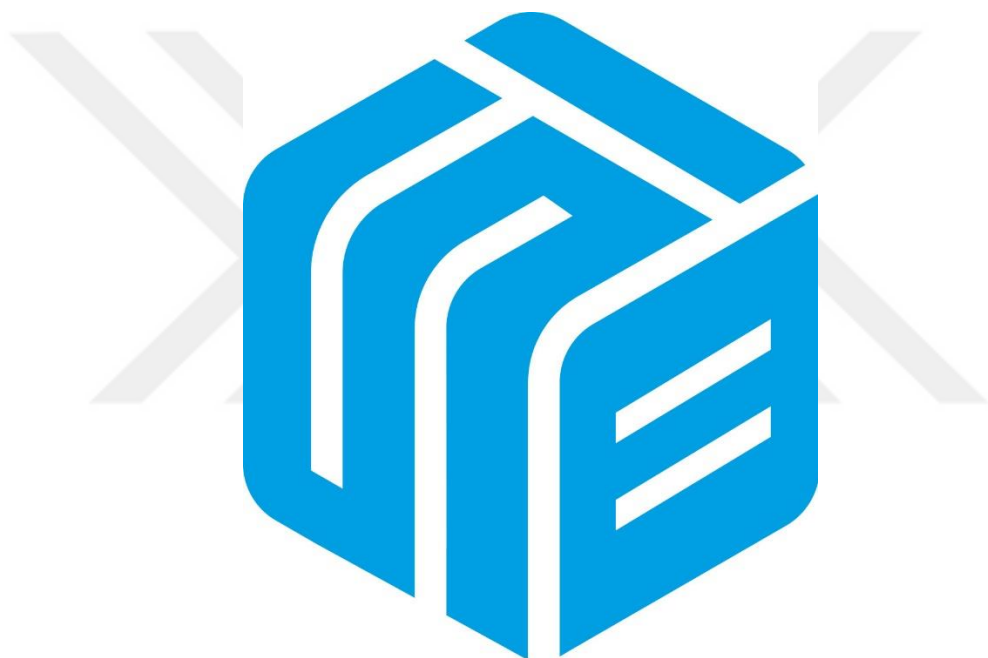




**NADİR TOPRAK OKSİT VE ZİRKONYA KATKISI İLE HAZIRLANMIŞ
SANDVIÇ LAMİNE YAPIYA SAHİP ALÜMİNA ESASLI
KOMPOZİTLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN VE BALİSTİK
PERFORMANSININ İNCELENMESİ**

Tuğba ŞANLI

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
SAVUNMA TEKNOLOJİLERİ (DİSİPLİNLERARASI) ANA BİLİM DALI**

**SİVAS BİLİM VE TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

OCAK 2025

Tuğba ŞANLI tarafından hazırlanan “NADİR TOPRAK OKSİT VE ZİRKONYA KATKISI İLE HAZIRLANMIŞ SANDVIÇ LAMİNE YAPIYA SAHİP ALÜMİNA ESASLI KOMPOZİTLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN VE BALİSTİK PERFORMANSININ İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi Savunma Teknolojileri (Disiplinlerarası) Ana Bilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Betül KAFKASLIOĞLU YILDIZ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Başkan: Dr. Öğr. Üyesi Betül KAFKASLIOĞLU YILDIZ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Prof. Dr. Hüseyin YILMAZ

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Gebze Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Dr. Öğr. Üyesi Güher Pelin TOKER

Makine Mühendisliği, Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Tez Savunma Tarihi: 03/01/2025

Jüri tarafından kabul edilen bu çalışmanın Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum

.....

Dr. Öğr. Üyesi Ali Suat YILDIZ

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

.....
Tuğba ŞANLI
03/01/2025

NADİR TOPRAK OKSİT VE ZİRKONYA KATKISI İLE HAZIRLANMIŞ SANDVİÇ
LAMİNE YAPIYA SAHİP ALÜMİNA ESASLI KOMPOZİTLERİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN VE BALİSTİK PERFORMANSININ İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Tuğba ŞANLI

SİVAS BİLİM ve TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

Ocak 2025

ÖZET

İleri seramikler, yüksek mekanik özellikleri ve düşük özgül ağırlıklarıyla zırh uygulamalarında önemlidirler ve en yaygın kullanılanları Al_2O_3 , SiC ve B_4C 'dir. Al_2O_3 yüksek fayda/fiyat imkânı sunmasına rağmen, düşük tokluk ve eğilme mukavemetiyle çoklu vuruş şartlarında üstün performans gösterememektedir. Bu çalışmada düşük maliyetle hazırlanacak, yüksek tokluk ve/veya eğilme mukavemetine sahip, üstün balistik performanslı, Sm_2O_3 ve ZrO_2 katkılı Al_2O_3 esaslı sandviç kompozit üretilmesi amaçlanmıştır. Farklı kompozisyonel dizilimde, hacimce %0,8 Sm_2O_3 ve hacimce %5 ZrO_2 içeren üç katmanlı sandviç lamine kompozitler üretilip (yüzeylerde Al_2O_3 - Sm_2O_3 , merkezde ya Al_2O_3 - Sm_2O_3 - ZrO_2 ya da Al_2O_3 - ZrO_2) yoğunlaşma, termal genleşme, kalıntı gerilme, mikroyapı, mekanik özellik (elastisite modülü, sertlik, eğilme mukavemeti, tokluk) ve penetrasyon derinliği testi ile balistik davranışları karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Genel olarak sandviç kompozitlerde tokluk dışında mekanik özelliklerde saf Al_2O_3 'e kıyasla artış sağlanamamıştır. Her iki sandviçte saf Al_2O_3 ve tüm diğer karşılaştırma numunelerine göre daha düşük artık DOP sağlanmıştır. Sandviç yapılarda tabakaların kırılmaya zorlanması, tabakaları oluşturan kompozisyonların tane boyutlarındaki büyük fark ile kırılma karakterlerinin farklı olmasıyla daha fazla enerji sönmülenebilmiştir. Bu çalışmayla Al_2O_3 esaslı Sm_2O_3 ve ZrO_2 katkılarıyla üretilen sandviç kompozitlerin genel olarak saf Al_2O_3 'e kıyasla daha iyi balistik performans gösterebilecek alternatif malzemeler olduğu anlaşılmıştır.

Bilim Kodu	: 91526
Anahtar Kelimeler	: Alümina, samaryum oksit, zirkonya, sandviç kompozit, mekanik özellikler, balistik davranış
Sayfa Adedi	: 120
Danışman	: Dr. Öğr. Üyesi Betül KAFKASLIOĞLU YILDIZ
Eş Danışman	: Prof. Dr. Yahya Kemal TÜR

INVESTIGATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND BALLISTIC
PERFORMANCE OF ALUMINA BASED COMPOSITES WITH SANDWICH
LAMINATED STRUCTURE PREPARED WITH RARE EARTH OXIDE AND
ZIRCONIA ADDITIVES

(M. Sc. Thesis)

Tuğba ŞANLI

SİVAS UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
INSTITUTE OF GRADUATE STUDIES

January 2025

ABSTRACT

Advanced ceramics are important in armour applications due to their high mechanical properties and low specific gravity and the most widely used are Al_2O_3 , SiC and B_4C . Although Al_2O_3 offers a high benefit/price opportunity, it cannot show superior performance in multiple hit conditions due to its low toughness and low flexural strength. In this study, it is aimed to produce an Al_2O_3 -based sandwich composite at a low cost with Sm_2O_3 and ZrO_2 additives with high toughness and/or bending Strength and superior ballistic performance. Three-layered sandwich composites containing 0.8vol% Sm_2O_3 and 5vol% ZrO_2 in different compositions were produced (Al_2O_3 - Sm_2O_3 for surfaces, either Al_2O_3 - Sm_2O_3 - ZrO_2 or Al_2O_3 - ZrO_2 for center) and densification, thermal expansion, residual stress, microstructure, mechanical properties (elastic modulus, hardness, flexural strength, toughness), ballistic performance with depth of penetration test were investigated comparatively. In general, no improvement in mechanical properties was achieved in the sandwiches except toughness compared to the pure Al_2O_3 . A lower residual DOP was provided for the sandwich composites than all other comparison samples and the pure Al_2O_3 . In sandwich structures, more energy can be absorbed by forcing the layers to fracture, due to the large difference in the grain sizes of the compositions forming the layers and the different fracture characteristics. This study showed that the sandwich composites produced with Al_2O_3 -based Sm_2O_3 and ZrO_2 additives are alternative materials that can generally show better ballistic performance compared to the pure Al_2O_3 .

Science Code : 91526

Key Words : Alumina, samarium oxide, zirconia, sandwich composite, mechanical properties, ballistic behaviour

Page Number : 120

Supervisor : Asst. Prof. Betül KAFKASLIOĞLU YILDIZ

Co-Supervisor : Prof. Dr. Yahya Kemal TÜR

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam boyunca çok değerli ve önemli bilgilerini benimle paylaşan ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen çok değerli danışman hocam Sayın Dr.Öğr.Üyesi Betül KAFKASLIOĞLU YILDIZ'a en derin teşekkürlerimi sunarım.

Eş danışmanlığımı yürüten ve çalışmalarım Gebze Teknik Üniversitesi bünyesinde gerçekleşecek her türlü ihtiyacın çözülmesini sağlayan değerli hocam Sayın Prof.Dr.Yahya Kemal TÜR'e, laboratuvar çalışmalarımda verdiği destek, bilgi ve katkılarından dolayı Arş. Gör. Elif IŞIK'a çok teşekkür ederim.

Tüm hayatım boyunca her alanda olduğu gibi eğitim alanında da desteğini hiçbir zaman esirgemeyen ve sevgisini her zaman gösteren, her zaman her konuda bana güvenen ve arkamda duran aileme teşekkür ederim. Ayrıca evlendikten sonra sorumlulukların artmasından dolayı eğitim hayatının daha zor olmasına rağmen eğitimim için her zaman maddi, manevi gösterdiği desteklerinden dolayı değerli eşim Eren ŞANLI'ya sevgi ve teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışma 122M179 nolu Tübitak-3501 projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. TÜBİTAK'a desteklerinden dolayı çok teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	3
2.1. Alümina (Al_2O_3) Seramikler	3
2.1.1. Alümina seramiklerin kullanıldığı alanlar	5
2.2. Seramik Zırh Malzemeleri	8
2.2.1. Alüminanın zırh malzemesi olarak kullanılması.....	15
2.3. Zirkonya (ZrO_2) Seramikler ve ZTA Kompozitler	18
2.4. Samaryum Oksit (Sm_2O_3) Nadir Toprak Oksit Katkısı	23
2.5. Katmanlı (Lamine) Kompozit Yapı	26
3. MATERYAL ve YÖNTEM.....	31
3.1. Yaş Numune Hazırlama ve Sinterleme Süreçleri.....	31
3.2. Zımparalama Süreçleri ve Yoğunluk Ölçümleri	45
3.3. X-ışını Kırınımı, Isıl Genleşme, Kalıntı Gerilme ve Mikroyapı Analizleri	47
3.4. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu	48
3.5. Balistik Test (DOP) ve XCT Analizleri	55

Sayfa

4. BULGULAR ve TARTIŞMA.....	61
4.1. Relatif Yoğunluk Yüzdelерinin Karşılaştırılması.....	61
4.2. X-ışını Kırınım (XRD) Verilerinin İncelenmesi	63
4.3. Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerin İncelenmesi	64
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	107
KAYNAKLAR	112



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Alümina seramiğine ait genel fiziksel ve mekanik özellikleri.....	4
Çizelge 2.2. Al ₂ O ₃ burçların elektrik ve endüstriyel alanında kullanım alanları.....	7
Çizelge 2.3. Farklı zırh malzemelerinin avantaj ve dezavantajları	9
Çizelge 2.4. Farklı seramik zırh malzemelerinin genel özellikleri ve maliyetleri	10
Çizelge 2.5. Silisyum karbürün başlıca mekanik özellikleri.....	12
Çizelge 2.6. B ₄ C'nin başlıca mekanik özellikleri	14
Çizelge 2.7. B ₄ C malzeme özellikleri ile balistik davranışı arasındaki ilişki	15
Çizelge 2.8. Al ₂ O ₃ 'ün teorik yoğunluğuna göre mekanik özellikleri	17
Çizelge 2.9. ZrO ₂ 'nin başlıca teknik özellikleri.....	18
Çizelge 2.10. Al ₂ O ₃ matris yapısına ZrO ₂ ilavesine göre tane boyutu ve mekanik.....	21
özelliklerinin değişimi	21
Çizelge 2.11. %10 ZTA ve %95 Al ₂ O ₃ seramiğin mekanik özellikleri	23
Çizelge 2.12. Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ ve Sm ₂ O ₃ için yoğunluk, elastisite modülü ve termal.....	28
genleşme katsayı değerleri	28
Çizelge 4.1. Üretilen disk ve çubuk numunelerin relatif yoğunluk yüzdeleri	62
Çizelge 4.2. Balistik test numunelerine ait relatif yoğunluk yüzdesi değerleri	62
Çizelge 4.3. Üretilen disk numunelerinin ölçülen tane boyutları	64
Çizelge 4.4. Üretilen numunelerin mekanik özellikleri	69
Çizelge 4.5. Numunelerin deneysel olarak ölçülen lineer ısı genleşme	79
katsayısı değerleri	79
Çizelge 4.6. Çeşitli seramiklerin termal genleşme katsayısı değerleri	79
Çizelge 4.7. XRD kalıntı gerilme analizinde kullanılan parametreler.....	81

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.8. XRD kalıntı gerilme analiz sonuçları	81
Çizelge 4.9. DOP testlerine göre elde edilen verilerle hesaplanan diferansiyel	96
verimlilik faktörü ve kütle etkinliği değerleri ile seramik kompozit	96
numunelerin özellikleri	96



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Safirin kristal yapısı	4
Şekil 2.2. Al_2O_3 seramik ve diğer seramiklerin biyomedikal uygulamalarda kullanılan5	
diğer malzemelere göre kullanım tarihleri	5
Şekil 2.3. Al_2O_3 esaslı seramik braketler	6
Şekil 2.4. Al_2O_3 seramik malzeme ile üretilen farklı bileşenler	7
Şekil 2.5. 7,62 mm mermilere karşı zırh ağırlığındaki azalma	10
Şekil 2.6. Seramik zırh tabakasına çarpan merminin oluşturduğu kırılma mekanizması	11
Şekil 2.7. SiC Hexoloy gövde ve araç zırh karoları	13
Şekil 2.8. B_4C koruyucu yelek plakaları ve kask zırh	15
Şekil 2.9. Altıgen Al_2O_3 zırh seramik ürünleri	16
Şekil 2.10. ZrO_2 'nin dönüşüm toklaşması mekanizması	20
Şekil 2.11. Ağırlıkça % ZrO_2 içeriğine göre ZTA kompozitinde sertlik ve kırılma	22
tokluğunun değişimi	22
Şekil 2.12. Hava ortamında yüksek sıcaklık için Al_2O_3 - Sm_2O_3 faz diyagramı	25
Şekil 2.13. Üç katmanlı sandviç lamine kompozit yapının şematik çizimi	28
Şekil 3.1. Üretilen üç katmanlı sandviç lamine kompozit yapılar ve karşılaştırma amaçlı ..	32
üretilen kompozisyonlar	32
Şekil 3.2. Al_2O_3 - %0,8 Sm_2O_3 tozuna ait hava ortamında gerçekleştirilen TG/DTA	38
analiz sonucu	38
Şekil 3.3. Al_2O_3 - %0,8 Sm_2O_3 tozuna ait azot ortamında gerçekleştirilen TG/DTA	39
analiz sonucu	39
Şekil 3.4. Al_2O_3 - %5 ZrO_2 tozuna ait hava ortamında gerçekleştirilen TG/DTA	39

Şekil	Sayfa
analiz sonucu.....	39
Şekil 3.5. Al_2O_3 - %5 ZrO_2 tozuna ait azot ortamında gerçekleştirilen TG/DTA	40
analiz sonucu.....	40
Şekil 3.6. Al_2O_3 - %5 ZrO_2 tozuna ait DSC grafiği	42
Şekil 3.7. Al_2O_3 - %0,8 Sm_2O_3 tozuna ait DSC grafiği	43
Şekil 3.8. Tokluk numunesinin boyutları ve oluşturulan Vickers sertlik izlerinin	53
temsili çizimi.....	53
Şekil 3.9. Balistik DOP testinin şematik gösterimi.....	60
Şekil 4.1. Üretilen disk numunelerin sinterlenme sonrası XRD grafikleri	63
Şekil 4.2. Al_2O_3 - ZrO_2 ile kıyasla Al_2O_3 - ZrO_2 - Sm_2O_3 kompozitinde ZrO_2 piklerinde.....	64
sola doğru (düşük açıya) kaymanın gösterimi	64
Şekil 4.3. Üretilen numunelerin mukavemet değişimi.....	71
Şekil 4.4. Üretilen numunelerin Weibull grafikleri	72
Şekil 4.5. Eğilme testi sonrası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numune yüzeyinin ve kırık yüzeyinin.....	74
XRD grafiği	74
Şekil 4.6. Üretilen Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozit	75
eğilme numunelerinin katkı fazı tane boyutu histogram grafikleri.....	75
Şekil 4.7. ZrO_2 içeriğe sahip numunelerin DOP testi sonrası kırık yüzeyleri	99
XRD grafikleri	99

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Atomca %1,5 Sm ₂ O ₃ ilave edilen Al ₂ O ₃ /Ti kompozit için SEM görüntüsü..	26
Resim 3.1. Kuru pres ve soğuk izostatik pres	33
Resim 3.2. Sinterleme işleminde kullanılan kutu fırın.....	34
Resim 3.3. DOP testi için numune hazırlamakta kullanılan altıgen çelik kalıp parçaları	35
Resim 3.4. Sinterleme sonrası Al ₂ O ₃ + %5ZrO ₂ altıgen numunelerine	37
ait görüntüler	37
Resim 3.5. Sinterleme sonrası altıgen numunelerde meydana gelen çatlamanın	37
görüntüleri	37
Resim 3.6. Numunelerde bağlayıcı uçurma sırasında meydana gelen çatlama	41
Resim 3.7. Balistik test numunelerinin bağlayıcı uzaklaştırma ve akabinde sinterleme .	41
işlemi gerçekleştirilirken fırına koyulma düzeni.....	41
Resim 3.8. Zımparalama işleminde kullanılan lepleme makinası	45
Resim 3.9. Elastisite modülü ölçümlerinde kullanılan Grindosonic® Mk5 test cihazı ...	49
Resim 3.10. Mukavemet testlerinin gerçekleştirildiği Instron® 5569 cihaz	50
ve test düzeneği	50
Resim 3.11. Instron marka Wolpert testör 2100 model mikrosertlik cihazı	51
Resim 3.12.10 kg yük altında saf Al ₂ O ₃ ve hac.%0,8 Sm ₂ O ₃ içerikli numunenin.....	52
Vickers iz yöntemi sertlik izi görüntüsü	52
Resim 3.13. Yüzeyde ön çatlak yaratma ile yapılan tokluk testinin aşamaları.....	53
Resim 3.14. Yüzeyde ön çatlak yaratma tokluk testi ile kırılmış ortası Al ₂ O ₃ -.....	55
%5ZrO ₂ -%0,8Sm ₂ O ₃ olan sandviç numunelerin kırık	55
yüzeylerinin fotoğrafı.....	55

Resim 3.15. Namlu düzeneği ve kullanılan 7.62x51 mm	56
NATO Ball (M80) mermisi.....	56
Resim 3.16. DOP testinin yapıldığı balistik test sistemi.....	56
Resim 3.17. Numunelerin XCT görüntüleme cihazına yerleşimi	57
Resim 3.18. Numuneleri polikarbonat desteğe yapıştırmak için kullanılan primer.....	58
yapıştırıcı ve ana yapıştırıcı	58
Resim 3.19. DOP testi için numunelerin hazırlanma aşamaları.....	59
Resim 4.1. Üretilen disk numunelerinin dağlama sonrası SEM-BSE modu görüntüleri.	65
Resim 4.2. Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompozit için	67
SEM-EDX noktasal analizleri ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3	67
kompozit için SEM-EDX haritalama görüntüleri	67
Resim 4.3. Üretilen Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitinin farklı büyütmelede SEM	68
görüntüleri	68
Resim 4.4. Üretilen sandviç orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -	68
%0,8 Sm_2O_3 olan numunelerinin dağlama sonrası yüzeylerinin SEM.....	68
görüntüleri	68
Resim 4.5. Üretilen disk numunelerin eğilme testi sonrası kırık yüzey görüntüleri.....	73
Resim 4.6. Üretilen disk formundaki Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 seramik kompozitinin kırık....	73
yüzey görüntüsü	73
Resim 4.7. Üretilen Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozit.....	75
eğilme numunelerinin SEM görüntüleri.....	75
Resim 4.8. Merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan tabakalı sandviç yapının eğilme testi sonrası..	77
kırık yüzey SEM görüntüsü	77
Resim 4.9. Merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 olan tabakalı sandviç yapının.....	78
eğilme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü.....	78

Resim 4.10. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ CIP'siz numunelere ait röntgen görüntüsü	83
Resim 4.11. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ CIPli numunelere ait röntgen görüntüsü	83
Resim 4.12. İlk üretilen $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ numunelere ait röntgen görüntüsü	84
Resim 4.13. Tekrar üretilen $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ numunelerine ait	84
röntgen görüntüsü	84
Resim 4.14. DOP testi için üretilen altıgen numunelere ait röntgen görüntüleri	85
Resim 4.15. Tek başına polikarbonat destek malzemesine yapılan DOP testi sonrası	86
çekilen fotoğraflar	86
Resim 4.16. Balistik DOP testi sonrası deney numune düzeneklerinin görüntüsü	87
Resim 4.17. DOP testi sonrası cam elyaf örtüsü kaldırılan numuneler	88
Resim 4.18. Saf Al_2O_3 ve $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ için yapılan test tekrarına ait numune	89
görüntüleri	89
Resim 4.19. DOP testi sonrası numunelerin röntgen görüntüleri	90
Resim 4.20. Saf Al_2O_3 ve $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonları için yapılan test tekrarına ...	90
ait numunelerin röntgen görüntüleri.....	90
Resim 4.21. Saf Al_2O_3 ve $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ için nüfuz derinliği ve krater çapları	92
Resim 4.22. $\text{Al}_2\text{O}_3-\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3-\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ için nüfuz derinliği ve.	93
krater çapları.....	93
Resim 4.23. Ortası $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonu olan ve ortası $\text{Al}_2\text{O}_3-\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3-$...	94
$\%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonu olan sandviç kompozit numuneler için nüfuz.....	94
derinliği ve krater çapları	94
Resim 4.24. Saf Al_2O_3 ve $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ için yapılan test tekrarına ait numuneler için	95
nüfuz derinliği ve krater çapları	95
Resim 4.25. DOP testi sonrası numunelerdeki hasar bölgeleri	101
Resim 4.26. DOP testi ikinci kez tekrar edilen numunelerdeki hasar bölgeleri	101

Resim 4.27. DOP testi sonrası kırık saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2	102
numune parçaları (ilk test)	102
Resim 4.28. DOP testi sonrası kırık Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 ve.....	103
Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 numune parçaları.....	103
Resim 4.29. DOP testi sonrası kırık orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 sandviç ve.....	103
orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 sandviç numune parçaları	103
Resim 4.30. Test tekrarı yapılan saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 için DOP testi.....	104
sonrası kırık numune parçaları	104
Resim 4.31. Ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç numunenin DOP	105
testi sonrası kırılma bölgesi ve tabakalı olduğunu gösterir kesit resmi	105
Resim 4.32. Ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonu olan sandviç	105
numunenin DOP testi sonrası kırılma bölgesi.....	105
Resim 4.33. Balistik test sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri	106

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
m³	Metreküp
MPa	Megapaskal
GPa	Gigapaskal
°C	Santigrat derece
K	Kelvin
kg	Kilogram
g	Gram
m²	Metrekare
cm³	Santimetreküp
m	Metre
km	Kilometre
mm	Milimetre
nm	Nanometre
µm	Mikrometre
N	Newton
kN	Kilonewton
GN	Giganewton
HV	Vickers sertlik
€	Euro para birimi
₺	Türk lirası para birimi
W	Watt
mA	Miliamper
kV	Kilovolt
E	Elastisite Modülü
%	Yüzde
~	Yaklaşık olarak
sn	Saniye

Simgeler**Açıklamalar****dk**

Dakika

s

Saat

Kısaltmalar**Açıklamalar****A** Al_2O_3 **Al**

Alüminyum

 Al_2O_3

Alüminyum oksit(alümina)

AP

Zırh delici mühimmat

ASm $Al_2O_3-0,8Sm_2O_3$ **ASTM**

Uluslararası Amerikan test ve malzeme topluluğu

AZ $Al_2O_3-5ZrO_2$ **AZsdv**Orta $Al_2O_3-5ZrO_2$ sandviç**AZSm** $Al_2O_3-0,8Sm_2O_3-5ZrO_2$ **$\alpha-Al_2O_3$**

Alfa alüminyum oksit

 B_4C

Bor karbür

BSE

Geri saçılımlı elektron mod

CaO

Kalsiyum oksit

 CeO_2

Seryum oksit

CIP

Soğuk izostatik pres

CTE

Isıl genleşme katsayısı

DEF

Diferansiyel verimlilik faktörü

DOP

Nüfuz derinliği

DSC

Diferansiyel taramalı kalorimetre

 Dy_2O_3

Disprosyum oksit

EDX

Enerji dağılım spektroskopisi

 Er_2O_3

Erbiyum oksit

 Eu_2O_3

Öropiyum oksit

HDPE

Yüksek yoğunluklu polietilen

hkl

Miller indisi

 La_2O_3

Lantan oksit

LRP	Uzun çubuk mermileri
MgO	Magnezyum oksit
O	Oksijen atomu
OAZsdv	Orta Al ₂ O ₃ -5ZrO ₂ sandviç
OAZSsdv	Orta Al ₂ O ₃ -0,8SmO ₃ -5ZrO ₂ sandviç
PVA	Polivinilalkol
SA	SmAlO ₃
SE	İkincil elektron görüntüleme modu
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SiC	Silisyum karbür
Si₃N₄	Silisyum nitrür
SiO₂	Silisyum dioksit
SmCo₅	Samaryum kobalt
Sm₂O₃	Samaryum oksit
TG/DTA	Termogravimetrik ve diferansiyel termal analiz
Ti	Titanyum
TiB₂	Titanyum diborür
XCT	X ışın bilgisayarlı tomografi
XRD	X ışını difraktometresi
Y₂O₃	İtriyum oksit
Z	Tetragonal ZrO ₂
Zr	Zirkonyum
ZrO₂	Zirkonyum oksit(zirkonya)
ZTA	Zirkonyum toklaştırılmış alümina

1. GİRİŞ

Gelişen dünya ile birlikte savunma sanayisinde de teknolojik ilerlemeler devam etmektedir. Zırh teknolojileri gelişen alanlardan bir tanesidir. Zırh malzemesi olarak genellikle çelikler tercih edilirken, teknolojiye paralel olarak ileri seramik malzemeler de sık kullanılmaya başlanmıştır. İleri seramik malzemeler çeliklere göre daha hafif olmaları ve yüksek sertlikteki karakterleri ile çeliklere göre daha cazip kabul edilmiştir [1]. İleri seramik malzemeler, yüksek mekanik özellikleri (elastisite modülü, basma mukavemeti, sertlik vb.) ve zırh teknolojisinde kullanılan diğer malzemelere göre yüksek mukavemet/yoğunluk değerlerinden dolayı balistik zırh uygulamaları için oldukça önemlidir. Balistik zırh uygulamalarında en yaygın tercih edilen alümina (Al_2O_3), silisyum karbür (SiC) ve bor karbürdür (B_4C). Al_2O_3 bu malzemeler arasında en yüksek fayda/fiyat oranına sahiptir ve özellikle maliyetin dikkate alındığı zırh uygulamalarında tercih edilmektedir. Fakat düşük eğilme mukavemetinden dolayı (200-400 MPa), karbür ve nitrür içeren diğer seramiklere (SiC , B_4C , Si_3N_4 için eğilme mukavemeti 300-750 MPa) göre Al_2O_3 seramikler dezavantajlı haldedir [2, 3]. Al_2O_3 'ün kırılma mukavemetini arttırmaya yönelik birçok çalışma gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal değişiklikler yapılarak ve takviye malzemeleri eklenerek mukavemet arttırılabilir ve bununla beraber kompozit malzeme üretilmesiyle mekanik özellikler iyileştirilebilmektedir [4, 5].

Al_2O_3 seramiklere mekanik özelliklerini iyileştirmek ve yoğunlaştırma sürecini desteklemek amacıyla sinterleme katkı maddeleri olarak nadir toprak element oksitleri eklenebilmektedir [6]. 2000°C'nin üzerinde yüksek ergime noktasına sahip olan samaryum oksit (Sm_2O_3), seramiklerin iyi yoğunlaşmış bir şekilde üretilmesine katkı sağlayacak bir malzemedir [7]. Sm_2O_3 ile Al_2O_3 yüksek sinterleme sıcaklığında reaksiyona girmekte ve $SmAlO_3$ fazını oluşturmaktadır [8]. Al_2O_3 ve Sm_2O_3 sisteminde, oluşan $SmAlO_3$ fazının büyüme yönünde uzadığını belirten ve Al_2O_3 - Sm_2O_3 kompozitlerinin yüksek mekanik özelliklerinin olabileceğini gösteren birçok çalışma mevcuttur [7, 9]. Al_2O_3 seramiklerin zirkonya (ZrO_2) ile toklaştırılması ile oluşan kompozitler birçok araştırmaya konu olmuş ve bu kompozitler seramik zırh uygulamalarında da kullanılmıştır. ZrO_2 literatürde, kırılma tokluğunu arttıran mikro çatlama nedeniyle seramik çelik malzeme olarak geçmektedir. Al_2O_3 matrisindeki homojen ZrO_2 parçacık dağılımı, Al_2O_3 'ün tane büyümesini engellemekte ve yüksek eğilme mukavemeti sağlamaktadır [10].

Bu tez çalışmasında, yüksek maliyet gerektiren sinterleme yöntemleri kullanmadan, hafif araç zırhlarında, çoklu darbe şartları altında üstün performans ile kullanılabilen, yüksek tokluk ve/veya mukavemete sahip Al_2O_3 esaslı kompozit ürün elde edilmesi amaçlanmıştır. Literatürde $ZrO_2+Sm_2O_3$ ikili katkısı ile üretilen sandviç lamine yapıda bir kompozit malzemenin mekanik ve darbe altındaki özelliklerinin incelendiği başka herhangi bir çalışma bulunmamaktadır. Literatür çalışmalarından elde edilen sonuçlar dikkate alınarak saf Al_2O_3 seramiğine hacimce %0,8 Sm_2O_3 ve hacimce %5 ZrO_2 katkı malzemelerinin eklenmesine karar verilmiştir [10, 11].

Bu çalışmada saf Al_2O_3 , $Al_2O_3+%5ZrO_2$, $Al_2O_3+%0,8Sm_2O_3$, $Al_2O_3+%5ZrO_2+%0,8Sm_2O_3$ kompozitleri ile, yüzey tabakaları $Al_2O_3+%0,8Sm_2O_3$ ve ortası $Al_2O_3+%5ZrO_2$ veya yüzey tabakaları $Al_2O_3+%0,8Sm_2O_3$ ortası $Al_2O_3+%5ZrO_2+%0,8Sm_2O_3$ olan sandviç lamine kompozit malzemeleri üretilmiştir. Kompozitlerde yüzey merkez katman kalınlık oranı 1:6 olacak şekilde üretimler gerçekleştirilmiştir. Üretilen numunelerin yoğunlaşma, mikroyapı, mekanik özellikleri ve balistik davranışları karşılaştırmalı olarak analiz edilmiştir. Farklı termal genleşme katsayılarına sahip bileşenler içeren bu kompozitlerin bileşenlerinin termal genleşmeleri, sandviç numunelerin kalıntı gerilme durumları incelenmiştir. Elastisite modülü, sertlik, eğilme mukavemeti, kırılma toklukları, yoğunlaşma özellikleri mikroyapıya bağlı olarak incelenmiş, penetrasyon derinliği (DOP) balistik testleri ile karşılaştırmalı olarak performansları değerlendirilmiştir.

Tez içeriğinde, Al_2O_3 seramiklerin başlıca özellikleri, seramik zırh malzemeleri ve Al_2O_3 'ün neden zırh malzemesi olarak kullanıldığı, ZrO_2 seramikler, Sm_2O_3 nadir toprak element oksiti, zırh da katmanlı yapının kullanılması, çalışmada kullanılan materyal ve yöntem, bulgular ve tartışma ile son olarak sonuç ve önerilere yer verilmiştir.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

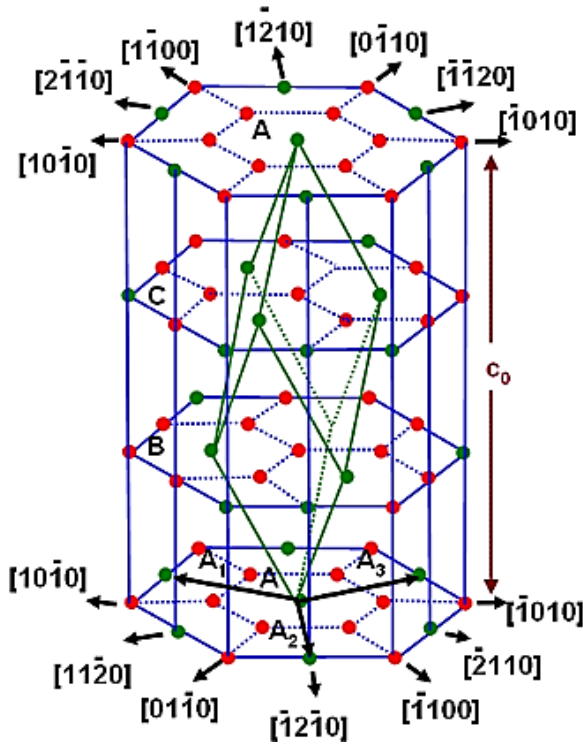
2.1. Alümina (Al_2O_3) Seramikler

Alümina olarak da adlandırılan alüminyum oksit (Al_2O_3), en eski gelişmiş seramiklerden biridir. Ayrıca, düşük maliyeti, elde edilebilme kolaylığı ve mekanik, elektriksel, termal ve kimyasal özellikleri nedeniyle mühendislik seramikleri arasında en çok uygulanan ve üzerinde çalışmalar gerçekleştirilen ileri seramik malzemedir [3, 4, 5]. Yapısal mühendislik malzemesi olarak oldukça önemli olan Al_2O_3 seramikler, korozyon direncinin iyi, sertliğinin ve aşınma direncinin yüksek olmasından dolayı taşıma aşındırıcılarında, kesici takımlarda ve iyi derecede parlatılmış fonksiyonel kaplama olarak alt tabakalarda tercih edilirler. Amorf, α , β , γ , η , δ ve κ gibi bir çok sayıda polimorfu bulunur. Araştırma sonuçlarına bakıldığında bunlardan en önemlisi olan α - Al_2O_3 , üstün mekanik özelliklere ve yüksek sıcaklık kararlılığına sahiptir [12]. Saf Al_2O_3 'ün düşük sıcaklıkta birkaç formu mevcuttur. Fakat bu formların tümü 750-1200°C arasında zaman, atmosfer ve kristal boyutuna bağlı olarak α - Al_2O_3 'e dönüşmektedir. 1600°C'nin üzerinde iken bu dönüşüm hızlanır [13].

Al_2O_3 seramik malzemeler, iyonik ve kovalent bağlar ile oluşan ana kristal fazı α - Al_2O_3 bulunduran polikristal bir yapıya sahiptir. Sıkı ve yoğun kristal yapısı, mükemmel derecede mekanik özellikleri, oda sıcaklığında asit ve alkali korozyon direnci, mikrodalga dielektrik özellikleri mevcuttur. Yüksek saflıktaki %99'dan fazla Al_2O_3 içeren alümina seramikler sıklıkla elektrik ve mekanik bileşenlerde tercih edilir. %90-99 Al_2O_3 içeren alüminalar aşınmaya karşı direnç gerektiren yapılarda tercih edilir. %80-90 Al_2O_3 içeren alüminalar ise genellikle basit elektrik yalıtımında ve mekanik parçalarda tercih edilmektedir [14].

Safir olarak da adlandırılan alüminyum oksidin en yaygın biçimi olan α - Al_2O_3 kristali, korundum kristal yapısındadır. Altı oksijen atomu oktahedral olarak Al atomlarını koordine eder. Alüminyum iyonları oktahedral boşlukların üçte ikisini doldurur ve oksijen iyonları ile birlikte neredeyse altıgen sıkı paketlenmiş bir yapı meydana getirir. Yapısı temel olarak, alüminyum düzlemlerle aralanmış altıgen sıkı paketlenmiş oksijen düzlemleri şeklindedir. Safirin yoğunluğu yaklaşık 3,97 g/cm³ civarındadır. Safirin kristal kafesinde şematik olarak alüminyum düzlemlerin çizimi Şekil 2.1'de gösterilmiştir. Alüminyum düzlemlerin sıkı

paketlenmiş altıgen düzlemleri vardır fakat arayerlerin 3' te 1'i boştur yani 2/3'lük Al/O oranı mevcuttur. Al atomlarının her biri 6 oksijen atomu tarafından koordine edilmektedir ve oksijen atomlarının her birinin 4 Al komşusu bulunmaktadır. Oksijen düzlemleri alüminyum düzlemlerle iç içe geçmiş vaziyettedir ve ayrı bir şekilde gösterilmemiştir [15].



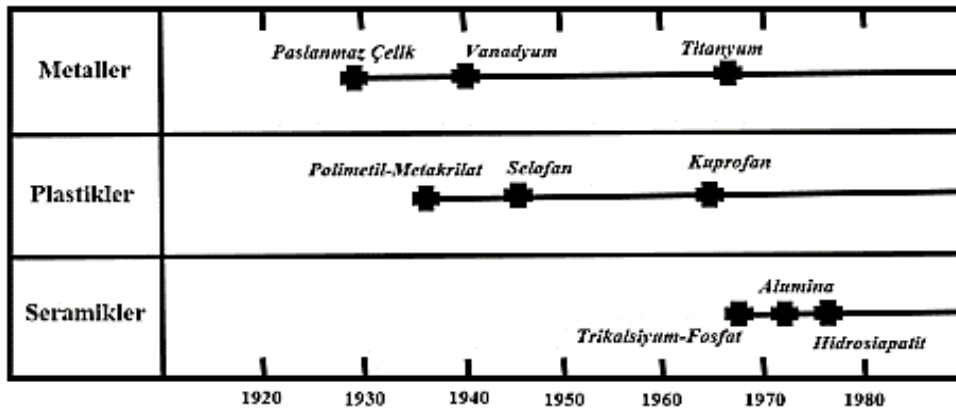
Şekil 2.1. Safirin kristal yapısı [15]

Çizelge 2.1. Alümina seramiğine ait genel fiziksel ve mekanik özellikleri [3]

ÖZELLİKLER	
Sertlik (GPa)	12-18
Yoğunluk (g/cm ³)	3,6-3,95
Eğme Mukavemeti (MPa)	200-400
Kırılma Tokluğu (MPa·m ^{1/2})	3,0-4,5
Elastisite Modülü (GPa)	300-450
Ses Hızı Yayılması (km/s)	9,5-11,6

2.1.1. Alümina seramiklerin kullanıldığı alanlar

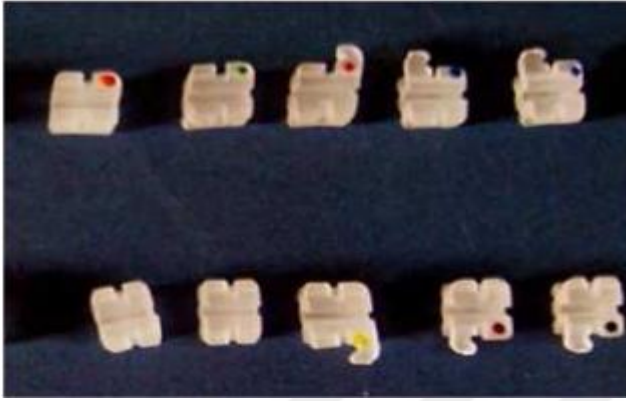
Al_2O_3 seramikler havacılıkta hafif parçalar ve yüksek sıcaklık parçalarında; elektronik ekipmanlardaki alt tabakalar, izolatörler ve diğer bileşenlerde; makine endüstrisinde contalar, rulmanlar ve valf parçalarında; kimyasal ekipmanlarda reaksiyon kapları, pompalar, borular ve vanalarda; pencereler, lensler ve lazer teknolojisindeki kilit parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadır [16]. Al_2O_3 seramikler iyi derecede kimyasal, mekanik ve termal özelliklerine sahip olduğu için zırh uygulamalarının yanında yapısal uygulamaların çoğunda genellikle tercih edilmektedir. Aynı zamanda Al_2O_3 sahip olduğu biyouyumluluk özelliği ve tribolojik performansı sayesinde kalça protezlerinde, diş implantlarında ve ortopedik uygulamalarda biyomalzeme olarak kullanılmaktadır [17]. Biyoseramikler (örn: alümina, zirkonyum, titanyum, hidroksiapatit, cam seramikler) vücutta bulunan hastalıklı veya hasarlı kısımlarda implantasyon ve onarım amacıyla kullanılmaktadır. Gerekli olduğu durumlarda, canlı dokulara kuvvetli bir şekilde bağlanarak kararlı bir arayüz oluşturabilmektedir. Al_2O_3 'ün gözenekli yapısının kontrollü ağı, gelişmiş işlevleri ile immünoizolasyon cihazlarında, doku mühendisliğinde iskelelerde, biyomoleküler filtrasyonda ve son teknoloji kontrollü salınımlı ilaçlarda tercih edilebilmektedir [18]. Son zamanlarda Al_2O_3 seramik malzemelerin metal ve polimer malzemelere göre daha çok tercih edildiği biyomedikal uygulamalardaki tarihini Şekil 2.2 göstermektedir [19].



Şekil 2.2. Al_2O_3 seramik ve diğer seramiklerin biyomedikal uygulamalarda kullanılan diğer malzemelere göre kullanım tarihleri [19]

70'li yıllardan bu yana seramik malzemelerin kullanılması ile dental restorasyon uygulamalarında büyük gelişmeler olmuştur. Al_2O_3 seramikler dental uygulamalarda

endodontik postlarda, dental implantlarda, ortodontik braketlerde, kronlar ve köprüler ile seramik abutmentlerin üretilmesinde kullanılmaktadır. Dental porselenlerin mukavemetini arttırmak için, kırk yıldan fazla süredir tercih edilmektedir. Geleneksel estetik aletlere göre daha fazla avantaj sunan, Al_2O_3 seramik bazlı braketler de 1980'lerde tanıtılmıştır. Aşınma ve deformasyona karşı daha fazla direnç, daha yüksek mukavemet, daha iyi renk stabilitesi ve en önemlisi hasta için üstün estetik sunmaktadır [20].



Şekil 2.3. Al_2O_3 esaslı seramik braketler [20]

Al_2O_3 substratlar, çeşitli elektronik cihaz ve sistemlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Al_2O_3 substratlar, termal iletkenliği ile elektronik cihazlarda verimli ısı dağılımı sağlamakta ve aşırı ısınmanın önlenmesine yardım etmektedir. Elektrik yalıtımı ile farklı devre elemanları arasında elektrik yalıtımı sağlamaktadır. Mekanik dayanımı ile mekanik stres, titreşim ve darbelere karşı mekanik güç göstermektedir. Baskılı devre kartlarında Al_2O_3 yüzeyler, elektronik bileşenleri monte etmek ve karmaşık devreleri oluşturmak için güvenli bir yüzey sunmaktadır. Güç elektroniği cihazlarında Al_2O_3 alt tabakalar, yüksek termal iletkenlikleri ve elektrik yalıtım özellikleri ile genellikle tercih edilmektedir. LED ambalajlarında Al_2O_3 alt tabakalar, ısıyı dağıtmaya yardımcı olur ve performanslarını ve ömürlerini iyileştirmektedir [21]. Elektrik ve endüstriyel uygulamalarda temel bileşen küçük silindirik parça olan olarak Al_2O_3 burçlar kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklıklı ortamlarda, ısıya son derece dayanıklı olan Al_2O_3 parçalar tercih edilmektedir [22]. Al_2O_3 , doğal olarak yer kürede en çok bulunan mineral olan boksitten çıkarılır. Dünyada Al_2O_3 üretiminin yaklaşık %90'ı alüminyum metali üretiminde ve %10'u ise ısıya dayanıklı dolgu malzemeleri, pigment, refrakterler, aşındırıcılar ve seramik malzemelerin üretiminde tercih edilir [23].

Çizelge 2.2. Al_2O_3 burçların elektrik ve endüstriyel alanında kullanım alanları [22]

Elektrik Alanında Kullanılan Al_2O_3 Burçlar	Endüstriyel Alanda Kullanılan Al_2O_3 Burçlar
Yüksek Gerilim İzolatörleri: Elektrik transformatörlerinde ve jenaratörlerde kullanılır. Elektrik arkını önleyebilir.	Makine Parçaları: Pompalar, valfler, yataklar ve birçok ekipmanda kullanılır. Sürtünmeyi ve aşınmayı azaltmaya yardımcı olur.
Elektrik Geçişleri: Vakum uygulamalarında kullanılır. Elektrik kabloları için sızdırmaz bir yol sağlar.	Gaz ve Petrol Ekipmanları: Sondaj kuleleri, valfler ve pompalar gibi ekipmanlarda kullanılır. Yüksek sıcaklıklara ve sert kimyasal ortamlara dayanabilmektedir.
Termokupl İzolatörleri: Sıcaklık sensörleri olan termokupllar için yüksek sıcaklıklardan ve elektrik parazitlerinden korunmasına yardım eder.	



Şekil 2.4. Al_2O_3 seramik malzeme ile üretilen farklı bileşenler [16]

2.2. Seramik Zırh Malzemeleri

Seramik malzemelerin, bir vücut zırhı yeğinde ana unsur olması İkinci Dünya Savaşı'nın sonlarına denk gelmektedir. Bununla birlikte, ilk kompozit zırh üzerine patent 1963 yılında verilmiştir. Geleneksel kompozit zırhını, toz haline gelmiş seramik parçaları tutan yonga tabakası (spall cover), mermiyi kıran ve kinetik enerjisini azaltan seramik karo ve tahrip edilen mermiyi ve seramik parçalarını yakalayan bir destek plakası oluşturmaktadır [24]. Zırh uygulamalarında kullanılacak olan malzemelerde şu özellikler olması istenmektedir [25].

- *Düşük yoğunluk
- *Yüksek dinamik çekme dayanımı
- *Yüksek elastisite ve kayma modülleri
- *Yüksek akma dayanımı

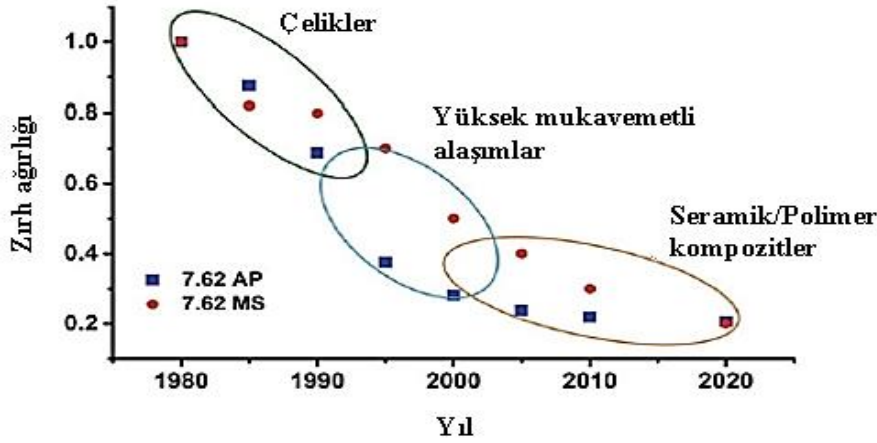
Seramik malzemeler, mekanik özellikleri ve düşük yoğunluğa (hafifliğe) sahip olduklarından dolayı balistik zırh uygulamalarında tercih sebebidir ve aynı amaçla kullanılan diğer malzemelere kıyasla yüksek mekanik mukavemet/yoğunluk oranı sağlamaktadır [3]. İleri seramik malzemeler, yüksek sertlik ve düşük yoğunluk özelliklerine sahip oldukları için zırh uygulamalarında en çok tercih edilen çeliklere göre daha avantajlı hale gelmektedir [26]. Kişisel zırh olarak kullanılan farklı zırh malzemelerinin avantaj ve dezavantajları Çizelge 2.3'de gösterilmiştir [27].

