T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

TABAKALI DAİRESEL METAL KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ, YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Hazırlayan
Abdullah GÖÇER

Danışman
Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ

Doktora Tezi

Nisan 2021
KAYSERİ

T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

TABAKALI DAİRESEL METAL KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ, YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

(Doktora Tezi)

Hazırlayan
Abdullah GÖÇER

Danışman
Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ

Bu çalışma, Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından FDK-2015-6265 kodlu proje ile desteklenmiştir.

Nisan 2021
KAYSERİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK

Bu çalışmadaki tüm bilgilerin, akademik ve etik kurallara uygun bir şekilde elde edildiğini beyan ederim. Aynı zamanda bu kural ve davranışların gerektirdiği gibi, bu çalışmanın özünde olmayan tüm materyal ve sonuçları tam olarak aktardığımı ve referans gösterdiğimi belirtirim.

Abdullah GÖÇER

İmza

“Tabakalı Dairesel Metal Kompozit Malzeme Üretilmesi, Yüzey Özelliklerinin İyileştirilmesi Ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması” adlı Doktora tezi, Erciyes Üniversitesi Lisansüstü Tez Önerisi ve Tez Yazma Yönergesi’ ne uygun olarak hazırlanmıştır.

Hazırlayan	**Danışman**
Abdullah GÖÇER	Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ
İmza	İmza

Makine Mühendisliği ABD Başkanı

Prof. Dr. Veysel ÖZCEYHAN

İmza

Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ danışmanlığında **Abdullah GÖÇER** tarafından hazırlanan **"Tabakalı Dairesel Metal Kompozit Malzeme Üretilmesi, Yüzey Özelliklerinin İyileştirilmesi Ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması"** adlı bu çalışma jürimiz tarafından Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği** Anabilim Dalında **Doktora** tezi olarak kabul edilmiştir.

30 / 04 / 2021

JÜRİ:

Danışman	: Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ	.....
Üye	: Prof. Dr. Eyüp Sabri TOPAL	.....
Üye	: Doç. Dr. Durmuş ODABAŞ	.....
Üye	: Doç. Dr. Afşın Alper CERİT	.....
Üye	: Doç. Dr. Kemal YILDIZLI	.....

ONAY:

Bu tezin kabulü Enstitü Yönetim Kurulunun ……...… tarih ve ……..……sayılı kararı ile onaylanmıştır.

……. /……../ ……

Prof. Dr. Mehmet AKKURT

Enstitü Müdürü

TEŞEKKÜR

Doktora çalışmam boyunca yönlendirici ve teşvik edici fikirlerini, tecrübelerini ve engin bilgilerini benden esirgemeyen saygıdeğer danışmanım Prof. Dr. M. Baki KARAMIŞ hocama teşekkürü borç bilirim.

Tez çalışması ve laboratuvar çalışmaları hususunda desteğini esirgemeyen sayın Doç. Dr. Fehmi NAİR hocama,

Danıştığım hususlarda yardımlarını esirgemeyen sayın Doç. Dr. A. Alper CERİT, Doç. Dr. Veysel ERTURUN, Doç. Dr. Kemal YILDIZLI ve Dr. Öğr. Üy. F. Nazlı ÖZSOLAK hocalarıma,

Akademik hayatımdaki emeklerinden dolayı sayın Prof. Dr. Şahin YILDIRIM ve Prof. Dr. Recep GÜNEŞ hocalarıma,

Maddi ve manevi hususlarda her zaman yanımda olan kardeşim Dr. Öğr. Üy. Murat AYDIN'a, çalışmalarıma hem fikren hem fiziken destek olan arkadaşlarım Öğr. Gör. Erkan YILMAZ'a ve Arş. Gör. Ö. Barışkan YASAN'a teşekkür ederim.

Haklarını hiçbir şekilde ödeyemeyeceğim anne ve babama, kardeşlerime, desteklerini her daim yanımda hissettiğim sevgili eşime ve çocuklarıma teşekkür ederim.

Abdullah GÖÇER

Nisan 2021, KAYSERİ

TABAKALI DAİRESEL METAL KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ, YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Abdullah GÖÇER

Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
Doktora Tezi, Nisan 2021
Danışman: Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ

ÖZET

Bu tez çalışmasında yüksek dayanım ve düşük yoğunluk özelliklerinin bir arada bulunduracak ve yüzey özellikleri iyileştirilebilir bir tabakalı dairesel metal kompozit geliştirmek amaçlanmıştır. Mil şeklindeki bu kompozit malzemenin kılıf olarak adlandırılan dış kısmı AISI 4140 çelikten, öz olarak adlandırılan iç kısmı ise Al2024/B4C bileşimi metal matrisli kompozitten (MMK) oluşmaktadır. Al2024/B4C toz karışım oranları hacimce %5, %15 ve %25 B4C içerek şekilde belirlenmiştir. Ortalama 40 µm tanecik boyutunda Al2024 tozu ile 10, 17 ve 58 µm tanecik boyutlarda B4C kullanılmıştır. Kompozit malzemeler, çelik tüpler içine Al2024/B4C toz karışımlarının sıkıştırılması ile elde edilen ön mamullerin çekme yöntemi uygulayarak şekillendirilmesiyle elde edilmiştir. Çekme işlemi oda sıcaklığı, 250 ve 400 °C sıcaklıklarda ve üç farklı deformasyon oranında (%16, %30 ve %37) gerçekleştirilmiştir. Tüm sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerde deformasyon oranının artması, malzemelerin eğme, basma ve kayma mukavemet değerlerini arttırmıştır. Oda sıcaklığında üretilen kompozit malzemelerde %5 B4C takviyesi ile artan eğme mukavemeti, bu oranın artması ile düşmüştür. 250 ve 400 °C sıcaklılarda üretilen malzemelerde ise eğme mukavemeti % 15 takviye oranından sonra düşmüştür. Basma mukavemeti ise tüm sıcaklık şartlarında B4C takviyesi ile artmış, bu oranının % 15'i geçmesi ile düşmüştür. Kayma mukavemetleri, deformasyon oranının artması ve B4C takviyesi ile artarken, işlem sıcaklıklarının yükselmesi ile düşmüştür. Nitrürleme işlemi sonrasında basma ve eğme mukavemet değerleri iyileşirken kayma mukavemet değerleri düşüş göstermiştir. Ayrıca yüksek deformasyona uğramış malzemelerde çelik kılıfta daha kalın bir nitrür tabakası elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Dairesel kompozit, Metal matrisli kompozit (MMK), Bor karbür, Kayma mukavemeti, Powder in tube (PIT), Hibrit kompozit

PRODUCTION OF LAYERED CIRCULAR METAL COMPOSITE MATERIAL, IMPROVEMENT OF ITS SURFACE PROPERTIES AND INVESTIGATION OF ITS MECHANICAL PROPERTIES

Abdullah GÖÇER

Erciyes University, Graduate School of Natural and Applied Sciences
PhD Thesis, April 2021
Supervisor: Prof. Dr. Mehmet Baki KARAMIŞ

ABSTRACT

In this thesis, it was aimed to develop a layered circular metal composite which will have high strength and low density properties together and whose surface properties can be improved. The outer part of this rod-shaped composite material, called the sheath, was made of AISI 4140 steel, and the inner part, called the core, was made of Al2024/B4C metal matrix composite (MMC). Al2024/B4C powder mixture ratios were determined as 5%, 15% and 25% volume fraction of B4C. Al2024 powder in an average of 40 μm particle size and B4C in 3 different particle sizes as 10, 17 and 58 μm were used. Composite materials were obtained with drawing of the pre-products which achieved by compressing the Al2024/B4C powder mixtures into steel tubes. The drawing process was carried out in room temperature, temperatures of 250 and 400 ° C, and at three different deformation rates (16%, 30% and 37%). Under all temperature conditions, the increase of the deformation rate increased the bending, compression and shear strength values of the materials. In composite materials produced under cold conditions, the bending strength which increased with 5% B4C reinforcement, decreased with the increase of this ratio. In materials produced at temperatures of 250 and 400 ° C, the bending strength decreased after 15% reinforcement ratio. Compression strength increased with B4C reinforcement under all temperature conditions and decreased after 15% volume rate. Shear strength increased with increasing of deformation rate and B4C reinforcement, but decreased with increasing of temperature. While compression and bending strength values of composites improved with nitriding process, their shear strength values decreased. In addition, a thicker nitride layer was obtained in the steel sheath of composite materials produced with a high deformation rate.

Keywords: Circular composite, Metal matrix composite (MMC), Boron carbide, Shear strength, Powder in tube (PIT), Hybrid composite

İÇİNDEKİLER

TABAKALI DAİRESEL METAL KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ, YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK ii

YÖNERGEYE UYGUNLUK iii

KABUL VE ONAY iv

TEŞEKKÜR v

ÖZET vi

ABSTRACT vii

İÇİNDEKİLER viii

KISALTMALAR xi

TABLOLAR LİSTESİ xii

ŞEKİLLER LİSTESİ xiii

GİRİŞ 1

1. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER ve LİTERATÜR ÇALIŞMASI

1.1. Tezin Konusu ve Önemi 4

1.2. Literatür Çalışması 6

2. BÖLÜM

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Malzeme ve Yöntem 21

2.1.1. Malzemeler 21

2.1.2. Üretim yöntemi ve parametreleri 26

2.1.2.1. Dairesel kompozit malzemelerin çubuk çekme yöntemi ile üretimi 26

2.1.2.2. Çekme kalıplarının tasarımı ve üretimi 26

2.1.2.3. Öz malzemesinin hazırlanması 27

2.1.2.4. Toz sıkıştırma kalıbı tasarım ve imalatı 28

2.1.2.5. Ön mamullerin sinterlenmesi 30

2.1.2.6. Ön mamullerin çekme işlemine tabi tutulması 31

2.1.3. Üretim parametreleri 33

2.1.4. Gaz Nitrürleme İşlemi 35

2.1.5. Mekanik Karakterizasyon 36

2.1.5.1. Eğme Testi 37

2.1.5.2. Basma Testi 38

2.1.5.3. Kayma Testi 40

2.1.5.4. Malzemelerin sertlik ve yoğunluk ölçümleri 42

2.1.6. Üretim Yöntemi Belirlenmesine Yönelik Ön Çalışmalar 44

2.1.6.1. Ekstrüzyon Yöntemi İle Gerçekleştirilen Ön Deneme Üretimleri 44

2.1.6.2. Silindirik haddeleme 51

3. BÖLÜM

BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Giriş 57

3.2. Mikro Yapı İncelemesi ve Sertlik Taramaları 57

3.2.1. Bulgular 57

3.3. Mekanik Testler 95

3.3.1. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 95

3.3.2. T=250 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 102

3.3.3. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 108

3.3.4. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışlarına İşlem Sıcaklığının Etkisi 112

3.3.5. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 115

3.3.6. T=250 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 125

3.3.7. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları 133

3.3.8. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Mukavemeti Sonuçlarına Farklı Sıcaklıkların Etkisi 140

3.3.9. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları 143

3.3.10. T=250 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları 153

3.3.11. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları 161

3.3.12. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçlarına Farklı Sıcaklıkların Etkisi 168

3.4. Üretim Parametrelerinin Çubuk Çekme İşlemi Sonrası Oluşan Kompozit Malzeme Kılıf Kalınlığına Etkileri 184

3.5. Gaz Nitrürleme İşleminin Dairesel Tabakalı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Etkisi 191

3.6. Mekanik Testlerde Optimum Üretim Değişkenleri 202

4. BÖLÜM

SONUÇ ve ÖNERİLER

4.1. Sonuçlar 206

4.2. Öneriler 209

KAYNAKÇA 212

ÖZGEÇMİŞ 225

KISALTMALAR

MMK : Metal matrisli kompozit
B4C : Bor karbür
Ç : Çelik
Al : Alüminyum
ASTM : American Society for Testing and Materials
N : Nitrürleme
PIT : Powder in tube
AISI : American Iron and Steel Institute
T : Temperature
Cu : Bakır
Fe : Demir
Mg : Magnezyum
Ti : Titanyum
ECAE : Eşit kanal açısal ekstrüzyon yöntemi
AFSCE : Spiral kompozit ekstrüzyonu yöntemi
ECAP : Eşit kanal açısal ekstrüzyon yöntemi
HPT : Yüksek basınçlı torsiyon yöntemi
SMAT : Mekanik yüzey sürtünme işlemi metodu
CrN : Krom nitrür
FeN : Demir nitrür
RF : Radyo frekans

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1 AISI 4140 çeliğinin kimyasal içeriği. 21
Tablo 2.2 Al2024 alaşımının kimyasal içeriği. 22
Tablo 2.3 Malzeme değişkenleri ve üretim parametrelerine bağlı olarak bir işlem sıcaklığında üretilen numuneler ve numunelerin B4C takviye oranı, B4C boyutu, ürün çapı değişkenlik durumları..... 34
Tablo 2.4 ASTM C1684-18 standardına göre numune boyutları 38
Tablo 2.5 Basma deneyi için L/D boyutları (ASTM E9-09) 40

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. Derin çekme işlemi ile şekillendirilmiş bir Al-Çelik tabakalı plaka.....8
Şekil 1.2. Tabakalı bimetal plakalarda shear testinin uygulama prensibi 8
Şekil 1.3. a) Tabakalı kompozit malzemenin yapısı ve ekstrüzyonu, b) Cu-Al tabakalı kompozit kesti görünümü 9
Şekil 1.4. Cu-Al tabakalı kompozit malzeme üretiminde farklı bir bilet tasarımı ve üretimi 10
Şekil 1.5. ECAE yönteminin uygulama şekli ve aşamaları 11
Şekil 1.6. AFSCE yönteminde kullanılan kalıbın kesit görünüşü 12
Şekil 1.7. Soğuk sıvama yöntemi ile tabakalı kompozitlerin üretilme prensibi 12
Şekil 1.8. Toz formunda öze sahip metal kılıflı biletlerin ekstrüzyonu 13
Şekil 1.9. Patlamalı kaynak yöntemi ile bimetal çelik-Al boru üretimi, a) içten patlayıcılı yöntem, b) dıştan patlayıcılı yöntem 15
Şekil 1.10. Manyetik akım ile bimetal boru üretiminin şematik prensibi 16
Şekil 1.11. Döküm yöntemi bimetal tabakalı kompozit malzeme üretiminin şematik diyagramı 17
Şekil 2.1. a) AISI 4140 mil ve CNC freze ile işlenmiş tüp, b) kimyasal temizleme sonrası kullanıma hazır çelik kılıflar 22
Şekil 2.2. Öz malzemesinde kullanılan Al2024'ün tane yapısını SEM görüntüleri 23
Şekil 2.3. Öz malzemesinde takviye elemanı olarak kullanılan B4C tozlarının SEM görüntüleri ve EDX ile analizleri, a) 10 µm B4C-SEM, b) 10 µm B4C-EDX, c) 17 µm B4C-SEM, d) 10 µm B4C-EDX, e) 58 µm B4C-SEM, f) 58 µm B4C-EDX 25
Şekil 2.4. Çubuk çekmede kalıp ve malzeme yapısının kesit görünümü 26
Şekil 2.5. Çubuk çekme kalıpları 27
Şekil 2.6. Üç boyutlu toz karıştırma cihazı (Kompozit Malzemeler Laboratuvarı).....27
Şekil 2.7. Çelik kılıfların içine toz sıkıştırma esnasında kullanılan kalıp seti ve manuel hidrolik pres.....28
Şekil 2.8. a) Toz sıkıştırma kalıbının tasarımı, b) İmal edilmiş toz sıkıştırma kalıbı 30
Şekil 2.9. Atmosfer kontrollü sinterleme fırını 31
Şekil 2.10. Sinterlenmiş yarı mamul kompozit çubuk 31

Şekil 2.11. Çubuk çekme sistemi olarak kullanılan yatay pres ve ekipmanları 32
Şekil 2.12. a) Çekme işlemi öncesi ön mamullerin uç açma işlemlerinin gerçekleştirildiği hadde tesisatı, b) Uç açma işlemi gerçekleştirilmiş kompozit çubuk 33
Şekil 2.13. Gaz nitrürleme işlemi, işlem uygulama eğrisi 35
Şekil 2.14. a) Mekanik ve kimyasal olarak yüzeyleri temizlenerek nitrürlemeye hazırlanan kompozit numuneler, b) Gaz nitrürleme işleminde kullanılan fırın ve gazlar 36
Şekil 2.15. a) ASTM C1684-18 standardına göre eğme deneyi uygulama prensibi, b) Eğme deneyi uygulama şekli 37
Şekil 2.16. Basma deneyinde malzemelerin kırılma davranışları (sırasıyla sünek, gevrek ve yarı sünek malzeme davranışı) 39
Şekil 2.17. Basma testi uygulama prensibi 39
Şekil 2.18. Kesme testi şematik gösterimi 40
Şekil 2.19. Kayma testi kalıp seti ve kayma tesri uygulama prensibi 41
Şekil 2.20. a) Kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeylerinin incelenmesi için hazırlanan kayma test numuneleri, b) MTS çekme-basma test cihazı, c) Metkon Micracut mikro kesici 42
Şekil 2.21. a) Struers Duramin vickers sertlik ölçüm cihazı, b) Zeiss GeminiSEM 500 Sem cihazı 43
Şekil 2.22. Presica hassas terazi 43
Şekil 2.23. Direk ekstrüzyon yönteminin şematik uygulama esası 44
Şekil 2.24. a) Ekstrüzyon kalıp sistemi bileşenlerinin tasarımı, b) İmal edilmiş ekstrüzyon kalıp seti 46
Şekil 2.25. a) Ekstrüzyon kalıp sisteminin kullanım prensibi, b) Kalıp setinin hidrolik prese montaj edilmesi 47
Şekil 2.26. Ekstrüzyon bileti için yeni kılıf tasarımı ve üretimi 47
Şekil 2.27. Üretimi gerçekleştirilen toz sıkıştırma kalıp seti 48
Şekil 2.28.AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan kılıf ürün ucu hatası 49
Şekil 2.29. AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan kılıf ürün ortası hatası 49
Şekil 2.30. Ekstrüzyon esnasında hasara uğrayan zımbalar 50

Şekil 2.31. AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan özün kılıfı yardığı ürün hatası.....50
Şekil 2.32. Tabakalı silindirik kompozit malzemelerin haddeleme ile, a) uygulama prensibi, b) üretim uygulaması 52
Şekil 2.33. a) Dairesel haddeleme sistemi tasarımı ve b) bu tasarım neticesinde oluşturulan hadde sistemi 53
Şekil 2.34. Ön mamul üretiminde kullanılacak çelik kılıfın teknik detayları 54
Şekil 2.35. Haddelenmiş dairesel kompozit malzemeler 55
Şekil 2.36. Dairesel haddelemede karşılaşılan hatalar a) Dairesel formun bozulması, b) Dış yüzeyde çapak oluşumu.....56
Şekil 3.1. Tabakalı dairesel kompozitlerin öz bölgesi Sem görüntüleri a) Al2024/B4C(% 5-10 µm), b) Al2024/B4C(% 5-17 µm), c) Al2024/B4C(% 5-58 µm).....59
Şekil 3.2. a) Ç-Al2024/B4C(%5-10µm), b) Ç-Al2024/B4C(%15-10µm), c) Ç-Al2024/B4C(%25-10µm) kompozit malzemelerin mapping görüntülemeleri 61
Şekil 3.3. a) Ç-Al2024/B4C(%5-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü, b) Ç-Al2024/B4C(%15-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü, c) Ç-Al2024/B4C(%25-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü.....63
Şekil 3.4. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm).....65
Şekil 3.5. 24 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı olarak kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranı-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz.....69
Şekil 3.6. 24 °C sıcaklıkta üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri.....72
Şekil 3.7. 24 °C işlem sıcaklığında üretilmiş Ç-Al2024-B4C(% 5-10 µm) malzemede deformasyon oranına göre oluşan boşluklar a) % 16 deformasyon, b) % 30 deformasyon, a) % 37 deformasyon.....73

Şekil 3.8. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm) 75
Şekil 3.9. 250 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı olarak kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranına-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz 79
Şekil 3.10. 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri 81
Şekil 3.11. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm) 83
Şekil 3.12. 400 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranına-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz 86
Şekil 3.13. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri 88
Şekil 3.14. Kompozit malzeme kılıf sertliklerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası 91
Şekil 3.15. Kompozit malzeme öz sertliklerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası 92
Şekil 3.16. Kompozit malzeme porozite değerlerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası 94
Şekil 3.17. a) Üç nokta eğme testi uygulama prensibi, b) Eğme numunelerinin kırılma kesitleri 95

Şekil 3.18. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 98

Şekil 3.19. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(%5-B4C)-%16, b) %5-B4C-%30, c) %5-B4C-%37, d) %15-B4C-%16, e) %15-B4C-%30, f) %15-B4C-%37, g) %25-B4C-%16, h) %25-B4C-%30, j) %25-B4C-%37 100

Şekil 3.20. 24 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi 101

Şekil 3.21. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 104

Şekil 3.22. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C tane boyutuna bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(%5-B4C)-%16, b) %5-B4C-%30, c) %5-B4C-%37, d) %15-B4C-%16, e) %15-B4C-%30, f) %15-B4C-%37, g) %25-B4C-%16, h) %25-B4C-%30, j) %25-B4C-%37 106

Şekil 3.23. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi 107

Şekil 3.24. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C takviye oranına bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm)-% 16, f) 58µm-%30 109

Şekil 3.25. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C tane boyutuna bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm)-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30 110

Şekil 3.26. 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi 112

Şekil 3.27. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde eğme mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon

oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi 114
Şekil 3.28. a) Basma testlerinin uygulama prensibi, b) Tabakalı dairesel kompozitlerin basma yükleri altında şekil değiştirme davranışı (tüm kompozit malzeme çaplarında) 115
Şekil 3.29. 24 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm 117
Şekil 3.30. a) Öz malzemenin bütünlüğünü koruyamaması nedeni ile çelik kılıfta oluşan yarılmalar, b) Basma deneyi sonrası şekil değiştirmiş numunenin kesit görünüşü 118
Şekil 3.31. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µ)-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 120
Şekil 3.32. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µ)-%30, j) 58µm-%37 122
Şekil 3.33. 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 124
Şekil 3.34. 250 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm 127
Şekil 3.35. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 129
Şekil 3.36. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c)

10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 131
Şekil 3.37. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 133
Şekil 3.38. 400 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm 135
Şekil 3.39. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30 136
Şekil 3.40. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30 138
Şekil 3.41. 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 140
Şekil 3.42. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde akma mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi 143
Şekil 3.43. Kayma testi kalıbı ve uygulama prensibi 144
Şekil 3.44. 24 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm 146
Şekil 3.45. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 148
Şekil 3.46. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c)

10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 150
Şekil 3.47. 24 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 152
Şekil 3.48. 250 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm 154
Şekil 3.49. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 156
Şekil 3.50. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37 158
Şekil 3.51. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 161
Şekil 3.52. 400 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j)%25-17µm), k) %25-58µm..... 163
Şekil 3.53. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c)17µm)-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30 164
Şekil 3.54. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30 166
Şekil 3.55. 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi 168

Şekil 3.56. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi 170
Şekil 3.57. B4C takviyeli dairesel kompozitlerde kılıf-öz ara bölgesinde boşluk durumunun artan deformasyon oranı ile değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%5-17 µm)-% 16 deformasyon, b) % 30 deformasyon, c) % 37 deformasyon..... 171
Şekil 3.58. B4C takviye oranının değişimi ile kılıf-öz sınırında meydana gelen seramik yoğunluğu ve çelik-seramik temas alanı değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%5-58 µm), b) %15-58 µm, c) %25-58 µm) 173
Şekil 3.59. B4C tane boyutunun değişimi ile kılıf-öz sınırında meydana gelen seramik yoğunluğu ve çelik-seramik temas alanı değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%15-10 µm), b) 17 µm, c) 58 µm..... 175
Şekil 3.60. 400 ℃ sıcaklık şartlarında yüksek deformasyon oranı ile üretilen tabakalı dairesel kompozit malzemelerin kılıf-öz sınırlarında görülen ayrılmalar ve çatlaklar, a) Ç-Al2024/B4C(%5-10 µm), b) %5-17 µ), c) %25-58 µm..... 177
Şekil 3.61. Ç-Al malzemelerin kayma testi sonrası kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) Çelik kılıf iç yüzeyi, b) Al2024 öz malzemesi dış yüzeyi 178
Şekil 3.62. Ç-Al/B4C(%25-10µm) malzemelerin kayma testi sonrası kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) Çelik kılıf iç yüzeyi, b) Öz malzemesi dış yüzeyi 180
Şekil 3.63. B4C tane boyutunun farklı olduğu malzemelerde kayma testi sonrası kılıf iç ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) 17µm-kılıf iç yüzeyi, b) 17µm öz dış yüzeyi, c) 58µm kılıf iç yüzeyi, d) 58µm öz dış yüzeyi 182
Şekil 3.64. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilmiş Ç-Al2024/B4C(%25-17µm) malzemelerin kayma testi sonrası, a) kılıf iç yüzeyi ve b) öz dış yüzeyi SEM görüntüleri 184
Şekil 3.65. Tabakalı dairesel kompozitlerde, a) işlem görmemiş kılıf malzemesi, b) bu malzemenin çekme sonrası üç farklı çaptaki kesit durumu..... 185

Şekil 3.66. Oda sıcaklığı şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi 187
Şekil 3.67. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi 189
Şekil 3.68. 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi 191
Şekil 3.69. Malzeme eksenine paralel olarak alınan kesit yapısı ve bu bölgeden yapılan sertlik taraması izleri 192
Şekil 3.70. a) Nitrürleme işlemine tabi tutulan kompozit malzemelerin kılıf bölgelerinden alınan sertlik değerleri, b) Nitrürleme sonrası deformasyon oranına göre maksimum yüzey sertliği ve nitrür tabaka derinliğinin değişimi 193
Şekil 3.71. Nitrürlenmiş kompozit malzemede gerçekleştirilen XRD analiz sonucu ... 194
Şekil 3.72. Çelik kılıfta nitrürleme ile oluşan bölgeler, a) Optik mikroskop görüntüsü, b) SEM görüntüsü 196
Şekil 3.73. Nitrürlenmiş malzemenin Kılıf kesitinden yapılan çizgisel tarama ile elde edilen karbon, azot, oksijen ve demir atom dağılımları 197
Şekil 3.74. Nitrürlü ve nitrürsüz malzemelerin, a) Basma testi eğrilerinin, b) Eğme testi eğrilerinin, c) Kayma testi eğrilerinin karşılaştırılmaları 199
Şekil 3.75. Nitrürleme işlemine tabi tutulan kompozit malzemelerde kırılmalar, a) Basma testi sonrası, b) Eğme testi sonrası 200
Şekil 3.76. Nitrürlü ve farklı sıcaklıklarda üretilmiş nitrürsüz malzemelerin, a) Akma mukavemeti, b) Kayma mukavemeti değerlerinin deformasyon oranı bağlı olarak karşılaştırılmaları 201
Şekil 3.77. Mekanik özelliklerin üretim değişkenlerine göre kıyaslanması, a) Eğme-Basma (T=24 °C), b) Eğme-Kayma (T=24 °C), c) Eğme-Basma (T=250 °C), d) Eğme-Kayma (T=250 °C), e) Eğme-Basma (T=400 °C), f) Eğme-Kayma (T=400 °C) 205

GİRİŞ

Günümüz mühendislik çözümlerinin temelinde uygun malzeme seçimi gelir. Malzeme, bir amaç doğrultusunda kullanılarak kendisinden bir şey yapılan madde olarak tanımlanır. Bu tanımdaki madde demir, ahşap, toprak vb. geleneksel malzemeleri daha kapsayıcı davranır. Ancak günümüzde malzeme ihtiyaçları geleneksel malzemelerin yeterli olmadığı birçok uç noktaya doğru genişlemiştir. Bu uç noktalardaki problemler, gelişen kompozit malzeme teknolojileri ile çözülebilmektedir. Kompozit malzeme, en az iki farklı malzemenin bir araya getirilmesi ile oluşan bir malzeme sınıfı olup, genel malzeme tanımından farklı olarak malzemelerden yapılmış malzeme olarak tanımlanabilir. Kompozit malzemeler içerebileceği malzemelerin çeşitliği ve bu malzemelerin bir araya getirilme şekli bakımından çok geniş bir çeşitliliğe sahiptir. Bu tez çalışması dairesel tabakalı kompozit malzeme sınıfına girebilecek bir kompozit malzemenin geliştirilebilirliğini, üretilebilirliğini ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonunu belirlemeyi amaçlamıştır.

Kompozit malzemelerin geliştirilmesindeki en temel istekler başta yüksek mukavemet/yoğunluk ve rijitlik/yoğunluk oranları, geliştirilmiş korozyon, yorulma ve aşınma dirençleri, iyileştirilmiş ısıl, akustik ve elektrik iletkenlik özellikleri gibi genelde geleneksel tek bir malzemenin sağlayamadığı özellikler olmaktadır. Bu çalışmaya konu olan çelik kılıflı Al-B4C özlü dairesel kompozit malzeme, “yüzeysel özellikleri iyileştirilebilecek ve yüksek mukavemet/yoğunluk oranına sahip bir mil üretilebilir mi” sorusuna istinaden çalışılmıştır. Malzeme kesiti, dışta ince bir çelik kılıftan içerde ise Al-B4C karışımı metal matrisli bir kompozit malzemeden oluşmaktadır. Çelik malzeme olarak kimyasal içeriği nitrürleme gibi düşük sıcaklık yüzey işlemine uygun olan, aynı zamanda sahip olduğu iyi ve iyileştirilebilir mekanik özellikler ve düşük maliyeti nedeni ile imalat piyasasında geniş bir kullanıma sahip AISI 4140 çeliği seçilmiştir. Öz

malzemesinin matris fazı iyi mekanik özellikleri ve şekillendirilebilme kolaylığı sebebi ile Al 2024, takviye fazı ise yüksek sertlik ve mekanik özelliklerle beraber oldukça düşük bir yoğunluğa sahip olan, ayrıca ülkemizin sahip olduğu cevher rezervleri sebebi ile kullanılırlığının artırılmasına olanak sağlayabilmek amacı ile B4C olarak belirlenmiştir. Kompozit malzemenin üretim işlemi iki safhada gerçekleştirilmekte olup ilk safhada, powder in tube yöntemi ile çelik tüp içine Al2014-B4C toz karışımı sıkıştırılıp ön sinterlemeye tabi tutulmakta, ikinci safhada ise elde edilen bu çubuğun kılıf-öz ara yüzey bağını güçlendirmek için çubuk çekme işlemi gerçekleştirilmektedir. Üretim değişkenleri Al2024-B4C karışımında toz hacim oranları (% 5, % 15 ve % 25 hacimsel oranda B4C), kesit düşürme oranları (12 mm çaptan 11 mm, 10 mm ve 9.5 mm çaplara olan % 10, % 20 ve % 30 şekil değiştirme oranları), ve çubuk çekme sıcaklıklarıdır (oda sıcaklığı, 250 °C ve 400 °C).

Üretim sonrası kompozit numuneler mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacı ile birçok farklı teste tabi tutulmuştur. Bunlar basma, eğme, kayma testleri, sertlik ölçümü, yoğunluk ölçümü ve her iki malzemeyi ve ara kesitlerini kapsayan mikro yapı incelemeleridir. Bu testler sonucu belirlenen optimum özelliklere sahip malzeme grubu gaz nitrürleme işlemine tabi tutulmuş ve bu malzemeler nitrürleme sonrası değişen özelliklerin tespiti için yukarıda belirtilen testlerden geçirilmiştir.

Yukarıda belirtilenler ışığında bu tez çalışması dört ana bölüm üzerinden planlanarak yazılmıştır.

Birinci bölüm; teze konu olan kompozit malzemenin literatürdeki yeri ve bu alanda sağlayacağı katkıları açıklayan literatür çalışması bölümüdür. Burada kompozit malzemeler ve tabakalı/dairesel tabakalı kompozit malzemeler hakkında bilgilendirmeler, literatürde karşılaşılan dairesel kompozit malzemeleri oluşturan malzeme çiftleri ve bu malzeme çiftlerini bir araya getirme amaçları ve elde edilen sonuçlar ve dairesel kompozit malzemelerin üretilmesinde kullanılan üretim yöntemleri açıklanmaktadır.

İkinci bölüm; materyal-metot bölümü olup bu bölümde kullanılan malzemeler ve bu malzemelerin özellikleri, üretim yöntemi, üretim parametreleri, uygulanan testler, standartları, amaçları ve uygulama prensipleri açıklanmaktadır.

Üçüncü bölüm; elde edilen araştırma sonuçlarının paylaşıldığı ve değerlendirildiği araştırma bulguları bölümüdür. Bu bölümde sonuçlar uygulanan testlere göre sınıflanmıştır. Sertlik ve yoğunluk ölçümleri, eğme, basma ve kayma testleri ile elde edilen sonuçlar, test başlıkları altında B4C toz boyutu ve oranları, şekil değiştirme oranları ve çubuk çekme sıcaklıklarına göre kıyaslanmıştır. Nitrürleme işlemi sonrası yapılan genel testlerde bu bölümde ayrı olarak değerlendirilmiştir.

Dördüncü bölüm; elde edilen sonuçların özetlenerek tartışıldığı, sonuçlandırıldığı ve bunların ışığında gelecekte yapılması gerekenlerin önerildiği bölümdür.

1. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER ve LİTERATÜR ÇALIŞMASI

1.1. Tezin Konusu ve Önemi

Dairesel ya da özel kesitli dolu veya ortası boş profiller mühendislik alanında yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Bu malzemelerin kullanım alanlarına göre kesit boyunca içten dışa farklı özelliklere sahip olması gerekebilmektedir. Bu tür durumlar için geliştirilmiş bir malzeme türü olan tabakalı metal kompozit malzemeler, iki veya daha fazla malzemenin ara yüzeylerinin birleştirilmesiyle oluşan tipik kompozit malzemelerin farklı bir şeklidir. Bu çalışmada makine, otomotiv ve havacılık alanında yapısal makine elemanı olarak kullanılmak üzere yüksek dayanım ve düşük yoğunluk özelliklerinin bir araya getirildiği çelik/alüminyum-seramik formunda tabakalı metal kompozit geliştirilmesi amaçlanmıştır.

Bu malzemelerin dışı (kılıf) ve iç kısmı (öz) için uygun olan malzeme, ihtiyaca göre seçilmeli ve uygun bir yöntemle bir araya getirilmelidir. Bi-metal malzeme, kaplama malzeme ve katmanlı malzeme gibi isimlerle de tarif edilen tabakalı metal kompozitler yüksek dayanım ve şekil değiştirebilme kabiliyeti gibi mekanik özellikleri, elektriksel iletkenlik ve korozyon direnci gibi fiziksel özellikleri bir araya getirirler. Sağladığı bu avantajlardan dolayı ısı ve elektrik transferi alanlarında, kimya ve atom tesislerinde, yüksek vakumlu ve kriyojenik sistemlerde kullanımı sürekli olarak artmaktadır. Aynı zamanda yüksek özgül dayanıma sahip, fonksiyonel amaçlı olarak üretilebilir olmaları ve üretimlerinde geleneksel yöntemlerin kullanılabilirliği yine bu tür malzemelerin sağladığı önemli avantajlardandır. Ancak bu avantajların makine ve otomotiv gibi alanlarda kullanımına yönelik olan çalışmaların sınırlı olduğu, uygulamalarda karşılaşılmayan çelik/alüminyum-seramik şeklinde üretilebilecek bir tabakalı metal kompozit ile moment

taşıyan miller ve kamlar gibi endüstriyel parçaların yüksek mukavemetli, daha tok ve daha hafif olarak üretilmeleri gündeme gelmektedir.

Bu çalışmada, Çelik/Al-seramik tabakalı metal kompozit, belirli bir cidar kalınlığına sahip çelik kılıf malzemenin içine Al-seramik toz karışımının sıkıştırılmasıyla elde edilen ön mamulün çekilmesiyle (çubuk çekme) üretilmiştir. Çubuk çekme işlemi ile hem malzemenin şekillendirilmesi hem de tabakalı kompozitler için önemli bir özellik olan ara yüzey bağlantı mukavemetinin yükseltilmesi amaçlanmıştır. Ekstrüzyon işleminden sonra 490-550 °C sıcaklık aralığında yapılabilen nitrürleme işlemi ile aşınma ve yorulma direncini arttırmak hedeflenmiştir.

Literatür çalışmasında tabakalı metal kompozitlerin genellikle ısı ve elektrik iletkenliği, bununla birlikte korozyon direncinin istendiği durumlar için Al/Cu, Ti/Cu, Çelik/Cu gibi metal/metal çiftleri şeklinde, bunun yanında süper iletken kabloların üretiminde metal/seramik çiftinin çalışıldığı görülmüştür. Bu tez çalışmasında ise Al/Seramik metal matrisli kompozit özlü ve nitrürlenebilir çelik kılıflı yeni bir kompozitin üretilerek makine ve otomotiv alanlarında kullanımına açık sonuçlar doğurabilecek bir çalışma yapılmıştır. Bu çalışma ile

- Metal / MMK(Al-Seramik) malzemenin üretilebilirliği,
- Metal / MMK(Al-Seramik) malzemenin genel mekanik ve ara yüzey bağ mukavemeti özellikleri,
- Metal / MMK(Al-Seramik) malzemenin çubuk çekme ile şekillendirilebilirliği ve çekme işleminin ara yüzey bağ mukavemetine etkisi,
- Seramik takviyesi, tane boyutu ve hacim oranlarının ara yüzey bağ mukavemetine ve mekanik özelliklere etkileri,
- Metal-MMK malzemenin nitrürlenebilme kabiliyeti ve nitrürlemenin bu malzemenin mekanik özelliklerine etkileri gibi soruların cevapları araştırılmıştır.

Dolayısıyla bu çalışma, farklı yapıda bir tabakalı metal kompozitin üretilebilmesi ve yukarıda belirtilen sorulara cevap verilebilmesi nedeniyle özgün bir değere sahip olup

ülkemizde bu hususta yapılabilecek çalışmalara ve uluslararası tabakalı metal kompozit literatürüne önemli bir katkı sağlayacaktır.

Literatür çalışması, dairesel tabakalı kompozitleri oluşturan malzeme bileşenlerinin cinslerini ve çeşitlerini, bu malzemeleri üretmek için kullanılabilecek üretim yöntemlerini, çelik kılıflı bir dairesel tabakalı kompozit malzemenin düşük sıcaklılarda uygulanabilirliği nedeni ile nitrürleme işlemine uygun olduğunu ve bu malzemelerin taşıması gereken özellikler ve bu özellikleri belirlemekte hangi testler veya işlemlerin uygulanabileceğini ortaya koymuştur. Bu tez kapsamında üretilmesi ve üretim parametrelerinin ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi amaçlanan Çelik-Al/B4C formundaki dairesel tabakalı çubuk malzeme literatüre yeni bir malzeme yaklaşımı getirecektir. Öz malzemesinin alüminyum metal matrisli olması düşük sıcaklıklı nitrürleme işlemine uygunluk sağlamaktadır. Ayrıca alüminyum matris ve B4C takviyesi malzemenin yoğunluğunu düşürecektir. B4C parçacıklarının kılıf-öz arabağ mukavemetini arttırması da hedeflenmiştir. Bu malzemenin üretimine dair ayrıntılar bir sonraki bölümde verilmiştir.

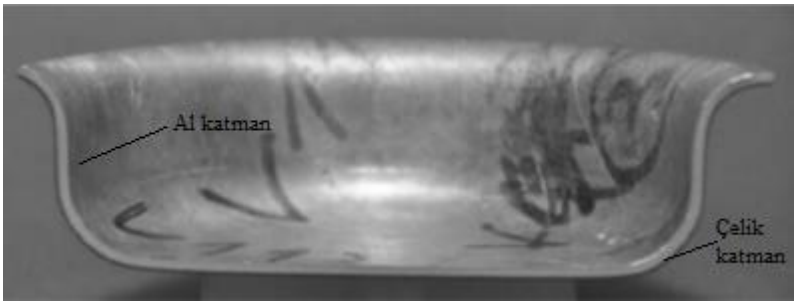
1.2. Literatür Çalışması

Kompozit malzemeler, iki ya da daha fazla sayıdaki, aynı veya farklı gruptaki malzemelerin, en iyi özelliklerini yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemeler olarak adlandırılırlar [1]. Genel olarak kompozit malzemeler, matris diye isimlendirilen sürekli bir faz içine dağıtılmış farklı yapıdaki takviye elemanlarının bir araya gelmiş halidir. Burada bir araya gelme durumu çözme-çözünme şeklinde olmayıp bir arada bulunma durumudur. Kompozit malzemeler, matris malzemesinin türüne (metal matris, polimer matris..), takviye elemanının türüne, yapısına ve yerleştirilme şekline göre (elyaf takviyeli, parçacık takviyeli, tabakalı kompozitler vb.) farklı şekillerde isimlendirilebilirler [2]. Klasik manada tabakalı (laminated) kompozit malzeme, matris fazının fiber yapıdaki takviye elemanları ile birleştirilmesiyle oluşan tabakaların birden fazlasının bir araya getirilmesi ile elde edilen kompozitlerdir. Bu tez çalışmasında geliştirilmesi amaçlanan tabakalı malzeme ise fiber yapıda bir faz içermemekte, iki farklı malzeme yapısının daire eksenine paralel yönde üst üste bindirilmesiyle elde edilecek katmanlı bir yapıyı kapsamaktadır. Dairesel yapıda olan tabakalı kompozitler kaplama kompozit (clad composite) olarak ta

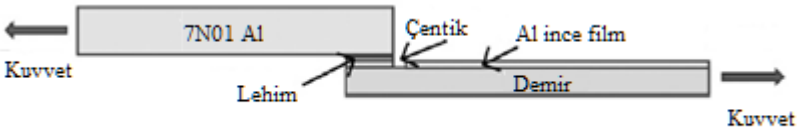
isimlendirilmektedirler [3]. Kompozit malzemeleri tabakalı olarak üretmenin birçok farklı amacı ve sağladığı avantaj bulunmaktadır. Bunların en başında her bir tabakanın üstün özelliğini birçok farklı yönde elde etmek, farklı katmanlarda farklı özellikler istemek ve iç katmanları dış ortamdan muhafaza etmek gelmektedir. Literatür çalışması metal esaslı ve metal matrisli plaka şeklindeki tabakalı malzemelerin kısa bir incelemesini, peşinden metal esaslı dairesel tabakalı kompozitlerin malzeme içeriği ve üretim şekillerinin incelenmesini kapsayacak şekilde düzenlenmiştir.

Bimetal tabakalı plakalar iki farklı metalin ara yüzeyde bağlanmaları ile elde edilir. Her kompozit malzemede olduğu gibi burada da amaç iki metal malzemenin üstün özelliklerini kompozit malzemede bir araya getirmektir. Bimetal kompozit plakalarda Al-Çelik malzeme çiftinin olduğu çalışmaların yoğunlukta olduğu görülmekle birlikte Cu-Al, Mg-Al, Al-Al ve Fe-Çelik gibi malzeme çiftini içeren çalışmalarda bulunmaktadır [4, 5, 6, 7].

Al-Çelik tabakalı plakalarda çelik ve alüminyumun özelliklerinin bir araya getirildiği düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve korozyon direnci ve iyileştirilmiş ısı iletkenliğine sahip yeni bir malzeme şekli oluşmakta [8, 9] ve bu malzeme ısıtma-havalandırma sistemleri, termal ve nükleer tesislerde ve gıda sektöründeki mühendislik uygulamalarında (Şekil 1.1) kullanılabilmektedir [10]. Tabakalı bimetal kompozit malzemeler genel olarak yapıları nedeni haddeleme yöntemi ile üretilmektedirler [11]. Çalışmalarda, tabakalı üretimde amaçlanan hedeflerin gerçekleşebilirliğini kontrol etmeye yönelik olarak öncelikle çekme ve sertlik testleri gibi temel mekanik testlerle sıkça karşılaşılmaktadır [12, 13]. Bu tür malzemelerde önemli bir etken olan ara yüzey bağını tespit etmeye yönelik shear testleri (Şekil 1.2) de uygulanmaktadır [14]. Ancak daha iyi malzeme özellikleri temin edebilmek amacıyla haddeleme yöntemlerinin sürekli döküme benzer şekilde döküm yöntemi ile birleştirildiği ikiz haddeli döküm yöntemi [15, 16, 17] veya vakumlu haddeleme [14] gibi farklı yöntemler ile de üretimler gerçekleştirilebilmekte ve malzeme özelliklerine etkileri araştırılmaktadır.



Şekil 1.1. Derin çekme işlemi ile şekillendirilmiş bir Al-Çelik tabakalı plaka [9]

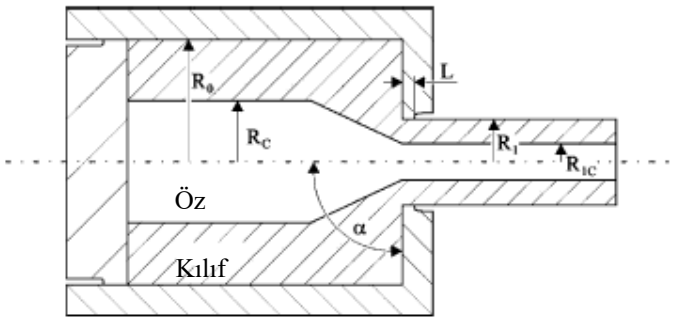


Şekil 1.2. Tabakalı bimetal plakalarda shear testinin uygulama prensibi [14]

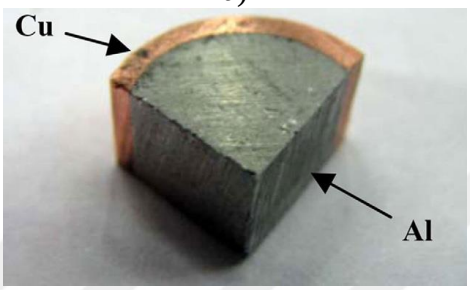
Mg, düşük yoğunluğu ve boyutsal kararlılığı ve yüksek özgül mukavemeti nedeni ile önemli bir metal olmakla beraber korozyon direncinin ve şekillendirilebilirliğinin kötü olması gibi sebeplerden dolayı farklı kullanım yollarına yönlenmeye sebep olmaktadır. Bu yollardan biriside olumsuz özelliklerini dengeleyebilen Al gibi bir metal ile tabakalı bir formda üretilmesidir [18]. Çelik-Al tabakalı kompozitlerin uygun olmamasının tersine Mg-Al tabakalı kompozitlerin üretiminde sıklıkla ekstrüzyon yönteminin farklı tipleri kullanılmaktadır [19, 20].

