekil 2.4. YAG kristal yapısı (Li ve ark., 2012) 14
Şekil 2.5. Toz seramiklerin soğuk izostatik preslenmesinin (CIP) şematik gösterimi (Basu ve Balani, 2011) 16
Şekil 3.1. Sinterleme sonrası numuneler 17
Şekil 4.1. 65AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri 19
Şekil 4.2. 67AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri 19
Şekil 4.3. 70AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri 20
Şekil 4.4. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (a) 65AY 21
Şekil 4.5. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (b) 70AY 21
Şekil 4.6. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (c) 67AY 22
Şekil 4.7. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (d) 67AY 22
Şekil 4.8. Sinterlenmiş kompozitlerin mikroyapı TEM fotoğrafları: (a) 65AY, (b) 70AY, (c) 67AY, (d) 67AY 23
Şekil 4.9. Sinterlenmiş kompozitlerin mikroyapı TEM fotoğrafları: (a) 65AY, (b) 70AY, (c) 67AY, (d) 67AY 24
Şekil 4.10. 65AY, 67AY ve 70AY ötektik seramik kompozit malzemelerin Vickers sertlik değerleri 25

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa No

Çizelge 2.1. Alümina tozu kullanım alanları (Boch ve Nièpce 2010) 10
Çizelge 3.1. Yüksek saflıktaki ham malzemeler 17
Çizelge 4.1. Al_2O_3-YAG (65AY, 67AY ve 70AY) oksitli seramik kompozitlerin eğme özellikleri 25

BÖLÜM 1
GİRİŞ

Seramik, bileşenleri incelendiğinde cam ve kristal fazları bulunan, porozitelere sahip, iyonik ve kovalent bağ yapıları oluşturan malzemeler olarak adlandırılır. Ek olarak, yüksek sıcaklıklardaki sertlik ve mukavemet özellikleri, oksitleyici ortamda ve şiddetli korozif ortamlardaki korozyona karşı dirençleri ve yorulma dirençleri seramiklerin başta gelen özellikleri arasında yer alır. Böylece çalışma ortamı yüksek sıcaklıkta ve aşınmanın önem arz ettiği senaryolarda seramik vazgeçilmez bir malzeme grubu olarak kabul edilmektedir (Özdemir, 2006).

Jet ve gaz türbin motorlarından daha yüksek verimlerle çalışılmak istendiğinde çok daha yüksek sıcaklıklarda çalışmaları beklenmektedir. Bunu gerçekleştirmek için bu sıcaklıklarda özelliklerini kaybetmeyen bir malzeme geliştirmek gerekir. Bu hedef doğrultusunda monolitik seramiklerden (ör. SiC veya Si_3N_4) seramik matrisli kompozitlere (CMC) kadar geniş bir skalada global çalışmalar bulunmaktadır. Söz konusu yüksek sıcaklık 1500 °C üzerinde olduğunda bu malzemeler uzun süre dayanıklılarını koruyamamaktadır ve istenilen sıcaklıklarda çalışmak için bu durum önem arz etmektedir.

Oksit seramiklerin yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyon açısından hassas olmaları nedeniyle yüksek sıcaklıktaki uygulama alanlarında yük altında çalışmaları düşünülmemiştir. Buna rağmen, oksidayson dayanıklıkları diğer seramiklere kıyasla yüksek sıcaklıklarda daha öndedir ve eğer mekanik özellikleri yüksek sıcaklıklarda geliştirilebilirse bu alanda daha geniş kullanım alanına sahip olması beklenmektedir. Sıkıştırılmış toz malzemelerin sinterlenmesi temel seramik elde etme yöntemidir. Sinterleme koşullarının kontrol edilebildiği ortamda ve karakteristik açıdan yüksek saflıktaki toz malzemelerle tatmin edici mekanik özelliklerde seramikler elde edilebilmektedir. Böylece, sertlik, yüksek sıcaklık karakteristiği ve mukavimlik gibi parametreler, nano skalada bu toz malzemeler arasındaki faz geçişlerinde ve yapısında oluşan arayüzle doğrudan ve yüksek oranda etkili olduğunu göstermektedir. (Waku ve ark., 1998)

Gaz türbin ya da jet motorları yüksek güç üretimi, düşük emisyon ve farklı yakıtlara uyum sağlayabilmesi ile Dünya çapında enerji sistemlerinin dağıtımı ve üretiminde tercih sebebidir. Bu avantajları sayesinde gaz türbin sistemlerinde daha yüksek enerji verimliliği sağlanmaktadır. Bunun altındaki temel neden, yanma odasının etrafındaki ısı panellerinde ve yüksek basınç altındaki türbin nozulunun çıkış ağzında kullanılan malzemelerin ekstrem şartlar altında gösterdiği şaşırtıcı performans olmuştur. Çünkü ötektik oksit seramikler

olağanüstü yüksek sıcaklık, kimyasal ve erozif şartlara dayanım özelliği gösterebilirler. Bu malzemeler soğutma havasına duyulan ihtiyacı azalttığından hava ile birlikte giren NOx'in, yanma performansını düşürmesini de önleyebilirler. Aynı zamanda NOx emisyonunu azaltarak çevre kirliliğine neden olmayan bir durum da yaratabilirler. Bununla birlikte dönel bıçak disk kullanımı terkedilerek, bıçakların birbirlerine sürtme ya da yabancı bir nesne ile zarar görme riskleri de ortadan kaldırılarak güvenlikte çok faydalı olacakları ortadadır. Ülkemizde bu tür parçaların seri üretimi yoktur ve yurt dışından alınan parçaların montajı yapılmaktadır. Bu parçaların üretilebilirliği tabi olarak maliyetleri azaltabilecektir. Bütün amaç gaz türbinlerindeki performansın daha da artırılmasına yönelik malzeme özelliklerini elle tutulur bir hale getirebilmektir. Bilindiği üzere ithalat maliyetleri oldukça fazla olan bu parçaların ülkemizde üretilebilirliği mümkün olabilir. Özellikle bu parçaların ülkemizdeki elektrik santrallerin gaz türbinlerinde kullanılarak yakıt tüketimi ve enerji verimliliğinin artırılmasında faydalı olabileceği değerlendirilebilir. Bunun için ilk aşama, bu seramik ötektik parçaların karakteristik özelliklerini ölçmektir. Elde edilen veriler gaz türbin uygulamaların kullanıldığı ileri teknolojilere (havacılık, deniz araçları, makine, askeri vd) ışık tutacaktır. Modern gaz türbinli motorların maliyeti, motor başına yıllık 50.000 $'ı aşan yeni yedek parça masrafları ile, milyonlarca doları bulmaktadır. Bu maliyetin büyük bir kısmını türbin sıcak kısmındaki pahalı komponentlerin değişimi oluşturmaktadır. Ayrıca Al_2O_3-YAG seramiklerin ve bileşenlerinin eski türbin (Ni esaslı metal alaşımı ya da Si_3N_4 sinter seramik) komponentlerinin yerini alması beklenmektedir. Gaz türbinlerinde sıcaklık değerleri ve verimlilik değerleri arttıkça, doğal olarak CO_2 salınımı da artar. Ancak yüksek sıcaklık ve verimlilikte CO_2 salınımını azaltabilmek için ultra yüksek sıcaklık malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi gerekir. Bu nedenle Al_2O_3-Y_2O_3 bileşiminden üretilmesi planlanan $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}$ ötektik fazının davranışlarını yukarıda belirtilen koşullarda belirlemek uluslararası alanda bir ilk olacaktır. Bu malzemelerin geliştirilebilmesi küresel ısınmanın önlenmesine katkı sağlamaktadır. Kara ve hava ortamlarındaki gaz türbinlerinden kaynaklı CO_2 emisyonunu kesmek için ileri yüksek sıcaklık malzemelerinin etkili kullanımı söz konusudur.

Bu çalışmada farklı kompozisyonlardaki Al_2O_3-Y_2O_3 tozlarından elde edilen alümina/YAG kompozitlerinin üretimi, sertlik, eğilme mukavemeti gibi mekanik özellikleri ve mikroyapıları hakkında araştırma yapılmıştır. Farklı itriyum oksit miktarlarının alümina/YAG malzemesinin mekanik özelliklerini nasıl etkilediği ve mekanik testler sonrası ve öncesi alümina/YAG malzemesinin mikroyapısında ne tür değişimler olduğu üzerine çalışılmıştır.

BÖLÜM 2
ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Al_2O_3-$Y_3Al_5O_{12}$ kompozit malzemelerin işleme aletleri, havacılık endüstrisindeki jet motor parçaları gibi kullanım alanları mevcuttur (Ochiai ve ark., 2001; Parthasarathy ve ark., 2004; Palmero ve ark., 2006). Al_2O_3 ve Y_2O_3 toz karışımının sinterlenmesi sonucu oluşan Al_2O_3-YAG ($Y_3Al_5O_{12}$, itriyum alüminyum garnet) iki fazlı mikro yapısının sinterlemeden sonra homojen bir tane dağılımı göstermesi beklenir. Çünkü bu durum termal genleşme katsayıları farklı olan iki fazın sıkıştırma gerilimi üzerine olumlu etki yapmaktadır. Bu davranış tane içi çatlak ilerlemesini zorlaştırarak malzemenin kırılma tokluğunu iyileştirmektedir. Oksit seramikler oksit olmayanlara göre yüksek sıcaklıklardaki hava şartlarında daha iyi oksidasyon ve korozyon direnci gösterirler. YAG seramiklerinin çok yüksek sürünme direnci, yani yüksek sıcaklıklarda mekanik mukavemet gösterdikleri bazı çalışmalarla kanıtlanmıştır.

Bu seramiklerin bahsedilen şartlardaki mekanik entegrasyonu 1500°C civarındadır (Waku ve ark., 1998; Li ve Gao, 1999; Wang ve ark., 2001). Seramik malzemelerin mekanik özelliklerini değerlendirmenin hızlı ve kolay bir yolu uygun bir şekilde yüzeyi zımparalanmış ve parlatılmış numunenin kırılma tokluğu ve sertliğinin Vickers sertlik ölçme metodu ile ölçülmesidir. Bunun yanında Vickers ölçümleri kırılma dayanımı (Baldassari ve ark., 2008), Meyer indeksi (Kim ve Kim, 2002) ya da Young modülü (Ziemath ve Herrmann, 2000; Rouxel ve ark., 2004) gibi önemli özelliklerin ölçümü hakkında da bilgi vermektedir. Li ve Gao (1999) hacimce %5 YAG içeren Al_2O_3-YAG mikroyapıda sıcak presleme ile şekillendirmeyi kullanarak YAG tanelerinin alümina matris içerisinde düzenli dağılımını sağlayacak bir mikroyapı oluşturmuşlardır.

Monolitik alümina ile karşılaştırıldığında çeşitli miktarlarda YAG ilavesinin sertlik, kırılma mukavemeti ve tokluğunu artırdığı saptanmıştır. Bununla birlikte French ve çalışma arkadaşları hacimce %50 YAG içeren Al_2O_3-YAG yapısının sürünme ve yüksek sıcaklık kırılma tokluğu davranışlarını incelemişlerdir (French ve ark., 1994; French ve ark., 1996). Yapılan çalışmalara göre kompozit malzemeler 800°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tek fazlı oluşumlara göre daha yüksek tokluk değerleri göstermektedir. Bu nedenle ikili yapılardaki ara faz bağları malzemedeki tokluk oluşumuna katkıda bulunmaktadır. Ayrıca 1100°C ile 1350°C sıcaklık aralıklarında kompozitlerin sürünme oranları monolitik fazlı yapılara göre çok daha düşüktür. Kompozit arasında oluşan arayüzey sayesinde kontrol edilebilen difüzyonel bir sürünme mekanizması sağlanmaktadır. Duong ve Wolfestine (1993) Al_2O_3-

YAG kompozitlerdeki YAG miktarının sürünme direncini artırarak kontrol edebildiğini ve benzer sonuçların Torecillas ve arkadaşları tarafından da (Torrecillas ve ark., 2007; Schehl ve ark., 2002) polikristal kompozitdeki sürünme oranının saf alüminaya göre daha az olduğu üzerine çalışmaları bulunmaktadır. Parthasarathy ve Mah diğer çalışmalarında Al_2O_3-YAG ötektik kompozitin üretimi ve mekanik özellikleri üzerinde incelemelerde bulunmuşlardır (Mah ve ark., 1990; Matson ve ark., 1990). Bu çalışmalar sonucunda Al_2O_3-YAG ötektik kompozitin oda sıcaklığındaki kırılma mukavemeti 373 MPa, kırılma tokluğu ise 4.3 MPa $m^{1/2}$ olarak bulunmuştur. Safir (tek kristal alümina) ve tek kristal YAG ile karşılaştırıldığında kompozitlerin artan sıcaklıklarla birlikte önemli derecede daha yüksek kırılma tokluğu değerleri bulunmaktadır.

Günümüzde sinterleme haricinde üretilen yönlü katılaştırılmış Al_2O_3-YAG ötektik kompozitleri oda sıcaklığından ergime noktasının hemen altındaki mükemmel yüksek sıcaklık özellikleri, üstün oksidasyon ve sürünme dirençlerinin yanı sıra hava ortamındaki yüksek termal stabiliteleri bu malzemeleri 1600°C'nin üzerindeki yüksek verimlilikli termal güç santrali ve havacılık uygulamaları için aday yapısal malzemeler haline getirmiştir (Llorca ve Orera, 2006; Ramirez ve ark., 2006; Nakagawa ve ark., 2005; Mesa ve ark., 2011; Pena ve ark., 2006; Waku ve ark., 1998). Örneğin yönlü katılaştırılmış Al_2O_3-YAG ötektik seramikleri Bridgman metodu ile hazırlanmış ve bu çalışmalarda hava atmosferinde oda sıcaklığından 1800°C'ye kadar olan sıcaklıklarda eğilme mukavemeti 360-500 MPa aralığında yer almıştır. Lazer ergiyik metodu ile üretilen Al_2O_3-YAG-ZrO_2 öteksik oksit sistemin 4.6 GPa'lık eğilme mukavemeti değerine çıktığı tespit edilmiştir (Oliete ve ark., 2007). Özellikle bu malzemelerin sıradışı özellikleri arasında çin yazısı şeklinde üniform bir yapı ile tanımlanmaları söz konusudur. Bu yapılar tane sınırı ya da amorf faz içermezler (Su ve ark., 2009; Lee ve ark., 2005; Sayir ve Farmer, 2000; Fu ve ark., 2013).