Çizelge 2.3. Farklı zırh malzemelerinin avantaj ve dezavantajları [27]

Zırh Malzemeleri	Avantajları	Dezavantajları
Metalik Zırhlar (Çelik Zırh)	-Kolay üretilebilirlik -Çeşitli mermilere karşı koruma performansı	-Yüksek yoğunluk
Seramik Zırhlar	-Düşük yoğunluk -Yüksek basma mukavemeti -Yüksek sertlik	-Kırılganlık -İlave takviye malzeme gereksinimi -Aşınabilirlik
Lifli Zırhlar	-Düşük yoğunluk -Vuruş sonrası hızlı ısı giderimi	-Çevresel koşullarda bozulma -Bölgesel fiber erimesi -Islakken balistik özelliğinin azalması
Ayrılmaz ve Lamine Zırhlar	-Balistik tehditlere göre farklı malzemelerin birleşimi -Metalik zırhlardan daha yüksek balistik performans	-Entegre malzemelerin delaminasyonu -İç ve dış katman ayrılması -Matris çatlaması
Biyomimetik Malzeme Sistemleri	-Çoklu vuruş dayanımı -Diğer zırh malzemelerine göre daha hızlı ısı giderimi -Geniş çapta çatlak durdurma mekanizması	-Henüz doğal yapının birebir aynısının yapılamaması -Üretim zorluğu

Seramiklerin yoğunluğu yaklaşık $2,4-4,0 \text{ g/cm}^3$ civarındadır, bu özellik zırhların ağırlığını azaltır ve hareket kabiliyetini önemli ölçüde artırır. Bu malzemeler sertlikleri sayesinde enerjiyi dağıtmanın yanı sıra mermileri parçalar ve aşındırır böylece darbenin kinetik enerjisinin çoğunu emer. İdeal balistik seramik malzeme seçimi yaparken, çoklu darbelere karşı direnç, enerji Emilimi ve hasara karşı direnç gibi çeşitli özelliklerin kombinasyonuna bakılmalıdır. Bu sebeple, eğilme mukavemeti, sertlik, kırılma tokluğu ve elastisite modülü balistik koşullar sırasında ihtiyaç duyulan başlıca mekanik özelliklerdir [28]. Malzemelerin gelişmesine bağlı olarak 7,62 mm yumuşak çelik mermilere ile zırh delici (AP) tüfek mermilerine karşı geliştirilen zırh malzemeleri ve ağırlığındaki azalma Şekil 2.5’de gösterilmiştir [29]. Balistik uygulamalarda, yüksek mekanik özellikler, hafiflik, yüksek korozyon direnci, ısıl kararlılık gibi özelliklerinden dolayı Al_2O_3 , SiC, titanyum diborür

(TiB₂), B₄C, silisyum nitrür (Si₃N₄) gibi katkısız seramik malzemeler tercih edilmektedir [30]. Zırh uygulamalarında tercih edilen ileri seramik malzemelerin başlıca mekanik özellikleri ve maliyetleri Çizelge 2.4’ de gösterilmiştir [31].



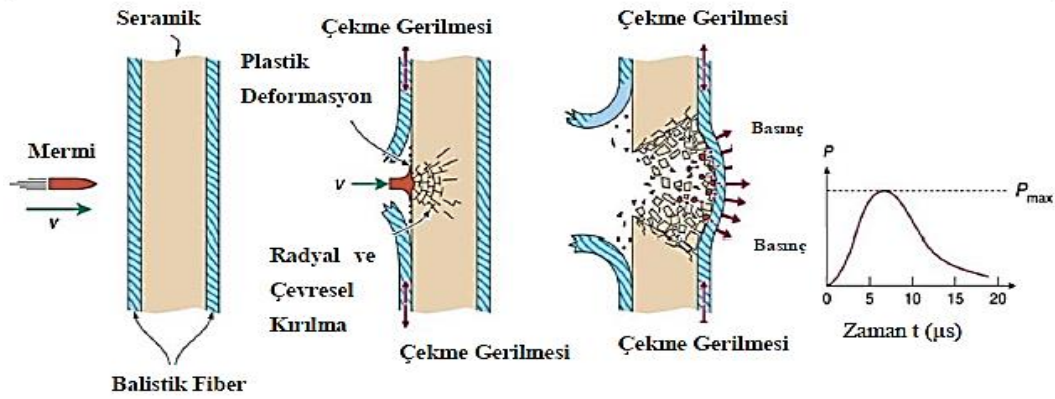
Şekil 2.5. 7,62 mm mermilere karşı zırh ağırlığındaki azalma [29]

Çizelge 2.4. Farklı seramik zırh malzemelerinin genel özellikleri ve maliyetleri [31]

Seramik	Sertlik (HV)	Eğilme Mukavemeti (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)	Kırılma Tokluğu (MPa·m ^{1/2})	Yoğunluk (g/cm ³)	Maliyet (€/parça)	Maliyet (€/m ³)·10 ³
Al ₂ O ₃	1450	360	300	4,00	3,85	2,70	108
SiC	2200	400	420	3,00	3,1	8,30	332
B ₄ C	3200	400	360	2,50	2,48	22,50	900
Si ₃ N ₄	1700	750	310	7,00	3,15	36,50	1460

En yaygın olarak kullanılan balistik seramik malzemeleri Al₂O₃, SiC ve B₄C’dir. Daha evvel de değinildiği üzere gelişmiş seramikler arasında en iyi fayda/maliyet değerine sahip malzeme Al₂O₃’tür. SiC’nin Al₂O₃’den daha yüksek maliyeti vardır fakat gelişmiş mekanik özellikleri ve daha düşük yoğunluğu ile SiC daha öne çıkmaktadır. B₄C üç malzeme arasında en yüksek maliyete sahip olmasına rağmen aynı zamanda en düşük yoğunluk ve en yüksek sertliğe sahiptir. Yeleklerde ve araçlarda balistik korumanın birinci görevi, mermilerin insan vücuduna nüfuz etmesini önlemek olmalıdır. Aynı zamanda malzeme seçerken, ağırlık,

hasara karşı direnç, enerji emme kapasitesi ve çoklu darbelere karşı direnç gibi özelliklerine de bakılmalıdır. Fakat malzeme seçiminde maliyet önemli bir belirleyici faktördür [3]. Seramik zırh malzemelerinin seçimi, mermiyle birlikte gelen kinetik enerjinin yayılması ve kırık oluşumunu durdurabilmesi için iyi fiziksel özelliklere sahip olması kriterine göre yapılmalıdır. Bu özellikler yoğunluk, kırılma tokluğu, sertlik, elastisite modülü ve eğilme mukavemeti gibi özelliklerdir. Seramik zırh tabakasına çarpan merminin oluşturduğu kırılma mekanizmaları Şekil 2.6'da gösterilmiştir. Bir mermi, seramik malzemeye çarptığında daha çok çekme gerilmeleri etkisi altında malzemeyi hasara uğratmaktadır [32].



Şekil 2.6. Seramik zırh tabakasına çarpan merminin oluşturduğu kırılma mekanizması [32]

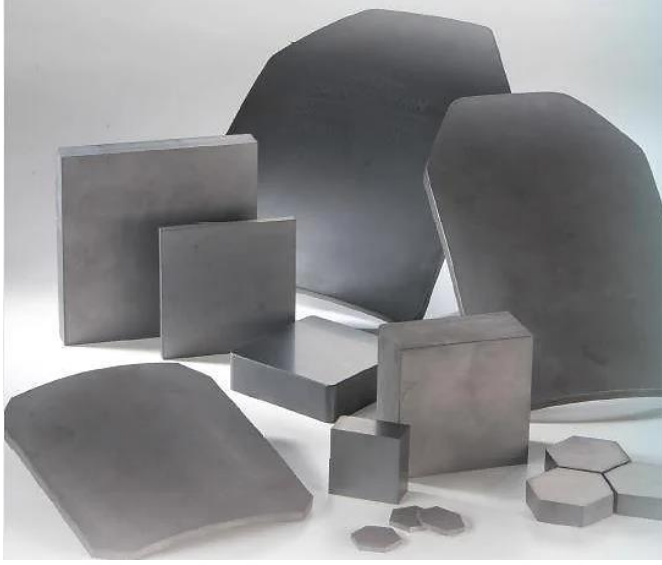
Seramik zırh malzemesi, yüksek sertliği ile mermiyi deformasyona uğratabilme ya da kırabilme yeteneğine sahiptir. Sertlik mermiye zarar verme açısından tekli ve çoklu vuruşlarda büyük önem arz etmektedir. Fakat zırh sistemlerinde çekme gerilmeleri kaynaklı hasarların ön planda olmasından dolayı eğilme mukavemeti de önemlidir. Özellikle çoklu vuruşlarda bir sonraki vuruşta yapısal bütünlüğü korumak için yüksek mukavemet ve/veya kırılma tokluğu gerekli bir özelliktir. Özellikle ince balistik koruyucu malzemelerde kayıplar asıl olarak çekme gerilmelerinden kaynaklanmaktadır. Yüksek rijitlik ve yüksek sertlik özelliklerinin yanı sıra manevra yeteneğinin artması için malzemenin hafif olması da oldukça önemlidir [33]. SiC, oksit olmayan seramiklerde en yaygın kullanılan malzemedir. SiC, mükemmel mekanik özellik, yüksek termal iletkenlik ve mükemmel termomekanik özelliklere sahip olduğu için ön plandadır. Bu özelliklerinden dolayı, mekanik contalar, yapısal seramikler, yarı iletken cihazlar, optik aynalar, ısı eşanjörleri ve balistik zırh

uygulamaları için kullanım imkânları sunar. SiC'nin başlıca mekanik özellikleri Çizelge 2.5'de verilmiştir [3].

Çizelge 2.5. Silisyum karbürün başlıca mekanik özellikleri [3]

Özellikler	Sinterlenmiş	Sıcak Preslenmiş	Sıcak İzostatik Presleme	Reaksiyonla Bağlı	Spark Plazma Sinterleme
Yoğunluk (g/cm ³)	3,10-3,20	3,25-3,28	3,01-3,13	3,02	3,12-3,20
Sonik Hız (km/s)	11,0-11,4	11,2-12,0	—	—	12,19-12,73
Eğilme Mukavemeti (MPa)	300-340	500-730	366-950	260	420-850
Elastisite Modülü (GPa)	400-420	440-450	—	359	420-460
Kırılma Tokluğu (MPa·m ^{1/2})	3,0-4,0	5,0-5,5	4,51-5,79	4,0	3,4-7,0
Sertlik (GPa)	22-23	20	10,5-20,0	17,23	19,8-32,7

SiC'nin ticari üretimi, silika ve kok karışımının 2600°C sıcaklıkta elektriksel olarak ısıtıldığı Archeson işlemi ile gerçekleştirilir. SiC'nin uzun menzilli karmaşık bir yapısı vardır. SiC için 75'ten fazla politipleri tanımlanmıştır. Bu tiplerden en önemlileri β -SiC olarak adlandırılan kübik 3C politipi ve α -SiC olarak adlandırılan rombohedral veya hekzagonal politipleridir. SiC birçok araç zırhı uygulamasında Al₂O₃'e kıyasla hafif seramik zırh olarak kullanılan ikinci nesil seramiktir. SiC'nin Al₂O₃'e göre daha düşük yoğunluğu, daha iyi mekanik özellikleri vardır ve daha yüksek balistik kütle verimliliği sağlar. Bundan dolayı, yüksek enerjili tehditleri bertaraf etmek için birçok zırh sisteminde SiC tercih edilmektedir [29]. Yüksek sertlik ve düşük yoğunluğa sahip olduğu için orta ve ağır tehditlerde balistik koruma için büyük ilgi gören bir malzemedir. Al₂O₃'e kıyasla üstün mekanik özelliklerinin olması ve B₄C'ye göre üretim maliyetinin düşük olması nedeniyle sağladığı özellikler ile Al₂O₃ ile B₄C arasında yer almaktadır [3]. Saint-Gobain şirketi tarafından üretilen sinterlenmiş SiC Hexoloy gövde ve araç zırhı karoları Şekil 2.7'de gösterilmiştir [34].



Şekil 2.7. SiC Hexoloy gövde ve araç zırh karoları [34]

B_4C , elmas ve kübik bor nitrürden sonra en sert üçüncü malzeme olarak bilinmektedir. İlk olarak 1858 yılında keşfedilmiştir. B_4C 'nin tozunun ticari ölçekte üretimi, hidrobromik asit veya bor oksidin grafit, petrol koku, nişasta vb. ile $1500-2500^{\circ}C$ 'de elektrik rezistansı veya ark fırını kullanılarak karbotermik indirgenmesiyle yapılmaktadır. B_4C , yüksek sertlik ve düşük yoğunluğa sahiptir fakat şok kaynaklı amorflaşma nedeniyle yüksek basınçlarda mukavemetinin azalması dezavantajıdır. Bundan dolayı, B_4C 'nin çarpma hızının saniyede bir km'den fazla olacağı büyük kalibreli mühimmatlara karşı koruma sağlamak için kullanımı sınırlı olmaktadır [29]. B_4C , yüksek erime noktası ve termal kararlılığı ile mükemmel refrakter özelliğe sahiptir. Mühendislik seramikleri arasında en yüksek elastisite modülü ve en düşük yoğunluklardan birine sahip olan bu malzemenin son derece yüksek sertliği de sadece elmas ve bor nitrür tarafından aşılabılır. Piyasada bulunan herhangi bir sert malzemeye göre çok sayıda avantaja sahiptir. Toz ve sinterlenmiş formu balistik zırhlarda, tıpta ve mühendislik bileşenlerinde birçok alanda kullanılmaktadır. Ancak, bor ve karbon atomları arasındaki güçlü kovalent bağların etkisiyle sinterlenmeleri güçtür ve malzemenin erime noktasına yakın sinterleme sıcaklıkları tercih edilmesi gerekir. Genellikle sinterlemede sıcak presleme veya sıcak izostatik sinterleme tercih edilir ve bu da beraberinde yüksek üretim maliyeti getirmektedir [3].

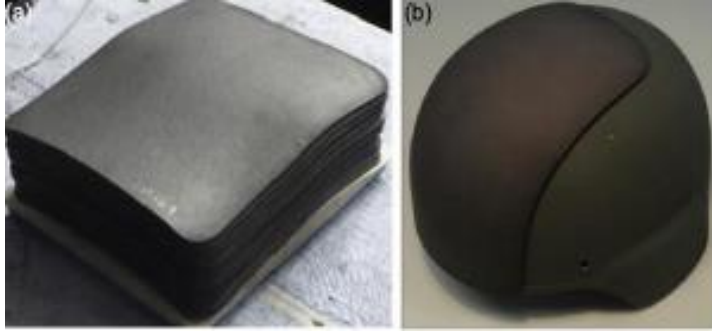
Çizelge 2.6. B₄C'nin başlıca mekanik özellikleri [3]

Özellikler	Sıcak Preslenmiş	Sıcak İzostatik Presleme	Reaksiyonla Bağlı	Spark Plazma Sinterleme
Yoğunluk (g/cm ³)	2,45-2,52	2,42-2,51	2,48-2,54	2,43-2,60
Sonik Hız (km/s)	13,0-13,7	—	—	13,25
Eğilme Mukavemeti (MPa)	200-500	365-627	235-321	607-627
Elastisite Modülü (GPa)	440-460	393-444	330-426	403-590
Kırılma Tokluğu (MPa·m ^{1/2})	2,0-4,7	2,4-3,3	4,1-4,4	2,8-5,8
Sertlik (GPa)	29-35	25-31	13,4-18	30,5-38,3

B₄C, yüksek sertliği, hafifliği ve nötron soğurma kapasitesinden dolayı savunma sektöründe büyük ilgi görmektedir. Sahip olduğu avantajlar ile savunma ve askeri teknolojilerdeki birçok önemli uygulamalarda tercih edilmektedir. B₄C'nin başlıca malzeme özellikleri ve bu özelliklerin balistik performans ile ilişkileri Çizelge 2.7'de gösterilmiştir [35]. Çizelge 2.7'de gösterilen özellikler malzemenin tane şekli ve boyutu, faz dönüşümleri, gözeneklilik ve mikroyapısı ile bağlantılıdır. B₄C savunmada gövde ve araç zırhlarında öncelikli olarak kullanılmaktadır. B₄C malzemesinden yapılmış koruyucu yelek plakaları ve kask zırhı Şekil 2.8'de gösterilmiştir [35].

Çizelge 2.7. B₄C malzeme özellikleri ile balistik davranışı arasındaki ilişki [35]

Seramik Özelliği	Balistik Performansa Etkisi
Yoğunluk	Kurşun geçirmez zırh ağırlığı
Sertlik	Mermi hasarı
Elastisite Modülü	Şok dalgalarının yayılması
Mekanik Direnç	Çoklu darbelere karşı dayanıklılık
Kırılma Tokluğu	Çoklu darbe dayanımı; saha dayanıklılığı
Kırılma Modu	Enerji emilimi

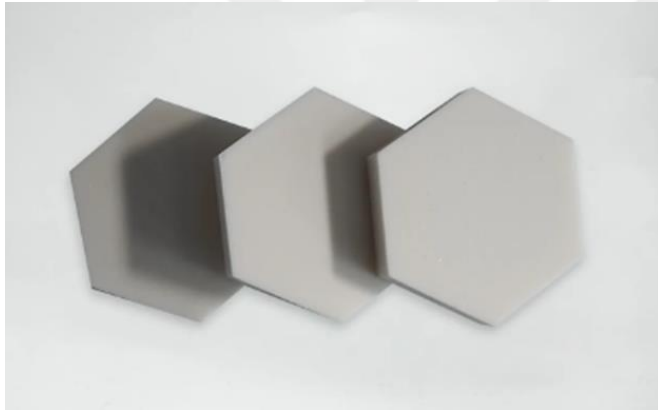
Şekil 2.8. B₄C koruyucu a) yelek plakaları ve b) kask zırh [35]

B₄C, yüksek sertliği ve diğer gelişmiş seramiklere göre nispeten düşük yoğunluğa sahip olduğu için hafif zırh uygulamaları yönünden literatürde fazlaca araştırma konusu olmuştur. Balistik performansın malzemelerin sertliği ile bağlantılı olduğu düşüncesi ile B₄C'nin tipik seramikler arasında en sert üçüncü malzeme olması yüksek hızlı darbelere karşı dirençli olacağı anlamına gelmektedir. Fakat bu performans pratikte gerçekleşmemiştir ve bu da B₄C'nin yüksek hızlı darbelere karşı etkili olmadığını göstermektedir. Ayrıca, üretim sürecinin zorlu ve yüksek maliyetli olması, büyük ölçeklerde uygulanmasını güçleştirmektedir [3].

2.2.1. Alüminanın zırh malzemesi olarak kullanılması

Balistik uygulamalarda kullanılacak malzeme seçiminde, ağırlık, enerji absorpsiyon kapasitesi, hasara dayanım, çoklu vuruşlara direnç gibi birçok faktör göz önünde bulundurulmaktadır. Bu durumda fiziksel özellikler, mikroyapı ve üretim prosesinin

optimizasyonu önem arz etmektedir. Aynı zamanda malzeme seçimi yaparken maliyet de oldukça önemlidir. SiC ve B₄C malzemelerine yüksek maliyetli toz proses, işleme (grinding) giderleri ve yüksek sıcaklıkta (>1700°C) ve/veya basınç altında inert atmosfer ortamında sinterleme işlemleri gerekmektedir. Al₂O₃ seramiklerin hava ortamında basınçsız olarak daha düşük sıcaklıklarda (1500-1600°C) sinterleme işlemlerinin gerçekleştirilebiliyor olması Al₂O₃ malzemesinin önemli avantajlarından biridir. SiC ve B₄C'e göre daha düşük toz proses maliyeti bulunur ve sertliğinin daha az olması (25 GPa SiC, ~18 GPa Al₂O₃) işleme maliyetinin de daha düşük olmasını sağlar. Hava ortamında basınçsız sinterleme süreci kolay kontrol edilebilir üretim ve uygun maliyetli proses imkanı sunar [36]. Refrakter malzemeler ve ileri malzemeler üreten bir firma tarafından üretilen özel araçların korunmasında ve askeri projelerde yaygın olarak kullanılan altıgen Al₂O₃ zırh seramik ürünlere örnek Şekil 2.9'da gösterilmiştir [37].



Şekil 2.9. Altıgen Al₂O₃ zırh seramik ürünleri [37]

Al₂O₃, balistik zırh uygulamalarında esas olarak nispeten düşük maliyetinden dolayı tercih edilmektedir. Ayrıca, yaygın olarak kullanılan balistik seramikler arasında yarı saydam olan sadece Al₂O₃ seramiğidir. Al₂O₃, balistik seramik olarak uygulamalarda yüksek bir yoğunluğa sahiptir fakat (3,96 g/cm³), düşük maliyet ile ve çok çeşitli teknikler kullanılarak üretilebilme yeteneğine sahip olmasının yanında, nispeten iyi fiziksel özellikler ve performans sağlamaktadır. Fakat, düşük kırılma tokluğu ve eğilme mukavemeti ile katastrofik hasarlar meydana gelebilmektedir [3]. Al₂O₃ malzemeler seramik zırh sistemlerinin temel bir bileşeni olarak kabul edilmektedir [13]. Al₂O₃'ün bileşimine göre mekanik özellikleri Çizelge 2.8'de verilmiştir [25]. Yüksek saflığa sahip Al₂O₃ (~%99,5)

diğer Al_2O_3 'lere göre sertliği en fazla olandır ve sert özlü zırh delici (AP) mermilerine karşı en iyi korumayı sunmaktadır [38]. Eğilme dayanımı ve sertliklerinin SiC ve B_4C 'ye göre düşük olmasından dolayı kritik zırh sistemlerinde tercih edildiğinde istenmeyen kayıplar meydana gelebilir [3].

Çizelge 2.8. Al_2O_3 'ün teorik yoğunluğuna göre mekanik özellikleri [25]

Alümina (% ağı.)	85	95	>99,5
E-Modülü (GPa)	200	400	400
Basma Mukavemeti (MPa)	2000	3000	4000
Eğilme Mukavemeti (MPa)	250	300	400
Çekme Mukavemeti (MPa)	120	240	320
Vickers Sertliği (MPa)	$1,5 \cdot 10^4$	$1,9 \cdot 10^4$	$2,3 \cdot 10^4$

Al_2O_3 , SiC ve B_4C seramikleri için ortak olan düşük kırılma toklukları ($\sim 5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ve altında) çoklu darbe altında (multihit) kullanım performanslarını olumsuz yönde etkileyen bir dezavantajdır. Eğilme mukavemeti çoklu darbe altında malzemenin yapısal bütünlüğünü korumasına katkı sağlayan bir diğer mekanik özelliktir. Seramik zırh darbe aldığı zaman çarpma noktasında yüksek sıkıştırma yükleri (Hertz koni çatlağı) görülürken karşı yüzeyde çift eksenli eğilme kaynaklı çekme çatlakları (radial cracks) görülmektedir [39]. Çatlaklar, şok dalgalarının yayılması, malzeme kalınlığı boyunca basma ile kayma gerilmeleri ve kalınlık yönüne dik çekme ile kayma gerilmeleriyle meydana gelmektedir [40]. Çarpma noktasından eğilme çatlaklarının yayılması, seramik gövdelerdeki kırılmaları eğilme gerilmelerinin yönettiğini göstermektedir [41]. Al_2O_3 , SiC ve B_4C için eğilme mukavemeti değerleri mikroyapı ve prosese bağlı olarak değişmekte olup sırasıyla 200-400, 300-750, 200-650 MPa aralıklarındadır [2, 3]. Özetle saf Al_2O_3 eğilme mukavemeti açısından rakiplerinden dezavantajlıdır.

2.3. Zirkonya (ZrO₂) Seramikler ve ZTA Kompozitler

Zirkonyum (Zr), 1786 yılında Martin Klaproth tarafından Almanya’da bulunmuştur. Zirkonyum metali yüzeyini kaplayan oksit tabakası ile havaya karşı inaktif duruma gelir. Buna rağmen havada yakılması ile zirkonyum oksit bileşiği oluşur. Eş. 2.1’de zirkonyum oksit bileşiğinin oluşumu gösterilmiştir [42].



Zirkonya (ZrO₂), zirkonyumun kristalimsi bir dioksitidir. Mekanik özellikleri metallerin mekanik özelliklerine çok benzemektedir ve rengi diş rengine benzemektedir. Seramik çelik olarak adlandırılması, 1975’te Garvie’nin zirkonyanın iyi mekanik özelliklerini rasyonalize etmek için bir model önermesi ile başlamıştır. 1969’da ZrO₂’nin tıbbi amaçlar için ilk kullanım önerisi ortopedik hastalıklarla ilgili bir uygulama olmuştur [43]. ZrO₂ oldukça stabil bir malzemedir, reaksiyona girmez, toksik değildir ve asit ve alkaliye karşı direnç göstermektedir, fakat hidroflorik asit ve sülfürik asit gibi konsantre asitler tarafından yavaşça saldırıya uğramaktadır. ZrO₂ genel olarak seramik üretiminde kullanılır aynı zamanda pigment parçacıkları üzerinde koruyucu kaplama, diş minesi, aşındırıcılar ve refrakter malzeme olarak da kullanımları mevcuttur [44].

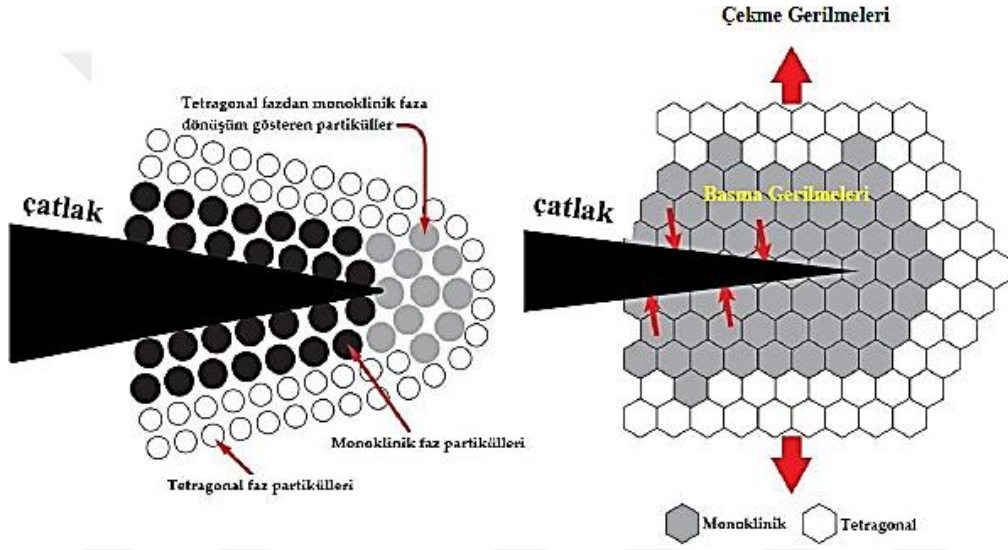
Çizelge 2.9. ZrO₂’nin başlıca teknik özellikleri [45]

Yoğunluk (g/cm ³)	6,49
Vickers Sertlik (HV)	1000 - 1300
Erime Noktası (°C)	2680
Kırılma Dayanımı (MPa·m ^{1/2})	9 - 10
Eğilme Dayanımı (MPa)	900 - 1200

Seramiklerin genel olarak iyi fiziksel ve mekanik özelliklerine rağmen, kolay çatlak ilerlemesi ve kırılmalıkları ana dezavantajlarıdır. Seramik malzemelerin kırılma tokluğunu arttırmak için birçok çalışma gerçekleştirilmiştir [4, 46]. Bu amaçla seramik matrisin lifler

veya viskerler gibi dağınık bir fazla toklaşmasını sağlamak ön plandadır. Bunun yanında ZrO_2 'nin tetragonalden monoklinik faza dönüşümü, özellikle Al_2O_3 için seramik malzemelerin tokluğunu iyileştirmede etkili bir yol olmaktadır [5]. Toklaştırılmış seramik malzemelerin balistik performansı üzerine yapılan araştırmalar sonucunda bazı testlerde balistik performansta bir iyileşme gözlemlenmiştir [47]. ZrO_2 'nin monoklinik (m), tetragonal (t) ve kübik (c) fazlarda üç kristalografik formu mevcuttur. ZrO_2 tetragonal fazdan monoklinik faza ($t-ZrO_2 \rightarrow m-ZrO_2$), sıcaklığı yaklaşık $950^\circ C$ civarında iken dönüşür ve bu faz dönüşümü ile hacimde %4 oranında bir genişleme meydana gelmektedir. Oluşan bu hacim genişlemesi basma gerilmesi oluşturarak çatlakların ilerlemesini yavaşlatır [48]. ZrO_2 'nin Al_2O_3 'te çözünürlüğü oldukça düşüktür ($1450^\circ C$ de 2000 ppm), bundan dolayı ZrO_2 , Al_2O_3 matris içinde genellikle tane sınırlarında toplanır. ZrO_2 'e az miktarda Y_2O_3 eklenerek stabilize edilebilmektedir. Yitria ile stabilize edilmiş zirkonya (YSZ) aynı zamanda Al_2O_3 'ün tane büyümesine engel olmaktadır. Y_2O_3 'ün Al_2O_3 içerisinde çözünürlüğü son derece düşüktür fakat (<10 ppm) tane sınırları boyunca difüzyonu ve tane büyümesini engellemektedir. Y_2O_3 varlığı aynı zamanda ZrO_2 'in $t \rightarrow m$ dönüşüm toklaşmasının, oda sıcaklığı altındaki sıcaklıklarda gerçekleşmesini sağlamaktadır [49].

ZrO_2 'nin dönüşüm toklaşması mekanizması şematik olarak Şekil 2.10'da gösterilmiştir [50]. Gerilim altında üretilen bir çatlak özellikle uç kısmında ve etrafında çekme gerilmeleri meydana gelmektedir. ZrO_2 'nin kristal yapısı, çatlak ilerlerken çatlak ucundaki gerilmelerin etkisi ile tetragonalden monokliniğe dönüşür. Dönüşümün etkisiyle çatlak ucunda hacim genişlemesi meydana gelir ve çatlak komşu taneler ile sıkıştırılır. Böylece basma gerilmeleri yaratılır. Çatlakların ilerleyebilmesi basma kuvvetlerinin üstesinden gelmesi ile mümkündür. Bu da ekstra enerji gerektirmektedir ve böylelikle tokluk artar. Oluşan basma gerilmeleri ile çatlak ucundaki çekme gerilmeleri engellenir ve çatlak sapması sağlanır. Çatlakların sapması çatlakların ilerlemesinin yavaşlamasını ve bir noktadan sonra durmasını sağlamaktadır [48].



Şekil 2.10. ZrO₂'nin dönüşüm toklaşması mekanizması [50]

ZrO₂ ile toklaştırılmış alümina (ZTA) seramik, uygun maliyetli ve yaygın olarak kullanılan faz dönüşümü toklaştırma yöntemine dayanan en önemli oksit seramik malzemedir. ZTA yüksek mukavemet, yüksek tokluk ve yüksek aşınma ve korozyon direncine sahiptir. ZTA'nın sahip olduğu mekanik özellikler birçok araştırmacı için merak konusu olup araştırılmıştır [47, 51]. Ancak birçok çalışma Al₂O₃'ün tokluğu ancak stabilize edilmiş ZrO₂ içeriği yeterli dönüşümü sağlayabilecek miktarda ve genelde hacimce %5'ten yüksek olduğunda arttırılabileceğini göstermiştir [10, 52]. Al₂O₃'e ZrO₂ ilavesi mukavemetin artırılmasında da etkili olmaktadır. Al₂O₃ tane sınırlarında ve üçlü bağlantı noktalarında (triple junctions) homojen olarak dağılan ZrO₂ taneleri, matris tanelerinin büyümesini engelleyebilmektedir. Yapıdaki taneler küçülünce proses kaynaklı oluşan özür boyutu (c) azalır ve bu azalma ile aşağıda verilen kırılma mukavemeti (σ_f) denklemine göre mukavemette artış sağlanır. Eş. 2.2'de K_c kırılma tokluğu ve Y geometri faktörüdür [53].

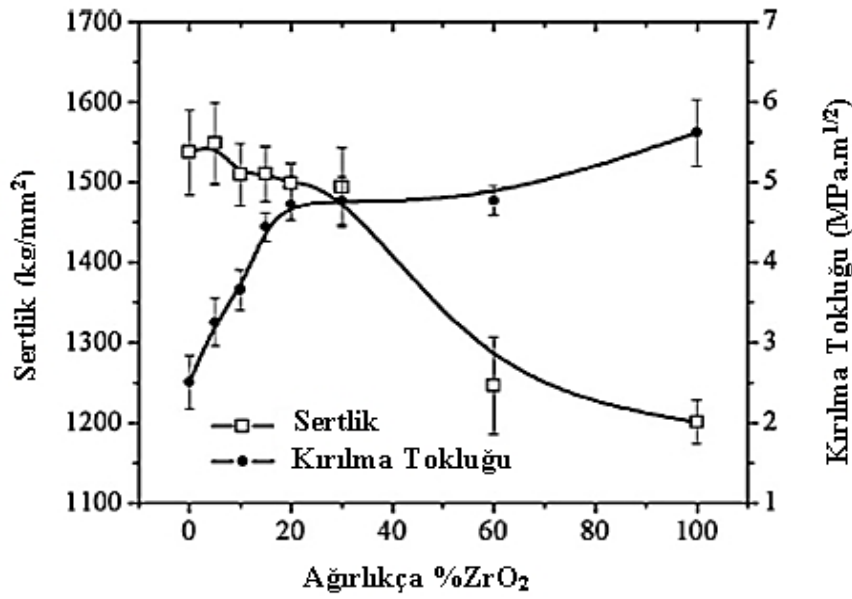
$$\sigma_f = \frac{K_c}{Y\sqrt{c}} \quad (2.2)$$

ZTA kompozitlerin; yüksek hızlarda çalışan kesici uçlarda, rulmanlarda, kalıplarda, yüksek sıcaklıklara dayanabilecek filtre, motor parçaları, gaz yakıcıları ve refrakter yalıtım malzemelerinde kullanımları tercih edilmektedir. Ayrıca üstün biyouyumluluk özellikleri ve

uzun ömürlü oldukları için diz ve kalça protezi gibi biyomedikal malzemeler ve diş implantlarında, yüksek aşınma direncine sahip oldukları için kömür rampalarında, bilyalı değirmenlerde, mikserlerin aşınmaya dayanıklı parçalarında kullanılmaktadır [54]. Kafkaslıoğlu Yıldız ve Tür [10] yaptıkları çalışmada, farklı oranlarda hazırladıkları ZTA seramik numunelerinden tane boyutu ve mekanik özelliklerinin karşılaştırmasını yapmışlardır. Al_2O_3 matris yapısına ZrO_2 ilave edildikçe tane boyutu ve mekanik özelliklerin değişimi Çizelge 2.10'da gösterilmiştir. % ZrO_2 ilavesi arttıkça yoğunlaşma oranı çok az değişmekte, elastisite modülü değeri azalmakta ve eğme mukavemeti değeri de artmaktadır. Çizelge 2.10'da ZTA önündeki sayı, kompozitte hacimce % ZrO_2 oranını vermektedir. Örneğin 5 ZTA, hacimce %5 ZrO_2 katkılı ZTA kompozitini ifade etmektedir [10]. Ganesh ve arkadaşları [55], ağırlıkça farklı oranlarda ZrO_2 içeren ZTA kompozitlerin sertlik ve kırılma tokluğu değerlerini karşılaştırmışlardır. Ağırlıkça % ZrO_2 içeriğine göre ZTA kompozitinde sertlik ve kırılma tokluğunun değişimi Şekil 2.11'de gösterilmiştir. Ağırlıkça ZrO_2 ilavesi arttıkça kırılma tokluğu değeri artmakta ve sertlik değeri azalmaktadır. Ancak ağırlıkça %5 ZrO_2 ilavesinde sertlik değerinde hafif bir seviyede artış gözlenmiştir [55].

Çizelge 2.10. Al_2O_3 matris yapısına ZrO_2 ilavesine göre tane boyutu ve mekanik özelliklerinin değişimi [10]

Kompozisyon	Bağlı Yoğunluk (%)	Elastisite Modülü (GPa)	Al_2O_3 Tane Boyutu (μm)	ZrO_2 Tane Boyutu (μm)	Eğilme Mukavemeti (MPa)
Al_2O_3	97,3±0,78	380±4	1,04	-	350±30
0,5 ZTA	98,1±0,23	377±9	2,10	0,50	377±39
1 ZTA	97,6±0,13	365±17	1,88	0,56	378±42
3 ZTA	98,1±0,31	376±3	1,63	0,49	391±72
5 ZTA	98,0±0,38	366±4	1,73	0,61	377±47
10 ZTA	97,5±0,52	347±13	1,68	0,73	389±91
20 ZTA	97,7±1,03	340±11	1,34	0,81	435±78



Şekil 2.11. Ağırlıkça %ZrO₂ içeriğine göre ZTA kompozitinde sertlik ve kırılma tokluğunun değişimi [55]

Zhang ve Li [47], %10 ZTA ve %95 Al₂O₃ seramik karoların balistik performansını inceleyen ve karşılaştıran bir çalışma yapmışlardır. %95 alümina seramikler, %2,5 SiO₂, %1,5 CaO ve %1 MgO; %10 ZTA seramikler ise %85 Al₂O₃, %2 SiO₂, %2 CaO ve %1 MgO içermektedir. Metal plakalarla desteklenen %10 ZTA ve %95 Al₂O seramik karoların, hızı 1100 ile 1500 m/s arasında değişen tungsten uzun çubuk mermilerin (LRP) etkisine karşı balistik verimliliğini karşılaştırmak üzere balistik testler gerçekleştirmişlerdir. Deney sonuçlarına göre, Al₂O₃ seramiklerin penetrasyon direncinin, ZrO₂'nin faz dönüşüm toklaşması yoluyla önemli ölçüde iyileştirilebileceği görülmüştür. %10 ZTA seramik ve %95 Al₂O₃ seramiğin mekanik özellikleri Çizelge 2.11'de gösterilmiştir [47].

Çizelge 2.11. %10 ZTA ve %95 Al₂O₃ seramiğin mekanik özellikleri [47]

Parametreler	%95 Al ₂ O ₃ Seramik	%10 ZTA
Yoğunluk (g/m ³)	3,5437	3,7320
İlk Gözeneklilik	0,091	0,088
Statik Verim Sınırı (GPa)	2,20	2,15
Statik Elastisite Modülü (GPa)	190	190
Dinamik Elastisite Modülü (GPa)	277	272
Çekme Dayanımı (GPa)	0,220	0,667
Poisson Oranı	0,23	0,20
Yüzey Dalga Hızı (m/s)	8900	8820

2.4. Samaryum Oksit (Sm₂O₃) Nadir Toprak Oksit Katkısı

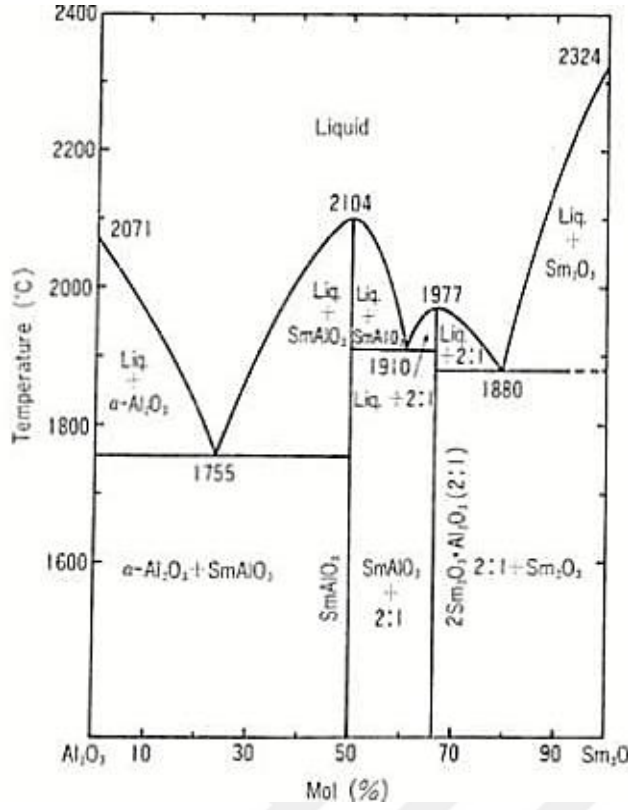
Samaryum, periyodik tablonun 6. periyodunun 6. elementtir. Samaryumun atom numarası 62'dir [56]. İlk olarak Paul-Émile Lecoq de Boisbaudran 1879'da keşfetmiştir [57]. Samaryum, nadir toprak elementi olarak sınıflandırılır fakat yeryüzü kabuğunda en fazla bulunan elementler sırasında 40. sıradadır. Erime noktası 1072°C olup kaynama noktası 1900°C'dir. Oda sıcaklığında kristal yapısı rombohedral şeklindedir, yaklaşık 731°C civarında hegzagonal sıkı paket kristal formuna dönüşmektedir ve ısıtmaya devam edildiğinde 922°C hacim merkezli kübik kristal yapısına dönüşmektedir. Sm₂O₃, samaryum oksit bileşikleri arasında en kararlı olanıdır. Üretimi en yaygın olarak iki farklı yol ile yapılır. Birinci üretim yolu, samaryum karbonat, hidroksit, nitrat veya sülfat bileşiklerinin termal dekompozisyon tekniğidir ve Eş. 2.3'de gösterilmiştir [11].



İkinci üretim yolu, yanma reaksiyonu sonucu olarak samaryum ürünü oluşur ve Eş. 2.4'de gösterilmiştir [11].

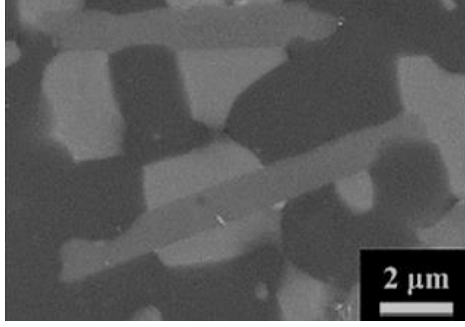


Samaryum, SmCo_5 mıknatısları, kanser terapisi, nükleer reaktör çubukları, sinema endüstrisinde karbon yay lambalarında ve optik lazer ya da lazer yapımında gerekli olan kalsiyum florür kristallerinde kullanılır [58, 59]. Daha evvel de değinildiği üzere Al_2O_3 seramikleri, fiziksel özelliklerinden dolayı savunma sanayi, havacılık ve biyomedikal gibi birçok alanda tercih edilmektedir. Fakat Al_2O_3 seramiklerinin kırılma tokluğu ve eğilme mukavemeti yaygın olarak kullanılan diğer ileri seramiklere göre düşük kalmaktadır. Bu dezavantajı gidermek için Al_2O_3 seramiğine katkı malzemeleri katılarak daha iyi mekanik özellik elde edilebilir. Nadir toprak element oksitleri bu amaç için Al_2O_3 seramiğine katkı olarak kullanılmaktadır. Nadir toprak oksitleri birlikte kullanıldığı seramiklerin sinterleme sıcaklığını düşürür ve mikroyapılarını geliştirir. Sm_2O_3 , La_2O_3 , Dy_2O_3 , Y_2O_3 , CeO_2 , Er_2O_3 ve Eu_2O_3 başlıca kullanılan nadir toprak oksit malzemeleridir [60]. Samaryum (III) oksit (Sm_2O_3), erime sıcaklığı 2000°C 'nin üzerinde olan hafif bir nadir toprak element oksitidir, bundan dolayı gelişmiş sinterleme özelliklerine sahip seramiklerin üretilmesi için uygun bir katkı malzemesidir [7]. Sm_2O_3 nadir toprak oksitleri yüksek sinterleme sıcaklıklarında Al_2O_3 ile reaksiyona girerek SmAlO_3 fazını oluşturmaktadır [8]. Oluşan bu SmAlO_3 fazı, Al_2O_3 - Sm_2O_3 seramik sistemlerinde büyüme yönü boyunca uzamakta ve oluşan faz kısa fiber takviyesi olarak işlev görmektedir, bu sebeple bu sistemler yüksek mekanik özelliklere (tokluk, eğilme mukavemeti) sahip olmaktadır [7]. Literatürde Sm_2O_3 katkılı Al_2O_3 seramiklerin mekanik özelliklerini ve sürünme davranışını incelemek için yapılan sadece birkaç araştırma bulunmaktadır [7, 60, 61]. Hava ortamında yüksek sıcaklık için Al_2O_3 - Sm_2O_3 faz diyagramı Şekil 2.12'de gösterilmiştir [8].



Şekil 2.12. Hava ortamında yüksek sıcaklık için Al_2O_3 - Sm_2O_3 faz diyagramı [8]

Shi ve arkadaşları [7], Sm_2O_3 atomca (%0-2,0 at.) ilaveli ve %20 Ti içerikli Al_2O_3 matrisli kompozitler üretmişler ve SmAlO_3 fazının etkisi ile yüksek tokluk ve eğilme dayanımı elde etmişlerdir. Al_2O_3 tane boyutu, Sm_2O_3 oranı arttıkça azalmıştır. Atomca %0,5, %1,0, %1,5 ve %2,0 Sm_2O_3 ilavesi için Al_2O_3 tane boyutu sırasıyla $2,26 \pm 0,5$ mm, $2,21 \pm 0,5$ mm, $1,98 \pm 0,4$ mm ve $1,95 \pm 0,4$ mm olarak ölçülmüştür. Atomca %1,5 Sm_2O_3 ilave edilen Al_2O_3 /Ti kompozit için SEM görüntüsü Resim 2.1’de verilmiştir. Koyu gri alanlar Al_2O_3 , parlak gri alanlar Ti, uzun gri çubuksu alanlar SmAlO_3 fazına aittir [7].



Resim 2.1. Atomca %1,5 Sm_2O_3 ilave edilen $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ kompozit için SEM görüntüsü [7]

Yijun ve arkadaşları [61], Al_2O_3 seramiklerine farklı nadir toprak oksitlerinin (Y_2O_3 , La_2O_3 ve Sm_2O_3) ağırlıkça %0-1,0 oranında ilavesi ile Al_2O_3 seramiklerinin mekanik özelliklerindeki değişimi incelemişlerdir. Nadir toprak oksit oranının artması ile numunelerin relatif yoğunluğu belirgin bir şekilde artmıştır ve maksimum değere ulaştıktan sonra azalmıştır. Ağırlıkça %0,5 Sm_2O_3 , %0,5 Y_2O_3 ve %0,75 La_2O_3 katkılı Al_2O_3 seramiklerin relatif yoğunluğu sırasıyla %99,1, %98,9 ve %98,5 olmuştur. Yani Sm_2O_3 , Y_2O_3 ve La_2O_3 ile kıyaslandığında Al_2O_3 seramiklerin yoğunlaşmasına katkı sağlamada daha iyi bir nadir toprak oksit katkısıdır [61]. Taşdemir ve arkadaşları [60], 1550°C ve 1600°C sinterleme sıcaklığında hacimce farklı miktarlarda (%0, %0,1, %0,3, %0,5, %0,8, %1, %2) Sm_2O_3 katkısı ile Al_2O_3 seramiklerinin yoğunlaşma, mikroyapı ve mekanik özellikleri (elastisite modülü ve eğilme dayanımı) üzerindeki etkisini incelemişlerdir. İnceleme sonucunda SmAlO_3 fazının varlığı XRD analizi ile doğrulanmıştır. Her iki sinterleme sıcaklığında tüm Sm_2O_3 oranları için Al_2O_3 - Sm_2O_3 seramiklerinde benzer yoğunlaşma davranışı gözlenmekle beraber, hacimce %0,8 oranı biraz daha öne çıkmıştır. Sonuçlara göre, ilgili Sm_2O_3 oranlardaki ilavelerde Al_2O_3 seramiğinin eğilme mukavemetinde kayda değer bir artış görülmemiştir ancak mikroyapının değiştiği gözlenmiştir [60].