Tabakalı metal plakalar ile alakalı çalışmalar kullanım yoğunluğundan kaynaklı olarak bazı metal çiftleri üzerinde yoğunlaşmakla beraber metal çeşitliliğinin çok olması sebebi ile farklı birçok kombinasyonda çalışma ile karşılaşılabilmektedir. Daha düşük yoğunlukta ve maliyette süper iletken elde etmek amacı ile bakır ve alüminyumun bir araya getirildiği Cu-Al veya Cu-Al-Cu tabakalı kompozit plakalar [21, 22], aynı metal cinsinin şekillendirilebilme, tokluk veya yüzey kalite farklılığından dolayı bir araya getirildiği çelik-çelik, Fe-çelik veya çelik-inconel [23, 24, 25, 26, 27, 28] gibi tabakalı kompozit plakalar bu alanda karşılaşılan birçok çalışmadan sadece birkaç örnektir.

Dairesel tabakalı kompozitler, daire ekseninin paralel konumuna göre kesitin tabakalı olarak en az iki malzemeden oluştuğu kompozit malzeme şekilleridirler. Dairesel tabakalı kompozitlerde içteki malzeme ‘‘ÖZ’’, dıştaki malzeme ise ‘‘KILIF’’ olarak adlandırılmaktadır (Şekil 1.3).



a)



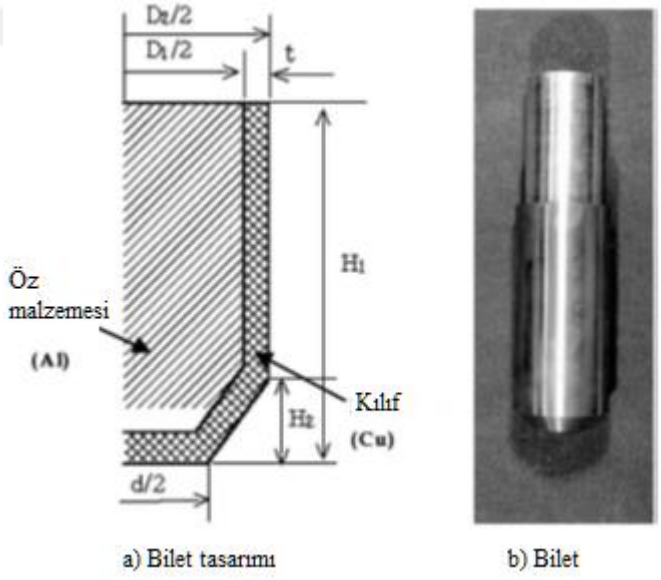
b)

Şekil 1.3. a) Tabakalı kompozit malzemenin yapısı ve ekstrüzyonu [29], b) Cu-Al tabakalı kompozit kesti görünümü [30]

Dairesel tabakalı kompozit malzemeler çubuk şeklinde veya boru formunda içi boş olarak elde edilebilmektedir. Bu malzemeler şekillerinin uygunluğu sebebi ile ekstrüzyon yönteminin birçok farklı şekli, patlamalı kaplama yöntemi, döküm yöntemleri, dairesel haddeleme ve manyetik puls yöntemi gibi yeni tip yöntemler ile de üretilebilmektedir. Malzeme çiftlerine bakıldığı zaman ise Cu-Al, Al-Al, Çelik-Al ve Mg-Al gibi farklı cins veya aynı cins malzeme gruplarının bir arada olduğu farklı konfigürasyonlarla karşılaşılmaktadır. Bu malzeme çiftleri ve üretim yöntemleri üzerinden yapılan çalışmalar incelenmiş ve özetlenmiştir.

Dairesel tabakalı kompozitlerde çalışma yoğunluğu bakımından en yoğun karşılaşılan malzeme çifti Cu-Al'dır. Bunun sebebi Al ve Cu'nun bir araya getirilmesi ile oluşturulan tabakalı kompozitin Cu'ya göre yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, düşük yoğunluk ve daha düşük maliyetler sağlamasıdır [31, 32]. Cu-Al tabakalı kompozitlerin üretiminde iki bileşeninde plastik deformasyona uygunluğu sebebi ile ekstrüzyon önemli rol alır. Kang ve arkadaşları Al-Cu tabakalı kompozitlerin sıcak ekstrüzyonu ile üretilebilirliğinde kalıp açısı ve ekstrüzyon sıcaklığı işlem parametrelerinin malzeme özelliklerine etkisini incelemişler ve bunu basma testi ile gözlemlemişlerdir (Şekil 1.4) [33]. Ayrıca bu işlemi sonlu elemanlar yöntemi ile sayısal olarak modellemişler ve deneysel çalışmalar ile

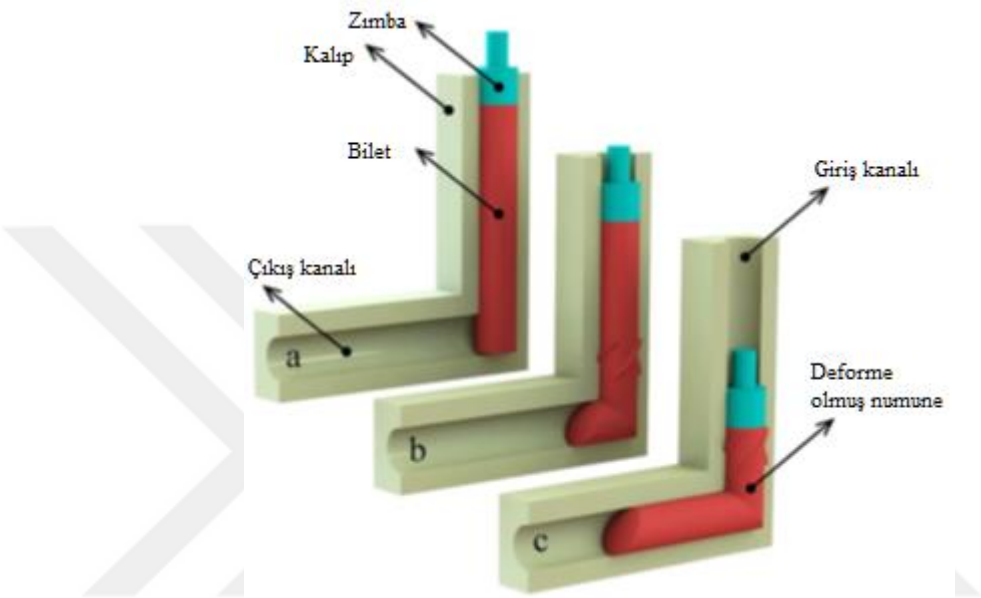
kıyaslamışlardır. Aynı malzeme üzerinde yaptıkları başka bir çalışmalarında ise sürtünme ve yağlayıcı faktörünün hem sayısal hem deneysel çalışmada ekstrüzyon işlemine ve sonuçlarına etkisini incelemişlerdir [34]. Rhee ve arkadaşları yine Cu-Al malzeme çiftinden oluşan tabakalı kompozit malzemenin üretiminde ekstrüzyon yönteminin farklı bir şekline yönelmişler ve sürtünme şartlarını minimuma düşürecek hidrostatik ekstrüzyon yöntemi üzerine çalışmışlardır [35]. Çalışmalarında ekstrüzyon oranı ve kalıp açısının hidrostatik ekstrüzyonda önemli bir faktör olan işlem basıncına ve malzeme karakterizasyonuna etkisi üzerinde durulmuş, malzemenin kesitinden yapılan sertlik taraması ve mikro yapı incelemeleri ile bu etki tespit edilmeye çalışılmıştır. Park vd. de Cu-Al malzeme çifti ile yine hidrostatik ekstrüzyon yöntemi ile tüp üretimi üzerine bir çalışma yapmışlar ve çalışmalarında kalıp açısının ve ekstrüzyon oranının ekstrüzyon basıncına ve malzeme özelliklerini etkilerini hem deneysel hem de sayısal olarak incelemişlerdir [36]. Chitkara ve Aleem, Cu-Al ve Al-Cu tüplerin mandrel destekli ekstrüzyon yöntemi ile üretiminde ekstrüzyon oranı, kalıp açısı ve kılıf-öz çap oranlarının ekstrüzyon basıncına etkisini sayısal ve deneysel olarak kıyaslamışlardır [37].



Şekil 1.4. Cu-Al tabakalı kompozit malzeme üretiminde farklı bir bilet tasarımı ve üretimi [33]

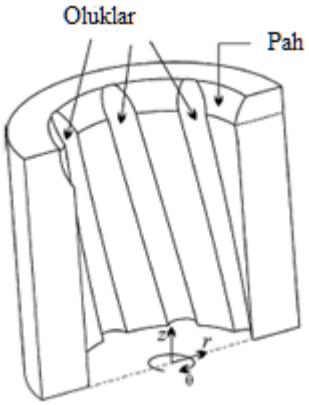
Eivani ve Taheri, ekstrüzyon uygulamasının yeni bir şekli olan eşit kanal açısal ekstrüzyon yöntemi (ECAE) (Şekil 1.5) ile Cu-Al tabakalı kompozitlerin üretimini gerçekleştirmişler ve bu yöntemin kılıf-öz ara bağ mukavemetine etkilerini gözlemlemek için shear testleri yapmışlardır [38]. Test verileri bu yöntemde tek geçiş ile elde edilen

ara bağ mukavemetinin normal ekstrüzyona göre aynı değerlerde olduğunu ikinci bir geçiş ile bir önceki mukavemetin % 12.5 değerlerinde arttırıldığını göstermiştir. ECAE yöntemi, işlemin tekrar edilebilirliği ve sağladığı yüksek plastik deformasyon sayesinde mukavemetin arttırılabilirliğine katkıları nedeni ile kullanımı artan bir şekillendirme metodudur [39].



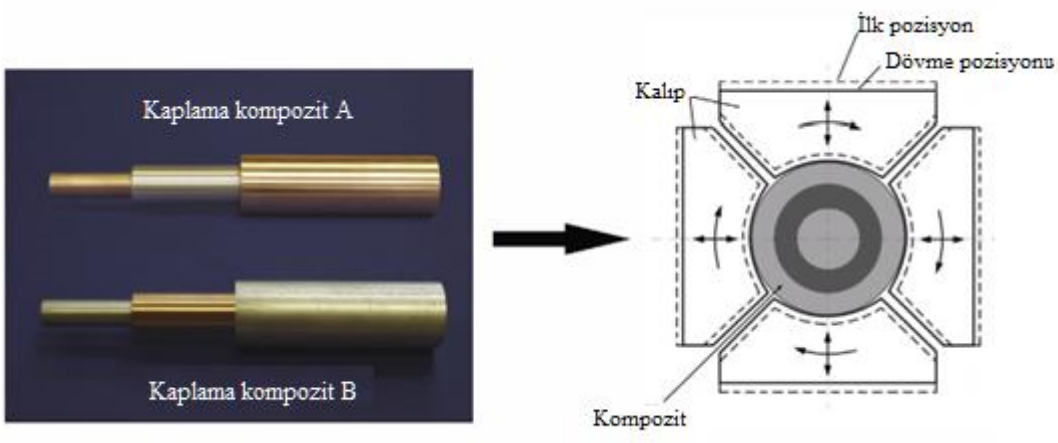
Şekil 1.5. ECAE yönteminin uygulama şekli ve aşamaları [40]

Ekstrüzyonla bimetal çubuk üretiminde kullanılan farklı bir yaklaşım da spiral kompozit ekstrüzyon (AFSCE) yöntemidir. Bu yöntemde ekstrüzyon kalıplarının içine spiral kanallar açılmakta ve bu kanallar sayesinde plastik deformasyon oranının arttırılması ile kılıf-öz arasında bağ mukavemetinin arttırılması ve tane küçülmesi ile de mekanik özelliklerin iyileştirilmesi hedeflenmektedir (Şekil 1.6). Sapanathan vd. AFSCE yöntemi kullanarak Cu-Al tabakalı kompozit üretimi gerçekleştirmişler ve bu yöntemin Au-Al ara bağ yapısına ve mukavemetine etkilerini incelemişlerdir [41]. Sonuçlar, bu yöntemin malzemede daha iyi boyutsal hassasiyet ve kılıf-öz arasında daha iyi bağlanma sağladığını göstermiştir.



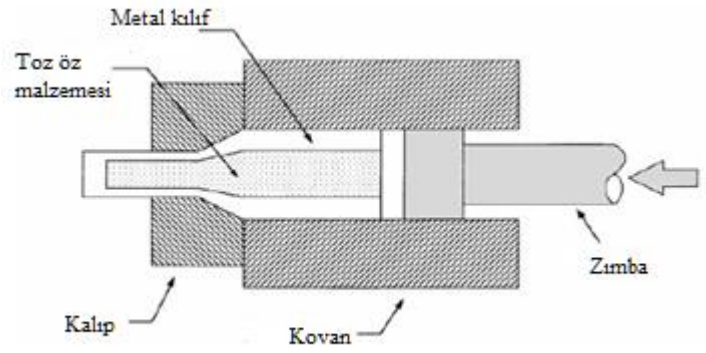
Şekil 1.6. AFSCE yönteminde kullanılan kalıbın kesit görünüşü [42]

Kwang ve Kwon Cu-Al malzemelerin vakumlu sıcak presleme altında ara yüzeylerinde oluşan katı hal yani difüzyon temelli bağlanmanın esaslarını inceledikleri çalışmalarında farklı sıcaklık ve deformasyon oranları altında katmanların sertlik değerlerine ve mikro yapı değişimine bakarak bu bağlanmanın özelliklerini belirlemeye çalışmışlardır [43]. Kocich vd. yine Cu ve Al içerikli olan çalışmalarında Cu-Al-Cu ve Al-Cu-Al şeklinde üç katmanlı olarak üretmek istedikleri tabakalı kompozit malzemeler için soğuk sıvama yöntemini kullanmışlardır (Şekil 1.7). Ara bağ mukavemetinin en iyi şekilde sağlanılmasının istenildiği bu yöntem ile beraber farklı sıcaklık ve farklı deformasyon derecelerinde gerçekleştirilen üretimler sonrası malzemelerin genel mekanik özellikleri ve mikro yapıları çekme, eğme ve sertlik testleri ile ve SEM taramaları ile ortaya konulmuştur [44].



Şekil 1.7. Soğuk sıvama yöntemi ile tabakalı kompozitlerin üretilme prensibi [44]

Tabakalı dairesel kompozitler, tabi tutuldukları nihai üretim şekline gelmeden önce ekstrüzyon yöntemi için gerekli olan biletin hazırlanması örneğinde olduğu gibi bir ön mamul hazırlanma aşamasından geçerler. Ön mamulü oluşturmada birçok farlı yöntem uygulanabilir. Bu yöntemlerden en çok tercih edilenlerden birisi kılıfın tüp olarak, öz'ün ise bir çubuk olarak üretilmesi ve bunların iç içe geçirilmesidir [34]. Çubuk formunda üretilen Cu-Al kompozitlerin birçoğunda bu yöntem uygulanmaktadır. Kılıf-öz ön mamulün üretiminde powder in tube yöntemi [45] gibi toz metalürjinin kullanıldığı durumlarda vardır. Apperley vd. süperiletken özellikli bir kompozit çubuğun ekstrüzyon ile üretiminde ön mamul olarak kullandıkları bileti powder in tube yöntemi ile üretmişler ve bakır içine gümüş kaplı süper iletken toz sıkıştırmışlardır. Sonrasında bu malzemelerin ekstrüzyonunda kalıp açısı, kılıf-öz kalınlık oranı ve ekstrüzyon oranının etkilerini inceleyerek optimum üretim parametrelerini belirlemeye çalışmışlardır [46]. Chou ve Hung'ta benzer şekilde öz'ü süper iletken toz olan kılıfı ise alüminyum ve bakır olan dairesel kompozit yapılarının üretiminde powder in tube yöntemi ile üretilen biletlerin ekstrüde edilmesi yolundan gitmişler, (Şekil 1.8) kalıp açısı, kılıf-öz kalınlık oranı ve ekstrüzyon oranı parametrelerinin ürün kalitesine etkisini hem deneysel hem de sayısal çözümleme yolu ile incelemişlerdir [47].



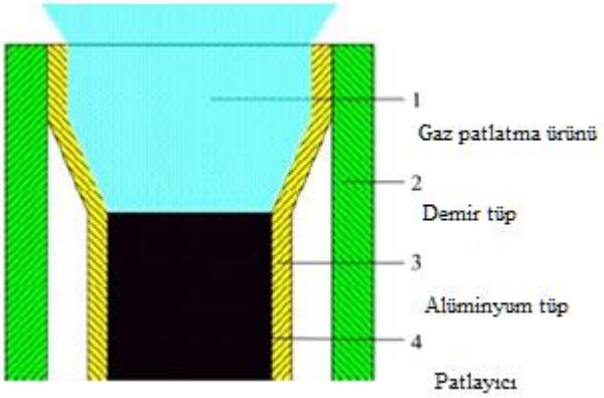
Şekil 1.8. Toz formunda öze sahip metal kılıflı biletlerin ekstrüzyonu [47]

Dairesel kompozit malzemeler ürün formu olarak çubuk şeklinin yanında tüp veya boru olarak ta üretilebilmektedir. Bu durum malzemenin iletkenlik veya korozyon direnci gibi durumlarının malzemenin içinde ve dışında birbirinden farklı olmasının gerekli olduğu yerlerde avantaj sağlamaktadır [48, 49]. Krishna vd. toz metalürjisi ile ön form verilmiş çelik-bakır ve bakır-alüminyum tüp formlu biletleri ekstrüzyon ile şekillendirmişlerdir. Çalışmada yoğunluk oranı, hacim oranı ve şekil değiştirme oranını değişken olarak

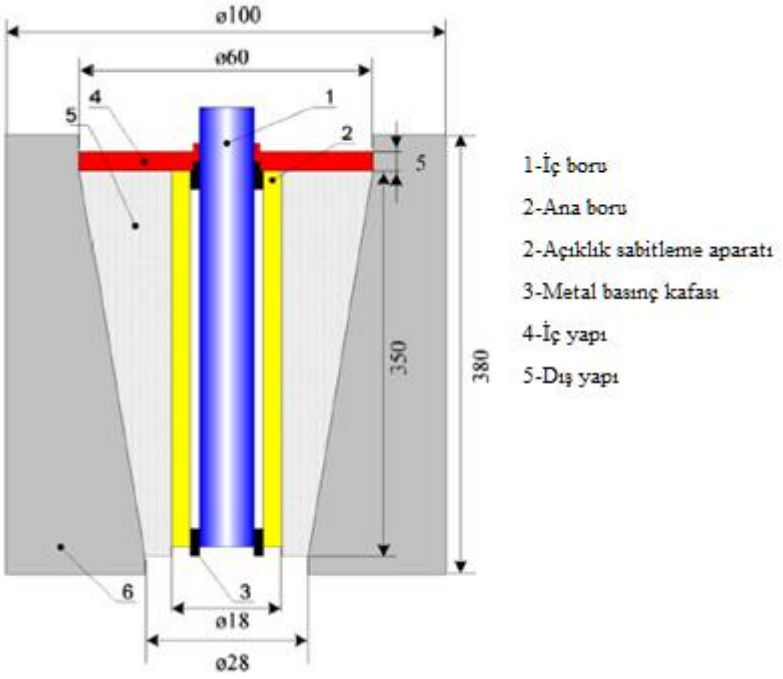
belirleyip bu parametrelerin ürün kalitesine etkisine bakmışlardır [50]. Diğer bir çalışmalarında ise aynı malzeme çiftleri için ara yüzey bağının iyileştirilmesi amacı ile kılıf-öz arasında nano boyutlu nikel partiküller kullanmışlar ve oldukça iyi sonuçlar almışladır [51]. Yine bu malzemelerden çelik-bakır çiftinin ara yüzeyde toz kullanılan ve kullanılmayan formlarına yaptıkları ısıl işlemin ara yüzey bağ kalitesine etkisini mikro yapısal olarak ve shear testi ile mekaniksel olarak inceleme yoluna gitmişlerdir [52]. Gomez ve Echeberria, kılıfı çelik, özü ise demir esaslı süper alaşım tozu olan bimetal tüplerini sıcak ekstrüzyon yöntemi ile üretmişler ve sonrasında uyguladıkları ısıl işlemlerin malzeme mekanik özelliklerine etkilerini eğme, burma gibi testlerle belirlemeye çalışmışlardır [53].

Tabakalı dairesel kompozitlerde bakır-alüminyum malzeme çiftinden sonra çokça karşılaşılan diğer malzeme çiftlerini magnezyum-alüminyum ve çelik-alüminyum formları oluşturmaktadır. Magnezyum alaşımları, düşük yoğunluğu ve yüksek özgül mukavemeti vb. özellikleri nedeni ile uzay, otomotiv, elektronik ve bilgisayar teknolojileri birçok alanda kullanımı artan bir malzeme cinsi olmakla beraber düşük süneklik, korozyon ve aşınma direnci ve şekillendirilebilme kabiliyetinin kötü olması gibi olumsuz özelliklere de sahiptir [54, 55]. Bahsedilen olumsuz özelliklerin daha iyi olduğu alüminyum ve alüminyum alaşımları ile bir araya getirilerek oluşturulan Al-Mg bimetal kompozitler magnezyuma göre daha optimum özellikler taşımaktadır. Dairesel formlarından dolayı yine en çok tercih edilen üretim şekli ekstrüzyondur [55, 56]. Ara bağ mukavemetini iyileştirmeye yönelik olarak ECAP (eşit kanal açısal ekstrüzyon yöntemi) gibi ekstrüzyonun farklı tipleri de uygulanabilmektedir [57]. Üretim sonrası yapılan testler en başta kılıf-öz ara bağ mukavemetini belirlemeye yönelik olan shear testi [57, 58], bimetal kompozitin tokluğunun belirlenmesinde etkili olan çekme-basma-sertlik testleri ve içyapı değişimini görmeye yönelik mikro yapı incelemeleridir [56, 59, 60, 61]. Çelik-alüminyum malzeme çifti ile oluşturulan tabakalı dairesel kompozitlerde farklı bir takım amaçlar bulunmaktadır. Bunlar en başında alüminyum ile çeliğin korozyon direncini arttırmak veya alüminyumun düşük yoğunluğu ile çeliğin yüksek mukavemetini bir araya getirmek gelmektedir [62, 63]. Bununla birlikte mekanik özelliklerin birbirinden fazla farklı olması sebebi ile üretim yöntemi uygunluğu bakımından diğer bimetal kompozit çiftlerinden ayrılırlar. Çelik-Al kompozitlerin bir araya getirilmesinde

kullanılan yöntemlerin başında patlamalı kaynak gelmektedir. Çeliğin kılıf veya öz olması durumuna göre patlayıcı içte veya dışta olabilmektedir (Şekil 1.9).



a)

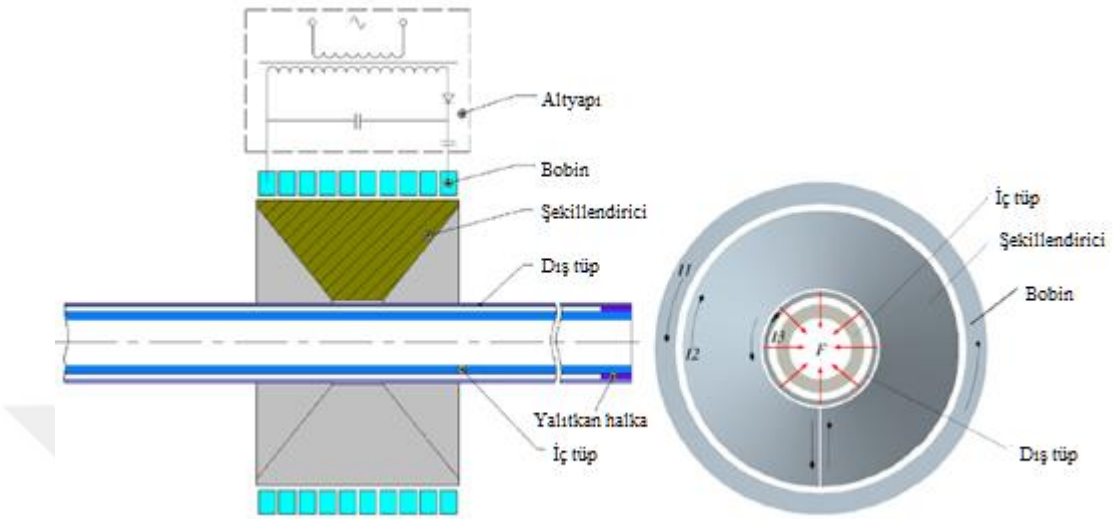


b)

Şekil 1.9. Patlamalı kaynak yöntemi ile bimetal çelik-Al boru üretimi, a) içten patlayıcılı yöntem [64], b) dıştan patlayıcılı yöntem [65]

Çelik-alüminyum bimetal kompozitlerin üretiminde karşılaşılan yenilikçi bir yöntemde manyetik akım kaynağıdır (Şekil 1.10). Yu vd. bu yöntem ile çelik bir tüpün üzerini alüminyum alaşımı ile kaplamışlar ve yöntem sorası ara bağ mukavemetini belirleme amaçlı shear testi uygulamışlar, ayrıca ara bağ yapısını tespit etmeye yönelik mikro yapı incelemeleri gerçekleştirmişlerdir [66]. Diğer bir çalışmalarında ise aynı yöntem ile çelik-

alüminyum boruların birbirlerine uç uca bağlanmasını sağlamışlar ve ara yüzey mikro yapısını gözlemlemişlerdir [67].

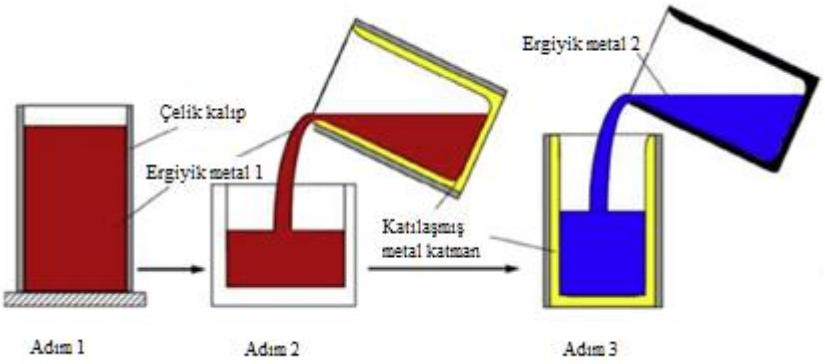


Şekil 1.10. Manyetik akım ile bimetal boru üretiminin şematik prensibi [66]

Çubuk formundaki çelik-Al bimetal kompozitlerde ECAP (eşit kanal açısal ekstrüzyon yöntemi) yöntemi yine kullanılabilmektedir. Jafarlou vd. bu yöntem ile Al-çelik çubuklar üretmişler, bu üretim şeklini sonlu elemanlar metodu ile modelleyip deneysel sonuçlar ile kıyaslamışlar, arabağ mukavemetini arttırmaya yönelik olarak iki metal arasında Ag-Cu-Sn alaşımı katman kullanmışlar ve bimetal malzemelerin temel testlerinden shear testi ile bu mukavemet değerini tespit etmeye çalışmışlardır [68]. Qi vd. aynı yöntem ürettikleri Al-çelik çubukların mikro yapı ve elektriksel iletkenliklerinin kılıf-öz çap oranı, ekstrüzyondaki açısal değişim ve işlem tekrarının neden olduğu yoğun plastik deformasyona bağlı olarak değişimlerini araştırmışlardır [69].

Tabakalı dairesel kompozitler aynı malzeme cinsinden farklı alaşımların bir araya getirilmesi ile de oluşturulabilmektedir. Buna örnek olarak çelik-çelik ve Al-Al malzeme çiftleri gösterilebilir. Metal malzemelerin alaşım cinslerine göre bir takım mekanik özellikleri değişebilmektedir. Bu özelliklerden birinde meydana gelen olumlu değişim başka bir özelliğinin olumsuz etkilenmesine neden olabilmektedir. Mukavemet-şekil değişim oranı buna örnek verilebilir. Bu durumlarda iki farklı alaşımın bir araya getirilmesi ile oluşan yeni yapı her iki iyi özelliği kısmen bir arada tutabilmektedir. Üretim şekli bakımından aynı cins metallerin bir araya getirildiği bimetal kompozitler farklı cins metallerden oluşanlara göre avantajlıdır. Çünkü şekil değiştirme sıcaklığı ve

davranışını gibi özellikler birbirine yakın olduğu için birçok farklı üretim yönteminin kullanılması mümkün olmakta, ayrıca iki metalin ara bağ birleşimi çok iyi olacağı için ara bağ mukavemet problemi oluşmamaktadır. Üretim yöntemi olarak bütün dairesel bimetal kompozitlerde olduğu gibi ekstrüzyon yöntemi [70, 71, 29, 72] ve çoklu bilet tekniği çeşitleri ile karşılaşılmaktadır [73, 74]. Ergime sıcaklıklarının birbirine yakın olması ve bu sıcaklıkların birbirini olumsuz etkileme durumu olmaması sebebi ile döküm yöntemi de (Şekil 1.11) rahatlıkla üretimlerde kullanılabilmektedir [75, 76, 77, 78, 79]. Boru şeklindeki kılıf ile içine doldurulan toz formundaki öz malzemesinin birlikte sinterlenmesi [80], veya birbirinin içine geçirilen kılıf ve öz'ün yüksek basınç altında preslenmesi de üretim için farklı birer alternatif olabilmektedir [43].



Şekil 1.11. Döküm yöntemi ile bimetal tabakalı kompozit malzeme üretiminin şematik diyagramı [81]

Üretim yöntemlerinin nümerik yöntemler ile analizi son zamanların en popüler çalışmalarından olup bu çalışmalar sayesinde üretim öncesi karşılaşılabilecek problemler kısmen tespit edilmekte, iyileştirmeler yapılabilmekte veya sayısal-deneysel kıyaslamalar ile sayısal çözümlemeler iyileştirilmeye çalışılmaktadır. Tabakalı kompozitlerin üretimine yönelik te birçok nümerik içerikli çalışma vardır. Wu ve Hsu üç katmalı hegzagonal çubukların ekstrüzyonla üretimi üzerine yaptıkları nümerik çalışmalarında kalıp-malzeme arasındaki akış davranışını matematiksel olarak çözümleyerek kalıp açısına bağlı olarak ekstrüzyon basıncının değişimini ortaya koymaya çalışmışlardır [82] [83]. Khosravifard ve Ebrahimi ekstrüzyon yöntemi ile üretilen Cu-Al bimetal kompozitlerin kalıp açısı ve katman kalınlıkları gibi ara yüzey mukavemetlerini etkileyen parametreleri sayısal olarak çalışmışlar ve bu değişkenleri optimize etmişlerdir [84]. Berski vd. yine Cu-Al bimetal kompozit üzerine olan çalışmalarında sayısal çözümleme yapmışlardır. FORGE2 ile yaptıkları sonlu elemanlar tabanlı bu çalışmada ön

şekillendirmesi patlamalı kaynak ile yapılmış Cu-Al çubukların ekstrüzyonla şekillendirilmesi durumunda üzerlerinde oluşacak gerilmelere çift kademeli kalıpların etkilerini incelemişlerdir [85]. Deneysel-sayısal karşılaştırmalı başka bir çalışmada Çetintav vd. çelik, pirinç ve alüminyumdan oluşan hibrit kompozit yapının dövme ile şekillendirilmesi esnasındaki kuvvet-redüksiyon oranı davranışını ve elektrik iletkenliği özelliklerini deneysel ve sayısal veriler ile karşılaştırmışlardır [86]. Knezevic vd. bakır-alüminyum bimetal boruların ekstrüzyon ile üretiminde geliştirdikleri üç farklı kalıp tasarımını sonlu elemanlar yöntemi ile analiz etmişler ve bu tasarım değişmişimin ekstrüzyonda metal akış davranışına etkisini ortaya koymuşlardır [87]. Mamalis vd. bimetal tüplerin ekstrüzyon ile üretimlerinde porozlu ara katmanın şekil değiştirme sertleşrmesi etkisini gözlemlemek için, malzeme akışını gerçek gözenekli malzemelerin plastik teorisine dayanarak teorik olarak modellemişler ve sonuçların üreticilere bu hususta yol göstereceğini düşünmüşlerdir [88].

Nitrürleme işlemi demir esaslı malzemelerin yüzey özelliklerini iyileştirmede yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Ayrıca uygun nitrürleme şartlarının sağlanması durumunda titanyum, alüminyum ve nikel alaşımlarının ve sinterlenmiş ürünlerin yüzey özelliklerini iyileştirmekte de rahatlıkla kullanılabilmektedir [89, 90, 91]. Çelikler kullanım alanlarının çokluğundan dolayı, ihtiyaç duyulan daha iyi bazı yüzey özellikleri için yüzey iyileştirme işlemlerine tabi tutulmaktadır [92]. Çeliklerde kullanılan Al, Cr, Mo, V gibi alaşım elemanları nitrür oluşturmada etkili elementlerdendir [93]. Dolayısıyla çelikler nitrürlenmeye oldukça yatkın malzemelerdir. Nitrürlenmiş malzemenin sertlik, aşınma ve yorulma gibi özellikleri nitrür tabaka kalınlığına bağlıdır. Genel olarak çelikler uygun sıcaklık ve sürelerde nitrürlenerek istenen tabaka kalınlığı elde edilmeye çalışılmaktadır. Bununla beraber nitrürlenmeden önce azot difüzyonunu hızlandıracak birtakım ön işlemler uygulayarak tabaka kalınlığının arttırılmasına yönelik çalışmalar yapılmaktadır. Bu işlemlerden biride yüzeye uygulanacak aşırı plastik deformasyondur. Malzeme yüzeyine uygulanacak soğuk plastik deformasyon, malzeme yüzeyinde ince taneli ve dislokasyon yoğunluğu çok fazla olan bir katman oluşturacaktır. Bu yapıdaki bir yüzeye uygulanacak nitrürleme işleminde azot, düzensiz ve ince taneli yapının içine daha rahat nüfuz ederek ve daha fazla ara yer boşluğu bularak daha kalın ve uniform bir nitrür tabası oluşturacaktır. Yapılan literatür araştırmasında farklı çelik türleri için uygulanan plastik deformasyon işlemlerinin nitrürlemeye olan etkilerinin incelendiği çalışmalara

rastlanmıştır. Ferkel vd. [94] HPT (High pressure torsion) yöntemi ile aşırı deforme ettikleri X5CrNi810 yüksek alaşımlı çeliği RF plazma nitrürleme yöntemi ile nitrürlemişler ve aşırı deformasyonun nitrürlenmiş tabaka kalınlığını ikiye katladığını tespit etmişlerdir. Diğer bir çalışmalarında [95] saf demir, St2K50 ve X5CrNi810 malzemelerinin farklı sıcaklıklarda RF plazma nitrürlenmesinde HPT ile yapılan aşırı deformasyonun etkilerini karşılaştırmışlar ve üç malzemede de deformasyonun nitrür tabakasını ve sertlik değerlerini arttırdığını göstermişlerdir. Armco demiri ve St2K50 çeliği ile yaptıkları [96] deformasyonlu plazma nitrürlemede ise malzemelerin korozyon direncini incelemiş ve yine deformasyonlu nitrürlemenin korozyon direnci üzerindeki olumlu etkisini görmüşlerdir.

Yüzeyin deformasyona uğratılması için kullanılan diğer bir yöntemde shot peening dediğimiz değişik büyüklükteki ince partiküllerin metal yüzeyine yüksek hızlarla püskürtülmesi olayıdır. Süreye ve partikül çapına bağlı olarak malzeme yüzeyinde meydana gelen değişik oranlardaki deformasyonun nitrürlemeye ve farklı malzeme özelliklerine etkisini inceleyen çalışmalar literatürde mevcuttur. Croccolo vd. [97] 32CrMoV13 çeliğinin yorulma dayanımı arttırmak için nitrürleme ve shot peening işlemini birleştirmişler; ayrıca shot peening işlem parametrelerinin optimizasyonu üzerinde çalışmışlardır. İki işlemin bir araya getirilmesi çentikli yorulma numunelerinin yorulma dayanımının arttırılmasında oldukça başarılı sonuçlar vermiştir. Ji vd. [98] AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliği shot peening ile deforme edip gerilme etkisiyle faz dönüşümü gerçekleştirerek martenzit bir katman elde etmiş ve plazma nitrürlemişler, martenzit yapıda azotun difüzyonu ostenit yapıya göre daha hızlı olduğundan, aynı şartlarda daha kalın bir nitrür tabakası elde etmişlerdir. Shen vd. [99] yine AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliği shot peening ile deforme ederek plazma nitrürlemişler, oluşan tabakanın sertlik ve derinliğine ilaveten korozyon direncine de bakmışlardır.

Kikuchi vd. [100] shot peening ile deforme ettikleri ostenitik AISI 316 çeliğini gaz nitrürleme yöntemiyle nitrürleyerek sertlik, katman kalınlığı ve yorulma özelliklerin incelemiş, Hashemi vd. [101] 316L ostenitik çeliğini aynı şekilde deforme edip nitürlemişler ve bu çeliğin aşınma ve korozyon direncini belirlemişlerdir. Tang vd.[102] shot peening ile deforme ettikleri AISI 420 paslanmaz çeliğini, Cho vd. [103] H13 çeliğini, Shen vd. [104] AISI 304 ostenitik çeliği, Gangaraj vd. [105, 106] AISI 4340 çeliğini SP ile deforme edip nitrürlemişler ve deformasyonun nitrürlenebilirliği arttırdığını ve bunun farklı mekanik özelliklere olan etkilerini de çalışmalarına

yansıtmışlardır. AISI 321 ostenitik çeliğin yüzeyini SMAT(surface mechanical attrition treatment) yöntemiyle deforme ederek nano kristal tanecikli bir deformasyon yüzeyi elde ettikten sonra plazma nitrürleme işlemine tabi tutan Lin vd. [107], daha sert ve kalın bir nitrür tabakası, düşük sıcaklıklarda daha fazla S fazı ve daha yüksek aşınma dayanımı sonuçları elde etmişlerdir. Tong vd. [108, 109] SMAT yöntemi ile yüzeyi deforme edilerek gaz nitrürlenmiş saf demir plaka ile aynı numunenin kaba tanelisinin nitrürleme kinetiklerini karşılaştırdığında ince taneli numunede nitrür oluşturmak için gerekli sıcaklığın yüksek miktarda düştüğünü görmüşlerdir. Tong vd. [110] 38CrMoAl çeliğini SMAT ile deformasyondan sonra düşük sıcaklıklı gaz nitrürlemeye tabi tutmuşlar ve aşınma ve sertlikte deformasyonsuz hale göre çok daha iyi sonuçlar bulmuşlardır. Laleh vd. [111] 316 L ostenitik paslanmaz çeliği SMAT ile deforme edip düşük ve yüksek sıcaklık plazma nitrürlemelerini yapmış ve bunların sertlik, aşınma ve korozyon dirençlerini karşılaştırmıştır. Balusamy vd. [112] AISI 304 çeliğini SMAT ile deforme edip plazma nitrürledikleri çalışmalarında CrN fazının oluşma eğilimini ve yüzey pürüzlülüğünün nitrürlemeye etkilerini incelemişlerdir. Deformasyonla artan kayma bantları ve dislokasyonların CrN faz oluşumunu arttırdığını, SMAT nedeni ile artan yüzey pürüzlülüğünün kötü etkisinin gerilme nedenli martenzit dönüşümünün azot difüzyonunu arttırmasıyla dengelendiğini belirtmişlerdir. Chemkhi vd. [113] SMAT ile deforme ettikleri AISI 316 ostenitik çeliğin plazma nitrürlemeden önce parlatılması durumunda azotun, yüzeyin iç kısımlarına olan difüzyonunun önemli oranda arttığını bulmuşlardır. Manova vd. [114] tane büyüklüğünün azot difüzyonuna etkisini görmek için ostenitik AISI 304 çeliğini farklı sıcaklıklarda tavladıktan sonra havada soğutmuşlar ve plazma nitrürlemişler, sıcaklığın arttırılmasıyla tanelerin büyüdüğünü ama difüzyonun yavaşladığını tespit etmişlerdir. El-Hossary vd. [115] hadde sıcaklığının nitrürlemeye etkisine baktıkları çalışmalarında Fe93Ni4Zr3 alaşımının yüksek sıcaklıklara nazaran düşük hadde sıcaklıklarında haddelenip plazma nitrürlendiği zaman, daha yüksek mikro sertlik ve azot çözünürlüğü olduğunu bulmuşlar ve bunun sebebinin düşük sıcaklıkta daha ince taneli bir yüzey oluşmasından kaynaklandığını belirtmişlerdir.

2. BÖLÜM

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Malzeme ve Yöntem

Çelik kılıflı Al-B4C özlü dairesel tabakalı kompozitlerin, bu çalışma kapsamında üretimlerinde kullanılan malzemeler ve özellikleri, tercih edilen üretim metodu ve aşamaları, üretim parametreleri, uygulanan testler ve standartları bu bölümde ayrı başlıklar altında açıklanmıştır.

2.1.1. Malzemeler

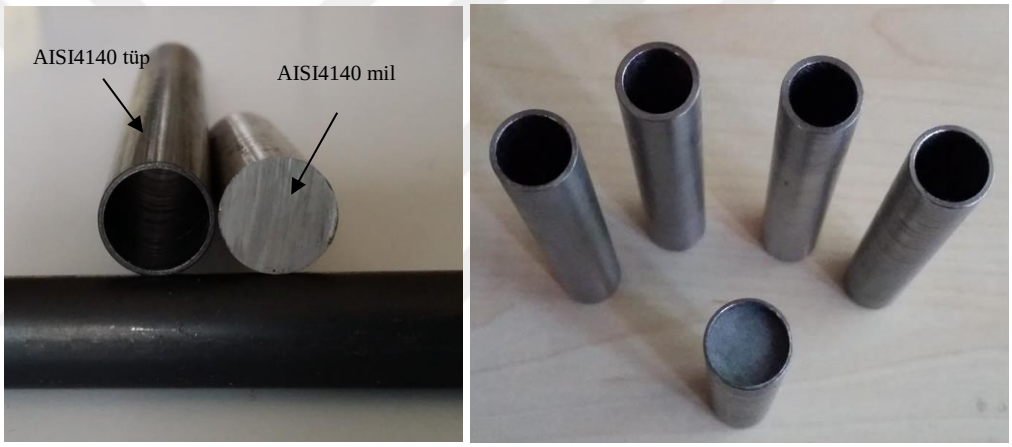
Çelik kılıflı Al-B4C özlü dairesel tabakalı kompozit malzemelerin üretiminde çelik kılıf olarak AISI 4140 kalite çelik kullanılmıştır. Kullanılan malzeme 12 mm çapında çubuk formunda temin edilmiş olup kimyasal içeriği Tablo 2.1'de verilmiştir.

Tablo 2.1. AISI 4140 çeliğinin kimyasal içeriği

C	*Al*	*Si*	*P*	*S*	*Ti*	*V*	*Cr*	*Mn*	*Co*	*Ni*	*Cu*	*Nb*	*Mo*
0.24	*0.02*	*0.11*	*0.02*	*0.02*	*0.01*	*0.002*	*1.09*	*0.7*	*0.04*	*0.03*	*0.001*	*0.03*	*0.21*

AISI 4140 çeliği, krom alaşımlı ıslah çeliklerinden olup düşük maliyetli ancak uygulanabilen ısıl işlemler sayesinde oldukça iyi mekanik özellikler elde edebilen bir çelik cinsidir. Bu çalışmada AISI 4140 çeliği, imalat piyasasındaki yoğun kullanıma sahip olması ve bulunabilirliği, iyi ve iyileştirilebilir mekanik özellikleri ve içerdiği krom elementi sayesinde nitrürlemeye müsait bir malzeme olması sebebi ile seçilmiştir. Çalışmada kullanılan tüp şeklindeki 4140 kılıflar, çubuk formunda temin edilen malzemenin talaşlı imalat yöntemi ile işlenmesi ile elde edilmiştir. Çelik çubuklar, talaşlı

imalat kolaylığı ve kompozitlerin düşük kuvvet gereksinimi altında şekillendirilebilirliği amaçları ile öncelikle yumuşatma tavına tabi tutulmuştur. Bu işlem 720 ℃ sıcaklık altında 2 saat fırında bekletme ve fırın ortamında soğutma ile sağlanmıştır. Bu işlem ile 30 HRC sertliğindeki çelik çubuklar ortalama 83 HRB sertlik değerlerine inmişlerdir. Yumuşatma tavına tabi tutulan çelik çubuklar dış çapı 12 mm olarak kalacak, iç çapı ise 10,6 mm olacak şekilde CNC freze tezgâhında matkap uçları ile açılmıştır (Şekil 2.1-a). AISI 4140 tüpler, içlerine öz malzemesi sıkıştırılmadan önce ultrasonik temizleyicide önce aseton ile daha sonra triklor etilen ile temizlenerek üzerindeki kir, pas, yağ vb. tabakalardan tamamen arındırılarak en iyi tutunmuş kılıf-öz ara yüzeyini elde edebilmek üzere kullanıma hazır hale getirilmişlerdir (Şekil 2.1-b).



a) b)

Şekil 2.1. a) AISI 4140 mil ve CNC freze ile işlenmiş tüp, b) kimyasal temizleme sonrası kullanıma hazır çelik kılıflar

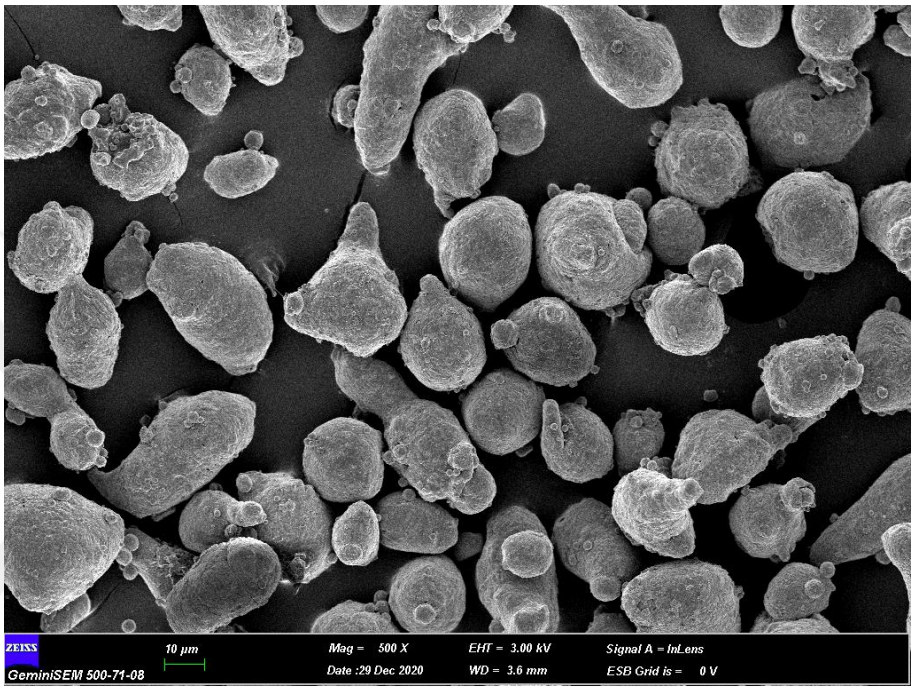
Bu malzemenin Al-B4C formunda olan özünde Al alaşım tozu olarak Al2024 seçilmiştir. 325 mesh (30-40 mikron) tanecik boyutlu toz olarak temin edilen Al2024'ün kimyasal bileşimi Tablo 2.2'de görüldüğü gibidir.