Karakteristik mikroyapı önemli derecede ötektik kompozisyona bağlıdır. Genel olarak ötektik seramikler yönlü ya da yönlü olmayan katılaştırma metodu ile ergiyikten üretirler. Fakat bu yöntemler alümina esaslı malzemelerde çatlak oluşum hassasiyetini artırmakta dahası geniş boyutta katılaşmış kristaller elde etmek zorlaşmaktadır (Ester ve ark., 2011; Yoshikawa ve ark., 1999). Bu nedenle ince ötektik yapılı alümina esaslı geniş boyutlu seramiklerin hazırlanması işlemi endüstriyel uygulamalar açısından günümüzde bir problem haline gelmektedir. Sonuç olarak motor ve türbinler için yüksek sıcaklık yapısal parça uygulama ihtiyaçlarını karşılamak geniş boyutta kristallerin üretilmesi için henüz geliştirilmiş bir metot bulunmadığından kompozit malzemelerin sinterlenerek üretilmesi

yine ön plana çıkmaktadır. Maliyet verimlilik etkisi esas alındığında sinterlenerek üretilmiş seramikler, üretim yöntemlerinin kolaylığı da göz önüne alındığında oldukça avantajlıdır.

Wang ve Gao (2001) yaptıkları çalışmada birlikte çöktürme yöntemiyle elde ettikleri Al_2O_3 ve YAG tozlarından polikristal Al_2O_3-YAG kompozitleri elde etmişlerdir. Toz bir karışım yerine böyle bir yöntem tercih etmeleri daha düzgün bir dağılım sağlamak istenmesi olarak belirtilmiştir. Hacimce %5 YAG ve %25 YAG içeren Al_2O_3 kompozitler sırasıyla 604 MPa ve 5.0 MPa $m^{1/2}$, 611 MPa ve 4.5 MPa $m^{1/2}$ eğilme mukavemeti ve kırılma tokluğuna sahip olarak ölçülmüşlerdir.

Medraj ve ark. (2006) yaptıkları çalışmada katı halde hazırlanmış Al_2O_3-Y_2O_3 sisteminin faz formasyonunu incelemişlerdir. XRD ölçümleri göstermiştir ki sitokiyometrik YAG kompozisyonu (%mol Al_2O_3:Y_2O_3::62.5:37.5) faz oluşumu 1200°C'de başlamaktadır. Sıcaklığın 1200°C'den 1600 °C'ye yükseltilmesiyle daha fazla Al_2O_3-Y_2O_3 sarf edilmiş ve YAG fazı oluşumu gözlenmiştir. Ancak, 1600°C'de bulunulmasına rağmen YAG faz geçişi tamamlanmadığı ve etkileşime geçilmemiş Y_2O_3 ve Al_2O_3 olabildiği görülmüştür. Bu bulgular doğrultusunda Al_2O_3-Y_2O_3 katı faz karışımının YAG faz oluşumunun tamamlanması için 1900°C veya daha yüksek sıcaklıkta çalışılması gerektiği sonucuna ulaşılmıştır.

Lima ve ark. (2013) YAG elde etmek amacıyla katı halde hazırladıkları tozları işlemişlerdir. Sitokiyometrik Al_2O_3-Y_2O_3 toz karışımı farklı sıcaklıklarda (1000°C, 1200 °C, 1400 °C ve 1600 °C) öğütülmüş ve kalsine edilmiştir. $YAlO_3$ ara fazından YAG fazına tam geçişin mümkün olduğu sıcaklığın 1400°C'de olduğu gözlemlenmiştir.

Nagira ve ark. (2012) Al_2O_3-YAG ötektik kompozisyon üretimini çalışmışlar ve soğutma altında ergiyik katılaştırma yöntemini kullanmışlardır. Ötektik kompozisyon hazırlamak için polimerik kompleksleme yöntemi kullanılmış ve böylece ötektik kompozisyonun denge mikroyapısı yarı kararlı ötektik kompozisyonunkinden farklı olduğu saptanmıştır. Kırılma direncinin de YAG ilavesiyle arttığı görülmüştür.

Lach ve ark. (2011) hacmen %20 YAG içeren Al_2O_3-YAG çözeltisini kompozit elde etmek için kullanmışlar ve birlikte çökeltme yöntemini kullanmışardır. Aluminyum nitrat ve İtriyum nitrat öncü olarak kullanılırken Amonyum karbonat çöktürücü ajan olarak kullanılmıştır. 800°C'de γ-Al_2O_3 oluşmasını takiben 1100°C'de δ-Al_2O_3 ve θ-Al_2O_3 kristalizasyonu gözlemlenmiştir. 1198˚C'de α-Al_2O_3 ve YAG ayrıca oluşmuş ve oluşan YAG, Al_2O_3 matris boyutuyla sınırlandığı gözlemlenmiştir.

Lach ve ark. (2011) hacimce YAG yüzdesi 5 ila 30 arasında değişen Alümina-YAG kompoziti elde etmek için çalışmışlardır. Çalışma sonucunda YAG eklentisinin alümina

yoğunluğunu değiştirdiğine ulaşılmıştır. Kırılma tokluğunu ölçmek için çok ince parçalarda tercih edilen indentasyon metodu kullanılmış ve yüksek oranda YAG katkısının kırılma tokluğunu ve sertliği düşürdüğü sonucuna ulaşılmıştır. Ayrıca oluşan çatlak görüntülerinde farkedildiği üzere YAG eklentisiyle çatlak görüntüsü düz iken zikzak çatlak bir görüntü daha uzun olarak ölçülmüştür. Bu fark sebebinin kompozitin hem sertlik ve tokluk farklarının olduğu hem de YAG fazının çatlak oluşumunu yavaşlatması olarak belirtilmiştir.

Voytovych ve ark. (2002) Al_2O_3-Y_2O_3 yoğunlaşma ve irileşme sürecini incelemek için Y_2O_3 eklentisini çalışmışlardır. Çalışma $Y(NO)_3.6H_2O$ ve yüzdece farklı Al_2O_3 karışımı doğrultusunda hazırlanmıştır (hacimce 0-3000 %ppm Y_2O_3). Çalışma sonucunda görülmüştür ki Y_2O_3 katkısının 1450°C kadar Al_2O_3 yoğunlaşmasını güçleştirmektedir. Bunun 1550°C'ye kadar devam ettiği ve sonrasında hiçbir etkisinin olmadığı sonucuna ulaşılmıştır.

Sommer ve ark. (2012) Al_2O_3-YAG kompozitlerine YAG etkisini incelemişlerdir. Kompozit matrisi içerisinde YAG yüzdesi 5, 10 ve 20 olarak eklenmiştir. YAG eklentisi iki farklı şekilde çalışılmıştır. İlk yöntemde YAG tozu alümina tozu ile karıştırılmıştır. Diğerinde ise önceden hazırlanmış olan Y_2O_3 ($Y(NO_3)_2$) YAG sinterleme prosesi sırasında kaplanarak uygulanmıştır. Farklı kompozisyonlardaki numuneler slip döküm yöntemiyle hazırlanmışlardır. Sonuçlar göstermiştir ki kaplama yapılarak uygulanan metod ve %10 eklenti olan numune en iyi sonuçları vermiştir. Sertlik, kırılma tokluğu ve eğilme dayanımı bu numunede maksimum olarak gözlemlenmiştir. YAG yüzdesinin 20 olduğu numunenin sinterlenmesinin zor olduğu belirtilmiş ve bunun sebebi olarak kompozitteki homojen olmayan YAG fazı olarak belirtilmiştir.

Palmero ve ark. (2006) Al_2O_3-YAG nanokompoziti elde etmekte kullanılan çeşitli yöntemleri karşılaştırmışlardır. Kompozitler hacimce %50 Al_2O_3-YAG içeren kimyasal sentezlenmiştir. Sentezleme 25°C'de gerçekleşmiş ve tersine birlikte çökelme yöntemi kullanılmıştır. Bazı örneklere 500ppm MgO da eklenmiştir. 900°C'de sinterlenen örnekte tane büyüklüğü 20 nm olarak ölçülmüştür. 1200°C'de sinterlenen örnek ise 120 nm olarak ölçülmüştür. MgO eklenen numunelerde etkisinin çok az olduğu saptanmıştır. 1420°C sıcaklıkta Al_2O_3 ve YAG tanelerinin yaklaşık 200nm olduğu ve mikroyapılarının düzgünce oluştuğu gözlemlenmiştir. Boyuna mukavemet büyüme hızında doğrusal bir artış göstermiştir. Enine mukavemet, büyüme hızı 25 ila 750 mm / saat arasında yükseldikçe, 144 ila 118 MPa arasında azalmıştır. Düşük olan enine mukavemet, büyüme ekseni olarak farklı eksende odaklanmış olan uzatılmış kusurların varlığından kaynaklandığı şeklinde yorumlanmıştır.

Pastor ve ark. (2005) yönlendirilmeden katılaştırılmış Alümina-YAG kompozitlerinin hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini çalışmışlardır. Lazer yüzdürme bölgesi yöntemi kullanılan çalışmada 1mm çapında çubuklar oluşturulmuştur. Gelişme sürecinde tokluk değişmezken sertliğin arttığı kaydedilmiştir. Sertlik, boyuna ve enine yönlerde ayırt edilemeyecek durumda olduğu belirtilmiştir. Boyuna mukavemet çubuklar için eğme testi yapılarak ölçülmüştür. Kuvvet 1427°C'ye kadar sabit ve 1627°C'de azalmıştır. Homojen mikro yapı 1627°C 'de gözlenmiştir ki bunun da boyuna mukavemetindeki azalmayla ilişkili olduğu belirtiliştir.

Bu çalışma ile itriyum oksit katkısının alüminyum oksit yapısının mikro yapısını hangi oranda değiştirdiği ve en iyi sonucu nasıl verdiği araştırılmıştır. Y_2O_3 ilavesi ile mikro yapıdaki, gözenek, camsı yapı oluşumu ve tane sınırı gibi kusurlar analiz edilmiştir. Hem alümina hem de YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) fazlarının yapı içeresinde nasıl bir dağılım gösterdikleri incelenmiş, gözenek yapılarının oluşum dereceleri irdelenmiştir. Katkı oranlarının alümina matris yapının sertliği üzerindeki etkileri ile gözenek sertlik arasındaki ilişki tartışılmıştır. İnce ötektik bir yapının oluşması yüksek sıcaklık uygulaması gibi endüstriyel uygulamalar açısından çok önemlidir. Bununla birlikte elde edilen numunelerin üç nokta eğme testi ile kırılma mukavemeti değerleri ölçülerek en uygun kompozisyondaki numune belirlenerek itriya katkısının mukavemet üzerine etkileri ortaya konmuştur.

2.1. Ötektik Seramik Oksitler

Ötektikler, mikro skalada, mikroyapı karakteristiği katılaşma kondisyonlarınca belirlenen bir dizi kompozit malzemeler olarak tanımlanır. Bu kompozitler, güçlü arayüzleri, geniş yüzey alanı ve homojen mikroyapısı, interfaz boşluklarının az olması gibi sebepler doğrultusunda geçtiğimiz onlarca yıl boyunca çalışılmışlardır. Bu çalışmaların önceliği özellikle metal ötektikleri üzerine yoğunlaşmış ve elde edilen bilgiler ötektik oluşumlarının ve mikroyapılarının kavranması üzerine olmuştur. Yapılan çalışmalarda metal oksitlere kıyasla seramik ötektiklere daha az çaba ayrılmakla birlikte, oksitler ve oksit sistemleri için (Al_2O_3-ZrO_2 ya da ZrO_2-$CaZrO_3$ gibi) öncü çalışmalar yapılabilmiştir (Llorca ve Orera 2006).

2.2. Alümina ve Özellikleri

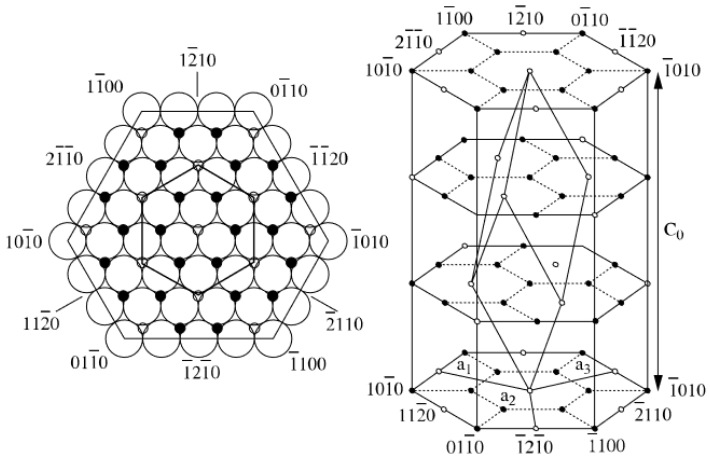
Alümina, Bayer prosesi ile işlenen boksit kayaçlardan üretilir. Alüminyum üretimi, kullanılan boksitin yaklaşık %85'ini tüketir ve metalürjik olmayan kullanımlar da %15'ini kapsar. Bu oranın %10'u alümina formunda, %5'i ise alüminaya dönüştürülemeyen kalsine

boksit formunda kullanılmaktadır. Refrakter endüstrisi en büyük alümina tüketicisidir, bunu aşındırıcı endüstriler, teknik porselenler (buji gövdeleri dahil), mekanik ve elektronik kullanım için seramikler ve kimya (özellikle katalizörler) endüstrisi takip etmektedir. Fiyatları ise çok geniş bir aralıkta değişmektedir: mevcut fark, metalurjik alümina (ton başına yaklaşık 200 Avro) ile safir monokristallerin hazırlanması için kullanılan yüksek saflıkta alümina (ton başına yaklaşık 20.000 Avro) buna örnek olarak verilebilir (Boch and Nièpce 2010).