2.5. Katmanlı (Lamine) Kompozit Yapı

Zırh uygulamalarında ağırlık önemli bir parametredir. Enerji tasarrufu ve hareket kabiliyetini arttırmak için hafif zırh tasarımı gerekmektedir. Bundan dolayı zırh tasarımlarında, tehdiye başarılı bir şekilde direnebilecek ve mümkün olduğunca en düşük yoğunluğa sahip malzemeler tercih edilmektedir. Bu durum araştırmacılara daha

performanslı malzemeler ve farklı malzeme kombinasyonları geliştirmek için ilham kaynağı olmuştur. Katmanlı yapıların kullanılması, bu amaç için çekici bir tasarım alternatiftir [62]. Çeşitli literatür çalışmalarında, katmanlı kompozit zırhların farklı kombinasyonlarının balistik davranışı araştırma konusu olmuştur [63, 64, 65].

Literatürde Al_2O_3 esaslı sandviç bir yapının mekanik özellikleri ile ilgili olarak bir çalışma Zhou ve arkadaşları [36] tarafından gerçekleştirilmiştir. Sandviç yapılı (matris olarak Al_2O_3) Al_2O_3 – ZrO_2 kompozitleri kuru presleme ile üretilmiştir. Yüzey tabakasının bileşimi ağırlıkça %95 Al_2O_3 +%5 ZrO_2 olarak sabitlenirken, orta tabakanın iki bileşimi ayrı ayrı ağırlıkça %85 Al_2O_3 + %15 ZrO_2 ve ağırlıkça %75 Al_2O_3 +%25 ZrO_2 olacak şekilde farklı 2 kompozisyon çalışılmıştır. Aynı bileşime sahip iki yüzey katmanı ve bir orta katman yapısı halinde, yüzey/merkez kalınlık oranı 1:10 olmuştur. Yüzey tabakalarının termal genleşme katsayısı, merkezinkinden daha düşüktür. Yüzeylerdeki ağırlıkça %95 Al_2O_3 +%5 ZrO_2 malzeme için termal genleşme katsayısı $\alpha=8,52 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, merkez bölgede ise %75 Al_2O_3 + %25 ZrO_2 için $\alpha=8,61 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 'dir. Lamine kompozit için sinterleme sonrasında yüzey tabakalarda artık basma gerilmelerinin varlığı X-ray gerilme analizi ile -97 MPa olarak tespit edilmiştir. Sandviç yapıya sahip kompozitler, bu yapıya sahip olmayanlara göre daha iyi özellikler sergilemiş, bu özel yapı, kompozitlerin mekanik ve düşük enerjili ağırlık düşürme test (<2 J) sonuçlarına göre özelliklerini iyileştirmeye yardımcı olmuştur [36]. Bu tez çalışmasında, Zhou ve arkadaşlarının [36] çalışmasından farklı içeriğe sahip, Sm_2O_3 ve ZrO_2 içeren Al_2O_3 sandviç lamine kompozit yapısı üzerine çalışılmıştır. Kapsamlı mekanik özellik ve balistik karakterizasyon gerçekleştirilmiştir. Zhou ve arkadaşlarının [36] çalışmasında detaylı ve sistematik bir mekanik özellik incelemesi ve herhangi bir balistik test ve analizi yapılmamıştır.

Al_2O_3 'e ayrı ayrı Sm_2O_3 ve ZrO_2 katkısının mekanik özelliklerde iyileştirme sağlayabilen katkı malzemeleri olduğunu gösteren çalışmalar mevcuttur [10, 11, 54, 61]. Al_2O_3 ile aynı şartlarda üretilen Sm_2O_3 ve ZrO_2 içerikli sandviç lamine kompozitin mekanik özellik ve balistik davranışının incelendiği herhangi bir çalışma literatürde bulunmamaktadır. Al_2O_3 matriste ZrO_2 ve Sm_2O_3 katkılarının sinerjetik etkisiyle yüksek tokluk ve/veya eğilme mukavemeti sağlanabileceği böylelikle darbe sonrası yapısal bütünlüğün daha fazla korunulabileceği öngörülmüştür. Tez çalışmasında üretilen kompozit malzemeler Şekil

2.13’de şematik olarak gösterildiği gibi üç katmanlı sandviç lamine kompozit yapı formunda tasarlanmıştır.



Şekil 2.13. Üç katmanlı sandviç lamine kompozit yapının şematik çizimi

Al_2O_3 ve ZrO_2 termal genleşme katsayıları birbirinden farklıdır, ZrO_2 daha yüksek termal genleşme katsayısına sahiptir (Çizelge 2.12). Al_2O_3 – ZrO_2 sandviç lamine yapıda daha fazla Al_2O_3 içeriğine sahip üst ve alt yüzeyin, daha düşük termal genleşme katsayısına sahip olması sonucunda, sinterleme sonrası yüzeylerde artık basma gerilmeleri oluşabilmektedir. Artık basma gerilmeleri, oluşacak yüzey çatlaklarının ilerlemesine karşı koyma etkisi ile mekanik özelliklerin iyileştirilmesine katkı sağlamaktadır. Ayrıca ZrO_2 ’nin sinterleme sıcaklığından soğurken tetragonal-monoklinik dönüşümünü kısıtlamakta, böylelikle bünyede daha fazla tetragonal faz barındırılmasını sağlamaktadır [36].

Çizelge 2.12. Al_2O_3 , ZrO_2 ve Sm_2O_3 için yoğunluk, elastisite modülü ve termal genleşme katsayı değerleri [36]

Malzeme	Yoğunluk (g/cm^3)	Elastisite Modülü (GPa)	Termal Genleşme Katsayısı ($\times 10^{-6}/\text{K}$)
Al_2O_3	3,98	400	7,5
ZrO_2	6,10	210	10
Sm_2O_3	8,35	183	8,5

Sandviç lamine yapının etkisi ile yaratılabilecek artık gerilmelerle darbe altında seramik yüzde ilk kırılma geciktirilerek, merminin/delicinin enerjisinin daha fazla sönmülenebileceği düşünülmektedir. Bu nedenle sandviç lamine kompozit yapı formunda, malzeme üretilmesi uygundur. Sandviç lamine yapı ile kırılma modunda değişiklikler yaratılabilmektedir. Öte yandan lamine bölgeler arasında ayrılmalar, çatlamlar olmaması için yüzey ve merkez kompozisyonların termal genleşme katsayıları arasındaki fark büyük olmamalıdır. Turner kompozit malzeme modeli yaklaşımına göre, lamine kompozitlerin

farklı katmanlarının termal genleşme katsayısı Eş. 2.5 kullanılarak kabaca hesaplanabilir [36, 66]. Eşitlikte 1 ve 2 kompoziti oluşturan bileşenler (Al_2O_3 ve ZrO_2 örneğin), E elastisite modülü, V hacim oranıdır.

$$a = \frac{a_1 E_1 V_1 + a_2 E_2 V_2}{E_1 V_1 + E_2 V_2} \quad (2.5)$$

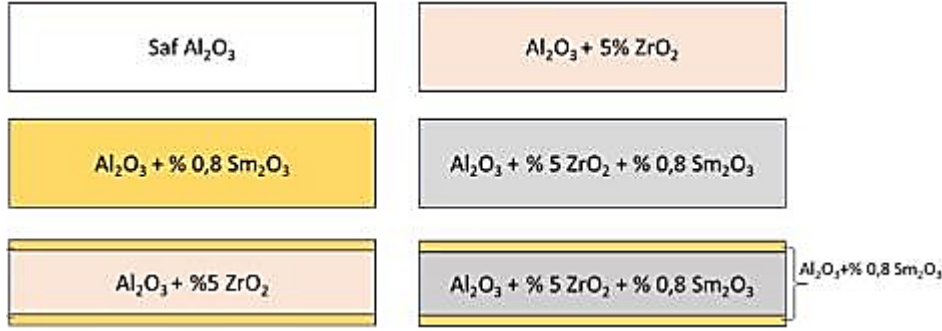


3. MATERİYAL ve YÖNTEM

3.1. Yaş Numune Hazırlama ve Sinterleme Süreçleri

Çalışma kapsamında, gerçekleştirilen mekanik ve balistik testlere uygun olarak farklı geometrilerde çok sayıda numune hazırlanmıştır. Numune üretimlerinde, yüksek saflıkta α - Al_2O_3 tozu (%99,95 saflık, 0,25-0,45 μm ortalama tane boyutu, Alfa Aesar), yüksek saflıkta nano boyutta Sm_2O_3 tozu (%99,95 saflık, 50 nm, Nanografi), ZrO_2 tozu (%3 mol yttria ile stabilize, <0,5 μm ortalama tane boyutu, MSE Teknoloji) kullanılmıştır. Dağıtıcı olarak poliakrilik asit (MSE Teknoloji), bağlayıcı ve plastikleştirici olarak da sırasıyla polivinilalkol (PVA, Sigma Aldrich) ve gliserol (Sigma Aldrich) tercih edilmiştir. Numune üretim aşaması, sandviç lamine kompozit numunelerinin ve Şekil 3.1’de verilen diğer karşılaştırma kompozisyonlarının hazırlanması olmuştur. ZrO_2 ve Sm_2O_3 katkısı ile hazırlanacak olan numuneler için uygun olan ZrO_2 oranının belirlenmesinde Kafkaslıoğlu Yıldız ve Tür’ün [10] daha önce yapmış oldukları çalışmalar, Sm_2O_3 oranının belirlenmesinde ise Taşdemir ve arkadaşlarının [60] gerçekleştirmiş olduğu çalışmadan optimum özelliklerin elde edildiği katkı oranı kullanılmıştır. Sm_2O_3 katkı oranı, Taşdemir ve arkadaşlarının çalışmasında yoğunlaşma, mikroyapı ve mekanik özelliklerin ölçümlerinden elde edilen sonuçlara göre hacimce %0,8 olarak belirlenmiştir [11, 60].

Sandviç lamine kompozitler üretilirken, termal genleşme uyumsuzluğuna bağlı olarak yüzeyde artık basma gerilmesinin elde edilmesi için yüksek ZrO_2 içeriğine sahip merkez bölge varlığı uygun görülmüştür. Sinterleme sonrası çatlama/ayrılma olması ihtimali ve zırlı malzeme özgül ağırlığının fazla yükseltilmemesi gerekliliği dikkate alınarak, sandviç lamine yapı için merkez bölgede Al_2O_3 +hac.%5 ZrO_2 kompozisyonu temel alınacaktır. Bu çalışma için, Al_2O_3 +hac.%5 ZrO_2 kompozisyonunun ZrO_2 ’nin yaratacağı kendine özgü mekanik özellik iyileştirmeleri ile beraber, alt ve üst yüzey tabakalarda termal genleşme kaynaklı artık basma gerilmesi yaratabilme durumu, sandviç yapıda merkez bölgede ZrO_2 katkısının tercih edilmesine neden olmuştur.

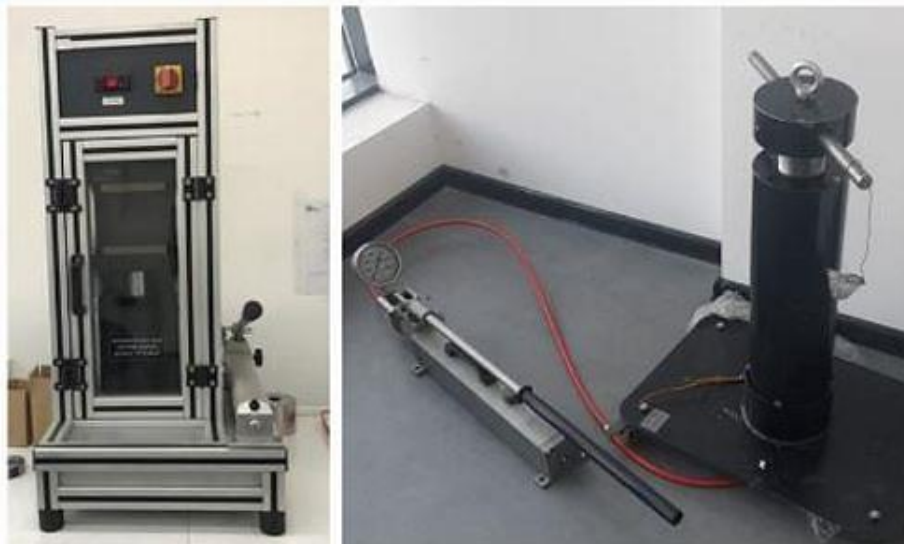


Şekil 3.1. Üretilen üç katmanlı sandviç lamine kompozit yapılar ve karşılaştırma amaçlı üretilen kompozisyonlar

Tüm oranlar için ayrı ayrı olmak üzere, uygun hacim oranını sağlayacak miktarda hassas terazi ile tartılan Sm_2O_3 tozu, ZrO_2 tozu ve $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ tozu, toplam toz ağırlığının %0,5'i kadar dağıtıcı ve saf su HDPE şişe içerisinde karıştırılarak, bir gün süre ile bilyalı değirmenleme işlemine tabi tutulmuştur. Al_2O_3 bilya/toz ağırlık oranı 5:1 olacak şekilde ayarlanmıştır ve 3 mm ve 5 mm çaplı Al_2O_3 bilyalar kullanılmıştır. Bu aşama mevcut aglomeraların parçalanması ve tozların daha homojen olarak karışması için gerçekleştirilmiştir. Ayrı bir yerde toplam toz ağırlığının %2'si kadar polimer (%1,5 PVA + %0,5 gliserol) saf suda çözündürülüp, bilyalı değirmenleme yapılmış karışıma ilave edilmiştir. İlave sonrası manyetik sıcak tabla üzerinde homojenleştirme için iyice karıştırılarak, karışım kurutulmuştur. Kurutulan tozlar agat havanda ezilmiş ve 90 mikronluk Retsch marka elekten geçirilerek granüller elde edilmiştir.

Sandviç lamine kompozit numuneler üretilirken, yüzey tabakaların kompozit tozu ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{hac.}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$) ve merkez bölge kompozit tozları ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{hac.}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3 + \text{hac.}\%5\text{ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{hac.}\%5\text{ZrO}_2$) başta hazırlanmıştır. İlk olarak elastisite modülü, sertlik ve eğilme mukavemet testleri için disk formunda 35 mm çaplı çelik silindirik kalıp kullanılarak numuneler üretilmiştir. Hedeflenen yüzey katmanı/merkez katmanı kalınlık oranı 1:6 olmuştur. Bu kalınlık oranını yakalayabilmek için önce katmansız olan kompozisyon numunelerinin ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{hac.}\%0,8 \text{Sm}_2\text{O}_3$ gibi) kuru presleme sonrası kaç gram koyulduğunda, yaş kalınlıklarının, yaş hacimlerinin ve yaş yoğunluklarının ne olduğuna bakılmıştır. Böylece toplamda 3 mm kalınlığa sahip bir katmanlı yaş numune üretmek için tabaka kalınlık oranlarına göre uygun miktarda ilgili kompozisyonlardan kaç gram toz kullanılacağı belirlenmiştir. Bu hesaplamalara göre 4,90 g merkez toz miktarı, 1,5'ar g da

alt ve üst katman toz miktarına karar verilmiştir. 1 g ve altında tartılan üst ve alt katman tozları presleme sırasında kalıp içerisine homojen serilemediği ve zımpara yapıldığında katman kalınlığında bir miktar incelme olacağı hususu dikkate alınarak 1,5 g toz, üst ve alt katman serimi için uygun görülmüştür. Aynı toplam toz miktarına göre (7,90 g) diğer sandviç olmayan numunelerde disk formunda preslenerek hazırlanmıştır. Önce ilk katman tozu çelik kalıba dökülüp, kalıp uygun şekilde sarsılarak tozların olabildiğince kalıp tabanında homojen yayılması sağlanmıştır. 20 MPa basınçta ön presleme yapıldıktan sonra kalıp üst panç hafifçe kaldırılıp, ikinci orta katman serilmiş ve yine 20 MPa basınç uygulanmıştır. En son ince katman serilip yine 20 MPa basınç uygulandıktan sonra tüm katmanlara bu kez 100 MPa son basınç uygulanarak sandviç lamine yaş numuneler hazırlanmıştır. Her bir kompozisyon için 15'er adet disk numune basılmıştır. Kuru presleme sonrası numunelere 200 MPa basınç altında soğuk izostatik pres (CIP) yapılmıştır. Sandviç olmayan diğer kompozit numuneler ve saf Al_2O_3 'de 40 MPa basınçta kuru presleme ile hazırlanmış ve daha sonra CIP yapılmıştır. Kullanılan presler Resim 3.1'de görülmektedir. CIP sonrası numuneler, sinterleme aşamasında $2^\circ C/dk$ ısıtma hızında $600^\circ C$ 'de 2 saat süre ile bekletilmiş ve bağlayıcı yakma işlemi yapılmıştır. Daha sonra $5^\circ C/dk$ ısıtma hızında $1550^\circ C$ 'de 2 saat süreyle atmosfer ortamında basınçsız sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir.



Resim 3.1. Kuru pres (solda) ve soğuk izostatik pres (sağda)

Yüzey çatlağı tokluk ölçme yöntemi için de dikdörtgen prizma formunda çubuk numuneler, sandviç numuneler ile karşılaştırma kompozisyonları için üretilmiştir. Çubuk numuneler hazırlanırken 57 mm uzunluğunda 6 mm genişliğinde çelik kalıp kullanılmıştır. Disk numune hazırlanırken izlenen yola benzer şekilde yine her bir katman kalınlığına göre kaç gram toz koyulacağı sandviç olmayan yaş numunelere göre hesaplanmıştır. Çubuklarda sandviç numuneler için toplam numune kalınlığı 3,30 mm olacak şekilde hesaplamalar yapılmıştır. Orta katman 2,37 g, alt ve üst katman 0,5 g olacak şekilde tartımlar yapılarak yaş numuneler hazırlanmıştır. Yine 20 MPa katman basınçları ve en son 100 MPa son basınç olacak şekilde üretimler gerçekleştirilmiştir. Yaş çubuklar disklerle göre daha hassas ve ince olduğu için CIP yapılırken hatta vakuma alma aşamasında numunelerin uç kısımlarında kırılmalar yaşandığından, bu numunelere CIP yapılamamıştır. Üretilen yaş numuneler yine 1550°C'de 2 saat süre ile sinterlenmiştir. Sinterlemede kullanılan kutu fırın Resim 3.2'de verilmiştir.



Resim 3.2. Sinterleme işleminde kullanılan kutu fırın

Numune üretimlerinin son aşaması balistik testler için numune üretimlerini içermektedir. α - Al_2O_3 tozu, hacimce %5 katkı oranını sağlayacak miktardaki ZrO_2 tozu ve hacimce %0,8 oranını sağlayacak Sm_2O_3 tozu uygun ağırlıklarda tartılarak, ilk üretimlerde izlenen adımlar (değirmenleme, bağlayıcı ilavesi, kurutma, ezme ve 90 mikronluk elekten geçirerek eleme) aynen tekrar edilmiştir. Altıgen numune üretimlerinde bir kenarı 30,5 mm olan Resim 3.3'de verilen çelik kalıp kullanılmıştır. Çelik kalıp, kullanılan tek eksenli hidrolik presin kalıp

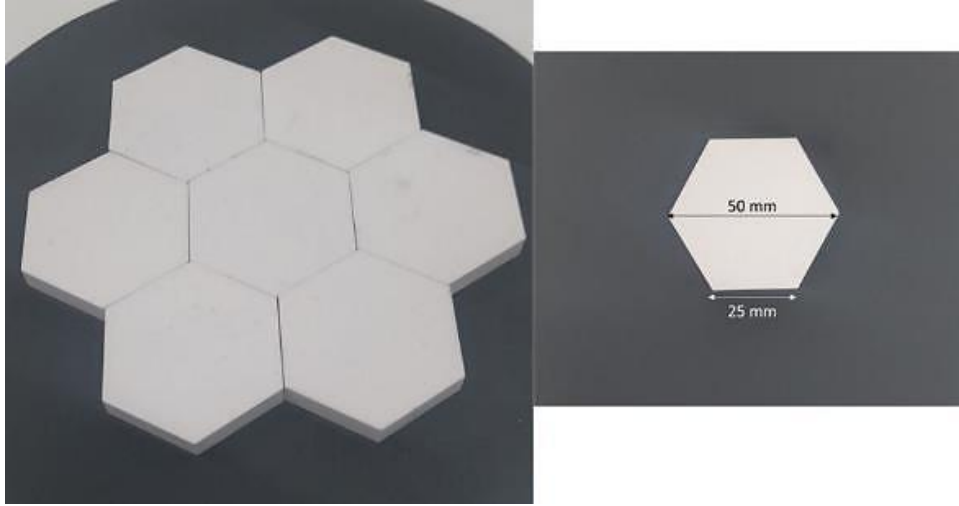
koyma tablasının alabileceği en büyük boyutta imal ettirilmiştir. Normal şartlarda tek bir büyük plakanın, malzemenin darbe altındaki çatlama davranışını ve özellikle çoklu darbelere karşı dayanım performansını anlamada daha uygun olduğu bilinmektedir. Ancak mevcut laboratuvar şartlarında daha geniş numune hazırlama imkânı bulunmadığından, tek bir büyük plaka numunesi olması yerine, altıgen numuneler üretme yolu tercih edilmiştir.



Resim 3.3. DOP testi için numune hazırlamakta kullanılan altıgen çelik kalıp parçaları

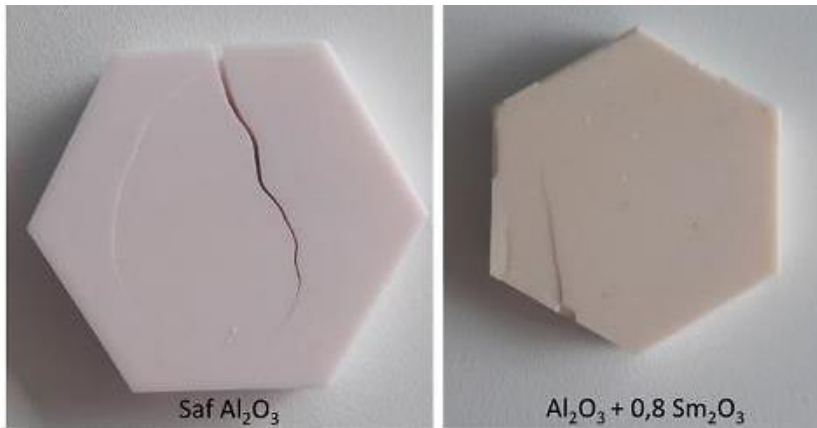
Kim Kayseri İleri Malzemeler Sanayi ve Teknoloji A.Ş (KİM A.Ş) firmasının balistik test biriminden sorumlu uzman mühendislerle yapılan toplantı ve çeşitli literatür çalışmaları dikkate alınarak, STANAG 4569 Seviye 1 DOP testi için değerlendirmek üzere, 7,5-8,0 mm kalınlığında altıgen numuneler üretilmesinde karar kılınmıştır [67, 68, 69]. Bunun için ilk olarak üretimlere, saf Al_2O_3 , $Al_2O_3 + \%5ZrO_2$, $Al_2O_3 + \%0,8Sm_2O_3$ ve $Al_2O_3 + \%5ZrO_2 + \%0,8Sm_2O_3$ kompozisyon tozları ile başlanmıştır. Bu toz kompozisyonları aynı zamanda sandviç kompozit numunelerinde içeriğinde bulunmaktadır. İlk olarak bilyalı değirmenleme ile hazırlanıp, bağlayıcısı ilave edilerek ezilip elenmiş $Al_2O_3 + \%5ZrO_2$ tozu, her bir numune için 56 g tartılarak, çelik kalıpta 100 MPa basınçta tek eksenli preslenerek hazırlanmıştır. Sonra bu numuneler, $1550^{\circ}C$ 'de 2 saat hava ortamında basınçsız olarak atmosfer ortamında kutu fırında daha önce yapılmış olan silindirik ve çubuk numunelerin sinterleme parametreleri ile aynı parametrelerle sinterlenmiştir. Numune boyutları büyük olduğu ve yoğunlaştırmada basınçsız sinterleme (pressureless/conventional sintering) kullanıldığından, tozların daha iyi paketlenmesi ve numunelerin daha iyi yoğunlaşması istenildiği için kuru presleme sonrası CIP yapılmasına karar verilmiştir. $Al_2O_3 + \%5ZrO_2$ toz

numuneleri 52'şer g tartılarak altıgen kalıba dökülmüş, önce 35 MPa basınç altında tek eksenli olarak preslenmiş, daha sonra 200 MPa basınç altında CIP yapılmıştır. 35 MPa'dan daha düşük basınçlarda yaş numuneler kalıptan düzgün çıkmadığı için kuru pres basıncı olarak bu basınç değerinde karar kılınmıştır. Ayrıca CIP'siz numunede 56 g olan bir numunenin, CIP'li numunede 52 g olarak tartılıp basılan numune ile sinterleme sonrası hemen hemen aynı kalınlığa geldiği görülmüştür. Numunelerde CIP sonrası %58-59 yaş yoğunluk elde edilmiştir. Kuru presleme ile rastgele gevşek paketlemede %58-60 yaş yoğunluk elde edilebildiği literatürde belirtilmiştir. Soğuk izostatik presleme işlemi de yaş yoğunluğun daha homojen olmasını sağlayan bir prosestir [70]. Bu çalışmada ise bu yoğunluklara ancak soğuk izostatik presleme sonrası ulaşılabilmiştir. Kuru presleme sonrası ve CIP öncesi yaş yoğunluklar ise yaklaşık %57 dolaylarındadır. Bu durumun çeşitli nedenleri olabilir. Granüllerde mevcut bulunan aglomerasyon veya tozlar üzerinde nem bulunması presleme sırasında yetersiz bağlanmaya yol açmış olabilir. Özellikle keskin köşelere sahip büyük ebatlı altıgen geometrideki parça kalıbının da etkisiyle tek eksenli kuru presleme sırasında oluşan dengesiz basınç dağılımı gibi sorunlar düşük yoğunluğa neden olabilmektedir. Soğuk izostatik preslenen numuneler 1550°C'de 2 saat hava ortamında basınçsız olarak (2°C/dk) sinterlenmişlerdir. Bağlayıcı uçurma işlemi 600°C'de 2 saat süre ile 1°C/dk ısıtma hızında sinterleme rejimi içerisinde gerçekleştirilmiştir. CIP yapılmayan Al_2O_3 +%5 ZrO_2 numuneleri için sinterleme sonrası %98,5±0,9 relatif yoğunluk yüzdesi, CIP yapılan altıgen numuneler için ise %98,7±0,8 relatif yoğunluk yüzdesi elde edilmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin ortalama kalınlığı ise CIP yapılmayan numunelerde 7,91±0,03 mm, CIP yapılan numunelerde ise 7,80±0,03 mm olmuştur. Al_2O_3 + %5 ZrO_2 kompoziti için CIP yapılmasının yoğunlaşmada ciddi bir fark yaratmadığı görülmektedir. Ancak daha az toz ile benzer kalınlıklarda numune üretimi gerçekleştirilebilmektedir. Sinterlenen Al_2O_3 + %5 ZrO_2 kompozit numunelerine ait görüntüler Resim 3.4'de verilmiştir. Altıgen 7 adet numune yapıştırma olmadan yan yana koyularak resimleri çekilmiştir.



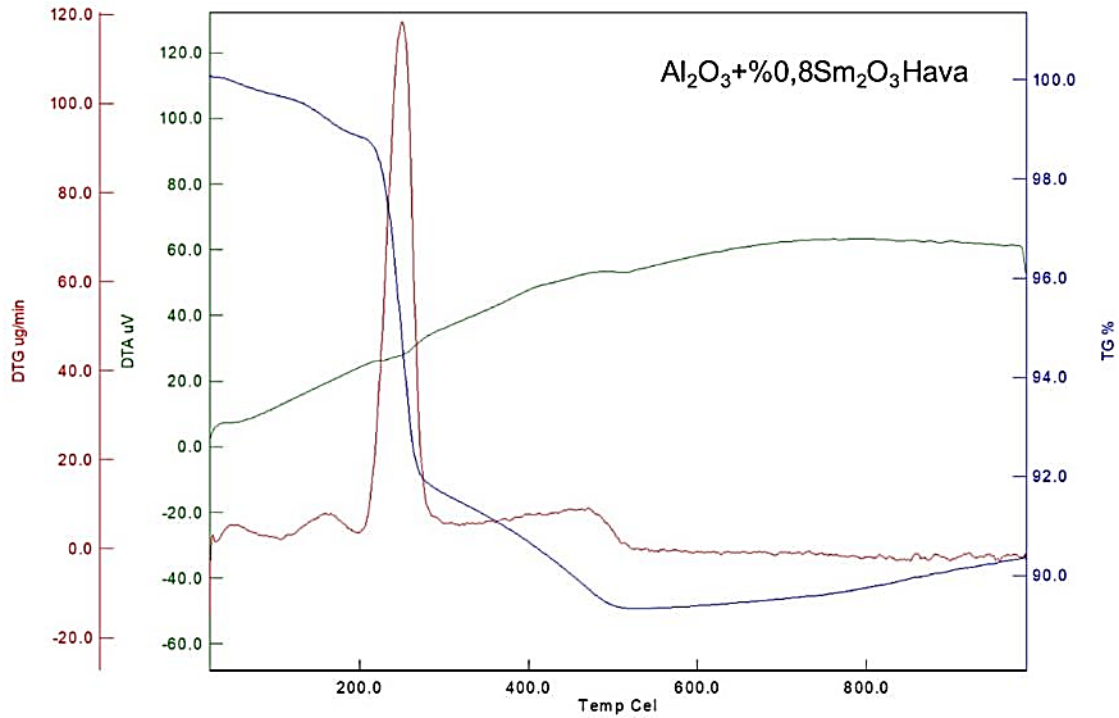
Resim 3.4. Sinterleme sonrası $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$ altıgen numunelerine ait görüntüler

Benzer şekilde diğer kompozisyonlar (saf Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$) için tozlar üretilmiş, numuneler basılmış ve sinterlemeye koyulmuştur. Her kompozisyon için 9'ar adet numune hazırlanmıştır. Ancak numunelerde bağlayıcı uçurma ve sinterlemenin aynı rejim içerisinde gerçekleştiği durumda sinterleme sonrası çatlamlar fark edilmiştir. Tüm numuneler birebir aynı şartlar altında üretilmesine rağmen numunelerdeki çatlama büyük bir problem olmuştur. Numunelere CIP yapıldığı için, ilk olarak bu çatlakların kuru presleme süreci ile ilgili olarak meydana gelmediği düşünülmüştür. Çatlayan bazı numunelere ait görüntüler Resim 3.5'de verilmiştir.

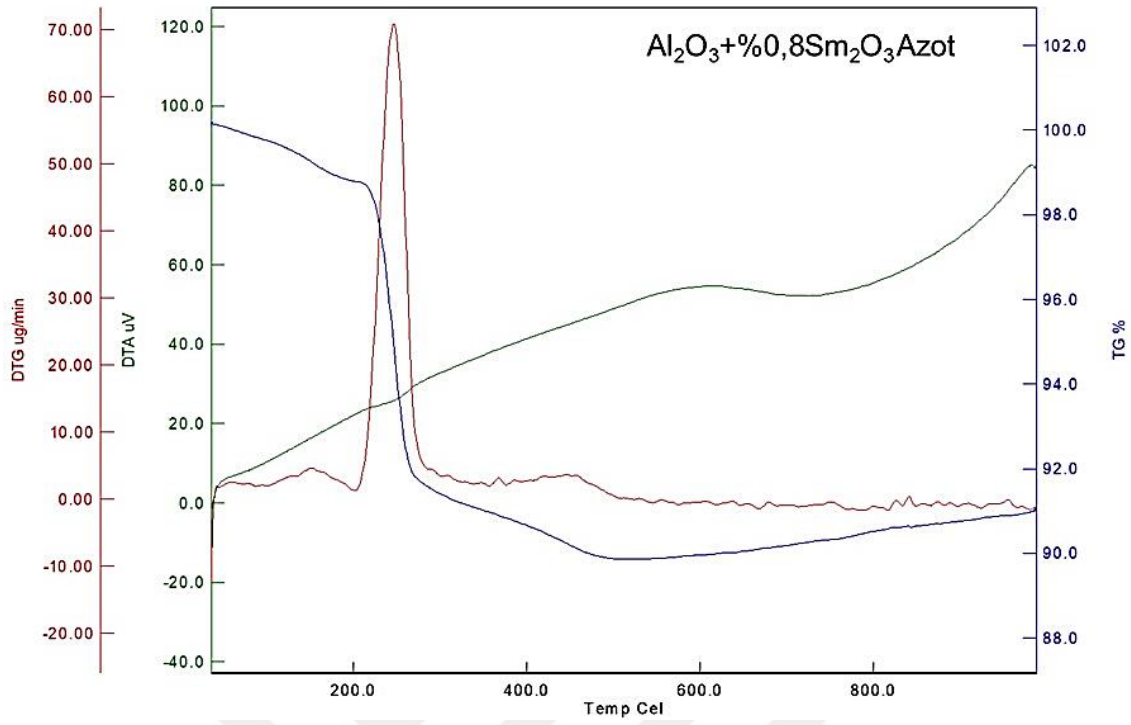


Resim 3.5. Sinterleme sonrası altıgen numunelerde meydana gelen çatlamanın görüntüleri

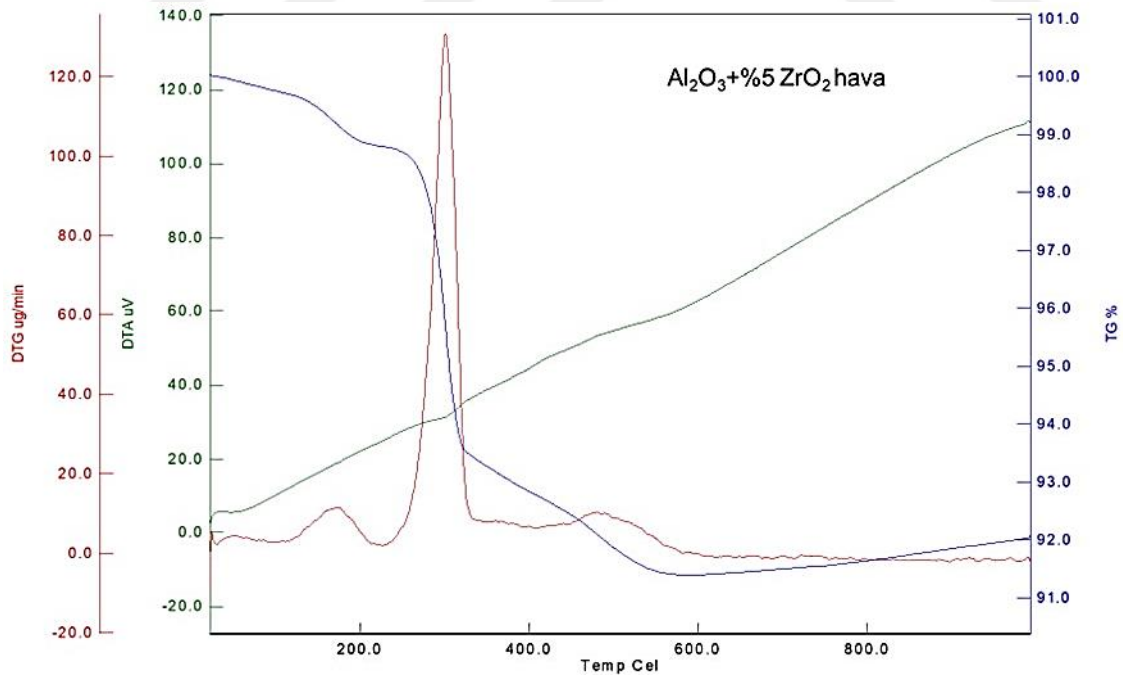
Üretilen preslemeye hazır tozlardan $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonlarına ait olanlar, termogravimetrik ve diferansiyel termal analiz (TG/DTA) için Erciyes Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezine gönderilmiştir. Analiz her iki kompozisyon için de azot ve hava ortamında $10^\circ\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızında, 20-1000 $^\circ\text{C}$ sıcaklık aralığında yapılmıştır. $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozit tozu analiz grafikleri Şekil 3.2 ve Şekil 3.3’de, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$ kompozit tozuna ait grafikler de Şekil 3.4 ve Şekil 3.5’de sunulmuştur. İlk olarak bağlayıcı uzaklaştırma sürecine odaklanılmıştır. $\text{Al}_2\text{O}_3 - \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ analiz sonuçları da dikkate alınarak $1^\circ\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızı ile 200 $^\circ\text{C}$ ’de 1 saat, 250 $^\circ\text{C}$ ’de 2 saat, 450 $^\circ\text{C}$ ’de 1 saat ve 600 $^\circ\text{C}$ ’de 1 saat beklenerek hava ortamında üstü açık numunelerle yapılan üretimlerde yine çatlamalar olmuştur. Ayrıca numuneler fırın yüzeyine direkt temas edecek şekilde değil, yükseltiyle koyulmasına rağmen çatlama meydana gelmiştir.



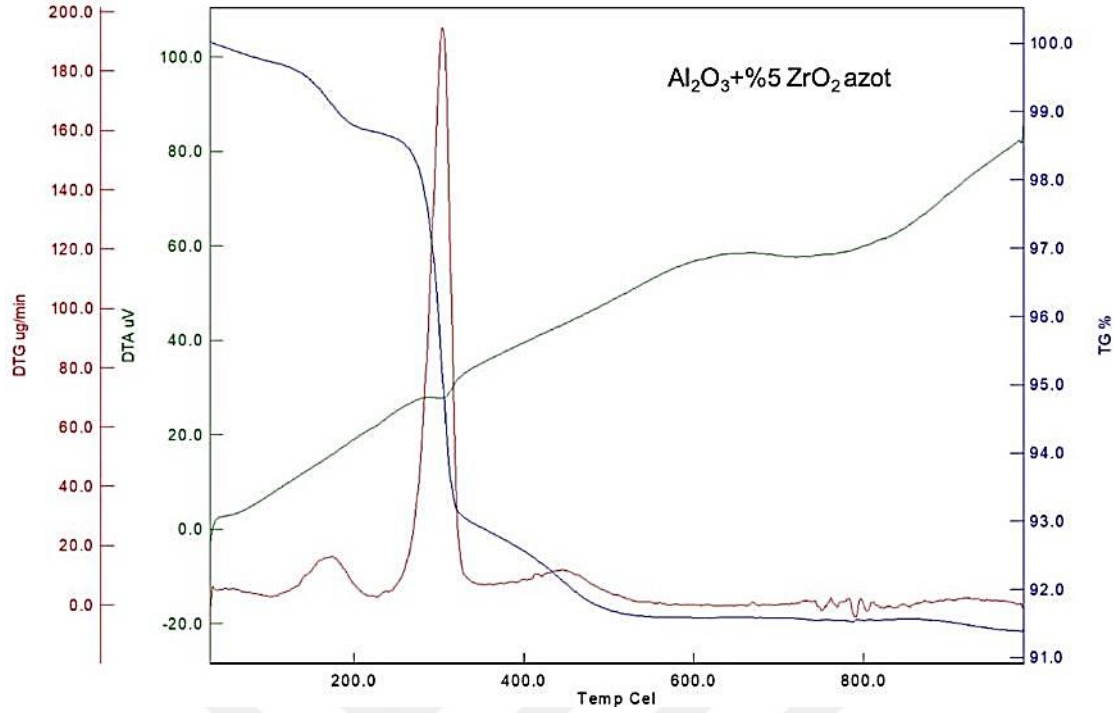
Şekil 3.2. $\text{Al}_2\text{O}_3 - \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ tozuna ait hava ortamında gerçekleştirilen TG/DTA analiz sonucu



Şekil 3.3. Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ tozuna ait azot ortamında gerçekleştirilen TG/DTA analiz sonucu

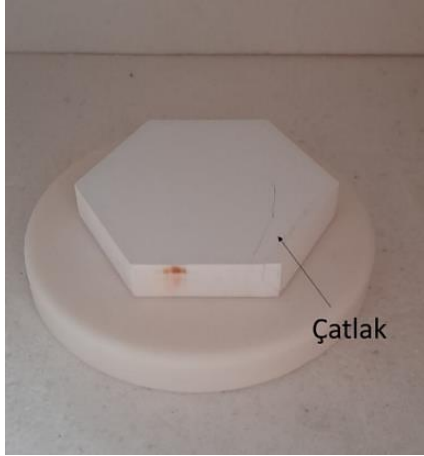


Şekil 3.4. Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ tozuna ait hava ortamında gerçekleştirilen TG/DTA analiz sonucu



Şekil 3.5. Al_2O_3 - %5 ZrO_2 tozuna ait azot ortamında gerçekleştirilen TG/DTA analiz sonucu

Genel olarak numunelerde çatlamanın henüz sinterleme aşamasına gelmeden bağlayıcı uzaklaştırma sürecinde olduğu görülmüştür (Resim 3.6). Daha sonra numunelerden birkaçı azot atmosferinde bu ısıl işleme tabi tutulmuştur. Ancak bu durumda da yine bazı numunelerde çatlama meydana gelmiştir. Diğer bir çözüm olarak numunelerin fırına yatay değil, dik olarak koyulmasına karar verilmiştir. Zeminden yükseltilip dikey olarak koyulan numunelerin yine bazılarında çatlama doğrudan fark edilememişken, bazı numunelerde çatlamlar meydana gelmiştir. Ayrıca kimi numunede bağlayıcı uçurma sırasında çatlak görülmemişken, sinterleme sonrasında çatlak meydana gelmiştir. Sinterleme sonrası çatlayan numunelerde de çatlağın aslında daha evvel meydana geldiği ancak dışardan çıplak gözle fark edilememiş olabileceği düşünülmektedir. Çünkü sağlam gibi görünen bazı numunelerdeki çatlaklar, balistik test yapılmadan önce gerçekleştirilen röntgen çekimi ile tespit edilmiştir. Yatay koyulmalarına rağmen Al_2O_3 +%5 ZrO_2 numunelerin hiç birinde çatlama meydana gelmemiştir ve bu numunelere yapılan röntgen taramalarda da çatlak görülmemiştir.



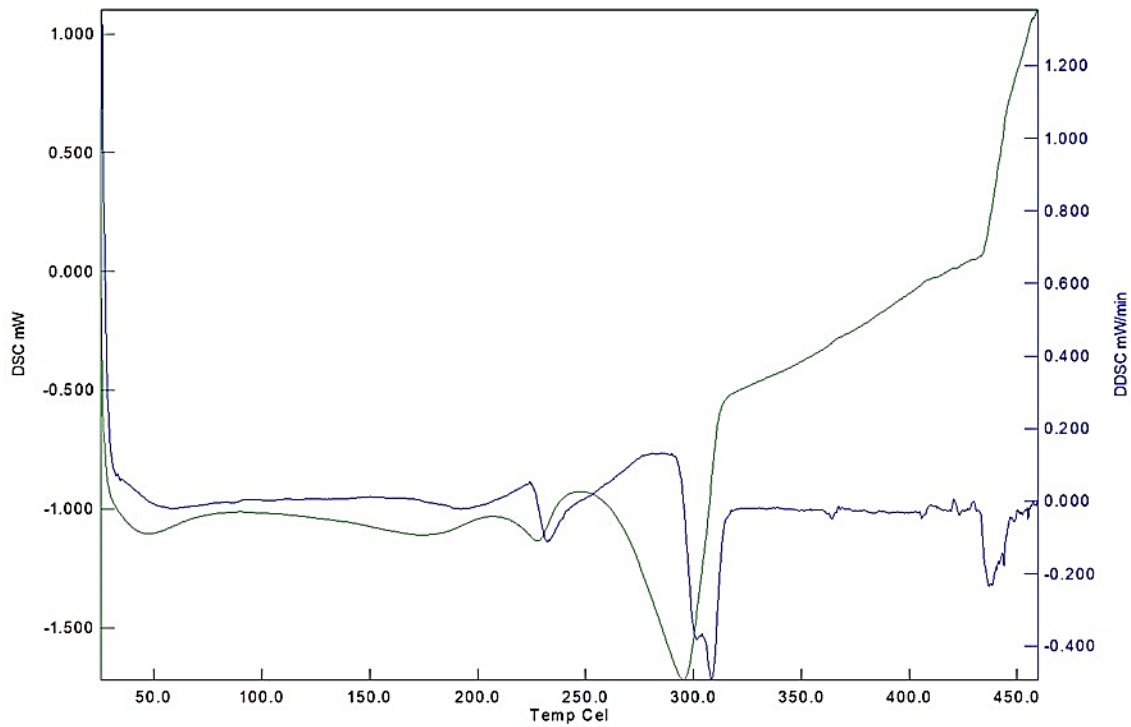
Resim 3.6. Numunelerde bağlayıcı uçurma sırasında meydana gelen çatlama

$\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozit numuneleri de dik koyularak, ancak üstü açık olacak şekilde hava ortamında sinterlenerek üretilmiş, bazı numunelerde görünür bazı numunelerde dışardan görülmeyen çatlaklar ancak röntgen çekimi ile tespit edilmiştir. Numune yatay koyulduğu zaman zemine temas eden numune bölgesi daha soğuk kalmakta, ısıtıcı elemanları gören yüzeyler daha hızlı ısınmaktadır. Isınma farklarını minimize etmek için numuneler üzerlerine alümina kroze kapatılarak ve yine dik koyularak sinterlemeye koyulmuşlardır. Bu durum da çatlamanın olmadığı görülmüştür. Bundan sonraki üretimler bu şekilde devam etmiştir. Balistik test numunelerinin ısıtma işlemi (bağlayıcı uzaklaştırma) sürecinin gerçekleştirildiği fırın yerleşim düzeni Resim 3.7’de görülmektedir. En fazla 2’şerli olarak numuneler fırına koyulabilmektedir.