Tablo 2.2. Al2024 alaşımının kimyasal içeriği

Fe	***Si***	***Cu***	***Cr***	***Mn***	***Mg***	***Zn***	***Al***
0,23	*0,76*	*2,99*	*0,01*	*0,21*	*0,76*	*0,08*	*94,57*

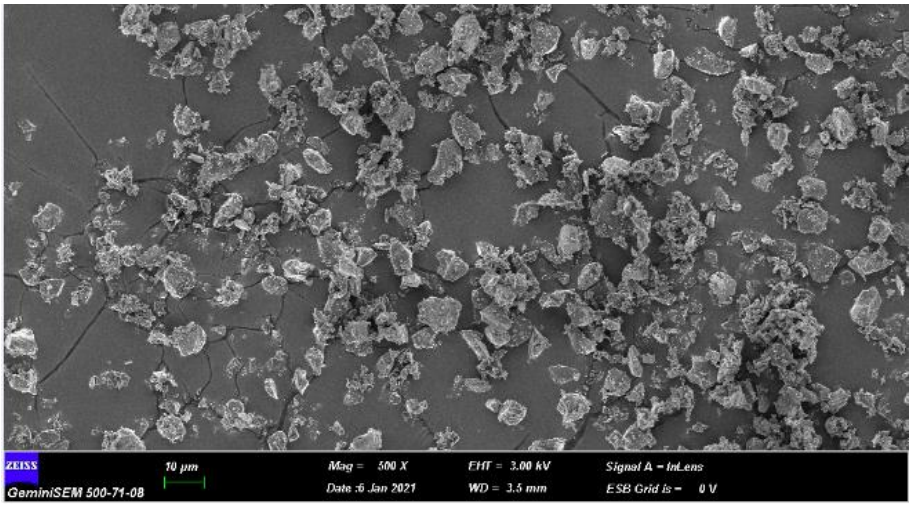
Al2024 alaşımı otomotiv ve uçak sanayinde geniş kullanımı olan, yorulma dayanımı yüksek ve ısıl işlem ile mekanik özelliklerinin değiştirilebildiği bakır yoğun alaşımlı bir

alüminyum cinsidir. Mekanik özelliklerinin iyileştirilebilir olması ve yorulma dayanımının yüksek olması sebebi ile AISI 4140 çelik kılıf ile uyumlu bir malzeme olabileceği düşünülerek seçilmiştir. Powder in tube yöntemi ile üretilen ön mamüllerde 325 mesh (30-40 mikron) tanecik boyutlu Al2024 alaşım tozu kullanılmıştır (Şekil 2.2(a)).

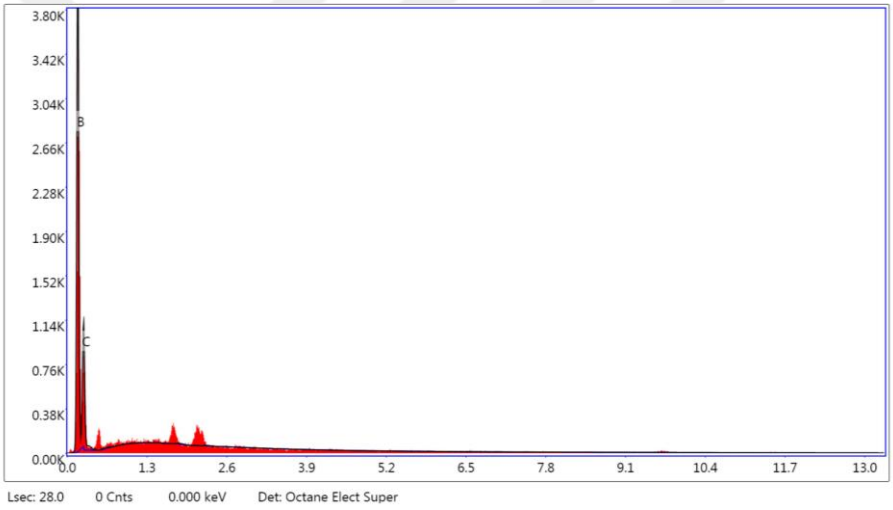


Şekil 2.2. Öz malzemesinde kullanılan Al2024'ün tane yapısını SEM görüntüleri

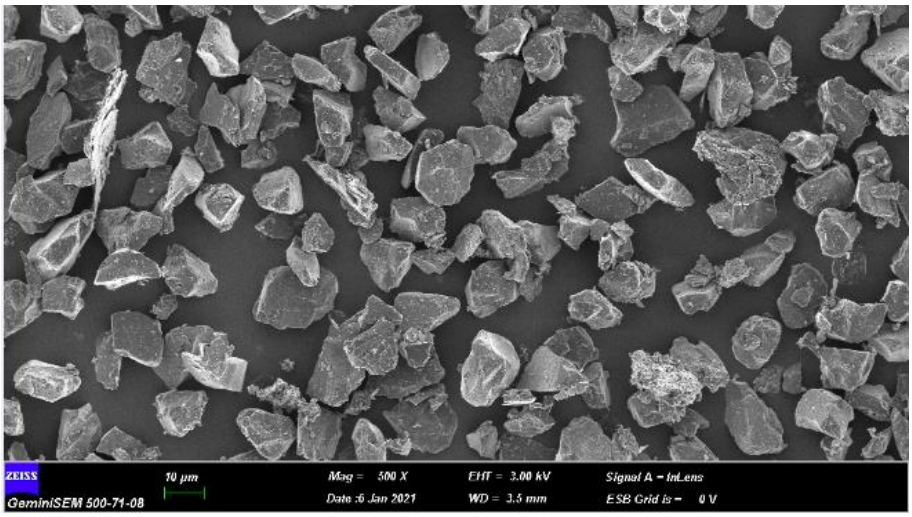
Alüminyum matrisli seramik takviyeli olan öz malzemesinde seramik takviye olarak B4C (bor karbür) kullanılmıştır. Bor karbür oldukça sert bir seramik cinsi olmakla beraber, düşük yoğunluğu sebebi ile de metal matrisli kompozitlerde seramik takviyesi olarak yaygın bir kullanım alanına sahiptir. B4C takviyesi ile üretimi amaçlanan kompozit malzemenin yüksek mukavemet/yoğunluk oranına sahip olmasını sağlamak, çelik-öz arasındaki genleşme katsayısı oranını dengelemek ve kılıf-öz arasındaki sürtünmeyi arttırarak ara bağ mukavemetini iyileştirmek amaçlanmıştır. B4C toz boyutları 10, 17 ve 58 mikron olarak belirlenmiş ve toz boyutunun amaçlanan sonuçlara etkisi de incelenmek istenmiştir. B4C tozlarından alınan görüntü ve analizler, tozların bor karbür özelliklerini taşıdığını, toz boyutlarının da ortalama olarak belirtilen boyutlarda olduğunu göstermiştir (Şekil 2.3-a-f).


ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 500 X
Date :6 Jan 2021
EHT = 3.00 kV
WD = 3.5 mm
Signal A = InLens
ESB Grid is = 0 V

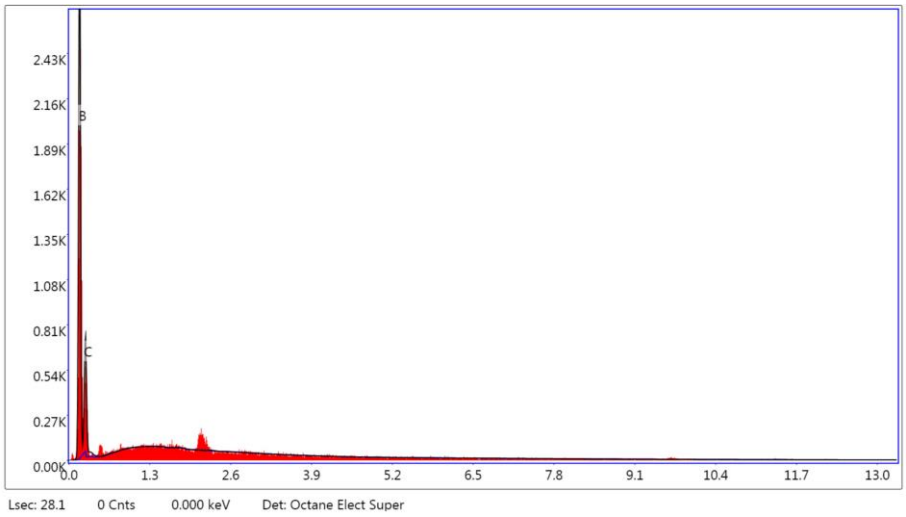
a)


3.80K
3.42K
3.04K
2.66K
2.28K
1.90K
1.52K
1.14K
0.76K
0.38K
0.00K
B
C
0.0
1.3
2.6
3.9
5.2
6.5
7.8
9.1
10.4
11.7
13.0
Lsec: 28.0
0 Cnts
0.000 keV
Det: Octane Elect Super

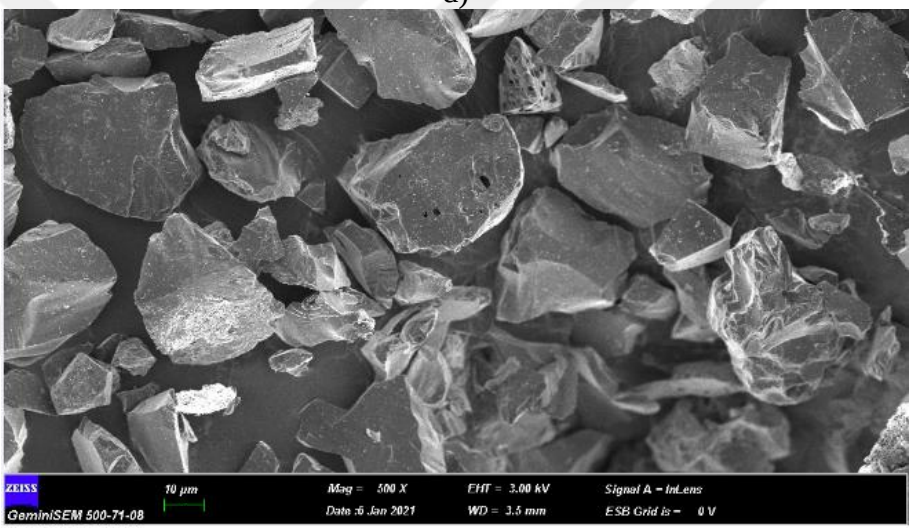
b)


ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 500 X
Date :6 Jan 2021
EHT = 3.00 kV
WD = 3.5 mm
Signal A = InLens
ESB Grid is = 0 V

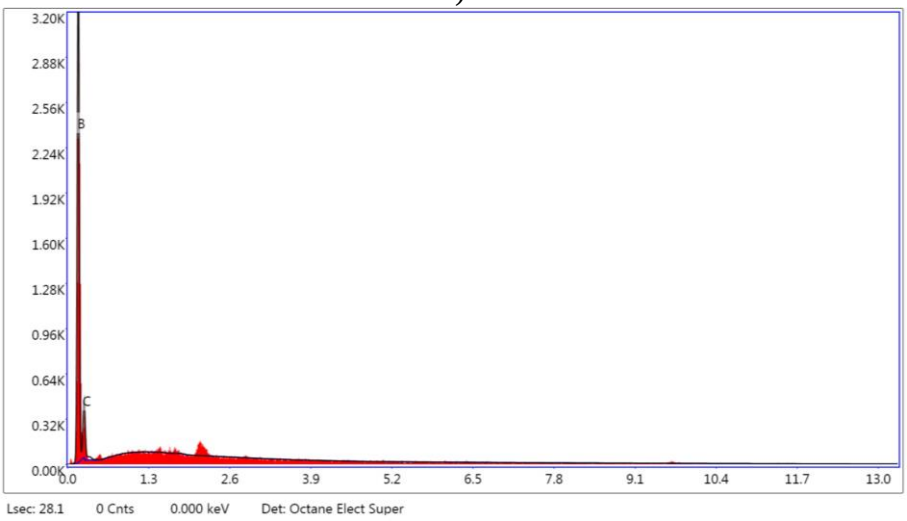
c)



d)



e)



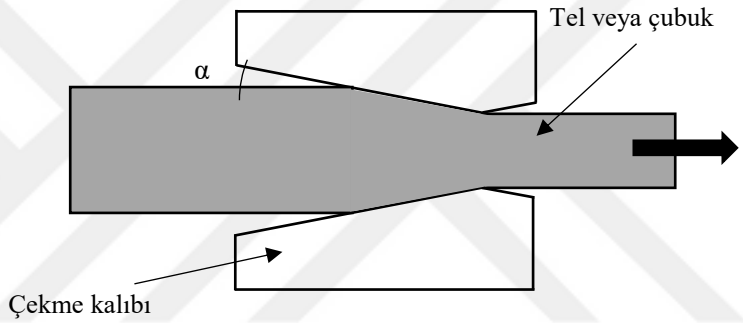
f)

Şekil 2.3. Öz malzemesinde takviye elemanı olarak kullanılan B4C tozlarının SEM görüntüleri ve EDX ile analizleri, a) 10 µm B4C-SEM, b) 10 µm B4C-EDX, c) 17 µm B4C-SEM, d) 10 µm B4C-EDX, e) 58 µm B4C-SEM, f) 58 µm B4C-EDX

2.1.2. Üretim yöntemi ve parametreleri

2.1.2.1. Dairesel kompozit malzemelerin çubuk çekme yöntemi ile üretimi

Tabakalı dairesel kompozitlerin üretimi çubuk çekme yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Çekme, bir çubuğun alanının veya kalınlığının konik yapıdaki bir kalıptan çekme yoluyla geçirilerek düşürülmesi işlemidir. Çekme işlemi ekstrüzyona benzemektedir. Ancak ekstrüzyonda malzeme basma kuvvetlerine maruz iken çekme işleminde çekme kuvvetlerine maruz kalmaktadır (Şekil 2.4). Malzeme kalıptan çıktığı formu ile kullanılabilirken, istenirse başka işlemler ile başka yapılara da şekillendirilebilir [116].



Şekil 2.4. Çubuk çekmede kalıp ve malzeme yapısının kesit görünümü [116]

2.1.2.2. Çekme kalıplarının tasarımı ve üretimi

Kompozit malzemeler laboratuvarında mevcut kalıplar ile yapılan ön denemeler, çelik kılıflı Al-Seramik özlü kompozit malzemelerin çubuk çekme ile üretilebileceğini göstermiştir. Bu sebeple çubuk çekmede kullanılmak üzere kalıp tasarımı ve üretimi gerçekleştirilmiştir. Tasarımda belirlenmesi gereken temel nokta kalıp açısı olmuştur. Optimum kalıp açısının belirlenmesinde aşağıdaki bağıntı kullanılmıştır [117];

$$\alpha_{opt} = \frac{1}{2}\left(3\pi \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right)\frac{1+\ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right)}{2+\ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right)}\right)^{1/2}$$

Bu bağıntıya göre optimum kalıp açısı 18-20° aralığında çıkmakta olup deformasyon kuvvetinin çok yükselmemesi için kalıp açısı 18° olarak alınmıştır. Malzemelerin nihai çapları 11, 10 ve 9,5 mm olup deformasyon 0,5 mm'lik aralıklarda gerçekleştirilmiştir.

Bu durumda meydana gelen kesit daralma oranı en fazla % 11,5 olup bu değer çubuk çekmede tek pasoda maksimum kesit daralması miktarının (% 63) oldukça altındadır [116]. Çekme kalıpları H13 sıcak iş takım çeliğinden CNC frezede üretilmiş olup, kalıplara ısıl işlem sonrası taşlama işlemi gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Çubuk çekme kalıpları

2.1.2.3. Öz malzemesinin hazırlanması

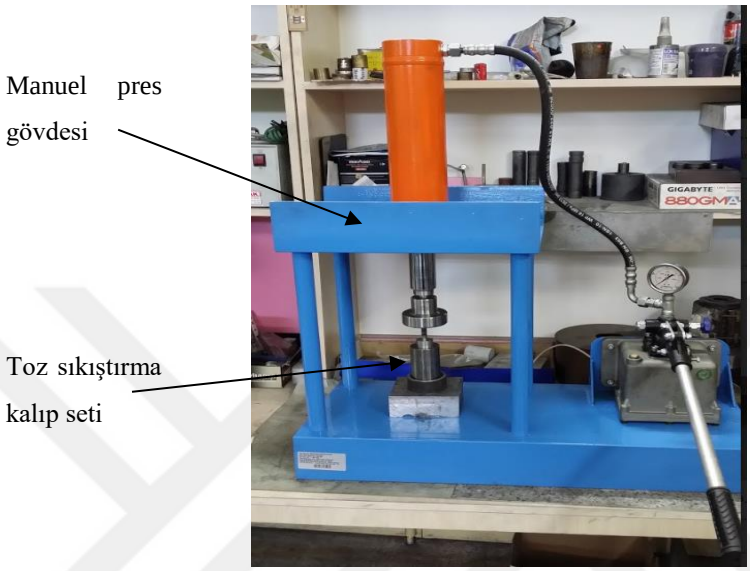
Çalışma kapsamında üretilen Çelik/MMK yapıdaki tabakalı kompozitlerin çubuk çekme yöntemi ile üretim işlemi iki basamakta gerçekleşmiştir.

İlk aşamada, farklı oranlarda karıştırılan Al-B4C toz karışımları pres altında çelik kılıf içine sıkıştırılmaktadır. Böylelikle çubuk çekme için ön mamul hazırlanmış olmaktadır. Öz malzemesini oluşturan Al2024/B4C karışımında Al2024 ve Seramik tozlarının hacimce karışım oranları % 5, % 15 ve % 25 oranında B4C olacak şeklide belirlenmiştir. Bu oranlarda kapalı ve hava almayan bir kapta bir araya getirilen alüminyum ve B4C tozları üç boyutlu karıştırıcıda (Şekil 2.6) 2 saat süre ile karıştırılmıştır.



Şekil 2.6. Üç boyutlu toz karıştırma cihazı (Kompozit Malzemeler Laboratuvarı)

Sıkıştırma işlemi manuel pres altında 30 bar (≈200 Mpa) basınçta yapılmıştır (Şekil 2.7). Bu basınç Al/B4C toz karışımının kompaklanması için yeterli olmakta ve çelik kılıfın da yapısını bozmamaktadır. AISI 4140 çelik tüpler içine toz sıkıştırma işlemi, çelik tüplerin boyutlarına göre imal edilmiş hususi bir kalıp seti içinde gerçekleştirilmiştir.



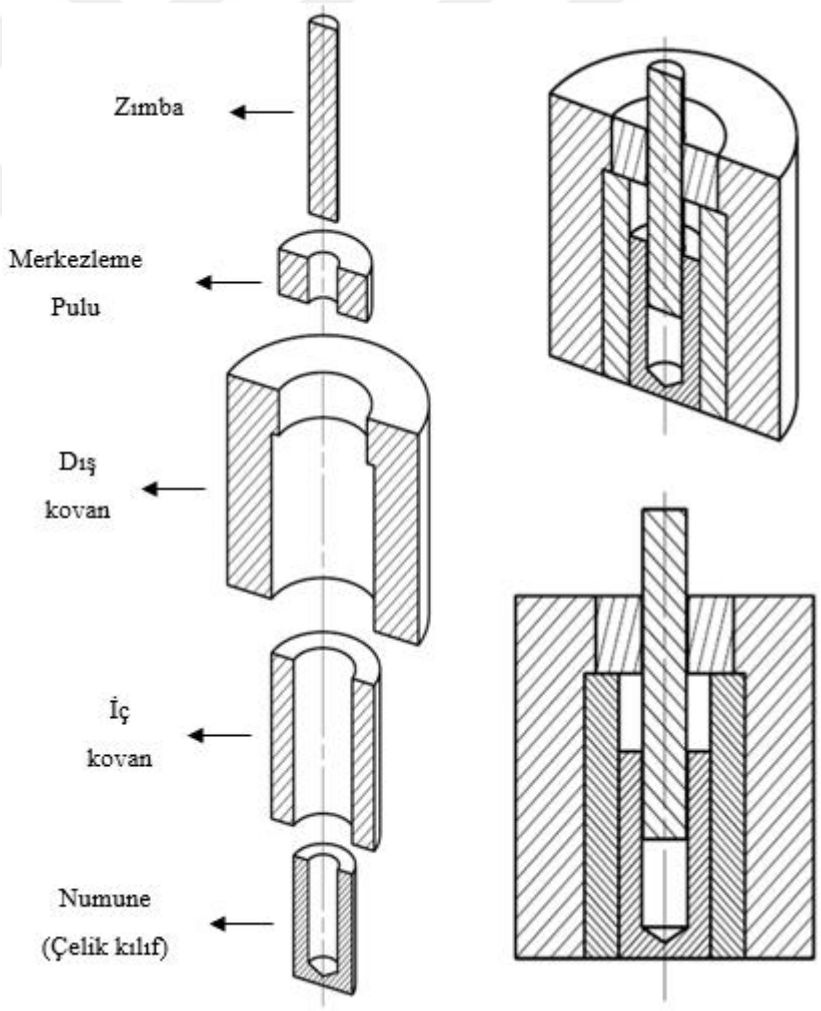
Şekil 2.7. Çelik kılıfların içine toz sıkıştırma esnasında kullanılan kalıp seti ve manuel hidrolik pres

2.1.2.4. Toz sıkıştırma kalıbı tasarım ve imalatı

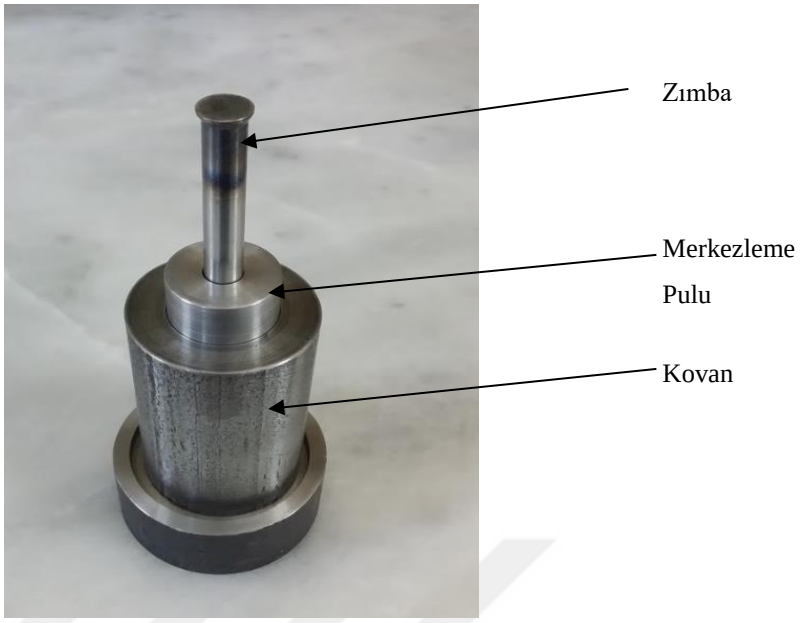
Çelik-Al/B4C tabakalı dairesel kompozit malzemelerin çekme yöntemi ile üretilmesinde öncelikle ön mamul çekme çubuklarının hazırlanması gerekmiştir. Powder in tube yöntemi [118] ile üretilen ön mamuller, istenilen çaptaki ve boydaki çelik tüpün içine hazırlanan toz veya toz karışımının sıkıştırılmasıyla elde edilmiştir. Kılıf içine konulan tozun istenilen mekanik özellikleri sağlaması için olabildiğince sıkıştırılması amaçlanmıştır. Bu nedenle kılıf içine konulan toz, pres altında sıkıştırılmıştır. Toz sıkıştırma işlemi ilk olarak, numune içine tozun konması ve bu tozun delik çapına uygun bir zımba ile direk pres altında istiflenmesi ile gerçekleştirilmektedir. Sıkıştırılan tozun uniform bir yapıda olması için, kılıf içine toz azar azar konup parça parça sıkıştırılmaktadır. Bu sıkıştırma işlemleri sırasında kılıf içindeki toz miktarının artmasıyla zımbanın yukarı çıktığı ve dolayısıyla kılıf ile temasın azalmasıyla zımba merkezlemesinin zor olduğu görülmüştür. Ayrıca toz sıkıştırma işlemleri sırasında ince cidarlı çelik kılıflarda şişme olduğu da görülmüştür. Toz sıkıştırma esnasındaki

merkezleme ve şişme sıkıntılarını gidermek amacıyla bir kalıp takımı tasarlanmış ve üretilmiştir. Bu kalıp takımının ayrıntıları Şekil 2.8-a'da verilmiştir.

İç kovan, dış kovan içine sıkı olarak geçirilmiştir. Kılıfın iç çapına bağlı olarak zımba ve merkezleme pulunun çapı değişmektedir. İç kovan, çelik kılıfın sıkıştırma esnasında şişmesini önlemekte, merkezleme pulu ise kılıf içi tamamen toz ile dolsa bile zımbanın merkezlemesinin bozulmasını önlemektedir. Tasarıma uygun kalıp setinin gövdesi (kovan) H13 çeliğinden imal edilmiştir, toz sıkıştırma esnasında deforme olmaması için ısıl işlem ile sertleştirilmiştir. Zımba olarak ısıl işlemli ve taşlanmış kalıp itici pimleri kullanılmıştır. Merkezleme pulları da imalat çeliğinden imal edilmiştir (Şekil 2.8-b).



a)

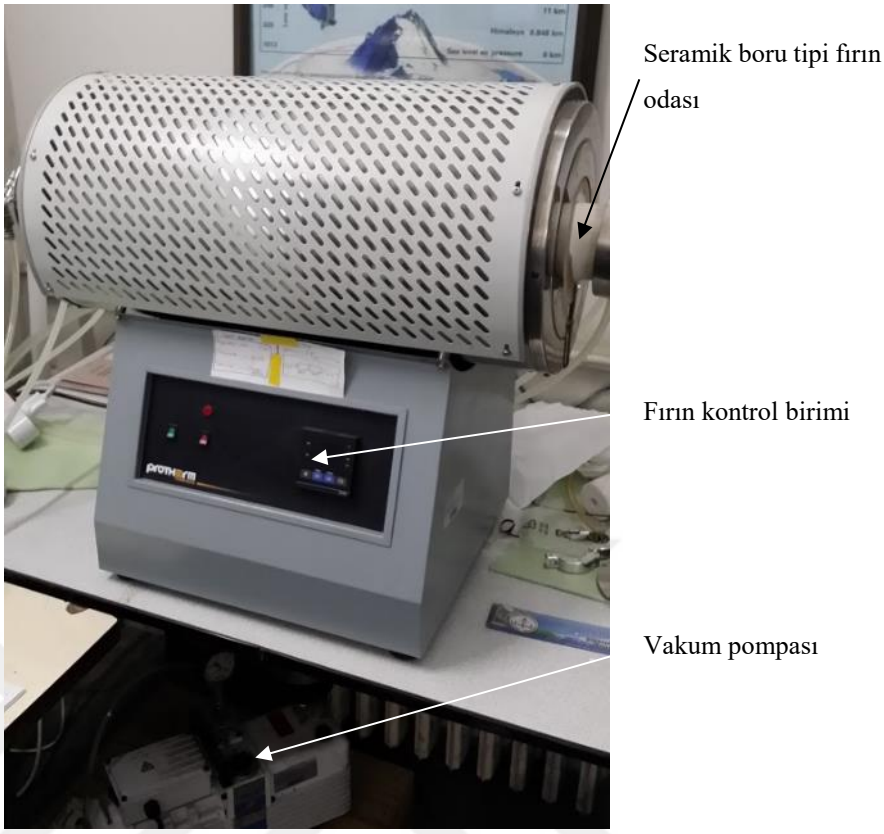


b)

Şekil 2.8. a) Toz sıkıştırma kalıbının tasarımı, b) İmal edilmiş toz sıkıştırma kalıbı

2.1.2.5. Ön mamullerin sinterlenmesi

Çelik tüpler içine Al2024 ve Al2024/B4C karışımı tozların sıkıştırılması ile elde edilen ön mamuller, çekme işlemi esnasında tozların yapısal bütünlüğünün bozulmaması için ön sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Ön sinterleme işlemi atmosfer kontrollü fırında argon gazı eşliğinde yapılmıştır (Şekil 2.9). İşlem, numunelerin fırınına yerleştirilmesi ve fırın ortamındaki havanın vakumlanması ile başlamıştır. Vakumlama sonrası fırına argon gazı akışı sağlanmış ve fırın sıcaklığı 1 saatte 500 ℃ sıcaklığa çıkarılmıştır. Sinterleme işlemi, numunelerin fırında 4 saat bu sıcaklıkta (500 ℃) kalmasından sonra fırında soğumaya bırakılmaları ile bitmiştir (Şekil 2.10).



Şekil 2.9. Atmosfer kontrollü sinterleme fırını



Şekil 2.10. Sinterlenmiş yarı mamul kompozit çubuk

2.1.2.6. Ön mamullerin çekme işlemine tabi tutulması

Tabakalı dairesel kompozitlerin üretiminin son safhasında ön mamuller çubuk çekme yöntemi ile farklı sıcaklıklarda çekilerek istenen çaplarda kompozit çubuklar elde edilmiştir. Çekme kalıpları sırası ile 11.5, 11, 10.5, 10 ve 9.5 mm çaplara sahiptir.

Malzemeler her bir aşamada % 11 ile % 13 arasında değişen bir deformasyon oranında şekil değiştirmiştir. Çekme işlemi yatay bir hidrolik presin bu işlem için modifiye edilmesi ile elde edilen bir çekme düzeneğinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.11). Bu sistemde silindir gövdesi üzerinde bulunan tutucuya çekme kalıbı yerleştirilmekte, hareketli silindir ucuna ise malzeme tutucusu bağlanmaktadır. Silindire verilen hareket, malzemenin kalıp içinden çekilmesini sağlamaktadır. Kalıp-malzeme arasında yağlayıcı olarak grafit sprey kullanılmıştır. Mevcut işlem sıcaklıklarında grafit yağlayıcılığını muhafaza etmektedir. Malzemenin kalıp içine girecek kısmının inceltilmesinde dairesel haddeleme tezgâhı kullanılmıştır. Uç açma denilen bu işlemde malzemenin önünden bir kısmı çekme kalıbından geçebilecek kadar haddeleme tezgâhında çap düşürme işlemine uğratılmaktadır (Şekil 2.12-a). Uç kısmı istenilen çapa düşürülerek çekme kalıbına girebilir hale getirilen malzemeler, istenilen çapa inene kadar sırası ile çekme kalıplarından geçirilmiştir (Şekil 2.12-b).



Şekil 2.11. Çubuk çekme sistemi olarak kullanılan yatay pres ve ekipmanları



a)



b)

Şekil 2.12. a) Çekme işlemi öncesi ön mamullerin uç açma işlemlerinin gerçekleştirildiği hadde tesisatı, b) Uç açma işlemi gerçekleştirilmiş kompozit çubuk

2.1.3. Üretim parametreleri

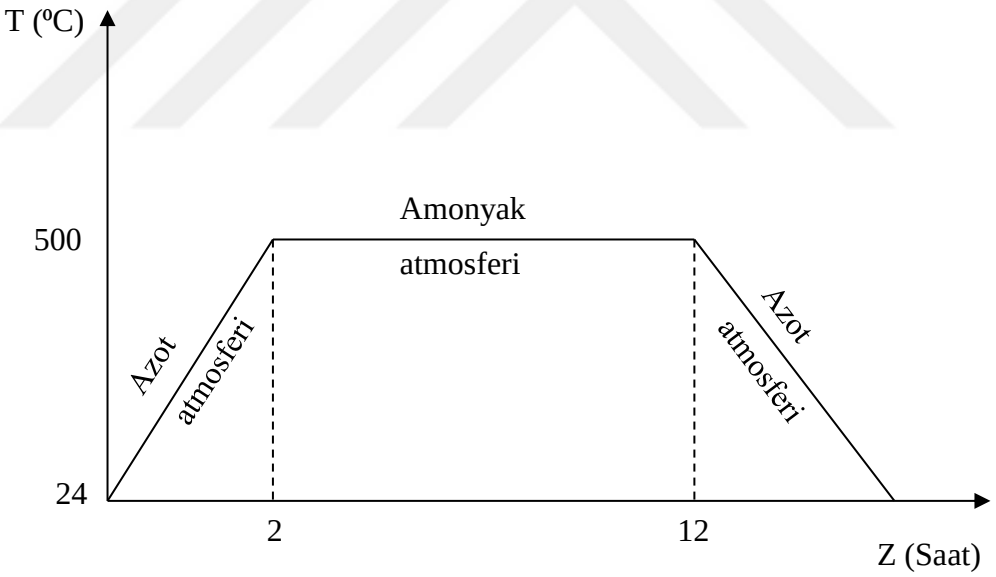
Tabakalı dairesel kompozit malzemelerin çekme işlemi üç farklı sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklıklar ortam sıcaklığı (24 ℃) 250 ℃ ve 400 ℃ sıcaklık değerleridir. Her bir sıcaklık şartı altında ise deformasyon oranı, Al2024/B4C karışım oranları ve B4C tane boyutu olmak üzere üç değişken vardır. Al2024/B4C karışımı, B4C hacimce % 5, % 15 ve % 25 olacak şekilde üç farklı oranda hazırlanmıştır. Deformasyon oranı ise % 16, % 30 ve % 37 olmak üzere 3 farklı oranda gerçekleştirilmiştir. % 16'lık deformasyon oranı 11.5 ve 11 mm çaplı çekme kalıplarının, % 30'luk deformasyon oranı 11.5, 11, 10.5 ve 10 mm çaplı çekme kalıplarının, % 37'lik deformasyon oranı ise 11.5, 11, 10.5, 10 ve 9.5 mm çaplı çekme kalıplarının kullanılması ile sağlanmıştır. Yani ürün çapları sırasıyla 11, 10 ve 9.5 mm olacak şekilde çekme işlemi gerçekleştirilmiştir. Al2024 toz boyutu sabit tutulmuştur. B4C tane boyutları ise 10, 17 ve 58 μm olarak belirlenmiştir. Çelik tüpün cidar kalınlığı sabit tutulmuştur. Dolayısıyla tek bir sıcaklık şartı altında öz malzemesinde B4C takviyesi olmayan Ç-Al2024 malzemeler ile birlikte 30 farklı yapıda kompozit malzeme üretilmiştir. Bu malzemelerin yapı ve içerik durumları Tablo 2.3'te ayrıntılı olarak verilmiştir.

Tablo 2.3. Malzeme değişkenleri ve üretim parametrelerine bağlı olarak bir işlem sıcaklığında üretilen numuneler ve numunelerin B4C takviye oranı, B4C boyutu, ürün çapı değişkenlik durumları

Ç-Al2024 D=11 mm	*Ç-Al2024/B4C(%5-10µm) D=11 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-17µm) D=11 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-58µm) D=11 mm*
Ç-Al2024 D=11 mm	*Ç-Al2024/B4C(%5-10µm) D=10 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-17µm) D=10 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-58µm) D=10 mm*
Ç-Al2024 D=11 mm	*Ç-Al2024/B4C(%5-10µm) D=9,5 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-17µm) D=9,5 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%5-58µm) D=9,5 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%15-10µm) D=11 mm	*Ç-Al2024/B4C(%15-17µm) D=11 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%15-58µm) D=11 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%15-10µm) D=10 mm	*Ç-Al2024/B4C(%15-17µm) D=10 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%15-58µm) D=10 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%15-10µm) D=9,5 mm	*Ç-Al2024/B4C(%15-17µm) D=9,5 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%15-58µm) D=9,5 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%25-10µm) D=11 mm	*Ç-Al2024/B4C(%25-17µm) D=11 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%25-58µm) D=11 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%25-10µm) D=10 mm	*Ç-Al2024/B4C(%25-17µm) D=10 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%25-58µm) D=10 mm*
	Ç-Al2024/B4C(%25-10µm) D=9,5 mm	*Ç-Al2024/B4C(%25-17µm) D=9,5 mm*	*Ç-Al2024/B4C(%25-58µm) D=9,5 mm*

2.1.4. Gaz Nitrürleme İşlemi

Bu çalışma kapsamında üretilen kompozit malzemelerden beklenen bir diğer özellik yüzey özelliklerinin iyileştirilebilir olmasıydı. Ç-Al2024/B4C kompozit malzeme, öz malzemesinde bulunan alüminyum nedeni ile yüksek sıcaklık içeren yüzey iyileştirme proseslerine çok uygun olmamaktadır. Yüzey özelliklerini iyileştirme işlemi için düşük sıcaklık şartlarında gerçekleştirilebilen nitrürleme işlemi uygun bulunmuştur. Plazma ve gaz nitrürleme işlemleri uygulanabilirlik bakımından benzerlik göstermekle beraber, laboratuvar imkânlarının elvermesi sebebi ile gaz nitrürleme işlemi gerçekleştirilmiştir. AISI 4140 çelik malzemenin kılıf olarak seçilmesinin sebeplerinden biriside, bu malzemenin bileşim yapısı nedeniyle iyi bir nitrür çeliği olmasıdır. Gaz nitrürleme işlemi tek parametrede gerçekleştirilmiştir. İşlem % 15 oranında 17 µm boyutlu B4C içeren ve üç farklı deformasyon şartında üretilen malzeme grubuna uygulanmıştır. Gaz nitrürleme işlem şartları Şekil 2.13'teki eğride verilmiştir.

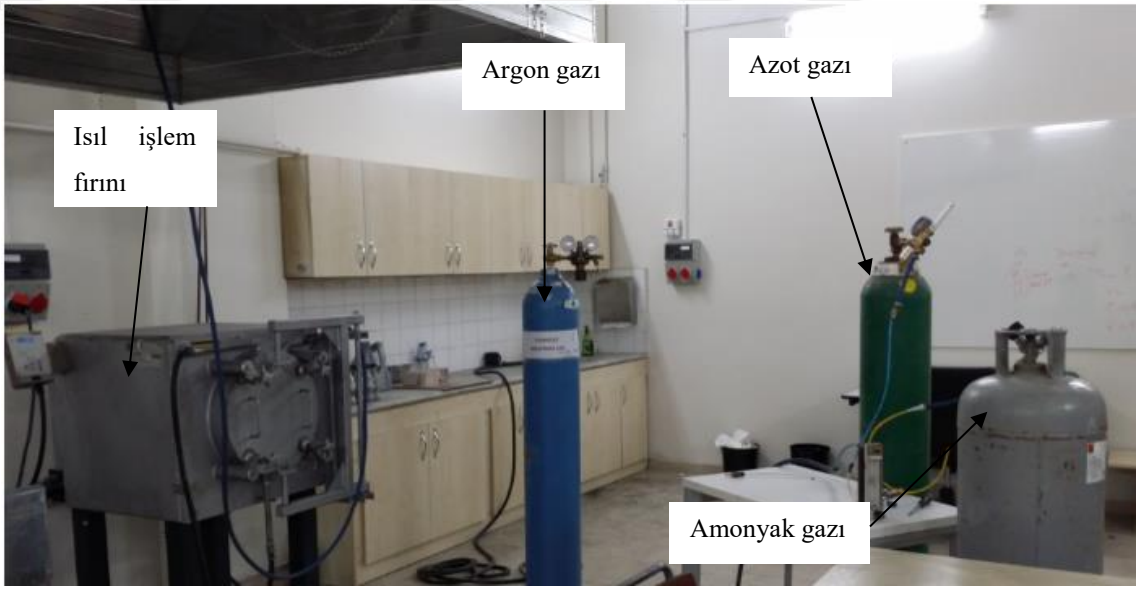


Şekil 2.13. Gaz nitrürleme işlemi, işlem uygulama eğrisi

Üretilen kompozit malzemelerin yüzey kirleri öncelikle alkol içerikli kimyasallarla temizlenmiştir. Sonrasında minimum yüzey pürüzlülüğü elde etmek için hassas olarak taşlanmış, taşlama sonrası trikloretilen içerikli kimyasal temizleme ile yüzey hazırlama işlemi bitirilmiştir. Malzemeler, atmosfer kontrollü ısıl işlem fırınında gaz nitrürleme işlemine tabi tutulmuştur (Şekil 2.14).



a)



b)

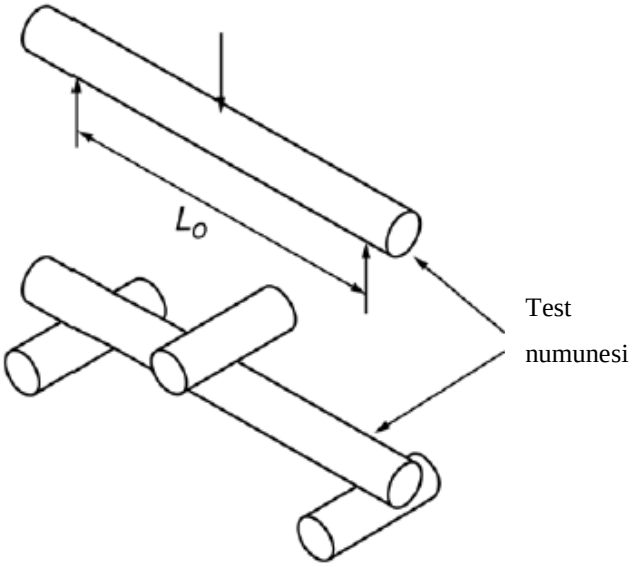
Şekil 2.14. a) Mekanik ve kimyasal olarak yüzeyleri temizlenerek nitrürlemeye hazırlanan kompozit numuneler, b) Gaz nitrürleme işleminde kullanılan fırın ve gazlar

2.1.5. Mekanik Karakterizasyon

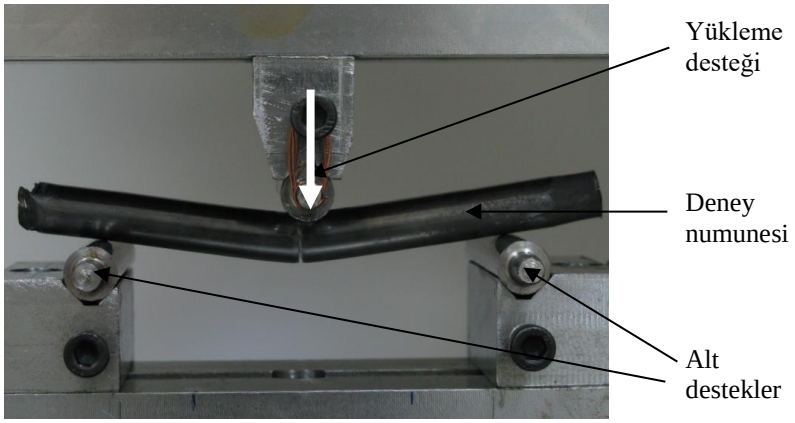
Üretilen kompozit malzemelerin mekanik karakterizasyonunda eğme, basma, kesme ve sertlik testlerinden faydalanılmıştır. Ayrıca malzemelerin içyapı değişimlerini gözlemlemek için optik ve SEM görüntüleme yöntemleri ile mikro yapı incelemesi gerçekleştirilmektedir. Eğme, basma ve kesme testlerinin ayrıntıları aşağıdaki bölümlerde açıklanmaktadır.

2.1.5.1. Eğme Testi

Eğme deneyi, enine yük taşıyan malzeme yapılarının eğilmeye karşı mekanik özelliklerini belirlemek amacı ile yapılan bir mekanik testtir. Dairesel formda üretilen ve mil olarak kullanıma uygun yapıda olan tabakalı kompozit malzemeler, eğme yükleri altındaki davranışlarını görmek amacı ile bu teste tabi tutulmuştur. Çelik kılıfların delinerek üretilmesi sebebi ile üretilen malzemelerin boyu kısa olmaktadır. Bu sebeple bu ürünlere uygun eğme deneyi standardı olarak ASTM C1684-18 seçilmiştir [119]. Bu standarda göre testin uygulama şekli Şekil 2.15'deki gibi olup farklı konfigürasyonlar için numune boyutları ise Tablo 2.4'teki gibi ayarlanabilmektedir.



a)



b)

Şekil 2.15. a) ASTM C1684-18 standardına göre eğme deneyi uygulama prensibi [119], b) Eğme deneyi uygulama şekli

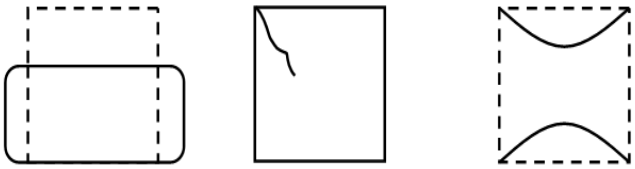
Tablo 2.4. ASTM C1684-18 standardına göre numune boyutları [119]

Konfigürasyon	*Destek arası mesafe (Lo), mm*	*Yükleme destek noktası (Li), mm*	*Çap, mm*
A	*20*	*10*	*1.0-3.0*
B	*40*	*20*	*2.2-6.0*
C	*80*	*40*	*4.5-12.0*

2.1.5.2. Basma Testi

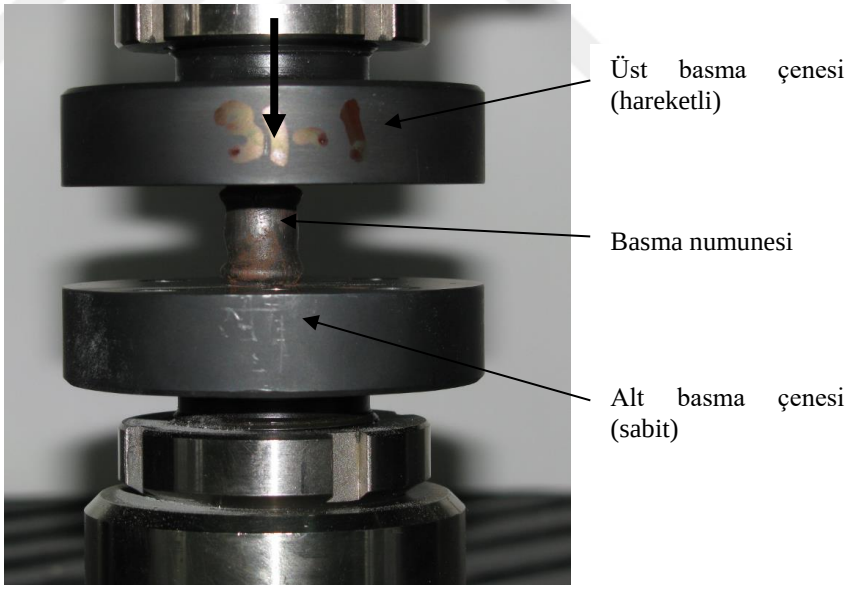
Basma deneyi işlem itibarı ile çekme deneyinin tamamen tersidir. Basma deneyi de çekme deneyi makinelerinde yapılabilmektedir. Basma kuvvetlerine maruz malzemeler genellikle basma deneyi ile muayene edilir. Basma deneyi ile de malzemelerin mekanik özellikleri tespit edilmesi mümkündür. Basma deneyi sırasında numunenin kesiti devamlı olarak arttığından, çekme deneyinde görülen boyun teşekkülü problemi yoktur. Basma deneyi bilhassa gevrek ve yarı gevrek malzemelerin sünekliğini ölçmede çok faydalıdır (Şekil 2.16). Zira bu malzemelerin sünekliği çekme deneyi ile hassas olarak ölçülemez [120]. Basma deneyi sonucunda, malzemelerin basma diyagramı elde edilir. Basma diyagramı, genelde çekme diyagramına benzer. Basma diyagramının elastik deformasyon gösteren kısmı, çekme diyagramının elastik kısmı gibidir ve akma sınırından sonra basma diyagramında da plastik deformasyon aşaması meydana gelir. Basma diyagramının plastik deformasyonu gösteren kısmının ilk aşaması, çekme diyagramının plastik deformasyonu gösteren kısmının ilk devresini andırır, ancak çekme diyagramında maksimum noktadan sonra gerilme değerinde bir azalma meydana gelirken, basma diyagramında gerilme artar. Yani, basma eğrisinin eğiminde artış meydana gelir. Bu durum, basma sırasında numunenin kesit alanının devamlı artmasından kaynaklanır. Numunenin kesit alanı, özellikle plastik deformasyonun sonuna doğru büyük oranda arttığından basma gerilmesinde ani yükselme meydana gelir [121].