2.2.1. Alfa Alümina

Alüminyum oksit veya alümina, safir monokristalleri oluşturmak için korundum yapısında (mineralojik terim) kristalleşir. Örneğin, beyaz safirden bahsetmek gerekirse, çizilmez saatlerde kullanılan camları üretmekte kullanıldığı görülmektedir. Gemolojide mavi safir içinde bir miktar Ti^{4+} bulunan bir alüminadır. Yine yakut Cr^{3+} ile renklendirilmiş alüminadır. Bu örnekler, çeşit olarak dengede olan alfa olarak belirtilir (Al_2O_3-α), ancak alüminanın hazırlanması için hidratlanmış alüminalara ve geçiş alüminaları gibi yarı-kararlı dengede bulunan çeşitlerine ihtiyaç duyulmaktadır (Boch ve Nièpce 2010).

Şekil 2.1'de görüldüğü gibi korundum yapısı, eşkenar dörtgen sistemine, R3c uzay grubuna aittir, oda sıcaklığında kafes parametreleri, altıgen eksenlerde, a = 0.4759 nm ve c = 1.299 nm'dir, Z = 6. Kristal, oktahedral kesişmelerin üçte ikisinin Al^{3+} katyonları tarafından işgal edildiği O2-anyonlarının üst üste altıgen istiflenmesi olarak tanımlanabilir (Boch ve Nièpce 2010).



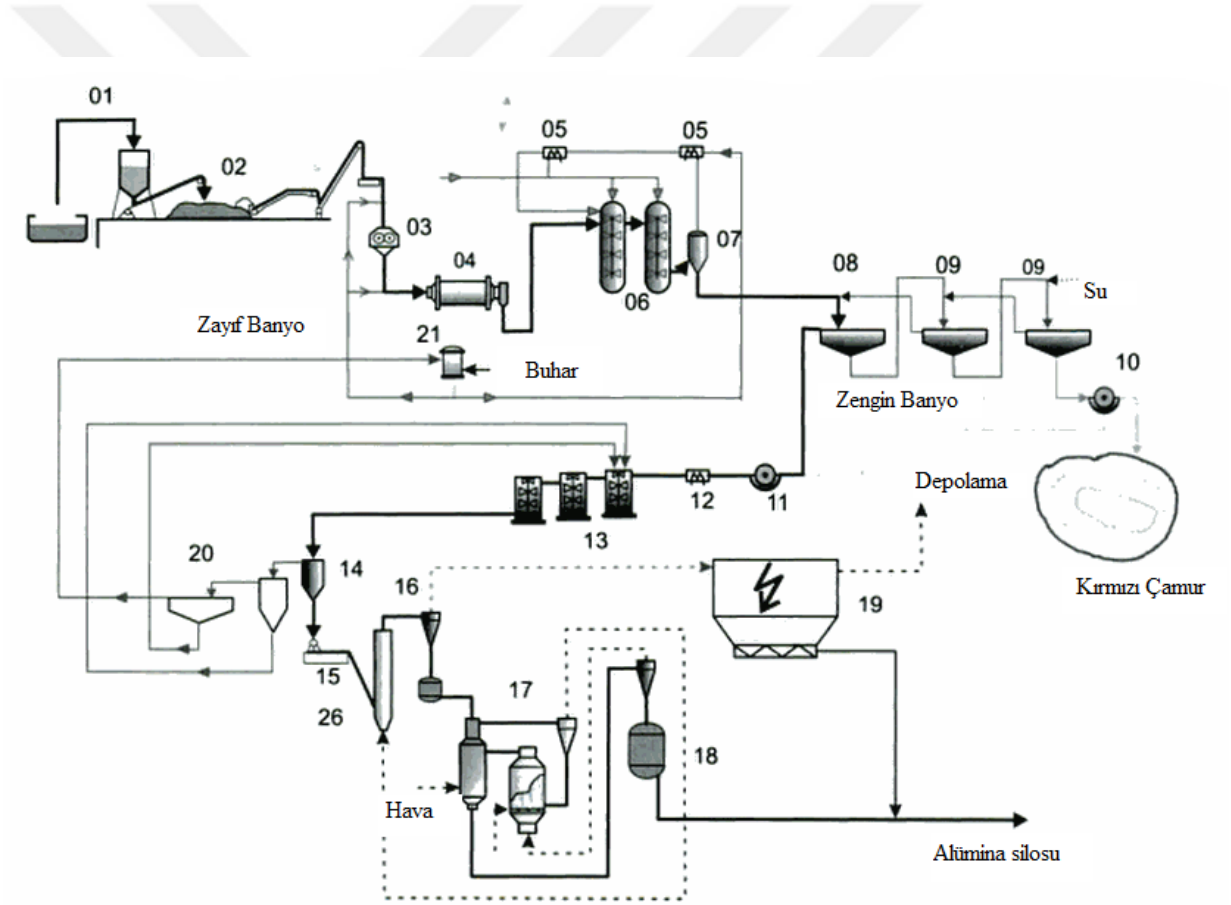
Şekil 2.1. α Alümina yapısı.

Soldaki şekilde temel yapısı gözükmektedir: geniş halkalar anyonları, içi dolu küçük

halkalar katyonları, küçük boş halkalar ise boşta oktahedral boşluklar bulunmaktadır. Sağda ise katyon alt latisi gözükmektedir: dolu kürelerle yeri dolu katyonlar boş küreler ise yeri boş alanları temsil etmektedir (Boch ve Nièpce 2010)

2.2.2. Bayer Prosesi

Günümüzde alüminyum eldesi iki aşamalı bir prosestir. İlk aşamada saf alümina rafinerisi gerçekleşir. Saf alümina boksit minerali içerisinden elde edilir ve bu prosese Bayer Prosesi denir. Ham maddenin asit ile reaksiyonu sonucunda oluşan çözelti sıcak banyolara alınır, sonrasında alüminyum hidrat partikülleri çökeltilerek kristalize edilir, son adımda kalsine edilerek alüminaya ulaşılır (Schmitz 2006). Prosesin iş akış şeması Şekil 2.2'de belirtilmiştir.



Şekil 2.2. Alümina rafineri iş-akış şeması (Schmitz 2006). 01 Liman teisleri, 02 Boksit stok alanı, 03 Ön kırıcılar, 04 Öğütme değirmeni, 05 Eşanjörler, 06 Sindirici, 07 Genleşme, 08 Kırmızı çamur kalınlaştırma, 09 Kırmızı çamur yıkama, 10 Kırmızı çamur filtrasyonu, 11 Parlatma filtrasyonu, 12 Isı eşanjörü, 13 çökelticiler 14 hidrat siklonu, 15 hidrat tabla filtreleri 16 Kurutma safhası 17 Kalsinasyon aşaması 18 Alümina soğutucu 19 elektro-static çökeltici (ESP) 20 Tanecik ayracı 26 Besleyici

2.2.3. Alümina Uygulama Alanları

Alümina seramikleri, bu oksitin ve onun güçlü atomik bağlarının, yüksek sertlik, yüksek elastikiyet, tatmin edici mekanik mukavemet, aşınma direnci, iyi tribolojik özellikler ve refrakterlik anlamına gelen mekanik ve termal performanslarına borçludur. Ancak tek bir mikro yapı türünde olması zorunlu değildir. Alümina mekanik özellikleri için net değerler vermek faydasız olacaktır çünkü mekanik özellikler mikroyapıya göre değişen hassas özelliklerdir ve malzeme sıcakken ve çevre agresif olduğunda sıcaklığa ve kimyasal reaksiyonlara bağlıdır. Ancak yaklaşık değerler vermek gerekirse, yoğun ince taneli bir alümina seramiği, Young modülü ≈ 400 GPa (çelikten iki kat fazla), Poisson oranı ≈ 0.25, Vickers sertliği ≈ 20 GPa ve 300 ila 500 MPa mekanik eğilme dayanımına sahiptir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için, korozyon olmadığı ortamda, sinterlenmiş alümina parçaları 1600°C'yi aşan sıcaklıklarda, ve birkaç MPa'ı geçmemesi gereken stres seviyelerinde uzun süre çalışabilirler (Boch ve Nièpce 2010). Çizelge 2.1'de alümina tozunun kullanım alanları görülmektedir.

Çizelge 2.1. Alümina tozu kullanım alanları (Boch ve Nièpce 2010)

Uygulama	**Arzulanan temel karakteristik**	**Sodyum içeriği/reaktiflik**
Yüksek voltaj izolatörleri	Mekanik ve elektriksel dayanım, ark etkilerine karşı direnç, saflık, termal şoklara karşı direnç	Normal/
Bujiler	Mekanik ve elektrik mukavemeti, kontrollü büzülme, dayanıklılık, termal şoklara karşı direnç	Azdan normale/
Elektronikler için seramikler	Yüksek sıcaklıklara dayanıklılık, yüksek elektrik direnci, termal iletkenlik, metalleşme kolaylığı	Az/
Fayanslar, emayeler	Mekanik ve kimyasal özellikler, kontrollü füzyon ve viskozite, yüzey etkilerinin ayarlanması	Orta/
Metalize yüzeyler	İyi termal iletkenlik, metalleşme kolaylığı	Az/Reaktif
Kataliz desteği	Korderitin hazırlanması, ısı iletkenliği, yüzey kontrolü	Normal/

Çizelge 2.1.'in devamı

Ergimiş metal için seramik filtreler	Yüzey kontrolü, iyi termal iletkenlik, termal şoklara karşı direnç	Normal/
Çanak çömlek, sıhhi tesisat	Mekanik ve kimyasal direnç, beyazlık	Normal/
Mekanik uygulamalar için seramikler	Mekanik direnç, ısıl iletkenlik, korozyona dayanıklılık, aşınma ve termal şoklar	Zayıftan normale/Reaktif
Sürtünme teknolojisi	Düzgün mikroyapı, sertlik ve tokluk arasında uyuşma	Normal/

20°C'deki tokluk değeri 3.5 MPa $m^{1/2}$'dir ve bir seramik için yeterince yüksek olmasına rağmen metallerle kıyaslandığında alüminayı tok bir malzeme olarak kullanmak uygun değildir. 20°C ve 1.000°C ($\alpha_{20\text{-}1,000}$) arasındaki termal genleşme katsayısı 8.5 10^{-6} K^{-1}'dir (Boch ve Nièpce 2010).

Tanecik durumunda kullanılan alümina (sinterlenmiş seramiklerin aksine), silisyum karbürün yanı sıra en çok kullanılan aşındırıcıdır. Bir aşındırıcının performansı, sertliğin söz konusu olduğu tek parametre olmayan karmaşık bir nitelikler kümesi olarak nitelendirilebilir. Alüminanın biyomateryal olarak kullanımı da (kalça protezi ya da dental implantlar) alümina seramiklerinin sürtünme performansları hakkında altı çizilmesi gereken başarısıdır (Boch ve Nièpce 2010).

Optik ve mekanik performanslarının olağanüstü kombinasyonu monokristallerin kullanımını hakkında fikir verebilir. Ana üretim yöntemi, 19. yüzyılın sonunda icat edilen Verneuil yöntemidir. Bu yöntem alümina tozunu bir oksihidrojen üfleme borusunun alevi içinde eritmek, ardından ekseni etrafında dönen bir monokristal üzerinde damlayarak sıvıyı katılaştırmaktan oluşur; bu şekilde oluşan dikit, saatte birkaç santimetre büyüyecektir. Monokristaller (formları uzatılmış olsa da küre formundadır) büyük olabilir (çapı santimetre cinsinden ifade edilir ve uzunluk onlarca santimetredir) (Boch ve Nièpce 2010).

Alümina seramikleri, elektrik ve elektronik endüstrileri tarafından yaygın olarak kullanılmaktadır.

Otomobiller için bujiler, alümin seramikler ve alümina arasındaki sınırda bulunan malzemeleri kullanarak yapılan en eski uygulama anlamına gelmektedir. Elektronikler için ana ürün, iletken veya dirençli, hatta kapasitif veya endüktif devrelerin depolandığı yalıtım malzemesidir. Alüminanın avantajı çok yüksek özdirencidir (bunun için çok saf olması veya en azından sodyum veya geçiş metalleri gibi safsızlıklardan arındırılmış olması gerekir),

aynı zamanda mekanik özellikleridir (sertlik, mekanik mukavemet), çünkü fonksiyonel malzemelerin, işlevlerinin gerektirdiği özelliklere ek olarak, yeterli düzeyde mekanik performansa da sahip olmaları gerekmektedir (Boch ve Nièpce 2010).

Yüksek hızlı mermiler (1000 ms^{-1}) veya çok yüksek hızda (10000 ms^{-1}) ergiyen metali durdurmayı gerektiren kalkanlar (kurşun geçirmez ceketler, helikopterlerin veya tankların koruyucu boyaları) alüminanın savunma sanayindeki kullanım yeri ve önemi için belirtilebilir.

Son olarak, çeşitli özellikleri ve sinterlemenin nispeten kolaylığı ile piyasadaki alümina tozunun kullanılabilirliği sayesinde, alüminanın, mekanik kullanımlara sahip seramikler için ilk tercihi oluşturduğunun altını çizilebilir.