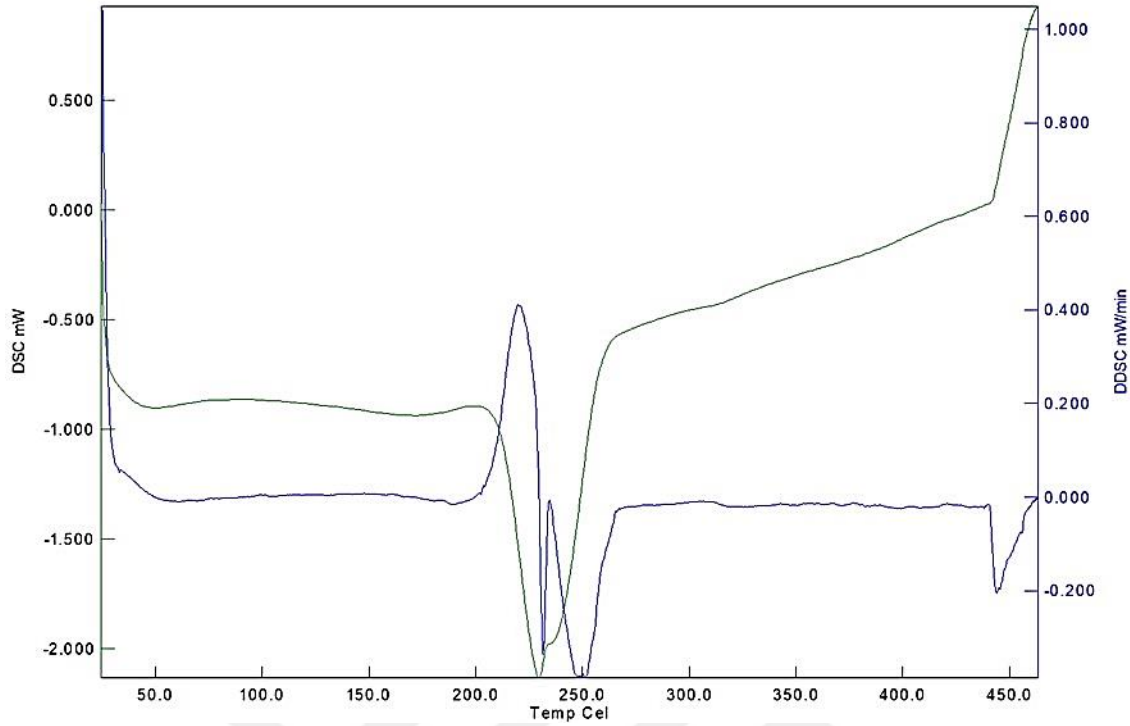


Resim 3.7. Balistik test numunelerinin bağlayıcı uzaklaştırma ve akabinde sinterleme işlemi gerçekleştirilirken fırına koyulma düzeni

$\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ kompozit tozu ile hazırlanan numunelerin hiçbirinde çatlama meydana gelmemesi ve çatlamanın genel olarak bağlayıcı uçurma sürecinde oluştuğunun (250°C civarında) tespit edilmiştir. Bundan dolayı çatlama problemini daha iyi anlamak için DSC (diferansiyel taramalı kalorimetre) analizleri gerçekleştirilmiştir. Analizler Sivas Cumhuriyet Üniversitesi, İleri Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezinde (CÜTAM) yaptırılmıştır. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozit tozlarına ait DSC grafikleri sırasıyla Şekil 3.6 ve Şekil 3.7’de verilmiştir. Analizler uzman tarafından N_2 gazında $5^\circ\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızında $25\text{-}550^\circ\text{C}$ arasında yapılmıştır



Şekil 3.6. $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ tozuna ait DSC grafiği



Şekil 3.7. Al_2O_3 - %0,8 Sm_2O_3 tozuna ait DSC grafiği

Şekil 3.6 ve Şekil 3.7 incelendiğinde x eksenı sıcaklık, soldaki y eksenı (yeşil) ısı akışı (mW), sağdaki y eksenı (mavi) bu ısı akışının türevi (mW/min)'dir. Her iki grafikte de 50°C civarında endotermik pik muhtemelen numunedeki nemin buharlaşmasına işaret etmektedir. Al_2O_3 +%5 ZrO_2 tozu için 200-250°C arasındaki endotermik pik kullanılan bağlayıcı sistemin T_m bölgesi olabileceğine işaret etmektedir. 300°C dolaylarındaki endotermik pik ise bağlayıcının bozunmasının başladığına işaret etmektedir. 300°C'den sonra ısı akışında keskin bir artış gözlenmektedir ve organik bileşenlerin tamamen ayrışmasını göstermektedir. Al_2O_3 +%0,8 Sm_2O_3 tozunda bu bağlayıcı için daha düşük bir bozunma sıcaklığı bölgesinde, daha keskin ve dar endotermik pik görülmektedir. Bu durum ZrO_2 'nin varlığının bağlayıcının bozunma sürecini etkilediğini göstermektedir. Yani Al_2O_3 +%0,8 Sm_2O_3 tozu içeren numunelerde keskin endotermik pik, bağlayıcı ayrışırken daha hızlı gaz çıkışı meydana geldiğini ve bu gazın numuneden yeterince hızlı atılmadığında iç basıncı artırarak numunede çatlamaya yol açmış olabileceğini düşündürmektedir.

Sadece Al_2O_3 +%5 ZrO_2 içrikli numunelerde çatlama olmaması ve saf Al_2O_3 numunelerde dahi çatlama meydana gelmesi kompoziti oluşturan bileşenlerin ısı iletkenlik farklarını da akla getirmektedir. Çünkü kapalı kroze içerisinde bağlayıcı uçurma ve sinterleme işlemi

gerçekleştirildiğinde çatlama problemi de tüm kompozisyonlar için çözülebilmektedir. İlgili sıcaklıklar (250-300°C) Al_2O_3 ile ZrO_2 reaksiyona giremeyeceği veya stabilize ZrO_2 'de faz dönüşümünün olmayacağı kadar düşüktür. Isıl iletkenlikler oda sıcaklığında Al_2O_3 için 30 W/mK, ZrO_2 için 2-3 W/mK şeklindedir ve sıcaklık arttıkça ısı iletkenlik de değişmekle beraber arada ciddi bir fark vardır [71]. Al_2O_3 ile ZrO_2 arasında büyük termal iletkenlik farkı olması, ZrO_2 'nin ısı bariyer gibi davranarak ısı transferini yavaşlatmasına veya numune boyunca daha eşit bir ısıtma sağlamış olmasına neden olmuş olabilir. Isı transfer oranı, bağlayıcının numune boyunca ayrışma sıcaklığına ne kadar çabuk ulaştığını etkiler. Daha yüksek ısı iletkenliğe sahip bölgelerde, bağlayıcı daha hızlı ayrışabilirken, daha düşük iletkenliğe sahip bölgelerde ayrışma gecikebilir. Numunelerin üzerine Al_2O_3 kroze kapatılarak tüm kompozisyonlar için problem çözülmüştür. Kroze, numunelerin etrafında bir ısı bariyeri görevi görerek, ısınma hızını yavaşlatmış ve daha uniform hale getirmiştir. Termal gradyanları azaltarak iç gerilmeleri de azaltmış gibi görünmektedir. Kroze, dış ortamdaki sıcaklık dalgalanmalarının etkisini azaltarak, numunelerin daha stabil bir sıcaklık profilinde ısınmasını sağlamıştır.

Sandviç yapıları için balistik test numuneleri üretilirken ise, başta hazırlanan Al_2O_3 +%0,8 Sm_2O_3 , Al_2O_3 +%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 +%5 ZrO_2 +%0,8 Sm_2O_3 kompozit tozları kullanılmıştır. Sandviç yapıları için numunelerde yüzey/merkez katmanlar arasında istenilen 1:6 kalınlık oranını elde etmek için ilk başta üretilen katmansız numunelerde kullanılan toz gramlarına, yaş numune kalınlıklarına ve yoğunluklarına bakılmıştır. Böylelikle istenilen toplam kalınlıktaki numuneleri üretebilmek için her katmanda kullanılması gereken toz miktarları belirlenmiştir. Yapılan hesaplamalar sonucunda alt ve üst katmanlar için 6,5'ar g, merkez katman için ise 39 g toz kullanılması gerektiğine karar verilmiştir. Altıgen sandviç yapıları için numuneler üretilirken disk numunelerde olduğu gibi her katman ön bir basınçla şekillendirilmek istenmiştir. Ancak kullanılan kalıp şeklinden kaynaklı olarak kalıbın üst parçası çıkartılmasında büyük güçlük çekilmesinden ötürü her katmanın tozu sıra ile döküldükten sonra kalıba serilen toz, silindirik bir kalıp parçası kullanılarak manuel düzeltilmiş, sonra basınç uygulanmıştır. Bütün katmanlara ait tozlar kalıba döküldükten sonra 80 MPa basınç altında tek eksenli olarak preslenmiş ve ardından 200 MPa basınç altında CIP yapılmıştır. Presleme sonrası yaş altıgen numuneler, 1°C/dk ısıtma hızı ile 200°C'de 1 saat, 250°C'de 2 saat, 450°C'de 1 saat ve 600°C'de 1 saat beklenerek hava

ortamında bağlayıcı uzaklaştırma işlemine (Bkz. Resim 3.7’de verilen yerleşim düzenine göre) tabi tutulmuştur. 1550°C’de 2 saat süre ile sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir.

3.2. Zımparalama Süreçleri ve Yoğunluk Ölçümleri

Balistik test için üretilen numuneler hariç tüm numunelerin, yoğunluk ölçümleri öncesi ilk olarak lepleme makinası ile zımparalama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Lepleme makinasına dair görüntü Resim 3.8’de verilmiştir. Bu işlemde SiC zımpara tozu (ortalama boyut: 29 mikron, boyut dağılımı: 16,5-49 mikron) kullanılmıştır. Lepleme işleminin amacı numunelerin yüzeylerinin mekanik testler için olabildiğince pürüzsüz hale getirilmesi ve numune paralelliğinin sağlanmasıdır. Özellikle rezonans frekans yöntemi ile elastik modülü ölçümleri numune kalınlık farklarından çok etkilenmektedir. Sonuçların doğruluğu ve tutarlılığı için numune kalınlıkları $\pm 0,05$ toleransla lepleme makinası yardımı ile el değmeden homojen hale getirilmiştir. Lepleme işleminden sonra 1200’lik SiC kâğıt zımparalar ile elle zımparalama işlemi yapılmıştır. Daha sonra parlatma işlemi için numunelere 2000’lik SiC kâğıt zımpara yapılmış, 1 μm elmas solüsyon kullanılarak numuneler parlatılmıştır. Bu şekilde hazırlanan numuneler yoğunluk, elastisite modülü, eğilme mukavemeti ve SEM mikroyapı analizleri için kullanılmıştır.



Resim 3.8. Zımparalama işleminde kullanılan lepleme makinası

Üretilen numunelerin eğilme testi sonrası seçilen parçalarından Vickers sertlik testi için kullanılacak olanlar, soğuk bakalite alınarak zımparalama ve parlatma işlemine tabi tutulmuşlardır. Zımparalama işlemi için sert seramiklerde tercih edilen elmas manyetik zımpara diskleri (sırasıyla 120, 75, 54, 18, 6, 3 mikron) kullanılmış, zımpara sonrası 1 ve 0,5 mikronluk elmas solüsyonlar ile parlatma yapılmıştır. Lepleme makinası ve SiC kağıt ile elle yapılan zımpara, sertlik testinde özellikle Sm_2O_3 içerikli numunelerde izin net görülmesi için yeterli olmadığından yeniden elmas disklerle zımpara tercih edilmiştir. Sinterlenen ve zımparalanan numunelerin deneysel yoğunlukları hem arşimet metodu hem de hacimsel olarak bulunmuştur. Numunelerin yoğunlukları, mikrometre ve kumpas yardımı ile boyutlarının ölçümü ve ağırlıkları hassas alınarak hacimsel olarak bulunmuştur. Ayrıca arşimet yöntemi ile de yoğunluklar ölçülmüştür. Hacimsel yöntemde numunelerin çapları dijital kumpas ile farklı yerlerden, kalınlıkları da dijital mikrometre ile farklı yerlerden ölçülerek ortalamaları alınmış, numunelerin geometrilerine bağlı hacimleri hesaplanmıştır. Hassas terazi ile ölçülen ağırlıkları ve hesaplanan hacimlerinden, yoğunluk değerleri bulunmuştur. Arşimet metodu uygulanırken ise öncelikle numunelerin kuru ağırlıkları ölçülmüş, tüm numunelerin askıdaki ağırlıklarını ölçümü öncesinde, saf su içerisine konulan numuneler vakum ortamında bekletilerek açık gözeneklerin su ile dolması sağlanmıştır. Bu işlem sonrasında numunelerin özel bir aparat yardımı ile askıdaki ağırlıkları alınmış, akabinde numunelerin yüzeylerindeki su, nemli bir bez ile silinerek ıslak ağırlıkları ölçülmüştür. Kuru ağırlıkların, ıslak ve sudaki ağırlıklarının farkına oranının saf suyun yoğunluğu ile (1 g/cm^3) çarpılmasıyla arşimet yoğunluk değerleri bulunmuştur. Kompoziti oluşturan bileşenlerin hacim oranları (V_m , V_t) ve yoğunlukları (Al_2O_3 : $3,98 \text{ g/cm}^3$, Sm_2O_3 : $8,35 \text{ g/cm}^3$, ZrO_2 : $6,10 \text{ g/cm}^3$) kullanılarak (ρ_m , ρ_t) karışımlar kuralına göre (Eş. 3.1) teorik yoğunluk değerleri hesaplanmıştır. Teorik yoğunluk değeri bulunduktan sonra yüzde yoğunlaşma oranları (Eş. 3.2) hesaplanmıştır.

$$\rho_{\text{teorik}} = V_m \cdot \rho_m + V_t \cdot \rho_t \quad (3.1)$$

$$\% \rho_{\text{yoğunlaşma}} = \frac{\rho_{\text{deneysel}}}{\rho_{\text{teorik}}} 100 \quad (3.2)$$

3.3. X-ışını Kırınımı, Isıl Genleşme, Kalıntı Gerilme ve Mikroyapı Analizleri

Sinterlenme sonrası numunelerin faz ve kristal yapı analizleri, X-ışınları kırınım yöntemiyle (XRD) Bruker® D8 Advance marka ve model cihaz ile (Cu-K α ışıması ve $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$), 40 kV tüp voltajı ve 40 mA akım altında gerçekleştirilmiştir. Numunelerin tarama işlemi 10° - 90° arasında ve $4^\circ/\text{dk}$ tarama hızı olacak şekilde yapılmıştır. Sandviç kompozitlerin yüzey ve merkez bölge kompozisyon ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$) numunelerinin ve saf Al_2O_3 'nın ısı genleşme katsayılarını (CTE) dilatometre yardımı ile ölçmek için, sinterleme sonrası 5 mmx5 mmx47 mm boyutlarına sahip olacak şekilde numuneler üretilmiştir. Sonra numuneler uygun uzunlukta kesilmiş (25 mm) ve kenarları zımpara ile yuvarlatılarak, Gebze Teknik Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümü ısı analiz laboratuvarında NETZSCH DIL402 marka model cihaz ile $10^\circ\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızıyla analize tabi tutulmuştur.

Sandviç numunelerde oluşan kalıntı gerilmeyi analiz edebilmek için de 2 mm kalınlığında yeni numuneler üretilmesi gerekmiştir. Sandviç numunelerde 0,25 mm kalınlıkta yüzeyler ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$) ve 1,5 mm kalınlığında merkez bölge ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ veya $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$) olacak şekilde (1:6 yüzey/merkez kalınlık oranı) üretim gerçekleştirilmiştir. Kalıntı gerilme analizi için numuneler Bursa Teknik Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarına gönderilmiştir. Bruker/D8 Advance marka/model cihaz ile tek kademe tek yön kalıntı gerilme analizleri uzman tarafından gerçekleştirilmiştir. X-ışını kırınım yöntemi kullanılarak artık gerilimin ölçülmesinde, kristal kafesteki gerinim ölçülmekte ve ilgili artık gerilim, uygun kristal kafes düzleminin doğrusal elastik distorsiyonu varsayılarak elastik sabitlerden (elastisite modülü, Poisson oranı) belirlenmektedir ($\sin^2\psi$ tekniği). Uzman tarafından ölçümler alınırken, genel patern çekimi yapıp numunenin 100 dereceden sonraki en yüksek piki belirlendikten sonra, her numuneye özgü hkl değeri ve tarama açısı belirlenip, buna göre metod oluşturulduğu belirtilmiştir.

Zımparalama ve parlatma işleminden sonra numuneler, mikroyapı incelemeleri için sinterleme sıcaklığının 100°C altında 90 dakika boyunca ısı olarak dağlanmış. Tane morfolojileri, kırılma davranışları, tane boyutları ve fazların kimyasal içeriğinin araştırılması için enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ile donatılmış taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX, TESCAN Mira3 XMU, Çek Cumhuriyeti) kullanılarak mikroyapı

karakterizasyonları CÜTAM-Sivas'ta gerçekleştirilmiştir. SEM analizi öncesinde numuneler yalıtkan olduğu için SEM uzmanı tarafından Quorum marka cihaz yardımı ile altın kaplanmıştır. Tane boyutu ölçümleri, her numune için 100'den fazla tane sınırının sayıldığı doğrusal kesişme yöntemi (linear intercept) ile gerçekleştirilmiştir. Bu yöntem kullanılarak dağlanmış numunelerin SEM görüntülerinde rastgele aynı uzunlukla olan düz çizgiler çekilmiştir. Bu düz çizgi uzunluğu SEM görüntü ölçeğine göre tekrar hesaplanmıştır. Her bir görüntüdeki rastgele çizginin kestiği tane sınırı sayısı belirlenip ortalamaları alınmıştır. Çizilen çizgilerin uzunluğunun, belirlenen μm cinsinden ölçekteki karşılığının, ortalama tane sınırı sayısına olan oranı bulunmuştur. Elde edilen sayının 1,56 düzeltme faktörü ile çarpılmasıyla ortalama Al_2O_3 tane boyutu μm cinsinden hesaplanmıştır. Doğrusal kesişme yöntemine göre ortalama tane boyutu aşağıda verilen Eş. 3.3 ile hesaplanmaktadır. Eşitlikte $\bar{D}$ ortalama tane boyutu, C kullanılan rastgele çizginin toplam uzunluğunu, N kesişim sayısını ve M fotomikrografın büyütme oranını temsil etmektedir. Orantı sabiti olan 1,56, esasen Mendelson tarafından, lognormal boyut dağılımına sahip ve uzayı dolduran tetrakaidekahedral biçimdeki tanelerden oluşan bir model sistem üzerinden rastgele kesitler için türetilmiş bir düzeltme faktörüdür [72].

$$\bar{D} = 1,56 \frac{C}{MN} \quad (3.3)$$

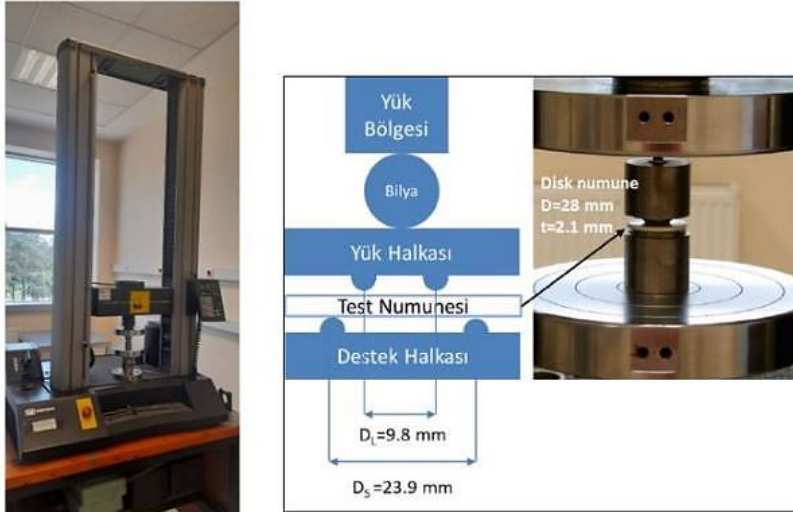
3.4. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

Üretilen disk formundaki seramik kompozit numunelerin dinamik rezonans tekniği kullanılarak elastik modülü değerleri bulunmuştur. Grindosonic® marka Mk5 model test cihazı kullanılarak ASTM C1259 standardına göre oda sıcaklığında frekans ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Numuneler elastik modülü, ağırlık ve numunenin geometrisine bağlı olan spesifik mekanik rezonans frekanslarına sahiptir. Bu sayede elastik özellikleri geometrisi, kütlesi ve mekanik rezonans frekansı bilindiği zaman hesaplanabilmektedir. Eğilme ve burulma modunda kHz cinsinden alınan frekans değerleri cihaz yazılımına girilerek elastisite modülü değerleri her bir numune (her kompozisyon için 15'er numune) için tek tek hesaplatılmış ve ortalamaları alınmıştır. Tüm mekanik testler, Gebze Teknik Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümü, Mekanik Test laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Elastisite modülü ölçümü için kullanılan cihaz Resim 3.9'da gösterilmiştir.



Resim 3.9. Elastisite modülü ölçümlerinde kullanılan Grindosonic® Mk5 test cihazı

Elastisite modülü ölçümlerinden sonra numunelerin eğilme mukavemetleri, disk formundaki numunelerin testine imkân veren eşikieksenli (equibiaxial) eğilme mukavemet test yöntemi (ASTM C1499) kullanılarak bulunmuştur. Testler Instron® 5569 marka model cihaz ile, 50 kN yük hücresi, 0,3 mm/dk yükleme hızında, 12,5 N data alma hızında, 6 mm bilya, 23,9 mm destek halkası ve 9,8 mm yük halkası test konfigürasyonu ile gerçekleştirilmiştir. Test sırasında çelik halkalar ile numune arasındaki sürtünme etkisini minimize etmek için her testte çelik halkalara yağ (oleik asit) sürülmüş ve numuneler halkalar arasına tam ortalanarak yerleştirilmiştir. Her kompozisyon için 15 adet numune kırılmıştır ancak bazı numuneler ASTM standardına uygun olarak kırılmadığı için test dışı bırakılmıştır. Test cihazı ve test düzeneğine ait görüntü Resim 3.10’da verilmiştir.



Resim 3.10. Mukavemet testlerinin gerçekleştirildiği Instron® 5569 cihaz (solda) ve test düzeneği (sağda)

Standarda göre yük halkası çapı D_L ile destek halkası çapı D_S oranının 0,2 ile 0,5 aralığında bulunması gerektiğinden, test aparatları, numunelerin çapları dikkate alınarak ve yüksek dayanımlı çelik malzemeden işletilerek hazırlanmıştır. Hassas olarak parlatılan numune yüzeylerinin çekme gerilmelerine maruz kalması istendiği için bu yüzeyler destek halkası yüzüne denk gelecek şekilde konumlandırılmıştır. Numunelerin kırıldığı esnadaki kuvvet değerleri kaydedilerek, Eş. 3.4’de verilen denklem yardımı ile eğilme mukavemet (σ_f) değerleri bulunmuştur. Mukavemet sonuçları kullanılarak OriginPro programı yardımı ile Weibull analizleri gerçekleştirilmiştir. Eşitlikte F hasar yükü, ν Poisson oranı, t numune kalınlığı, a destek halka yarıçapı, b yük halkası yarıçapı ve R numune yarıçapı ile gösterilmiştir [73].

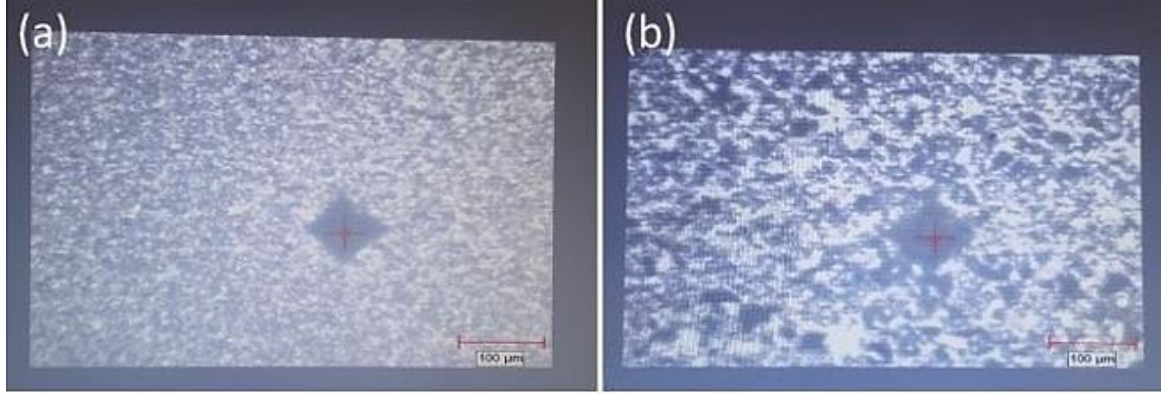
$$\sigma_f = \frac{3(1+\nu)F}{2\pi t^2} \left[\ln \frac{a}{b} + \frac{(1-\nu)(a^2-b^2)}{(1+\nu)2R^2} \right] \quad (3.4)$$

Sertlik ölçümleri, Resim 3.11’de gösterilen Instron® marka Wolpert Testor 2100 model, mikrosertlik cihazı kullanılarak, Vickers iz sertlik yöntemi ile 10 kg yük altında 10 sn süre ile gerçekleştirilmiştir. Her bir kompozisyon için 5’er adet ölçüm yapılmış ve ortalamaları alınarak sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Testler ilk önce 5 kg yük altında yapılmaya çalışılmış ancak izler özellikle Sm_2O_3 içeren numunelerde net olarak görünemediği için yük 10 kg’a artırılmıştır. 10 kg yük altında ölçüm alınırken çekilen sertlik izi görüntüsü Resim

3.12’de verilmiştir. Üretilen numuneler elmas disklerle zımparalanmış ve elmas solüsyon ile parlatılmış olmasına rağmen Vickers iz yöntemi ile oluşturulan çatlakları belirgin olarak görülememiştir. Bu durum 10 kg yük altında dahi, Vickers iz yöntemi ile tokluk alınamamasına sebep olmuştur. Bu durum Al_2O_3 - Sm_2O_3 seramik kompozitlerinin çok iri taneli bir mikroyapıya sahip olması ile ilgilidir. İri tane boyutuna sahip seramiklerde Vickers sertlik izi oluşturma sırasında düzensiz taneler arası çatlama meydana gelmektedir. Bu durum Anstis ve arkadaşlarının [74] çalışmasında 20 μm tane boyutlu Al_2O_3 için gösterilmiştir [74]. Vickers ile iz oluşturulduktan sonra mikroyapıda izin oluşturulduğu yerde çökmeler sebebiyle izlerin çatlaklarının çoğu net olarak alınamamıştır. Bu nedenle numunelerinin toklukları yüzey çatlakları yöntemi ile ön çatlak oluşturularak (ASTM C1421) ölçülmüştür.

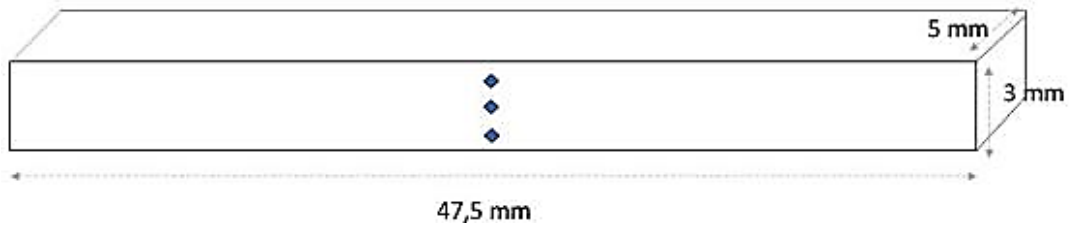


Resim 3.11. Instron marka Wolpert testör 2100 model mikrosertlik cihazı

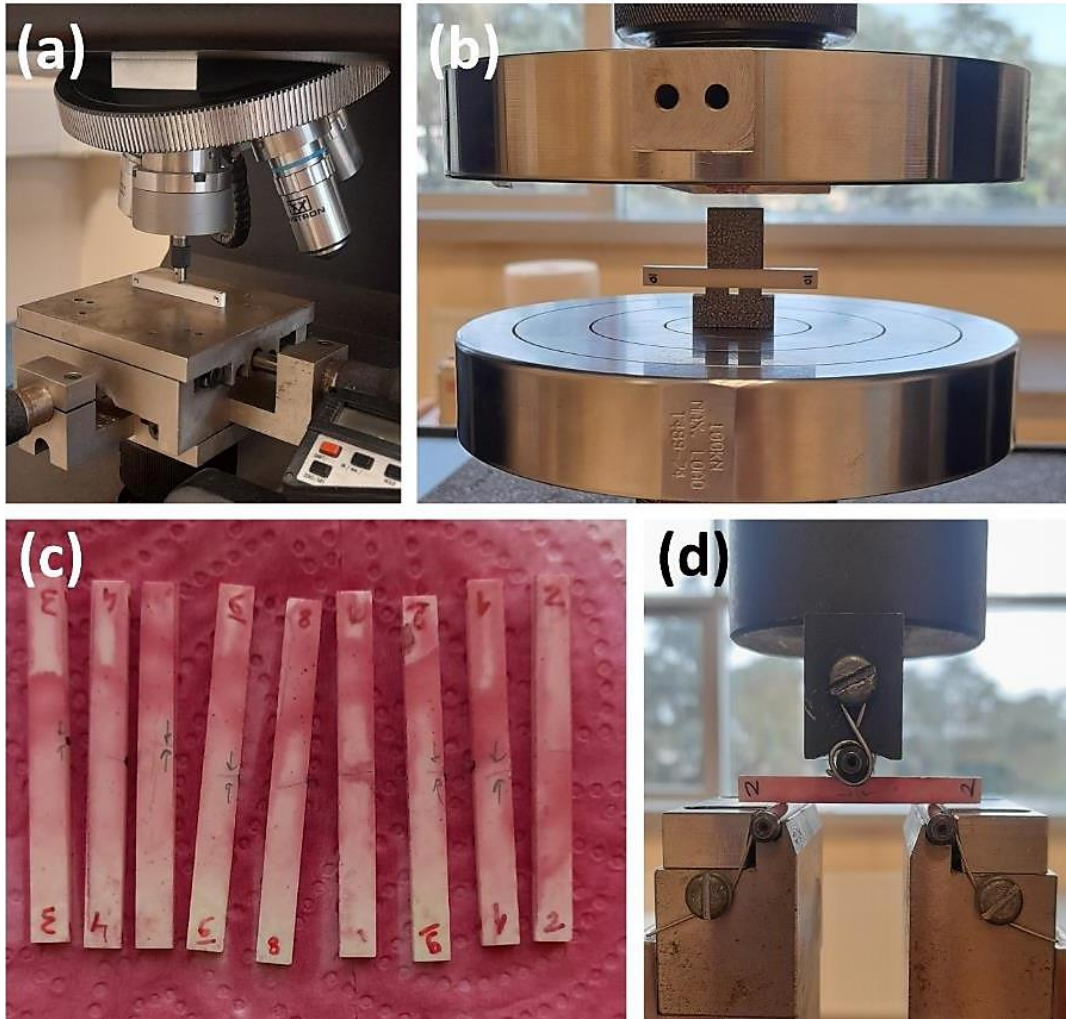


Resim 3.12.10 kg yük altında a) saf Al_2O_3 ve b) hac.%0,8 Sm_2O_3 içerikli numunenin Vickers iz yöntemi sertlik izi görüntüsü

Üretilen seramik kompozitlerin dikdörtgen prizma formunda hazırlanan çubuk numunelerinin tokluğu ölçülmüştür. İlk olarak çubuk numunelerin ince kenarının tam ortasına bir çizgi boyunca dikine 3 adet 10 kg Vickers iz yöntemi ile sıralı indent vurulmuştur. Numunelerin temsili çizimi Şekil 3.8’de, testin aşamaları Resim 3.13’de verilmiştir. Vickers izleri oluşturulduktan sonra numuneler, (Resim 3.13(b)) oluşturulan Vickers izleri sıkıştırma alt aparatı (anvil) ortasına denk gelecek şekilde yerleştirilmiştir. Burada basma çeneleri cihaza yerleştirilmiş şekildedir. Sonra eğilme modunda çekme basma cihazı çalıştırılmış ve Vickers izi yaratılan yüzeyden çatlak ilerletilmeye çalışılmıştır. 0,05 mm/dk yükleme hızında bu işlemler yapılmış ve her kompozisyon için 15’er adet numune kullanılmıştır. Altyapıda herhangi bir sonik sensör bulunmadığından numuneden gelen sesler dinlenmiş ve çok hafif “çıt” sesi geldiğinde yük kaldırılmıştır. Hatta bazı numunelerde ses duyulmadan numune alınıp bakıldığında çatlak oluştuğu görülmüştür. Kontrollü çatlak oluşturulan bu numunelere sonrasında çatlakların doğru ölçülebilmesi için pembe penetrant sıvısı püskürtülmüş ve kurumaya alınmıştır (Resim 3.13(c)). Çatlakların açıldığı yer kurşun kalemle okla işaretlenmiştir. Çatlakları tüm numune genişliği boyunca (boydan boya) ilerleyen numuneler iptal edilmiştir.



Şekil 3.8. Tokluk numunesinin boyutları ve oluşturulan Vickers sertlik izlerinin temsili çizimi



Resim 3.13. Yüzeyde ön çatlak yaratma ile yapılan tokluk testinin aşamaları
a) vickers izi oluşturma, b) çatlak açılması, c) çatlatılmış ve penetrant sıvısı püskürtülmüş numuneler, d) çatlaklı numunelerin üç nokta eğilme ile kırılması

Kontrollü olarak ön çatlak oluşturulan bu numuneler üç nokta eğilme test düzeneğine çatlak aşağı bakacak şekilde ortalı yerleştirilerek kırılmıştır (Resim 3.13(d)). Test sırasında mesnet aralığı 30 mm, 0,3 mm/dk yükleme hızı, 0,25 N data alma hızı kullanılmıştır. Kırma sonrası kırılma yükü N cinsinden kaydedilmiştir. Numuneler kırık yüzeyleri örtüşecek şekilde bantla yapıştırılmıştır. Oluşturulan kontrollü çatlak dışında farklı bir yerden kırılan numuneler de test dışı bırakılmıştır. Testlerden sonra numunelerin kırık yüzeylerinin fotoğrafları çekilmiştir. Örnek fotoğraflardan bazıları Resim 3.14’de verilmiştir. Bu fotoğraflar üzerinden kırık numunelerin kumpasla ölçülen boyutları kullanılarak, ImageJ programı ile çatlak uzunlukları (c_1 , c_2 , c_3 ..), ASTM C1421 standardında da gösterildiği şekilde altı farklı yerden ölçülerek ortalamaları alınmıştır. Bu çatlak uzunlukları kullanılarak aşağıda verilen Eş. 3.5 ve Eş. 3.6 yardımı ile tokluk değerleri hesaplanmıştır.

$$K_{IC} = g \left(\frac{P_{max} S_0 10^{-6}}{BW^{3/2}} \right) \left(\frac{3(a/w)^{1/2}}{2(1-\frac{a}{w})^{3/2}} \right) \quad (3.5)$$

Denklemdaki g;

$$g = g \left(\frac{a}{w} \right) = \frac{1.99 - [a/w][1 - a/w] \left[2.15 - 3.93 \left[\frac{a}{w} \right] + 2.7[a/w]^2 \right]}{1 + 2[a/w]} \quad (3.6)$$

K_{IC} = kırılma tokluğu ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)

P_{max} = Maksimum kuvvet (N)

S_0 = mesnet aralığı (m)

B = numunenin kalınlığı (m)

W = numunenin genişliği (m)

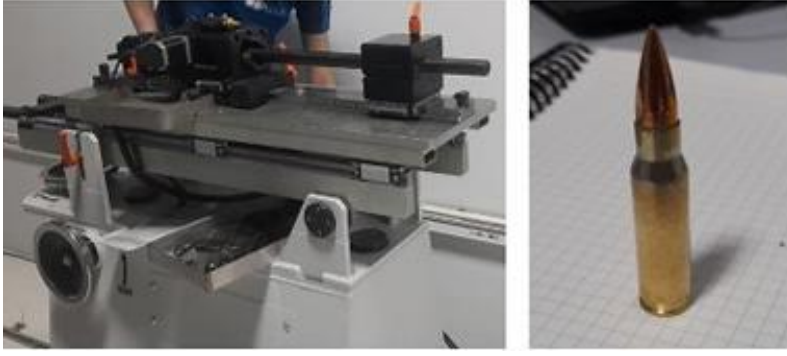
a = çatlak uzunluğu (m)



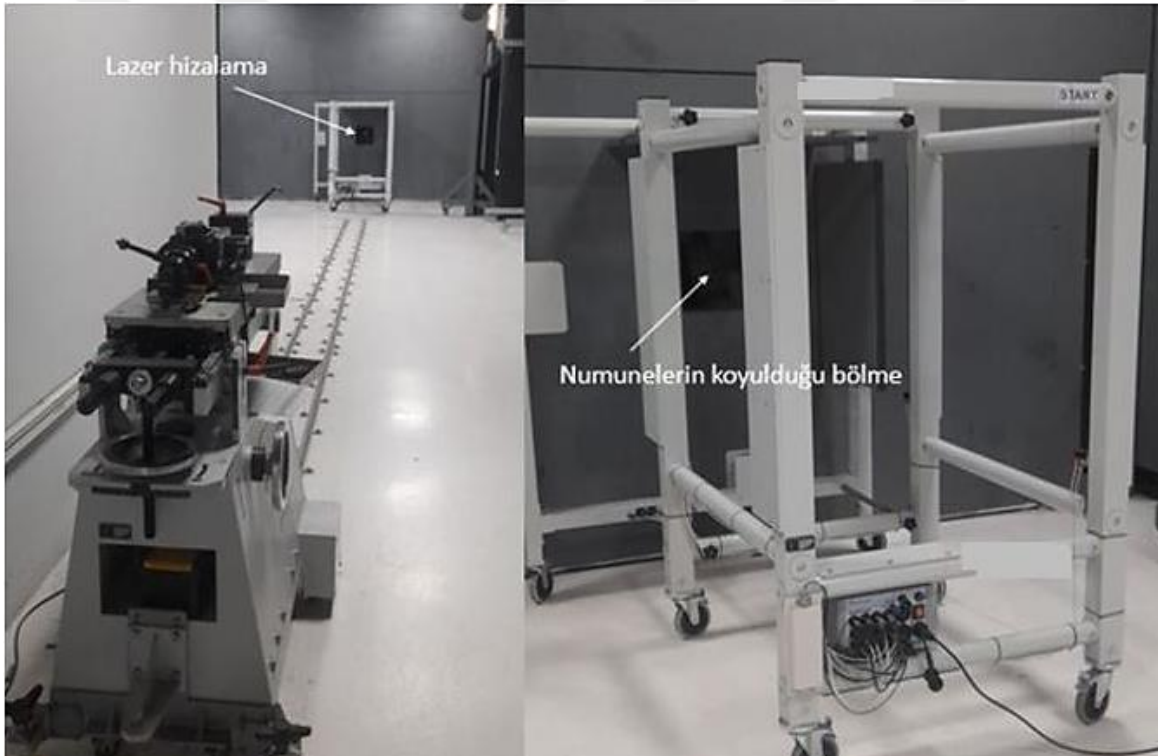
Resim 3.14. Yüzeyde ön çatlak yaratma tokluk testi ile kırılmış ortası Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ olan sandviç numunelerin kırık yüzeylerinin fotoğrafı

3.5. Balistik Test (DOP) ve XCT Analizleri

Balistik DOP (depth of penetration) testleri, Kim A.Ş firmasında hafif zırhlı araçlara yönelik olan STANAG 4569 Seviye 1 için gerçekleştirilmiştir. Firmanın elinde bulunan mühimmat ve numunelerin kalınlıkları ile proses şartları göz önünde bulundurularak, Seviye 1 için testlerin yapılmasında karar kılınmıştır. Üretilen seramik numunelerin delinmesi ana merminin seramiği kırdıktan sonra altlık malzemeyi de tamamen delip karşıdan çıkması böylece engellenmiştir. Atışların gerçekleştirildiği namlu düzeneği ve kullanılan mermi Resim 3.15’de görülmektedir. DOP testi sırasında 7.62x51 mm NATO Ball (M80) mermi kullanılarak 15 metre mesafeden 839 ± 10 m/s atış hızıyla numunelerin üzerine atış yapılmıştır. Testlerde, belirlenen atış hızını sağlayabilmek amacıyla 2,634 g barut konulmuştur. Test sistemi ise Resim 3.16’da verilmiştir.



Resim 3.15. Namlu düzeneği (solda) ve kullanılan 7.62x51 mm NATO Ball (M80) mermisi (sağda)



Resim 3.16. DOP testinin yapıldığı balistik test sistemi

Balistik DOP testleri öncesi numunelerde üretim kaynaklı var olan makro özürler (çatlaklar, poroziteler) ile, balistik testler sonrası meydana gelen hasarların analizi, KİM A.Ş firması bünyesinde bulunan XCT görüntüleme cihazı (X-ray computed tomography) ile yapılmıştır. Balistik testler öncesi numuneler cihaz aparatına sırası ile yerleştirilmiş, makro özür içermeyen numuneler tespit edilerek, DOP testi için en uygun numune ortaya konularak (diğer altı tanesi etrafına gelecek şekilde) test numuneleri seçilmiştir. XCT cihazına ait

görüntü Resim 3.17’de verilmiştir. Sandviç numuneler ile karşılaştırma numunelerinin (6 farklı kompozisyon) DOP testleri için bir numune ortaya, diğer altı numune bu ortadaki numuneyi çevreleyecek şekilde yerleşim düzeni kullanılmıştır. Öncelikle numuneler test için özel olarak hazırlanan polikarbonat destek plakasının üzerine yerleştirilmiştir. Plakanın üzerine numunelerin şekline uygun şekilde yerleştirilebilecekleri bir bölme açılmıştır. Destek plaka tamamı 75,56 mm kalınlığında olup, bir kenarı 151 mm olan kare şeklindedir. Çalışmada destek malzeme olarak alüminyum plaka kullanılması öngörülmüş olmasına rağmen testlerde firma mühendislerinin de tavsiyesi ile polikarbonat tercih edilmiştir.



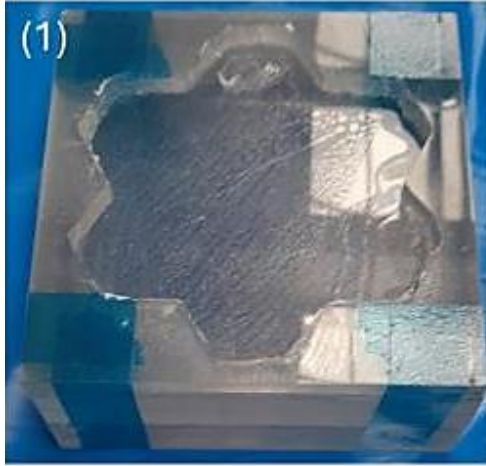
Resim 3.17. Numunelerin XCT görüntüleme cihazına yerleşimi

Polikarbonat malzemesinin destek malzeme olarak kullanımı balistik test sonrası penetrasyon hasarının tespit edilmesini kolaylaştırmaktadır. DOP testleri genelde destek malzemesi olarak alüminyum alaşımları veya çelik kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Bazı çalışmalarda, daha düşük balistik direnci ve akustik empedansı nedeniyle destek malzemesi olarak polikarbonat kullanıldığı görülmektedir. Polikarbonat alüminyum ve çelikten daha yumuşak olduğundan mermi, malzemenin daha derinlerine nüfuz edecek ve daha hassas bir DOP ölçümü sağlayacaktır. Bu çalışmada olduğu gibi, benzer balistik direnç üretmesi beklenen malzemeleri karşılaştırırken, DOP’taki artan hassasiyet, test sonuçları arasında ayırım yapmak için yararlı olmaktadır [75]. Numuneler destek malzeme üzerine yerleştirilmeden önce yapıştırıcı sürme işlemi gerçekleştirilmiştir. Öncelikle destek

polikarbonat üzerine yapıştırıcının daha iyi tutunabilmesi için bir primer yapıştırıcı sürülmüştür. Primer yapıştırıcının kuruması için yaklaşık 2 dakika beklendikten sonra asıl yapıştırıcı uygulanmıştır. Kullanılan primer ve ana yapıştırıcı Resim 3.18’de verilmiştir. Yapıştırıcı uygulandıktan sonra üzerine numuneler yerleştirilmiştir. Ardından numunelerin atış sırasında dağılmaması için üzerlerine tek katman cam elyaf yapıştırılmıştır ve yapıştırıcı 3 gün boyunca kurumaya bırakılmıştır. Numunelerin balistik test için hazırlanma süreci Resim 3.19’de görülmektedir.



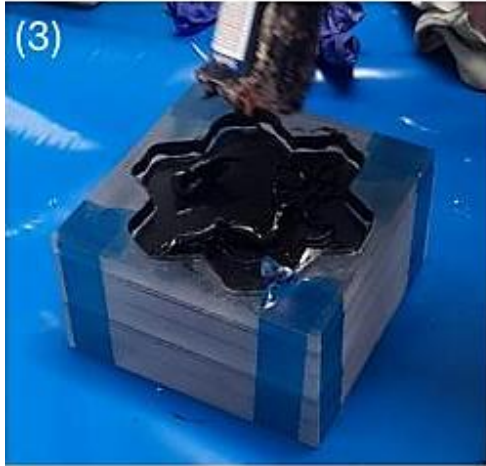
Resim 3.18. Numuneleri polikarbonat desteğe yapıştırmak için kullanılan primer Yapıştırıcı (solda) ve ana yapıştırıcı (sağda)



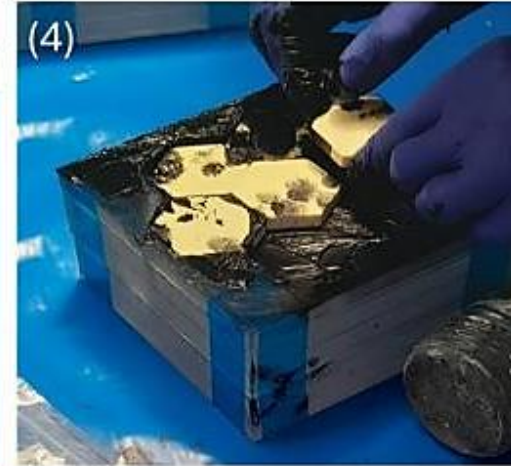
Polikarbonat destek plakası



Primer yapıştırıcının uygulanması



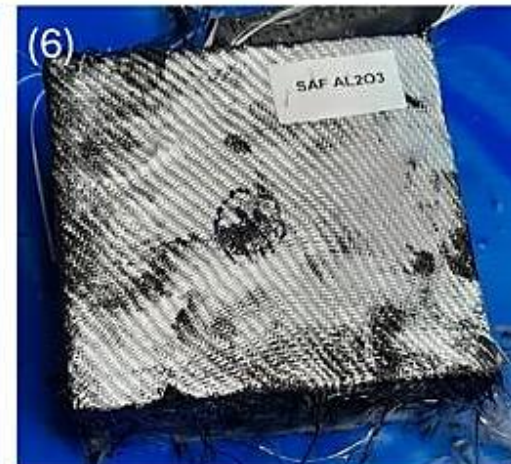
Yapıştırıcının uygulanması



Numunelerin yerleştirilmesi



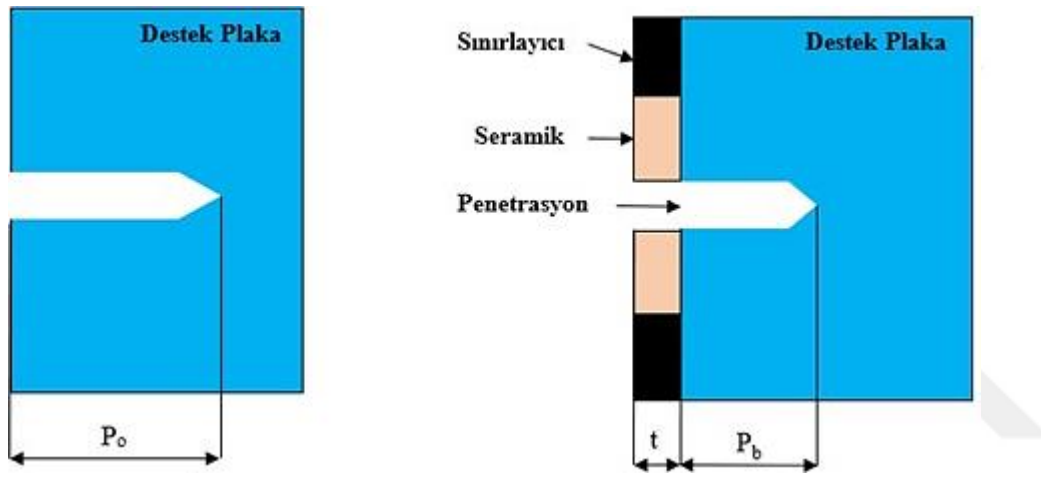
Destek plakasına yapıştırılmış numuneler



Cam elyaf kaplanması

Resim 3.19. DOP testi için numunelerin hazırlanma aşamaları

Şekil 3.9’da şematize edilen DOP testi, seramik malzemelerin balistik performansının belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan bir balistik test yöntemidir [3, 76]. DOP testi sırasında merminin penetrasyonu öncelikle sistemde seramik zırh bulunmadan gerçekleştirilmektedir. Merminin destek plakadaki ilerleme miktarı ölçülmektedir. Ardından seramik malzeme destek plaka üzerine yerleştirilmekte ve merminin ilerleme miktarı seramik varlığında tekrar ölçülmektedir. Bu iki penetrasyon derinliği karşılaştırılarak seramik malzemenin balistik performansı değerlendirilmektedir. Bu yöntem sayesinde kısa sürede hızlı bir şekilde birçok veri toplanabilmektedir [3].