Tabakalı metal kompozit malzemeler yapıları itibariyle mekanik özelliklerinin belirlenmesinde basma testine daha uygundurlar. Çünkü üretim yöntemi ve malzeme yapısı nedeni ile yarı gevrek yapıdadır. Ayrıca çekme standartlarına uygun numune üretmek zordur. Üretilen kompozit çubuklardan H=2xd oranlarında basma numuneleri üretilmiştir. Basma testleri 50 kN max yük değeri ile sınırlandırılmıştır.



Şekil 2.16. Basma deneyinde malzemelerin kırılma davranışları (sırasıyla sünek, gevrek ve yarı sünek malzeme davranışı) [121]

Basma testleri yapılırken ASTM E9-09 no'lu standarda göre yapılmıştır (Şekil 2.17) [122]. Bu standartta numune boyutları Tablo 2.5'te verilen değerlerde ayarlanabilmiştir. Ancak bu değerler üretilen kompozitlerin çapları ile uyuşmamıştır. Bu sebeple aynı standardın L/D oranı bağıntısına göre, bu oranın 1.5-2 değerleri arasında ayarlanabilmesi sebebi ile test numunelerinin boyutları 22x11, 20x10 ve 19x9,5 mm olarak belirlenmiştir. Test hızı ise aynı standarda göre 0.005 in/dk olarak alınmakta, buda 0,00211 mm/sn'ye tekabül etmektedir.



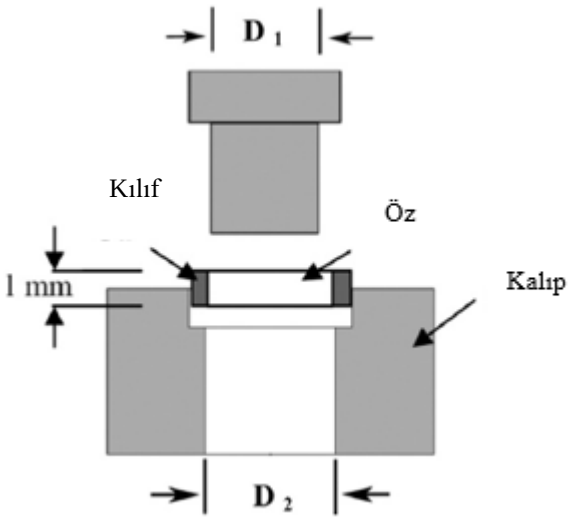
Şekil 2.17. Basma testi uygulama prensibi

Tablo 2.5. Basma deneyi için L/D boyutları (ASTM E9-09) [123]

Numuneler	*Çap, mm*	*Uzunluk, mm*	*L/D oranı*
Kısa	*30.0 ±0.2*	*25 ±1*	*0.8*
	13.0 ±0.2	*25 ±1*	*2.0*
Orta	*13.0 ±0.2*	*38 ±1*	*3.0*
	20.0 ±0.2	*60 ±3*	*3.0*
	25.0 ±0.2	*75 ±3*	*3.0*
	30.0 ±0.2	*85 ±3*	*3.0*
Uzun	*20.0 ±0.2*	*160 ±3*	*8.0*
	32.0 ±0.2	*320*	*10.0*

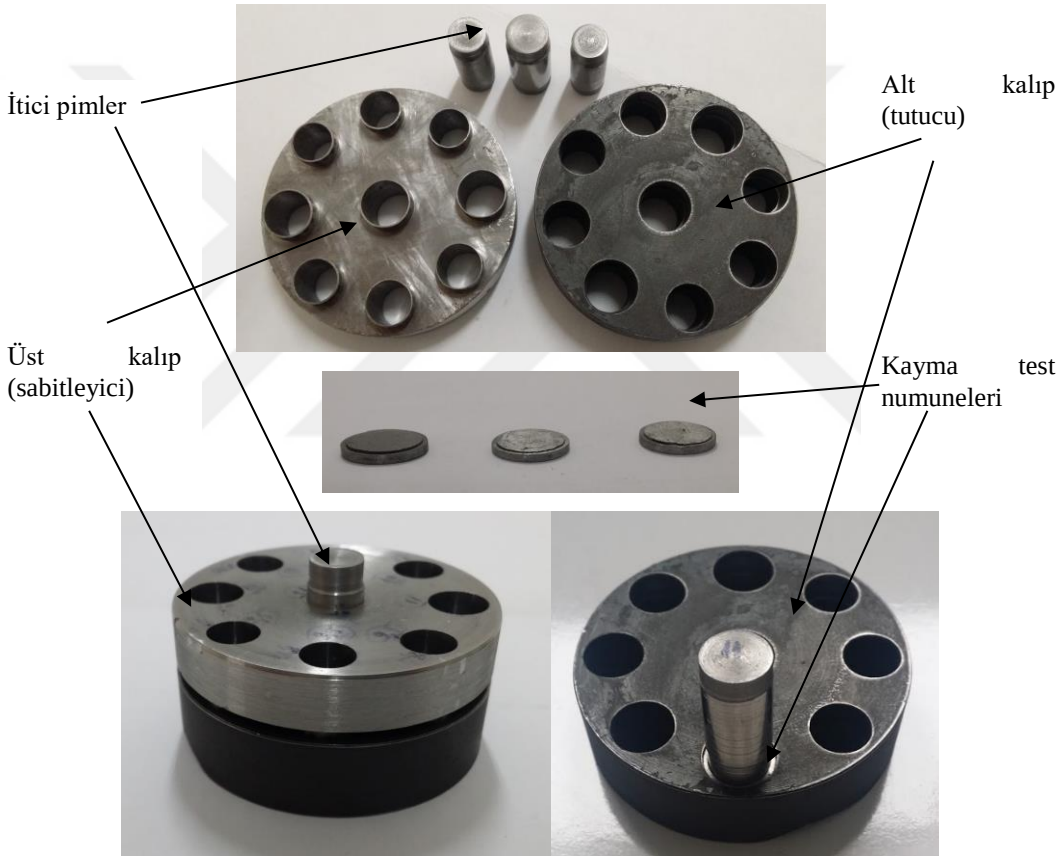
2.1.5.3. Kayma Testi

Tabakalı metal kompozitlerde, en önemli özelliklerden birisi, kılıf-öz arası oluşan ara bağın mukavemet özellikleridir. Bu özelliği belirlemek için yapılacak temel test kayma testidir (Shear test). Bu test, öz malzemesinin kılıf içinden dik eksende itilerek çıkarılmasıyla gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.18). ASTM F 1044-87 standardına göre hazırlanan deney sistemi ile uygun boyutlarda hazırlanan numuneler bu teste tabi tutulmuştur [39].



Şekil 2.18. Kesme testi şematik gösterimi [39]

Kayma testleri için Şekil 2.18'den anlaşıldığı gibi bir kalıp sistemi gerekmiştir. Standartlara uygun kesilen numuneler bu kalıba yerleştirilmekte ve numunenin öz bölgesine yerleştirilen itici bir pim, malzemenin öz kısmını çelik kılıftan çıkarmaktadır. Üretilen tabakalı dairesel kompozit malzemelerin kayma testi için farklı malzeme çaplarını kapsayan bir kalıp tasarlanmıştır. Bu tasarıma bağlı kalarak H13 çeliğinden imal edilen kalıp, ısıl işlem ile sertleştirilmiştir (Şekil 2.19) Testin uygulanmasında öz çapının kalıp iç çapından küçük (D_2), itici pim çapından büyük (D_1) olacak şekilde toleranslandırılmasına dikkat edilmiştir.



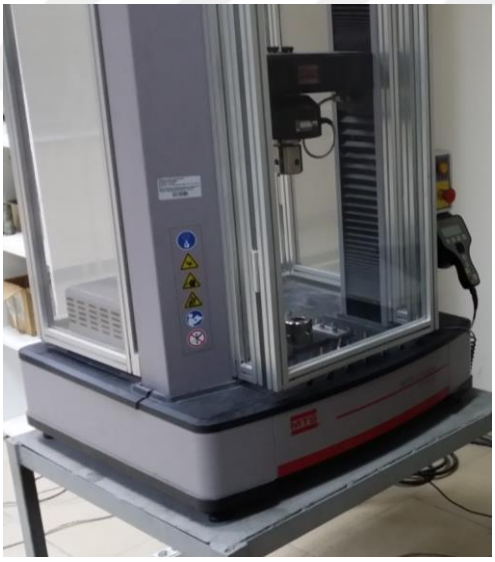
Şekil 2.19. Kayma testi kalıp seti ve kayma tesri uygulama prensibi

Kayma test kalıbı, farklı çaplarda ürünlerin testini yapabilecek şekilde tasarlanmış ve imal edilmiştir. Alt kalıptaki deliklerin iç kısımlarında çap daralması olup numunelerin tutulması bu şekilde sağlanmıştır. Üst kalıp, hem test numunelerini sabitlemek hem de itici pimleri merkezi şekilde hareket etmelerini sağlamak amacı ile kullanılmıştır (Şekil 2.19).

Kayma test numuneleri, test esnasında kılıf-öz ara bölgesinde meydana gelen deformasyon şekli ve yapısı vb. durumların gözlemlenmesi amacı ile test sonrası kılıf ve öz olarak ayrılmış ve SEM incelemelerinde kullanılmak üzere bir metal plaka üzerine sabitlenmiştir (Şekil 2.20-a). Eğme, basma ve kayma testleri Mekanik Laboratuvarında bulunan 50 kN kapasiteli MTS marka çekme-basma test cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.20-b), kayma test numuneleri de Metkon Micracut marka elmas diskli mikro kesiciler ile üretilen kompozit malzemelerden hassas olarak kesilerek elde edilmiştir (Şekil 2.20-c).



a)





b) c)

Şekil 2.20. a) Kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeylerinin incelenmesi için hazırlanan kayma test numuneleri, b) MTS çekme-basma test cihazı, c) Metkon Micracut mikro kesici

2.1.5.4. Malzemelerin sertlik ve yoğunluk ölçümleri

Tabakalı dairesel kompozitlerin kılıf ve öz bölgesinden alınan sertlik değerleri ve bu sertlik değerlerinin dağılım şekli, malzemelerin mekanik test sonuçları ve üretim

parametreleri arasında ilişki kurulması açısında önem arz etmektedir. Kompozit malzemelerin sertlik ölçümleri kılıf ve öz bölgesinden tarama şeklinde ve birbirine yakın olacağından dolayı ölçümlerin mikro sertlik ile yapılması uygun görülmüştür. Ölçümler Struers Duramin marka vickers sertlik ölçüm cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.21-a). Çelik kılıfın sertlik ölçümleri 100 gr yük ve 10x büyütmede, öz bölgesinin ölçümleri 10 gr yük ve 40x büyütmede ölçülmüştür. Malzemelerin içyapı ve kılıf-öz arası durumları, optik mikroskoplarla beraber SEM cihazı ile de görüntülenmiştir (Şekil 2.21-b). Malzemelerin gerçek yoğunluk ölçümleri ise Arşimet prensibi mantığı ile hassas terazi kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.22).



a) b)

Şekil 2.21. a) Struers Duramin vickers sertlik ölçüm cihazı, b) Zeiss GeminiSEM 500 Sem cihazı



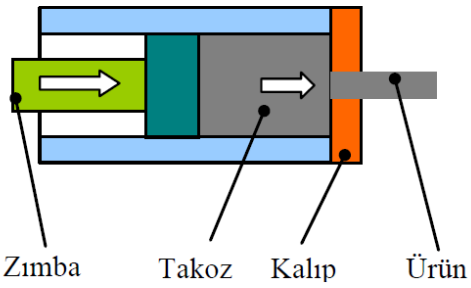
Şekil 2.22. Presica hassas terazi

2.1.6. Üretim Yöntemi Belirlenmesine Yönelik Ön Çalışmalar

Tabakalı dairesel kompozit malzemeler, yapıları itibariyle birkaç farklı üretim yöntemi ile üretilmeye müsaittirler. Önceki bölümlerde tez çalışması kapsamında kullanılan nihai üretim yöntemi olan çubuk çekme yöntemi ayrıntılı olarak açıklanmıştır. Ancak bu yöntemden önce ekstrüzyon ve dairesel haddeleme yöntemleri ile bu malzemelerin üretimleri denenmiş, üretimde yaşanan birtakım problemler çelik kılıflı Al2024/B4C özlü tabakalı dairesel kompozit malzemelerin üretimi için en uygun yöntemin çekme yöntemi olduğunu ortaya çıkarmıştır. Bu bölümde ekstrüzyon ve haddeleme yöntemleri ile gerçekleştirilen üretimler ve karşılaşılan sorunlar kısaca açıklanmıştır.

2.1.6.1. Ekstrüzyon Yöntemi İle Gerçekleştirilen Ön Deneme Üretimleri

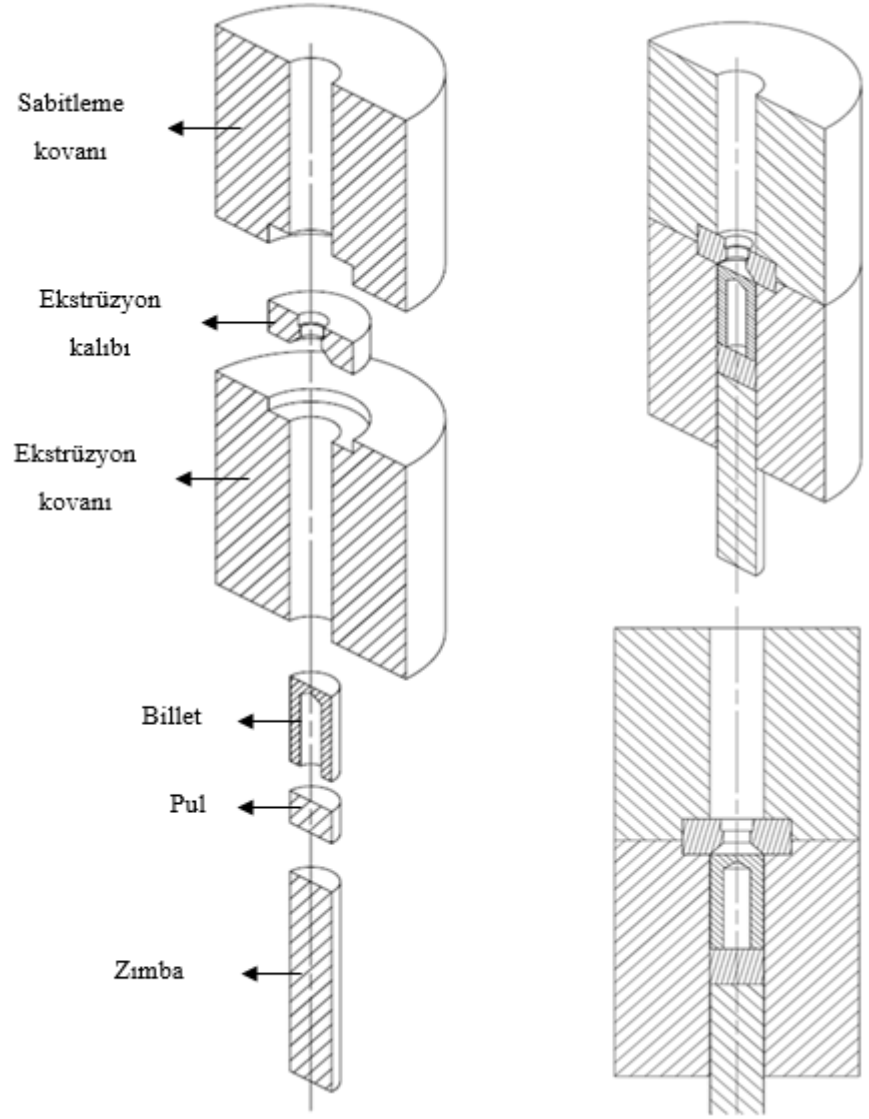
Dairesel tabakalı kompozitlerin üretilmesine uygun olan yöntemlerden birisi ekstrüzyondur. Ekstrüzyon yöntemi (Şekil 2.23) genel olarak, bilet diye isimlendirilen ham dairesel bir kütük malzemenin bir kovan içine yerleştirilmesi ve bir zımba vasıtası ile ittirilerek bu kovan önüne yerleştirilen kalıptan geçmesini sağlayarak şekillendiren bir plastik şekillendirme esaslı üretim metodudur [116]. Direk, indirek, çarpma ve hidrositatik ekstrüzyon olmak üzere dört temel tipi olan ekstrüzyon yöntemi alüminyum, bakır ve magnezyum gibi düşük akma direncine sahip metallerin şekillendirilmesinde yaygın olarak kullanılmakla beraber, yüksek sıcaklıklara dayanıklı kalıp sistemleri ve yağlayıcıların kullanılması ile beraber çelik gibi yüksek akma direncine sahip malzemelerin şekillendirilmesinde de kullanılabilmektedir [116].



Şekil 2.23. Direk ekstrüzyon yönteminin şematik uygulama esası [116]

Tabakalı dairesel kompozitlerin ekstrüzyon ile üretimi için tespit edilen kuvvet gereksinimlerine uyarak bir ektrüzyon kalıp sistemi tasarımı yapılmıştır (Şekil 2.24-a). Bu kalıp sisteminin imal edilmiş hali Şekil 2.24-b'de görülmektedir. Tasarımda orta kısım ekstrüzyon kovanından oluşmaktadır. Üst tutucu ve kovan arasına ekstrüzyon kalıbı

yerleştirilmekte ve üst tutucu kalıbın sabitlenmesini ve merkezde kalmasını sağlamaktadır. Aynı şekilde alt tutucu da kovanın merkezli olarak kalmasını ve ön yüzündeki açıklık ise zımbanın hareketinin görülmesini sağlamaktadır. Şekil 2.24-a'da görülen dairesel yükseltici, üretim sonrası ürün ve kalıbın kovan içinden çıkarılmasını sağlamak amacı ile kullanılmaktadır. Kalıp seti tamamen H13 (1,2344) sıcak iş takım çeliğinden üretilmiştir. Kovan içi, kalıp içi ve ön yüzeyine hassas taşlama uygulanmıştır. 600 °C sıcaklıklarda istenilen mukavemet değerlerini sağlaması için 56-58 HRC aralığında sertliğe sahip olacak şekilde ısıl işleme tabi tutulmuştur. Üretimi gerçekleştirilen kalıp seti ve bu setin mevcut pres sistemine monte edilmesi Şekil 2.25-b'de görülmektedir.

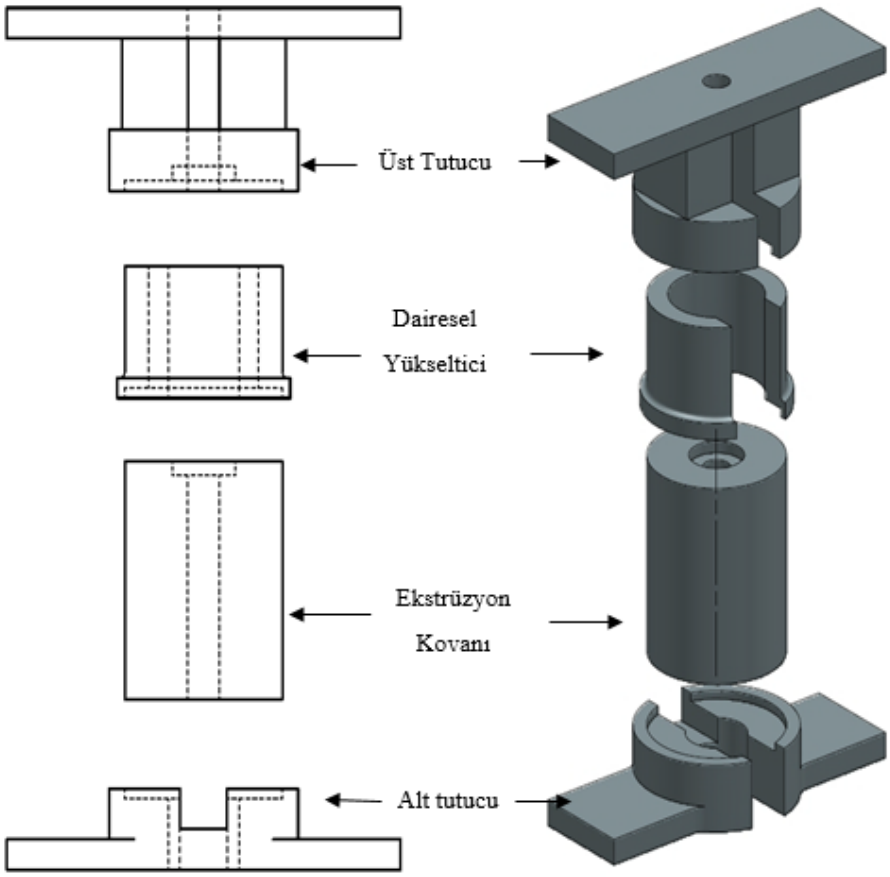


a)

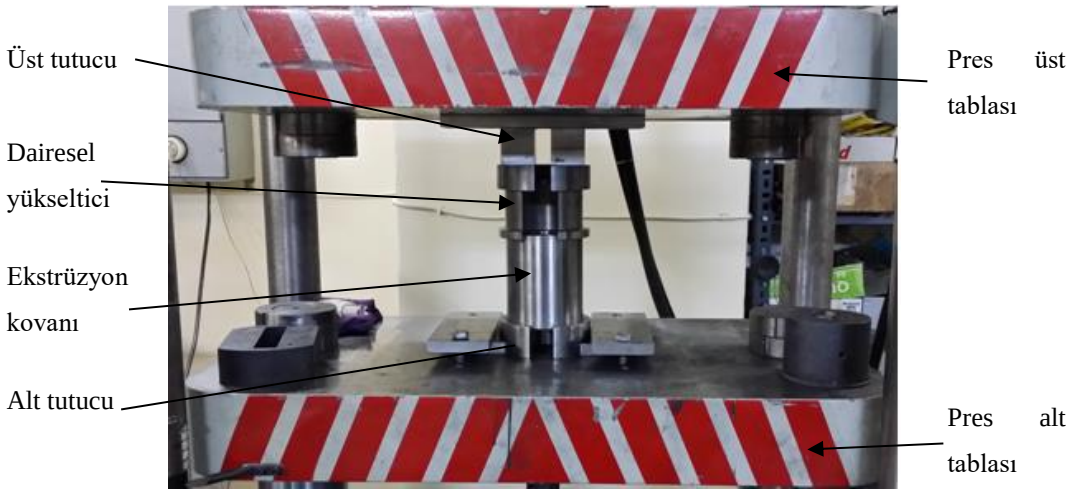


b)

Şekil 2.24. a) Ekstrüzyon kalıp sistemi bileşenlerinin tasarımı, b) İmal edilmiş ekstrüzyon kalıp seti



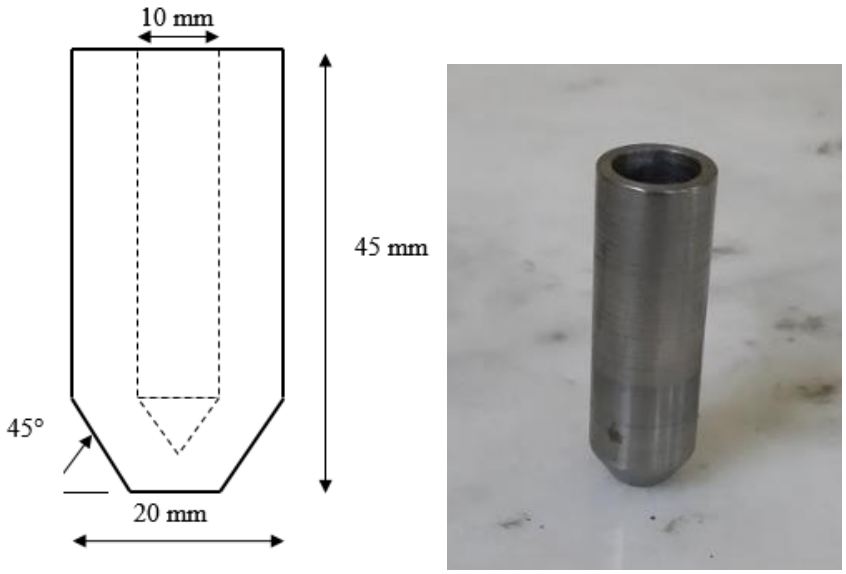
a)



b)

Şekil 2.25. a) Ekstrüzyon kalıp sisteminin kullanım prensibi, b) Kalıp setinin hidrolik prese montaj edilmesi

Tabakalı kompozit malzeme üretiminin bundan sonraki aşaması içine toz sıkıştırılan ön mamulün (billet) ekstrüzyona tabi tutulmasıdır. Ekstrüzyon işleminde, ihtiyaç duyulan kuvvetlerin mümkün olduğunca azalması için billetler, içlerine sıkıştırılan alüminyum tozunun erime sıcaklığının altında (600 °C) fırında ısıtılmaktadır. Yine aynı amaçla minimum sürtünme için, ekstrüzyon kovanının ve kalıbının içi ve billetin dışı grafit esaslı spreylerle grafit kaplanmaktadır. Şekil 2.26'daki boyutlara uygun olarak içleri torna ile işlenerek boşaltılan çelik kılıflar, yine boyutlarına uygun olarak üretilen toz sıkıştırma kalıplarında (Şekil 2.27) içlerine Al2024 tozları sıkıştırılarak ekstrüzyon billetleri haline getirilmiştir.



Şekil 2.26. Ekstrüzyon bileti için yeni kılıf tasarımı ve üretimi

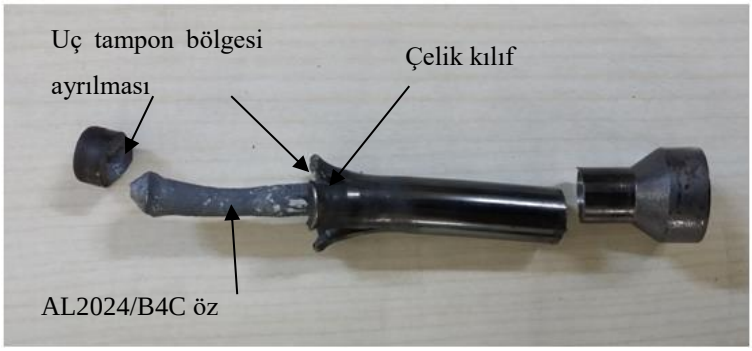


Şekil 2.27. Üretimi gerçekleştirilen toz sıkıştırma kalıp seti

Biletlerin uç kısımları çelik yoğunluğunun azaltılması ve ekstrüzyon başlangıç kuvvetlerinin düşürülmesi amacı ile açılı olarak üretilmiştir. Ön denemeler öncelikle yumuşak çelik kılıf ve Al2024 öz malzemesi ile (B4C takviyesiz) gerçekleştirilmiş. Bu üretimler kısmen olumlu olarak gerçekleşmiştir. Ancak çelik kılıfın AISI 4140 olduğu ve öz malzemesine B4C takviye edildiği durumlarda üretimlerde bir takım sıkıntılar oluşmuştur.

Şekil 2.28'de görülen ekstrüzyon ürününde kılıf sürekliliğinin ürünün ekstrüzyon kalıbından çıkmasından hemen sonra bozulduğu görülmüştür. Kılıf ucu ile kılıfın geri kalan kısmının çevresel olarak ayrıldığı görülmekte, buda ayrılma bölgesinin çevresel zayıflığa sahip olduğunu göstermektedir. Bu zayıflığın sebebinin kılıf uç tampon bölgenin 3 mm olarak ayarlanması sebebi ile bilet uç kısmındaki 35°'lik eğimli yüzey ile iç delik profili arasında 4 mm'lik et kalınlığının bozulmasının olduğu düşünülmüştür. Eriyik formuna çok yakın olan öz malzemesi ortaya çıkan yüksek basınç kuvveti ile bu noktadaki zayıflıktan ayrılmaya neden olmuştur.

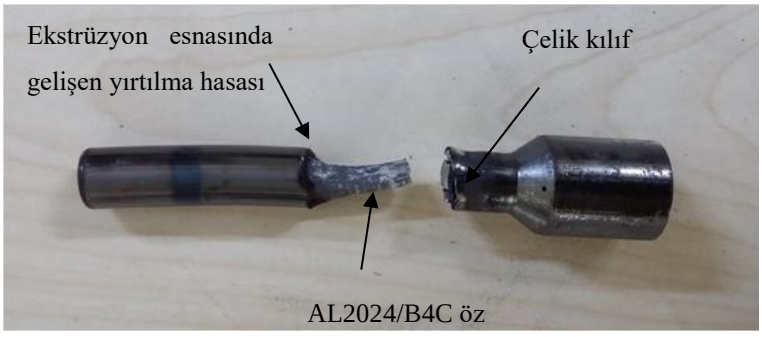
Bu hatanın çözümü olarak bilet kılıfının ön kısmındaki tampon bölgenin yüksekliğini arttırmak düşünülmüştür. Yeni üretilen kılıflarda ön tampon yüksekliği 5 mm olarak ayarlanmış diğer boyutlar değiştirilmemiştir.



Şekil 2.28.AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan kılıf ürün ucu hatası

Bilet ucundaki hatanın giderilmesi sonrası yapılan üretimlerde başka hatalar oluşmuştur (Şekil 2.29). Bu hatalarda, ürün ekstrüzyon kalıbından bir miktar çıktıktan sonra yine kılıfının sürekliliğinin devam etmemesiyle çevresel olarak ayrılmıştır. Buradaki hatanın sebebinin ürünün ekstrüzyon boyunca meydana gelen plastik deformasyon sebebi ile artan sertliği ve yağlayıcıların etkisinin azalması ile öz ve kılıfın farklı akış davranışı sergilemesi olduğu ve bu durumun kılıfın bir noktadan ayrılmasına sebep olduğu düşünülmüştür.

Şekil 2.29'da görülen hatada kılıf cidar kalınlığı 4 mm'dir. Ekstrüzyon işlemi esnasında bilet kılıf kalınlığının düşük olması ile ürün kılıf kalınlığı da düşmekte, bu da kılıfın boyutsal olarak hassaslaştığını göstermektedir. Kılıf cidar kalınlığını azaltarak ekstrüzyon kuvvetleri düşürülmek istenmiştir. Bu hatanın giderilmesi amacı ile kılıf iç delik çapı 10 mm'ye düşürülerek kılıf cidar kalınlığı 5 mm'ye arttırılmıştır. Yine aynı şekilde diğer boyutlar şekil 2.26'daki gibi sabit tutulmuştur.



Şekil 2.29. AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan kılıf ürün ortası hatası

Yapılan değişikler sonrası üretim çalışmasında kılıf kalınlığı arttırıldığı için ekstrüzyon için ihtiyaç duyulan kuvvet de artmıştır. Bu kuvvetleri düşürmek için ekstrüzyon sıcaklığı

650 °C değerlerine çıkarılmıştır. Bu değer ekstrüzyon kuvvetini bir miktar düşürmekle beraber kalıp dayanımlarını da etkilemiştir. Bu üretimde ekstrüzyon kalıpları yüksek kuvvetler sebebiyle zarar görmüştür (Şekil 2.30). Kovan içinde ve pul yüzeyinde aşınma oluşmuş, ekstrüzyon zımbasında ise şişme meydana gelmiştir. Ayrıca öz malzemesi yüksek sıcaklık nedeni ile erime noktasına çok yaklaştığı için akıcılığı artmış, kılıfı en zayıf noktadan yararak dışarı çıkmıştır (Şekil 2.31).



Şekil 2.30. Ekstrüzyon esnasında hasara uğrayan zımbalar



Şekil 2.31. AISI 4140 kılıflı biletlerin ekstrüzyonunda karşılaşılan özün kılıfı yardığı ürün hatası

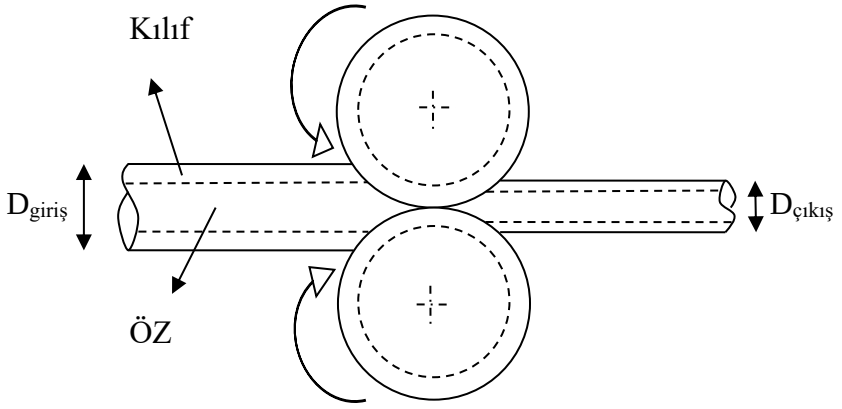
Yukarıda bahsedilen hataların temelinde kullanılan kılıf malzemesinin şekillendirme kabiliyetinin düşük olması yatmaktadır. Her ne kadar ekstrüzyon öncesi uygulanan yumuşatma tavı ile plastik deformasyon kabiliyeti arttırılsa da AISI 4140 alaşımlı bir çeliktir ve tek seferde ılık şartlarda yüksek oranlarda plastik deformasyona maruz bırakmak malzemenin kırılganlığını arttırmakta, bu durum ayrılma ve yarılmalara

sebebiyet vermektedir. AISI 4140 için ılık şartlar sınırında kalan 650-800 °C aralığı ise alüminyum esaslı öz malzemesi için sıvı forma geçmenin başladığı ve sıvılaşmanın olduğu sıcaklıklar olduğu için ekstrüzyonda bu sıcaklıklara çıkılamamaktadır. Çünkü ekstrüzyon esnasında bu sıvı forma yakın veya sıvı formdaki yapı, bir akışkan gibi hareket edebilmekte ve taşıdığı basıncı kılıftaki zayıf noktalara odaklayabilmektedir. Bunun sonucunda yukarda bahsettiğimiz kılıf-öz bağlantısının tamamen sonlandığı ya da öz' ün bir noktadan aktığı hatalarla karşılaşılmaktadır.

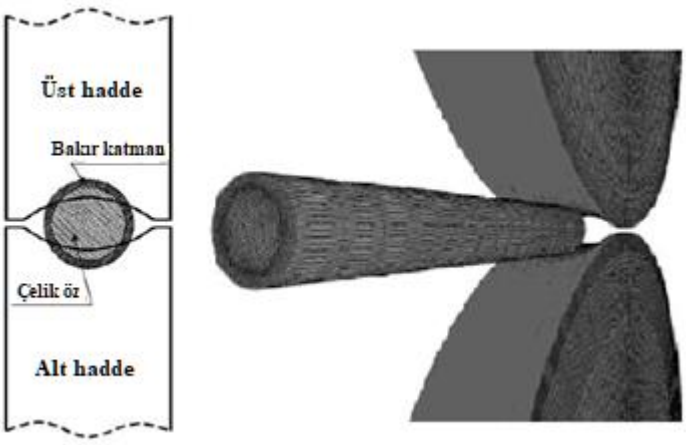
Ekstrüzyon işlemi sınırları içinde düşünülen çözüm yolları ile ilerleme kaydedilmesinin zorlaşması sebebiyle çelik kılıflı MMK özlü tabakalı metal kompozitin üretiminde diğer uygun üretim yöntemlerinden olan dairesel haddeleme işlemine geçilmiştir.

2.1.6.2. Silindirik haddeleme

Ekstrüzyon işleminde yapılan iyileştirmelerin üretimde sorunları çözmemesi ve yapılabilecek diğer iyileştirmelerin ise üretim kısıtlamaları nedeni ile uygulanamaması, üretim metodunun değiştirilmesine sebep olmuştur. Haddeleme, bir çift merdane vasıtasıyla malzemenin kesitinin düşürüldüğü bir şekillendirme prosedürüdür. Sac ve plaka üretiminde yoğun olarak kullanılan bu yöntem, merdane üzerinde açılan yarım daire şeklindeki kanallar sayesinde metal çubukların üretiminde de kullanılmaktadır (Şekil 2.32). Bu sebeple tabakalı dairesel kompozitlerin üretimi için de uygunluk göstermektedir [124, 125].



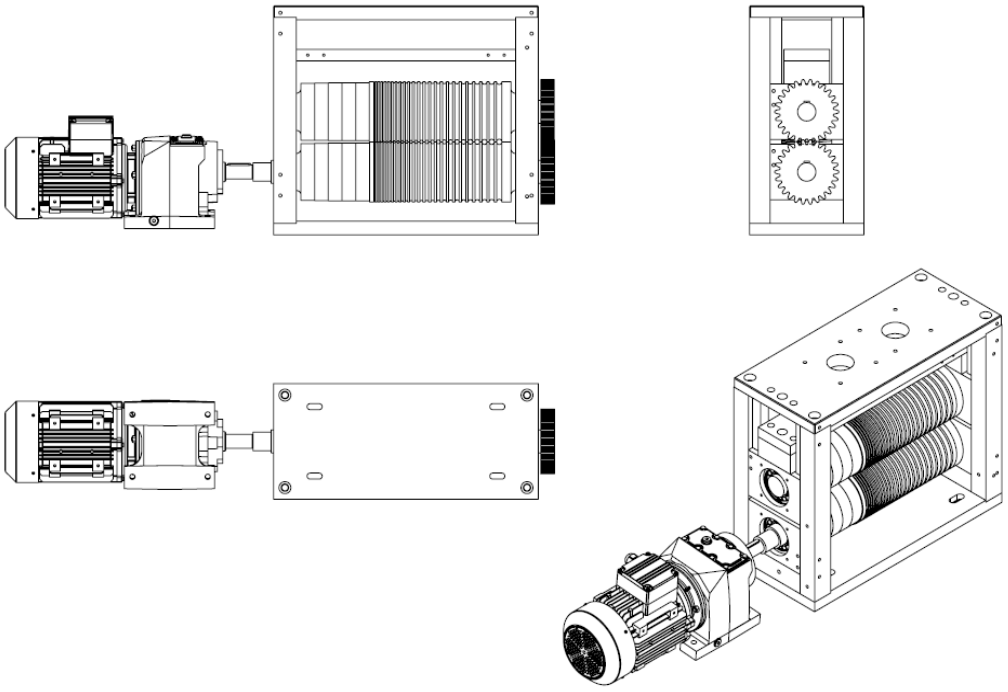
a)



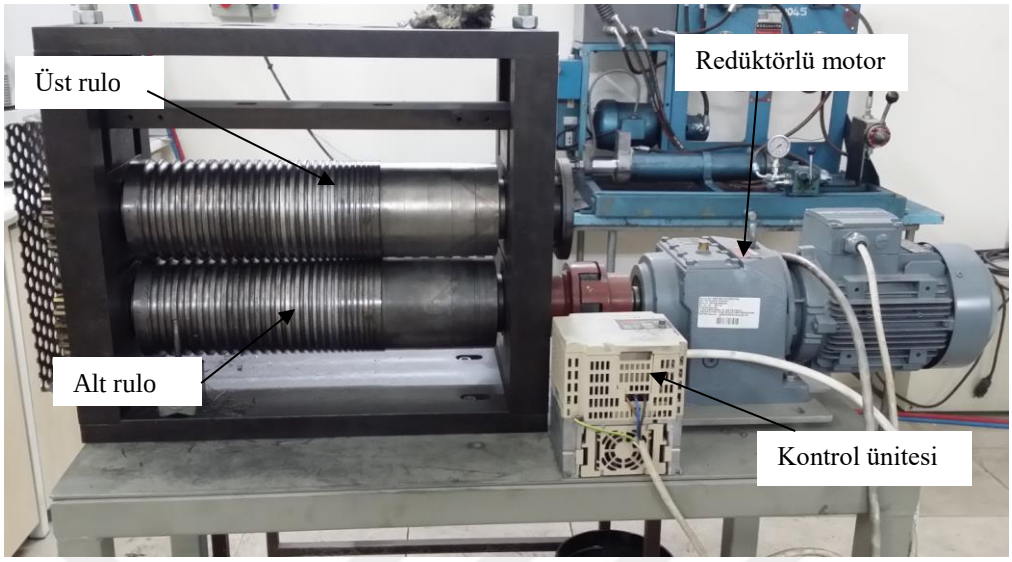
b)

Şekil 2.32. Tabakalı silindirik kompozit malzemelerin haddeleme ile, a) uygulama prensibi, b) üretim uygulaması [124]

Silindirik haddeleme işlemi için bir sistem tasarlanmıştır (Şekil 2.33-a). Bu sistemde redüktrörlü bir motor, üzerinde farklı çaplarda dairesel kanalların bulunduğu bir çift hadde rulosu, ruloların bir arada bulunmasını ve aralarındaki mesafeyi düzenleyen bir metal iskelet ve kontrol ünitesi bulunmaktadır. Bu tasarıma bağlı kalarak üretilen hadde tesisatı Şekil 2.33-b'de görülmektedir.



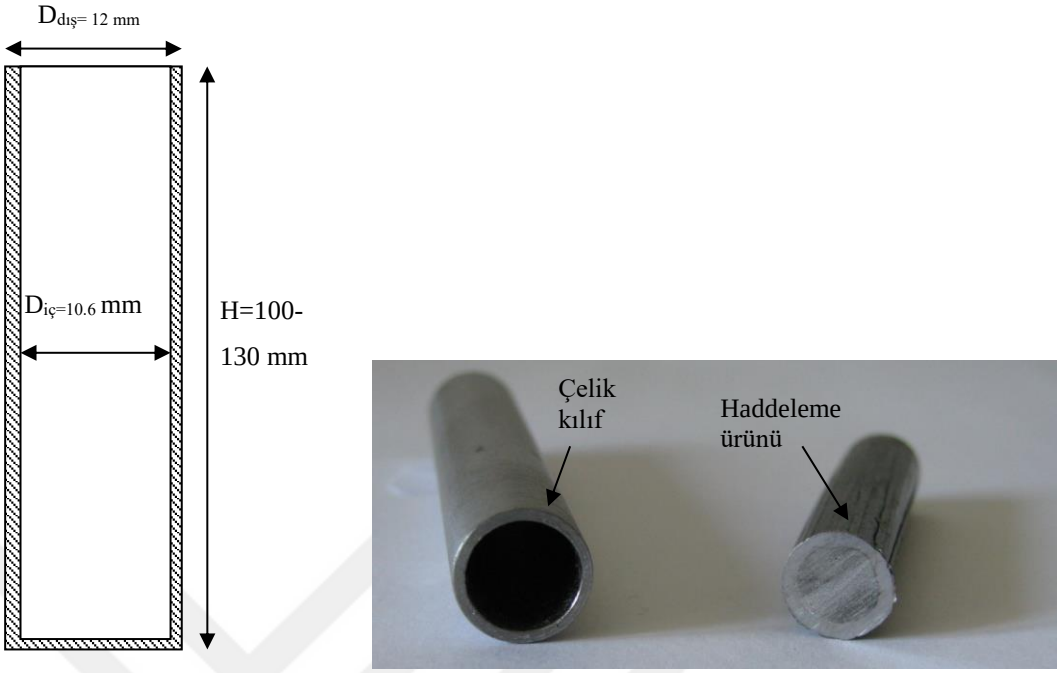
a)



b)

Şekil 2.33. a) Dairesel haddeleme sistemi tasarımı ve b) bu tasarım neticesinde oluşturulan hadde sistemi

Ekstrüzyon işleminde olduğu gibi haddeleme için de bir ön mamul hazırlanması gerekmiştir. Aynı şekilde haddeleme ön mamulünün hazırlanması da powder in tube yöntemi ile yapılmıştır. Bunun için mil malzemeden uygun boyutlarda çelik kılıflar talaşlı imalat ile hazırlanmıştır (Şekil 2.34). Ekstrüzyon işlemine göre bu kılıflar boyutsal olarak farklılık göstermiştir. Hazırlanan kılıfların içine uygun hacim oranlarında karıştırılan Al/Seramik tozları uygun basınçlarda sıkıştırılarak ön mamul elde edilmiştir. Toz formundaki öz malzemesinin bütünlüğünü kaybetmemesi için ön mamuller sinterleme işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 2.34. Ön mamul üretiminde kullanılacak çelik kılıfın teknik detayları

Çelik/MMK(Al-seramik) formunda hazırlanmış yarı mamul, haddeleme işlemi ile farklı çaplara düşürülmüştür. Dairesel haddeleme tesisatı, üzerinde bulunan çap olanaklarına göre malzemeyi şekillendirebilme ve farklı sıcaklıklarda üretim yapma imkânı sunmuştur. Bu sistemde üretimler farklı aşamalardan geçilerek yapılmıştır. Bu aşamalar,

1. Aşama, Çelik Kılıfların Hazırlanması: Talaşlı imalat ile 12 mm dış çap, 10,6 mm iç çap ve 100 mm boyda üretilen AISI 4140 tüpler 720 °C'de 2 saat fırında tutulup sonrasında fırında soğutularak yumuşatma tavına tabi tutulmuştur. Yumuşatma tavı sonrası bu tüpler trikloretilen ile ultrasonik temizleyicide temizlenmiştir. Bu işlem ile kılıf iç ve dış yüzeylerindeki yağların malzemeden uzaklaştırılması sağlanmıştır.