2.3. İtriyum Oksit (Y_2O_3)

İtriyum oksit, iyi bir kimyasal stabilite, yüksek bir direnç ve yüksek kırılma mukavemeti sunan, refrakter özelliği oldukça yüksek (T_f = 2410°C) bir malzemedir. Bu özelliklerinden dolayı teknoloji tarafından duyulan ilgi artmaktadır. Seramik işlemede (zirkonya stabilizasyonu) iyi bilinen kullanımının yanı sıra, Y_2O_3 süper iletken ince filmler için bir substrat olarak ümit verici bir malzemedir. Y_2O_3 kristalleri, nadir toprak katkılı lazere host olmasından dolayı büyük ilgi görmüştür (Llorca ve Orera 2006; Kaminskii, 1981). Ayrıca, yüksek dielektrik sabiti ($\in_0$ = 14 - 17), itriyum oksiti çok büyük ölçekli silikon entegrasyon uygulamaları için olası bir aday yapmaktadır (Llorca ve Orera 2006; Gurcitch ve ark., 1987).

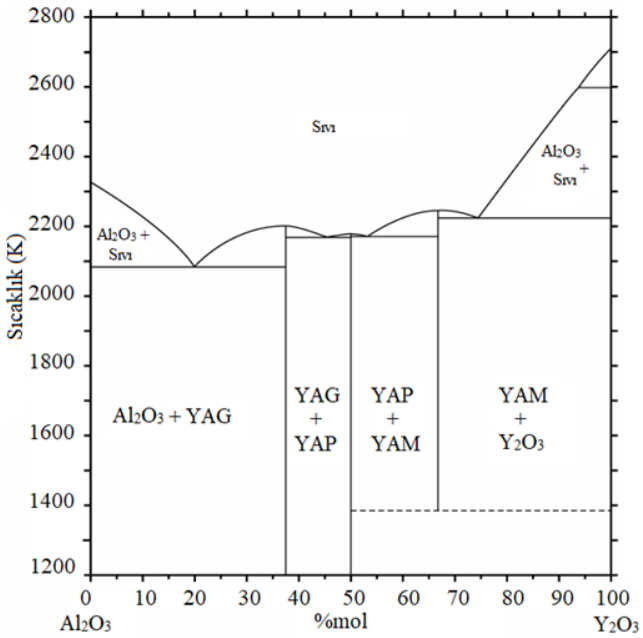
Bununla birlikte, Y_2O_3'ün özellikleri büyük oranda kusurların varlığına bağlıdır. Bunların (Llorca ve Orera 2006; Norby ve Kofstad, 1986) elektrik iletkenliğini değiştirdiği bilinmektedir. Son zamanlarda, oksijen eksikliğinin mekanik özelliklerde önemli değişikliklere neden olduğunu gösterilmiştir (Llorca ve Orera 2006; Fantozzi ve ark., 1989) (kırılma tokluğu azalması). Ek olarak, bir iyonize edici lazere maruz kaldıktan sonra yüzey iletkenliğinin arttığı fark edilmiştir (Llorca ve Orera 2006; Jollet ve ark., 1988). Bu değişikliklerin mikro skalada kökenine ulaşmak için, Y-O bağlarının evrimi, oksijen boşluklarının oranının bir fonksiyonu olarak Auger ve fotoelektron spektroskopisi ile incelenmiştir: bağın kovalent karakterinde bir artış bulunmuştur (Llorca ve Orera 2006; Gauteir ve ark., 1989).

2.4. Alümina ve İtriya Faz Diyagramı

Seramik matrisinden ve güçlü seramik fiberlerden oluşan kompozitlerin geliştirilmiş

tokluk ve mukavemet gösterdiği bilinmektedir, çünkü kırılganlık fiber / matris arayüzü tarafından azaltılmaktadır. Yönlü katılaştırılmış Al_2O_3/YAG (Yasuda ve ark., 2001, Waku ve ark., 1996) ötektik kompozitleri yüksek sıcaklık koşullarında yüksek termal denge, sürünme dayanımı ve mukavemet sergilemiştir (Yasuda ve ark., 2001, Waku ve ark., 1997, Mah ve ark., 1990, Parthsarathy ve ark., 1993). Waku ve ark., (1996; 1997; 1998) yaptıkları çalışmalarla içinde kolonileşme olmayan, tek kristal Al_2O_3 ve yine tek bir kristal YAG içeren ötektik kompozitlerin 1800°C'ye kadar termal dengesini koruduğunu ve yüksek dayanıma sahip olduğunu göstermişlerdir (Yasuda ve ark., 2001; Waku ve ark., 1996; Waku ve ark., 1998a; Waku ve ark., 1998b). $10^{-4}s^{-1}$gerilme hızında ve 1600°C'lik bir sıcaklıkta kayma sürünme dayanımının sinterlenmiş kompozitlerinkinden çok daha yüksek olduğu görülmüştür (Waku ve ark., 1998b). Al_2O_3/$GdAlO_3$ ötektik kompozitleri de yönlendirilmeden katılaştırılarak çalışılmıştır (Waku ve ark., 1997). Kompozitlerin 1600°C'de kırılganlıktan ziyade plastik deformasyon gösterdiği ve bunu 1700°C'ye kadar sürdürebildiği görülmüştür.

Al_2O_3-Y_2O_3 ikili sistemi $Y_3Al_5O_{12}$ (YAG), $YAlO_3$(YAP), $Y_4Al_2O_9$ bileşenlerinden meydana gelmektedir. Şekil 2.3, Al_2O_3-Y_2O_3 sisteminin faz diyagramını göstermektedir. Diyagramda görüldüğü üzere denge ötektik reaksiyonu olan Al_2O_3-YAG ve metastabil ötektik reaksiyonu olan Al_2O_3-YAP fazları ortaya çıkabilmektedir.

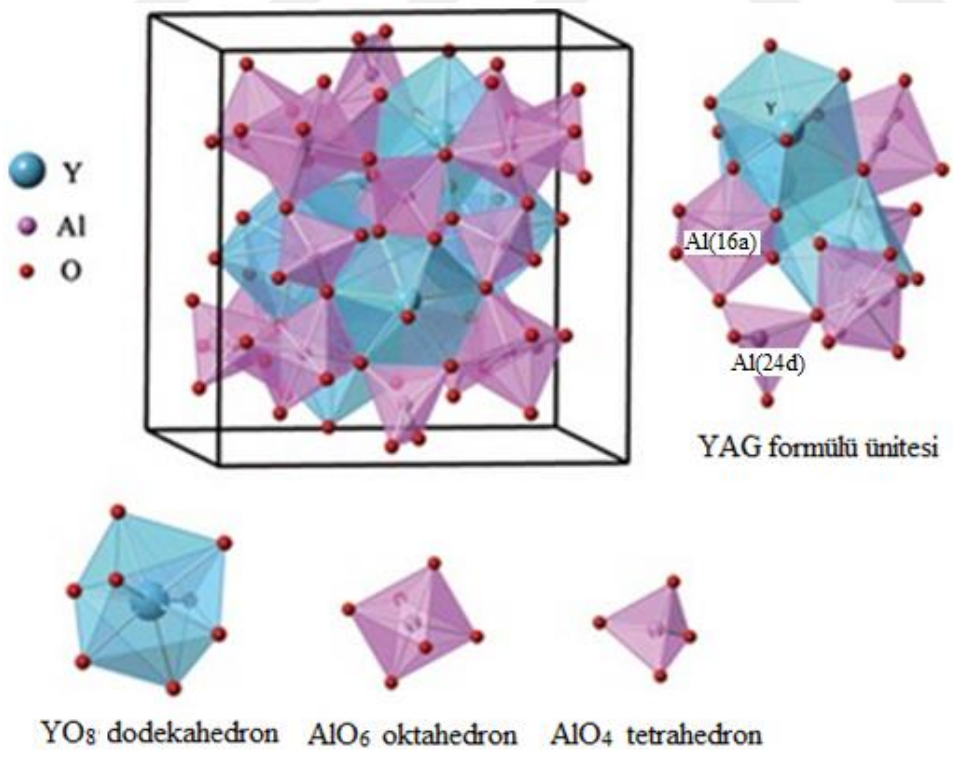


Şekil 2.3. Alümina-İtriya denge faz diyagramı (Gandhi ve Levi, 2005)

2.5. İtriyum Alüminyum Garnet (YAG) ve Özellikleri

İtriyum alüminyum Garnet ($Y_3Al_5O_{12}$, YAG) önemli bir seramik malzemedir. YAG yüksek kimyasal kararlılığa (Ikegami ve ark., 2000; Cockayne, 1985) ve mükemmel optik (Ikegami ve ark., 2000; Geusic ve ark., 1964; De With ve Van Dijk, 1984) ve yüksek sıcaklık mekanik özelliklere sahiptir (Ikegami ve ark., 2000; Corman, 1991).

YAG sentezi için geleneksel katı-hal reaksiyon yöntemleri (Ikegami ve ark., 2000; Warsaw and Roy, 1959), istenen faz saflığını elde etmek için tekrarlanan mekanik karıştırma ve 1600°C'tan büyük sıcaklıklarda kapsamlı ısıl işlem gerektirir. YAG oluşum sıcaklığını düşürmek ve son ürünün faz saflığını arttırmak için çeşitli tiplerde ıslak kimyasal yöntemler geliştirilmiş ve toz işleme için başarıyla kullanılmıştır (Ikegami ve ark., 2000; De With ve Van Dijk, 1984; Kinsman ve ark., 1994; Gowda, 1986; Inoue ve ark., 1991; Shea ve ark., 1996; Sekita ve ark., 1990; Haneda ve ark., 1998). Bununla birlikte, bu tozların sinterlenebilirliği genellikle SiO_2 ve / veya MgO gibi kayda değer miktarda katkı maddesi olmadan basınçsız sinterleme yoluyla tam yoğunluk veya şeffaflık elde etmek için yeterince yüksek olmamıştır (Ikegami ve ark., 2000; De With ve Van Dijk, 1984; Sekita ve ark., 1990; Haneda ve ark., 1998). Şekil 2.4'de genel bir YAG kristal yapısı görülmektedir.



Şekil 2.4. YAG kristal yapısı (Li ve ark., 2012)

2.6. Ötektik Kompozitlerin Sinterlenmesi

Sinterleme süreci seramiğin üretiminde önemli bir rol oynamaktadır. İstenen özelliklere sahip bir mikro yapı üretmek için hemen hemen tüm seramik gövdeler yüksek sıcaklıklarda çalışılmalıdır. Sinterleme işleminin bu yaygın kullanımı, konuya çeşitli yaklaşımlar getirmiştir. Pratikte, belirli özellikler kümesine sahip bir malzeme hazırlamak istendiği durumda mikroyapı da tanımlanmış olur. Bu nedenle sinterleme çalışmalarının amacı, proses değişkenlerinin sinterleme sırasında mikroyapısal evrimi nasıl etkilediğini anlamak olmalıdır. Bu şekilde, gerekli mikro yapının üretimi için işleme koşullarının tasarlanmasında pratikte yararlı bilgiler sağlanabilir (Rahaman, 1995).

Ötektik bir katkı malzemenin ve bir sıvı fazın varlığı seramik yapının gelişimine belirleyici bir katkıda bulunur. Aynı zamanda, ortaya çıkmasından önce sıvı faz (katkı malzemesinin ergimesi) ve yapı, katı faz sinterlemesinde gözlenen evrimden önemli ölçüde farklı olmamalıdır (Belyakov ve ark., 2002).

Ötektik bileşimin düşük ergime katkıları eklentisiyle sinterlemenin iki yönde ilerleyebileceği bilinmektedir. İlk durumda, katı faz sıvı fazda çözünmez ve yüzey gerilimi kuvvetleri nedeniyle sinterleme gerçekleşir. Sistemdeki sıvı faz oranı en az %25 ila %30 arasında olmalıdır ve faz dönüşümünün katı halden sıvı hale gelmesinin neden olduğu hacim değişimini ihmal edersek, sisteme verilen katkının miktarı en az %25 olmalıdır (Lukin ve Makarov, 2000; Kingery, 1967; Eremenko ve ark., 1968). İkinci durumda, sinterleme, katı faz parçacıklarının yeniden düzenlenmesi, çökeltme ile çözünme ve katı bir iskeletin oluşumunu içeren üç aşamalı bir işlemdir. Bu işlemler genellikle zamanla net bir şekilde ayrılmaz ve sıklıkla aynı anda meydana gelir ve birbirlerini etkiler. Çözünme ve çökme, hem katı-sıvı arayüzündeki bir kimyasal tepkimenin kinetiği hem de tepkime ürünlerinin arayüz katmanı boyunca difüzyonu ile kontrol edilebilir. Sinterlemeyi gerçekten kontrol etmek demek, üretilen malzemelerin özelliklerini kontrol etmek ve buna bağlı olarak yüksek seviyeli özelliklere sahip seramikler üretmenin temel faktörlerini tanımlamak anlamına gelmektedir (Lukin ve Makarov, 2000)

İncelenen faktörlerden kinetik işlem üzerinde etkisi olanlara bakıldığında, elde edilmek istenen seramik malzeme için kullanılacak alüminyum oksidin türü, sinterleme ve güçlendirme miktarı (kısmen stabilize edilmiş zirkonyum dioksit), katkı malzemeleri, numune kalıplama basıncı ve metodu olarak görülmüştür ve aşağıdaki eşitlik (2.1) temel alınarak çalışmalar yapılmıştır.

$$\frac{\Delta l}{l} = k \exp(-(E/R \quad T))t^n \tag{2.1}$$

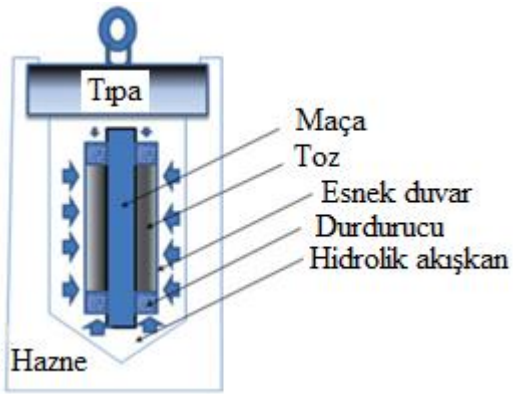
$\Delta l/l$ çekme oranını belirtirken, k, pre-eksponansiyel faktörü, E, aktivasyon enerjisini, R genel gaz sabitini, T, sıcaklığı, t, proses süresini, n, sinterleme indeksini belirtmektedir (Lukin ve Makarov, 2000).