Şekil 3.9. Balistik DOP testinin şematik gösterimi [3, 76]

4. BULGULAR ve TARTIŞMA

4.1. Relatif Yoğunluk Yüzdelерinin Karşılaştırılması

Sandviç numuneleri de kapsayan disk ve çubuk formu mekanik test numunelerine ait relatif yoğunluk yüzdeleri Çizelge 4.1’de verilmiştir. Çizelgede kompozitlerin isimlerinin kısaltması da görülmektedir. Disk numuneler için AZSm ve OAZSsdv kompozitleri hariç diğer tüm disk numunelerde benzer relatif yoğunluk yüzdeleri (%98,5) elde edilmiştir. Sm_2O_3 ve ZrO_2 ’nın Al_2O_3 ’e beraber ilavesi yoğunlaşmayı düşürmüştür. Çubuk numunelerde ise CIP yapılamadığı için özellikle sandviç numunelerinde ve yine AZSm kompoziti için, saf Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5\text{ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ seramik kompozitlerine göre daha düşük relatif yoğunluk yüzdeleri elde edilebilmiştir. Balistik testler için üretilen altıgen numunelerin de testler öncesi zımparalama-parlatma gibi bir işlemten geçirilmeden yoğunlukları ölçülmüş, relatif yoğunluk yüzdeleri hesaplanmıştır. Hesaplanan değerler Çizelge 4.2’de görülmektedir. Genel olarak yoğunlaşma oranları birbirine yakın olmakla beraber, aynı kompozisyon için hacimsel ve arşimet yöntemi ile bulunan yoğunluklar kullanarak hesaplanan relatif yoğunluk yüzdeleri arasında paralellik elde edilememiş, bazı yoğunluk değerleri AZ ve OAZsdv numunelerinde olduğu gibi daha fazla farklılık göstermiştir.

Çizelge 4.1. Üretilen disk ve çubuk numunelerin relatif yoğunluk yüzdeleri

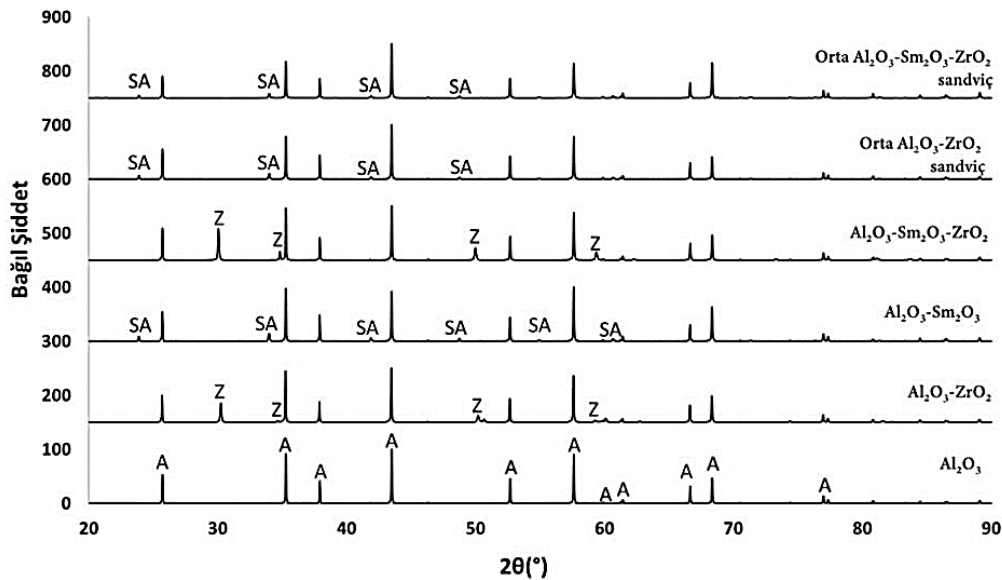
Kompozisyon	Relatif Yoğunluk Disk (Arşimet, %)	Relatif Yoğunluk Disk (Hacimsel, %)	Relatif Yoğunluk Çubuk (Arşimet, %)	Relatif Yoğunluk Çubuk (Hacimsel, %)
Al ₂ O ₃ (A)	98,9 ± 0,2	98,5 ± 0,3	99,4 ± 0,2	98,3 ± 0,8
Al ₂ O ₃ -5ZrO ₂ (AZ)	99,4 ± 0,4	98,5 ± 0,8	99,4 ± 0,3	98,6 ± 0,5
Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ (ASm)	99,1 ± 0,2	98,5 ± 0,4	99,4 ± 0,2	98,2 ± 0,6
Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ -5ZrO ₂ (AZSm)	98,3 ± 0,2	97,4 ± 0,5	98,2 ± 0,3	97,5 ± 0,5
Orta Al ₂ O ₃ -5ZrO ₂ sandviç (OAZsdv)	99,4 ± 0,2	98,6 ± 0,4	98,6 ± 0,7	97,7 ± 0,7
Orta Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ -5ZrO ₂ sandviç (OAZSsdv)	98,9 ± 0,4	97,9 ± 0,4	97,9 ± 0,8	96,9 ± 0,9

Çizelge 4.2. Balistik test numunelerine ait relatif yoğunluk yüzdesi değerleri

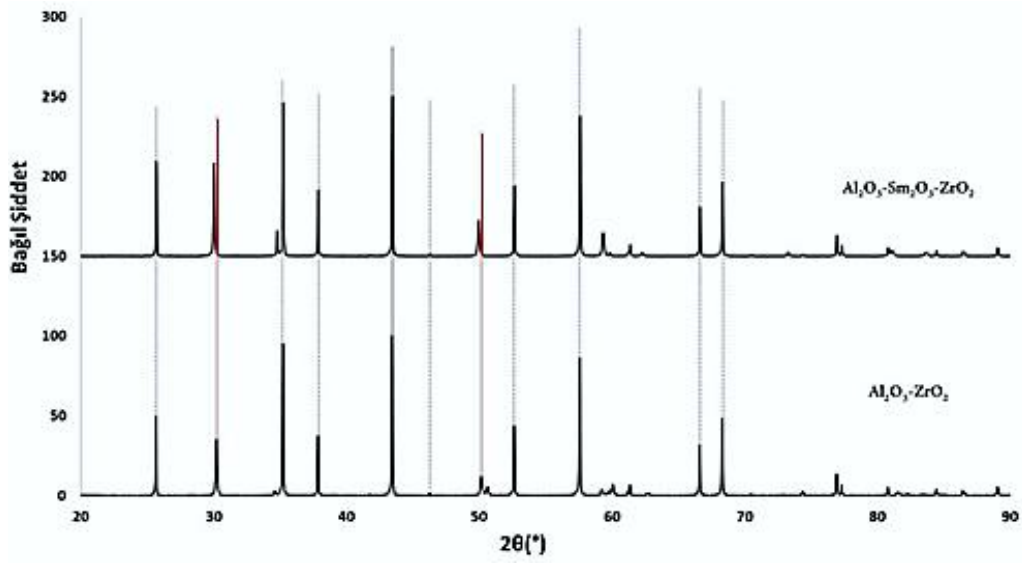
Kompozisyon	Relatif Yoğunluk Altıgen (Arşimet, %)	Relatif Yoğunluk Altıgen (Hacimsel, %)
Al ₂ O ₃ (A)	99,1 ± 0,3	98,7 ± 0,8
Al ₂ O ₃ -5ZrO ₂ (AZ)	99,4 ± 0,2	98,7 ± 0,8
Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ (ASm)	98,8 ± 0,2	98,9 ± 0,4
Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ -5ZrO ₂ (AZSm)	98,4 ± 0,2	98,1 ± 1,1
Orta Al ₂ O ₃ -5ZrO ₂ sandviç (OAZsdv)	98,7 ± 1,2	99,8 ± 0,1
Orta Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃ -5 ZrO ₂ sandviç (OAZSsdv)	98,5 ± 0,1	99,0 ± 0,4

4.2. X-ışını Kırınım (XRD) Verilerinin İncelenmesi

Üretilen disk numunelerin sinterlenme sonrası XRD grafikleri Şekil 4.1’de verilmiştir. Grafikler incelendiğinde saf Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Sm}_2\text{O}_3$ kompozitleri için beklenenlerin dışında yeni bir faz/yapı görülmemiştir. Sandviç yapılarda ise yüzeylerde $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SmAlO}_3$ kompozisyonu bulunduğu XRD analizlerinde, analiz derinliğinden dolayı farklı bir yapı elde edilmemiştir. $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Sm}_2\text{O}_3$ kompoziti için ise tetragonal ZrO_2 ’ye ait olan pikler belirgin olarak görülmektedir. Literatürde Sm_2O_3 ’in ZrO_2 kristal yapısında, yer alan katı çözelti oluşturarak çözündüğü ve Sm^{3+} iyonik yarıçapının (0,106 nm), Zr^{4+} yarıçapından (0,072 nm) daha büyük olduğu için Zr^{4+} ’nın Sm^{3+} ile yer değiştirmesinin kafes distorsiyonuna yol açacağını ifade eden çalışmalar bulunmaktadır [77, 78]. Bu yüzden ZrO_2 pikleri daha düşük açığa doğru kaymaktadır. Bu durum sadece $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Sm}_2\text{O}_3$ piklerinin detaylıca incelenmesi ile görülmektedir. Detaylı inceleme Şekil 4.2’de görülmektedir. $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ile kıyasla $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Sm}_2\text{O}_3$ kompozitinde katı çözelti oluşumunun etkisiyle ZrO_2 piklerinde sola doğru hafif bir kayma görülmektedir. Bu pikler kırmızı çizgi ile gösterilmiştir. Herhangi bir kaymanın yaşanmadığı saf Al_2O_3 korundum pikleri ise siyah kesikli çizgi ile gösterilmiştir. Yeni bir faz oluşmadığı için de farklı bir pik oluşumu gözlenmemiştir. Katı çözelti oluşumu üzerine irdeleme ayrıca SEM-EDS sonuçlarının verildiği bölümde de yapılmıştır.



Şekil 4.1. Üretilen disk numunelerin sinterlenme sonrası XRD grafikleri
(A: Al_2O_3 , SA: SmAlO_3 , Z: ZrO_2)



Şekil 4.2. $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ile kıyasla $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Sm}_2\text{O}_3$ kompozitinde ZrO_2 piklerinde sola doğru (düşük açığa) kaymanın gösterimi

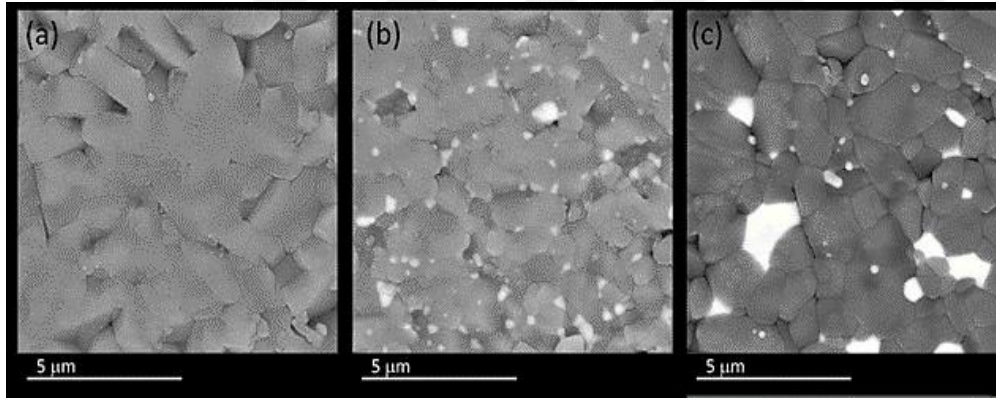
4.3. Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

Disk formunda üretilen saf Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%5\text{ZrO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%5\text{ZrO}_2\text{-}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozit numunelerin ve sandviç kompozit numunelerin (ortası $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%5\text{ZrO}_2$, alt ve üst tabakalar $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ ile ortası $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%5\text{ZrO}_2\text{-}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ alt ve üst tabakalar $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$) lepleme makinası ile zımparalanmıştır. Sonrasında numuneler elmas solüsyon ile parlatılıp, 1450°C 'de 90 dk dağlanmıştır. Doğrusal kesiştirme metodu ile ölçülen ortalama Al_2O_3 tane boyutu değerleri Çizelge 4.3'de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Üretilen disk numunelerinin ölçülen tane boyutları

Kompozisyon	Al_2O_3 tane boyutu (μm)
Al_2O_3 (A)	$1,6\pm0,1$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}5\text{ZrO}_2$ (AZ)	$1,2\pm0,3$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ (ASm)	$25,1\pm1,6$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}0,8\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-}5\text{ZrO}_2$ (AZSm)	$1,8\pm0,1$
Orta $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}5\text{ZrO}_2$ sandviç (OAZsdv)	$23,1\pm3,6$
Orta $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}0,8\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-}5\text{ZrO}_2$ sandviç (OAZSsdv)	$24,0\pm1,4$

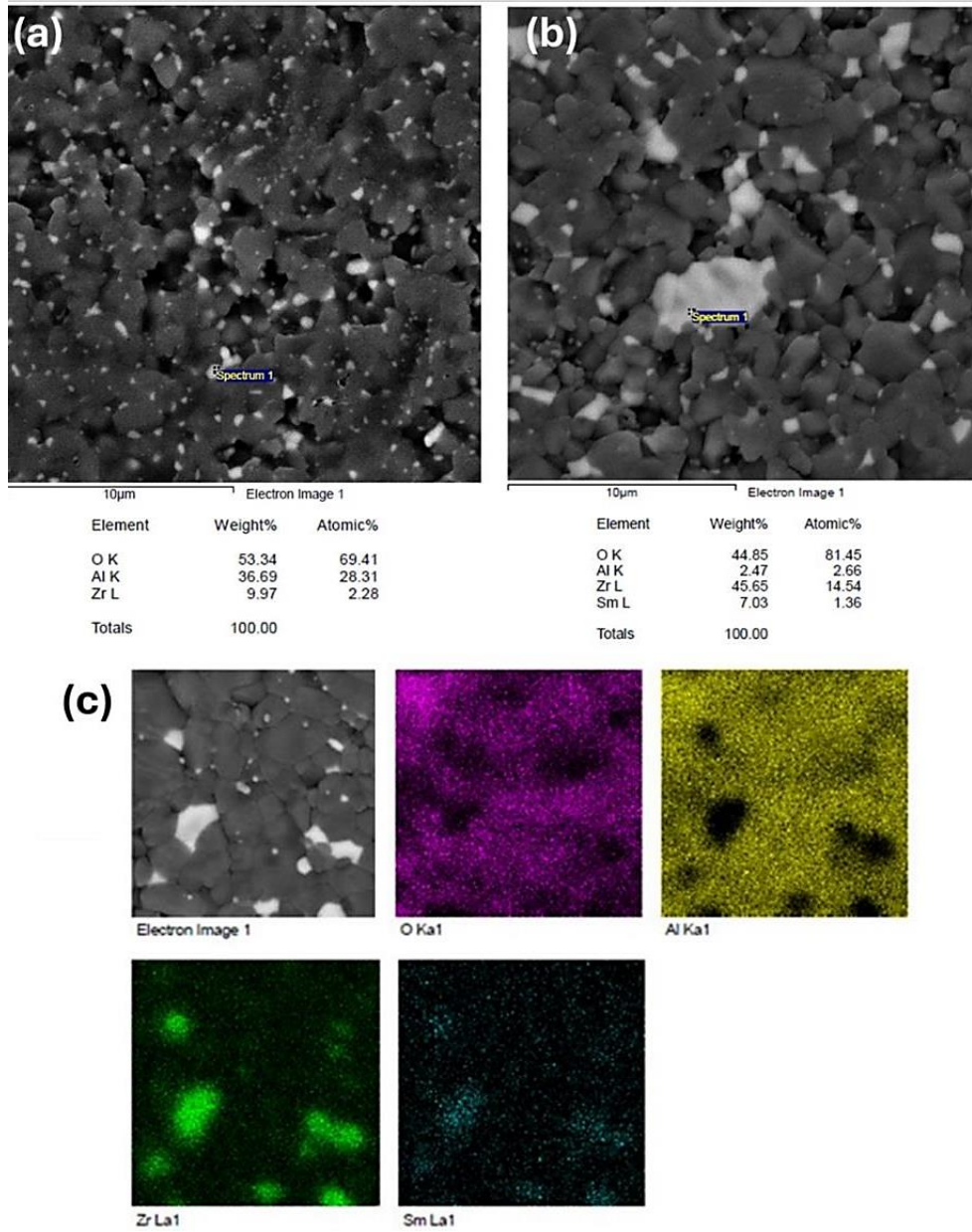
Üretilen saf Al_2O_3 , Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 eğilme testi için üretilen disk numunelerinin dağlama sonrası SEM görüntüleri 20.0kx büyütmede, BSE modu için Resim 4.1’de verilmiştir. Gri bölgeler Al_2O_3 , beyaz bölgeler katkı fazlarına aittir. ZrO_2 taneleri Al_2O_3 matris içerisinde nispeten homojen olarak dağılmıştır (Resim 4.1(b)). ZrO_2 tanelerinin iri boyutta olanları tane sınırlarında ve üçlü bağlantı noktalarında konumlanırken, ufak olanları Al_2O_3 matris tanelerinin içinde yer almıştır. Ancak Al_2O_3 -%5 ZrO_2 seramik kompozitine, %0,8 Sm_2O_3 ilavesi sonrası katkı fazı boyutlarında ciddi farklılıklar meydana gelmiştir (Resim 4.1(c)). Neredeyse Al_2O_3 taneleri ile aynı boyuta sahip katkı taneleri parlak beyaz olarak görülmektedir. Daha ufak olan bazı taneler ise daha az parlak olarak tane içi veya taneler arasında konumlanmıştır. Mikroyapıda oldukça parlak ve iri halde mevcut bulunan bu faz tanelerinin, XRD sonuçlarının anlatıldığı bölümde de verildiği üzere Sm_2O_3 ile ZrO_2 arasında meydana gelen katı çözelti oluşumu ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Bu durumu daha iyi analiz edebilmek için SEM-EDX noktasal analizleri ile haritalama analizi yapılmıştır ve sonuçları Resim 4.2’de sunulmuştur.



Resim 4.1. Üretilen disk numunelerinin dağlama sonrası SEM-BSE modu görüntüleri
a) Saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , c) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3
(20.0 kx büyütme)

Resim 4.2(a)’da Al_2O_3 -%5 ZrO_2 için noktasal analiz görülmektedir. Al_2O_3 ve ZrO_2 arasındaki atom ağırlığı ve yoğunluk farkları göz önüne alındığında, nispeten küçük miktardaki Zr (%2,28 atom) hacimce %5 ZrO_2 ilavesiyle tutarlıdır. Ölçülen oksijen (%69,41), hem Al_2O_3 hem de ZrO_2 için teorik bileşik gereksinimden (yaklaşık %47,03) daha yüksektir. Ancak oksijen gibi hafif elementlerin tespitinde EDX analizinde hatalar meydana gelebilmektedir [79]. Resim 4.2(b)’de iri parçacık üzerinde yapılan noktasal analize

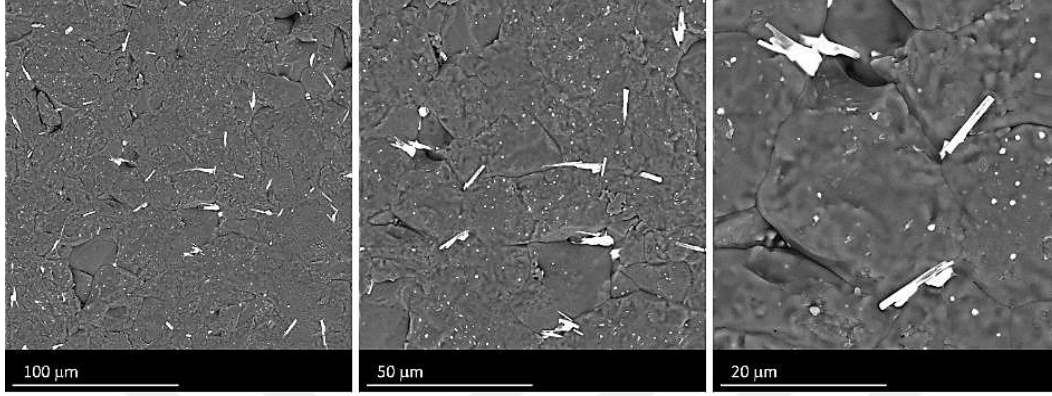
bakıldığında, bu belirli noktada yüksek Zr (%14,54) ve Sm (%1,36) varlığı, bunun ZrO_2 açısından zengin bir bölge olduğunu göstermektedir. Bu parçacık bölgesi Sm_2O_3 ile katılanmış ZrO_2 fazını temsil etmektedir. Yani Sm_2O_3 , ZrO_2 için dopant gibi davranmaktadır. Zr ve Sm'nin birlikte varlığı, Sm'nin ZrO_2 fazına dahil edilmiş olabileceğini ve potansiyel olarak katı bir çözelti oluşturabileceğini düşündürmektedir. Haritalamada Resim 4.2(c), iri tanelerin olduğu yerde, Sm sinyali Zr sinyaliyle örtüşmekte, bu da Sm'nin ZrO_2 kafesine dahil edildiğinin ve katı bir çözelti oluşturduğunun güçlü bir göstergesi olmaktadır. Aynı Sm açısından zengin bölgelerin yokluğu, Sm'nin ayrı bir Sm_2O_3 içerikli faz oluşturmadığını, bunun yerine ZrO_2 'de çözünmüş olabileceğini göstermektedir. Mikroyapıda homojen olarak dağılmayan Sm_2O_3 'ün belli bölgelerde ZrO_2 'de katı çözelti oluşturacak şekilde çözündüğü düşünülmektedir. Öte yandan, beyaz fazlardaki kontrast farkı da dikkate alındığında, Resim 4.2(c)'de katkı faz parçacıklarının tamamının katı çözelti bölgesine ait olmadığı, daha mat beyaz olanların ZrO_2 tanelerine ait olabileceği görülmektedir.



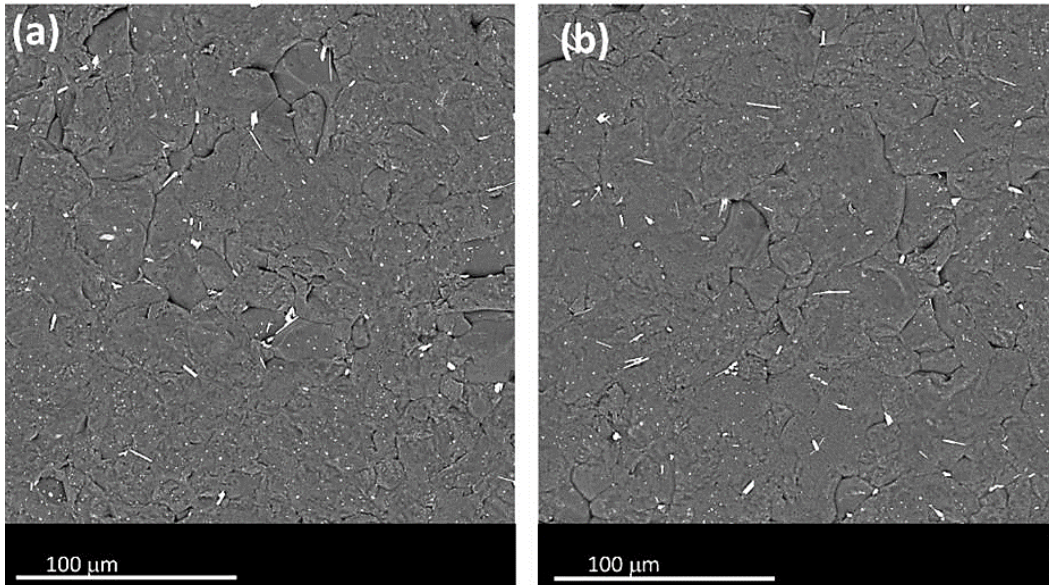
Resim 4.2. a) Al_2O_3 -5% ZrO_2 , b) Al_2O_3 -5% ZrO_2 -0.8% Sm_2O_3 kompozit için SEM-EDX noktasal analizleri ve c) Al_2O_3 -5% ZrO_2 -0.8% Sm_2O_3 kompozit için SEM-EDX haritalama görüntüleri

Disk formunda üretilen ısıtılmış Al_2O_3 -0.8% Sm_2O_3 kompozitinin farklı büyütme ölçeklerinde SEM görüntüleri Resim 4.3’de verilmiştir. SmAlO_3 fazı yapıda nispeten homojen dağılmıştır. Oluşan SmAlO_3 fazının çubuksu morfolojisi oldukça belirgin olarak görülmektedir. Çubuksu SmAlO_3 fazı daha çok üçlü bağlantı noktaları ve tane sınırlarında konumlanmışken, küresel formdaki SmAlO_3 fazı Al_2O_3 tanelerinin içine gömülmüş haldedir. Resim 4.4’de üretilen sandviç numunelerin parlatılmış yüzeylerinin SEM görüntüleri

görülmektedir. Her iki sandviç kompozit için de bu yüzey bölgeler Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonunda olduğundan, Resim 4.3’de gösterilen ile benzer bir mikroyapı elde edilmiştir.



Resim 4.3. Üretilen Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitinin farklı büyütme ölçeklerinde SEM görüntüleri (soldan sağa sırasıyla 1.00 kx, 2.00 kx, 5.00 kx büyütme)



Resim 4.4. Üretilen sandviç a) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve b) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 olan numunelerinin dağlama sonrası yüzeylerinin SEM görüntüleri (1.00 kx büyütme)

Üretilen saf Al_2O_3 , Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 , Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve sandviç numunelerin (ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , alt ve üst tabakalar Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ile ortası

Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 alt ve üst tabakalar Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3) mekanik özelliklerinin karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. İlk olarak disk formunda üretilen numunelere (15'er tane) elastisite modülü ölçümleri daha sonra eşikieksenli eğilme mukavemet testleri yapılmıştır. Her grup kompozit için kırık parçalardan bazıları soğuk bakalite alınıp, zımparalama ve parlatma yapılarak sertlik testleri 10 kg yük altında gerçekleştirilmiştir. Vickers iz yöntemi ile Sm_2O_3 içerikli numunelerden çatlak okunamadığı için tokluk testleri yalnızca çubuk formunda üretilen numunelerde (15'er adet) yüzeyde ön çatlak yaratılarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen mekanik özellik ölçüm sonuçları toplu olarak Çizelge 4.4'te gösterilmektedir. Çizelgede numune kompozisyon isimlerinin kısaltmaları parantez içerisinde verilmiştir. Diğer grafik ve resimlerde de aynı kısaltmalar kullanılmıştır.

Çizelge 4.4. Üretilen numunelerin mekanik özellikleri

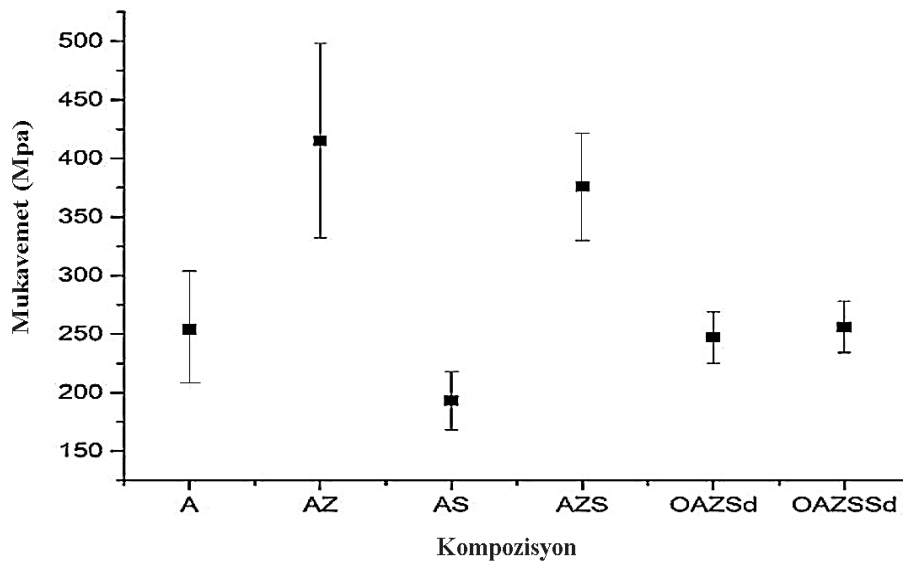
Malzeme	Relatif Yoğunluk Disk (Hacimsel%)	Elastik Modülü (GPa)	Sertlik (GPa)	Eğilme mukavemeti (MPa)	Kırılma Tokluğu ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	Weibull Şekil Faktörü (m)	Karakteristik Mukavemet (MPa)
Al_2O_3 (A)	$98,5 \pm 0,3$	$392 \pm 0,9$	$16,9 \pm 0,9$	254 ± 50	$3,79 \pm 0,24$	5	274
Al_2O_3 -5 ZrO_2 (AZ)	$98,5 \pm 0,8$	$384 \pm 2,2$	$11,5 \pm 0,5$	415 ± 83	$4,12 \pm 0,50$	6	448
Al_2O_3 -0,8 Sm_2O_3 (AS)	$98,5 \pm 0,4$	$382 \pm 11,7$	$14,2 \pm 0,6$	193 ± 25	$6,46 \pm 1,68$	8	204
Al_2O_3 -0,8 Sm_2O_3 -5 ZrO_2 (AZS)	$97,4 \pm 0,5$	$367 \pm 5,3$	$15,6 \pm 0,7$	376 ± 46	$3,74 \pm 0,33$	10	396
Orta Al_2O_3 -5 ZrO_2 sandviç (OAZSd)	$98,6 \pm 0,4$	$386 \pm 4,4$	$14,0 \pm 1,6$	247 ± 22	$4,09 \pm 0,95$	11	257
Orta Al_2O_3 -0,8 Sm_2O_3 -5 ZrO_2 sandviç (OAZSSd)	$97,9 \pm 0,4$	$382 \pm 4,8$	$13,8 \pm 1,1$	256 ± 22	$4,61 \pm 0,86$	15	266

Numunelerden elde edilen elastisite modülü ölçüm sonuçlarına bakıldığında en yüksek elastisite modülü değeri saf Al_2O_3 için (392 GPa) elde edilmiştir. ZrO_2 'nin kendisi yaklaşık 200 GPa bir elastisite modülüne sahip olduğundan, Al_2O_3 içerisine (saf Al_2O_3 E=400 GPa) ilave edildiğinde elastisite modülünde bir miktar azalmaya sebep olması (384 GPa) beklenen

bir sonuçtur. Elde edilen standart sapmalar da Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompoziti hariç genel olarak oldukça düşüktür. Elastisite modülü yoğunlaşma ile doğru orantılı bir mekanik özelliktir. Burada da en düşük elastisite modülü sonuçları Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 için (367 GPa) elde edilmiştir. Böylelikle, ZrO_2 ve Sm_2O_3 beraber ilavesinin yoğunlaşmayı negatif yönde etkilediği anlaşılmıştır. Üretilen bu numunelerin sertlik sonuçları incelendiğinde ise yüksek standart sapmalar elde edilmiş olmakla beraber ZrO_2 varlığının sertliği düşürdüğü görülmektedir ki ZrO_2 'nin kendisi Al_2O_3 'dan daha düşük sertliğe sahip bir seramik malzemedir. Sertlikler 10 kg yük altında alındığı için beklenen değerlerin biraz altında çıkmıştır. Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompoziti, düşük relatif yoğunluğuna rağmen Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 'dan daha sert olarak ölçülmüştür. Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitine %0,8 Sm_2O_3 ilavesinin sertliği arttırdığı düşünülebilir. Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitine (25 μm) kıyasla da Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompoziti daha ince matris taneli (1,8 μm) olduğundan sertliğinin daha da yüksek olması uygun gözükmektedir. Tabakalı yapılarda ise yüzeyler Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonunda olduğundan sertliği Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ile paralel 14 GPa dolaylarında ölçülmüştür. Sandviç yapıda üretilen kompozitlerde, beklenen kalıntı gerilmelerin yüzeyde sertliğe dikkate değer bir katkısı olmadığı anlaşılmaktadır.

Üretilen saf Al_2O_3 ve kompozit numunelerin eşikieksenli eğilme mukavemet testi sonuçları Bkz. Çizelge 4.4'te verildiği gibi Şekil 4.3'de de grafik olarak verilmiştir. En yüksek mukavemet, saf Al_2O_3 ile aynı relatif yoğunluk yüzdesine sahip Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompoziti için elde edilmiştir. Bu kompozit aynı zamanda en ince Al_2O_3 matris tane boyutuna sahip ($1,2 \pm 0,3 \mu\text{m}$) olan kompozittir. Ancak Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitinin saf Al_2O_3 'den %63 daha yüksek mukavemete sahip olmasında, sadece ince tane boyutunun değil ZrO_2 'nin muhtemel faz dönüşümünün de (tetragonaldan monoklinik faza dönüşmesi, dönüşüm toklaşması) etkisi olduğu düşünülmektedir. Tetragonaldan monoklinik dönüşüm yaklaşık %3-5'lik bir hacim genişlemesine yol açmakta, bu hacim genişlemesi, dönüştürülmüş parçacıkların etrafındaki matriste basma gerilmeleri yaratmaktadır. Basma gerilmeleri, çatlağı kapatmak veya çatlak ucundaki gerilim yoğunluğunu azaltmak için etki etmektedir. Faz dönüşümü de enerjiyi emerek toklaştırma etkisine daha fazla katkıda bulunmaktadır. Bu mekanizmaların bir sonucu olarak, malzeme çatlak yayılmasına karşı daha dirençli hale gelir ve bu da kırılma tokluğuna ve/veya kırılma mukavemetine katkı sağlamaktadır [53]. Kendiliğinden dönüşüm için gerekli olan kritik boyuttan ($\sim 0,7 \mu\text{m}$) daha az ZrO_2 tane boyutu ile yoğun, ince taneli

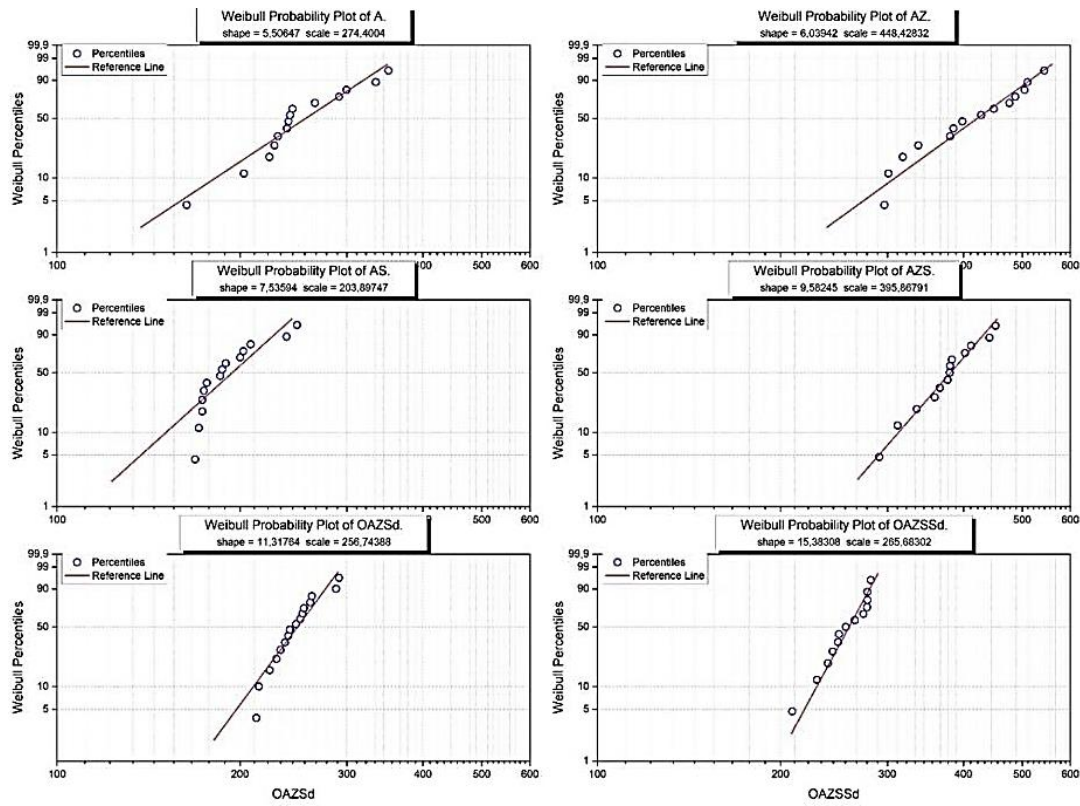
$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ kompozitleri yüksek mukavemet ve toklukta elde edilebilir [80]. Benzer şekilde en yüksek mukavemete sahip ikinci kompozit Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 'dir. Saf Al_2O_3 'dan %48 daha mukavemetli bu yapı da yine yüksek mukavemetini ZrO_2 ilavesine borçludur. Çünkü tek başına %0,8 Sm_2O_3 ilaveli kompozit en kaba taneli mikroyapısı ile en düşük mukavemete sahip olan yapıdır. Ancak saf Al_2O_3 ile hemen hemen aynı tane boyutuna (1,6-1,8 μm) sahip olan Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitinin yüksek mukavemetinin sadece tane boyutu ile ilişkili olmadığı, tetragonal-monoklinik faz dönüşüm etkisinin de olabileceği düşünülmektedir.



Şekil 4.3. Üretilen numunelerin mukavemet değişimi

Sandviç numunelerin mukavemet sonuçlarına bakıldığında saf Al_2O_3 ile hemen hemen aynı mukavemet değerlerine sahip oldukları görülmektedir. Her iki sandviç yapıda da yüzey kompozisyonları en düşük mukavemete sahip olan Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitine sahip olmasına rağmen, merkez kompozisyonların yüksek olan mukavemetleri, sandviç yapının genel mukavemetinin Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitine göre artmasına sebep olmuştur. Ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 sandviç yapının, ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 sandviç yapıya nazaran %4 daha yüksek mukavemetinin olası kalıntı gerilmelerin etkisi ile olabileceği düşünülmektedir. Ancak kaba taneli Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 yüzey kompozisyonunun varlığının sandviç yapı için beklenen mukavemetin elde edilmesine engel olduğu anlaşılmıştır. Üretilen numunelerin eğilme mukavemet test sonuçlarına göre OriginPro programı ile çizilen Weibull grafikleri Şekil 4.4'de verilmiştir. Ayrıca şekil faktörü ve karakteristik

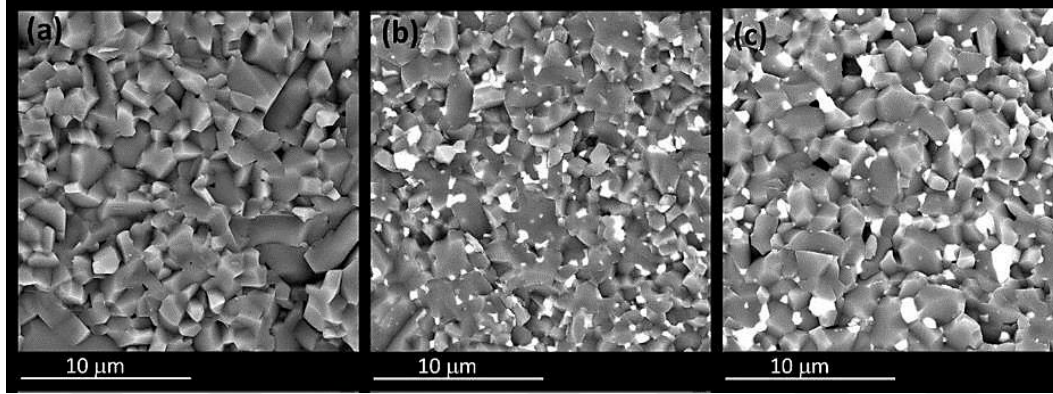
mukavemet değerleri Bkz. Çizelge 4.4'te de görülmektedir. Özellikle ortası Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$ sandviç yapının en yüksek şekil faktörü, bu kompozisyonun en homojen numunelere sahip olduğunu, mukavemetin numuneden numuneye fazla değişmediğini göstermektedir. Öte yandan saf Al_2O_3 ve en yüksek mukavemete sahip olan Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ kompozitinde hem yüksek standart sapma hem de düşük Weibull faktörü bu malzemeler için numuneden numuneye mukavemetin ve özürlerin dağılımının oldukça değişken olduğunu göstermiştir. Sandviç yapılar için tutarlı mukavemet değerlerinin elde edilmesi bu malzemelerin homojen olarak başarı ile üretilebildiğini göstermektedir.



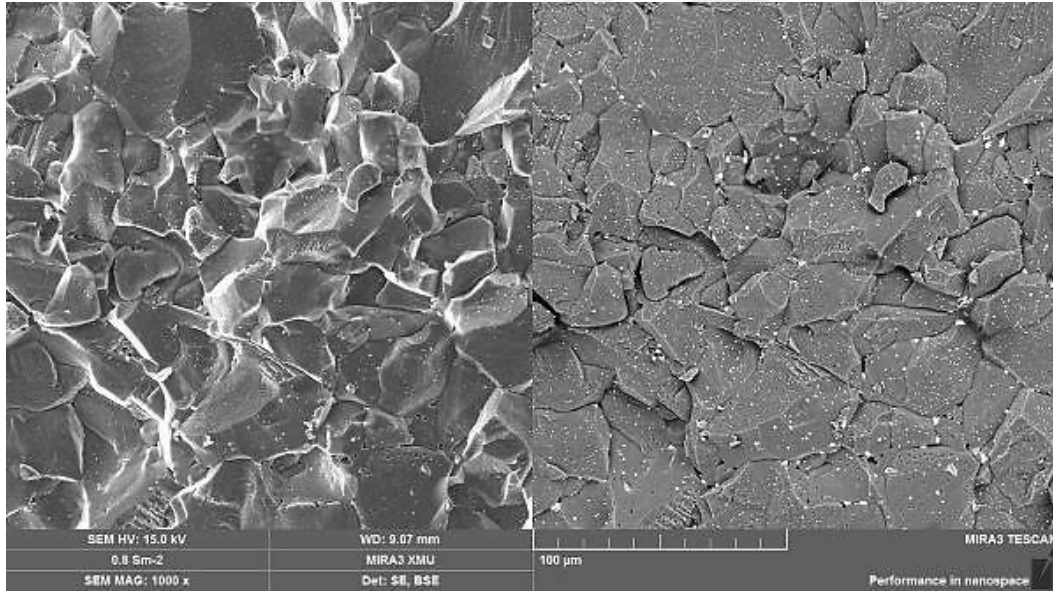
Şekil 4.4. Üretilen numunelerin Weibull grafikleri (kare alanda ilgili kompozisyonun kısaltılmış ismi ve Weibull parametreleri görülmektedir.)

Üretilen disk numunelerin eğilme testi sonrası kırık yüzey görüntüleri Resim 4.5'de verilmiştir. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$ için karışık bir kırılma modu (hem tane içi hem de taneler arası) mevcut ancak taneler arası kırılma modu daha baskınken, Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ için hem taneler arası hem de tane içi kırılma modu dominant görülmektedir. Özellikle büyük tanelerin tane yarılması, ufak tanelerin taneler arası kırılma davranışı gösterdiği anlaşılmaktadır. Üretilen disk formundaki Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ seramik

kompozitinin kırık yüzey görüntüsü Resim 4.6’da verilmiştir. Bu kırık yüzey mikroyapısı tane içi yarılmamanın hakim olduğu bir yapıdır.



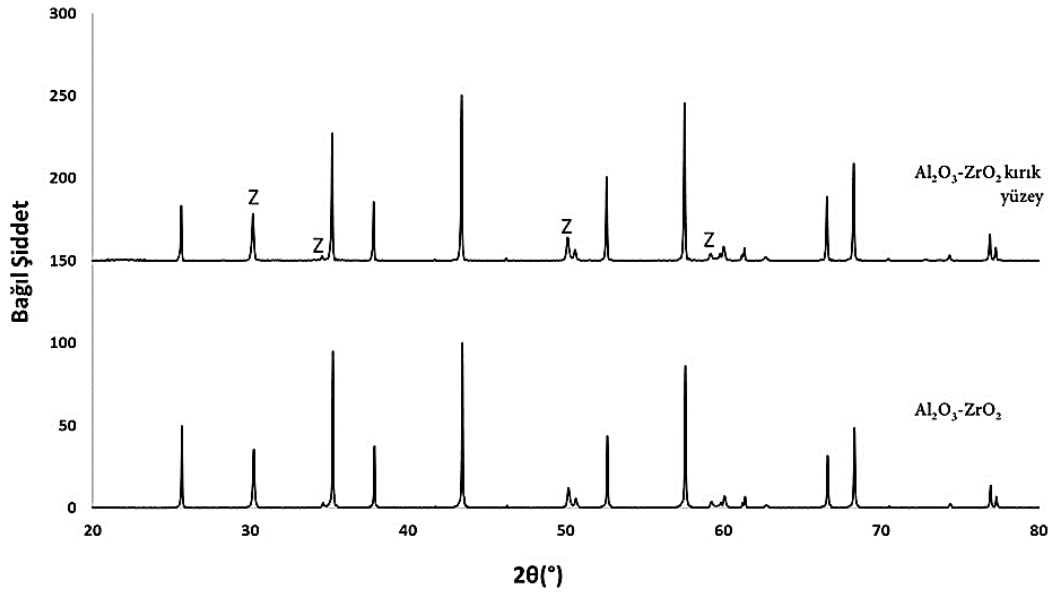
Resim 4.5. Üretilen disk numunelerin eğilme testi sonrası kırık yüzey görüntüleri
a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , c) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2



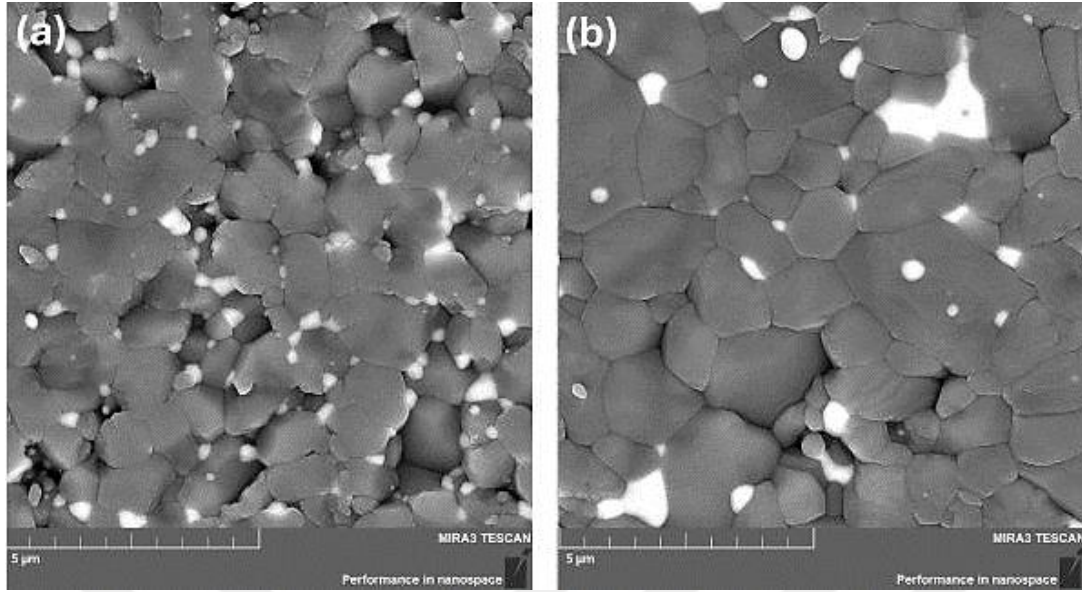
Resim 4.6. Üretilen disk formundaki Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 seramik kompozitinin kırık yüzey görüntüsü (soldaki resim SE, sağdaki resim BSE modu)

Eğilme testi sonrası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numune için kırık yüzeyden alınan XRD sonuçlarına göre Şekil 4.5 çizilmiştir. Karşılaştırma amacı ile de alttaki (Şekil 4.5(a)) XRD grafiği numunenin kırılmadan önce çekilmiş XRD verilerine göre çizilmiştir. Bu verilere göre kırma sonrası yitria stabilize zirkonya için tetragonal-monoklinik dönüşümü tespit edilmemiştir.