2. Aşama, Öz malzemesinin hazırlanması: Al 2024 ve Seramik tozlarının hacimce karışım oranları % 5, % 15 ve % 25 oranında B4C olacak şeklide belirlenmiştir. Bu oranlarda kapalı ve hava almayan bir kapta bir araya getirilen alüminyum ve B4C tozları üç boyutlu karıştırıcıda 2 saat süre ile karıştırılmıştır.

3. Aşama, Öz malzemelerinin çelik kılıflar içine sıkıştırılması: Sıkıştırma işlemi manuel pres altında 30 bar (≈200 Mpa) basınçta yapılmıştır. Bu basınç Al/B4C toz karışımının dağılmadan bir arada durmasını sağlayacak miktardadır.

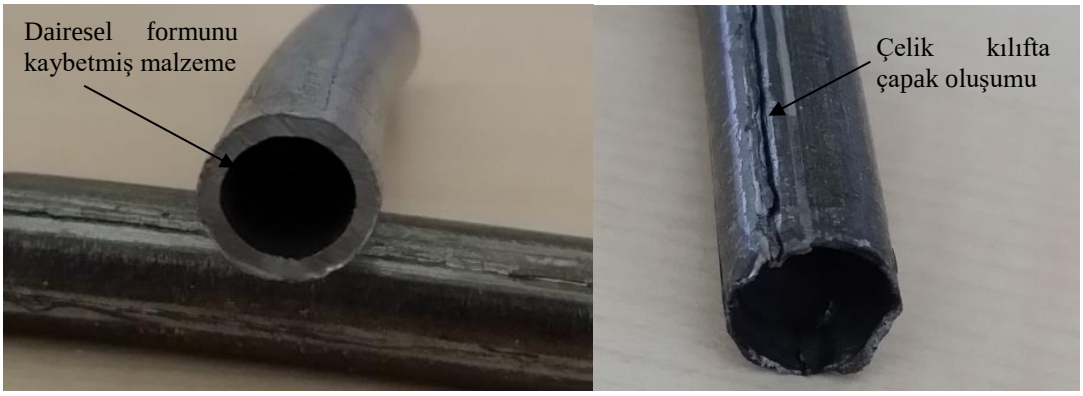
4. Aşama, Öz malzemesinin sinterlenmesi: Haddeleme işlemi öncesi öz malzemesinin sinterlemesi yapılmıştır. Haddeleme öncesi 500 °C sıcaklıkta 4 saat süre fırında tutulan ön mamuller daha sonra fırında soğumaya bırakılarak sinterlenmiştir.

5. Aşama: Malzemelerin haddelenmesi: Haddeleme işlemi 12 mm çaptan 4.8 mm çapa gelene kadar kademeli olarak gerçekleştirilebilmektedir. Ara hadde çapları 11.6 mm, 11.2 mm, 10.8 mm, 10.4 mm, 10 mm, 9.6 mm, 9.2 mm, 8.8 mm, 8.4 mm, 8 mm, 7.6 mm, 7.2 mm, 6.8 mm, 6.2 mm, 6 mm, 5.6 mm, 5.2 mm, 4.8 mm şeklindedir. Bu çap aralığında 11.2, 10 ve 9.2 mm çaplarda malzemeler üretilmiştir (Şekil 2.35).



Şekil 2.35. Haddelenmiş dairesel kompozit malzemeler

Haddeleme ile gerçekleştirilen ön üretimler sonrası elde edilen ürünler incelendiğinde birtakım sıkıntılar ortaya çıkmıştır. Dairesel haddeleme yöntemi üretim kolaylığı ve uniform ürün yapısı için uygun bir yöntem olmakla beraber üretilmek istenen malzemenin yapısı ve mevcut hadde sisteminden kaynaklı bir takım kusurlar nedeni ile ürün yapısında düzensizliğe neden olmuştur. Bunların en temeli malzemenin, haddeleme oranının artması ile sertleşmesi ve bu sertleşmenin neden olduğu çapak oluşumudur. Çapak oluşumu malzemenin yüzey kalitesini ve kılıfın cidar kalınlığını bozmaktadır (Şekil 2.36-b). Ayrıca çapak oluşumu, kılıf malzemenin çapak noktalarından yırtılmasına ve öz malzemesinin açığa çıkmasına neden olmuştur. Diğer bir sıkıntı ise artan malzeme sertliği hadde ağızlarının tam dairesel yapısının açılma yaparak bozulmasına neden olmuş bu durumda ürünün dairesel formunun kaybolmasına neden olmuştur (Şekil 2.36-a).



a) b)

Şekil 2.36. Dairesel haddelemede karşılaşılan hatalar a) Dairesel formun bozulması, b) Dış yüzeyde çapak oluşumu

Uygulanacak testler nedeniyle malzeme kılıfının ve kesitinin mümkün mertebe hasarsız ve düzgün geometrik yapıda olması gerektiği için bu şekilde elde edilecek kompozit malzemeler kullanışlı olmayacaktır. Bu nedenle dairesel kompozit malzemelerin üretimi için uygun olan başka bir üretim şekline, yani çubuk çekme metoduna geçiş yapılmıştır. Bu yöntemin istenilen sonuçları vermesi ve kullanılabilir olması nedeni ile nihai üretim metodu olarak bu yöntemde karar kılınmıştır.

3. BÖLÜM

BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Giriş

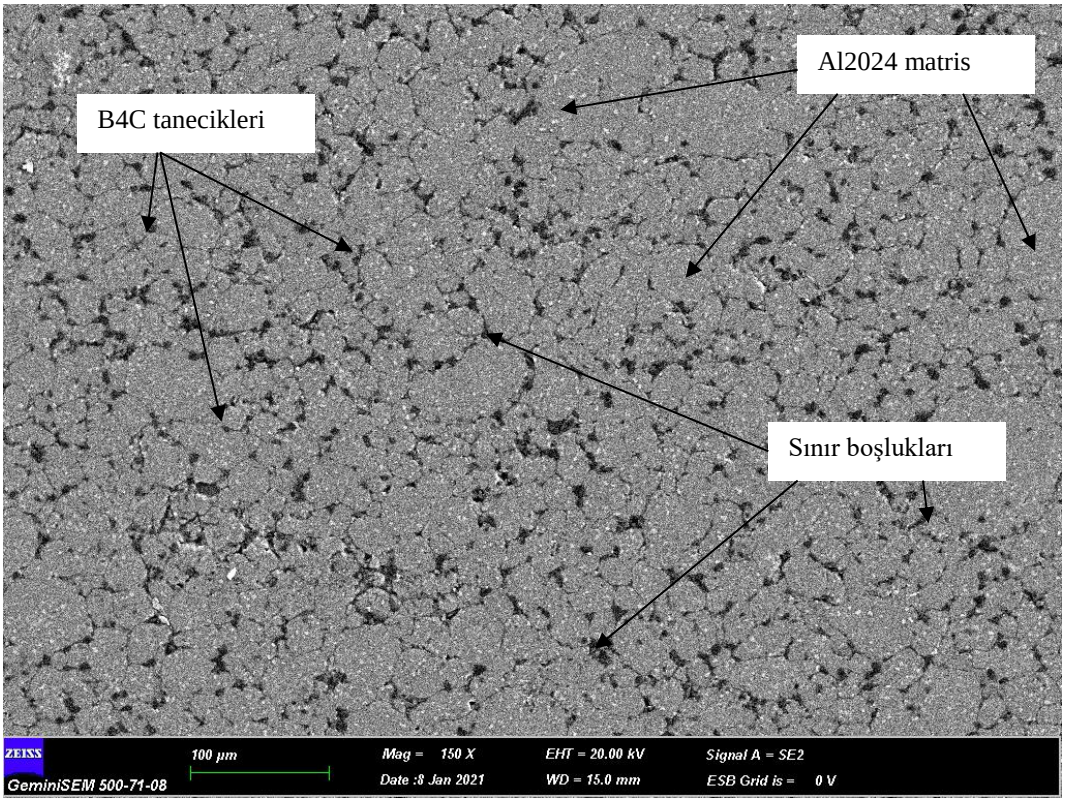
Tabakalı dairesel kompozitlerin üretimlerinde değişkenler çekme sıcaklığı, B4C oranı, B4C boyutu ve deformasyon oranıdır. Çekme işlemi üç farklı sıcaklıkta gerçekleştirilmiş olup bunlar sırasıyla 24 ℃ (ortam sıcaklığı), 250 ℃ ve 400 ℃' sıcaklıklardır. Öz'ü oluşturan Al2024-B4C metal matrisli kompozitte hacimce % 5, % 15 ve % 25 oranında B4C kullanılmıştır. Kullanılan B4C'nin boyutları ise sırasıyla 10 µm, 17 µm ve 58 µm olarak belirlenmiştir. B4C takviyesi olmayan öz'lü kompozit ile birlikte tek sıcaklıkta 30 farklı kompozit malzeme elde edilmiştir. 400 ℃ sıcaklıkta yapılan üretimlerde en yüksek deformasyon oranında kılıfların yırtılması sebebi ile deformasyon değişkeni iki olarak kalmıştır. Öncelikle malzemelerin sertlik taramaları, mikro yapı incelemeleri ve yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bu bulgular malzemelerin mekanik testleri sonucunda elde edilen verilerin değerlendirilmesi hususunda oldukça önemli yer tutmuştur. Daha sonra her bir işlem sıcaklığı altında deformasyon, B4C takviye oranı ve B4C tane boyutu değişkenlerine bağlı olarak eğme, basma ve kayma test sonuçları değerlendirilmiş sonra sıcaklık etkisi de göz önünde bulundurularak sonuçlar irdelenmiştir.

3.2. Mikro Yapı İncelemesi ve Sertlik Taramaları

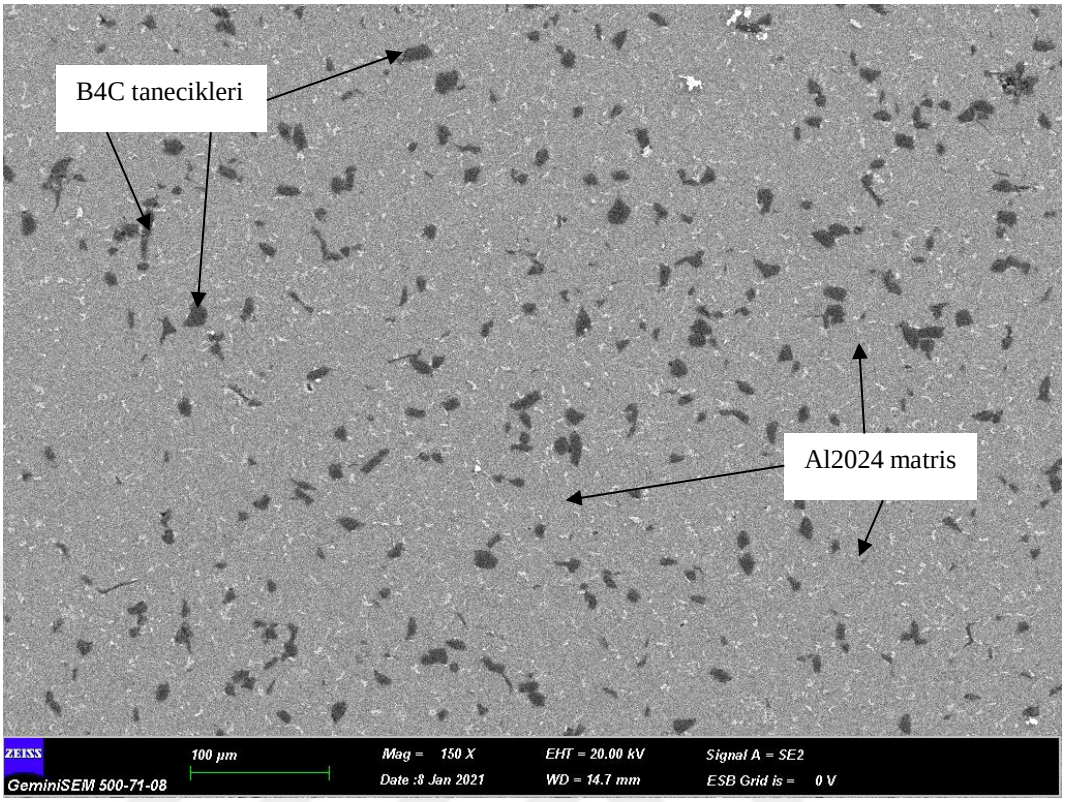
3.2.1. Bulgular

Ç-MMK malzeme çifti şeklinde üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin üretim değişkenleri üretim sıcaklığı, deformasyon oranı, B4C tane boyutu ve B4C takviye oranıdır. Bu durum takviyesiz malzemeler ile birlikte tek bir sıcaklık şartında 30 farklı özellikte bir malzeme grubu oluşturmaktadır. Bu malzemelerin eğme, basma ve kesme testleri sonuçlarının değerlendirilmesinde, sertlik taramaları ve mikro yapı incelemeleri

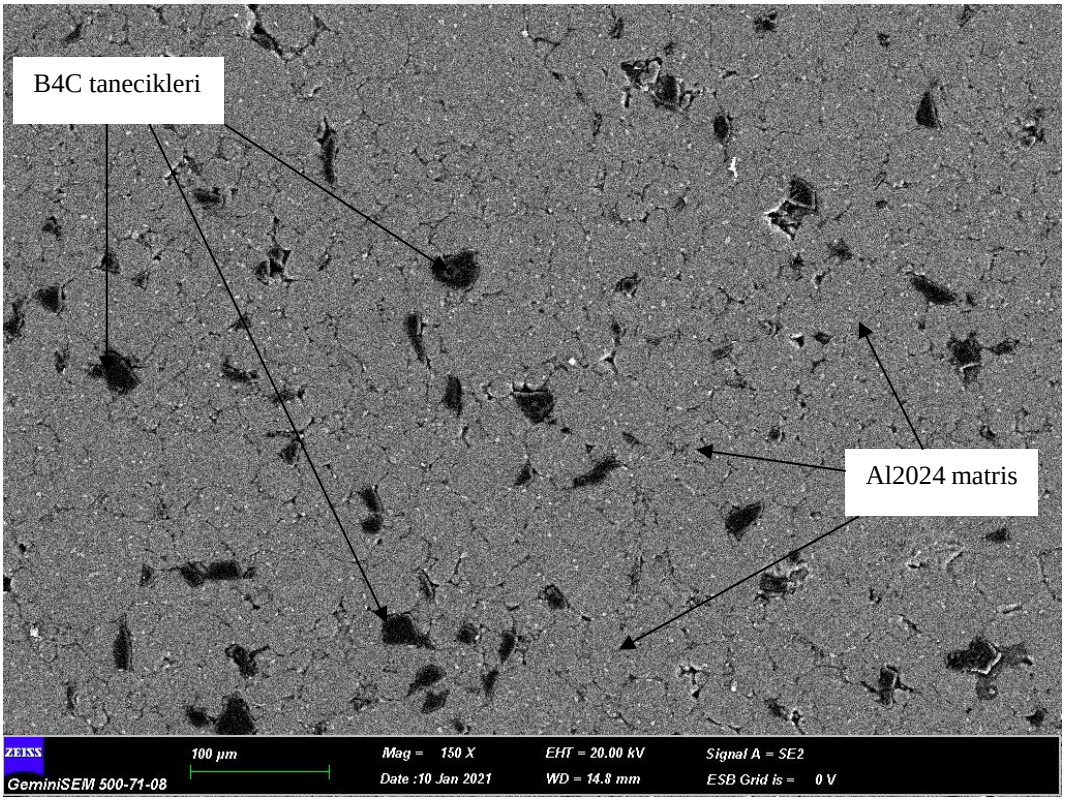
önemli yer tutmuştur. Al2024-B4C formundaki öz malzemesi Al2024 ve B4C'nin toz formunda ve belirlenen oranlarda bir araya getirilerek karıştırılması, bu karışımın çelik tüpler içine sıkıştırılması ile elde edilmiştir. Al2024-B4C yapısında tozların homojen dağılımı malzeme özelliklerine etki etmesi bakımından önem arz etmektedir. Öz bölgesinden alınan mikro yapı görüntüleri dağılımın genel olarak homojen olduğunu göstermiştir (Şekil 3.1). Bununla birlikte 10 µm boyutlu B4C ile takviyelendirilen kompozit malzemelerin yapısında görünür şekilde toz parçacık sınırı boşlukları şeklinde porozite etkenlerinin arttığı gözlemlenmiştir (Şekil 3.1-a).



a)



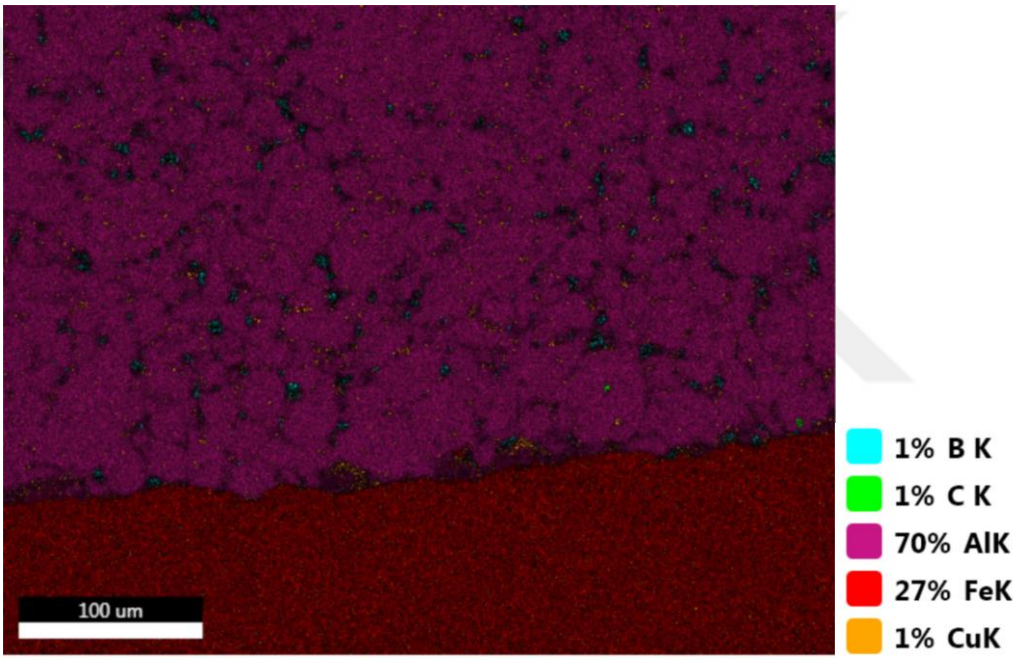
b)



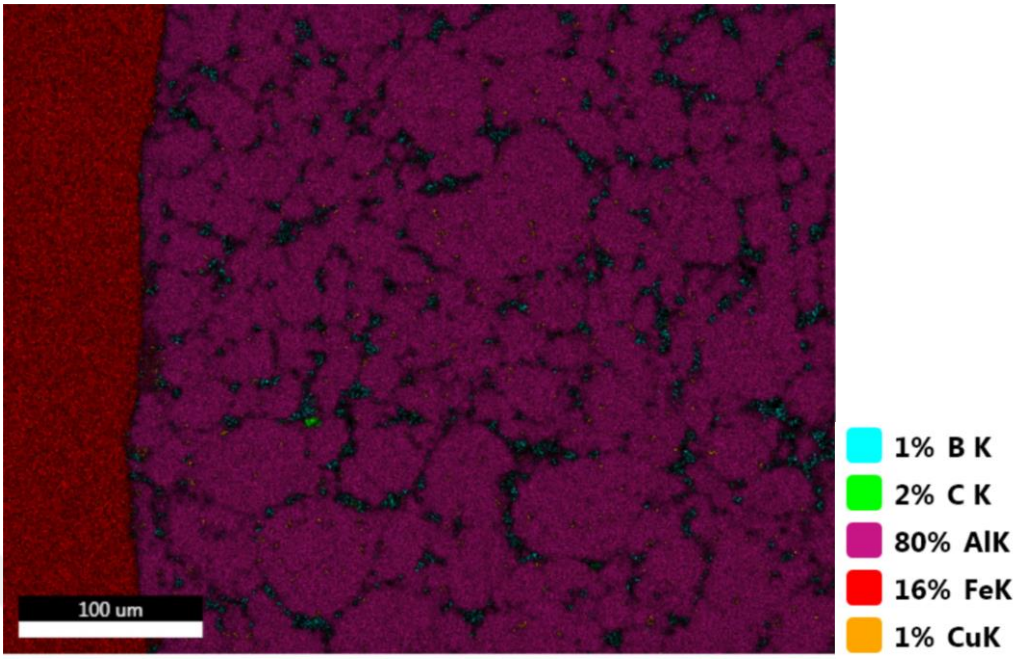
c)

Şekil 3.1. Tabakalı dairesel kompozitlerin öz bölgesi Sem görüntüleri a) Al2024/B4C(% 5-10 µm), b) Al2024/B4C(% 5-17 µm), c) Al2024/B4C(% 5-58 µm)

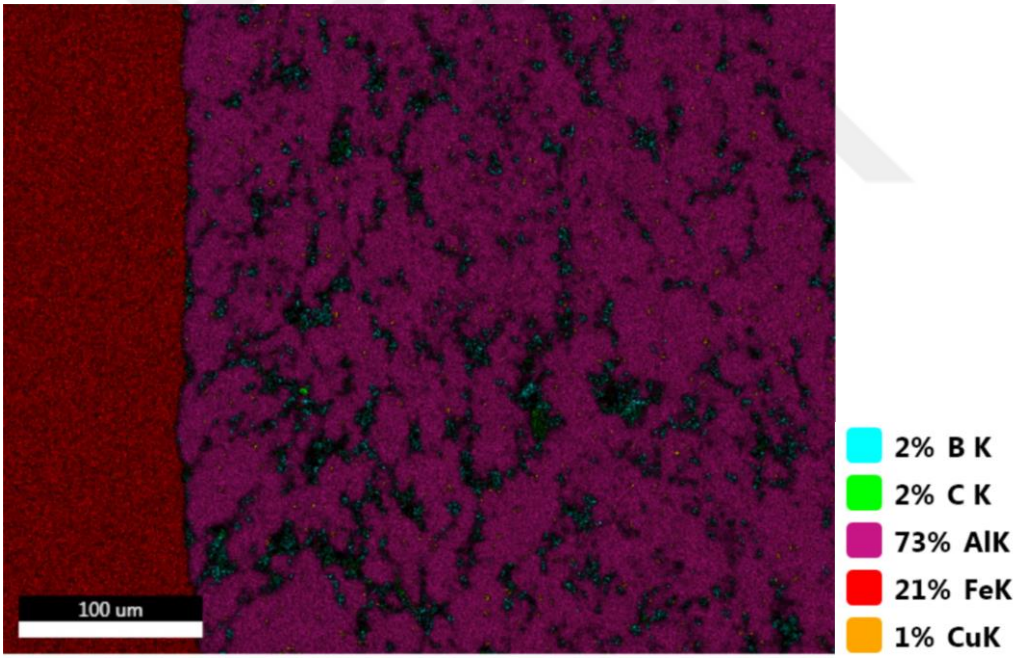
Malzemelerin parçacık dağılımı ve malzeme yapısını göstermesi için mapping analizleri de gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.2'deki mapping taramaları öz malzemesinde 10 µm boyutlu B4C takviyesinin % 5, % 15 ve % 25 oranında olduğu malzemelere aittir. Görüntüler çelik-öz sınırlarından alınmıştır. B ve C oranlarındaki değişim B4C takviye oranının artışını göstermektedir. Ayrıca öz malzemesinde Al2024 malzemenin tane sınırlarında bakır çökeltileri de gözlemlenmiştir. Görüntülerdeki renk dağılımları B4C dağılımının % 5 ve % 15 takviye oranında daha homojen olduğunu (Şekil 3.2-a-b), % 25 takviye oranında ise homojen dağılım ile beraber bölgesel topaklanmalar da oluştuğunu göstermiştir (Şekil 3.2-c).



a)



b)

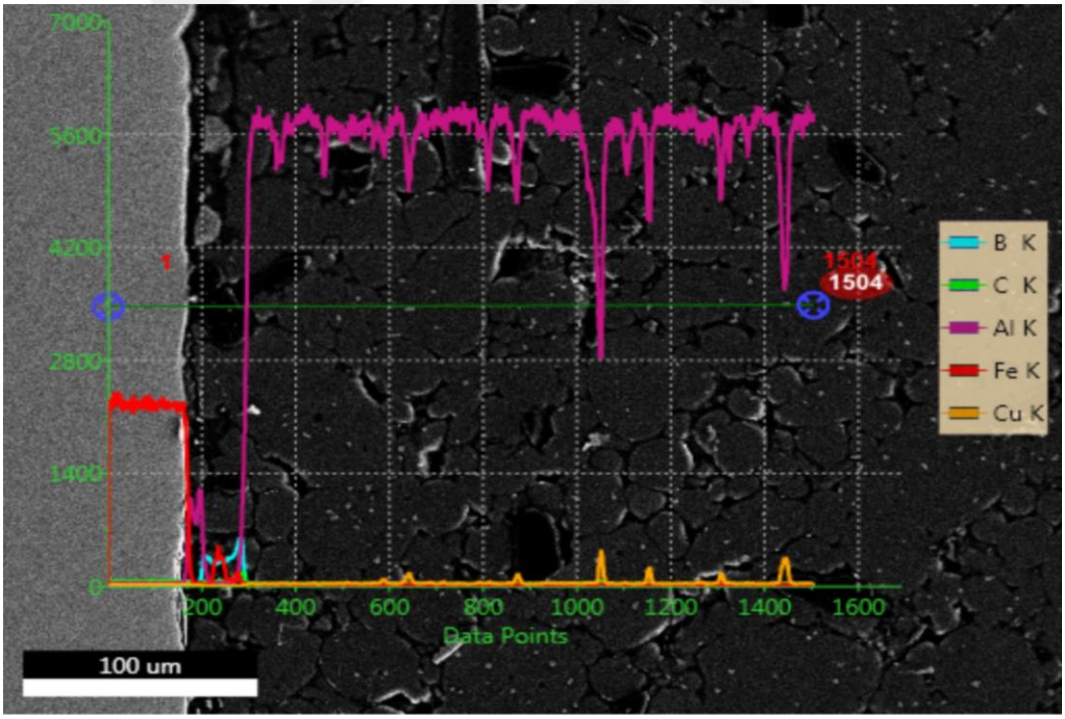


c)

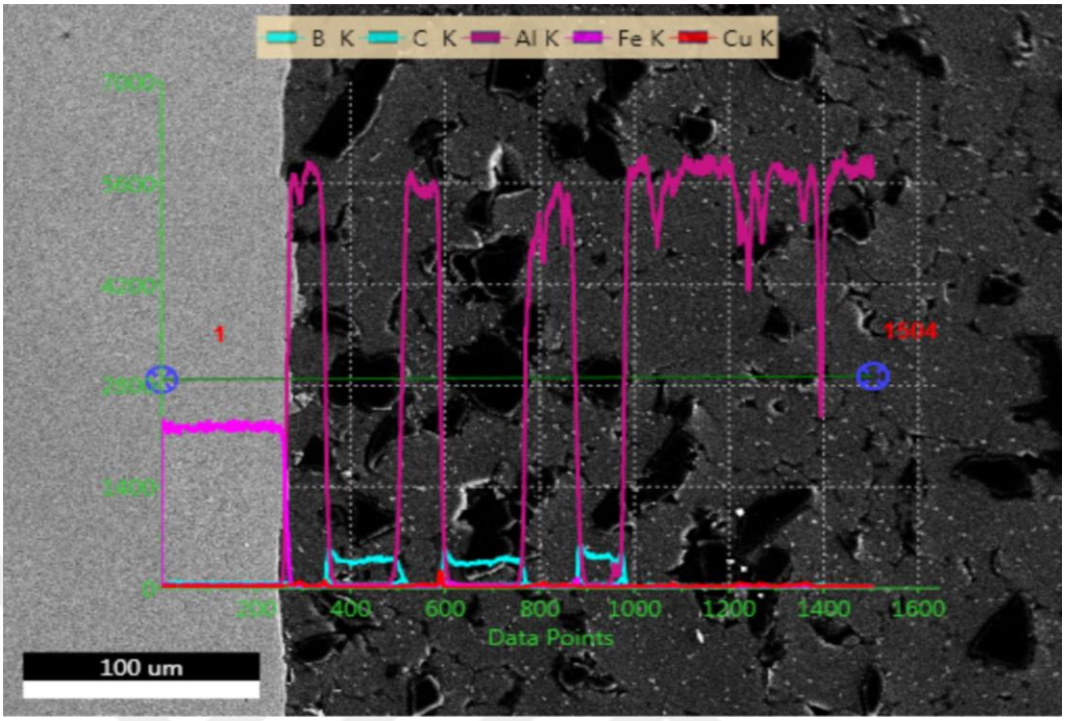
Şekil 3.2. a) Ç-Al2024/B4C(%5-10µm), b) Ç-Al2024/B4C(%15-10µm), c) Ç-Al2024/B4C(%25-10µm) kompozit malzemelerin mapping görüntülemeleri

Çelik kılıflı Al2024-B4C özlü tabakalı dairesel kompozitler, üretim işlemleri esnasında iki farklı sıcaklığa maruz kalmıştır. Bunlardan ilki ön sinterleme işlemi amacıyla atmosfer kontrollü fırında 1 saatte 500 °C sıcaklığa çıkarak 4 saat bu sıcaklıkta bekleme ve fırında soğuma şeklinde gerçekleşmiştir. Bu işlem tüm malzeme sınıflarına uygulanmıştır. İkincisi ise çubuk çekme işlemi esnasında uygulanan ısıtma işlemidir. Bu da bir grup

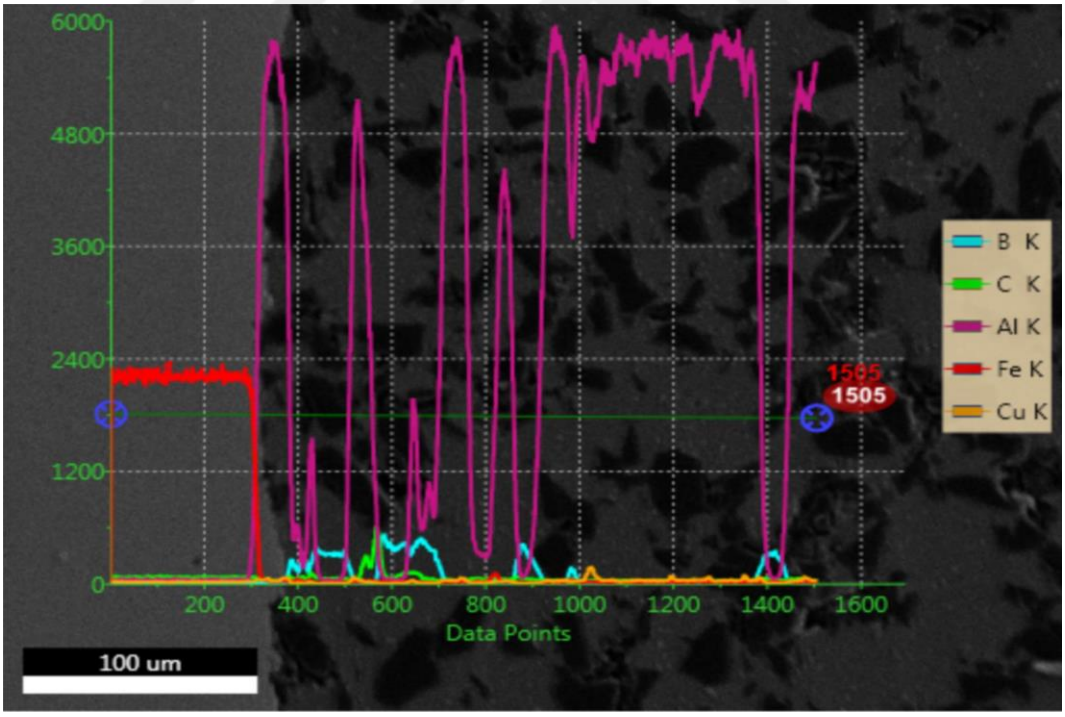
malzeme için 250 °C sıcaklıkta, başka bir grup malzeme için ise 400 °C sıcaklıkta malzemenin homojen olarak ısınması için gereken 20-30 dakikalık sürede fırında tutulması şeklinde gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklıklar ve süreler çelik alüminyum arasında elementel bir bağ oluşumu için kısa zaman ve düşük sıcaklıklardır. Ayrıca bu sıcaklık şartlarını uygulamakta böyle bir amaç güdülmemiştir. Bununla beraber böyle bir yapı olup olmadığı ve malzeme içeriğini görüntülemek için çelik-öz sınırlarından çizgisel taramalar yapılmıştır. Çizgisel taramalar elementel birleşme tespit etmemiş olup artan deformasyon ile birlikte kılıf-öz sınırında daha iç içe bir bağlantının olduğu görülmüştür. (Şekil 3.3-a-c). Kılıf-öz sınır bölgesinden yapılan taramalar, ayrıca B4C yoğunluk değişimini de göstermektedir. B4C oranının artışı ile beraber B pikleri artış göstermiştir. Sınırda çelikten alüminyum esaslı kompozit bölgesine geçiş net olarak gözlemlenmiştir. Çizgisel taramada görülen diğer yoğun bir dağılım ise Al2024 tane sınırlarında görülen bakır çökeltileri olmuştur (Şekil 3.3-a-c).



a)



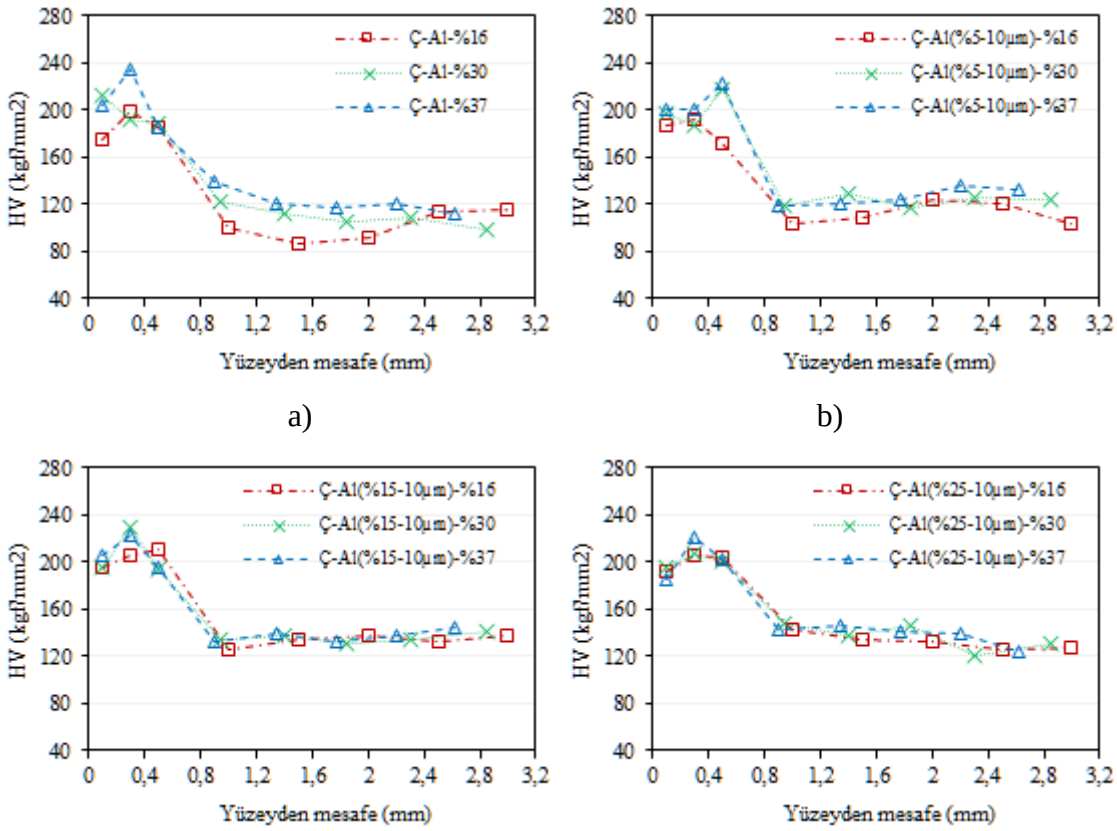
b)



c)

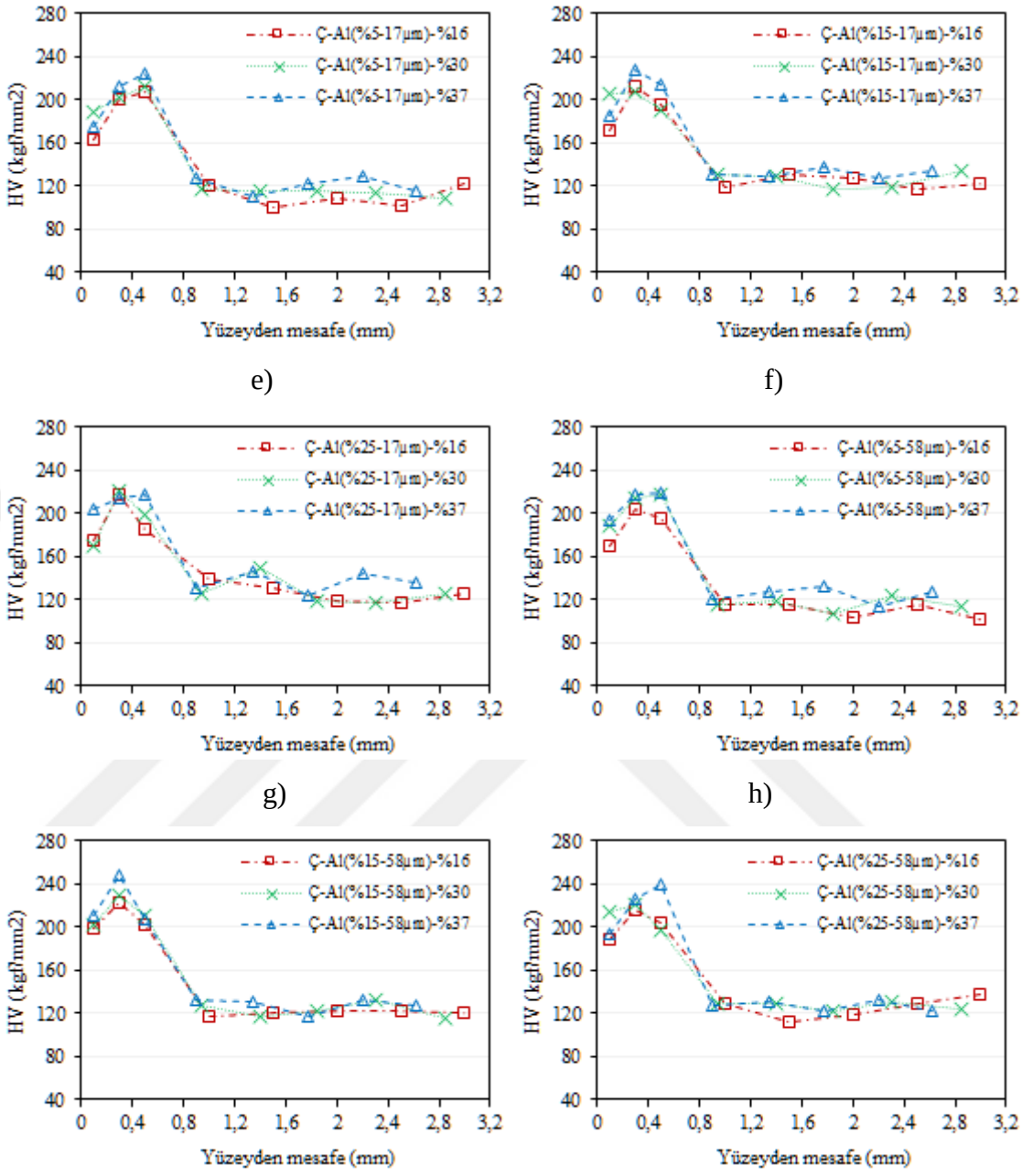
Şekil 3.3. a) Ç-Al2024/B4C(%5-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü, b) Ç-Al2024/B4C(%15-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü, c) Ç-Al2024/B4C(%25-58µm) malzemede kılıf-öz sınırında çizgisel tarama görüntüsü

Sertlik ölçümleri kesitten tarama şeklinde gerçekleştirilmiştir. Malzeme dış yüzeyine yakın bölgeden, yani çelikten başlayarak malzemenin ortasına doğru yapılan bu tarama işleminde çelik kesitinden 3 farklı noktada, Al2024-B4C öz bölgesinde ise 5 farklı noktada sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümü vickers sertlik ölçme metodu ile mikro ölçekte uygulanmıştır. Çelik bölgesinde yapılan ölçümler 100 gr yük altında, Al-B4C öz bölgesinde yapılan ölçümler ise 10 gr yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik tarama grafikleri, bilindiği üzere çelik malzemenin öz malzemesine göre daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olduğunu, sertlik bölgesinden Al2024-B4C bölgesine geçerken meydana gelen ani sertlik düşüşü ile göstermiştir (Şekil 3.4-a). Sertlik geçişlerinin en yakın olduğu malzeme formu % 5 oranında 58 µm tane boyutunda B4C içeren Ç-Al2024/B4C malzemesi olmuştur (Şekil 3.4-h). Sertlik testi taramalarında görülen diğer bir durum ise, öz malzemesi bölgesinden alınan sertlik taramalarında dalgalı bir şekilde tespit edilen sertlik değerlerinin deformasyon oranın artması ile birlikte daha stabil hal almasıdır (Şekil 3.4-a-k).



a) b)

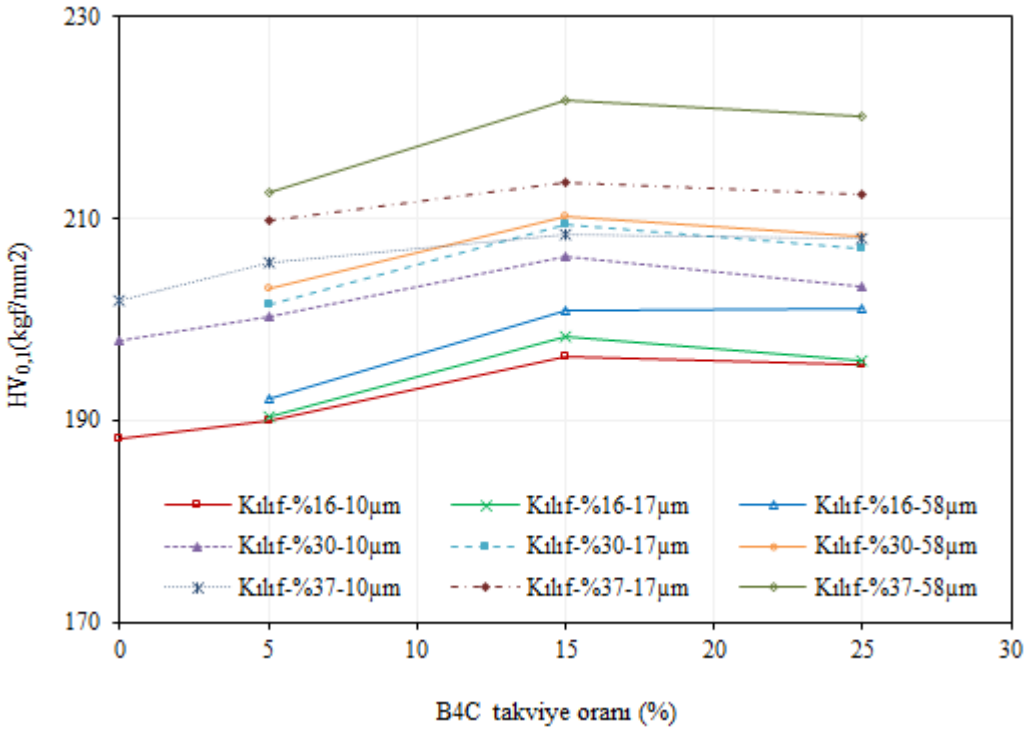
c) d)



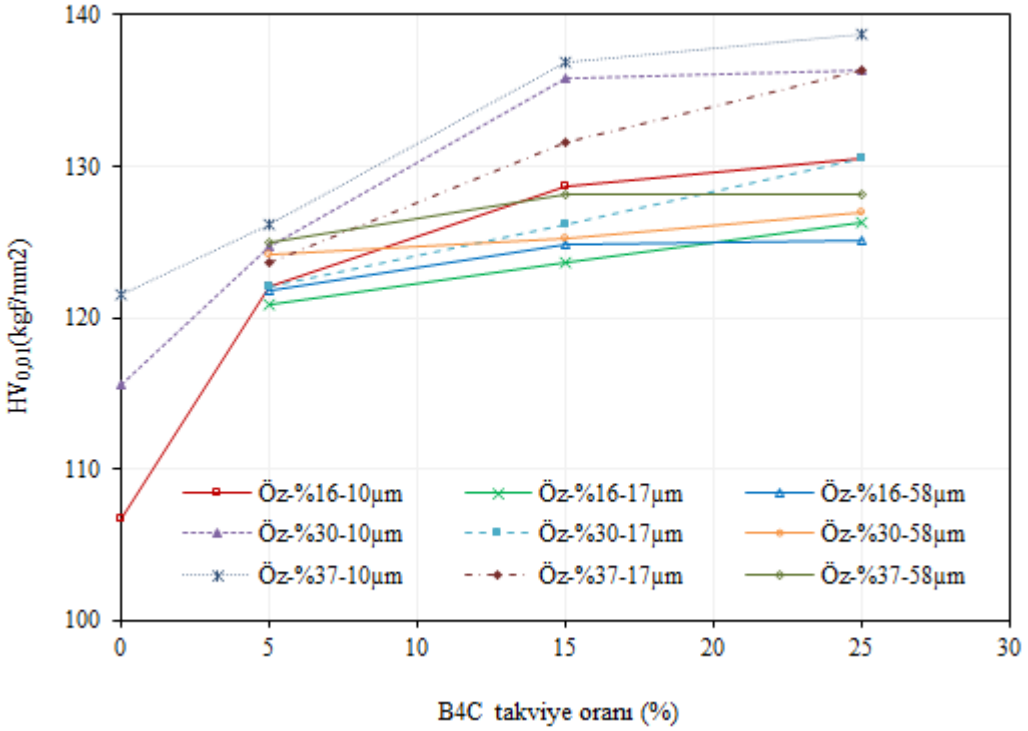
Şekil 3.4. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm)

Soğuk şartlarda üretilen tabakalı dairesel kompozit malzemelerin çelik ve Al2024-B4C bölgelerinde gerçekleştirilen sertlik taramalarının ortalamaları alındığında Şekil 3.5'te verilen grafikler elde edilmiştir. Soğuk üretim malzemelerin sertlik testlerine göre deformasyon artışı ile beraber hem çelik kılıf bölgesinde hem de öz malzemesinde sertlik değerleri yükselmiştir (Şekil 3.5-e-f). Deformasyon artışı ile meydana gelen sertlik artışı

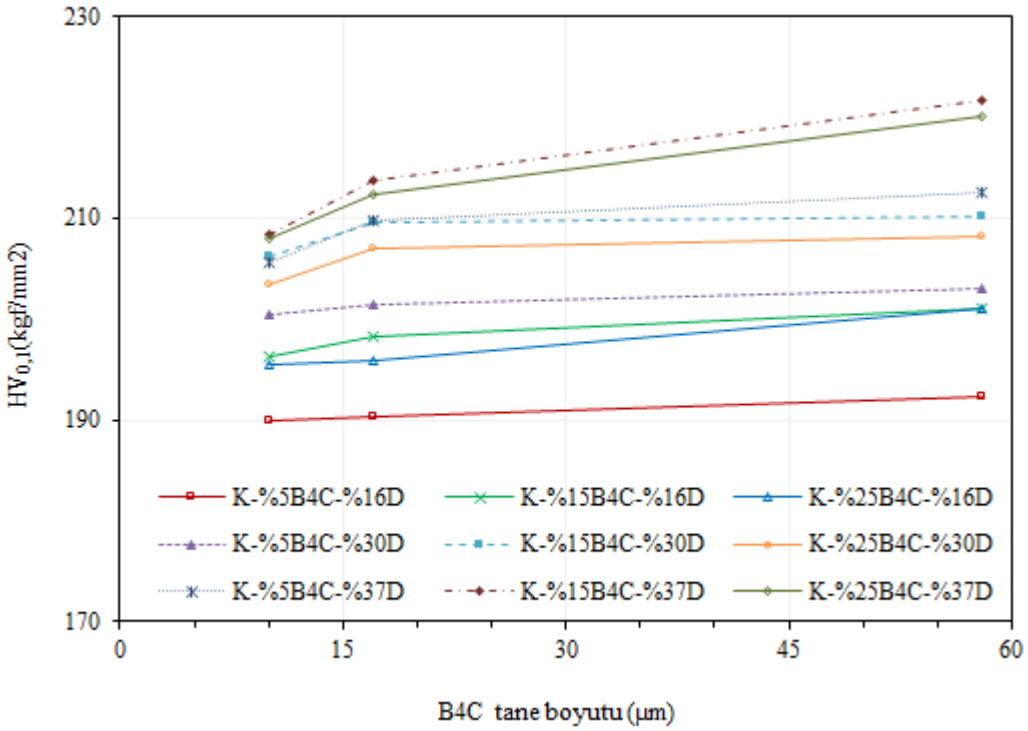
beklenen bir durum olup, bununla malzemenin mekanik özelliklerinin maksimize edilmesi amaçlanmıştır. Bununla beraber öz malzemesine yapılan B4C takviyesi, bu bölgenin sertlik değerini yükseltmiştir. Bu durum metal matrisli kompozitlerde seramik takviyesinin matris fazının yük taşıma kapasitesini arttırmasından kaynaklanmaktadır. B4C takviyesi ile çelik kılıfın sertlik değerinin arttığı da görülmüştür (Şekil 3.5-a-b). B4C takviyesi ile mukavimleşen ve akıcılığı zorlaşan öz malzemesinin, çekme prosedürü esnasında oluşturduğu direnç ile kılıf sertliğini arttıran etken olduğu düşünülmüştür. Tüm B4C tane boyutlarında B4C oranının % 5'ten % 15'e yükselmesi ile artan öz sertlik değerleri, % 25 değerine giderken artış oranını düşürmüştür (Şekil 3.5-b). Bu değişim düşük deformasyon oranlarında daha belirgin iken % 30 ve % 37'lik yüksek deformasyon oranlarında öz malzemesinin sertlik değerleri birbirlerine yaklaşmıştır (Şekil 3.5-b). B4C tane boyutunun etkisi ise B4C oranına ve deformasyona göre değişiklik göstermiştir. Öz malzemesinde B4C tane boyutunun artması ile sertlik değeri düşüş göstermiştir (Şekil 3.5-d). Çelik kılıfta ise, B4C tane boyutu 10 μm'den 17 μm'ye yükselirken, % 5 ve % 15 oranında B4C içeren malzemelerde artan sertlik % 25 oranında B4C içeren malzemelerde bir miktar düşmüş ancak % 25 oranlık içerikte tüm malzeme gruplarında artmıştır (Şekil 3.5-c). Kılıf sertliklerinin artışı deformasyon oranı ve öz malzemesinin akıcılık oranının düşmesi ile doğru ilişki sergilemektedir. Rekristalizasyon sıcaklığı altında gerçekleşen deformasyon işlemi, çeliklerde mukavemet arttırıcı bir etken olup burada karşılaşılan artışın sebebi budur. Öz malzemesindeki sertlik değişimi ise parçacık takviyeli kompozit malzemelerde görüldüğü üzere takviye elemanının boyutu ile ters orantılı, takviye oranı yüzdesi ile doğru orantılı olacak şekilde değişmiştir [126, 127, 128]. Tanecik takviyeli kompozitlerde tanecik boyutunun artması porozite değerlerini arttırmakta olup porozitenin artması da sertliğin düşmesine sebep olmuştur. Sertlik değerlerinin değişiminde, B4C takviye oranı ve deformasyon oranı önemli bir etken olduğu için % 5 oranında B4C içeren ve % 16 oranında deforme olmuş kompozit malzemelerin sertlik eğrileri diğer eğrilerden daha fazla ayrılmışlardır (Şekil 3.5-a, c, d).