2.7. Toz Metalurjisi

Aglomerat (topaklanma) içermeyen yüksek saflıkta seramik tozların daha ince partikül büyüklüğü ile kullanılması toz metalürjisinde önem arz eder. Sinterleme prosesinde yüksek verim için genellikle yeteri miktarda bağlayıcı ve sinter destekleyici kullanılmalıdır. Bununla birlikte öğütme işlemi şu iki sebepten dolayı gerekir; toz parçacık boyutunu küçültmek ve matris fazıyla etkileşimi gerçekleştirmek.

2.7.1 Soğuk İzostatik Presleme

Şekil 2.5'de şematik bir görünümü yer alan soğuk preslemeyle ilgili temel problem, kalınlığı boyunca görünen yoğunluğun değişmesidir. Yükleme tek eksenli olarak uygulandığından, kompakt, basınç yönü boyunca enine doğrultudan daha yoğundur. Bu nedenle, daha homojen bir sıkıştırılmış parça elde etmek için, soğuk izostatik presleme (CIP) oldukça faydalıdır. Burada, ortamdan izole toz hazne (kalıp) suya veya yağa daldırıldığında ~300 MPa'lık bir basınç uygulanır. CIP, yoğunluk farklılığı olmaksızın istenen karmaşık şekilli parçalara uygulanmak için kullanılır. Burada, yoğunluk uygulanan hidrostatik basınç nedeniyle her eksende eşittir. Sonuç olarak daha iyi bir yüzey kalitesi elde etmek ve karmaşık parçalarla çalışmak için kaçınılmaz bir işlemdir (Basu ve Balani, 2011).



Şekil 2.5. Toz seramiklerin soğuk izostatik preslenmesinin (CIP) şematik gösterimi (Basu ve Balani, 2011)

BÖLÜM 3
MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Toz Malzemelerin Hazırlanması

Ötektik kompozisyonun ağırlık oranları % 65–67–70, Al_2O_3 içeren Al_2O_3–Y_2O_3 olacak şekilde planlama yapılmıştır. Tozların özellikleri Çizelge 3.1'de listelenmiştir.

Çizelge 3.1. Yüksek saflıktaki ham malzemeler

Ham Malzemeler	Üretici	Tane Boyutu (meş)	Saflık (%)
α-Al_2O_3	Aldrich	325*	99.99
Y_2O_3	Alfa Aesar	<1250	99.999

* >100 mesh, 30%; >200 mesh, 80%; >325 mesh, 99%

İstenilen kompozisyondaki tozlar titreşimli mikro değirmende öğütülmüştür. Tozlar granülüzasyon için 1000 °C'de 1 saat sure ile sinterlendikten sonra bilyalı jet değirmende kuru halde karıştırılmıştır ve elek sarsıcıda 106 mikron ve altına elenmiştir.

3.2. Al_2O_3-YAG Seramiklerinin Elde Edilmesi

Tozlar soğuk izostatik presleme (CIP, Stansted Fluid Power Ltd., Seramik Araştırma Merkezi) yöntemi ile 300 MPa basınç altında 5 dk. Preslenmiştir. Presleme işlemini takiben numuneler 1650 °C'de 12 saat süre ile sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. (Nabertherm GmbH, Yüksek sıcaklık fırını, Seramik Araştırma Merkezi). Şekil 3.1'de sinterleme sonrası numunelerin görüntüleri gösterilmiştir. Sinterlenen 3 adet numune hazırlama işleminden sonra faz analizine tabi tutulmuşlardır.



Şekil 3.1. Sinterleme sonrası numuneler

3.3. Değerlendirme ve Karakterizasyon

XRD (Panalytical Empyrean, COBILTUM) analizinden sonra numunelerin katı halde mikroyapı görüntüleri alınmıştır. İç boşluk ya da boyun oluşumlarının vuku edip etmediğini gözlemleyebilmek ve geniş spektrumdaki yüzey yapıları için SEM görüntüleri incelenmiştir (JEOL SEM-7100, COBILTUM). İkili homojen yapı malzeme mukavemetinin artırılmasında önem arz eden bir durumdur. Bu sürecin mikroyapıdaki çekirdeklenmenin önüne geçebilecek şartların oluşturulması ile alakalı olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle de ikincil elektron görüntüleri önem arz etmektedir. Mikroyapı görünümlerinde boşluk, incelik ve saflık derecesi değerlendirilmiştir. Böylece hammadde kompozisyonunun malzeme özelliklerini ne oranda etkilediği hakkında fikir sahibi olunmuştur. Ayrıca her üç numunenin TEM geçirimli elektron mikroskop görüntüleri incelenmiştir.

3.4. Mekanik Özellikler

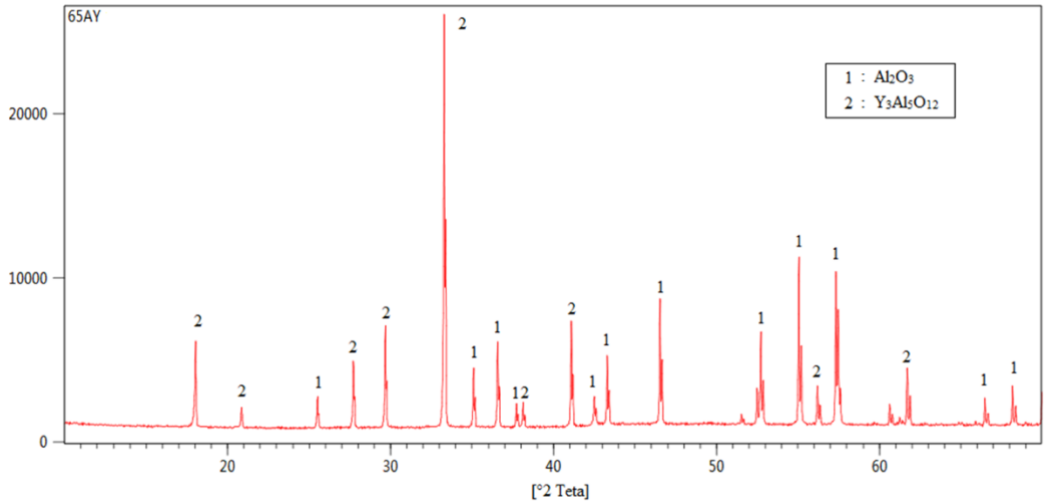
Her bir numuneye mikrosertlik testi uygulanmıştır (Pace Technologies Inc., COBILTUM). Ölçüm 9.808 N kuvvet altında 15 sn boyunca gerçekleşmiştir. Sertlik ölçümleri malzemenin dayanımı ile ilgili bağıl değerler vermekle birlikte daha iyi bir mikroyapının yüksek sertlik değerlerinde oluştuğu bilinmektedir. Böylece belirlenen kalibre değerlerinde malzeme hakkında bilgi alınabilmiş ve üretime uygun olup olmayacağı değerlendirilmiştir.

Numunelerin eğme mukavemet testleri Instron 5581 (Anadolu Üniversitesi) model cihaz ile yapılmıştır. Eğme mukavemet testi ise 0.5mm/dk'lık bir yükleme hızında 2kN'luk yük altında gerçekleştirilmiştir. Test öncesi numuneler hassas kesme cihazı ile 1.5×2×25 mm dikdörtgen bar şeklinde hazırlanmıştır (Struers, Seramik Araştırma Merkezi).

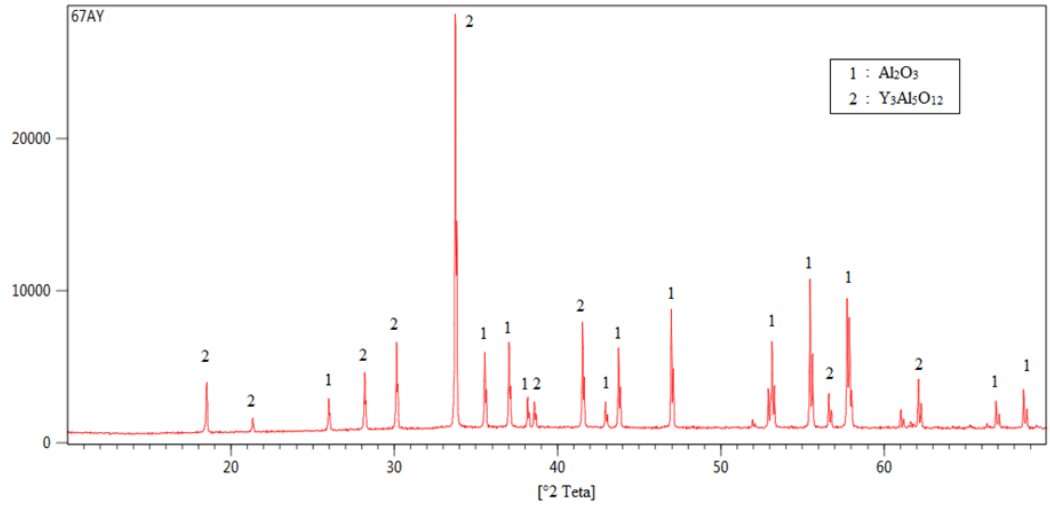
BÖLÜM 4
ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

4.1. Faz Kompozisyonu

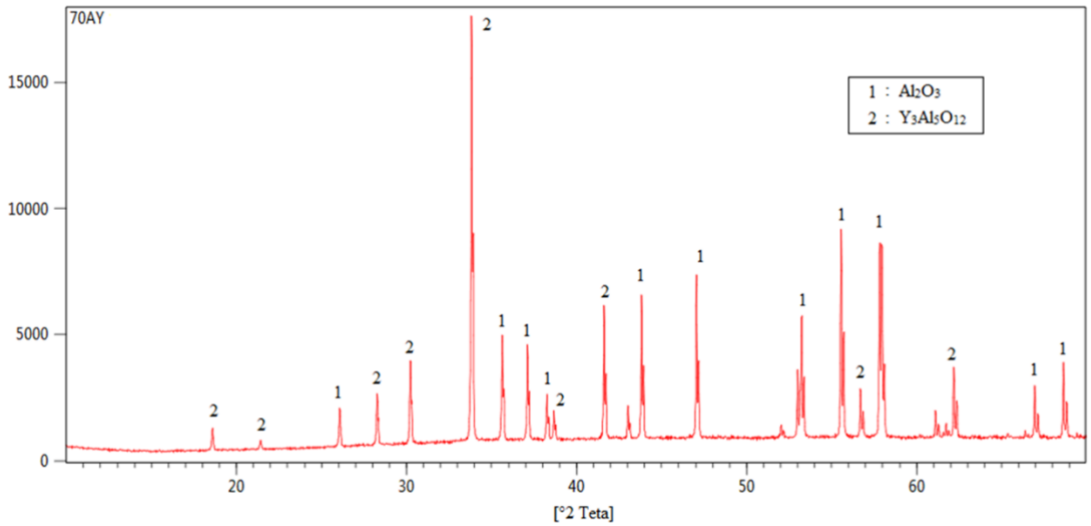
Şekil 4.1, Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'de sinterlenmiş 3 adet numuneye ait faz analizleri görülmektedir. Ağırlıkça sırasıyla %65 Al_2O_3, %67 Al_2O_3 ve %70 Al_2O_3 içeren Al_2O_3-Y_2O_3 toz karışımından elde edilen sinterlenmiş katı numuneler 65AY, 67AY ve 70AY olarak isimlendirilmiştir.