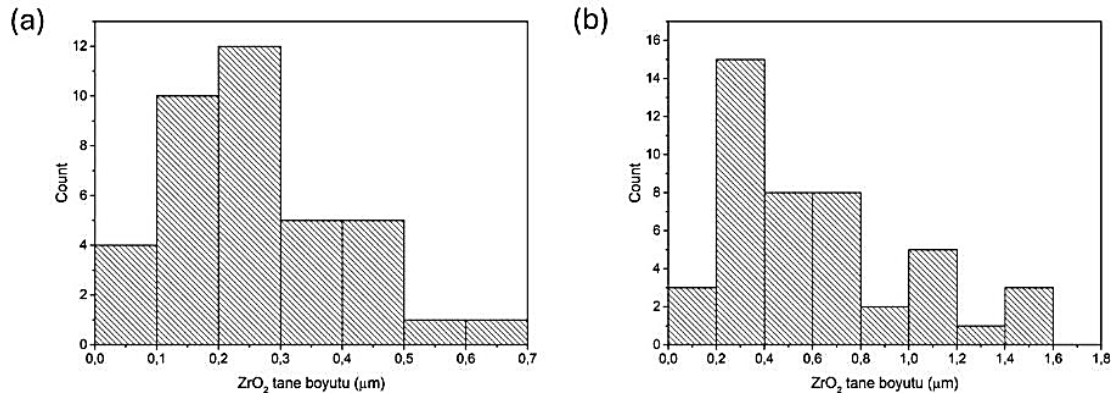
Bu durumun az miktarlarda katılan ZrO_2 'de meydana gelebilecek bir dönüşümün XRD metodunun düşük tespit alt limiti sebebiyle belirlenememiş olması ile ilgili olduğu düşünülmektedir [10]. Benzer bir durum diğer ZrO_2 içerikli kompozisyonlarda da görülmüştür. Üretilen Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonlarına ait kompozit eğilme numunelerinin SEM görüntüleri Resim 4.7'de verilmiştir. Yine farklı bölgelerden alınan 20,0kx büyütmede üç farklı SEM görüntüsü kullanılarak 37-42 adet katkı faz parçacığı sayılarak, boyutlarından histogram grafikleri çizilmiştir (Şekil 4.6). Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitinde ZrO_2 tanelerinin boyutlarının daha çok 0,2-0,3 μm dolaylarında olduğu görülmektedir. En büyük parçacık tane boyutları ise 0,7 μm civarındadır. Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitinde ise katkı faz boyutunun arttığı, bu durumun da Sm_2O_3 ile ZrO_2 arasında katı çözelti oluşumundan kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 4.5. Eğilme testi sonrası a) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numune yüzeyinin ve b) kırık yüzeyinin XRD grafiği



Resim 4.7. Üretilen a) Al₂O₃-%5ZrO₂ ve b) Al₂O₃-%0,8Sm₂O₃-%5ZrO₂ kompozit eğilme numunelerinin SEM görüntüleri

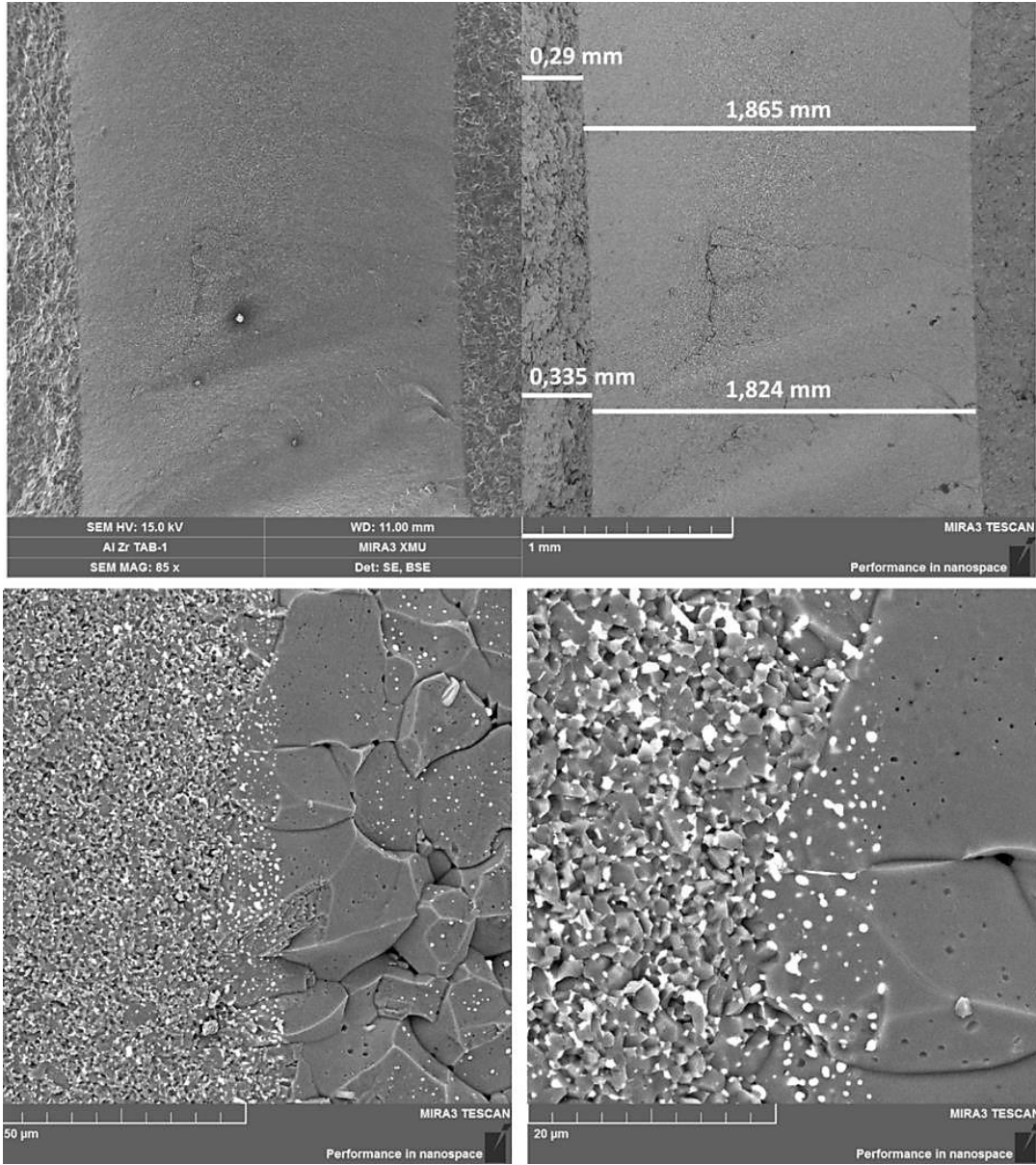


Şekil 4.6. Üretilen a) Al₂O₃-%5ZrO₂ ve b) Al₂O₃-%0,8Sm₂O₃-%5ZrO₂ kompozit eğilme numunelerinin katkı fazı tane boyutu histogram grafikleri

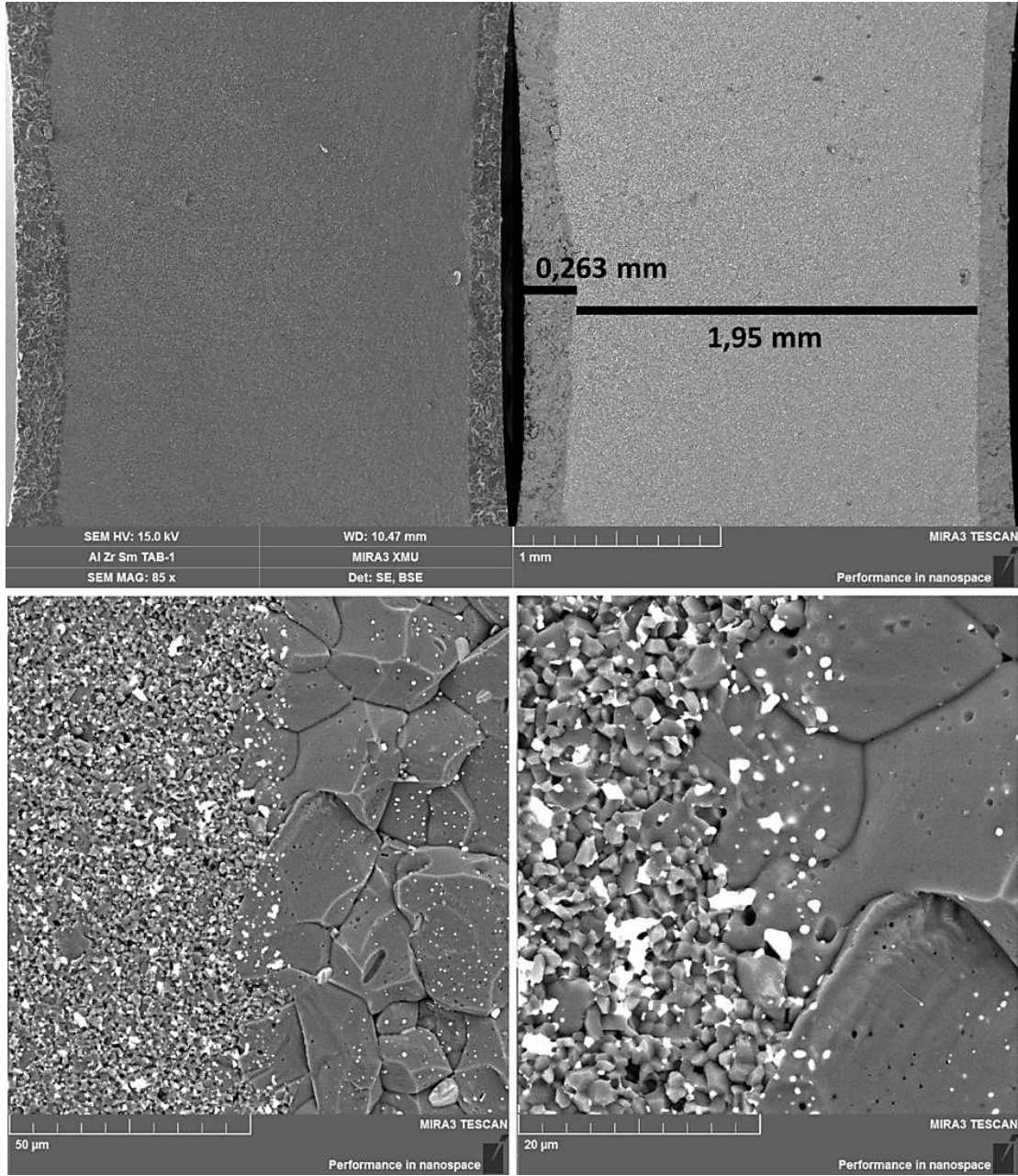
Bkz. Çizelge 4.4’de verilen mekanik özellik ölçüm sonuçlarından da görüldüğü üzere katı çözelti oluşumu yoğunlaşmayı negatif olarak etkilemiştir. Ayrıca Al₂O₃-%5ZrO₂ kompozitinin eğilme mukavemeti 415 MPa’dan Sm₂O₃ ilavesi ile beraber 376 MPa’a inmiştir. Hem matris hem de katkı tane boyutlarının artışı mekanik özellikleri düşürmede rol oynamıştır. İrileşen katkı fazı yapıda homojen dağılamamış, matris tane büyümesini engelleyememiştir (pinning etkisi yapamamıştır). Daha büyük matris tane boyutu daha büyük özür boyutu getirdiğinden eğilme mukavemeti de düşmüştür. Tabakalı sandviç

yapıların eğilme testi sonrası alınan kırık yüzey SEM görüntüleri farklı büyütme için Resim 4.8 ve Resim 4.9'da verilmiştir. Resim 4.8'de merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan tabakalı sandviç yapının görüntüleri görülmektedir. Görüntüler üzerinde herhangi bir değişiklik yapılmamış, orijinal hali ile koyulmuştur. Sandviç yapıyı oluşturan alt ve üst katmanların tamamen homojen kalınlık oranlarında (yüzey tabaka/merkez tabaka:1/6) elde edilemediği görülmektedir. Bunu göstermek için SEM görüntü ölçeğine uygun olarak kalınlıklara yönelik birkaç ölçüm resimler üzerinde verilmiştir. Belli bölgelerde 1:6 oranına yaklaşıırken, belli bölgelerde bu oran artmış (1:7,5 gibi) veya azalmıştır (1:5,5 gibi). Bunun nedeni üretimin kuru presleme ile yapılması ile ilgilidir. Kuru presleme yönteminde özellikle ilk katman tozu çelik kalıp tabanına tamamen homojen dağıtmak el yordamı ile çok zordur. O yüzden kalınlıktaki düzensizlik ilk dökülen katmanda daha fazladır. En son dökülen üst katman nispeten daha homojen olmuştur. Resim 4.9'da da benzer şekilde yine ilk dökülen katman (0,263 mm ölçümün alındığı) kalınlığı daha az üniform olmuştur.

Kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde, yüzey katmanları ile merkez tabaka arasındaki tane boyut farklılığı çok dikkat çekmektedir. Bu boyut farkı aynı zamanda tabakalar arasında fark edilmeyi de kolaylaştırmaktadır. İnce taneli mikroyapıya sahip olan merkez tabaka bölgesi her iki sandviç yapı içinde taneler arası kırılma baskın olup karışık kırılma modu (hem tane içi hem de taneler arası) gösterir. Buna rağmen çok daha büyük olan yüzey tabaka tanelerinde genel Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitinin kırılma karakteri olan tane içi kırılma ağırlıklı bir kırılma modu görülmektedir. Aynı zamanda bu iki tabaka arasında difüzyon ile bağlanma olduğu da SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır. Bu durum tabakaların birbirinden ayrılmadan bir arada durmalarını sağlamıştır.



Resim 4.8. Merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan tabakalı sandviç yapının eğilme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



Resim 4.9. Merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 olan tabakalı sandviç yapının eğilme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü

4.4. Termal Genleşme ve Kalıntı Gerilme Analizleri

Sandviç numunelerin yüzey ve merkez bölge kompozisyonlarının (Al_2O_3 +%0,8 Sm_2O_3 , Al_2O_3 +%5 ZrO_2 ve Al_2O_3 +%5 ZrO_2 +%0,8 Sm_2O_3) ve saf Al_2O_3 'nın ısı genleşme katsayıları (CTE) dilatometre yardımı ile ölçülmüştür. Sonuçlar Çizelge 4.5'de verilmiştir. Literatürde kullanılan malzemelerin termal genleşme katsayıları ile ilgili malzeme saflığı gibi

parametrelere bağılı değişen farklı CTE değerleri bulunmaktadır. Çizelge 4.6'da da farklı seramikler için farklı CTE değerleri görülmektedir. Saf Sm_2O_3 için $8,5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ CTE değeri literatürde verilmiştir [81]. Ancak yapıda Sm_2O_3 içerikli kompozisyonlar için SmAlO_3 fazı ve ZrO_2 ile Sm_2O_3 'ü beraber içeren kompozisyon için katı çözelti varlığı belirlenmişti. Bu bakımdan bileşenlerin (Al_2O_3 , ZrO_2 , Sm_2O_3) kendi teorik CTE değerlerini dikkate alarak, üretilen kompozitlerin CTE değerlerini hesaplamak uygun görülmemektedir.

Çizelge 4.5. Numunelerin deneysel olarak ölçülen lineer ısı genleşme katsayısı değerleri

Numune	CTE 400°-900°C (10^{-6}K^{-1})	CTE 50°-1094°C (10^{-6}K^{-1})
Al_2O_3	9,7	9,2
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5 \text{ZrO}_2$	9,7	9,2
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8 \text{Sm}_2\text{O}_3$	9,8	9,2
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5 \text{ZrO}_2 + \%0,8 \text{Sm}_2\text{O}_3$	9,6	9,4

Çizelge 4.6. Çeşitli seramiklerin termal genleşme katsayısı değerleri [81]

Seramik	CTE (E^{-6}) 20-1000°C
Magnezyum	13,0
ZTA	10,2
Zirkonya	9,0-10,0
Alümina	6,3-9,4
Magnezyum Alüminat	7,0-8,0
Alüminyum Silikat	5,7-6,3
Silisyum Karbür	4,1-5,2
Silisyum Nitrür	3,0
Silika	0,5

Merkezde $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%5 \text{ZrO}_2$ yüzeyde $\text{Al}_2\text{O}_3 + \%0,8 \text{Sm}_2\text{O}_3$ olan sandviç yapı için eğer deneysel olarak ölçülen ısı genleşme katsayıları dikkate alınır, yüzey ve merkez bölge termal

genleşmeleri arasında bir fark oluşmamıştır. Yüzeyde $\text{Al}_2\text{O}_3+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$, merkezde $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonuna sahip sandviç numunede ise $50^\circ\text{-}1094^\circ\text{C}$ arasındaki termal genleşme katsayısı dikkate alınır, merkez ve yüzey arasında $0,2 \times 10^{-6}\text{K}^{-1}$ 'lik bir fark bulunmaktadır. Eşitlik 4.1'deki gerilme hesabı denkleminde denge ve süreklilik bağıntıları kullanılarak yüzey katman üzerindeki bu fark değeri yerine koyulduğunda, 2 mm toplam kalınlığa sahip bir numune için ($\Delta\alpha=0,2 \times 10^{-6}\text{K}^{-1}$, $\Delta T=1530$, $E_s=382\text{ GPa}$, $E_c=382\text{ GPa}$, $t_s=0,25\text{ mm}$, $t_c=1,5\text{ mm}$) -87 MPa değerinde bir artık basma gerilme hesaplanabilmektedir. Yüzeylerde basma artık gerilmesinin oluşabilmesi için merkez kompozisyonun termal genleşme katsayısının, yüzeyden daha büyük olması gerekmektedir [82]. Eş. 4.1'de t kalınlık, E elastisite modülü, $\Delta\alpha$ merkez ve yüzey arasındaki termal genleşme katsayısı farkı, ΔT sinterleme sıcaklığından oda sıcaklığına sıcaklık farkı, alt indis s yüzey ve c de merkez anlamındadır.

$$\sigma_s = - \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{\frac{1}{E_s} + \frac{2t_s}{t_c} \frac{1}{E_c}} \quad (4.1)$$

XRD yöntemi kullanılarak artık gerilimin ölçülmesinde, kristal kafesteki gerinim ölçülerek ilgili artık gerilim, uygun kristal kafes düzleminin doğrusal elastik distorsiyonu varsayılarak elastik sabitlerden (elastisite modülü, Poisson oranı) belirlenmiştir ($\sin^2\psi$ tekniği). Testler yapılırken kullanılan parametreler Çizelge 4.7'de verilmiştir. Bursa Teknik Üniversitesi Merkez Laboratuvarında alınan ölçümlerin sonuçları Çizelge 4.8'de verilmiştir. Ölçümler farklı numunelerden alınmıştır ve oldukça yüksek standart sapmalar söz konusudur. $\text{Al}_2\text{O}_3-\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ baz numunesine göre daha yüksek artık basma gerilmesi değerleri veren sandviç numuneler için ısı genleşme farkının etkisi olduğu görülmektedir. Ancak bu durum dilatometre analiz sonuçları kullanılarak özellikle ortası $\text{Al}_2\text{O}_3-\%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonuna ait olan sandviç yapı için doğrulanamamıştır.

Çizelge 4.7. XRD kalıntı gerilme analizinde kullanılan parametreler

	Orta Al+Zr Tabakalı	Orta Al+Zr+Sm Tabakalı	Al+0,8Sm
X-Işını Tüpü	Cu	Cu	Cu
Tarama Açısı(2θ)	136,17	136,17	136,17
Kafes Düzlemi (hkl)	1 4 6	1 4 6	1 4 6
Poisson Oranı	0,25	0,25	0,25
Elastisite Modülü (MPa)	386000	382000	382000

Çizelge 4.8. XRD kalıntı gerilme analiz sonuçları

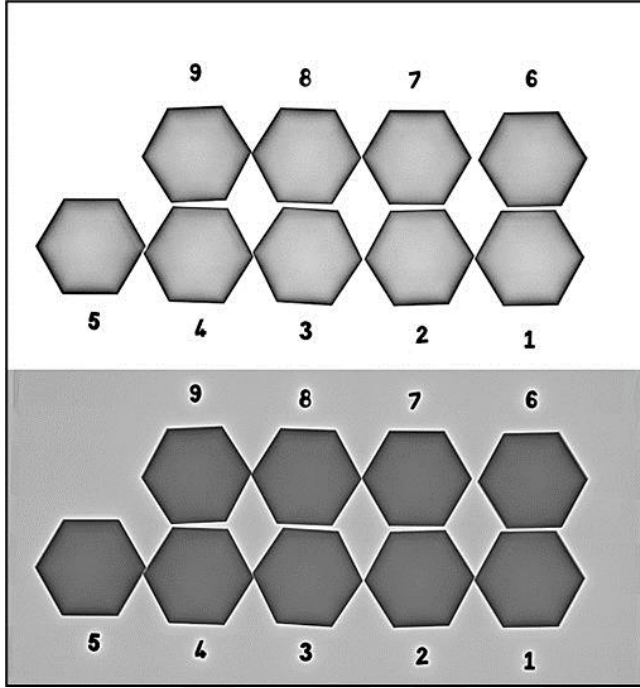
Numune	Kalıntı gerilme ölçüm 1	Kalıntı gerilme ölçüm 2
Orta Al ₂ O ₃ -%5ZrO ₂ sandviç	-62,9 ± 25,4	-58,0 ± 21,4
Orta Al ₂ O ₃ - %0,8Sm ₂ O ₃ - %5ZrO ₂ sandviç	-54,4 ± 15,2	-175,9 ± 13,4
Al ₂ O ₃ -%0,8Sm ₂ O ₃	-34,7 ± 21,9	-

50°-1094°C arasında ölçülen termal genleşme katsayısı verisi dikkate alındığında, merkezde Al₂O₃+%5ZrO₂ kompozisyonu olan sandviç numuneler için beklenen termal genleşme katsayısı farkının oluşmadığı sonucu çıkmaktadır. Yüzey kompozisyonunda SmAlO₃ fazının varlığının, teorik olarak düşünülen farkların ortaya çıkıp çıkmamasını etkilediği düşünülmektedir. Merkez bölgesinde Al₂O₃+%5ZrO₂+%0,8Sm₂O₃ kompozisyonuna sahip sandviç numunede ise 50°-1094°C arasındaki termal genleşme katsayısı dikkate alındığında, merkez ve yüzey termal genleşmeleri arasında 0,2x10⁻⁶K⁻¹'lik bir fark olduğu sonucu çıkmaktadır. Merkezi Al₂O₃+%5ZrO₂+%0,8Sm₂O₃ kompozisyonuna ait olan sandviç numunede, merkezi Al₂O₃+%5ZrO₂ olan sandviç numuneye göre çok az da olsa, daha yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu elde edilmişti. Bu bakımdan merkez bölge kompozisyonu Al₂O₃+%5ZrO₂+%0,8Sm₂O₃ olan sandviç kompozit için yüzey-merkez

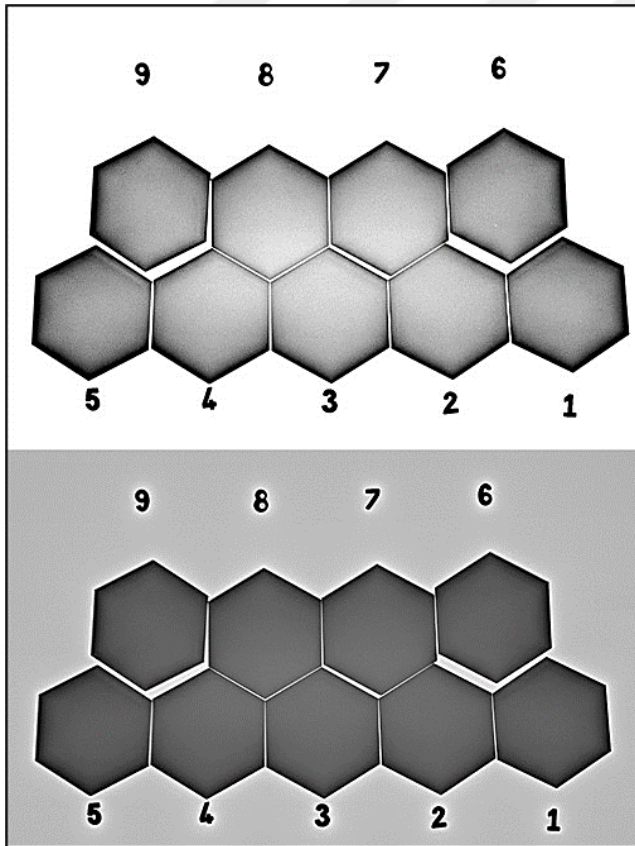
termal genleşme katsayısı farkının, mekanik özellikleri etkileyebilme potansiyelinin daha yüksek olduğu düşünülmektedir.

4.5. XCT Görüntüleme ve Balistik Testlerin Analizi

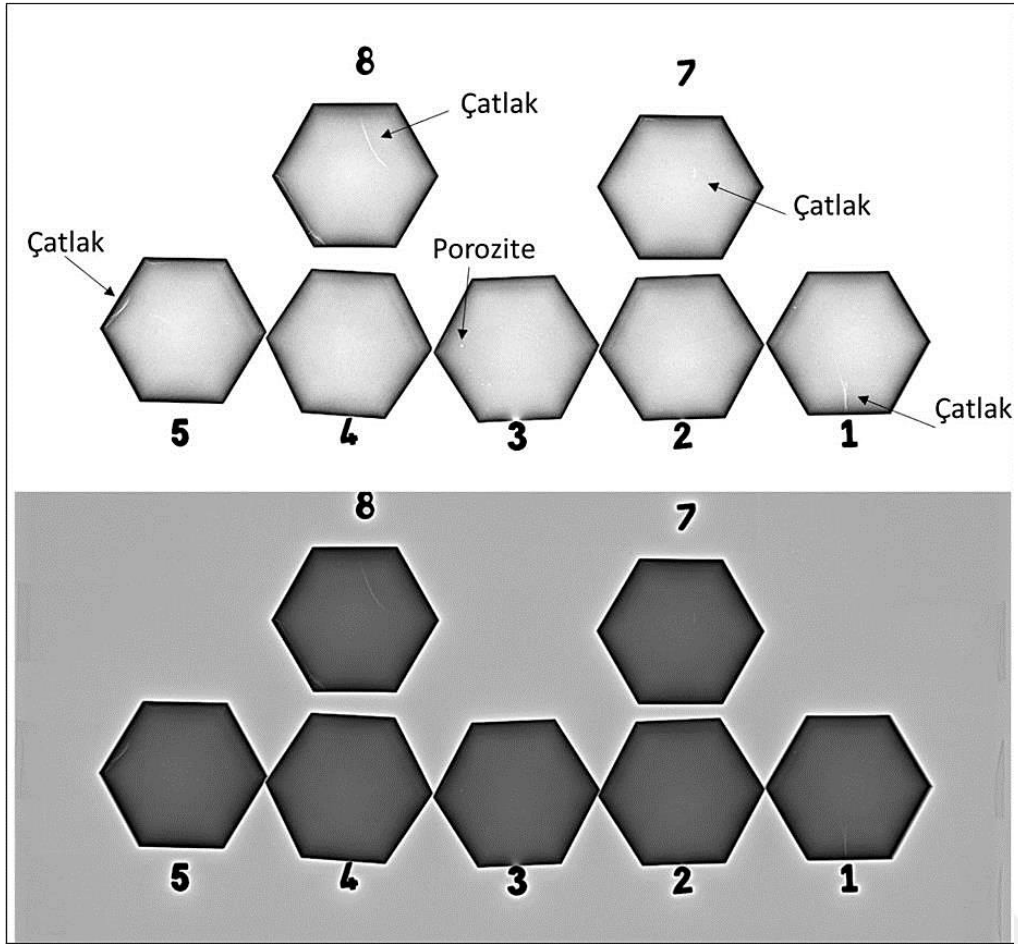
Sandviç numunelerle beraber altı farklı kompozisyon için üretilen altıgen formda balistik test numunelerinin, DOP testi öncesi XCT görüntüleme cihazı ile röntgenleri çekilmiştir. Böylelikle numunelerde üretim kaynaklı var olan makro özürler (çatlaklar, boşluklar) tespit edilmiş, özür içermeyen numuneler belirlenerek, numune yerleşimleri ona göre yapılmıştır. Örneğin $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ numuneleri üretilirken CIP yapılsın veya yapılmasın numunelerde çatlama meydana gelmediği doğrulanmıştır. Bu durum röntgen görüntülerinde de net olarak görülmektedir (Resim 4.10 ve Resim 4.11). $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ numunelerine ait bu görüntüler iki farklı kontrastta verilmiştir. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ numunelerine ait röntgen görüntülerine de bakıldığında (Resim 4.12) ise 1,5,7 ve 8 nolu numunelerde çatlaklar görülmektedir. Özürler röntgen resimlerinde beyaz kontrastta görülmektedir. Dışardan görülmeyen ancak oldukça büyük olan bu çatlaklar DOP testinin sonuçlarını etkileyebileceğinden bu numuneler yerine yeni numuneler tekrar üretilmiştir (Resim 4.13). Röntgen görüntüleme bu bakımdan numunelerde dışardan gözle görülmeyecek özürleri göstermesi yönünden oldukça faydalı olmuştur. Tüm test numuneleri için röntgen çekilmiştir ve kalan kompozisyonlar için röntgen görüntüleri Resim 4.14’de verilmiştir.



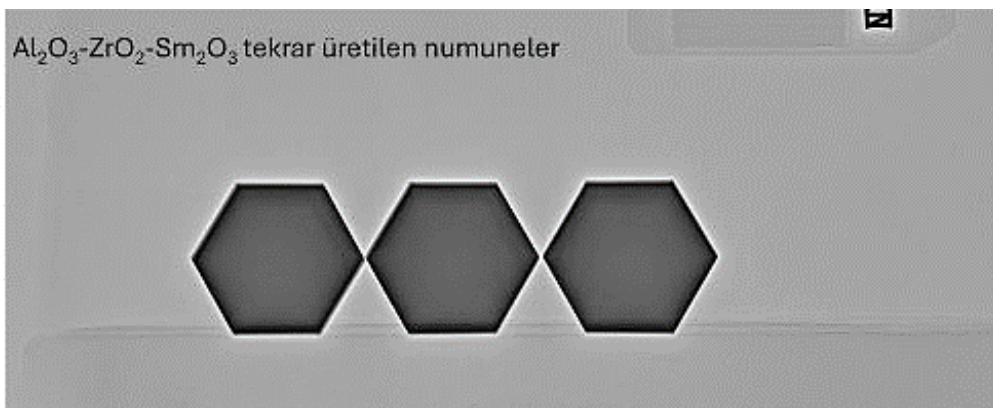
Resim 4.10. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ CIP'siz numunelere ait röntgen görüntüsü



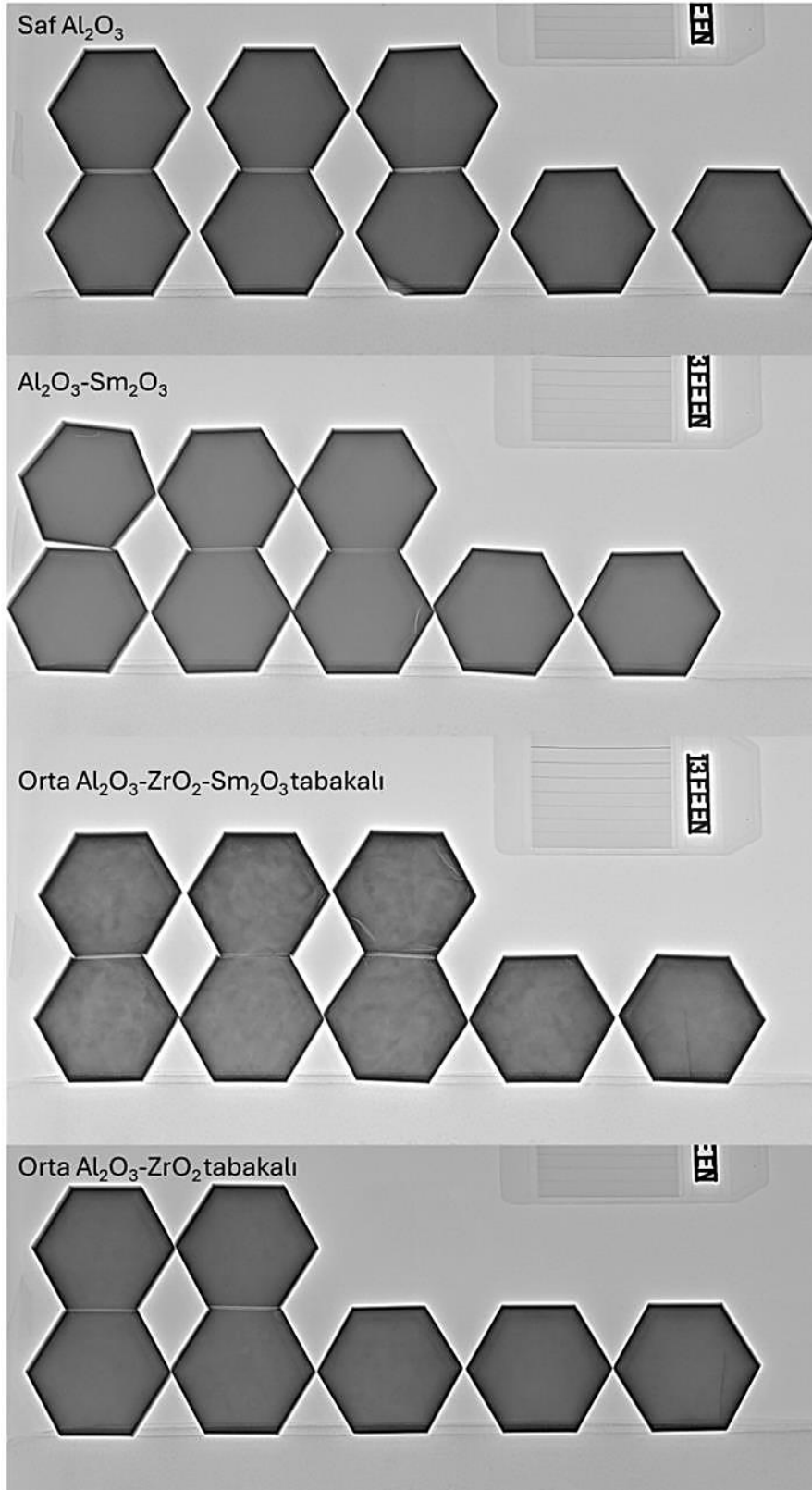
Resim 4.11. $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ CIPlı numunelere ait röntgen görüntüsü



Resim 4.12. İlk üretilen $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ numunelere ait röntgen görüntüsü

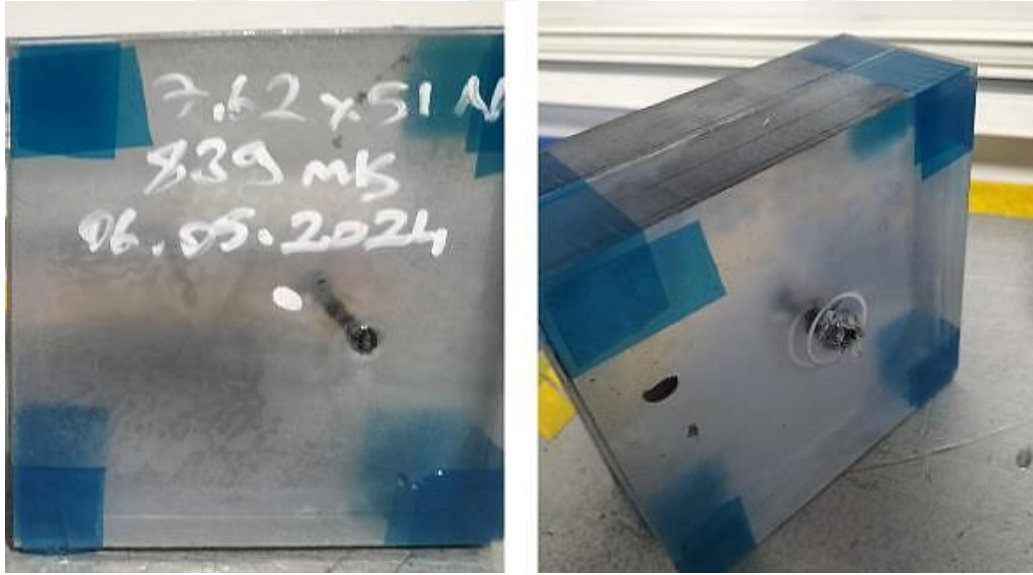


Resim 4.13. Tekrar üretilen $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ numunelerine ait röntgen görüntüsü

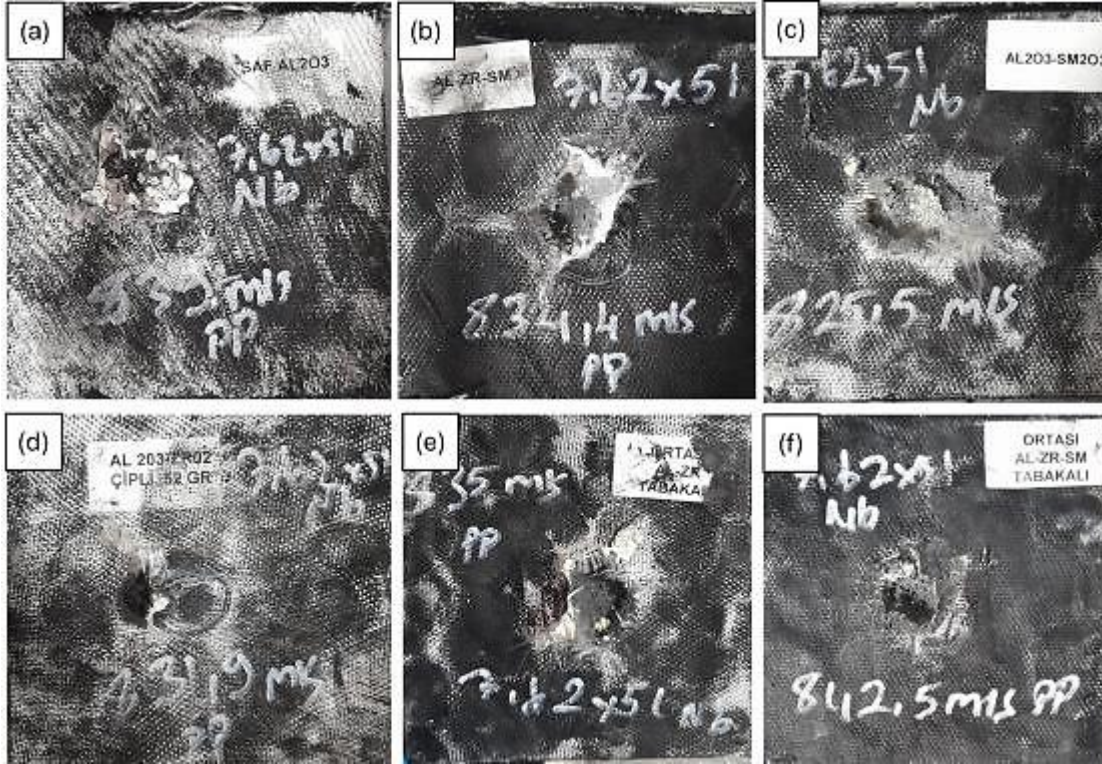


Resim 4.14. DOP testi için üretilen altıgen numunelere ait röntgen görüntüleri

DOP testinde, 7.62x51 mm NATO Ball (M80) mermi kullanılarak 15 metre mesafeden 839 ± 10 m/s atış hızıyla numunelerin üzerine KİM A.Ş firması atış poligonunda atış yapılmıştır. Testlerde, belirlenen atış hızını sağlayabilmek amacıyla 2,634 g barut konulmuştur. İlk olarak herhangi bir seramik numune koyulmayan 75,56 mm kalınlığında polikarbonata atış yapılmış ve merminin malzemeyi tamamen delip geçtiği görülmüştür. Daha sonra tekrar 98,39 mm kalınlığında polikarbonata atış yapılmış ve yine mermi tamamen delip geçmiştir. Bu ikinci testteki polikarbonat kalınlığı referans alınarak hesaplamalar buna göre yapılmıştır. Firma seramik zırh yerleştirilmemiş polikarbonat için daha fazla sayıda test gerçekleştirmemiş, kameraların hızlı çarpma esnasında zarar görme potansiyeli olduğunu belirterek, testlerin filme alınması veya fotoğraf çekilmesine izin verilmemiştir. Sandviç numunelerle beraber altı farklı kompozisyon için gerçekleştirilen balistik DOP testi sonrası sadece polikarbonat destek malzemesine ait olan görüntüler ve DOP testi sonrası numune test düzeneklerinin çekilen fotoğrafları Resim 4.15 ve Resim 4.16’da görülmektedir. Ayrıca DOP testi sonrası cam elyaf örtüsü söküldükten sonra çekilen numune fotoğrafları da Resim 4.17’de verilmiştir.

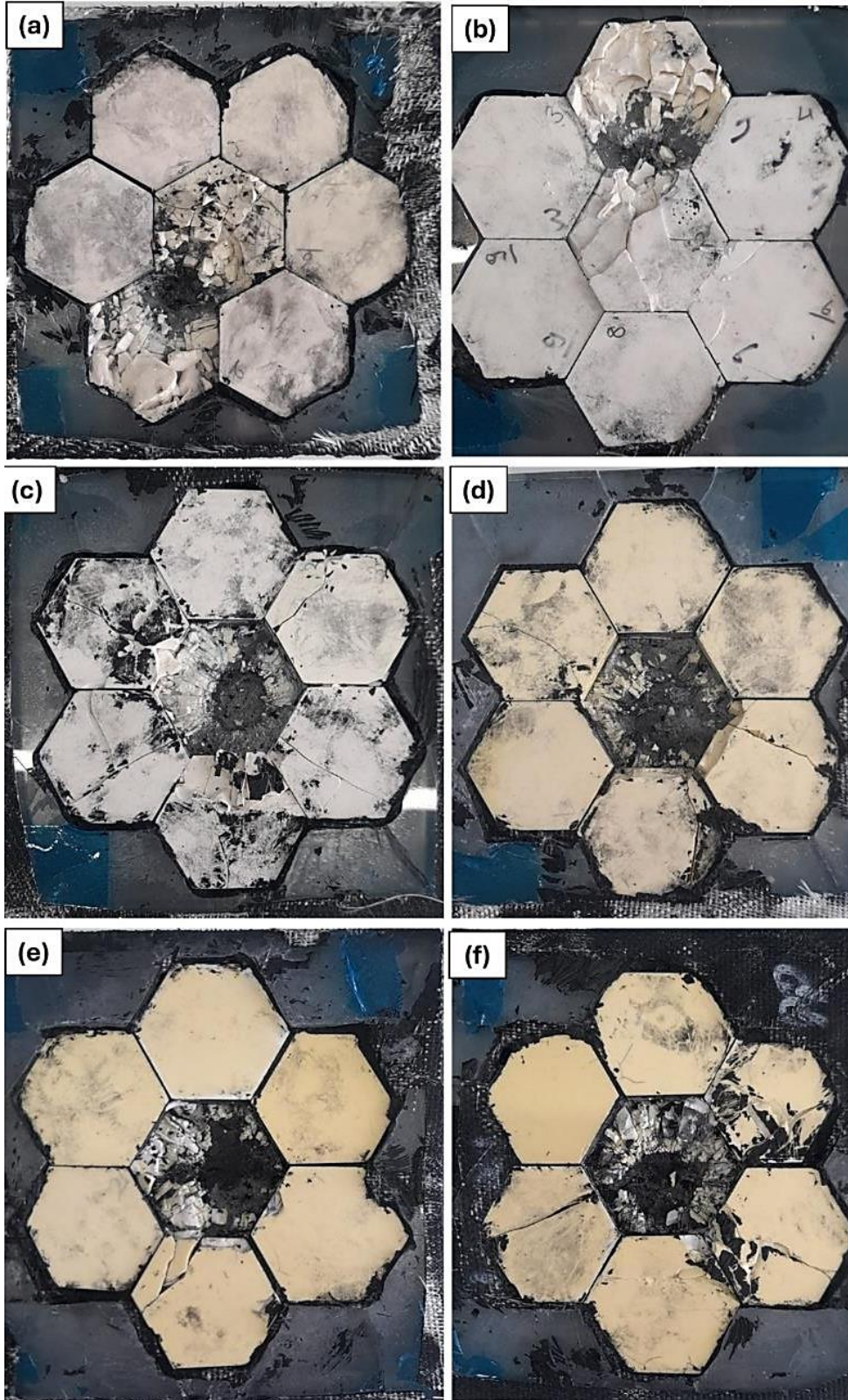


Resim 4.15. Tek başına polikarbonat destek malzemesine yapılan DOP testi sonrası çekilen fotoğraflar

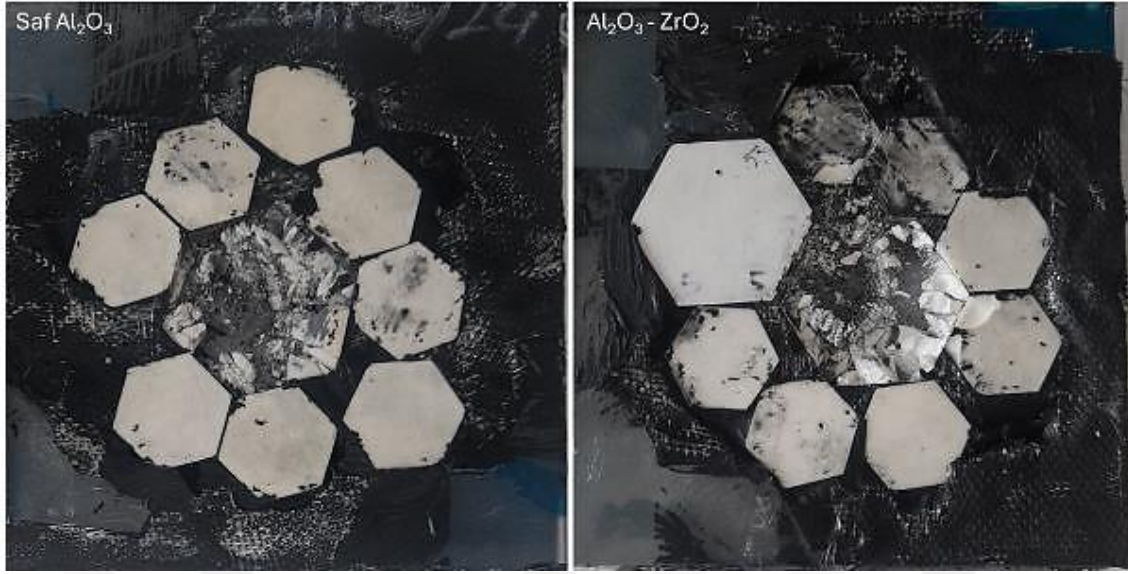


Resim 4.16. Balistik DOP testi sonrası deney numune düzeneklerinin görüntüsü a) saf Al_2O_3 b) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 , c) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 , d) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , e) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 tabakalı, f) orta Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 tabakalı

Numunelerin cam elyaf örtüsü kaldırıldıktan sonra incelemeleri yapıldığında saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numuneleri için merminin tam olarak, tam ortadaki numunenin orta kısmına denk gelmediği yanındaki numune bölgesine de taşıdığı görülmüştür (Resim 4.17(a) ve Resim 4.17(b)). Bu bakımdan bu iki set için ikinci bir test planlanmıştır. Numune üretim süreçleri uzun zaman gerektirdiği için test tekrarının seri olması açısından yedek üretilen altıgen numune merkeze koyulacak şekilde, KİM A.Ş.'de üretilen saf Al_2O_3 numunelerde olabildiğince etrafını çevreleyecek şekilde yeniden test düzeneği hazırlanıp, testler tekrar edilmiştir. Testler önceki testlerle aynı şartlar altında yapılmıştır. Yeni testlerde mermi merkeze konulan numuneye isabet ettirilebilmiştir. Bu numunelerin cam elyaf örtüsü kaldırıldıktan sonra çekilen resimleri de Resim 4.18'de verilmiştir.