230
210
190
170
0
5
10
15
20
25
30
HV0,1(kgf/mm2)
B4C takviye oranı (%)
Kılıf-%16-10µm
Kılıf-%16-17µm
Kılıf-%16-58µm
Kılıf-%30-10µm
Kılıf-%30-17µm
Kılıf-%30-58µm
Kılıf-%37-10µm
Kılıf-%37-17µm
Kılıf-%37-58µm

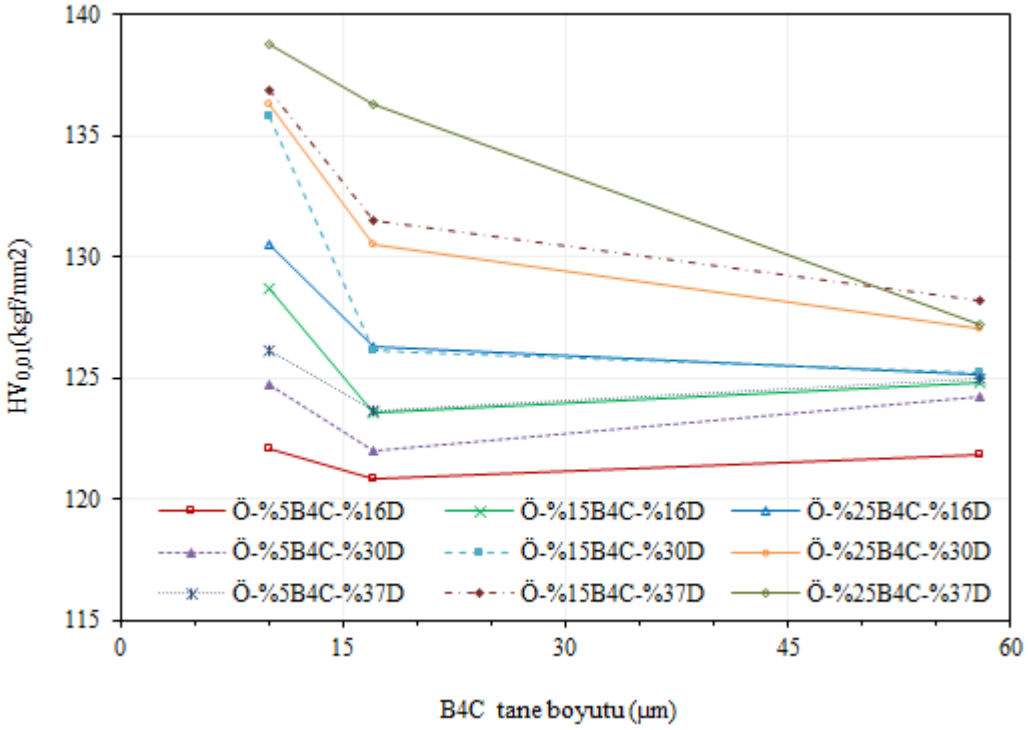
a)


140
130
120
110
100
0
5
10
15
20
25
30
HV0,01(kgf/mm2)
B4C takviye oranı (%)
Öz-%16-10µm
Öz-%16-17µm
Öz-%16-58µm
Öz-%30-10µm
Öz-%30-17µm
Öz-%30-58µm
Öz-%37-10µm
Öz-%37-17µm
Öz-%37-58µm

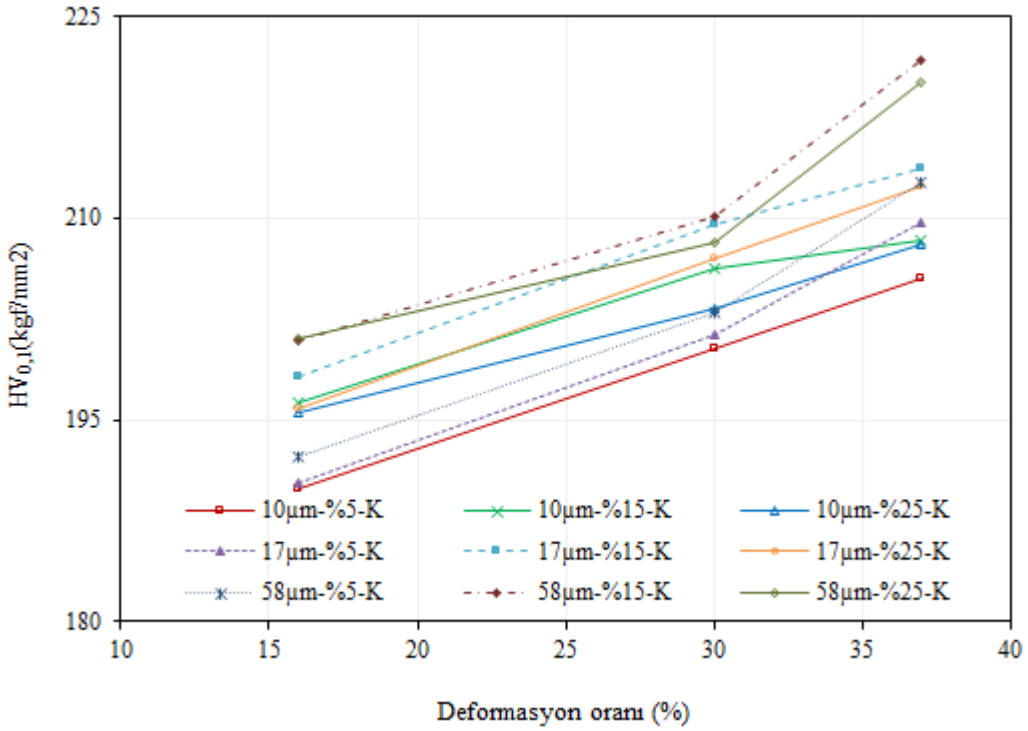
b)


230
210
190
170
0
15
30
45
60
HV0,1(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
K-%5B4C-%16D
K-%15B4C-%16D
K-%25B4C-%16D
K-%5B4C-%30D
K-%15B4C-%30D
K-%25B4C-%30D
K-%5B4C-%37D
K-%15B4C-%37D
K-%25B4C-%37D

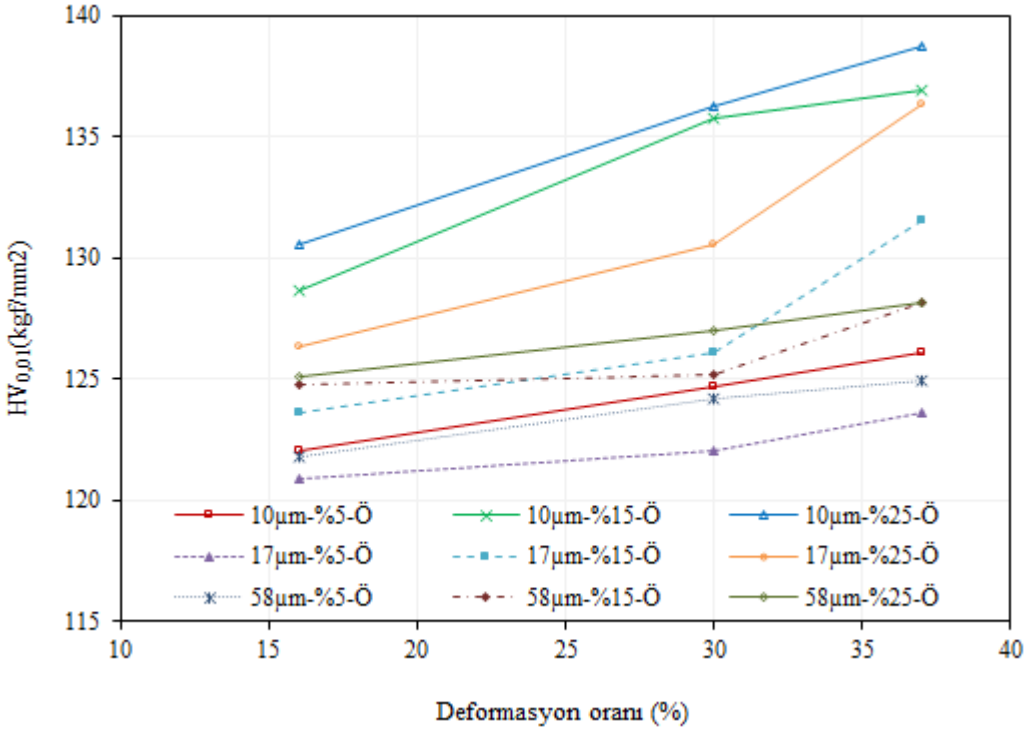
c)


140
135
130
125
120
115
0
15
30
45
60
HV0,01(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
Ö-%5B4C-%16D
Ö-%15B4C-%16D
Ö-%25B4C-%16D
Ö-%5B4C-%30D
Ö-%15B4C-%30D
Ö-%25B4C-%30D
Ö-%5B4C-%37D
Ö-%15B4C-%37D
Ö-%25B4C-%37D

d)



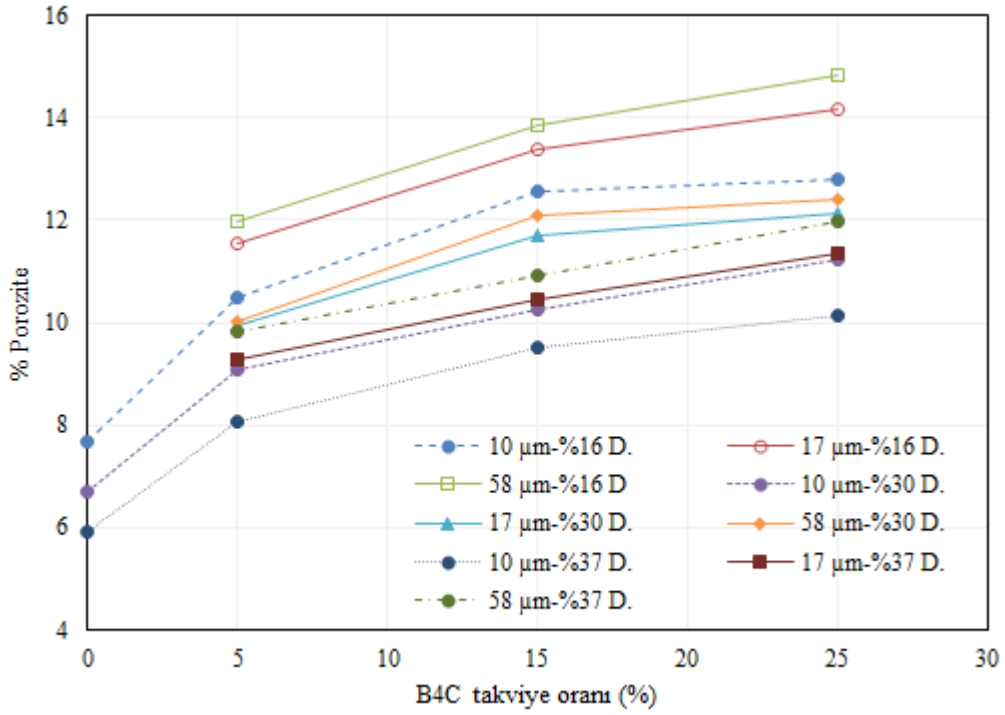
e)



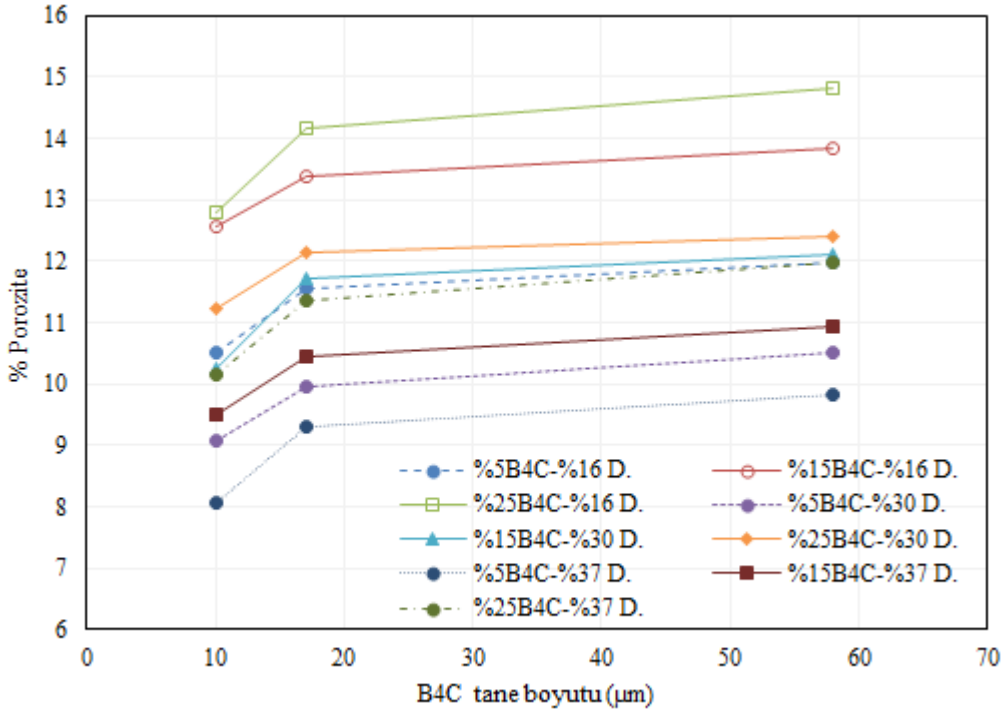
f)

Şekil 3.5. 24 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı olarak kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranı-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz

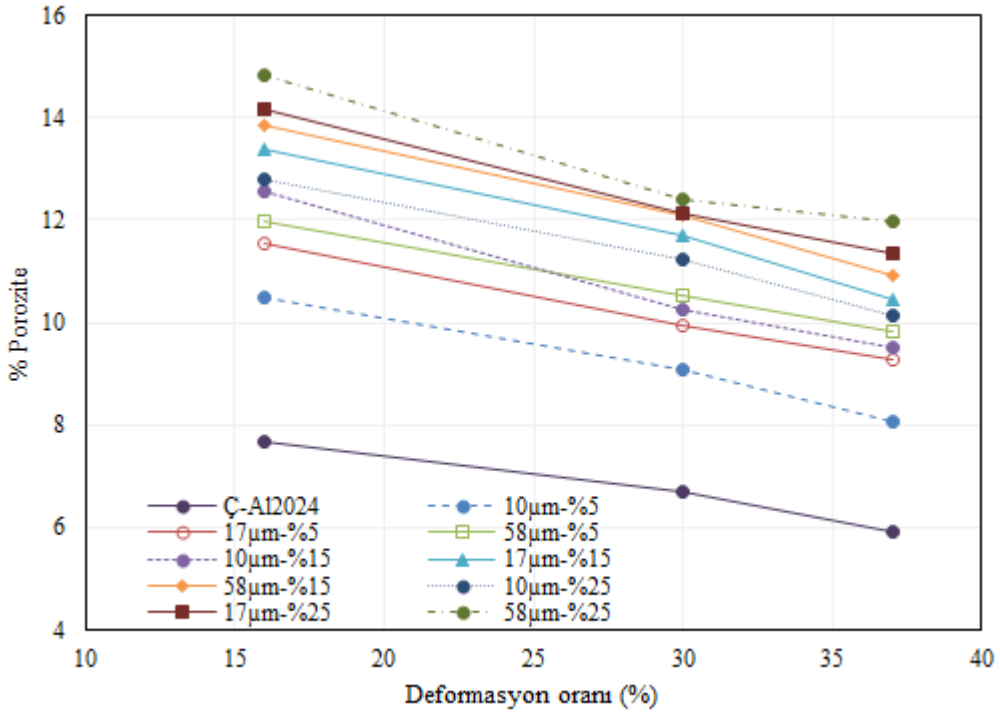
Soğuk şartlarda üretilen bu malzeme grubunun yoğunluk değerleri teorik ve gerçek yoğunluk değerleri bakımından karşılaştırılmıştır. Teorik yoğunluk, üretilen malzemelerin kılıf kalınlığı ve öz çapına bağlı olarak hesaplanmıştır. Gerçek yoğunluk değerleri ise Arşimet prensibine göre hassas terazi ölçümü ile elde edilmiştir. Teorik yoğunluk hesabında öz malzemesinin % 100 sıkıştırılmış olarak değerlendirilmesi nedeni ile yoğunluk değerleri B4C takviye oranına bağlı olarak değişmektedir. B4C'nin yoğunluğu Al2024'ten düşük olduğu için artan B4C oranı ile teorik yoğunluk düşmüştür. Gerçek yoğunlukta ise deformasyon oranı, B4C takviye oranı ve B4C tane büyüklüğü etkenleri devreye girmiştir. Soğuk şartlarda üretilen tabakalı dairesel kompozitlerde tüm malzeme türlerinde gerçek yoğunluklar deformasyon oranının artması ile birlikte yükselmiştir. Bu durum deformasyonun poroziteyi düşürdüğünü göstermiştir (Şekil 3.6-c). Bu durum düşük deformasyon oranlarında mikro yapı incelemelerinde görülen kılıf-öz arası ve tanecikler arası boşlukların azalması ile teyit edilmiştir (Şekil 3.7-a-c). Yoğunluğu yüksek olmakla beraber porozitenin en düşük olduğu malzemeler Ç-Al2024 kompozitler olmuştur. B4C takviyesi ile porozite yükselmiştir (Şekil 3.6-a). Bununla beraber hem B4C tanecik boyutlarının hem de B4C oranının artması ile yoğunluk beklenildiği oranda düşmemiş, yani porozite oranı yükselmiştir (Şekil 3.6-a-b). Porozite ile malzemenin sertlik değerleri arasında da lineer bir ilişki görülmüştür. Porozitenin azalması ile malzemenin mekanik özelliklerinin iyileşmesi beklenir. Bu durum B4C parçacık boyutu ve oranına göre değişmekle beraber porozitenin düştüğü malzemelerde sertlik artışı gözlenmiştir (Şekil 3.5-e-f). B4C takviye oranı ve takviye boyutunun artması ile porozite artmıştır. Bu değerlerin artması matris-takviye fazlarının birbirleri ile olan temas alanlarını arttırmakta olup ve parçacık takviyeli kompozitlerde matris-takviye temas alanının büyümesi porozite oranının artmasının temel sebebidir [129].


% Porozite
B4C takviye oranı (%)
10 µm-%16 D.
17 µm-%16 D.
58 µm-%16 D
10 µm-%30 D.
17 µm-%30 D.
58 µm-%30 D.
10 µm-%37 D.
17 µm-%37 D.
58 µm-%37 D.

a)

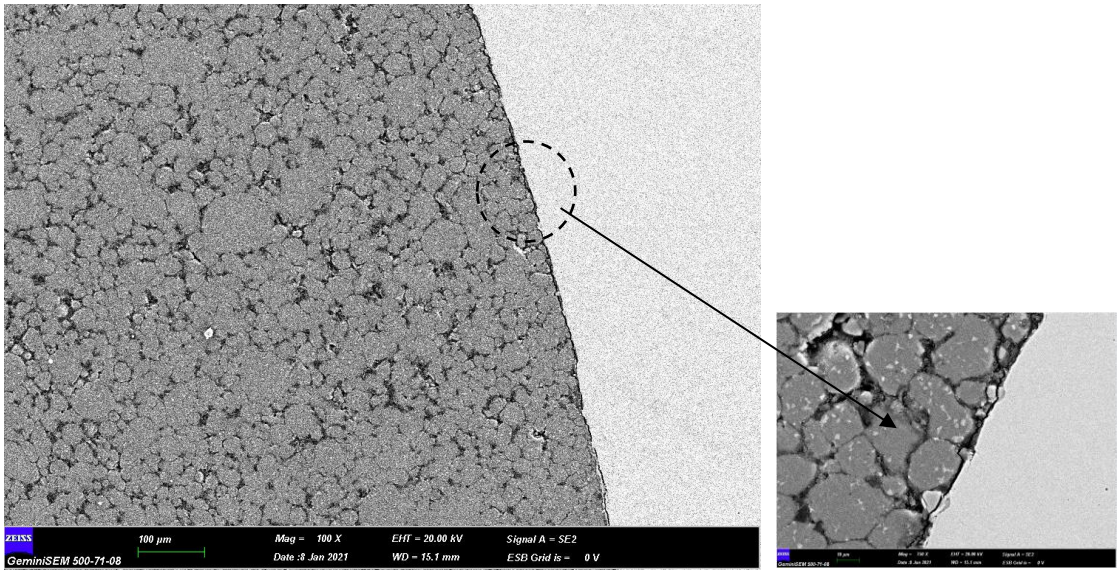

% Porozite
B4C tane boyutu (µm)
%5B4C-%16 D.
%15B4C-%16 D.
%25B4C-%16 D.
%5B4C-%30 D.
%15B4C-%30 D.
%25B4C-%30 D.
%5B4C-%37 D.
%15B4C-%37 D.
%25B4C-%37 D.

b)

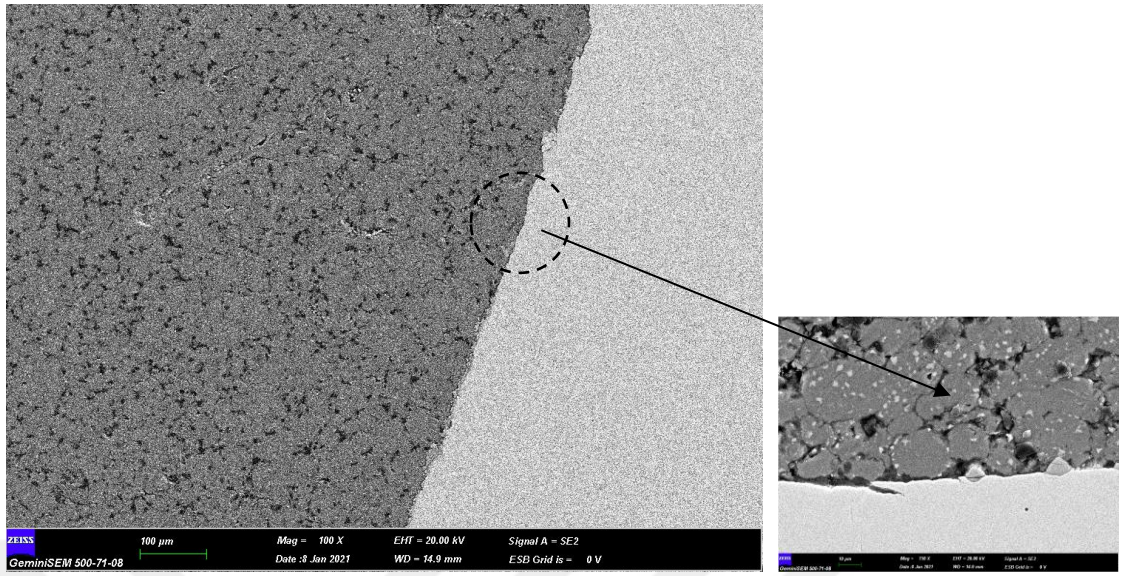


c)

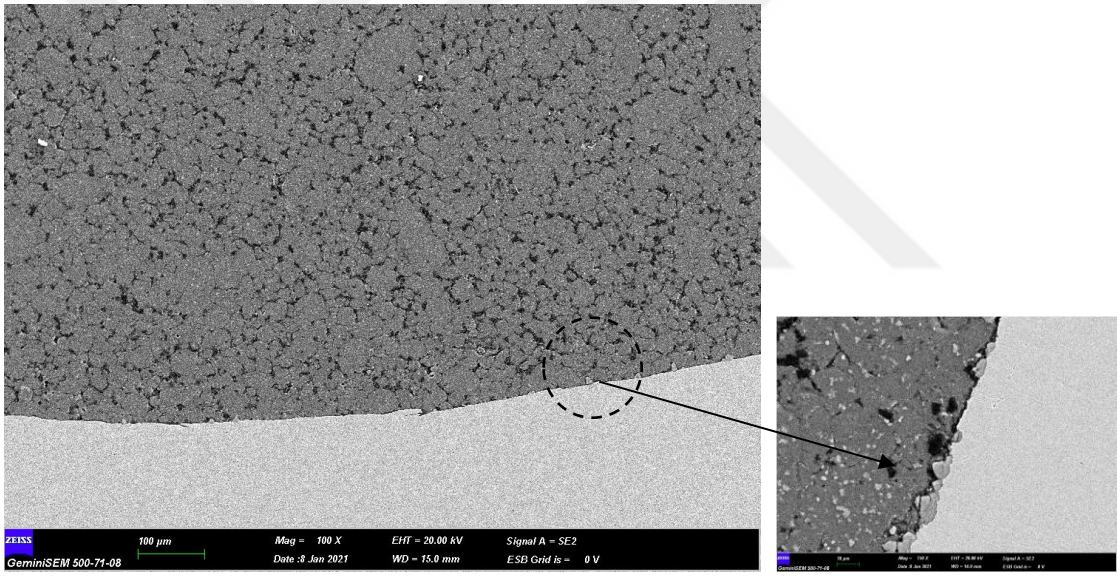
Şekil 3.6. 24 °C sıcaklıkta üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri



a)



b)

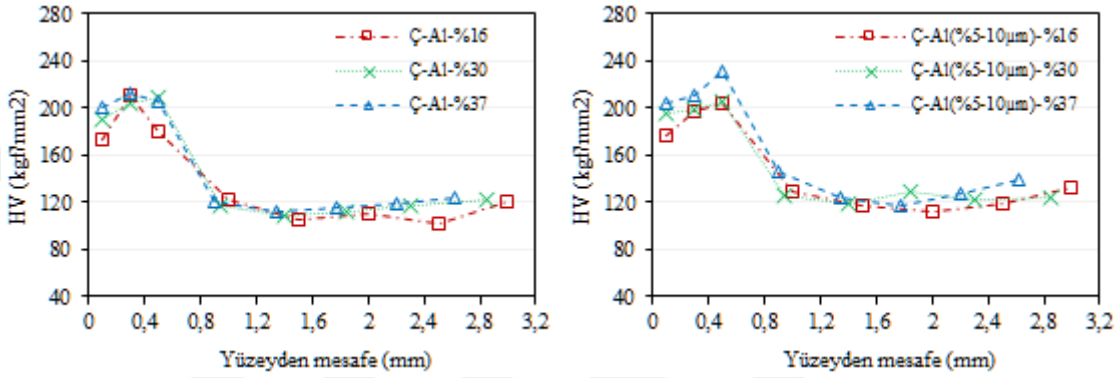


c)

Şekil 3.7. 24 °C işlem sıcaklığında üretilmiş Ç-Al2024-B4C(% 5-10 µm) malzemede deformasyon oranına göre oluşan boşluklar a) % 16 deformasyon, b) % 30 deformasyon, a) % 37 deformasyon

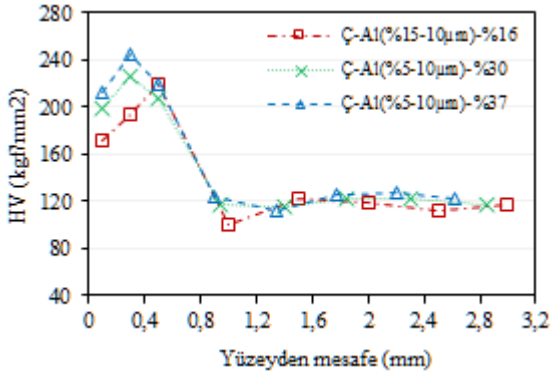
250 °C sıcaklık şartlarında çekilerek üretilen tabakalı dairesel kompozitler, sertlik taramalarında 24 °C sıcaklık şartlarında üretilenlere göre birkaç noktada farklılık göstermiştir. Deformasyon oranının artması ile bu sıcaklık şartlarında da sertlik değerleri kılıf ve öz bölgesinde artış göstermiştir. Çünkü 250 °C işlem sıcaklığı, çelik ve alüminyum için sıcak işlem sıcaklık sınırında olmayıp bu sıcaklıkta da deformasyonun mukavemet arttırıcı etkisinin sınırlıda olsa görülmesi beklenmiştir. Ancak hem çelik hem de Al2024-B4C öz bölgesinde soğuk üretime göre sertlik değerleri bir miktar düşmüş,

buda sınırlı sıcaklık artışının deformasyona dayalı mukavemet artışını bir miktar düşürdüğünü ortaya koymuştur (Şekil 3.8-a-k). Ayrıca 24 °C sıcaklıkta üretilen malzemelerde öz bölgesinde görülen dalgalı sertlik değişimi bu malzemelerde yerini daha dengeli ve değişim aralığı sınırlı olan değerlere bırakmıştır. Ç-Al2024/B4C sınır geçişlerinde her iki bölgede görülen yüksek sertlik değerleri yine düşüş göstermiştir (Şekil 3.8-a-k).

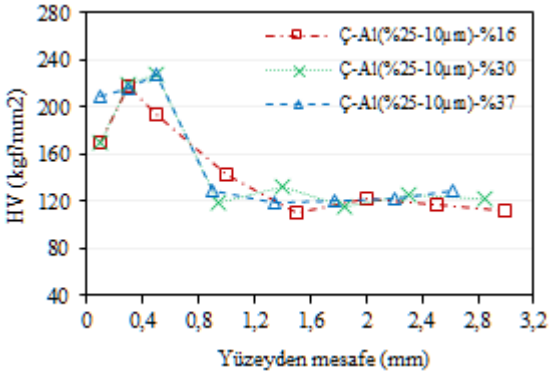


a)

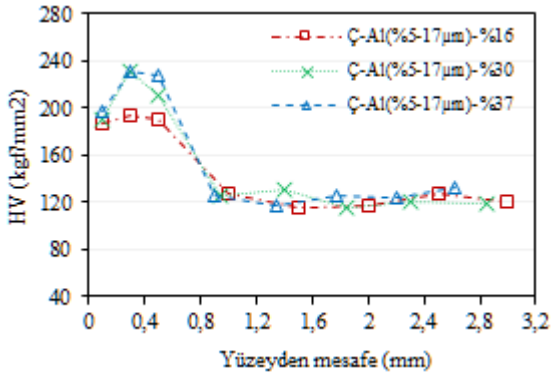
b)



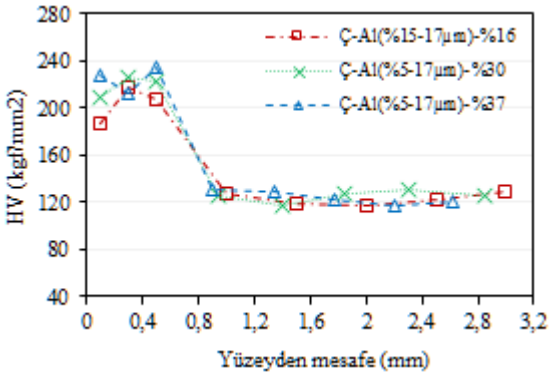
c)



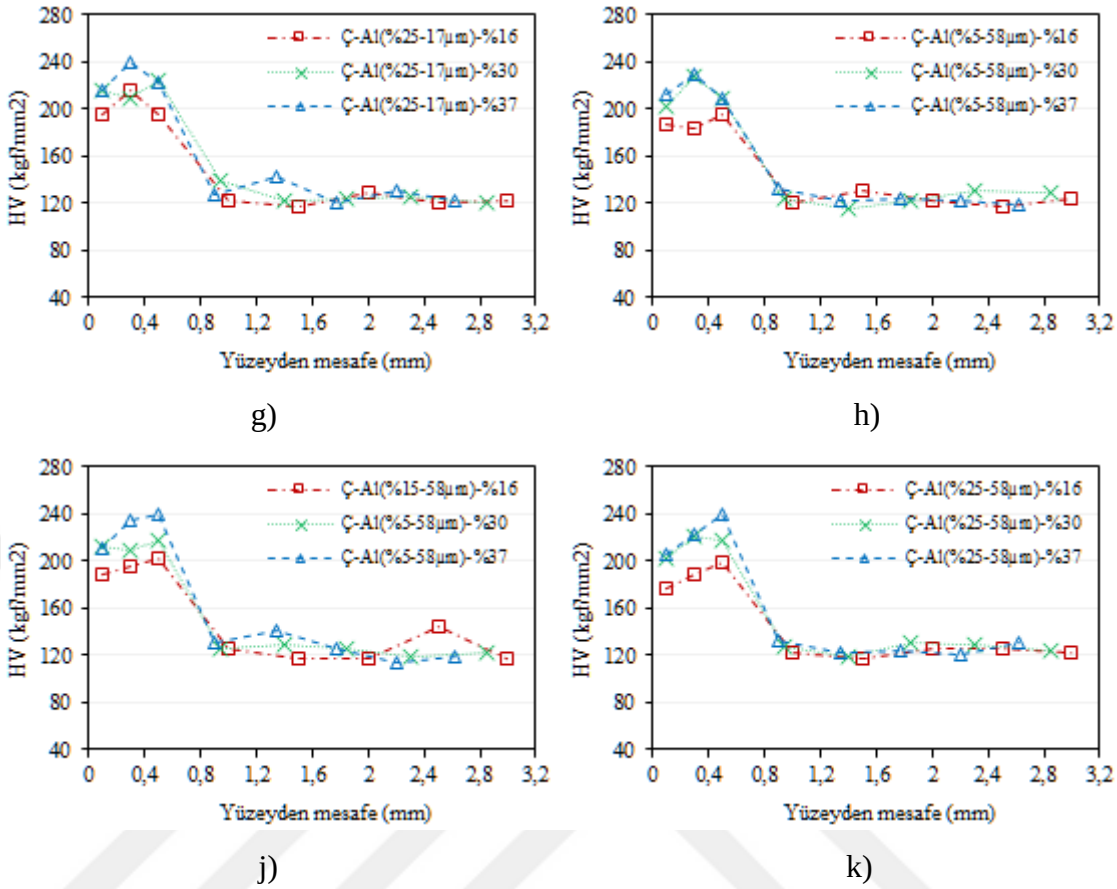
d)



e)



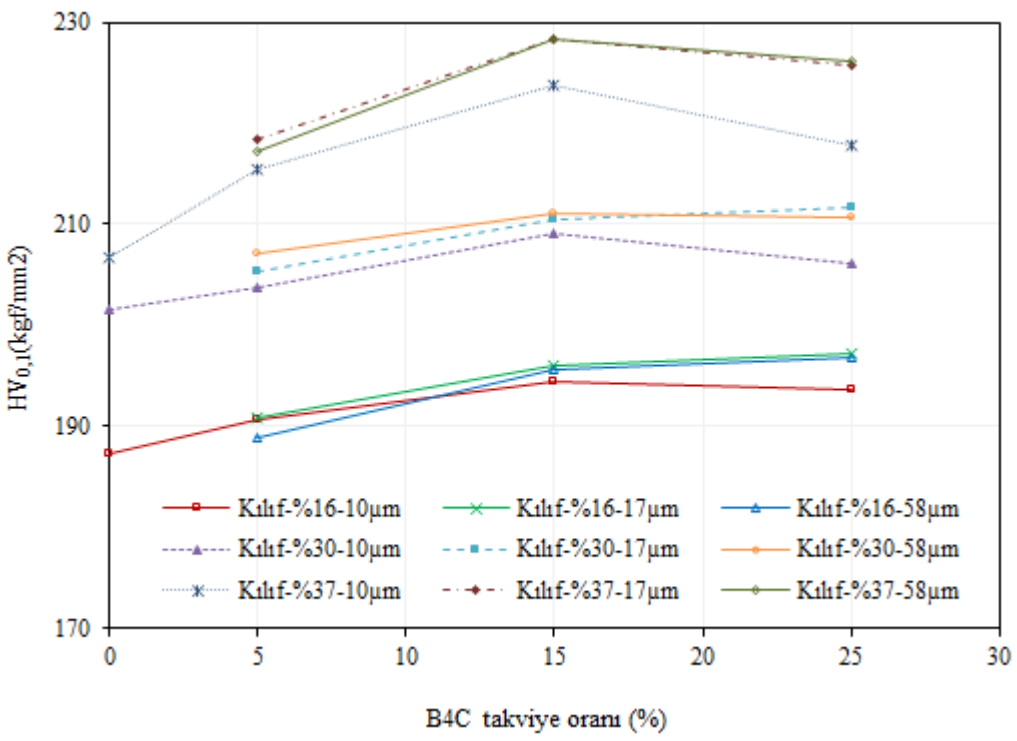
f)



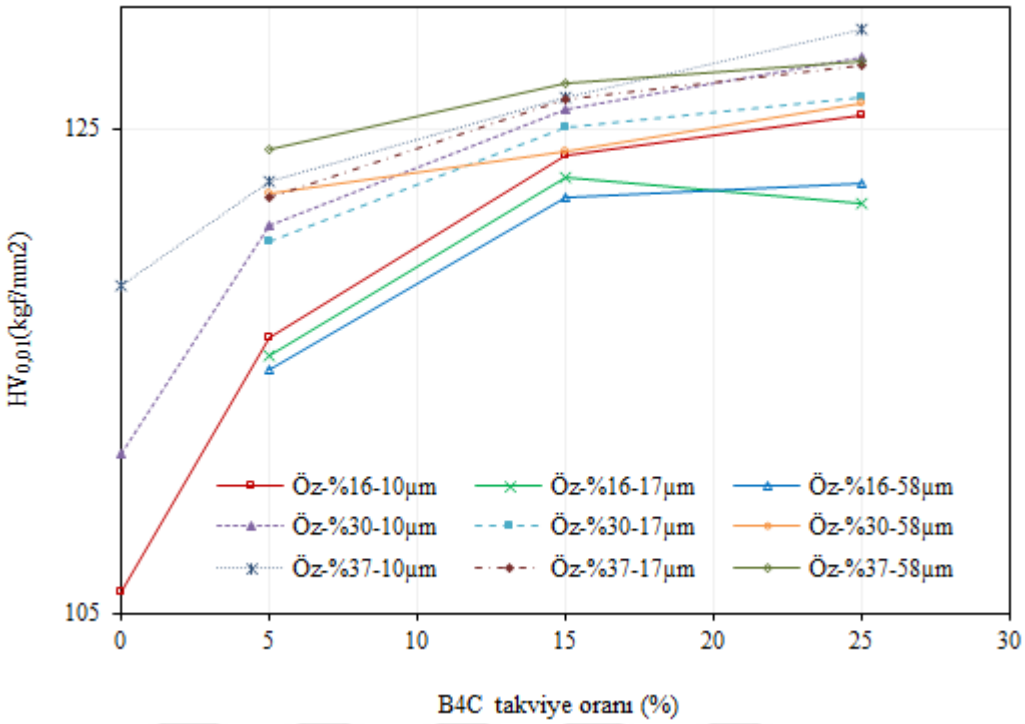
Şekil 3.8. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm)

250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde B4C parçacık boyutunun ve takviye oranının etkisi 24 ℃ sıcaklıkta üretilenlere benzer olmakla birlikte artan sıcaklık değeri nedeniyle sınırlı olmuştur. Öz malzemelerinin sertliği B4C takviyesi ile net bir şekilde artmıştır (Şekil 3.9-a-b). Ancak kılıf sertliği, takviye oranının % 25'e gitmesi ile düşüş göstermiştir. Bunda, B4C takviye oranının (% 25) çok artması ve deformasyon esnasında çelik kılıfa direncinin düşük olması temel etkendir. B4C takviye oranının % 15'e çıkmasıyla kılıf sertliği artışı devam etmiş, % 25 oranındaki takviyelerde ise artış oranı düşüş göstermiştir (Şekil 3.9-a). Bu işlem sıcaklığı, çelik için düşük bir sıcaklık olmakla beraber, öz malzemesinin deformasyon davranışını kolaylaştırmış ve çekme işlemi esnasında öz bölgesinin çeliğe direnci düştüğü için sertlik artışı da düşmüştür. Ayrıca işlem sıcaklığının artması ile B4C takviyesi içermeyen malzemelerin sertlik değerleri beklenen şekilde daha düşük çıkmıştır (Şekil 3.9-b-f). Bu işlem sıcaklığında da deformasyon oranının sertliği arttırıcı etkisi hem kılıf malzemelerinde hem de öz

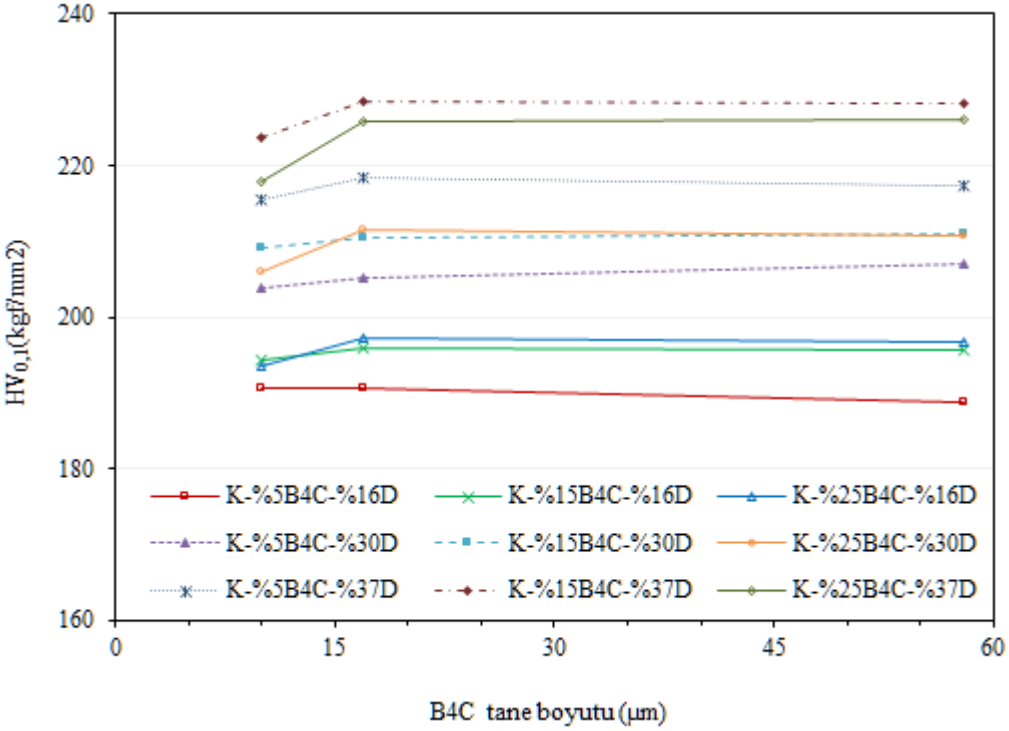
malzemelerinde net bir şekilde gözlemlenmiştir. Ancak bu sıcaklık değeri, deformasyona bağlı sertlik artışında çelik kılıfı çok etkilemezken, öz malzemesinde ise sertlik değerlerinin sınırlı bir şekilde artış göstermesine neden olmuştur (Şekil 3.9-e-f). Oda sıcaklığında üretilen malzemelerde düşük deformasyon oranında üretilen ve düşük oranda B4C içeren kompozitlerin eğrilerinin diğerlerinden ayrılması durumu, 250 °C sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde de görülmüştür. Ancak burada ayrılma daha net ve yüksek aralıkta meydana gelmiştir. Bunun nedeni artan işlem sıcaklığının, B4C takviyesinin ve deformasyonun sertliği arttırıcı etkisini sınırlaması ve düşürmesidir (Şekil 3.9-a, c, d, f).