Şekil 4.1. 65AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri



Şekil 4.2. 67AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri

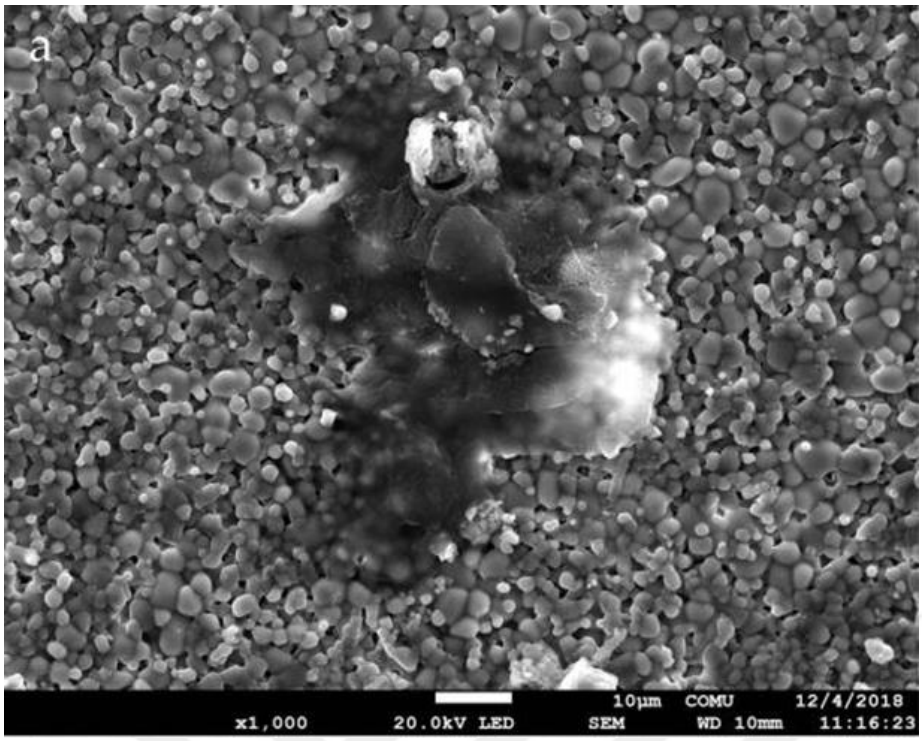


Şekil 4.3. 70AY örneğine ait Al_2O_3-YAG örneklerinden elde edilmiş X-ray difraksiyon grafikleri

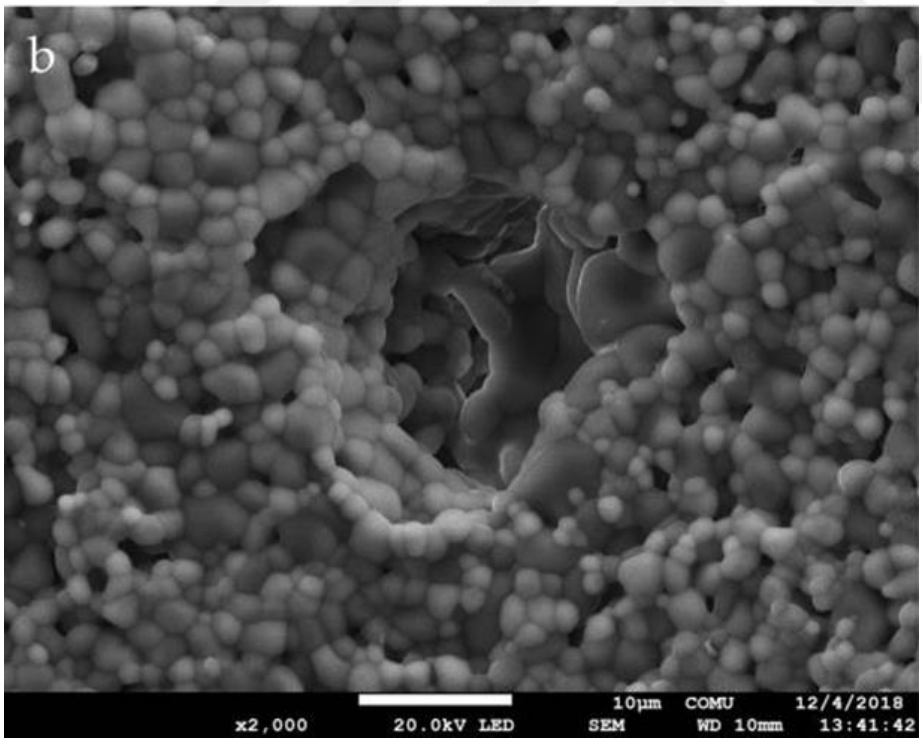
Şekildeki grafiklerden de görüldüğü gibi 3 adet sinterlenmiş numunede de alümina ve YAG fazları teşekkül etmiştir. Ancak 67AY numunesinde YAG fazının şiddeti ve pikin keskinliği daha fazladır. Bu nedenle 65AY ve 70AY kompozisyonlu numunelere göre daha fazla oranda YAG fazı ortaya çıkmıştır.

4.2. Mikroyapı

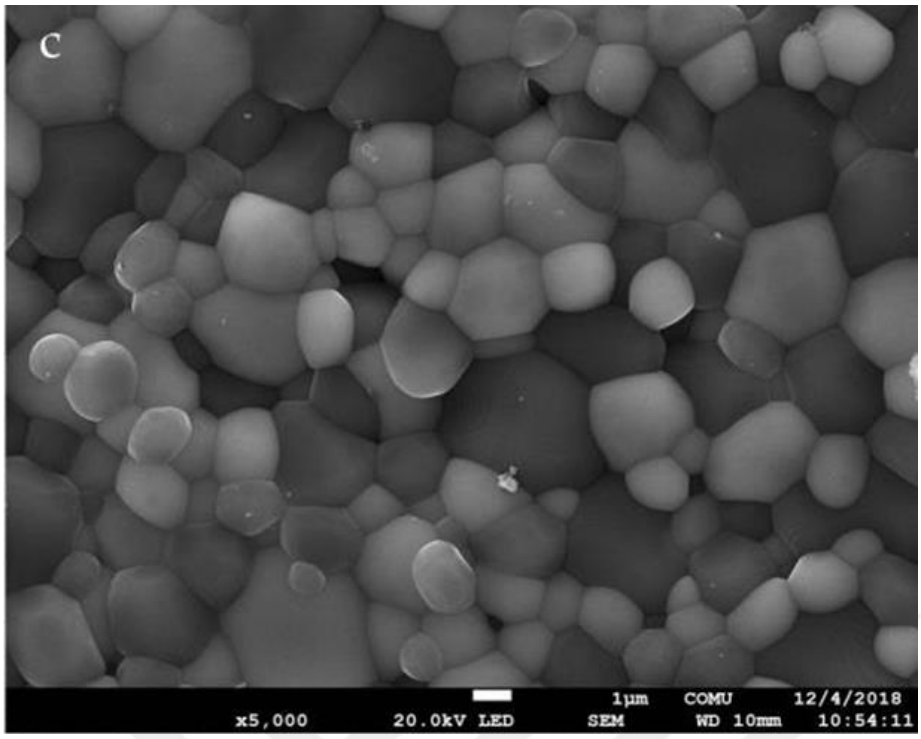
Şekil 4.4, Şekil 4.5, Şekil 4.6 ve Şekil 4.7'de sinterlenmiş her üç numuneye ait SEM görüntüleri görülmektedir. Siyah renkli bölge Al_2O_3, gri renkli bölge $Y_3Al_5O_{12}$ fazını göstermektedir. 67AY numunesinde amorf faz ya da porozite içeren herhangi bir yapıya rastlanmamıştır. 65AY numunesinde amorf faz bölgeleri gözlenmiş, 70AY bölgesinde ise yer yer gözenekli yapılara rastlanmıştır. 67AY oldukça ince bir yapı görünümü vermektedir. Hiçbir numunede üretim aşamasından sonra çatlak oluşumu gözlenmemiştir.



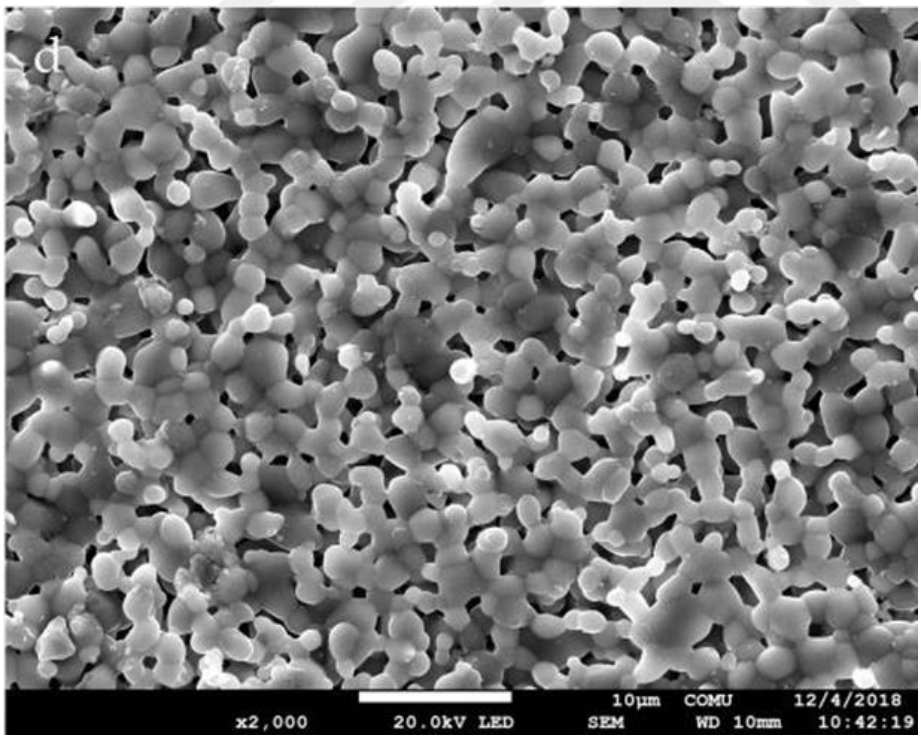
Şekil 4.4. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (a) 65AY



Şekil 4.5. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (b) 70AY



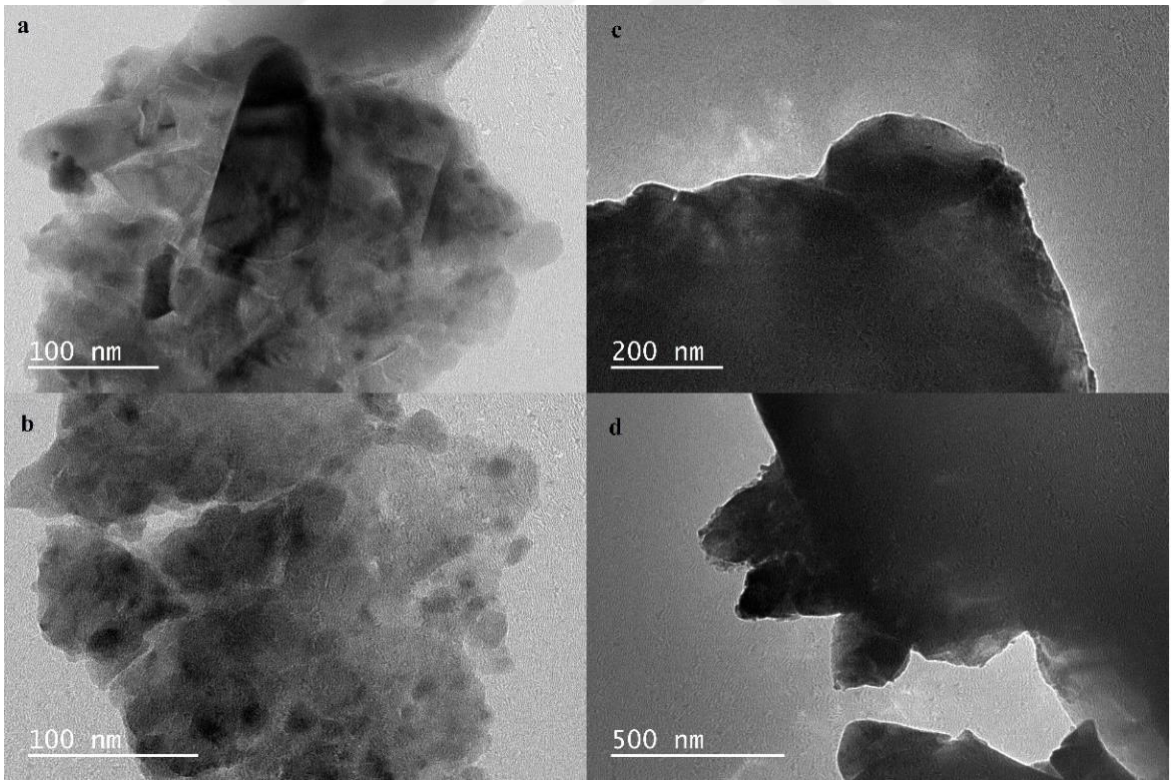
Şekil 4.6. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (c) 67AY



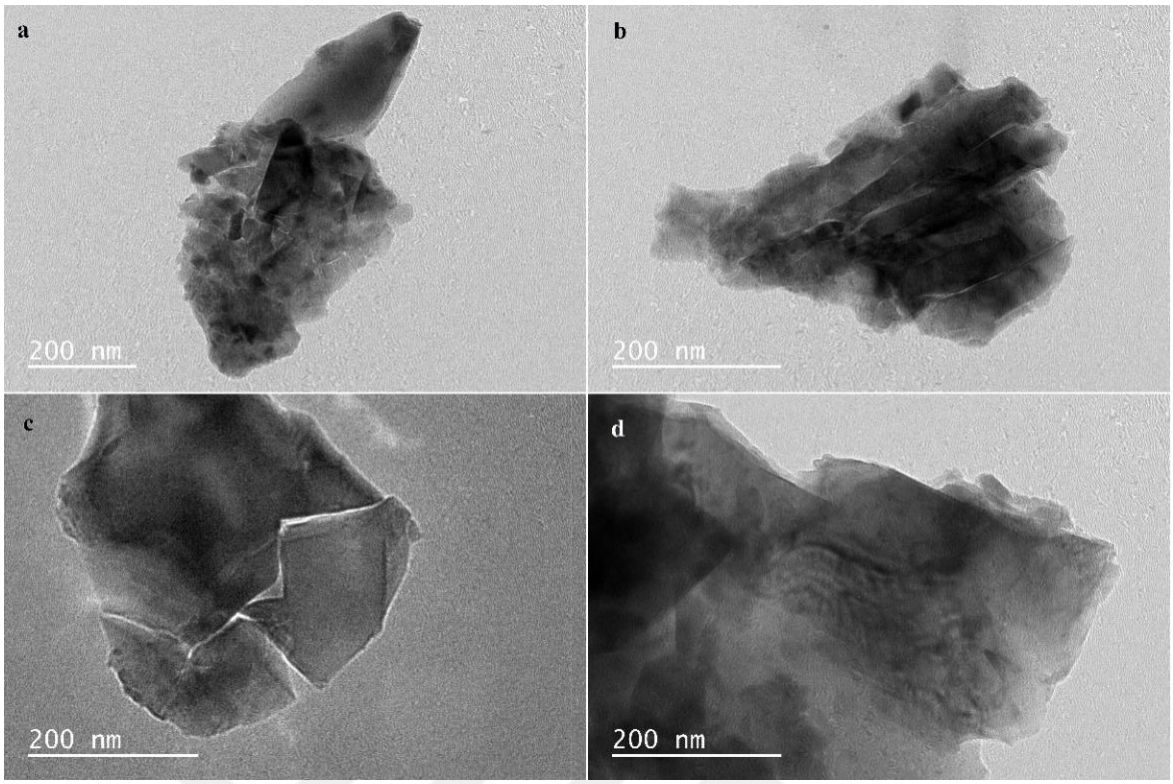
Şekil 4.7. Sinterlenen kompozitin mikroyapı SEM fotoğrafı: (d) 67AY