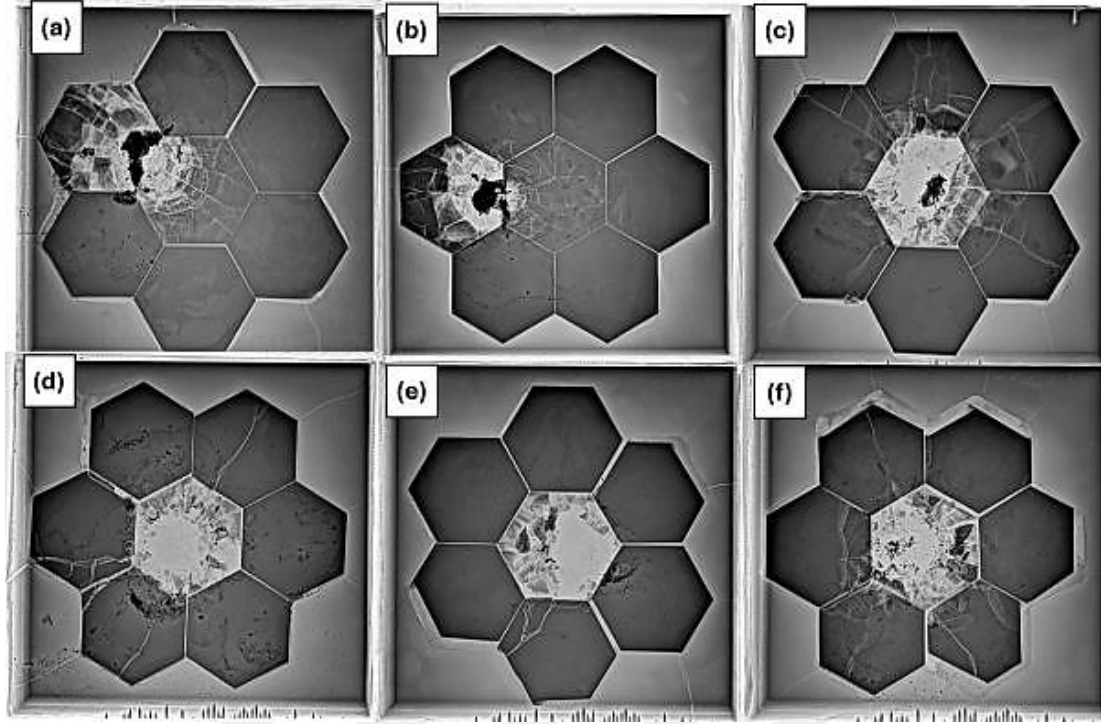


Resim 4.17. DOP testi sonrası cam elyaf örtüsü kaldırılan numuneler a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , c) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 , d) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 , e) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 tabakalı, f) orta Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 tabakalı

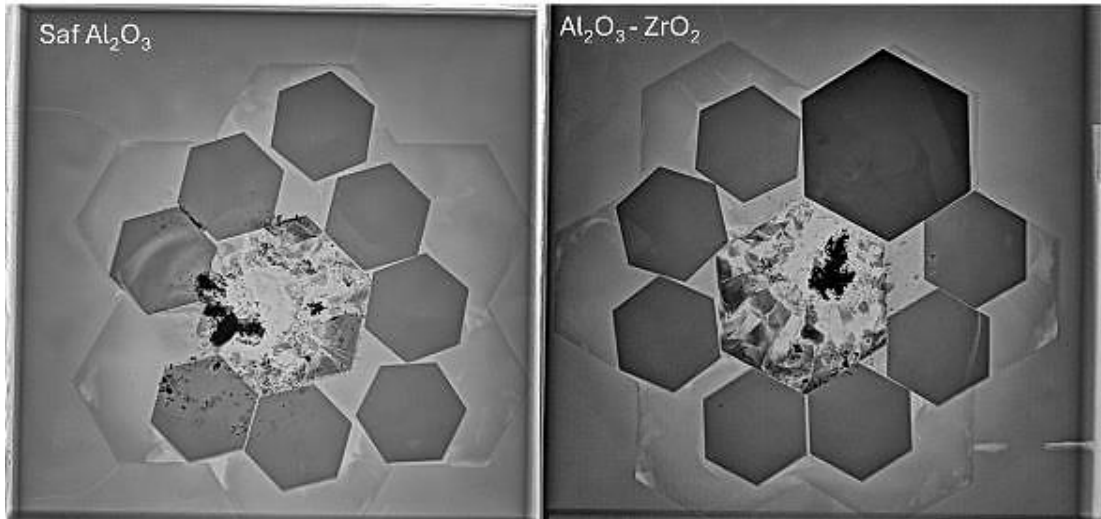


Resim 4.18. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 için yapılan test tekrarına ait numune görüntüleri

DOP testi sonrasında merminin malzemedeki ne kadar hasar yarattığı çıplak gözle görülemediğinden, XCT görüntüleme cihazı ile testler sonrası tüm numune düzeneklerinin röntgenleri çekilmiştir. Ayrıca ilk test numunelerinin üstten çekilmiş röntgenleri Resim 4.19’de test tekrarı yapılan numunelerin ise Resim 4.20’de verilmiştir. Tüm testlerde mermi seramik zırha çarptığında parçalanarak saçılmış, saplanıp kalmamış, polikarbonat destek malzemesinde çok ufak parıltı halinde mermi kalıntıları görülmüştür.



Resim 4.19. DOP testi sonrası numunelerin röntgen görüntüleri a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 - $5\%\text{ZrO}_2$, c) Al_2O_3 - $0,8\%\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $5\%\text{ZrO}_2$, d) Al_2O_3 - $0,8\%\text{Sm}_2\text{O}_3$, e) orta Al_2O_3 - $5\%\text{ZrO}_2$ tabakalı, f) orta Al_2O_3 - $0,8\%\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $5\%\text{ZrO}_2$ tabakalı



Resim 4.20. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 - $5\%\text{ZrO}_2$ kompozisyonları için yapılan test tekrarına ait numunelerin röntgen görüntüleri

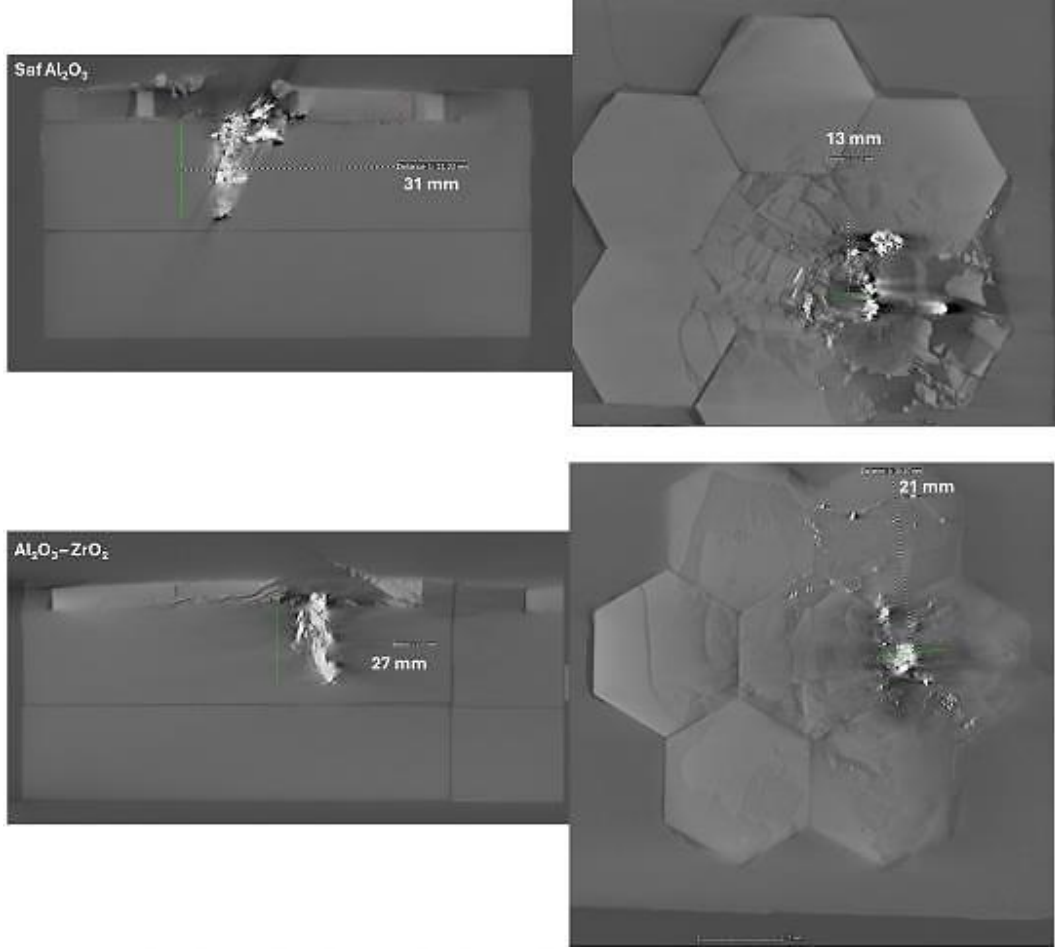
Literatürde DOP testlerinden elde edilen sonuçların analiz edilmesine, karşılaştırılmasına ve balistik seramikler için bir performans faktörünün belirlenmesine yardımcı olan çeşitli

denklemler önerilmiştir. Bu denklemler, daha derinlemesine araştırma için hangi seramiğin yatırım yapmaya değer olduğunu seçmek için yeterli bilgi sağlarlar; bu denklemler DOP testlerini değerlendirmek için bir dizi temel araç oluştururlar. Genel olarak DOP testinde iyi performans göstermeyen malzemeler gerçek koşullarda da iyi performans gösteremezler. Test edilen seramik malzemenin balistik verimi, diferansiyel verimlilik faktörü (DEF, Δec) Eş. 4.2 kullanılarak hesaplanmaktadır [83]. Eşitlikte ρ_b destek malzeme yoğunluğu, P_0 destek malzemesinde referans nüfuz derinliği, P_b mermi seramik zırha çarptıktan sonra arka destek plakaya kalan nüfuz derinliği, ρ_c seramik malzeme yoğunluğu ve t seramik zırh malzemesinin kalınlığıdır. Benzer şekilde balistik seramiklerin kütle verimliliği (E_m), Eş. 4.3 kullanılarak belirlenebilir. Kütle verimliliği, seramiğin türüne ve kalınlığına bağlı olarak artık DOP'taki (P_b) azalmaya göre artar. Ancak kalınlığın artırılması aynı zamanda ağırlığın da artmasına ve dolayısıyla verimliliğin düşmesine neden olmaktadır [3].

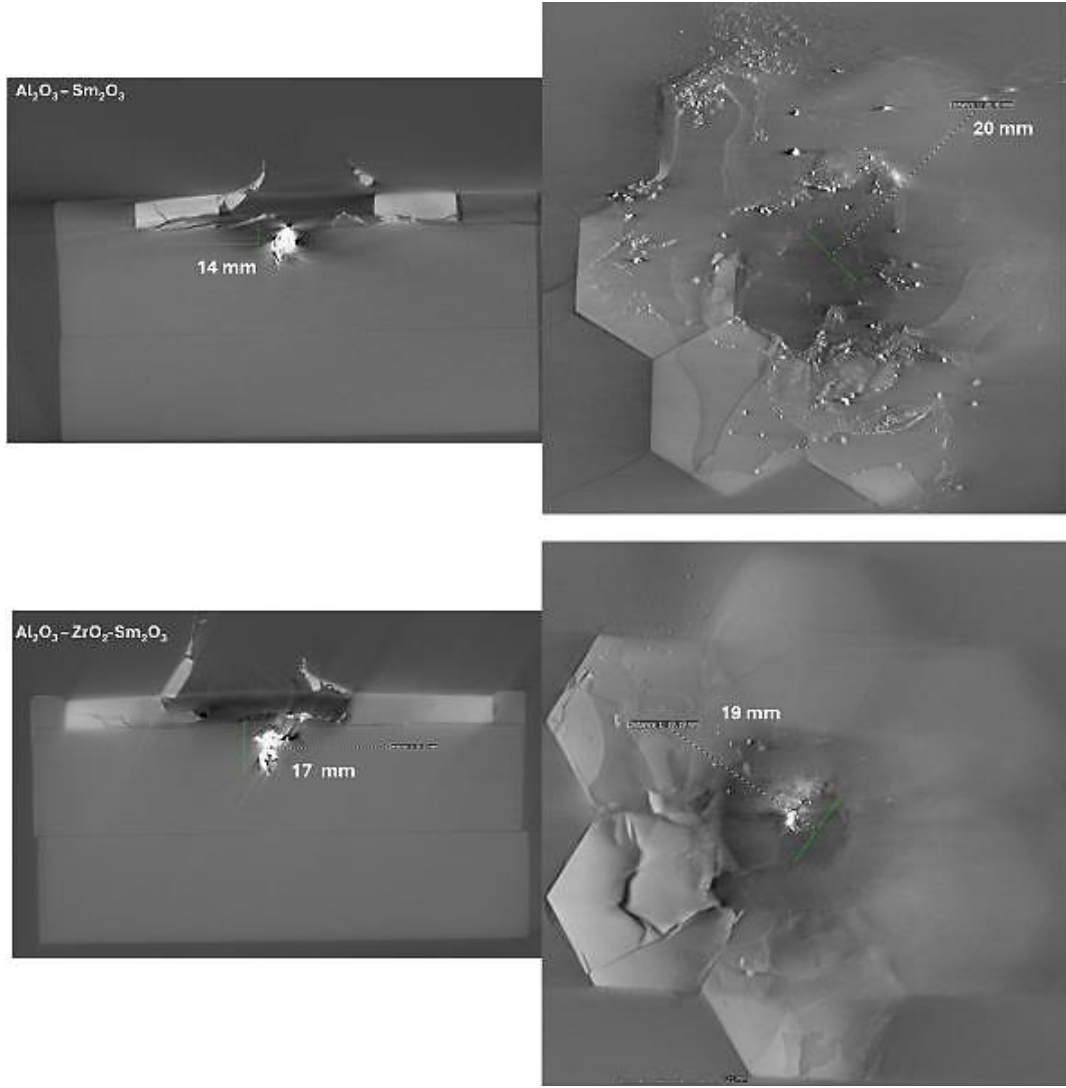
$$\Delta ec = \frac{\rho_b \cdot (P_0 - P_b)}{\rho_c \cdot t} \quad (4.2)$$

$$E_m = \frac{\rho_b \cdot P_0}{(\rho_c \cdot t) + (\rho_b \cdot P_b)} \quad (4.3)$$

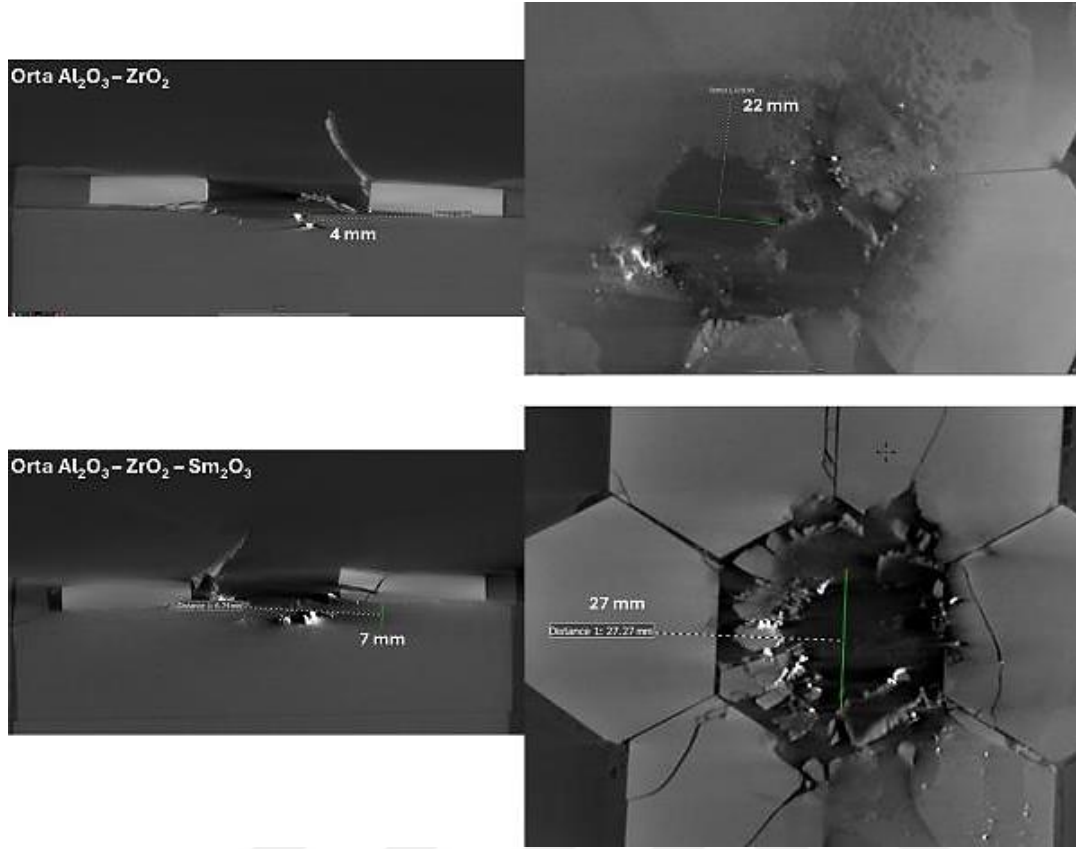
Diferansiyel verimlilik faktörü eşitliğinde de yer alan mermi seramik zırha çarptıktan sonra arka destek plakaya kalan nüfuz derinliğinin (P_b) ölçülmesinde 3 boyutlu XCT tarama görüntüleri kullanılmıştır. Resimler büyük ve belirgin olması açısından ikiye bölünmüş halde verilmiştir. Solda nüfuz derinliğini gösterir fotoğraflar, sağda ise merminin yarattığı hasar krater çaplarını gösteren fotoğraflar yer almaktadır. Resim 4.21'de Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 için, Resim 4.22'de Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 için, Resim 4.23'de ise ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan ve ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç kompozit numuneler için nüfuz derinliği ve krater çapları verilmiştir. Ayrıca Resim 4.24'de saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 için yapılan test tekrarına ait numuneler için de nüfuz derinliği ve krater çapları sunulmuştur.



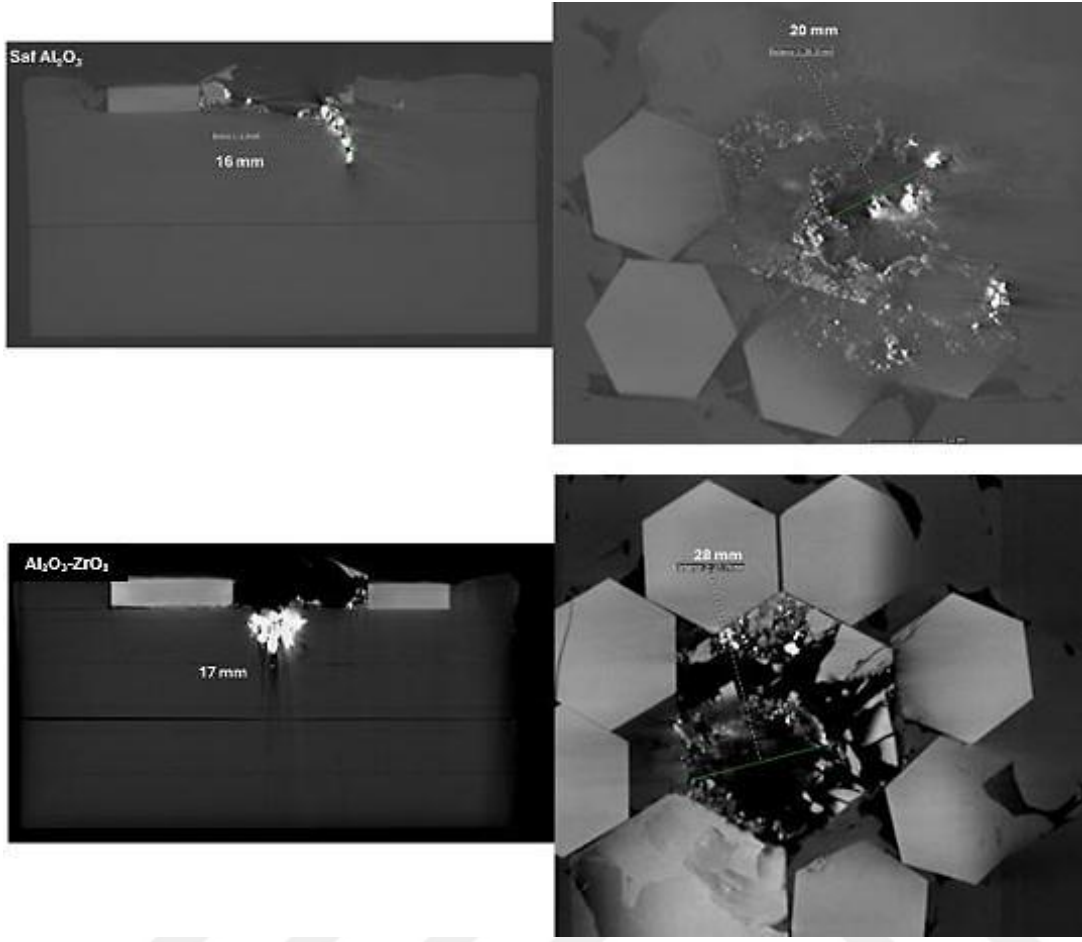
Resim 4.21. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -5% ZrO_2 için nüfuz derinliği ve krater çapları



Resim 4.22. Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 için nüfuz derinliği ve krater çapları



Resim 4.23. Ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan ve ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç kompozit numuneler için nüfuz derinliği ve krater çapları



Resim 4.24. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -5% ZrO_2 için yapılan test tekrarına ait numuneler için nüfuz derinliği ve krater çapları

Çizelge 4.9. DOP testlerine göre elde edilen verilerle hesaplanan diferansiyel verimlilik faktörü ve kütle etkinliği değerleri ile seramik kompozit numunelerin özellikleri

Numune	Arşimet Yoğunluğu (g/cm ³)	Mermi hızı (m/s)	P _b (cm)	t (cm)	Δec	E _m	Krater Çapı (mm)
Al ₂ O ₃ (1)	3,97	839	3,123	0,80	2,54	1,71	13
Al ₂ O ₃ (2)	3,95	843	1,578	0,79	3,18	2,35	20
Al ₂ O ₃ -ZrO ₂ (1)	4,05	832	2,791	0,78	2,68	1,81	21
Al ₂ O ₃ -ZrO ₂ (2)	4,03	842	1,667	0,78	3,12	2,30	28
Al ₂ O ₃ -ZrO ₂ -Sm ₂ O ₃	4,00	834	1,655	0,78	3,15	2,31	19
Al ₂ O ₃ -0,8Sm ₂ O ₃	3,97	826	1,387	0,80	3,19	2,44	20
Orta Al ₂ O ₃ -ZrO ₂ sandviç	4,09	835	0,444	0,75	3,67	3,28	22
Orta Al ₂ O ₃ -ZrO ₂ -Sm ₂ O ₃ sandviç	4,04	842	0,674	0,75	3,63	3,07	27

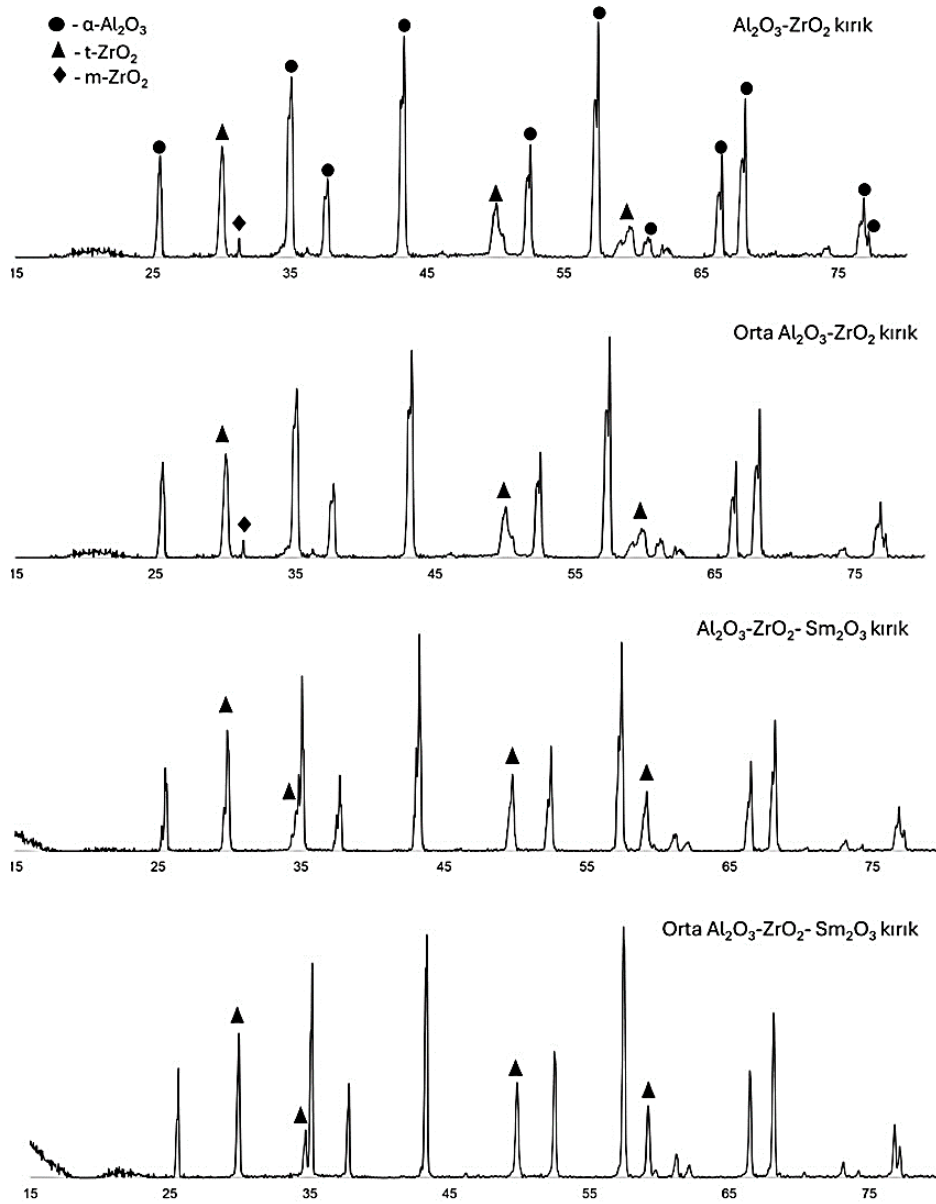
Üretilen sandviç kompozitlerle beraber altı farklı kompozisyon numunelerinin balistik DOP testleri sonrası elde edilen verileri kullanılarak hesaplanan diferansiyel verimlilik faktörü ve kütle etkinliği değerleri Çizelge 4.9’da verilmiştir. Hesaplamalar yapılırken, polikarbonat destek malzemesi yoğunluğu 1,2 g/cm³, P₀ destek malzemesinde referans nüfuz derinliği 9,84 cm olarak alınmış, merminin çarptığı numunenin Arşimet yöntemi ile ölçülen yoğunluğu ve o numunenin kalınlığı hesaba katılmıştır. P_b değerleri hassasiyet açısından küsuratlı olarak verilmiştir. Saf Al₂O₃ ve Al₂O₃-%5ZrO₂ için 2’şer test yapıldığından test sonuçları (1) ve (2) olarak gösterilmiştir. DOP testi, üretilen bu seramik ve kompozitlerin olası balistik performanslarını karşılaştırmaya yönelik olarak gerçekleştirilmiştir. Çizelge 4.9 incelendiğinde, mermi seramik zırha çarptıktan sonra arka destek plakaya kalan nüfuz derinliği açısından (P_b) en düşük değer (4,44 mm) ortası Al₂O₃-%5ZrO₂ kompozisyonuna sahip olan sandviç kompozit numune için elde edilmiştir. En düşük ikinci değer de ortası Al₂O₃-%5ZrO₂-%0,8Sm₂O₃ kompozisyonuna ait olan diğer sandviç numunede (6,74 mm) sağlanmıştır. En yüksek P_b değerleri ise ilk yapılan saf Al₂O₃ (31 mm) ve Al₂O₃-%5ZrO₂

(28 mm) numunelerinin testlerinde meydana gelmiştir. Bu durum, bu numunelere olan atışlarda merminin kenara, iki numune arasındaki zayıf bölgeye denk gelecek şekilde isabet etmesiyle ilgilidir. Tekrar edilen testlerde P_b değerleri düşerek her iki grup numune içinde 16-17 mm mertebelerine düşmüştür. Diğer kompozisyonlar Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 ve Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 için ise ikinci kez test edilen numunelere yakın (13,87-16,55 mm) P_b değerlerinin meydana geldiği görülmektedir. Diferansiyel verimlilik faktörü ve kütle etkinliği değerleri açısından da en yüksek balistik performans az bir fark ile başta ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonuna sahip olan sandviç kompozit numune olmak üzere sandviç kompozit numunelere aittir.

Malzeme statik mekanik özellikleri yönünden düşünüldüğünde, en yüksek elastik modülü saf Al_2O_3 (392 GPa) için elde edilmiş olmasına karşın, Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 için 367 GPa ile en düşük, sandviç kompozitler de dahil olmak üzere diğer tüm kompozisyonlarda 382 GPa ile saf Al_2O_3 'ya yakın elastik modülü değerleri bulunmaktadır. Yüksek elastisite modülünün çarpma sırasında bekleme süresini (dwell time) uzattığı bilinmektedir [84]. Bu durum merminin seramik tarafından aşınmaya ve tahribata maruz kalma süresi gibi düşünülebilir. Daha yüksek elastisite modülü, daha uzun bir bekleme aşaması sağlar ve balistik performansı olumlu etkiler. Ancak burada karşılaştırılan kompozisyonlar için elastisite modülü değerlerinin genel olarak birbirine yakın olmasının balistik performansta dikkate değer bir etki yaratmadığı düşünülmektedir. Çalışmalar, balistik darbelere maruz kalan seramik gövdelerdeki hasarın eğilme/bükülme gerilmeleri tarafından yönetildiğini göstermektedir. Merminin çarpmasıyla balistik plakanın bükülmesinden kaynaklanan yüksek çekme gerilmeleri nedeniyle seramiğin arka yüzeyinde çatlaklar başlar. Bu hasar mekanizmasına dayanarak çekme mukavemeti, bir malzemenin performansına atfedilebilecek parametrelerden biridir. Yüksek eğilme mukavemeti, seramiğin kırılana kadar önemli bir çekme yüküne dayanabileceği anlamına gelir. Bu nedenle eğilme mukavemeti, bir seramiğin çoklu balistik darbelere dayanma kabiliyetine katkıda bulunan özelliklerden biridir [3]. Karşılaştırılan kompozisyonlar içinde en yüksek eğilme mukavemeti 415 MPa ile Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitine aittir. Daha sonra 376 MPa ile Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompoziti gelmektedir. Saf Al_2O_3 ve sandviç kompozitler benzer (250 MPa) mukavemete sahipken, oldukça iri tane boyutu ile Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompoziti en düşük (193 MPa) eğilme mukavemetine sahip olan malzeme olmuştur. Ayrıca kırılma tokluğunun da özellikle çoklu vuruş durumları için mümkün olduğu kadar yüksek olması

arzu edilir; bu, durum çok ince parçalar halinde kırılmayı engelleyebilmektedir. En düşük mukavemete sahip Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 aynı zamanda en yüksek tokluğa da ($6,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) sahip olan kompozisyon olduğu için, yüksek tokluk neticesinde mukavemet kaybının dengelenmiş olduğu, böylelikle Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozitine benzer P_b değeri sağlandığı düşünülmektedir.

ZrO_2 içeriğe sahip kompozisyonların DOP testi sonrası kırık yüzeylerinden alınan XRD verilerine göre çizilen grafiklerini Şekil 4.7 göstermektedir. Al_2O_3 -%5 ZrO_2 ve merkezi Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan numunelerde dönüşüm toklaşmasına işaret eden monoklinik ZrO_2 faz piki elde edilmiştir. Ancak ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 olan sandviç yapı ile Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 seramik kompoziti için tetragonal ZrO_2 faz piki dışında başka faz piki görülmemiştir. Bu durum ZrO_2 ve Sm_2O_3 katkılarının beraber katı çözelti oluşturması ve dönüşüm için nispeten daha az tetragonal ZrO_2 fazının kalmış olması ile ilgili olabilir. Herhangi bir zımpara işlemine maruz kalmayan ve direkt DOP testi sonrası XRD analizine tabi tutulan bu numunelerde tokluğa katkı sağlayan dönüşüm varlığı hacimce %5 ZrO_2 içeriği için tespit edilebilmiştir.

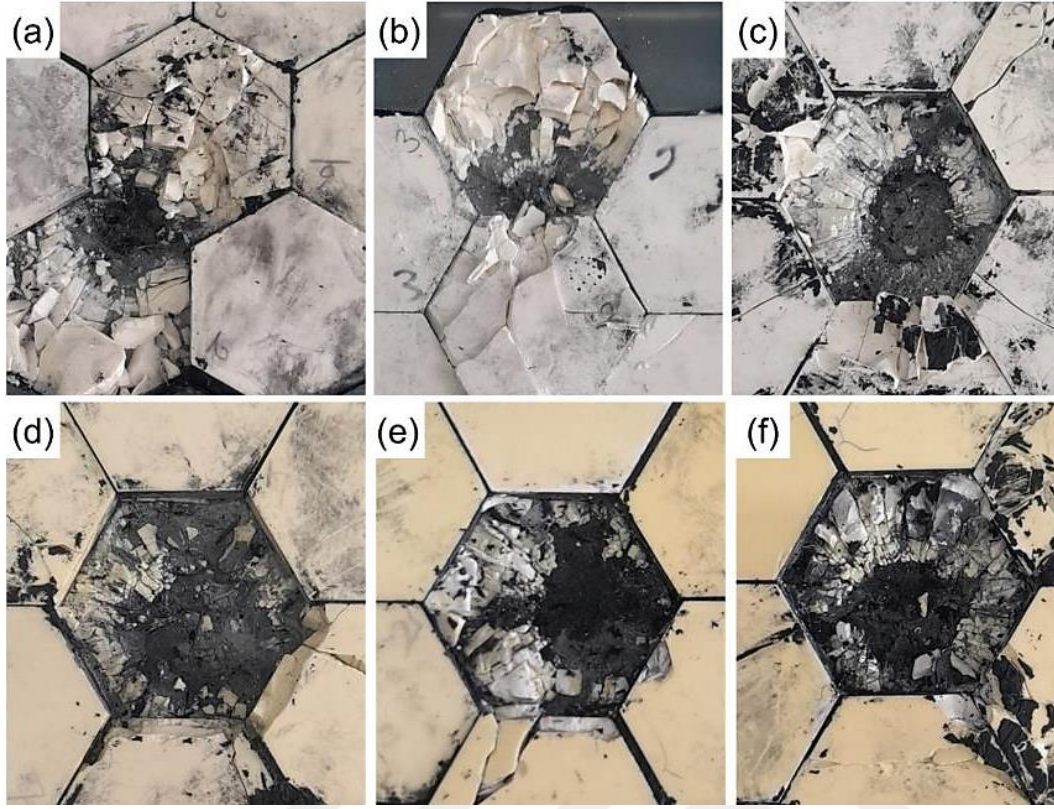


Şekil 4.7. ZrO₂ içeriğe sahip numunelerin DOP testi sonrası kırık yüzeyleri XRD grafikleri

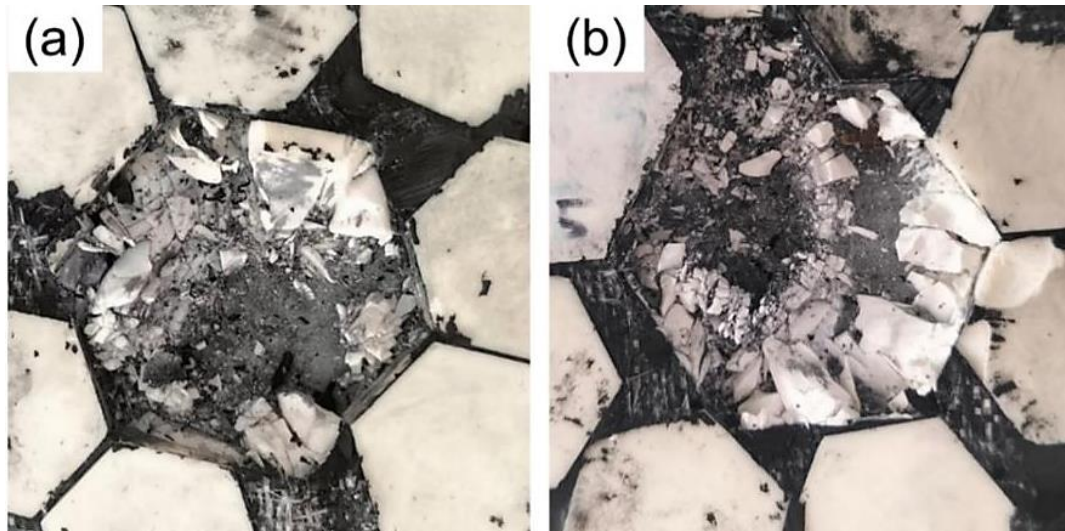
Seramiğin mermi üzerindeki aşınma etkisini arttırmak için seramiğin sertliğinin artırılmasının yanı sıra seramiğin tokluğunun da artırılması gerekmektedir. Sert bir seramik, bir mermiyle vurulduğunda merminin yapısını ve şeklini değiştirebilir. Bu, mermi delme kabiliyetinin azaltılmasına ve mermi hareket yönünün değiştirilmesine olanak sağlar. Buna karşılık, toklaştırılmış bir seramik, çatlak büyümesini geciktirerek seramiğin mermiye karşı aşınma etkisini artırır [3]. En yüksek sertliğe sahip olan saf Al₂O₃ ile en düşük sertliğe sahip olan Al₂O₃-%5ZrO₂ kompozitinin balistik performansı nispeten yakındır. Aynı şekilde

en yüksek tokluğa sahip ancak yüksek sertliğe sahip olmayan ve en düşük eğilme mukavemetli Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 seramik kompoziti ile saf Al_2O_3 P_b değerleri de yakındır. Bu durumun sertlik-tokluk-mukavemet veya sertlik-mukavemet-tokluk dengesinin aynı malzeme için kurulamaması kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Tek bir mekanik özelliğin yüksek veya düşük olması, balistik performans hakkında yargıda bulunmak için yeterli olmamaktadır. Ayrıca burada balistik performansın daha doğru değerlendirilebilmesi için daha fazla sayıda balistik test yapılması gerekmektedir.

Resim 4.25 ve Resim 4.26’da DOP testinde merminin isabet ettiği numunelerin kırık bölge ayrıntıları verilmiştir. Mermi çarpması sonrası numunelerdeki hasara genel olarak bakıldığında, hedefin merkezindeki seramikler ince olacak şekilde parçalanmıştır. Parçalanmış seramikler ve krater deseni de, seramik karoları polikarbonat destek plakasına yapıştırmak için kullanılan yapışkan tabaka tarafından yerinde tutulmuştur. Bu nedenle cam elyaf örtüsü sökülüp çekilen bu fotoğraflarda koni kırılma yapısı genel olarak numuneler için çok belirgin değildir. Çarpmanın merkezinden uzağa yayılan hem çevresel hem de radyal çatlakları içeren çam kozalağı şeklindeki kırılma modeli, dinamik kırılmanın tipik bir örneğidir. Merminin çarptığı noktanın hemen çevresindeki seramik, ince bir toz halinde ufalanmıştır. Bu noktadan uzakta, kraterdeki parçalanmış seramik, basamak benzeri kırılma yüzeyleri oluşturan radyal ve çevresel çatlaklarla karakterize edilmektedir. Kraterin dışında, radyal çatlaklar parçanın kenarlarına kadar uzanmaktadır.

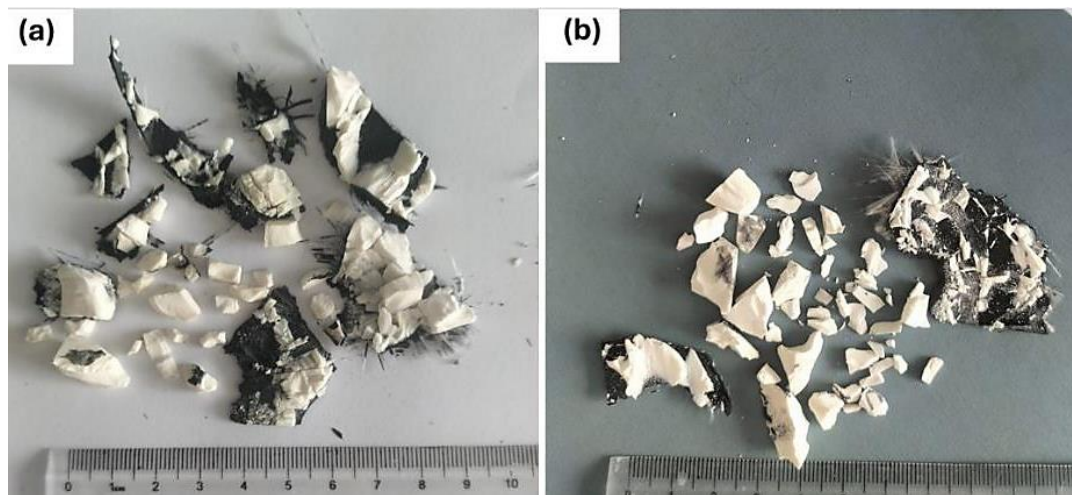


Resim 4.25. DOP testi sonrası numunelerdeki hasar bölgeleri a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$, c) Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$, d) Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$, e) orta Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ tabakalı, f) orta Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$ tabakalı

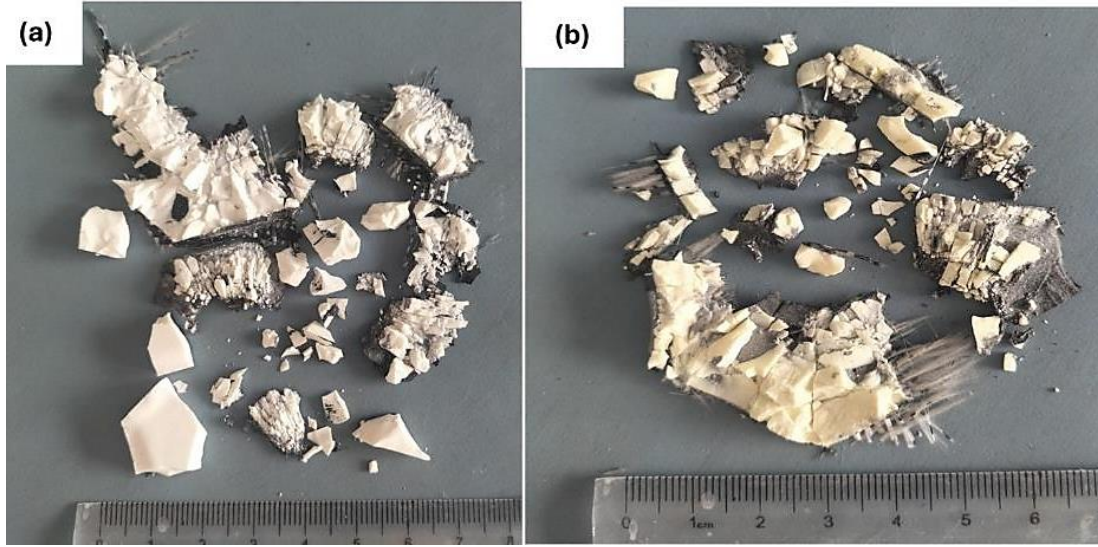


Resim 4.26. DOP testi ikinci kez tekrar edilen numunelerdeki hasar bölgeleri a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$

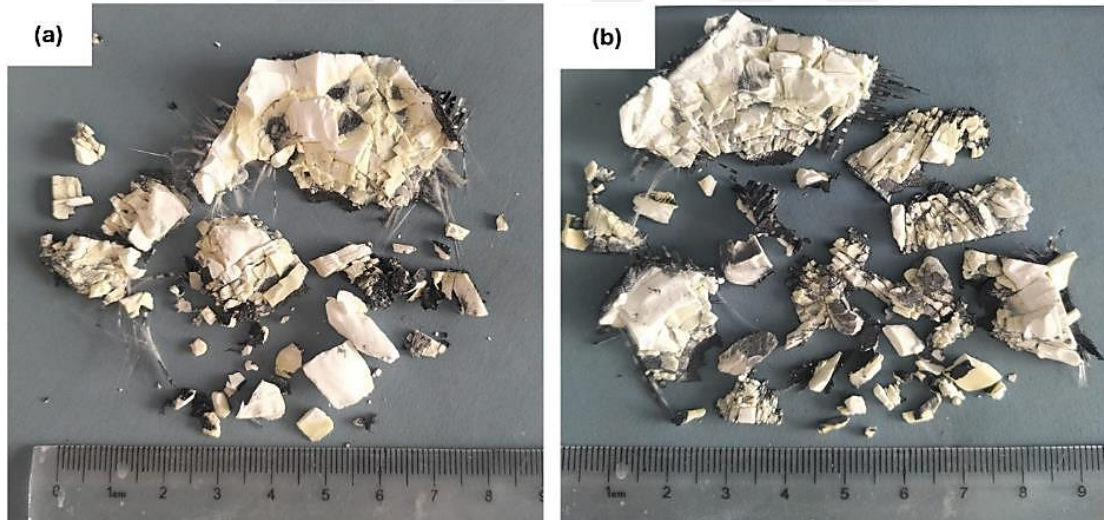
Ayrıca Bkz. Resim 4.19 da görüldüğü üzere, merminin çarptığı seramik karonun yanındaki numunelerin hasar alması yönünden bir inceleme yapılırsa, en az çevre numune hasarı ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonuna ait olan sandviç numunelerde görülmüştür. Merminin ilk vurduğu bölgeye tekrar denk gelemediği düşünüldüğünde bu malzemenin çoklu darbe hasarına daha uygun olduğu düşünülebilir. Test tekrarı yapılan numunelerde sıkı bir istif düzeni sağlanamadığı için çevreleyen numune hasarı yönünden de yorum yapılamamıştır. Numunelerin kırık parçalarının fotoğrafları Resim 4.27, Resim 4.28, Resim 4.29 ve Resim 4.30'da görülmektedir İlk test için saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 karolarda kırık numune parçaları nispeten daha büyük olmuştur ve kırılma şeklini çok iyi yansıtmamaktadır. Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 , Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve sandviç numunelerde ise daha ince kırık parçalar halindedir. İkinci kere test edilen saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 karolardan saf Al_2O_3 numunedeki kırık parçalar ilk deneye göre biraz daha ince parçalar halinde görülmüştür. Fotoğraflarda kırık parçalar, cam elyafa siyah yapışkanla yapışan parçalarla beraber verilmiştir. Malzemede daha fazla sayıda küçük kırık parça, daha fazla radyal çatlak, merminin kinetik enerjisini dağıtmada daha etkili olmasına neden olabilir. Ancak bu durum daha az çoklu vuruş kapasitesi getirmektedir. Darbe kraterlerinin büyüklüğü yönünden bakıldığında, daha ufak krater, daha az radyal çatlakla beraber hasarın daha lokalize olmasına neden olmaktadır ve penetrasyon derinliği artmaktadır [86]. Ancak burada hasar krater çapı ile P_b değerleri arasında doğrudan bir ilişki kurulamamıştır. Örneğin en düşük P_b değerine sahip olan ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonunda sandviç numune krater çapı 22 mm iken, P_b değeri 17 mm'ye yaklaşan Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numunesi için 28 mm'dir.