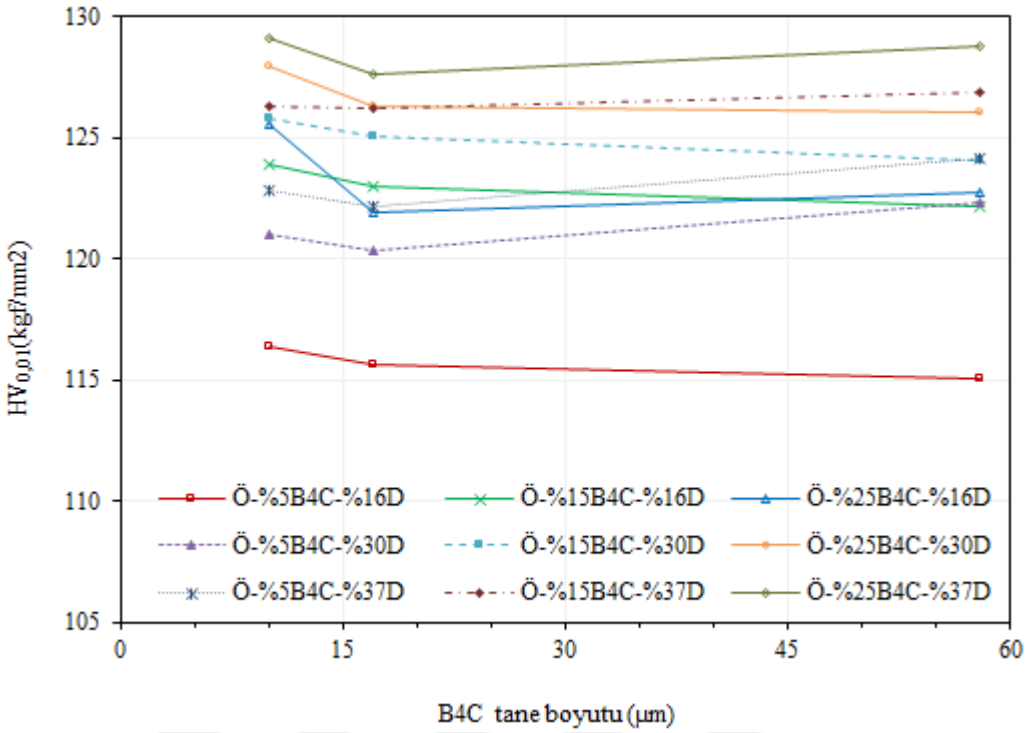
a)


125
105
0
5
10
15
20
25
30
HV0,01(kgf/mm2)
B4C takviye oranı (%)
Öz-%16-10µm
Öz-%16-17µm
Öz-%16-58µm
Öz-%30-10µm
Öz-%30-17µm
Öz-%30-58µm
Öz-%37-10µm
Öz-%37-17µm
Öz-%37-58µm

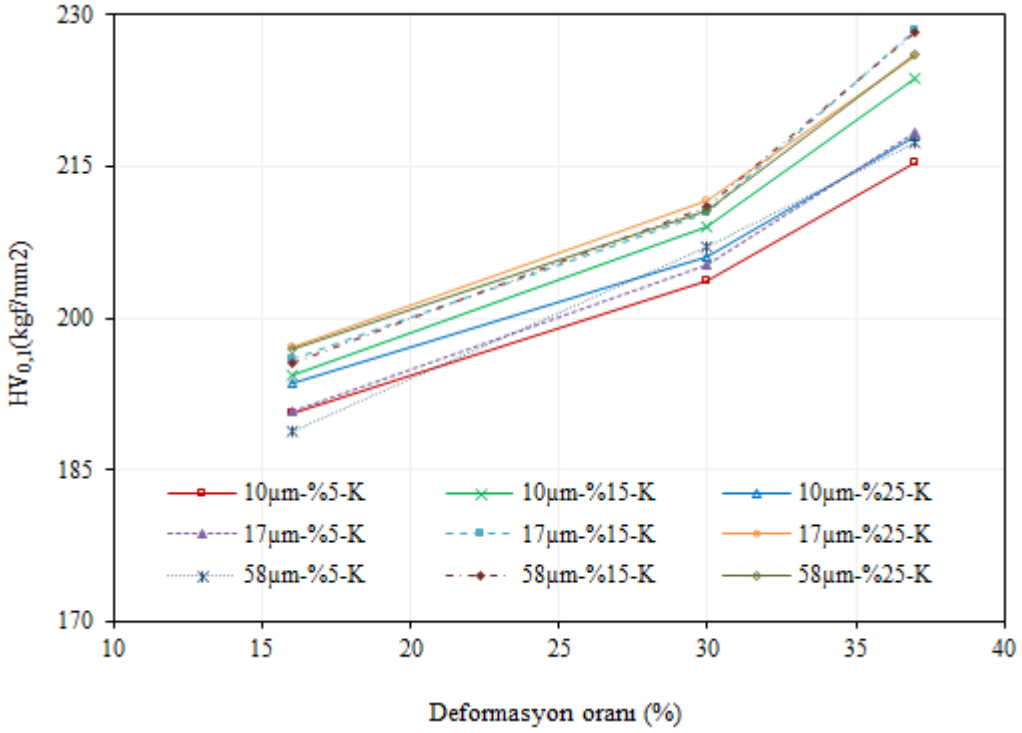
b)


240
220
200
180
160
0
15
30
45
60
HV0,1(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
K-%5B4C-%16D
K-%15B4C-%16D
K-%25B4C-%16D
K-%5B4C-%30D
K-%15B4C-%30D
K-%25B4C-%30D
K-%5B4C-%37D
K-%15B4C-%37D
K-%25B4C-%37D

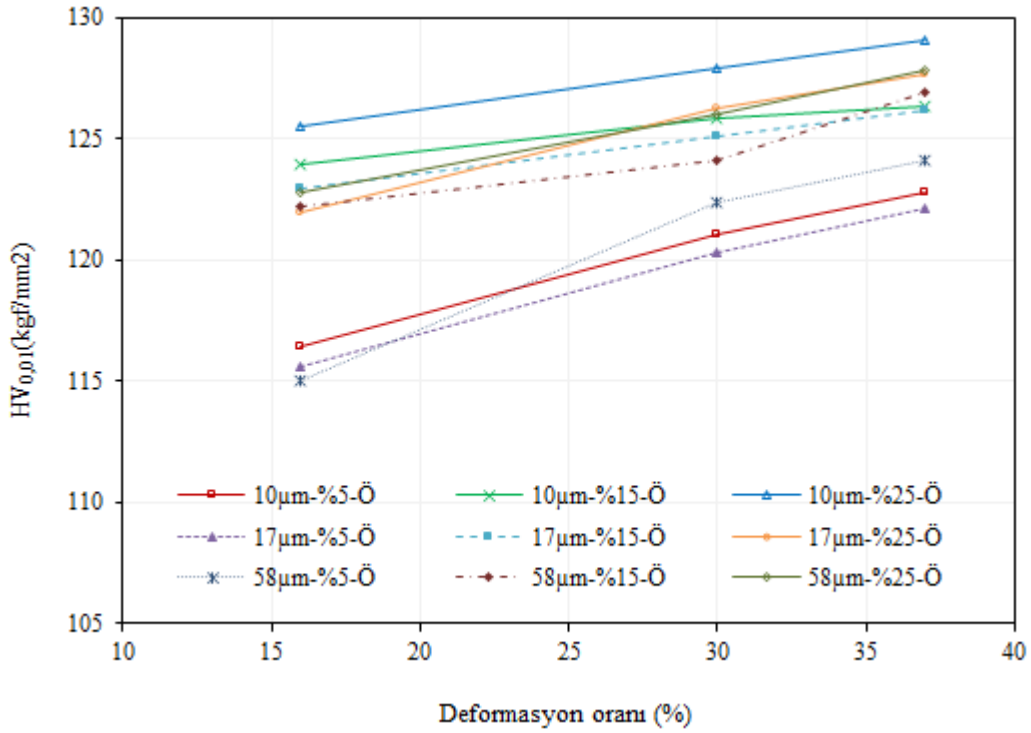
c)


130
125
120
115
110
105
0
15
30
45
60
HV0,01(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
Ö-%5B4C-%16D
Ö-%15B4C-%16D
Ö-%25B4C-%16D
Ö-%5B4C-%30D
Ö-%15B4C-%30D
Ö-%25B4C-%30D
Ö-%5B4C-%37D
Ö-%15B4C-%37D
Ö-%25B4C-%37D

d)


230
215
200
185
170
10
15
20
25
30
35
40
HV0,1(kgf/mm2)
Deformasyon oranı (%)
10µm-%5-K
10µm-%15-K
10µm-%25-K
17µm-%5-K
17µm-%15-K
17µm-%25-K
58µm-%5-K
58µm-%15-K
58µm-%25-K

e)

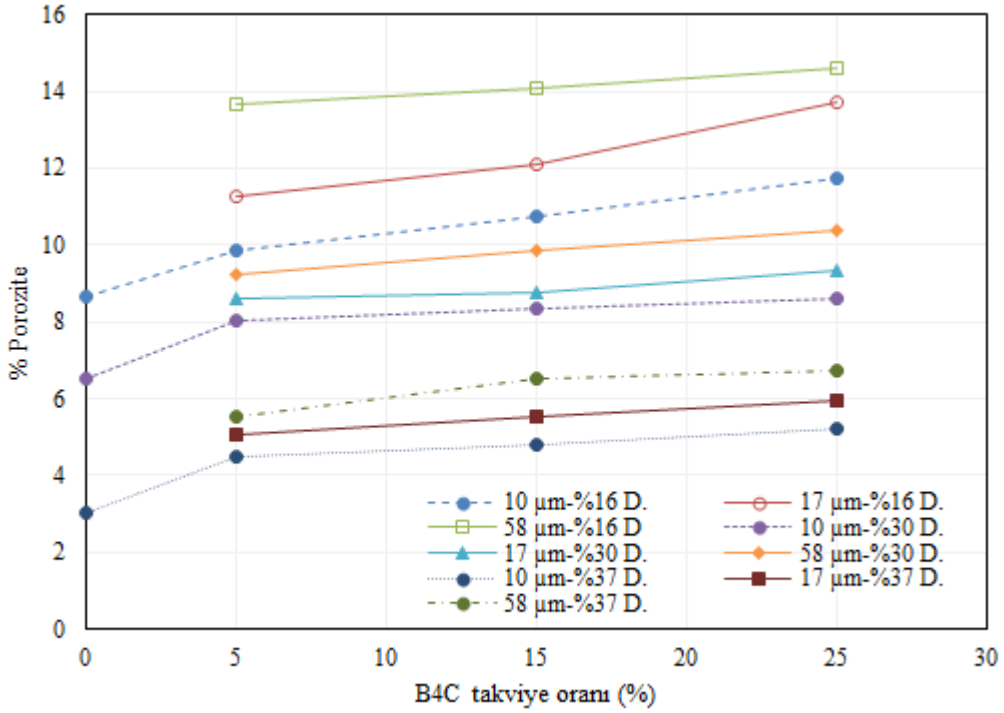


f)

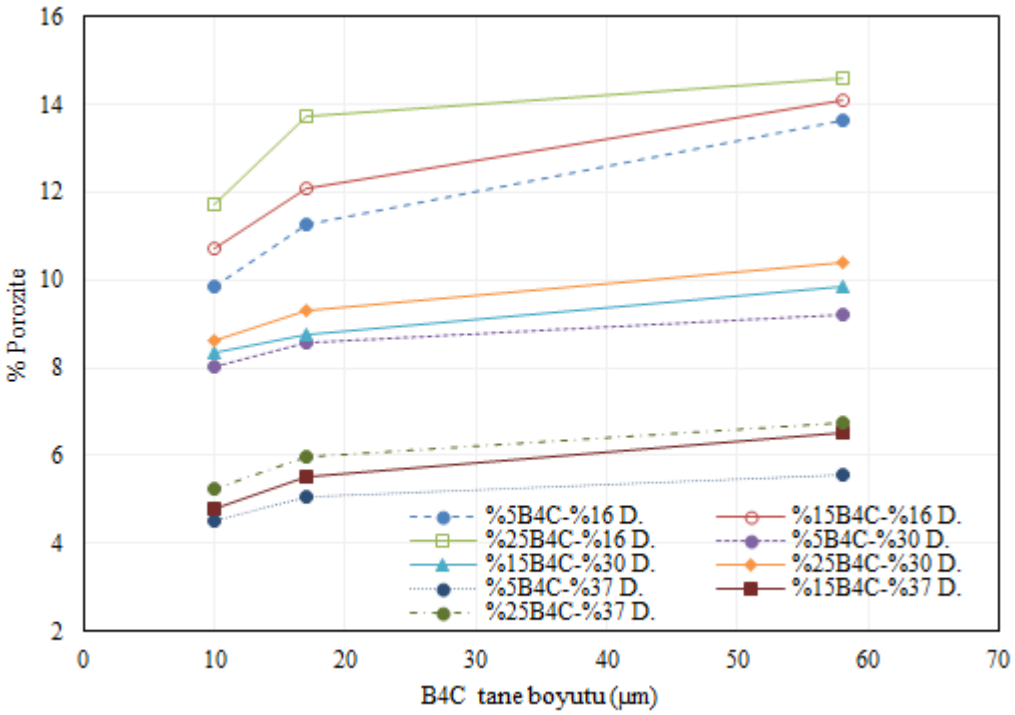
Şekil 3.9. 250 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı olarak kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranına-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz

250 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin yoğunluk ve porozite değerlerine bakıldığında soğuk üretim ile elde edilen değerlerden birtakım farklı sonuçlar çıkmıştır. Oda sıcaklığında üretilen malzemelerde B4C tane boyutu 10 µm'den 17 µm'ye geçerken porozite yüksek oranda artmış iken 250 °C sıcaklıklarda üretilen malzemelerde bu geçiş daha düşük olmuştur. Ancak oda şartlarında üretilen malzemelerde olduğu gibi tane boyutunun artması ile porozite artışı devam etmiştir. (Şekil 3.10-a). B4C takviye oranına bağlı olarak ise yine oda sıcaklığında üretilen malzemelerde olduğu gibi takviye oranının artması ile porozite oranları artmış, ancak bu artış oda sıcaklığında üretilenlere nazaran daha sınırlı olarak gerçekleşmiştir (Şekil 3.10-b). Deformasyon oranının artışı ise yine porozite oranının düşük kalıp, yoğunluğun artmasını sağlayan en önemli etken olmuştur (Şekil 3.10-c). Bu noktada oda sıcaklığında üretilen kompozitlerden farklı olarak, 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerde deformasyon oranının artması ile düşen porozite oranı daha yüksek olmuştur (Şekil 3.10-c). Burada deformasyon ve artan sıcaklık şartlarının bir araya gelmesi nedeniyle akış davranışı kolaylaşan alüminyum, B4C fazı ile arasındaki ıslanabilirlik kabiliyetini arttırmış, buda

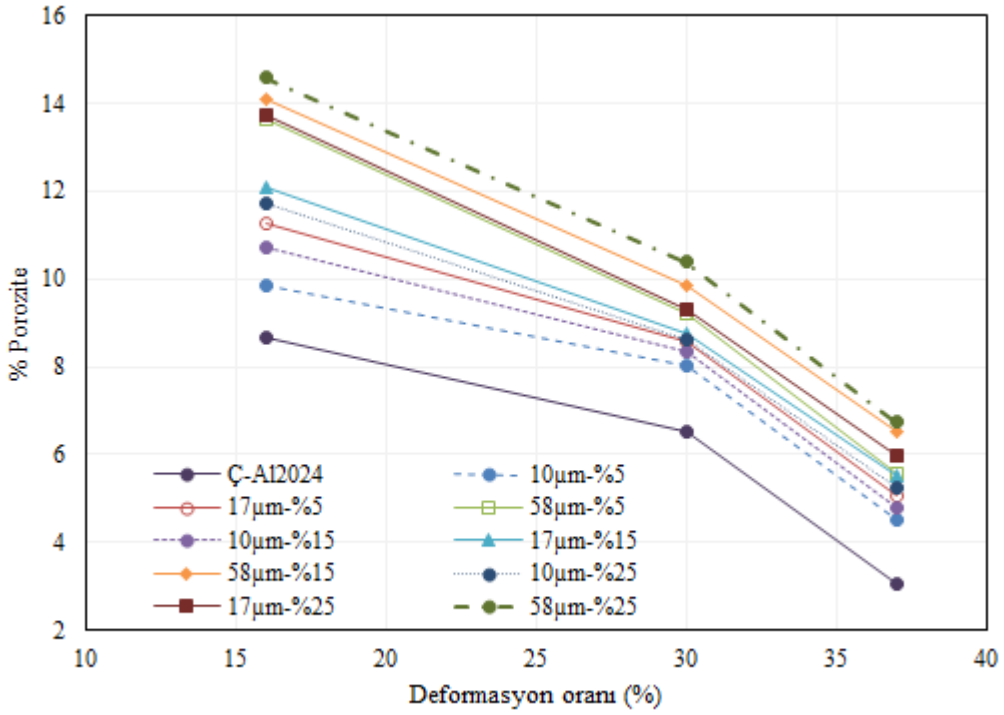
poroziteyi daha yüksek oranda düşürmüştür [130, 131]. Gerek B4C takviyesi, gerek tanecik boyutu artışı nedeni ile artan porozite oranı, aynı nedenle, yani sıcaklığın poroziteyi azaltıcı etkisi nedeni ile oda sıcaklığında üretilen kompozitlere göre düşüş göstermiştir (Şekil 3.6-a-c, Şekil 3.10-a-c).



a)



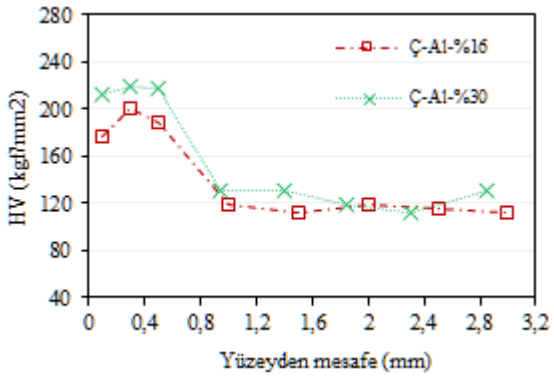
b)



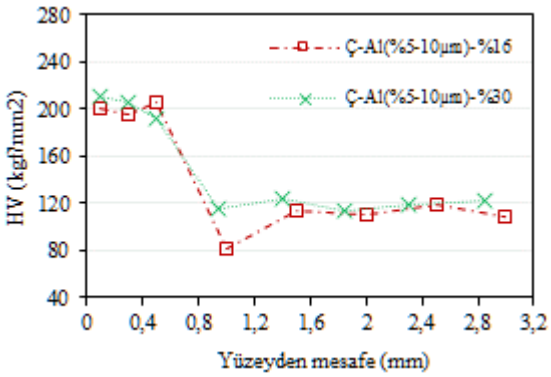
c)

Şekil 3.10. 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri

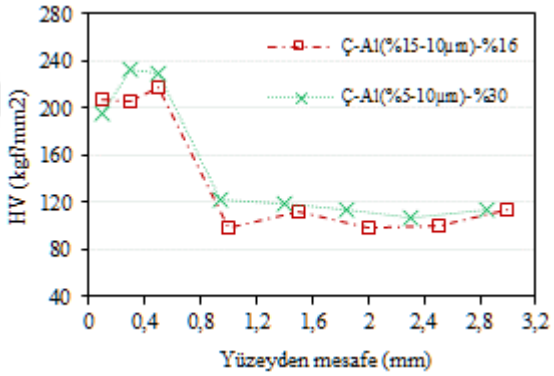
Üretim sıcaklığının 400 °C olduğu malzemelerde yapılan sertlik taramaları Şekil 3.11'de görülmektedir. Beklenildiği üzere sıcaklığın artması ile hem çelik kılıfta hem de Al-2024/B4C öz bölgesinde sertlik değerleri düşmüştür. Bu düşüş çelik bölgesinde daha sınırlı iken öz bölgesi için daha yüksek olmuştur. Çünkü 400 °C sıcaklık, çelik için ılık şekillendirme sıcaklık aralığına girerken, alüminyum esaslı metal matrisli öz bölgesi için sıcak şekillendirme aralığında yer almaktadır. Öz bölgesi sertlik dağılımları 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen malzemeler gibi stabil değerlere sahip olmayıp 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerin sertlik dağılımlarındaki gibi dalgalı bir değişim göstermiştir. Ayrıca çelik kılıfların sertlik değerleri ile öz bölgesinin sertlik değerleri arasındaki sayısal değer farkları artmıştır (Şekil 3.11-a-k).


Ç-Al-%16
Ç-Al-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

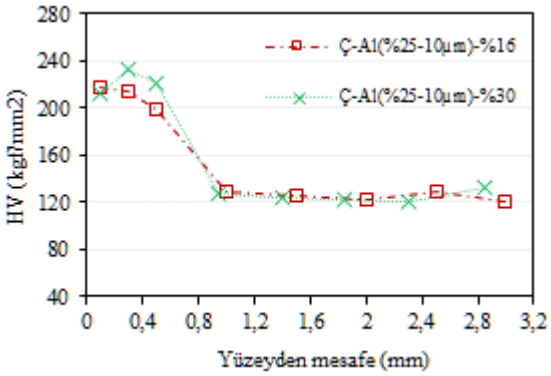
a)


Ç-Al(%5-10µm)-%16
Ç-Al(%5-10µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

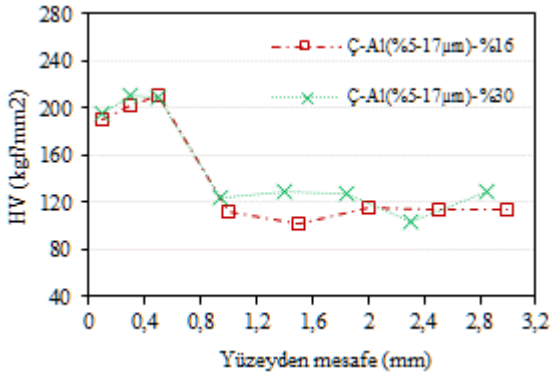
b)


Ç-Al(%15-10µm)-%16
Ç-Al(%5-10µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

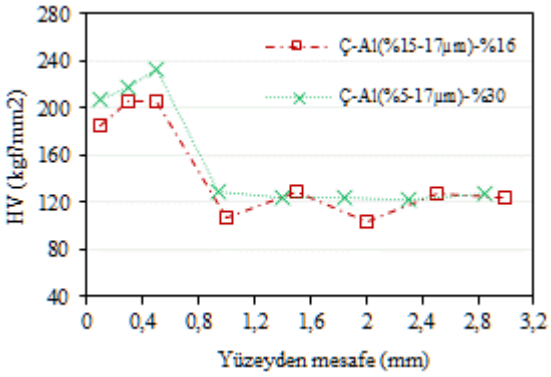
c)


Ç-Al(%25-10µm)-%16
Ç-Al(%25-10µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

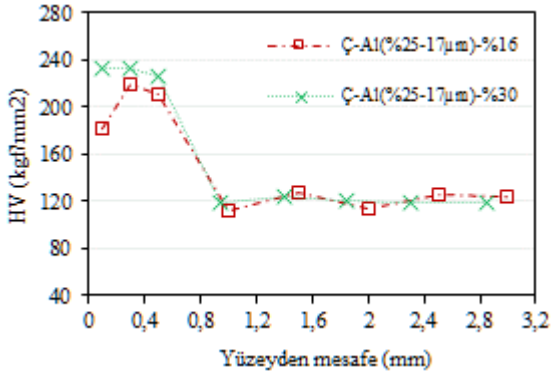
d)


Ç-Al(%5-17µm)-%16
Ç-Al(%5-17µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

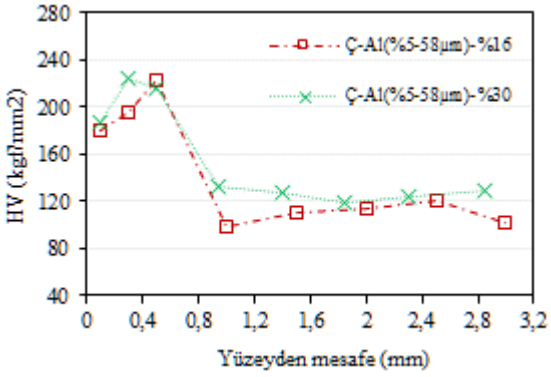
e)


Ç-Al(%15-17µm)-%16
Ç-Al(%5-17µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

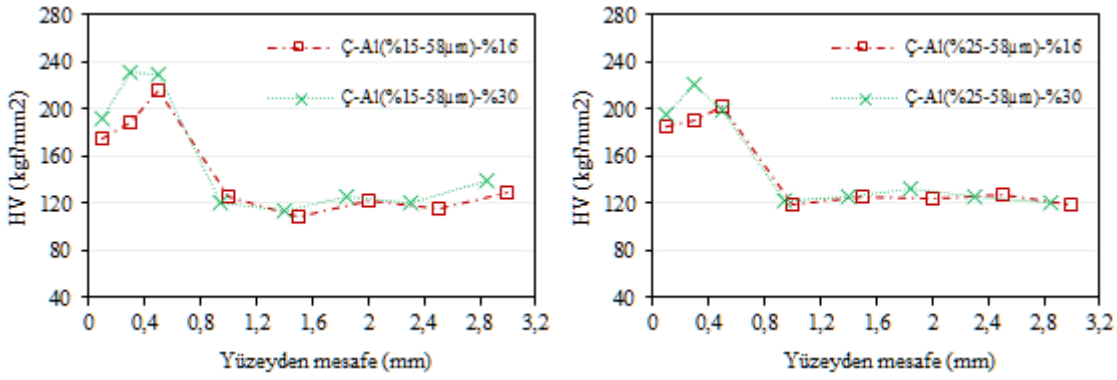
f)


Ç-Al(%25-17µm)-%16
Ç-Al(%25-17µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

g)


Ç-Al(%5-58µm)-%16
Ç-Al(%5-58µm)-%30
HV (kgf/mm2)
Yüzeyden mesafe (mm)

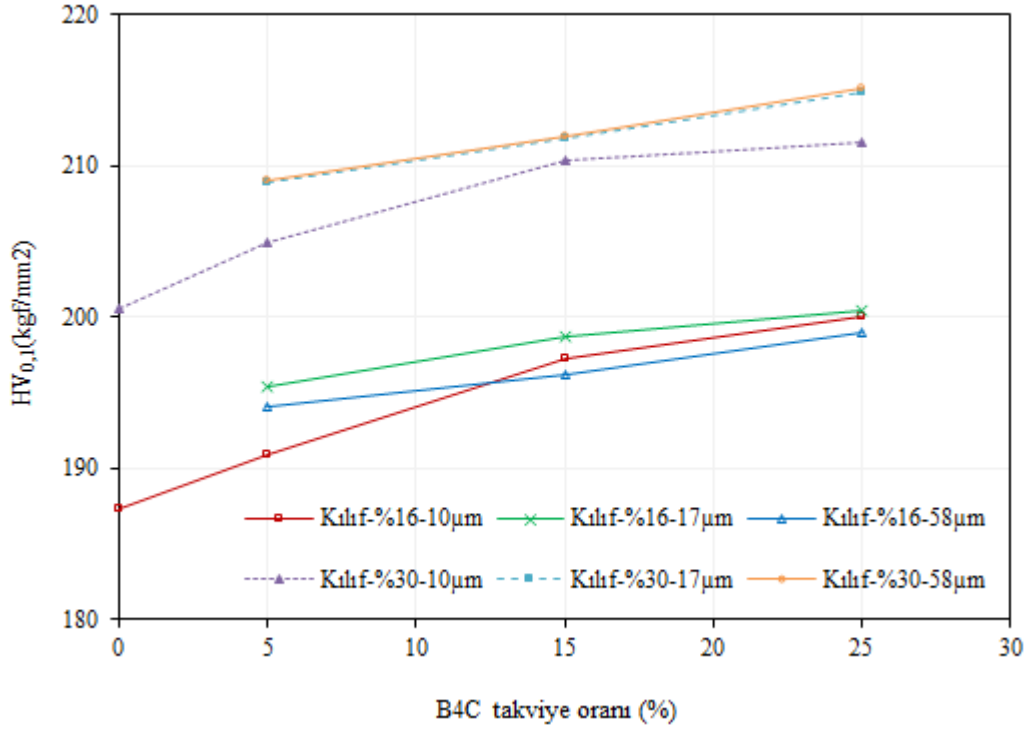
h)



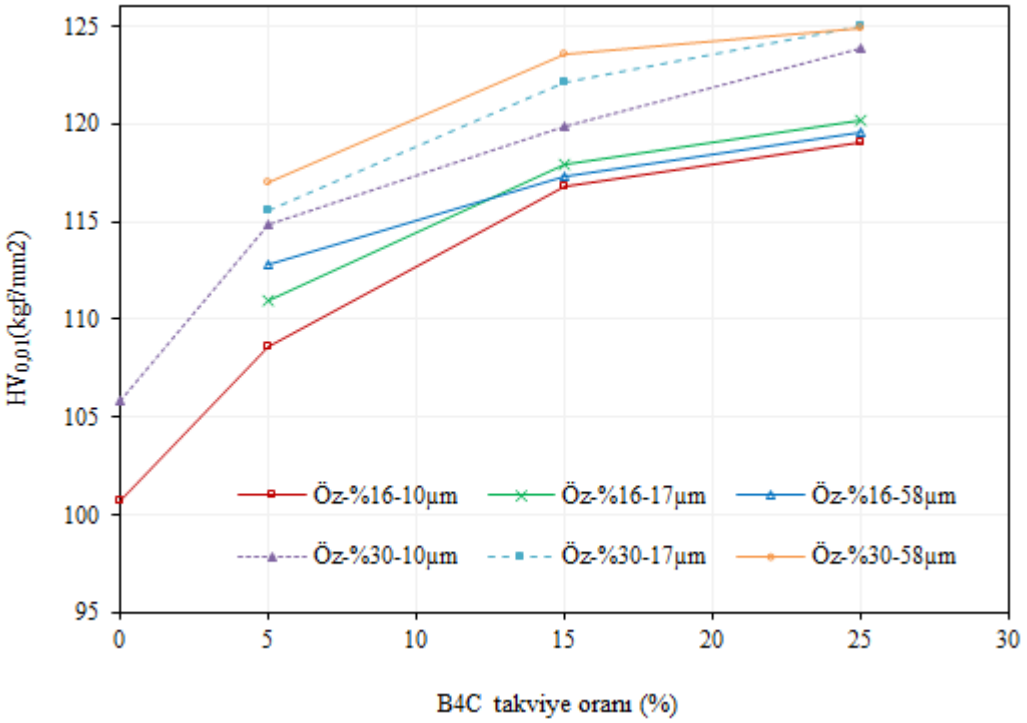
j) k)

Şekil 3.11. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin deformasyona bağlı kılıf-öz bölgesi sertlik dağılımları, a) Ç-Al, b) B4C(%5-10µm), c) (%15-10µm), d) (%25-10µm), e) (%5-17µm), f) (%15-17µm) g) (%25-17µm), h) (%5-58µm), j) (%15-58µm), k) (%25-58µm)

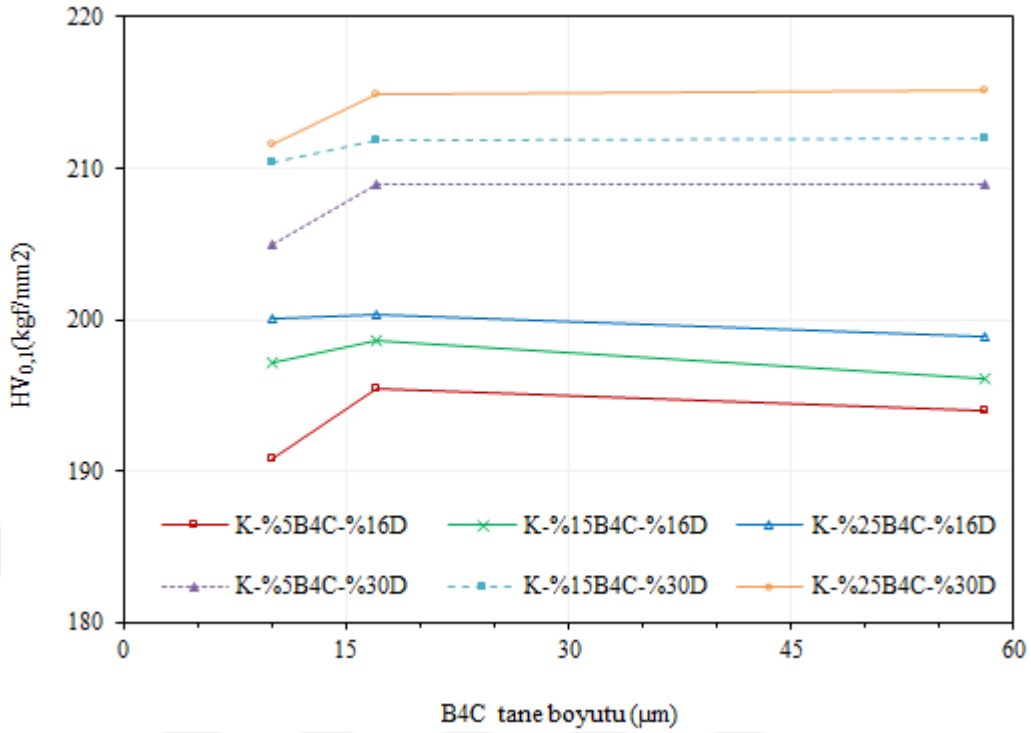
400 °C sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerin kılıf ve öz bölgelerinin ortalama sertlik değerleri deformasyon oranına, B4C tane boyutu ve takviye oranına göre Şekil 3.12'de karşılaştırılmıştır. Deformasyon oranı çelik kılıfların sertlik değerlerini arttırırken, öz malzemesinin sertlik değerlerini ise birbirine yaklaştırmıştır (Şekil 3.12-e-f). Yani B4C tane boyutu ve takviye oranı etkileri, sıcaklık değerinin yüksek olması ile birlikte deformasyonun artması ile de sınırlı hale gelmiştir (Şekil 3.12-a-d). Bununla birlikte B4C tane boyutunun 10 µm'den 58 µm'ye doğru artması ile yükselen sertlik değerleri B4C takviye oranını artması ile de bir miktar artmıştır (Şekil 3.12-a-d). Diğer sıcaklık şartlarında da olduğu üzere bu malzeme grubunda da takviye ve deformasyon oranının artışı sertliği arttıran temel bir etken olup sıcaklık artışı bu değişimi daha sınırlı hale getirmiştir. Diğer sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerde olduğu gibi, B4C takviye oranı, tanecik boyutu ve deformasyonun sertlik üzerindeki etkileri bu sıcaklık şartlarında da beklenildiği şekilde olmuştur. Ancak 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerde, en yüksek üretim sıcaklıklarına çıkıldığı için sertlik değişimleri daha da sınırlı gerçekleşmiştir.


220
210
200
190
180
0
5
10
15
20
25
30
HW0,1(kgf/mm2)
B4C takviye oranı (%)
Kılıf-%16-10µm
Kılıf-%16-17µm
Kılıf-%16-58µm
Kılıf-%30-10µm
Kılıf-%30-17µm
Kılıf-%30-58µm

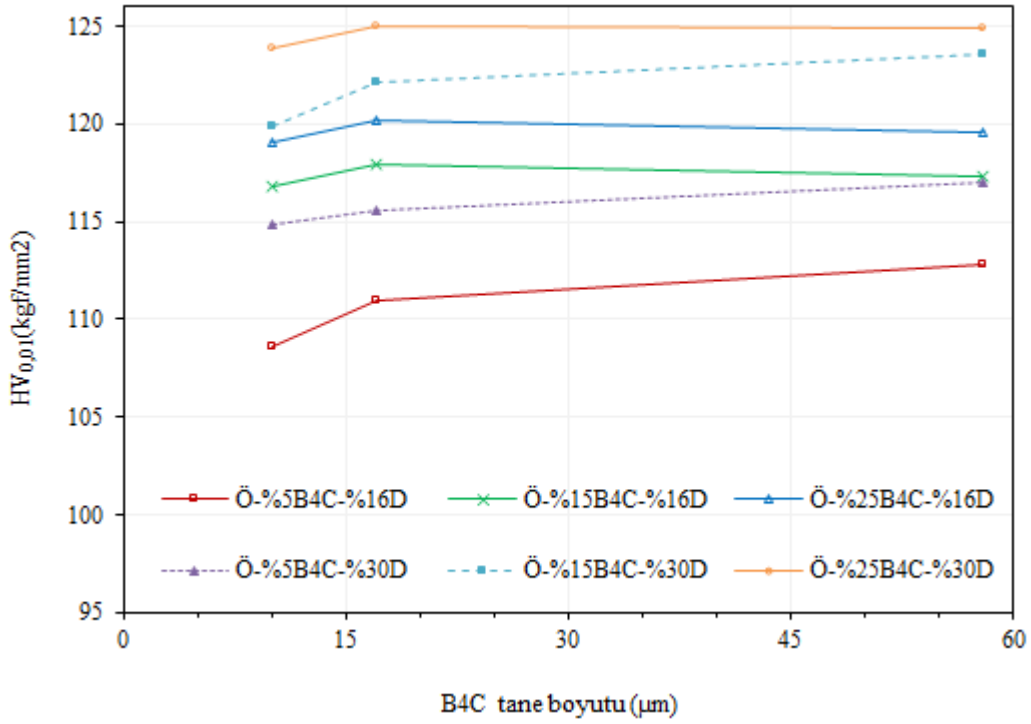
a)


125
120
115
110
105
100
95
0
5
10
15
20
25
30
HW0,01(kgf/mm2)
B4C takviye oranı (%)
Öz-%16-10µm
Öz-%16-17µm
Öz-%16-58µm
Öz-%30-10µm
Öz-%30-17µm
Öz-%30-58µm

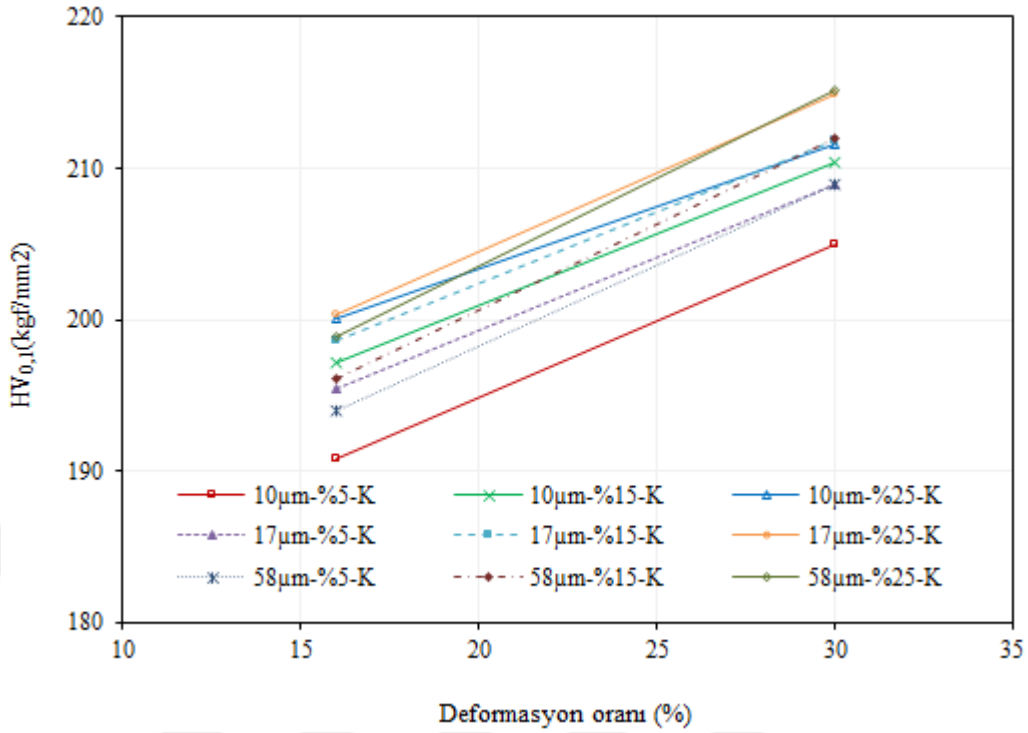
b)


220
210
200
190
180
0
15
30
45
60
HW0,1(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
K-%5B4C-%16D
K-%15B4C-%16D
K-%25B4C-%16D
K-%5B4C-%30D
K-%15B4C-%30D
K-%25B4C-%30D

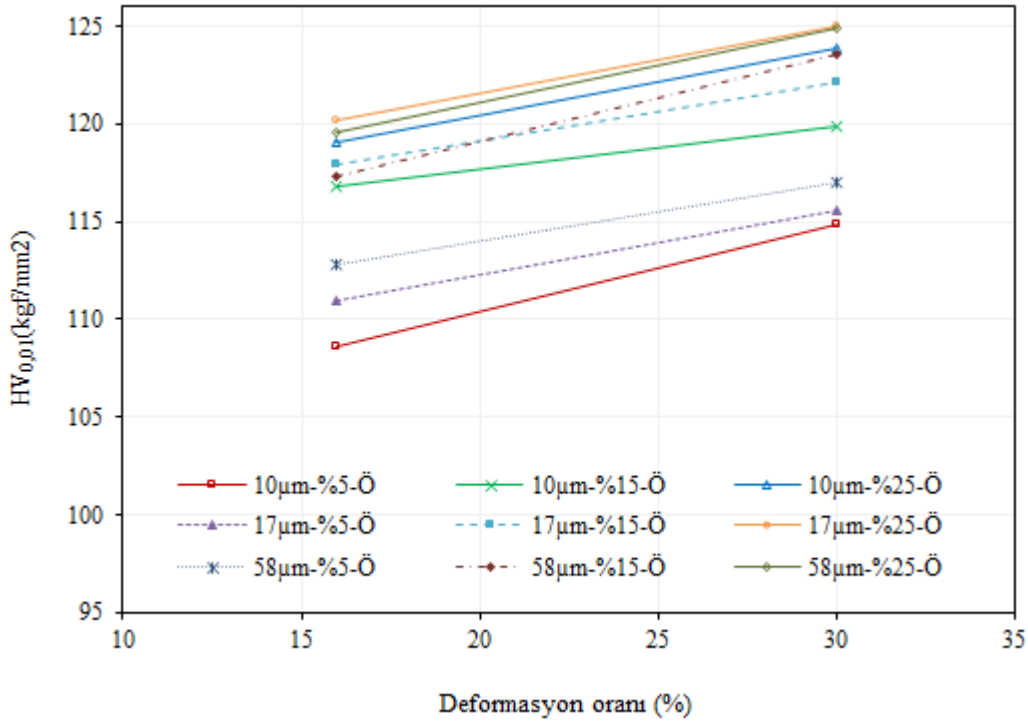
c)


125
120
115
110
105
100
95
0
15
30
45
60
HW0,01(kgf/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
Ö-%5B4C-%16D
Ö-%15B4C-%16D
Ö-%25B4C-%16D
Ö-%5B4C-%30D
Ö-%15B4C-%30D
Ö-%25B4C-%30D

d)



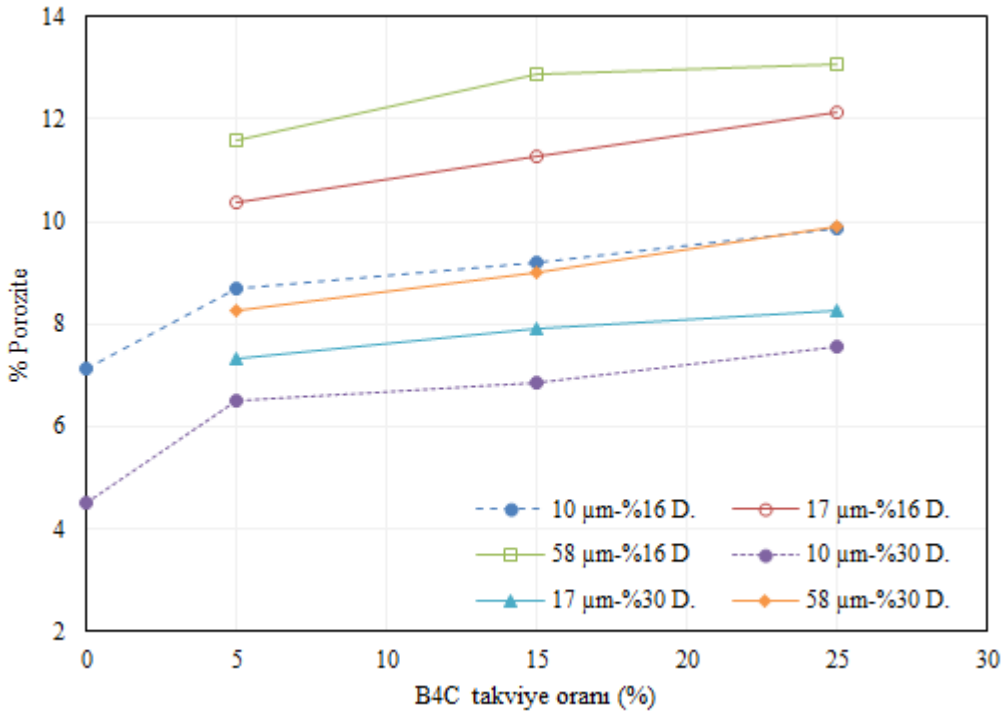
e)