Abalı ve Karaçam (2018)'ın yaptıkları çalışmada da belirttikleri üzere, Şekil 4.8'de yine her üç numuneye ait geçirimli elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Özellikle 65AY ve 70AY numunelerinde açık renkli YAG parçacıklarının bir kısmının koyu renkli

Al_2O_3'ün tane sınırlarında diğerlerinin ise Al_2O_3 tanelerinin içinde bulunduğu görülmektedir. Yani bu iki kompozisyonda fazlar birbiri içinde karışmış ve ayrı bir arayüzey bölgesi oluşturmaktan uzakta kalmıştır. Halbuki Al_2O_3-YAG kompozitlerinden en iyi sonucu alabilmek için bu fazların arasında bir arayüzey oluşturmaları gerekmektedir. Bu sayede çatlak ilerlemesini durdurucu bir makanizma gelişebilir. Bu durum da 65AY ve 70AY numunelerinin eğilme mukavemeti sonucu neden ağır hasara uğradıklarının bir işaretidir. Şekil 4.9'da eğilme mukavemeti sonrası olan mikro kırılmalar görülmektedir. Bu durum özellikle alüminanın anizotropik özelliği ve Al_2O_3 ile YAG arasındaki farklı termal genleşme katsayılarına bağlıdır ve bu özellik ana çatlağın ilerlemesini önleyecek ve mekanik özelliklerde iyileşme sağlayacak bir mekanizmanın gelişmesine neden olacaktır ki bu mekanizma 67AY malzemesinde daha net ortaya çıkmaktadır. 67AY malzemesinde eğilme testi sonrası görülen dislokasyon hareketleri bu numunenin diğerlerine göre plastik davranış gösterdiği ve darbe emilim karakteristiğinin olduğunu ortaya koymaktadır (Abalı ve Karaçam, 2018).



Şekil 4.8. Sinterlenmiş kompozitlerin mikroyapı TEM fotoğrafları: (a) 65AY, (b) 70AY, (c) 67AY, (d) 67AY

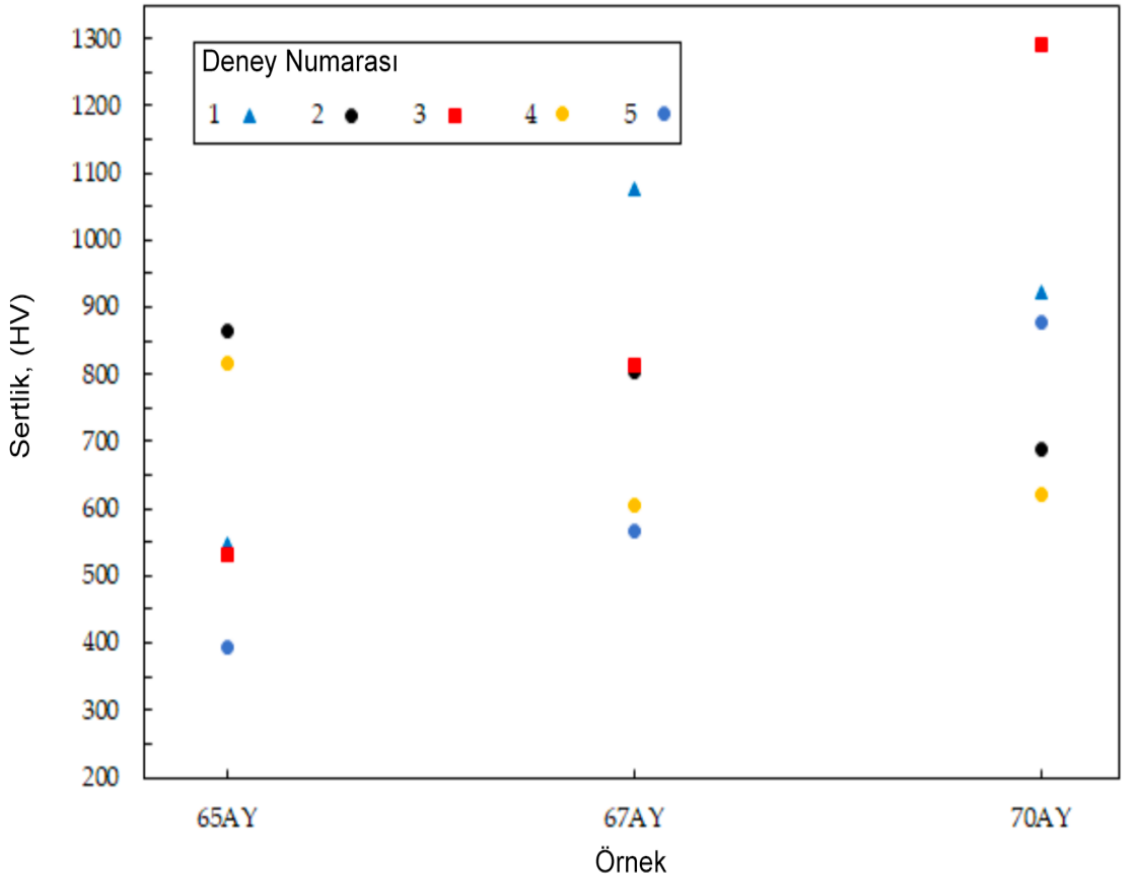


Şekil 4.9. Sinterlenmiş kompozitlerin mikroyapı TEM fotoğrafları: (a) 65AY, (b) 70AY, (c) 67AY, (d) 67AY

4.3. Mekaniksel Davranışlar

Şekil 4.10'da her üç numuneye yapılan 5'er adet sertlik ölçüm sonuçları görülmektedir. 67AY ve 65AY numunelerine ait sertlik ölçümleri birbirine yakın bir homojenlik gösterirken 70AY numunesinde sertlik dağılımının homojenliği daha düşüktür. Bununla birlikte 67AY numunesinin sertlik değerleri kendisine yakın bir homojenlik gösteren 65AY numunesinden de daha yüksektir.

Her üç numune için oda sıcaklığında 3 nokta eğilme testleri yapılmıştır. Eğilme testi sonucu numunelere ait özellikler Çizelge 4.1'de yer almaktadır. Her bir numune için 7 defa yapılan testin ortalama ve küsuratız değerleri alınmıştır.



Şekil 4.10. 65AY, 67AY ve 70AY ötektik seramik kompozit malzemelerin Vickers sertlik değerleri

Çizelge 4.1. Al_2O_3-YAG (65AY, 67AY ve 70AY) oksitli seramik kompozitlerin eğme özellikleri

	65AY	**67AY**	**70AY**
Maksimum eğme kuvveti	127	162	115
Modulus (GPa)	154	150	205

Çizelge 4.1' den de görüldüğü gibi modül ile eğilme dayanımı ters orantılıdır. Malzemenin elastiklik değeri arttıkça eğilme mukavemeti düşmektedir. 67AY kodlu numune elastiklik modülü en düşük ve diğer numunelere göre eğilme mukavemeti en yüksek malzemedir. 70AY malzemesinin elastiklik modülünün yüksek olması sertlik değerleri ile de uyumludur. Her ne kadar 65AY malzemesi 67AY malzemesinin modül değerine yakın olsa da 65AY malzemesinin mikroyapısal hataları eğilme mukavemetinde düşüşe neden olmaktadır.

BÖLÜM 5
SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışma ile itriyum oksit katkısının alüminyum oksit yapısının mikro yapısını hangi oranda değiştirdiği ve en iyi sonucu nasıl verdiği üzerinde durulmuştur. Ağırlıkça %67 Al_2O_3 içeren Al_2O_3-Y_2O_3 toz karışımından elde edilen polikristal Al_2O_3-YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) ötektik oksit seramik kompozit malzeme en ince, homojen dağılımlı mikroyapıya sahiptir. Bununla birlikte aynı malzeme, sertlik dağılımı ve eğilme mukavemeti değerlerinde de üstün özelliktedir. Y_2O_3 ilavesinin sürekli artışı ya da sürekli azalması bu özellikler üzerinde etkili değildir. 67AY malzemesinde daha üstün özelliklerin ortaya çıkması kompozisyonun faz diyagramı sonuçlarının irdelenmesi ile açıklanabilir.

Y_2O_3 ilavesi ile 67AY malzemesinin mikro yapısındaki dislokasyon hareketleri, gözenek, camsı yapı oluşumu bakımından diğer fazlara göre daha üstün özelliklerde olduğu anlaşılmıştır. Hem alümina hem de YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) fazlarının 67AY yapısı içeresindeki dağılımları uniform bir düzen içerisindedir. Gözenek yapılarının oluşum dereceleri incelendiğinde 67AY numunesi 65AY ve 70AY numunelerine göre daha üstün özelliklere sahiptir. Katkı oranlarının alümina matris yapının sertliği üzerindeki etkileri incelendiğinde, 67AY numunesinin mikroyapı görüntüleri bakımından gözenekli faz bulundurmaması hem yüksek hem de homojen bir sertlik dağılımına sahip olması ile açıklanabilir. İnce ötektik bir yapının oluşması yüksek sıcaklık uygulaması gibi endüstriyel uygulamalar açısından çok önemlidir. Mümkün olduğunca en az tane sınırlı ve amorf faz içeren yapı elde edilmeye çalışılmıştır. Bununla birlikte elde edilen numunelerin üç nokta eğme testi ile kırılma mukavemeti değerleri ölçülerek en uygun kompozisyondaki numune belirlenmiştir. İtriya katkısının mukavemet üzerine ve bu mukavemet değerinin mikroyapı ile olan bağlantısı üzerine olan etkilerine bakıldığında 67AY numunesinin diğer kompozisyonlara göre ön planda olduğu görülmektedir. XRD grafikleri incelendiğinde yüksek miktarda Al_2O_3-YAG fazının oluşumun yüksek mekanik özelliklere ve düzenli bir mikroyapıya sebep olduğu anlaşılmaktadır.

Bu çalışma ile monolitik alümina seramikten çok daha yüksek mekanik özelliklere sahip polikristal Al_2O_3-YAG seramiği üretilmiştir. Bu seramikte en iyi faz kompozisyonu, YAG partiküllerinin homojen bir yapı içinde uniform dağılım gösterdiği ağırlıkça %33 Y_2O_3 içeren kompozisyonudur.

Üretilen polikristal 67AY kodlu Al_2O_3/YAG (alümina-itriyum alüminyum garnet) ötektik yapının son zamanlarda popüler olan tek kristal Al_2O_3/YAG, Al_2O_3/EAG,

Al_2O_3/GAP ve Al_2O_3/YAG/ZrO_2 fazlarının karşıladığı özellikleri, bu malzemelerin üretim maliyetleri ve zorlukları göz önüne alındığında, geliştirdiği görülmektedir. Alümina/YAG polikristalinde olduğu gibi diğer malzemeler (Al_2O_3/EAG, Al_2O_3/GAP ve Al_2O_3/YAG/ZrO_2) içinde bu çalışanın yapılması ve sonuçlarının Alümina/YAG polikristaline göre değerlendirilmesi gerekmektedir.

KAYNAKLAR

Abalı, S., Karaçam, C. U. (2018). The Effect of the Addition of Y_2O_3 on the Microstructure of Polycrystalline Alumina Ceramics. In Multidisciplinary Digital Publishing Institute Proceedings (Vol. 2, No. 23, p. 1407).

Baldassarri M., Margolis H., Beniash E., (2008). Compositional Determinants of Mechanical Properties of Enamel. Journal of Dental Research, 87(7), 645-649.

Basu, B., Balani K., (2011). Advanced Structural Ceramics, Wiley.

Belyakov A.V., Lukin E.S., Makarov, N.A., (2002). Evolution of structure in sintering ceramics based on aluminum oxide with a eutectic additive, *59*(3-4), 127-131.

Boch P., Nièpce J.C., (2010). Ceramic Materials: Processes, Properties, and Applications, Wiley.

Cockayne B., 1985. "The Uses and Enigmas of the Al_2O_3–Y_2O_3 Phase Synthesis," J. Less-Common Met., 144, 119–206.

Corman G.S., (2009). High-Temperature Creep of Some Single Crystal Oxides. In 15th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 2 of 2 (Vol. 142, p. 1745). John Wiley & Sons.

De With G., Van Dijk H.J.A., (1984). Translucent $Y_3Al_5O_{12}$ Ceramics, Mater. Res. Bull., 19 [12] 1669–74.

Duong H., Wolfenstine J., (1993). Creep Behaviour of Fine-Grained Two-Phase Al_2O_3–$Y_3Al_5O_{12}$ Materials. Materials Science and Engineering: A, 172(1-2), 173-179.

Eremenko V.N., Naidich Y.V., Lavrinenko I.A., (1968). sintering in the presence of a liquid metallic phase, Naukova Dumka, Kiev. 52.

Ester F., Larrea A., Merino R. (2011). Processing and Microstructural Study Of Surface Laser Remelted Al_2O_3–YSZ–YAG Eutectic Plates. Journal of The European Ceramic Society, 31(7), 1257- 1268.

French J.D., Chan H.M., Harmer M.P., Miller G.A. (1996). High-Temperature Fracture Toughness of Duplex Microstructures. Journal of the American Ceramic Society, 79(1), 58-64.

French J.D., Zhao J., Harmer M.P., Chan H.M., Miller G.A., (1994). Creep of Duplex Microstructures. Journal of the American Ceramic Society, 77(11), 2857-2865.

Fu X., Chen G., Zu Y., Luo J., Zhou W., (2013). Microstructure Refinement of Melt-Grown Al_2O_3/YAG/Zro2 Eutectic Composite By A New Method: Melt Superheating Treatment. Scripta Materialia, 68(9), 731-734.