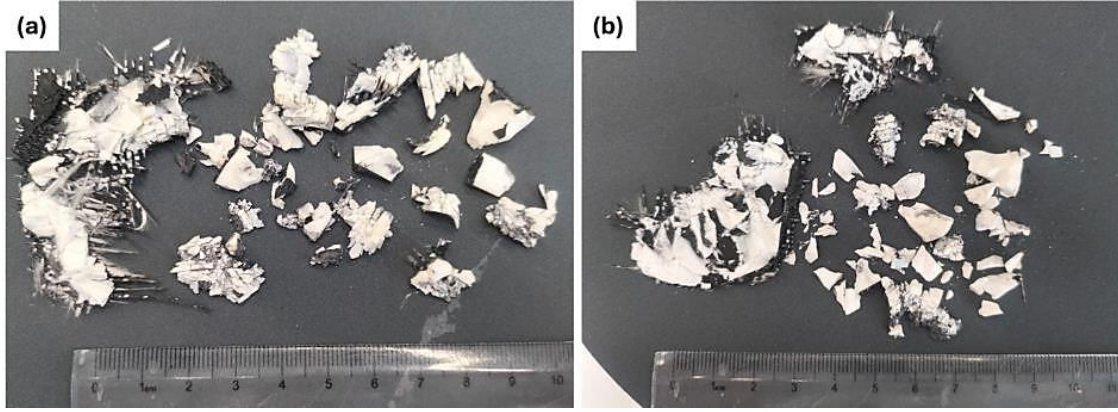
Resim 4.27. DOP testi sonrası kırık a) saf Al_2O_3 ve b) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 numune parçaları (ilk test)



Resim 4.28. DOP testi sonrası kırık a) Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 ve
b) Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 numune parçaları

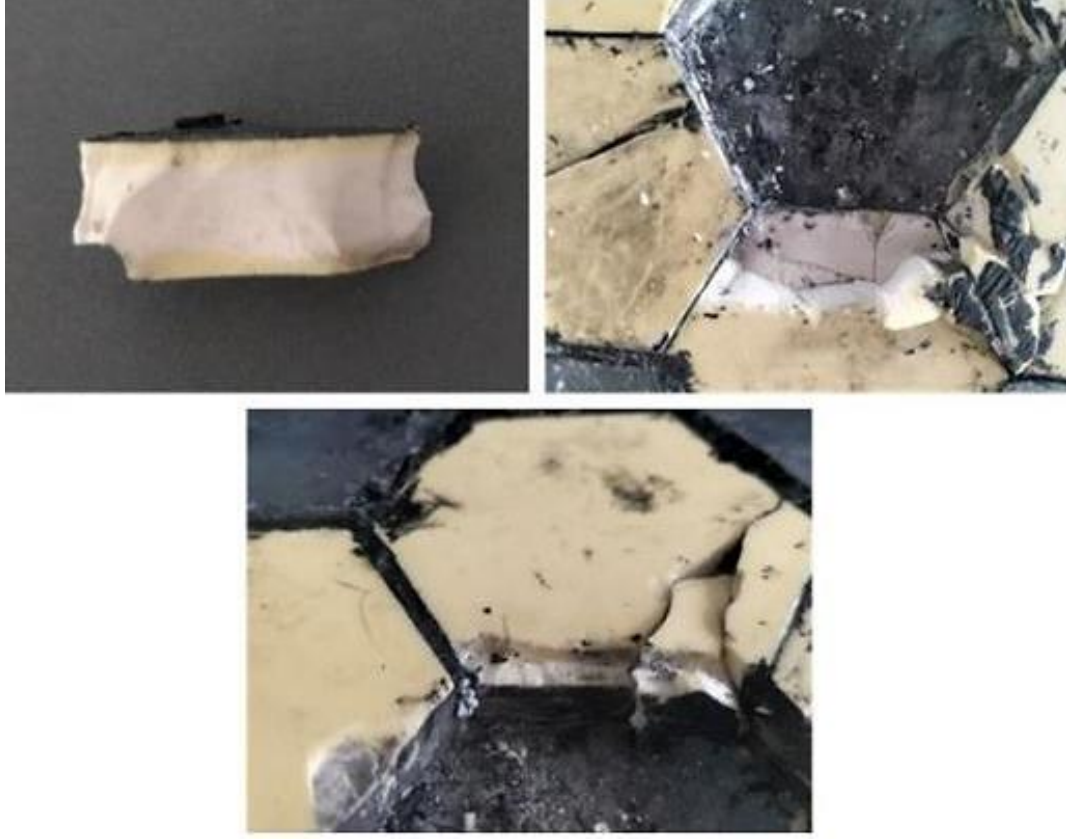


Resim 4.29. DOP testi sonrası kırık a) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 sandviç ve
b) orta Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 sandviç numune parçaları

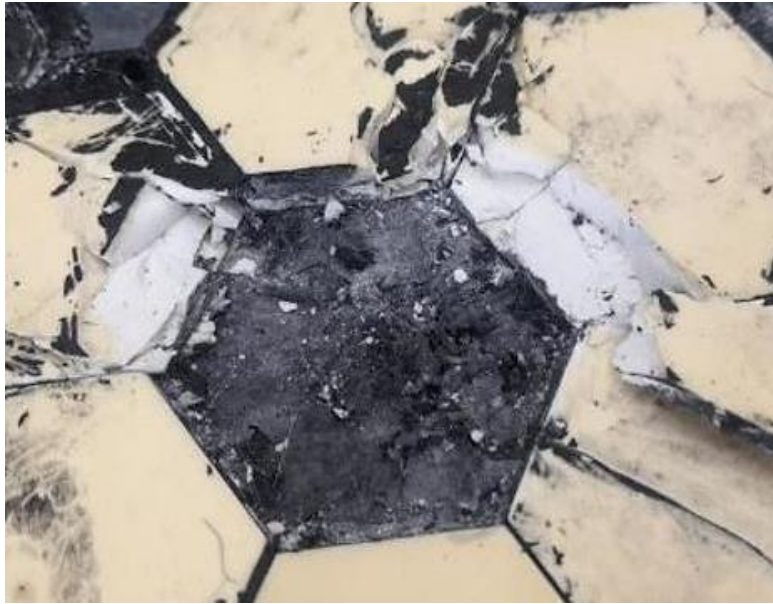


Resim 4.30. Test tekrarı yapılan a) saf Al_2O_3 ve b) Al_2O_3 -5% ZrO_2 için DOP testi sonrası kırık numune parçaları

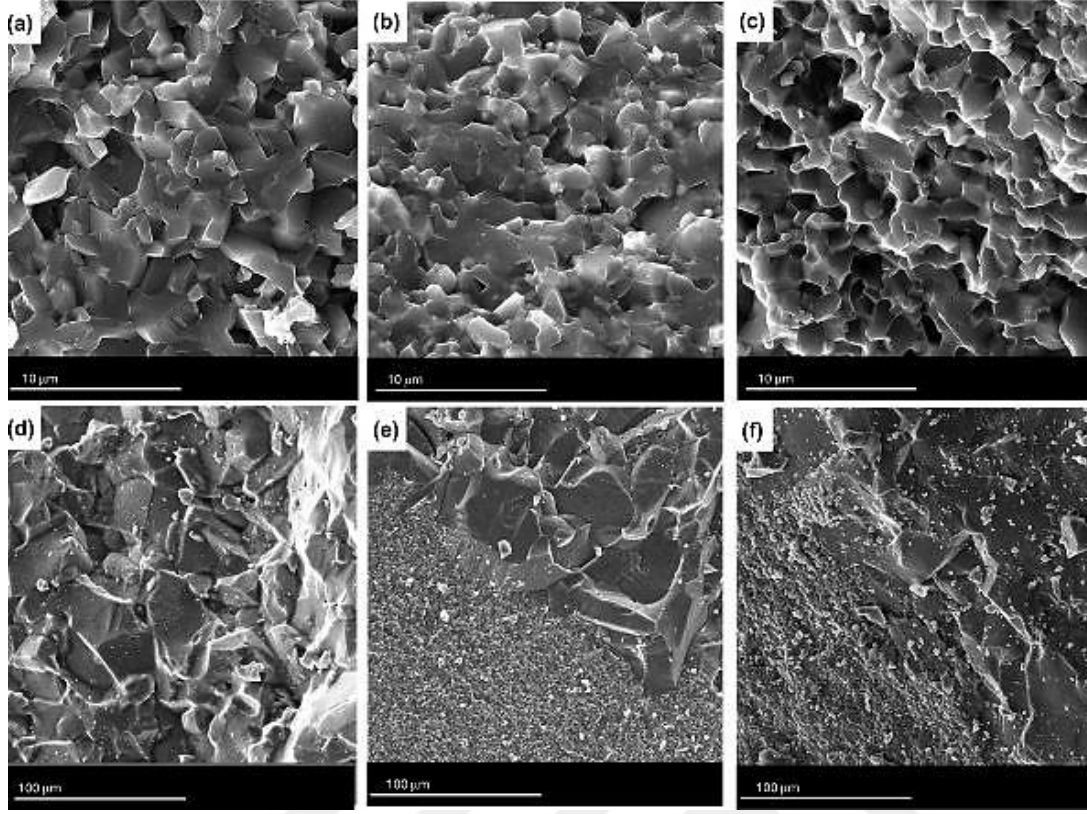
Genel anlamda ortası Al_2O_3 -5% ZrO_2 kompozisyonuna sahip olan sandviç kompozit numune ile ortası Al_2O_3 -5% ZrO_2 -0,8% Sm_2O_3 olan sandviç kompozit numune, balistik testlerde diğer kompozisyonlara göre daha iyi performans sergilemiştir. Resim 4.31 ve Resim 4.32’de sandviç numuneleri için merminin çarptığı hasarlı bölgenin yakın fotoğrafları verilmiştir. Merminin tam olarak isabet ettiği orta numune parçaları alındıktan sonra fotoğraflar çekilmiştir. Her iki kompozisyon içinde kademeli çatlama bölgelerinin varlığı merminin isabet ettiği numunenin yan tarafında yer alan numunelerde görülmektedir. Kompozisyonel değişime sahip bu üç katlı sandviç yapılarda üst ve orta tabakalar daha önce de değinildiği üzere difüzyonel olarak sıkı sıkıya bağlanmıştır. Darbe esnasında bu tabakaların ayrılmaya zorlanması, tabakaları oluşturan kompozisyonların tane boyutları ve dolayısıyla kırılma karakterlerinin de farklı olmasıyla (yüzeyde tane içi orta bölgede karışık kırılma modu) daha fazla enerji sönmülenebildiği düşünülmektedir. Numunelerin darbeye maruz kalan bölgelerinden alınan kırık yüzey SEM görüntüleri Resim 4.33’de görülmektedir. Saf Al_2O_3 ve Al_2O_3 -5% ZrO_2 numunelerde karışık yani hem tane içi hem de taneler arası kırılma modu hakim iken, Al_2O_3 -5% ZrO_2 -0,8% Sm_2O_3 kompozisyonu için taneler arasının hakim olduğu karışık kırılma modu meydana gelmiştir. Al_2O_3 -0,8% Sm_2O_3 numune neredeyse tamamen tane içi kırılma karakterinde iken sandviç numunelerde kompozisyonel geçişe bağlı kırılma modunda da geçiş görülmüştür. Bu durumun merminin enerjisini azaltmada rol oynadığı düşünülmektedir.



Resim 4.31. Ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç numunenin DOP testi sonrası kırılma bölgesi ve tabakalı olduğunu gösterir kesit resmi



Resim 4.32. Ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonu olan sandviç numunenin DOP testi sonrası kırılma bölgesi



Resim 4.33. Balistik test sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri a) saf Al_2O_3 , b) Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$, c) Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$, d) Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$, e) orta Al_2O_3 - $\%5\text{ZrO}_2$ tabakalı, f) orta Al_2O_3 - $\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ - $\%5\text{ZrO}_2$ tabakalı

Genel olarak, gerilim dalgası teorisine dayanarak, dalga bir ortamdan bitişik bir ortama geçtiğinde, bu iki ortamın dalga empedansları farklıysa, ara yüzeyde yansıma dalgası ve iletim dalgası oluşur. Mermi, tek katman bir seramik ve arkasına yapıştırılmış bir destek malzemesine çarptığında, yaratılmış basma dalgası ara katmanda seramik ve yapıştırıcının dalga empedansları arasındaki büyük farktan kaynaklanan büyük yansıma katsayısına sahip bir çekme dalgası olarak yansıyacaktır. Ancak, fonksiyonel dereceli malzemeler gibi tabakalı yapılar darbe aldığı anda, yaratılmış basma dalgası, tabakalı yapının bitişik katmanlarının benzer dalga dirençleri nedeniyle küçük bir yansıma katsayısı ile bir basma dalgası olarak yansır. Daha yüksek yansıma katsayısı, yansıtılan gerilim dalgasının daha yüksek olmasına neden olur. Büyük çekme dalgası, seramiğin çekme gerilmesine karşı zayıf direnç yeteneği nedeniyle seramiğin kolayca kırılması ile sonuçlanır [85]. Bu çalışmada da katmanlı sandviç yapı formunda olan kompozit numunelerde katmanların benzer dalga empedanslarına sahip olmasının malzemenin balistik direncini arttırdığı düşünülmektedir.

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışma kapsamında, Al_2O_3 esaslı ZrO_2 ve Sm_2O_3 katkılarını içeren sandviç lamine kompozit numune üretimleri yapılarak, bu numunelerin yoğunlaşma, mikroyapı, mekanik özellik ve balistik performans incelemeleri karşılaştırmalı olarak gerçekleştirilmiştir. Karşılaştırma amaçlı olarak saf Al_2O_3 , Al_2O_3 -%5 ZrO_2 , Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 ve Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonlarına ait numuneler de üretilmiştir. Sandviç numuneler, yüzey/merkez kalınlık oranı kabaca 1:6 olacak şekilde, yüzeyleri Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonu olan merkezi ise ya Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan ya da Al_2O_3 -%5 ZrO_2 -%0,8 Sm_2O_3 kompozisyonunda olan yapılar halinde hazırlanmıştır. Çalışma oluşturulurken belirlenen hedeflere ve başarı ölçütlerine göre elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

* Genel olarak numuneler için Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompoziti ve ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonuna sahip sandviç numuneler hariç, %98,5 relatif yoğunlaşma yüzde değerleri elde edilebilmiştir. Sm_2O_3 ve ZrO_2 'nin beraber ilavesinin yoğunlaşmayı olumsuz yönde etkilediği görülmüştür. Her iki kompozisyona sahip olan sandviç numunelerde de yekpare çatlaksız numuneler elde edilebilmiştir. Ancak yoğunlaşma yönünden ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç kompozit, ortası Al_2O_3 -%5 ZrO_2 olan sandviç kompozitine kıyasla daha zayıf kalmıştır. Saf Al_2O_3 'de 17 GPa sertlik, 254 MPa mukavemet, 3,79 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ tokluk elde edilmişken, ortası Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 -%5 ZrO_2 sandviç kompozit için 14 GPa sertlik, 256 MPa mukavemet, 4,61 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ tokluk elde edilmiştir. Bu sandviç numunede yüzeyler Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 kompozitine ait olduğundan sertlik de bu malzeme için yine 14 GPa dolaylarında elde edildiğinden, sandviç yapıda kompozit üretiminin sertliğe bir katkısı olmamıştır. Yüzey bölge kompozisyonu Al_2O_3 -%0,8 Sm_2O_3 için ise kırılma tokluğu 6,5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ dolaylarındadır. Bu bakımdan sandviç lamine kompozit yapılardan Sm_2O_3 ve ZrO_2 katkısını beraber içeren kompozisyon için yüzeyde ve merkez bölgede tok bir yapı elde edilmiştir. Mukavemette sandviç kompozit için saf Al_2O_3 ile benzerdir.

* 50°-1094°C arasında ölçülen termal genleşme katsayısı verilerine göre, merkezde Al_2O_3 +%5 ZrO_2 kompozisyonu olan sandviç numuneler için beklenen termal genleşme katsayısı farkının oluşmadığı anlaşılmıştır. Yüzey kompozisyonunda SmAlO_3 fazının varlığının, teorik olarak düşünülen farkların oluşmasını etkilediği düşünülmüştür. Merkez

bölgesinde $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonuna sahip sandviç numunede ise, merkez ve yüzey termal genleşmeleri arasında $0,2 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ 'lik bir fark olduğu hesaplanmıştır. Merkezi $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonuna ait olan sandviç numunede, merkezi $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ olan sandviç numuneye göre çok az da olsa, daha yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu elde edilmiştir. Bu bakımdan merkez bölge kompozisyonu $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ olan sandviç kompozit için yüzey-merkez termal genleşme katsayısı farkının, mekanik özellikleri etkileyebilme ihtimalinin daha yüksek olduğu görülmüştür.

* Dilatometre analizinin yanı sıra, XRD kalıntı gerilme analizleri de yapılmıştır. X-ışını kırınım yöntemi kullanılarak artık gerilimin ölçülmesinde, kristal kafesteki gerilim ölçülerek ilgili artık gerilim, uygun kristal kafes düzleminin doğrusal elastik distorsiyonu varsayılarak elastik sabitlerden (elastisite modülü, Poisson oranı) belirlenmiştir ($\sin^2\psi$ tekniği). $\text{Al}_2\text{O}_3-\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ baz numunesine göre (-35 MPa) daha yüksek artık basma gerilmesi değerleri veren sandviç numuneler için (ortası $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonu olan sandviç numune için en yüksek -176 MPa, ortası $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ olan için ise en yüksek -63 MPa) ısı genleşme farkının etkisi olduğu görülmektedir. Merkezi $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonuna ait olan sandviç numunede, merkezi $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ olan sandviç numuneye göre çok az da olsa, daha yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu elde edilmiştir. Bu bakımdan merkez bölge kompozisyonu $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2+\%0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ olan sandviç kompozit için yüzey-merkez termal genleşme katsayısı farkının daha etkin olduğu kanısına varılmıştır.

* Yapılan çalışmalar neticesinde XRD yöntemini kullanarak üretilen numunelerin kristal yapı ve fazları belirlenmiştir. Isıl dağlama sonrası mikroyapıyı yorumlamaya uygun olacak şekilde SEM görüntüleri alınabilmektedir. Mukavemet testleri sonrası kırılan numunelerde tetragonal-monoklinik dönüşümü olup olmadığına bakılmıştır. ZrO_2 ve Sm_2O_3 ilavesinin beraber yapıldığı kompozisyon dışında beklenmedik bir yapı/faz elde edilmemiştir. ZrO_2 ve Sm_2O_3 ilaveli kompozitte çubuksu yapıda SmAlO_3 faz oluşumu gözlenememiş, ZrO_2 ve Sm_2O_3 katı çözelti oluşumu ile kaba taneli bir yapı elde edilmiştir. Mevcut üretim şartları ve ZrO_2 katkısı ile üretilen kompozit numuneler için tetragonal zirkonya pikleri sinterleme sonrası görülmüştür. Mekanik testler sonrası monoklinik zirkonya varlığına işaret eden pikler görülmezken, balistik testler sonrası ortası $\text{Al}_2\text{O}_3+\%5\text{ZrO}_2$ kompozisyonu olan

sandviç numuneler için faz dönüşümüne işaret eden bu pikler saptanmıştır. Numunenin zımpara işlemine tabi tutulma durumu, ZrO_2 katkı oranının nispeten düşük olması (hacimce %5) numunenin maruz kaldığı yük seviyesi (yarı statik-darbe), katı çözelti oluşumu gibi etkenlerin, tetragonal-monoklinik ZrO_2 dönüşümünü gösteren XRD piklerinin elde edilmesinde etkili olduğu görülmüştür.

* Üretilen tüm kompozisyonların disk formu numunelerinin testleri sonucu hepsi için 350 GPa üzeri elastisite modülü değerleri elde edilmiştir. Tüm üretilen numuneler eşikieksenli eğme mukavemet testine tabi tutularak kırılma mukavemetleri hesaplanmıştır. Ancak, 450 MPa üzeri mukavemet üretilen numunelerin hiçbiri için elde edilmemiştir. Hem Sm_2O_3 ilavesi sonucu kaba taneli bir mikroyapı elde edilmiş olması hem de uygulanan bu test yönteminde numunenin bir üç nokta eğme testine göre çok daha fazla bölgesinin çekme gerilme etkisi altında kalması nedeni ile genel olarak 450 MPa altında mukavemet değerleri ince Al_2O_3 taneli numuneler için dahi elde edilememiştir. Sandviç numunelerle beraber üretilen altı farklı kompozisyon numunesi için eğilme mukavemeti/özgül ağırlık yönünden inceleme yapıldığında büyükten küçüğe doğru, $Al_2O_3+5\%ZrO_2$ (103 ± 21 kNm/kg), $Al_2O_3+5\%ZrO_2+0,8\%Sm_2O_3$ (94 ± 11 kNm/kg), saf Al_2O_3 (65 ± 13 kNm/kg), ortası $Al_2O_3+5\%ZrO_2+0,8\%Sm_2O_3$ olan sandviç (64 ± 5 kNm/kg), ortası $Al_2O_3+5\%ZrO_2$ olan sandviç (61 ± 6 kNm/kg) ve $Al_2O_3+0,8\%Sm_2O_3$ kompoziti için ise (49 ± 6 kNm/kg) şeklindedir. Numunelerin yoğunlukları birbirine yakın olduğundan eğilme mukavemet sırası, özgül mukavemet sırasında da hemen hemen geçerli olmuştur. Üretilen sandviç kompozitler özgül mukavemet yönünden saf Al_2O_3 'e üstünlük sağlayamamıştır.

* Üretilen Sm_2O_3 içerikli seramik kompozitlerinin çok iri taneli mikroyapıya sahip olması ile düzensiz taneler arası çatlama meydana gelmiş, izin oluşturulduğu yerde çökmeler sebebiyle izlerin çatlaklarının çoğu net olarak alınamamıştır. Bu yüzden Vickers sertlikler olabildiğince düzgün olan izlerden alınabilmiş ancak çatlak uzunlukları görülemediğinden Vickers iz yöntemi ile tokluk ölçülememiştir. Bunun yerine tokluk ölçümlerinin tamamı daha güvenilir olan ve uygulanması planlanan yüzey çatlağı yöntemi ile ön çatlak yaratılarak yapılmıştır. Saf Al_2O_3 , $Al_2O_3+5\%ZrO_2$ ve $Al_2O_3+5\%ZrO_2+0,8\%Sm_2O_3$ için 3,7-4,12 $MPa\cdot m^{1/2}$ dolaylarında kırılma tokluğu elde edilebilmiştir. $Al_2O_3-0,8\%Sm_2O_3$ kompoziti hariç 5 $MPa\cdot m^{1/2}$ üzerinde tokluk standart sapmalar dikkate alındığında sandviç

numunelerin yalnızca birkaçında yakalanabilmiş, ortalama tokluk değerleri sandviç kompozit numunelerde $4,1-4,6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ dolaylarında kalmıştır.

Genel olarak üretilen sandviç kompozit yapılarda mekanik özellik yönünden kırılma tokluğu dışında saf Al_2O_3 'e kıyasla bir artış sağlanamamıştır. En yüksek kırılma tokluğu sandviç numunelerde elde edilememiş olmasına karşın, sandviç numunelerin yüzey tabakalarını oluşturan Al_2O_3 - $0,8\text{Sm}_2\text{O}_3$ kompozisyonu için en yüksek kırılma tokluğu elde edilebilmiştir. Dikkate değer etki balistik test sonuçları incelendiğinde görülmüştür. Çalışma hazırlanırken, üretilen kompozisyonlardan en az bir veya birkaçının saf Al_2O_3 ile kıyasla daha düşük penetrasyon derinlik değerine sahip olması ve üretilen numunelerinde (en az bir veya birkaçında) saf Al_2O_3 'ya göre daha az hasar/çatlak oluşumu meydana gelmesi, çoklu vuruş dayanımını bir göstergesi olan iri parçalar halinde kırılma davranışı (fragmentation) sergilemesi hedeflenmiştir. Her iki sandviç numune kompozisyonu için de saf Al_2O_3 dahil tüm diğer karşılaştırma numunelerine göre (P_b : 14-17 mm) daha düşük arka destek plakaya kalan nüfuz derinliği değerleri (P_b : 4,44-6,74 mm) sağlanmıştır. Ayrıca diferansiyel verimlilik faktörü ve kütle etkinlik değerleri yönünden de sandviç numuneler bir miktar üstünlük sağlamıştır. Kompozisyonel değişime sahip bu üç katlı sandviç yapılarda üst ve orta tabakalar difüzyonel olarak sıkı sıkıya bağlandığı için darbe esnasında bu tabakaların kırılmaya zorlanması, tabakaları oluşturan kompozisyonların tane boyutları arasında ciddi fark oluşması ile kırılma karakterlerinin de farklı olmasıyla daha fazla enerji sönmülenebildiği görülmüştür.

Saf Al_2O_3 ile kıyasla üstün bir eğilme mukavemeti ve sertlik elde edilemeyen sandviç numunelerin yaklaşık %20 daha fazla tokluğa sahip olması tek başına iri parçalar halinde kırılma etkisi yaratamamıştır. Lamine yapı formunun sağladığı katkı penetrasyon derinliğinin düşük kalmasını sağlamış ancak ince parçalar halinde koni kırılma yapısının varlığı saptanmıştır. Ancak özellikle ortası Al_2O_3 + 5ZrO_2 olan sandviç numunede yan numunelere verilen hasar minimum olmuştur. Bu durum merminin çoklu vuruş şartları altında aynı yere tekrar çarpma ihtimalinin düşük olduğu varsayıldığında, bu malzemenin muharebe şartlarında verimle kullanılabilme durumunu akla getirmektedir. Ama bu durumun çok daha fazla balistik test yapılarak incelenmeye ihtiyacı vardır.

Bu çalışma ile Al_2O_3 esaslı Sm_2O_3 ve ZrO_2 katkısı ile üretilen sandviç kompozit numunelerin genel olarak saf Al_2O_3 'e kıyasla daha iyi balistik performans gösterebilecek alternatif malzemeler olduğu görülmüştür. Zırh malzemesi olarak tercih edilen benzer maliyetler üretilerebilecek Al_2O_3 - ZrO_2 (ZTA) kompozitleri için de sandviç kompozitler alternatif olarak düşünülebilir. Maliyet yönünden düşünüldüğünde ve bu çalışmada kullanılan kalite ve saflıkta tozlar için bir hesaplama yapıldığında örneğin bir adet saf Al_2O_3 altıgen zırh parçası 562 ₺, aynı boyut ve kalınlıkta ortası Al_2O_3 - ZrO_2 olan sandviç lamine altıgen karo 637 ₺ ve Al_2O_3 - ZrO_2 (ZTA) altıgen karo parçası 660 ₺ gibi bir maliyete denk gelmektedir. Yani sandviç lamine parça saf Al_2O_3 'dan yalnızca %13 daha pahalı, ZTA seramik kompozitine göre de %3,6 daha ucuzdur. Maliyetler arasında büyük farklar olmadığı düşünüldüğünde sandviç lamine kompozitler alternatif bir zırh malzemesi gibi durmaktadır. Ancak, çok kompleks üretim yöntemleri kullanmadan, saf Al_2O_3 ile benzer koşullarda üretilerebilen bu yeni kompozit malzemelerin performansının çok sayıda ve yalnızca balistik test özelinde gerçekleştirilecek çalışmalarla incelenmesi daha etkin bilgi sağlayacaktır. Bu amaç doğrultusunda balistik testler ve daha küçük ebatlı numunelere Split Hopkinson Pressure Bar testleri yapılması bu kompozitlerin darbe dayanımının ve kırılma davranışının daha iyi anlaşılmasını sağlayacaktır.

KAYNAKLAR

1. Özbağdatlı. E. (2023). Alümina Seramik Plakaların Şekillendirilmesi ve Balistik İncelenmesi. Yayınlanmamış Yüksek Lisans Tezi. Bartın Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü. Bartın.
2. Kelina, Y. ve Dobrinskii, Y. I. (1997). Efficiency of the use of silicon nitride ceramics as an armor material. *Refractories and Industrial Ceramics*. 38:5-6.
3. Dresch, A., Venturini, J., Arcaro, S., Montedo, O ve Bergmann, C. (2021). Ballistic Ceramics and Analysis Of Their Mechanical Properties For Armour Applications. *Ceramics International*, 2021 (47), 8743–8761.
4. Evans, A. G. (1990). Perspective on the development of high-toughness ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 1990 [73(21)], 187-205.
5. Verma, A. S. Kumar, D. ve Dubey, A. K. (2018). A review of an innovative concept to increase the toughness of the ceramics by piezoelectric secondary phases, *Ceramics International*, 44:16119-16127.
6. Rani, D. A., Yoshizawa, Y., Hirao, K. ve Yamauchi, Y. (2004). Effect of Rare-Earth Dopants on Mechanical Properties of Alumina, *Journal of the American Ceramic Society*, 87 [2] 289–92.
7. Shi, S., Cho, S., Goto, T. ve Sekino, T. (2020). Ti and SmAlO₃ co-affected Al₂O₃ ceramics: Microstructure, electrical and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 835, 155427.
8. Mizuno, M. ve Yamada, T., Noguchi, T. (1977). Phase diagram of the system Al₂O₃-Sm₂O₃ at high Temperatures. *Journal of the Ceramic Association Japan*, 1977 (85), 374-379.
9. Londaitzbe'he're, L., Lartigue-Korinek, S. ve Mazerolles L. (2017). Microstructure, Interfaces and Creep Behaviour of Al₂O₃-Sm₂O₃ (ZrO₂) Eutectic Ceramic Composites. *Journal of Materials Science*, 2017(52), 5489-5502.
10. Kafkaslıoğlu Yıldız, B. ve Tür, Y.K. (2021). Effect of ZrO₂ content on the microstructure and flexural strength of Al₂O₃-ZrO₂ composites with the stored failure energy-fragmentation relations. *Ceramics International*, 2021 (47), 34199-34206.
11. Taşdemir. S. (2024). Farklı Oranlarda Sm₂O₃ Katkısı İle Üretilen Al₂O₃ Seramiklerin Mekanik Özelliklerin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi.

12. Xu, L., Wei, S., Zhang, D., Li, Y., Zhang, G. ve Li, j. (2013). Fine structure and interface characteristic of α -Al₂O₃ in molybdenum alloy. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013 (41), 483-488.
13. Boch, P. ve Chartier, T. (2007). Alumina, Mullite and Spinel, Zircon. In: P. Boch, J. C. Niepce, Editors. *Ceramic Materials Processes, Properties and Applications*, ISTE Ltd.
14. Qi, X., Guo, Y., Fu, L., Tang, S., Zhang, H., Zou, Y., Xu, Y ve Gu, H. (2024). Enhanced mechanical properties of alumina ceramics: Role of nanoscale C@Al₂O₃ core-shell particle. *Ceramics International*, 2024 (50), 35965-35974.
15. Web 1, (2006). <https://www.globalsino.com/EM/page2591.html>. (Erişim Tarihi: 10.11.2024).
16. Web 2, (2024). <https://great-ceramic.com/tr/urun-kategori/aluminum-oxide-ceramics/page/3/>. (Erişim Tarihi: 12.11.2024).
17. Güven, Ş. Y. (2014). Biyouyumluluk ve Biyomalzemelerin Seçimi. *Journal of Engineering Sciences and Design*, 2014 [2(3)], 303-311.
18. Asimakopoulou, A., Gkekas, J., Kastrinaki, G., Prigione, A., Zazpalis, V. T. ve Petrakis, S. (2020). Biocompatibility of α -Al₂O₃ Ceramic Substrates with Human Neural Precursor Cells. *Journal of Functional Biomaterials*, 2020, 11(3), 65.
19. Balci, E. ve Dağdelen, F. (2022). Biyomalzeme türleri ve biyouyumlu metalik elementler, *BŞEÜ Fen Bilimleri Dergisi*, 2022 [9(2)], 1179-1195.
20. Al-Sanabani, F. A., Madfa, A. A. ve Al-Qudaimi, N. H. (2014). Alumina ceramic for dental applications: A review article. *American Journal of Materials Research*, 2014, [1(1)], 26-34.
21. Web 3, (2024). https://tr.csceramic.com/blog/what-are-alumina-substrates-and-how-are-they-used-in-the-electronics-industry_b85. (Erişim Tarihi: 12.11.2024).
22. Web 4, (2024). https://tr.csceramic.com/blog/what-are-alumina-bushings-and-how-are-they-used_b79. (Erişim Tarihi: 12.11.2024).
23. Lee, W. E., ve Rainforth, M. (1994). Ceramic microstructures: property control by processing. *Springer Science & Business Media*.
24. Boldin, M. S., Berendelev, N. N., Melekhin, N. V., Popov, A. A., Nokhrin, A. V. ve Chuvildeev, V. N. (2021). Review of ballistic performance of alumina: Comparison of alumina with silicon carbide and boron carbide. *Ceramics International*, 2021 (47), 25201- 25213.
25. Batıbay, A. B. (2013). Alümina- Geçiş Metali İkili Sistemlerinin Zırh Malzemesi Olarak İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
26. Rahbek D. B. ve Johnsen B. B. (2015). Dynamic Behaviour of Ceramic Armor Systems. Technical Report No: 2015/01485. *Norwegian Defence Research Establishment (FFI)*.

27. Yadav R., Naebe M., Wang X. ve Kandasubramanian B. (2016). Body armour materials: from steel to contemporary biomimetic systems. *RSC Advances*, 6, 115145-115174.
28. Dresch, A. B., Otavio Pizzatto, F., Venturini, J., Montedo, O. R.K., Arcaro, S. ve Bergmann, C. P. (2024). Mosaic Ballistic Ceramics: A Review. *Journal of Alloys and Compounds Communications*, 2024 (3), 100012.
29. Mahajan, Y. R. ve Johnson R. (2020). Handbook of Advanced Ceramics and Composites. *Hindistan: Springer Nature*. 357-402.
30. Karandikar, P., Evans, G., Wong, S., Aghajanian, M. K ve Sennett, M., (2009). A Review of Ceramics for Armor Applications. In: T., Ohji, A., Wereszczak, Editors, *Advances in Ceramic Armor IV*, Wiley & Sons, Inc.
31. Palacı, Y. ve Arıkan, M. (2021). Layer thickness optimization of ceramic composite for body armor by considering volume, weight, and cost. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2021(235),7152-7160.
32. Popa. I. ve Dobrita F. (2017). Considerations on Dop (Depth Of Penetration) Test for Evaluation of Ceramics Materials Used in Ballistic Protection. *Acta Universitatis Cibiniensis – Technical Series*. 2017 (69/1).
33. Kafkaslıoğlu Yıldız, B., Yılmaz, H. ve Tür, Y.K. (2019). Evaluation Of Mechanical Properties Of $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cr}_2\text{O}_3$ Ceramic System Prepared In Different Cr_2O_3 Ratios For Ceramic Armour Components. *Ceramics International*, 2019 (45), 20575–20582.
34. Web 5, (2024). <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=15534>. (Erişim Tarihi: 14.11.2024).
35. Bilgiç, G., Balıkcıoğlu Güzel, A. ve Şahin, M. (2024). Bor karbür: Fizikokimyasal Özellikleri, Sentez Yöntemleri ve Savunma Teknolojileri Alanında Uygulamaları, *Savunma Bilimleri Dergisi*, 2024 [20(1)], 1-18.
36. Zhou, Z., Wang, Z., Yi, Y., Lan, J., Jiang, S. ve Wang, G. (2014). Experimental study on impact resistance and mechanical characteristics of low-temperature sintered Al_2O_3 – ZrO_2 composites with anti-sandwich structure. *Powder Technology*, 2014 (256), 239–243.
37. Web 6, (2024). <https://www.jxrefractory.com/product/alumina-bulletproof-ceramic.html>. (Erişim Tarihi: 19.11.2024).
38. Hazell, P. J. (2016). Armour: materials, Theory, and Design. 1st Edition. *Boca Raton: CRC Press*.
39. Riedel R. (2000). Handbook of Ceramic Hard Materials. *Almanya: Wiley-VCH Publishing*. 66-103.
40. Jiusti, J., Kammer, E. H., Neckel, L., Loh, N. J., Trindade, W., Silva, A. O., Montedo, O. R. K. ve De Noni, A. (2017). Ballistic performance of Al_2O_3 mosaic armors with gap filling Materials. *Ceramics International*, 43, 2697–2704.

41. Mirkhalaf, M., Sunesara, A., Ashrafi, B. ve Barthelat, F. (2019). Toughness by segmentation: fabrication, testing and micromechanics of architected ceramic panels for impact applications, *International Journal of Solids and Structures*, 158, 52–65.
42. Evcin, A., Coşkun, S. ve Koyaş S. (2008, 15-17 October). The Production and Characterization of Bioceramic Powders Incorporated By ZrO_2 and Al_2O_3 . *Proceedings of 12th International Materials Symposium (IMSP'2008)*. Denizli, Turkey.
43. Manicone, P. F., Iommetti, P. R. ve Raffaelli, L. (2007). An Overview of Zirconia Ceramics: Basic Properties and Clinical Applications. *Journal of Dentistry*, 35, 819-826.
44. Siddiqui, S. I., Naushad Mu. ve Chaudhry S. A. (2019). Promising Prospects of Nanomaterials for Arsenic Water Remediation: A Comprehensive Review. *Process Safety and Environmental Protection*, 2019(126), 60-97.
45. Kırmalı, Ö. ve Özdemir, A. K. (2012). Zirkonya Esaslı Seramikler. İnönü Üniversitesi Sağlık Bilimleri Dergisi, 2012(2), 15-18.
46. He, W., Ai, Y., Liang, B., Chen, W. ve Changhong, L. (2018). Effects of La_2O_3 and Nb_2O_5 dopants on the microstructural development and fracture toughness of Al_2O_3 ceramic. *Materials Science & Engineering A*, 723, 134–140.
47. Zhang, X. F. ve Li, Y. C. (2010). On the Comparison of the Ballistic Performance of 10% Zirconia Toughened Alumina and 95% Alumina Ceramic Target. *Materials and Design*, 2010(31), 1945-1952.
48. Hassan, A.M., Naga S.M. ve Awaad M, (2015). Toughening And Strengthening of Nb_2O_5 Doped Zirconia/Alumina (ZTA) Composites. *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015 (48), 338–345.
49. Tuan, W., Chen, R., Wang, T., Cheng, C. ve Kuo P. (2002). Mechanical Properties of Al_2O_3 / ZrO_2 . *Composites Journal of the European Ceramic Society*, 2002 (22), 2827–2833.
50. Palmero, P., Montanaro, L., Reveron, H. ve Chevalier, J. (2014). Surface Coating Of Oxide Powders: A New Synthesis Method to Process Biomedical Grade Nano-Composites. *Materials*, 2014 [7(7)], 5012–5037.
51. Zadorozhnaya, O., Khabas, T., Tiunova, O ve Malykhin, S. (2020). Effect of Grain Size and Amount Of Zirconia On The Physical and Mechanical Properties and The Wear Resistance of Zirconia-Toughened Alumina, *Ceramics International Volume 46*, 2020 (7), 9263-9270.
52. Hannink, R. H. J., Kelly, P. M. ve Muddle, B. C. (2000). Transformation toughening in zirconia-containing ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 83, 461–487.
53. Tuan, W. H., Chen, J. R. ve Ho, C. J. (2008). Critical zirconia amount to enhance the strength of alumina. *Ceramics International*, 34, 2129–2135.
54. Usta. U. (2023). Farklı Katkılarla Hazırlanmış Al_2O_3/ZrO_2 Seramik Kompozitlerinin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi.

55. Ganesh, I., Sundararajan, G., Olhero, S. ve Ferreira J. (2011). Influence of Chemical Composition on Sintering Ability of ZTA Ceramics Consolidated From Freeze Dried Granules. *Ceramics International*, 2011 (37), 835–841.
56. Ocak, M. E. (2019). Periyodik Tablolar. *TÜBİTAK Bilim ve Teknik Dergisi*, Ekim 2019.
57. Süt, A. (2023). Katkılı İnce Filmlerin Gama Radyasyon Zayıflatma Davranışlarının Belirlenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Harran Üniversitesi.
58. Aslan, N. ve Say, Y. (2022). Nadir Toprak Elementlerinin Uygulama Alanları, *Kırklareli University Journal of Engineering and Science*, 2022 [8(1)], 148-178.
59. Özbaki, E. (2012). Sm₂O₃ Katkılanmış Bizmut Oksit Polimorfosun Elektriksel ve Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Niğde Üniversitesi.
60. Taşdemir, S., Kafkaslıoğlu Yıldız, B., Işık, E. ve Tür, Y. K. (2023). Exploring Microstructure and Bending Strength of Al₂O₃ Ceramics Doped with Sm₂O₃ Rare- Earth Oxide: Impact of Volume Ratios and Sintering Temperatures. *The Black Sea Journal of Sciences*. [13(4)]. 1581-1594.
61. Yijun, Y., Chuncheng, L., Ling, W., Xiaolong, J. ve Tai, Q. (2010). Mechanical behaviors of alumina ceramics doped with rare-earth oxides, *Rare Metals*, 29, 456.
62. Jena, P. K., Ramanjeneyulu, K., Siva Kumar, K. ve Balakrishna Bhat, T. (2009). Ballistic studies on layered structures. *Materials and Design*, 2009(30), 1922-1929.
63. Übeyli, M., Yıldırım, R. O. ve Ögel, B. (2007). On the Comparison of the Ballistic Performance of Steel and Laminated Composite Armors. *Materials and Design*, 2007(28). 1257-1262.
64. Übeyli M, Yıldırım R.O. ve Ögel B.(2008). Investigation on the ballistic behavior of Al₂O₃/ Al₂O₃ laminated composites. *Journal Mater Process Technol* 2008;196:356–64.
65. Wang B ve Chou SM.(1997). The behavior of laminated composite plates as armour. *Journal Mater Process Technol* 1997;68:279–87.
66. Turner, P. S. (1946). Thermal expansion stresses in reinforced plastics. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 37, 239.
67. Savio, S. G., Ramanjaneyulu, K., Madhu, V. ve Bhat, T. B. (2011). An experimental study on ballistic performance of boron carbide tiles. *International Journal of Impact Engineering*, 38, 535–541.
68. Carton, E.P., Johnsen, B.B., Rahbek, D.B., Broos, H. ve Snippe, A. (2019). Round robin using the depth of penetration test method on an armour grade alümina. *Defence Technology* 15, 829-836.
69. Hazell, P.J., Roberson, C.J. ve Moutinho, M. (2008). The design of mosaic armour: The influence of tile size on ballistic performance. *Materials and Design* 29,1497–1503.

70. Oberacker, R. (2012). Powder Compaction by Dry Pressing, *Ceramics Science and Technology: Volume 3: Synthesis and Processing* (1st Edition). Edited by Ralf Riedel and I-Wei Chen. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co.
71. Haynes, W. M. (2016). *CRC Handbook of Chemistry and Physics* (95th Edition). CRC Press Taylor & Francis Group.
72. Wurst J. C. ve Nelson, J. A. (1972). Lineal intercept technique for measuring grain size in two-phase polycrystalline ceramics. *Journal of The American Ceramic Society*, 109, 1972.
73. Morrell, R. (2007). Biaxial flexural strength testing of ceramic materials, A National Measurement Good Practice Guide, No 12, National Physical Laboratory.
74. Anstis, G. R., Chantikul, P., Lawn, B. R. ve Marshall, D. B. (1981). Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements. *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 64, No. 9, 533-538.
75. Lo, C., Li, H., Toussaint, G. ve Hogan, J. D. (2021). On the evaluation of mechanical properties and ballistic performance of two variants of boron carbide. *International Journal of Impact Engineering*, 152, 103846.
76. Savio, S.G. ve Madhu, V. (2018). Ballistic performance evaluation of ceramic tiles with respect to projectile velocity against hard steel projectile using DOP test. *International Journal of Impact Engineering*, 113, 161-167.
77. Wang, C., Wang, Y., Cheng, Y., Huang, W., Fan, X., Zhao, Y., Wang, Y., Zou, B. ve Cao, X. (2012). Preparation and thermophysical properties of nano-sized $\text{Re}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ (Re=La, Nd, Sm and Gd) ceramic with pyrochlore structure. *Journal of Materials Science*, 47, 4392-4399.
78. Wang, C ve Wang Y. (2016). The Control of Sensing Properties for $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ Humidity Sensor, 6th International Conference on Electronic. *Mechanical, Information and Management* (EMIM 2016).
79. Newbury, D. E. ve Ritchie, N. W. M. (2013). Is scanning electron microscopy/energy dispersive X-ray spectrometry (SEM/EDS) quantitative? *Scanning*, 35(3), 141-168.
80. Bocanegra-Bernal M. H. ve Diaz De La Torre S. (2002). Review Phase transitions in zirconium dioxide and related materials for high performance engineering ceramics. *Journal of Materials Science*, 37 (23), 4947- 4971.
81. Kujur, M. S., Mallick, A., Manakari, V., Parande, G., Tun, K. S. ve Gupta, M. (2017). Significantly Enhancing the Ignition/Compression/Damping Response of Monolithic Magnesium by Addition of Sm_2O_3 Nanoparticles. *Metals*, 7, 357.
82. Zhou, Z. H., Wang, Z. H., Yi, Y., Jiang, S. Q., Wang, G. ve Chen, J. B. (2011). Properties and micro-structure of $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ composites with three-layer structure. *Compos. B - Eng*, 42, 1271-1275.

83. Fejdyś, M., Kośła, K., Kucharska-Jastrzębek, A. ve Łandwijt, M. (2021). Influence of ceramic properties on the ballistic performance of the hybrid ceramic–multi-layered UHMWPE composite armour. *Journal of the Australian Ceramic Society*, 57, 149-161.
84. Krell, A. ve Strassburger, E. (2014). Order of influences on the ballistic resistance of armor ceramics and single crystals. *Materials Science and Engineering: A* 597, 422–430.
85. Huang, C Y. ve Chen, Y. L. (2016). Effect of mechanical properties on the ballistic resistance capability of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ functionally graded materials. *Ceramics International*, 42, 12946-12955.



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı

Uyruğu

Doğum tarihi ve yeri

Medeni hali

Telefon

Faks

e-mail

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Doktora	-	-
Yüksek lisans	SBTÜ/ Savunma Teknolojileri	2025
Lisans	SCÜ / Makine Mühendisliği	2019
Lise	Fatsa Lisesi	2012

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2019-2022	Çilingir Mühendislik	Makine Mühendisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

Kafkaslıoğlu Yıldız B., Işık E. ve Şanlı T. (2023). The Effect of Samarium Oxide and Magnesium Nitrate Additives on the Microstructure and Densification of Alumina Ceramics. *7th International Aegean Conferences on Innovation Technologies & Engineering*, April 26-27, 2023 / Izmir, Türkiye

Şanlı T., Kafkaslıoğlu Yıldız B., Işık E. ve Tür Y. K. (2023). Densification and Fracture Strength Properties of Al_2O_3 Based ZrO_2 and Sm_2O_3 Containing Sandwich Ceramic Composites. *Organised by Sivas Cumhuriyet University& IKSAD Institute with and Oral Presentation Entitled*, December 01-02-2023/Sivas, Türkiye

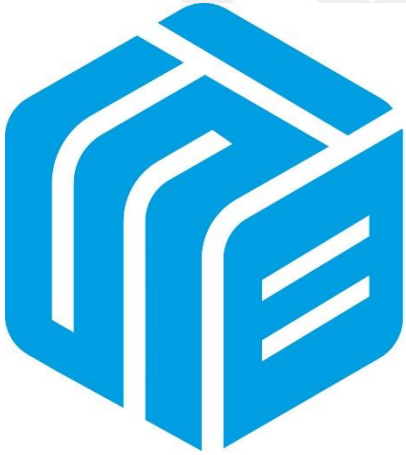
Şanlı T., Kafkaslıoğlu Yıldız B., Işık E. ve Tür Y. K. (2024). Investigation of the Ballistic performance of Al_2O_3 - Sm_2O_3 Ceramics and Al_2O_3 Based ZrO_2 and Sm_2O_3 Added Sandwich Samples. *10th International European Congress on Advanced Studies In Basic Sciences*, July 26-28,2024/ Amsterdam, Netherlands

Şanlı T., Kafkaslıoğlu Yıldız B., Işık E. ve Tür Y. K. (2024). Evaluation of Fracture Toughness of Sm_2O_3 Added Al_2O_3 Based Sandwich Composites Structures. *International Health, Engineering and Sciences Congress*, April 06-07, 2024/İzmir, Türkiye

Şanlı T., Kafkaslıoğlu Yıldız B., Işık E. ve Tür Y. K. (2024). Sintering Strategy of Al_2O_3 Based Composite Hexagonal Ballistic Test Samples Prepared With Different Additives. *International Dicle Scientific Research and Innovation Congress*, May 25-26,2024/Diyarbakır, Türkiye

Hobiler

Müzik, Dans, Yürüyüş, Kamp, Organizasyon düzenleme



**SİVAS
BİLİM VE TEKNOLOJİ
ÜNİVERSİTESİ**

KÖKLERDEN GÖKLERE...