Gandhi A.S., Levi C.G., (2005). Phase Selection İn Precursor-Derived Yttrium Aluminum Garnet And Related Al_2O_3–Y_2O_3 Compositions. Journal Of Materials Research, 20(4), 1017-1025.

Geusic J. E., Marcos H. M., Van Uitert L., (1964). Laser Oscillations in Nd-Doped Yttrium Aluminum, Yttrium Gallium, and Gadolinium Garnets, Appl. Phys. Lett., 4 [10] 182–84.

Gowda G., (1986). "Synthesis of Yttrium Aluminates by the Sol–Gel Process," J. Mater. Sci. Lett., 5, 1029–32.

Haneda A., Watanabe S., Matsuda T., Sakai S., Shirasaki H., Yamamura, (1998). Sintering of Yttrium Aluminum Garnet; pp. 381–86 in Sintering '87. Edited by S.Somiya, M. Shimada, M. Yoshimura, and R. Watanabe. Elsevier Science Publishers, Ltd., Essex, England.

Inore M., Otsu H., Kominami H., Inui T., (1991). Synthesis of Yttrium Aluminum Garnet by The Glycotheraml Method. J. Am. Ceram. Soc, 74(6), 1452-1454.

Jollet F., Noguera C., Thromat N., Gautier M., Duraud, J.P., (1990). Electronic structure of yttrium oxide. *Physical Review B*, *42*(12), 7587.

Kim H., Kim, T., (2002). Measurement of Hardness on Traditional Ceramics. Journal of The European Ceramic Society, 22(9-10), 1437-1445.

Kingery W.D., (1967) Introduction to ceramics, Stroiizdat, Moscow. Google Scholar, 500.

Kinsman K. M., McKittrick J., Sluzky E., Hesse K., (1994). Phase Development and Luminescence in Chromium-Doped Yttrium Aluminum Garnet (YAG: Cr) phosphors. Journal of the American Ceramic Society, 77(11), 2866-2872.

Lach R., Haberko K., Bućko M M., Szumera M., Grabowski, G., (2011). Ceramic Matrix Composites in The Alumina/5–30 vol.% YAG system. Journal of the European

Ceramic Society, 31(10), 1889-1895.

Lach R., Haberko K., Bućko M., (2011). Synthesis of Alumina/YAG 20 Vol% Composite by Co-Precipitation. Processing and Application of Ceramics, 5(4), 187-191.

Lee J., Yoshikawa A., Murayama Y., Waku Y., Hanada S., & Fukuda T., (2005). Microstructure and Mechanical Properties of $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}/Zro_2$ Ternary Eutectic Materials. Journal of the European Ceramic Society, 25(8), 1411-1417.

Li J.G., Ikegami T., Lee J. H., Mori, T., (2000). Low-Temperature Fabrication of Transparent Yttrium Aluminum Garnet (YAG) Ceramics Without Additives. Journal of the American Ceramic Society, 83(4), 961-963.

Li W., Gao L., (1999). Processing, Microstructure and Mechanical Properties Of 25 Vol% YAG- Al_2O_3 Nanocomposites. Nanostructured Materials, 11(8), 1073-1080.

Li Z., Liu B., Wang J., Sun L., Wang J., Zhou, Y., (2012). Mechanism of Intrinsic Point Defects and Oxygen Diffusion in Yttrium Aluminum Garnet: First-Principles Investigation. Journal of the American Ceramic Society, 95(11), 3628-3633.

Lima E., Louro L.H.L., Cabral R., Campos, J. B., Avillez R.R., Costa C.A., (2013). Processing and Characterization of Al_2O_3-Yttrium Aluminum Garnet Powders. Journal of Materials Research and Technology, 2(1), 18-23.

LLorca J., Orera V.M., (2006). Directionally Solidified Eutectic Ceramic Oxides. Progress in Materials Science, 51(6), 711-809.

Mah T., Parthasarathy T.A., Matson L.E., (1990). Processing and Mechanical Properties of $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}$ (YAG) Eutectic Composite. 14th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 2 of 2: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 11, Issue 9/10 Ceramic Engineering and Science Proceedings, 1617-1627.

Matson L.E., Hay R.S., Ma, T., (1990). Characterization of Alumina/Yttrium-Aluminium Garnet and Alumina/Yttrium-Aluminium Perovskite Eutectics. A Collection of Papers Presented at the 14th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 1 of 2: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 11, Issue 7/8 Ceramic Engineering and Science Proceedings, 995-1003.

Medraj M., Hammond R., Parvez M.A., Drew R.A.L., Thompson, W.T., (2006). High Temperature Neutron Diffraction Study of The Al_2O_3–Y_2O_3 System. Journal of the European Ceramic Society, 26(16), 3515-3524.

Mesa M., Oliete P., Orera V., Pastor J., Martín A., Llorca J., (2011). Microstructure and Mechanical Properties of Al_2O_3/$Er_3Al_5O_{12}$ Eutectic Rods Grown By The Laser-Heated Floating Zone Method. Journal of the European Ceramic Society, 31(7), 1241-1250.

Nagira T., Yasuda, H., (2012). Fabrication of Al2O3–YAG Equilibrium Eutectic Composites via Transformation from Fine Al2O3 and YAP Powder Mixtures. Materials Transactions, 53(6), 1124-1129.

Nakagawa N., Ohtsubo H., Mitani A., Shimizu K., Waku Y., (2005). High Temperature Strength and Thermal Stability for Melt Growth Composite. Journal of the European Ceramic Society, 25(8), 1251-1257.

Ochiai S., Ueda T., Sato K., Hojo M., Waku Y., Nakagawa N., Sakata S., Mitani A., Takahashi T., (2001). Deformation and Fracture Behaviour of An Al_2O_3/YAG Composite from Room Temperature To 2023 K. Composites Science and Technology, 61(14), 2117-2128.

Oliete P., Peña J., Larrea A., Orera V., Llorca J., Pastor J., Segurado J., (2007). Ultra-High- Strength Nanofibrillar Al_2O_3–YAG–YSZ Eutectics. Advanced Materials, 19(17), 2313-2318.

Özdemir A., (2006). Seramik Malzemelerin Kırılma Tokluğu Değerlerinin Üç Boyutlu Sonlu Elemanlar Yöntemi ile Teorik Olarak Belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi. Dokuz Eylül Üniversistesi, Türkiye.

Palmero P., Lomello F., Fantozzi G., Bonnefont G., (2010). Alumina-YAG Micro-Nanocomposites: Elaboration and Mechanical Characterization. Materiały Ceramiczne/Ceramic Materials, 62(4), 533-539.

Palmero P., Simone A., Esnouf C., Fantozzi G., Montanaro L., (2006). Comparison Among Different Sintering Routes for Preparing Alumina-YAG Nanocomposites. Journal of the European Ceramic Society, 26(6), 941-947.

Parthasarathy T., Mah T., Matson, L.E., (2004). Processing, Structure and Properties Of Alumina– YAG Eutectic Composites. Journal of Ceramic Processing Research, 5(4), 380-390.

Parthasarathy T.A., Mah T.I., Matson L.E., (1993). Deformation Behavior Of an Al2O3─ Y3Al5O12 Eutectic Composite in Comparison With Sapphire And Yag. Journal of the American Ceramic Society, 76(1), 29-32.

Pastor J.Y., LLorca J., Salazar A., Oliete P.B., De Francisco I., Pena, J.I., (2005). "Mechanical Properties of MeltGrown Alumina–Yttrium Aluminum Garnet Eutectics up to 1900 K". Journal of the American Ceramic Society, 1488–1495.

Peña J., Larsson M., Merino R., Francisco I. D., Orera V., Llorca J., Segurado J., (2006). Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Directionally-Solidified Al_2O_3–$Y_3Al_5O_{12}$–Zro_2 Ternary Eutectics. Journal of the European Ceramic Society, 26(15), 3113-3121.

Rahaman M.N., 1995. Ceramic Processing and Sintering, M. Dekker.

Ramírez-Rico J., Pinto-Gómez A. R., Martínez-Fernández J., de Arellano-López A.R., Oliete P.B., Peña J.I., Orera, V.M., (2006). High-Temperature Plastic Behaviour of Al2O3–Y3Al5O12 Directionally Solidified Eutectics. Acta materialia, 54(11), 3107-3116.

Rouxel T., Sanglebœuf J., Moysan C., Truffin, B., (2004). Indentation Topometry In Glasses by Atomic Force Microscopy. Journal of Non-Crystalline Solids, 344(1-2), 26-36.

Schehl M., Dıaz L., Torrecillas R., (2002). Alumina Nanocomposites from Powder–Alkoxide Mixtures. Acta Materialia, 50(5), 1125-1139.

Schmitz C., (2006). Handbook of Aluminium Recycling, Vulkan-Verlag.

Sekita M., Haneda H., Yanagitani T., Shirasaki S., (1990). Induced Emission Cross Section of Nd: $Y_3Al_5O_{12}$ Ceramics. Journal of Applied Physics, 67(1), 453-458.

Shea L.E., McKittrick J., Lopez O.A., Sluzky E., (1996). "Synthesis of Red-Emitting, Small Particle Size Luminescent Oxides Using an Optimized Combustion Process," J. Am. Ceram. Soc., 79 [12] 3257–65.

Siegman A., 1986. Lasers. University Science Books, Mill Valley, CA. 1283p.

Sommer F., Kern F., Maghraby H.F., El-Ezz M.A., R. Gadow, Awaad M., Naga S.M., (2012). "Effect of Preparation Route on The Properties of Slip-Casted Al_2O_3/YAG Composites", Ceramics International,38, 4819-4826.

Su H., Zhang J., Liu L., & Fu H., (2009). Microstructure and Mechanical Properties of a Directionally Solidified $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}/Zro_2$ Hypoeutectic in Situ Composite. Composites Science and Technology, 69(15-16), 2657-2667.

Torrecillas R., Schehl M., Díaz, L., (2007). Creep Behaviour of Alumina–Mullite–Zirconia Nanocomposites Obtained by A Colloidal Processing Route. Journal of the European Ceramic Society, 27(16), 4613-4621.

Voytovych R., MacLaren I., Gülgün M. A., Cannon R. M., Rühle M., (2002). The Effect of Yttrium on Densification and Grain Growth In A-Alumina. Acta Materialia, 50(13), 3453-3463.

Waku Y., Nakagawa N., Wakamoto T., Ohtsubo H., Shimizu K., Kohtoku, Y., (1997). A Ductile Ceramic Eutectic Composite with High Strength at 1,873 K. Nature, 389(6646), 49.

Waku Y., Nakagawa N., Wakamoto T., Ohtsubo H., Shimizu K., Kohtoku Y., (1998). The Creep and Thermal Stability Characteristics of a Unidirectionally Solidified Al2O3/YAG Eutectic Composite. Journal of Materials Science, 33(20), 4943-4951.

Waku Y., Nakagawa N., Wakamoto T., Ohtsubo H., Shimizu K., Waku Y., (1998). High-Temperature Strength and Thermal Stability of a Unidirectionally Solidified Al_2O_3/YAG eutectic composite. Journal of Materials Science, 33(5), 1217-1225.

Waku Y., Ohtsubo H., Nakagawa N., Kohtoku Y., (1996). Sapphire Matrix Composites Reinforced with Single Crystal YAG Phases. Journal of Materials Science, 31(17), 4663-4670.

Wang H., Gao L., (2001). Preparation and microstructure of polycrystalline Al_2O_3–YAG composites. Ceramics International, 27(6), 721-723.

Wang H.Z., Gao L., Li W.Q., Kawaoka H., Niihara K., (2001). Preparation and microstructure of Al2O3-YAG composites. Journal of Inorganic Materials, 16(1),

169-172.

Warshaw I., Roy R., (1959). “Stability and Metastable Equilibria in the Systems Y_2O_3–Al_2O_3 and Gd_2O_3–Fe_2O_3,” J. Am. Ceram. Soc., 42 [9] 434–38.

Yasuda H., Ohnaka I., Mizutani Y., Waku Y., (2001). Selection of Eutectic Systems in Al_2O_3– Y_2O_3ceramics. Science and Technology of Advanced Materials, 2(1), 67-71.

Yoshikawa A., Epelbaum B. M., Fukuda T., Suzuki K., Waku Y., (1999). Growth of $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}$ Eutectic Fiber by Micro-Pulling-Down Method and Its High-Temperature Strength and Thermal Stability. Japanese Journal of Applied Physics, 38(Part 2, No. 1A/B).

Ziemath E., Herrmann P., (2000). Densification and Residual Stresses Induced in Glass Surfaces y Vickers Indentations. Journal of Non-Crystalline Solids, 273(1-3), 19-24.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı: Cem Uğur KARAÇAM

Doğum Yeri: Çanakkale

Doğum Tarihi: 25.08.1989

EĞİTİM DURUMU

Lisans Öğrenimi: Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Yüksek Lisans Öğrenimi: Çanakkale Onsekiz Mart Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Biyomühendislik ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bildiği Yabancı Diller: İngilizce

BİLİMSEL FAALİYETLERİ

a) Yayınlar -SCI -Diğer

ABALI Serkan; KARAÇAM Cem Uğur. The Effect of the Addition of Y_2O_3 on the Microstructure of Polycrystalline Alumina Ceramics. In: Multidisciplinary Digital Publishing Institute Proceedings. 2018. p. 1407.

b) Bildiriler -Uluslararası -Ulusal

ABALI Serkan; KARAÇAM Cem Uğur. "The effect of the addition of Y_2O_3 on the microstructure of polycrystalline alumina ceramics", 2nd International Research Conference on Sustainable Energy, Engineering, Materials and Environment (SEEME), Mieres, İSPANYA, 25-27 Temmuz 2018, pp.129-130

İLETİŞİM

E-posta Adresi: cemugurkaracam@gmail.com