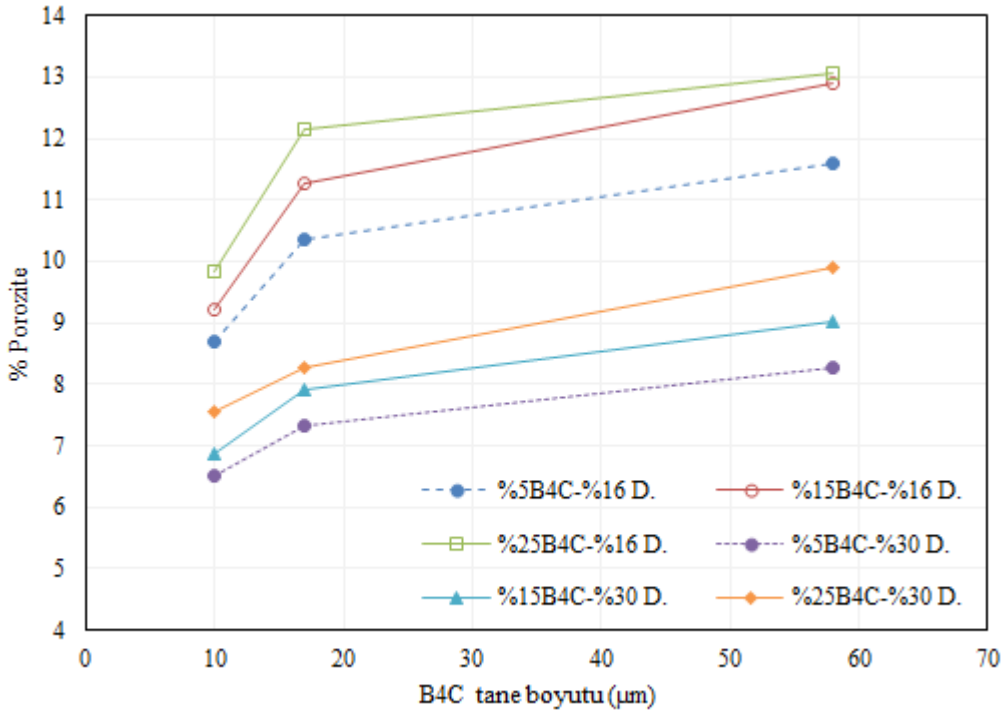
f)

Şekil 3.12. 400 °C sıcaklıkta üretilen Ç-Al/B4C kompozitlerin değişkenlere bağlı kılıf-öz sertlik değişimleri, a) B4C takviye oranı-kılıf, b) B4C takviye oranına-öz, c) B4C boyutu-kılıf, d) B4C boyutu-öz, e) Deformasyon oranı-kılıf, f) Deformasyon oranı-öz

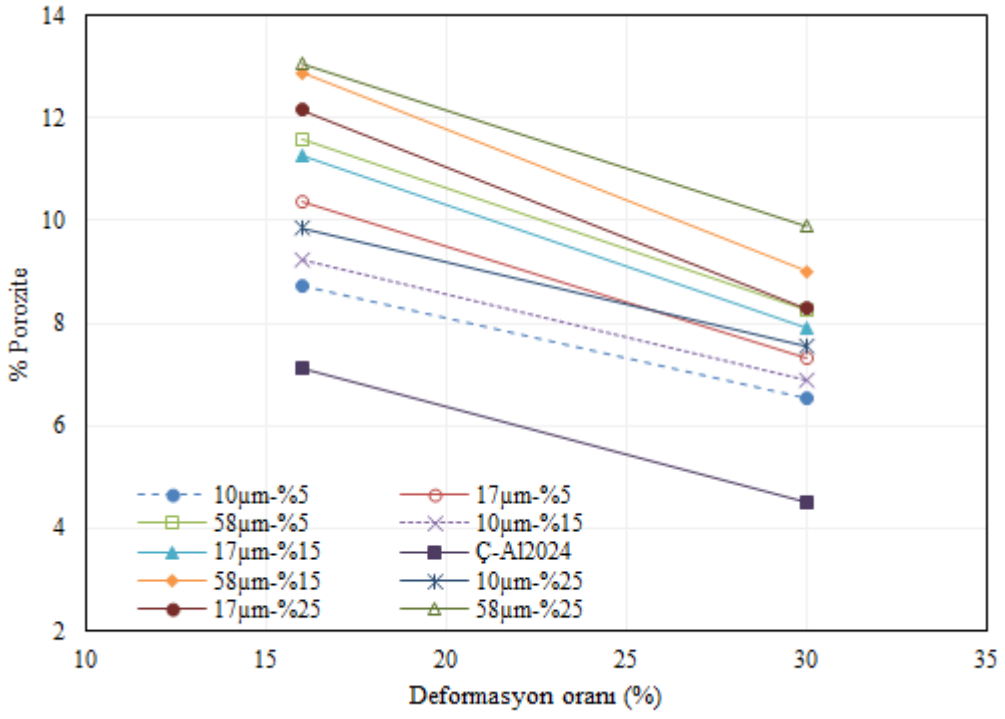
400 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin yoğunluk ve porozite değerlerindeki değişim, diğer sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerin değerlerine benzemektedir. Yani beklenildiği üzere B4C tanecik boyutu ve takviyenin artışı ile porozite artmış, deformasyon oranının artışı ile de azalmıştır (Şekil 3.13-a-c). Ancak artan sıcaklık değeri, 250 °C sıcaklık şartlarında görülen porozite düşüşünü daha da arttırıcı etki göstermiş, diğer sıcaklık şartlarına göre porozite daha düşük çıkmıştır.



a)



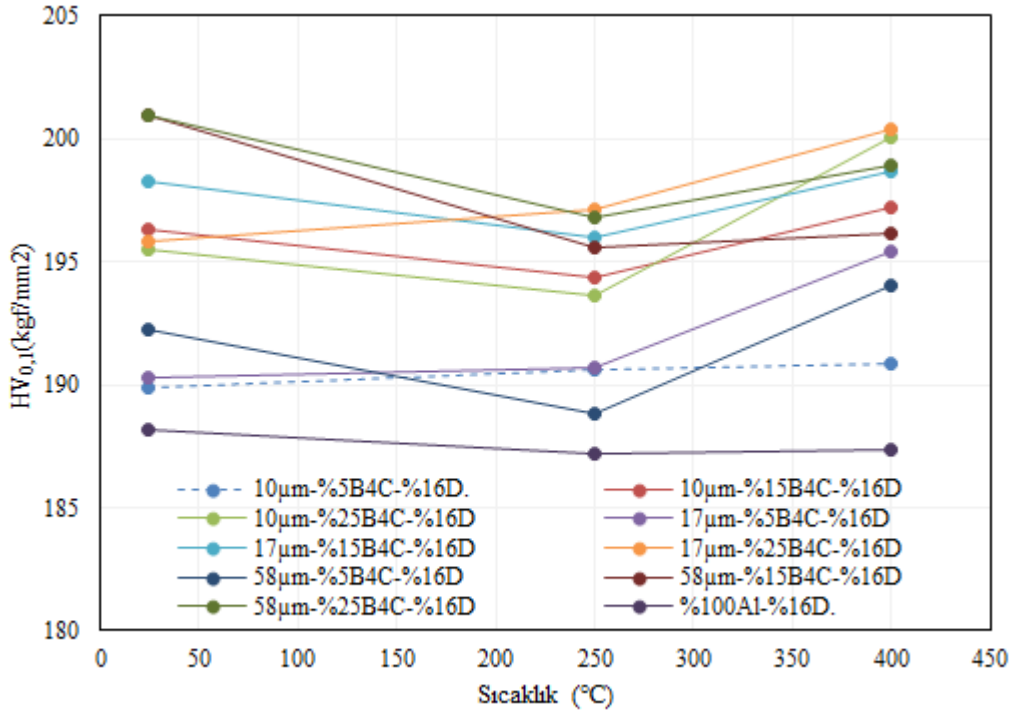
b)



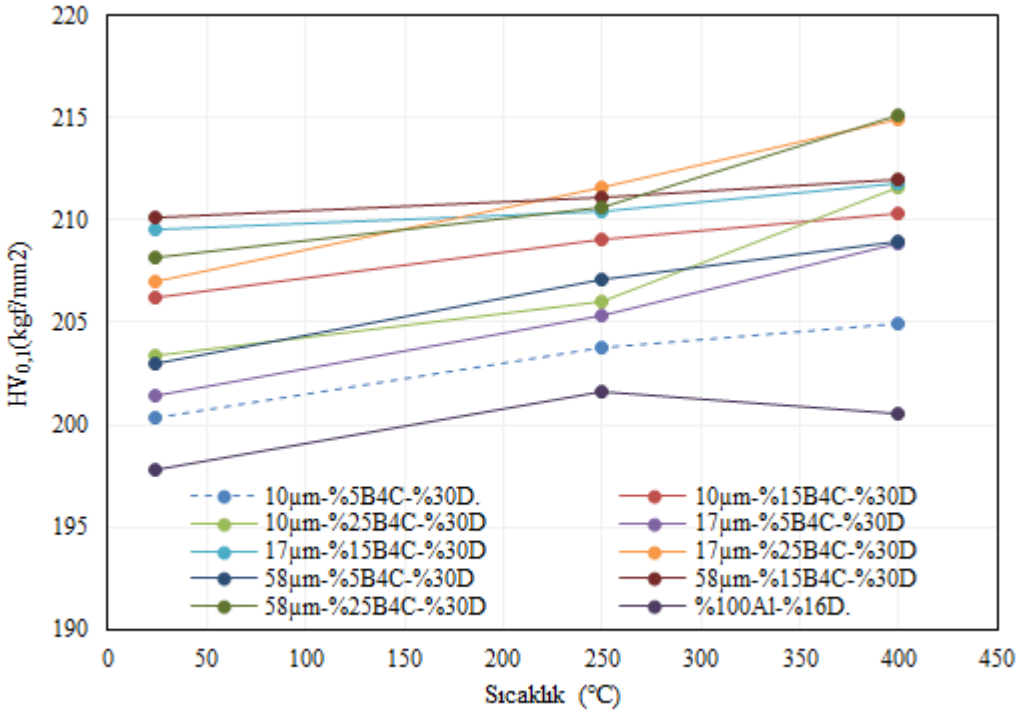
c)

Şekil 3.13. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozitlerin, a) B4C takviye oranına göre porozite, b) B4C tanecik boyutuna göre porozite, c) Deformasyon oranına göre porozite değişimleri

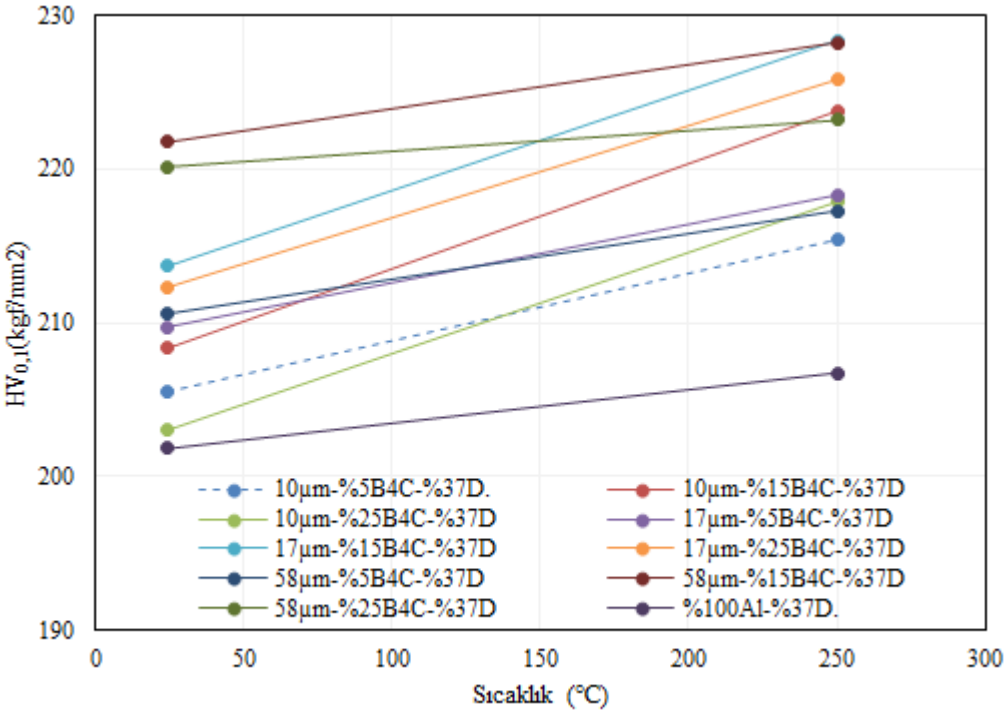
Tabakalı dairesel kompozit malzemelerin kılıf ve öz sertlikleri her bir deformasyon şartı altında sıcaklığa bağlı olarak Şekil 3.14 ve Şekil 3.15'te değerlendirilmiştir. % 16 oranında deforme olmuş malzemelerin kılıf sertliklerine bakıldığında, sıcaklık oda sıcaklığından 250 °C'ye çıktığında sertlik düşüş göstermiştir. Ancak işlem sıcaklığı 400 °C'ye çıkarıldığında sertlik yükselmiştir (Şekil 3.14-a). Bu durum malzemelerin genleşme farklarından kaynaklanmaktadır. Alüminyumun genleşme katsayısı çeliğin nerdeyse iki katı olup meydana gelen sıcaklık artışında alüminyum çelikten daha fazla genleşmektedir. % 16 oranında deforme olan malzemelerde porozite değerleri çok yüksek olup 250 °C sıcaklık değerinde meydana gelen genleşme, şekillendirme esnasında kılıf malzemesine ciddi bir direniş gösterememiş ve bu sebeple sertlik değerleri düşmüştür. Ancak sıcaklığın 400 °C'ye çıkarılmasıyla malzemelerde meydana gelen genleşme direnci daha yüksek olmuş ve öz malzemesinin kılıfı genişletmeye olan direnci neticesinde kılıf sertliği artmıştır [132, 133]. Bu durum % 30 ve 37 oranında deformasyon ile şekillendirilen malzemelerin kılıflarında daha net bir şekilde görülmektedir. Bu malzemelerde deformasyonun yüksek ve bu sebeple porozitenin de düşük olması, genleşme direncinin daha yüksek olmasına sebebiyet verdiğinden artan sıcaklıkla beraber kılıf sertlikleri de artmıştır (Şekil 3.14-b-c). Öz malzemesinde ise durum daha farklı gelişmiştir. Öz malzemesi Al2024 matrisli kompozit malzeme formunda olup 250 ve 400 °C sıcaklıklar bu yapı için çeliğe göre daha etkin olan sıcaklık değerleridir. Ve işlem sıcaklığının artması ile öz malzemesinin sertlik değerleri üç farklı deformasyon oranında da düşüş göstermiştir (Şekil 3.15-a-c).


205
200
195
190
185
180
HV0,1(kgf/mm2)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
450
Sıcaklık (°C)
10µm-%5B4C-%16D.
10µm-%15B4C-%16D
10µm-%25B4C-%16D
17µm-%5B4C-%16D
17µm-%15B4C-%16D
17µm-%25B4C-%16D
58µm-%5B4C-%16D
58µm-%15B4C-%16D
58µm-%25B4C-%16D
%100Al-%16D.

a)

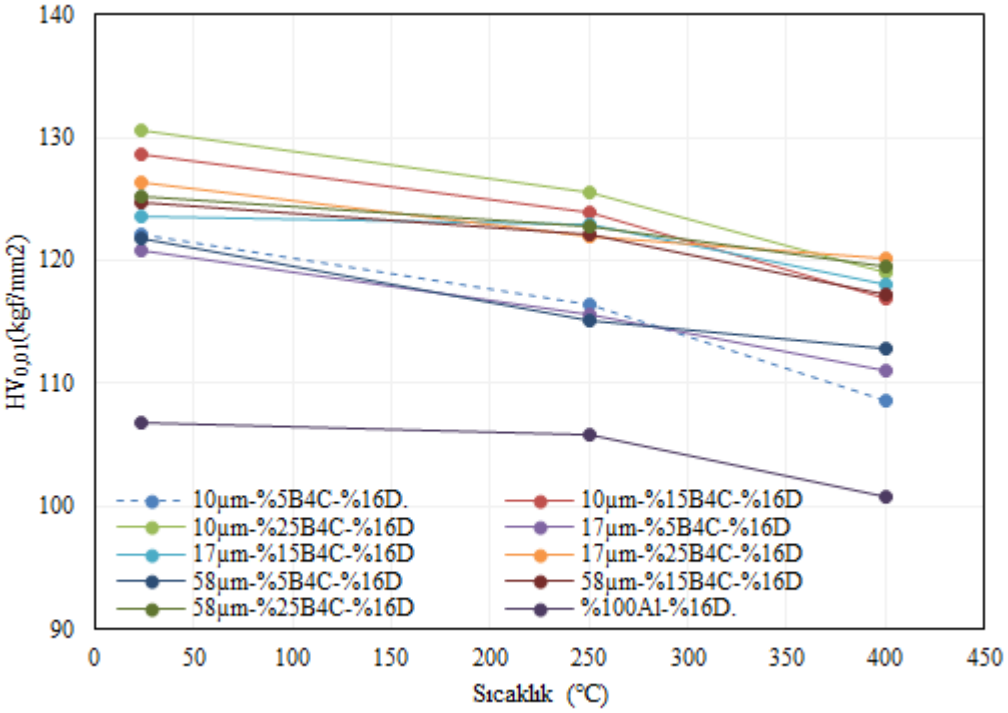

220
215
210
205
200
195
190
HV0,1(kgf/mm2)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
450
Sıcaklık (°C)
10µm-%5B4C-%30D.
10µm-%15B4C-%30D
10µm-%25B4C-%30D
17µm-%5B4C-%30D
17µm-%15B4C-%30D
17µm-%25B4C-%30D
58µm-%5B4C-%30D
58µm-%15B4C-%30D
58µm-%25B4C-%30D
%100Al-%16D.

b)

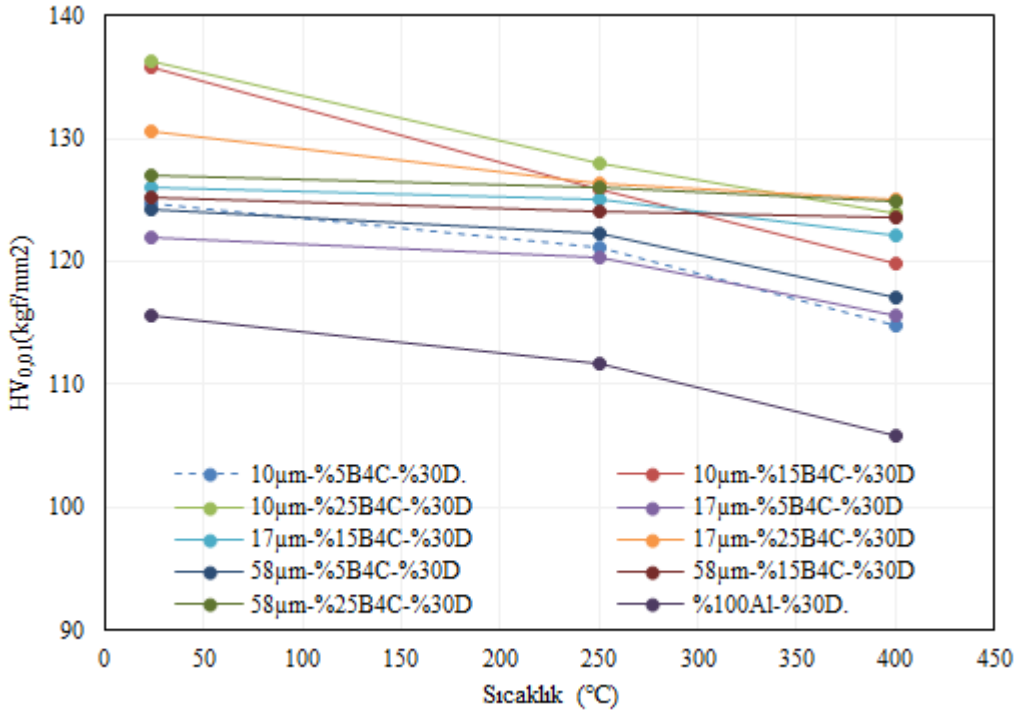


c)

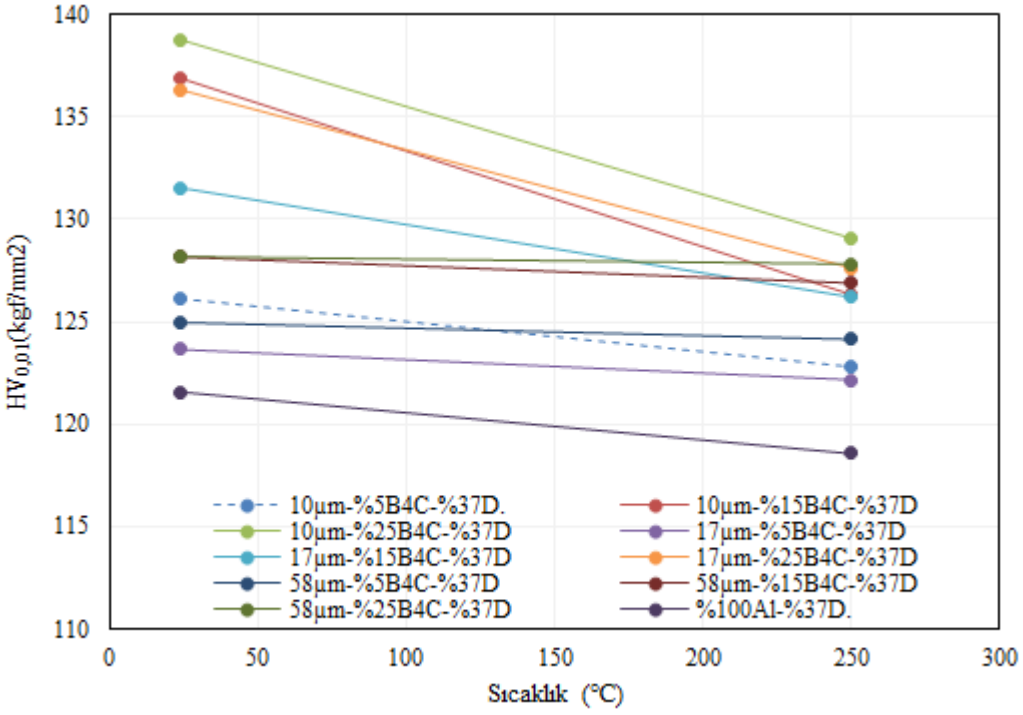
Şekil 3.14. Kompozit malzeme kılıf sertliklerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası



a)



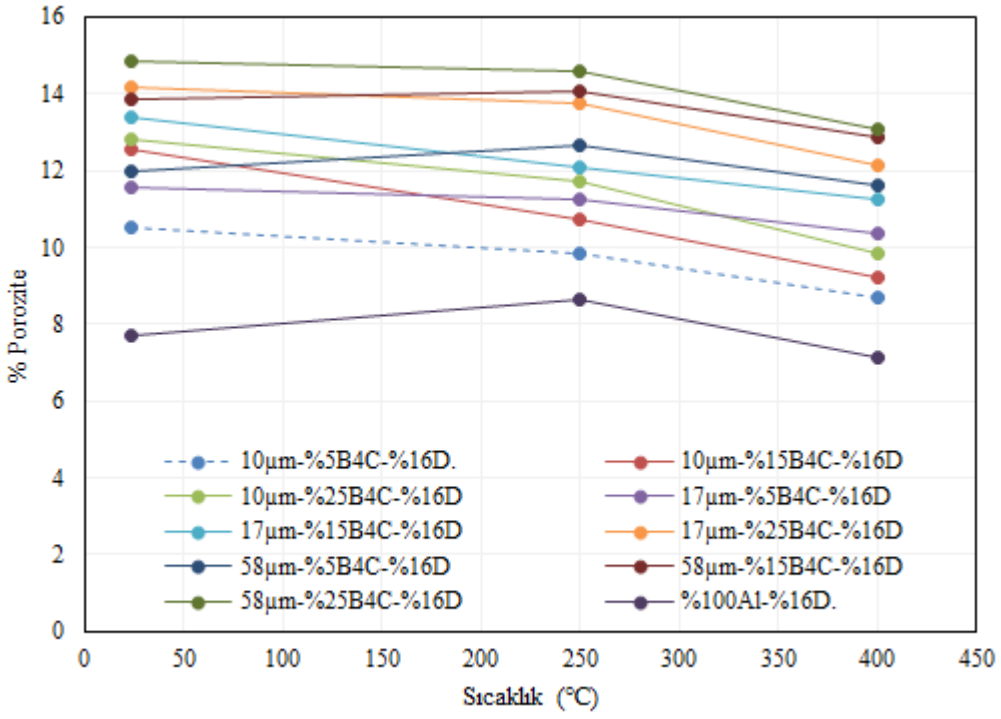
b)



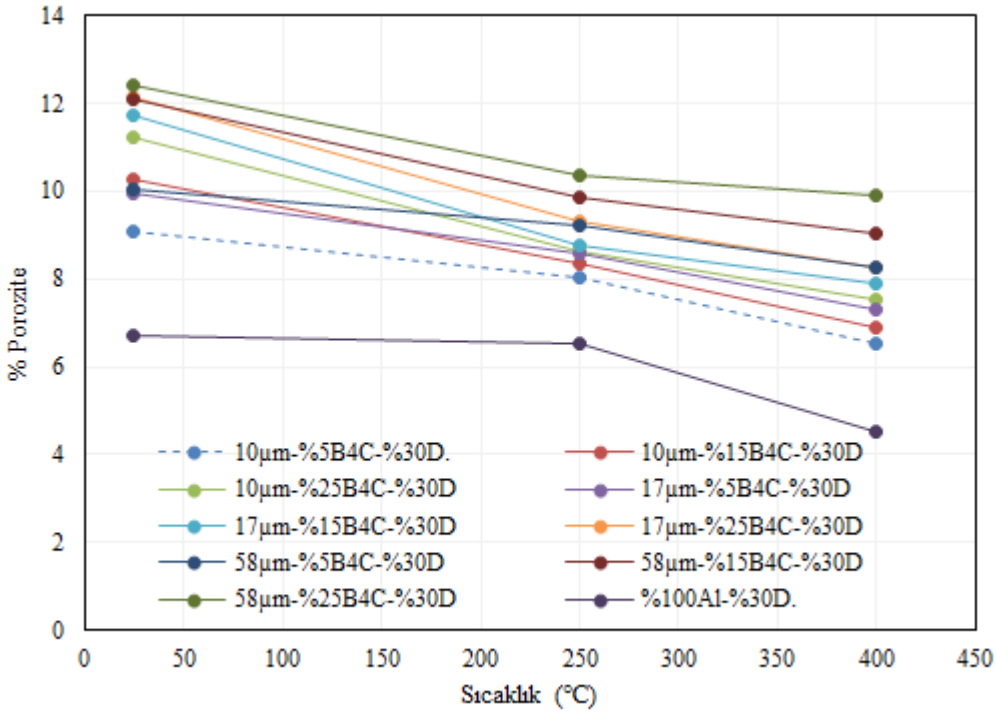
c)

Şekil 3.15. Kompozit malzeme öz sertliklerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası

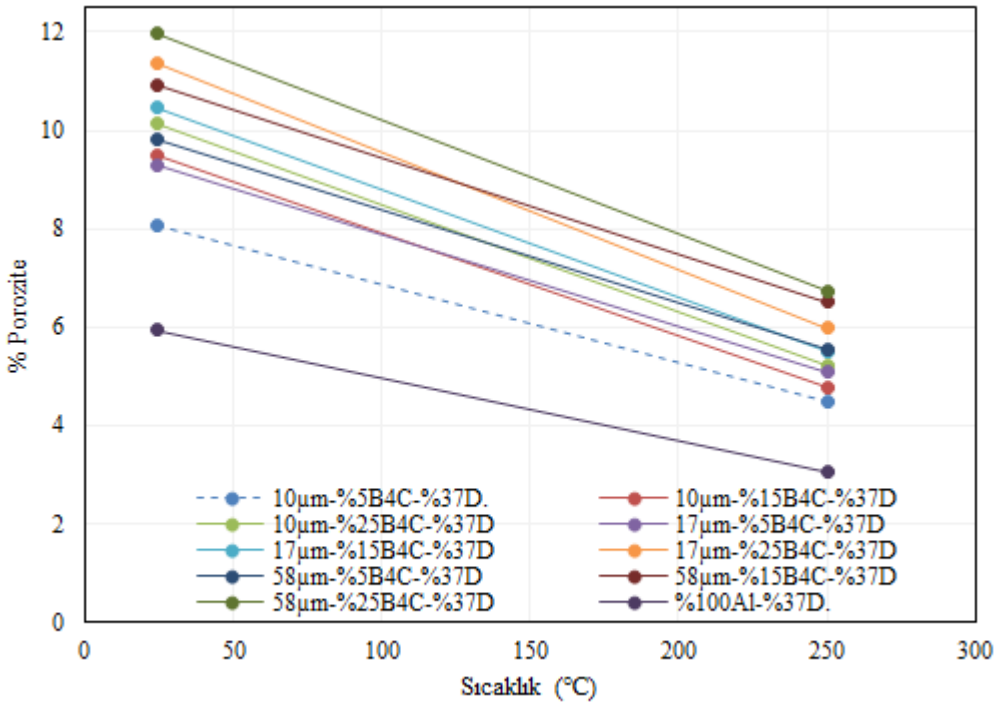
Tabakalı dairesel kompozitlerin porozite değerlerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi farklı deformasyon başlıkları altında Şekil 3.16'da değerlendirilmiştir. Bu malzemelerde poroziteyi arttıran temel etken B4C takviye oranı, azaltan temel etken ise deformasyon oranı olmuştur. Sıcaklığın etkisine bakıldığında ise üç farklı deformasyon oranında da sıcaklık artışı ile porozite düşmüştür. Bu düşüş % 16 oranında deforme olmuş malzemelerde daha sınırlı iken % 30 ve % 37 deforme olmuş malzemelerde çok daha yüksek oranda gerçekleşmiştir. Seramik takviyeli kompozit malzemelerde sıcaklık artışı ile metal-seramik arasındaki ıslanabilirlik özelliği arttığı için porozite değerleri düşüş göstermektedir [130, 131]. Bununla birlikte yüksek deformasyon oranı ve sıcaklık şartlarının bir araya getirilmesi durumunun poroziteyi düşürmede daha etkili olduğu görülmüştür.



a)



b)



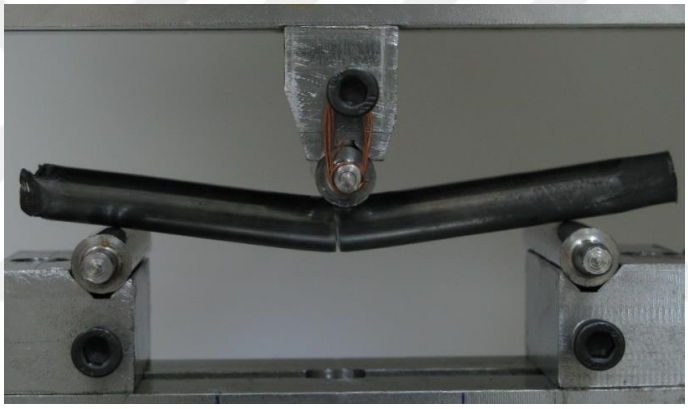
c)

Şekil 3.16. Kompozit malzeme porozite değerlerinin işlem sıcaklığına bağlı olarak değişimi, a) % 16 oranında deformasyon sonrası, b) % 30 oranında deformasyon sonrası, c) % 37 oranında deformasyon sonrası

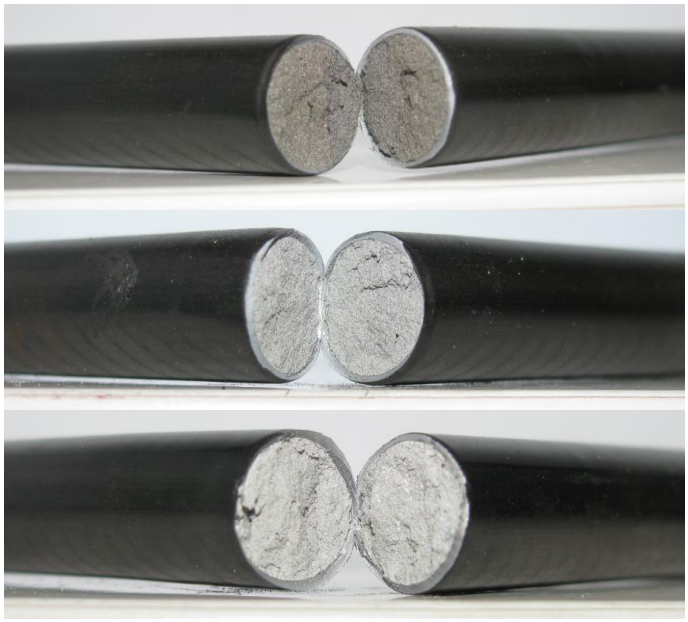
3.3. Mekanik Testler

3.3.1. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

Üç nokta eğme testleri ASTM C1684-18 standardına göre gerçekleştirilmiştir. Standarda göre destek noktaları arası 80 mm olarak belirlenmiş ve testler 0,005 mm/sn hız ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.17-a). Testler 50 kN'luk maksimum yük altında numuneler kırılana kadar uygulanmıştır (Şekil 3.17-b). Eğme deneyi sonuçları kuvvet-sehim değerlerine göre değerlendirilmiş ve kuvvet değerlerindeki değişim üzerinden malzemelerin eğme dayanımı değerlendirmesi yapılmıştır. Burada ki değerlendirme malzemelerin kendi içinde mukayese edilmesi şeklinde gerçekleştirilmiştir.



a)

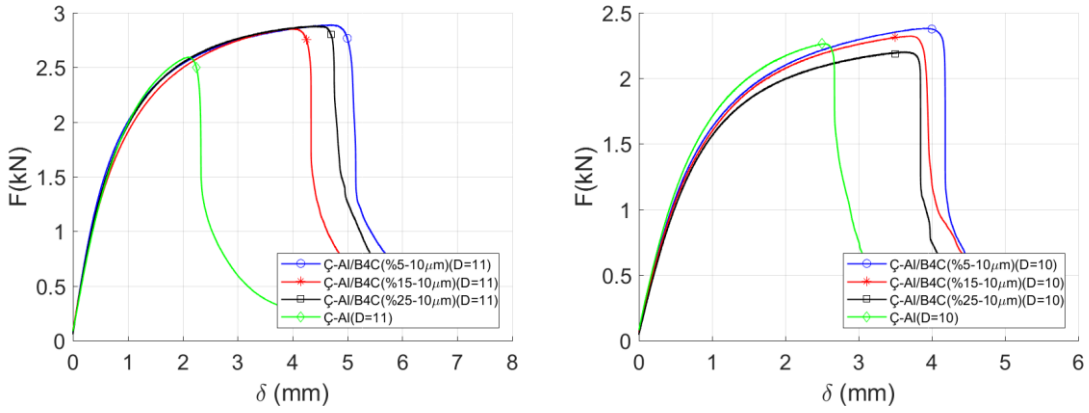


b)

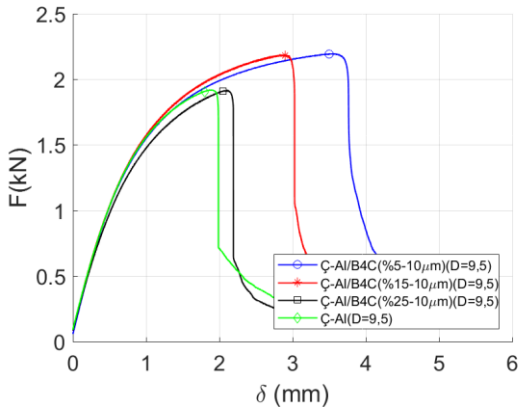
Şekil 3.17. a) Üç nokta eğme testi uygulama prensibi, b) Eğme numunelerinin kırılma kesitleri

Eğme grafikleri incelendiği zaman soğuk çekme ile üretilmiş malzemelerin eğme dayanımlarının farklı değişkenler altındaki değişimleri net olarak görülmektedir. Deformasyon oranının artması ile tabakalı dairesel kompozitlerin eğme dayanımlarının artması beklenir. Bunun nedeni, deformasyonun hem çelik kılıfta hem de öz malzemesinde deformasyon sertleşmesine neden olarak mukavemeti arttırmasıdır. Diğer mekanik testlerde olduğu bu deformasyon oranının artışının lineer olarak eğme dayanımını arttırdığı tahmin edilmektedir.

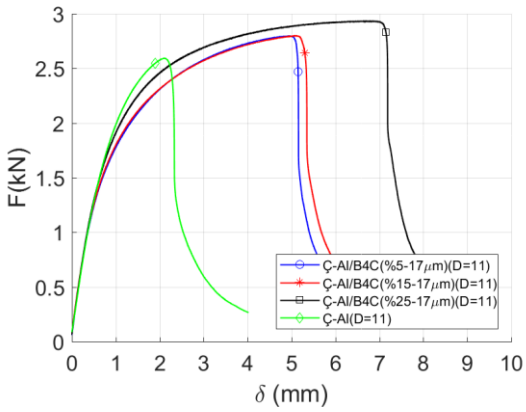
Öz malzemesindeki B4C takviye oranının etkilerine bakılırken, B4C takviyesi olmayan Ç-Al2024 malzemeler de grafiklere eklenmiş ve B4C takviyesinin etkisi açıkça görülmek istenmiştir. 10 µm boyutlu B4C takviyesi içeren malzemelerde B4C takviyesi ile eğme mukavemeti değerleri arttığı gibi şekil değiştirme oranı da artmıştır (Şekil 3.18-a). 10 µm boyutlu B4C'nin takviye oranının % 5'ten % 15 ve % 25' e artması ile birlikte eğme mukavemet değeri azalmış, bu azalmanın farkı % 37 deformasyon oranı ile gerçekleştirilen üretim işleminde daha net bir şekilde görülmüştür (Şekil 3.18-a-c). 17 µm boyutlu B4C takviyesinde, yine takviyesiz öz malzemesine göre eğme mukavemet değerleri artmıştır. Ancak % 5 ve % 15 takviye ile meydana gelen artış en yüksek % 25 oranındaki B4C takviyeli malzemelerde görülmüştür (Şekil 3.18-d-f). Bu malzeme grubunda şekil değiştirme oranı da benzerlik göstermektedir. 58 µm boyutlu B4C takviyesi içeren malzemelerde ise B4C oranı % 5 olan malzemeler en iyi mukavemet artışını sergilerken, bu artış % 15 ve % 25 oranında B4C içeren malzemelerde bir miktar düşmüştür (Şekil 3.18-h-j).



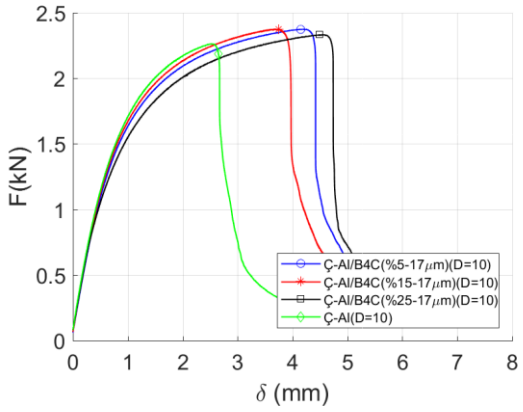
a) b)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

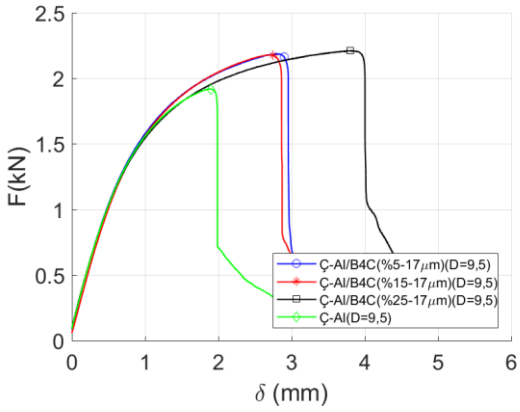
c)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

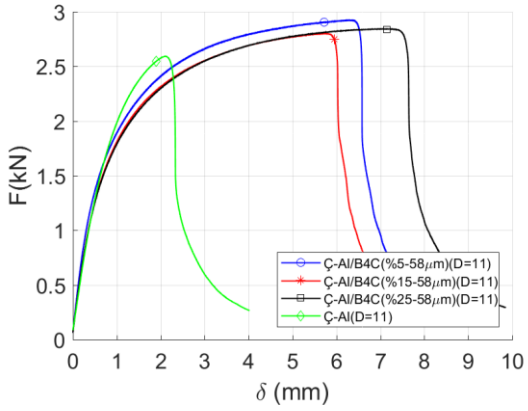
d)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

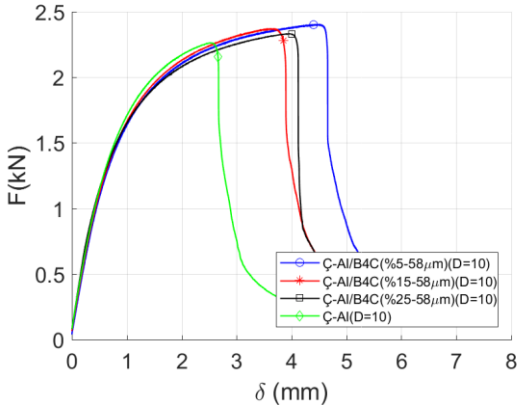
e)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

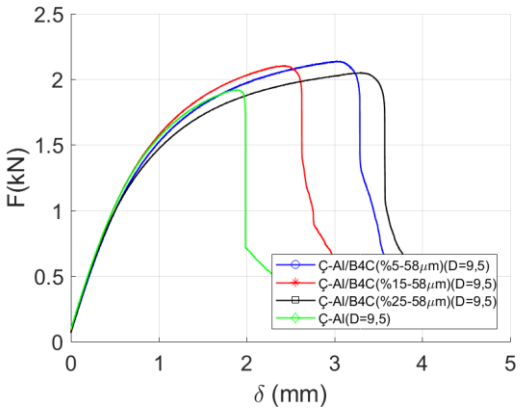
f)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

g)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

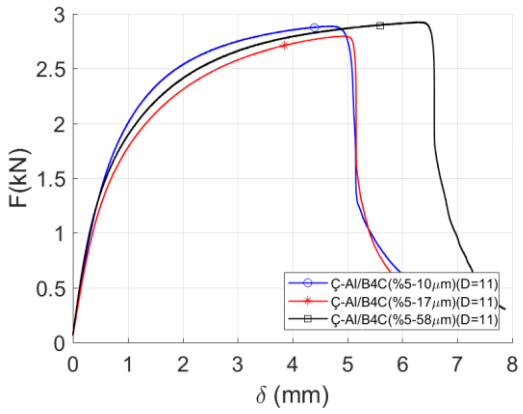
h)



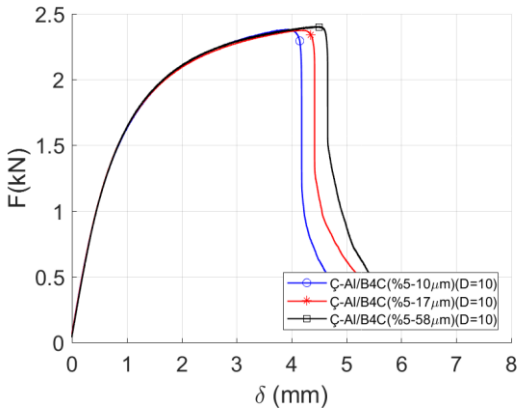
j)

Şekil 3.18. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

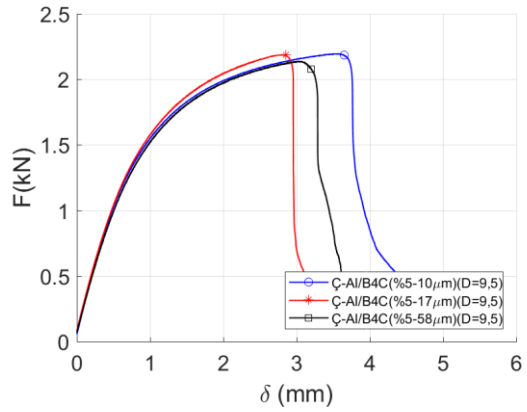
Eğme dayanımlarına tane boyutunun etkisine bakıldığında ise B4C takviyesinin hacimsel oranına bağlı olarak tane boyutunun etkisinin değiştiği görülmüştür. % 5 oranında B4C ile takviyelendirilmiş kompozitlerde B4C tane boyutu 10 µm'den 17 µm'ye değişirken bir miktar düşen eğme mukavemetleri, 58 µm tane boyutlu B4C ile takviyelendirilmiş malzemelerde yeniden yükselişe geçmiştir (Şekil 3.19-a-c). Buradaki değişim miktarı tane boyutunun etkisini net bir şekilde ortaya koymamaktadır. Ancak % 15 ve % 25 oranında B4C ile takviyelendirilmiş kompozitlerde ise B4C tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye yükselmesiyle artan eğme mukavemet değerleri B4C tane boyutunun 58 µm yükselmesi ile düşmeye başlamıştır (Şekil 3.19-d-j).



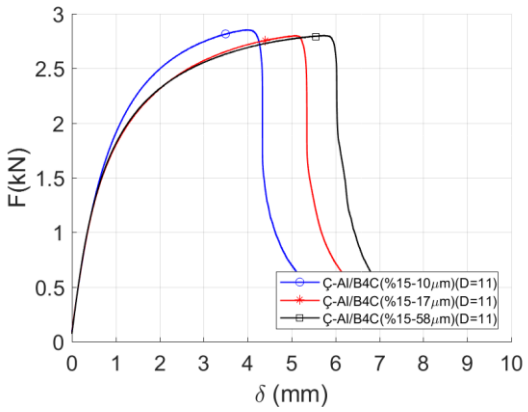
a)



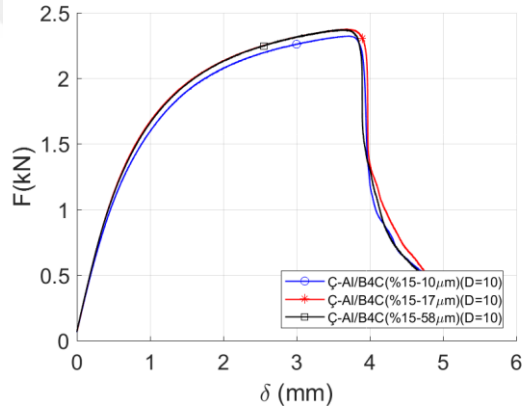
b)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=9,5)

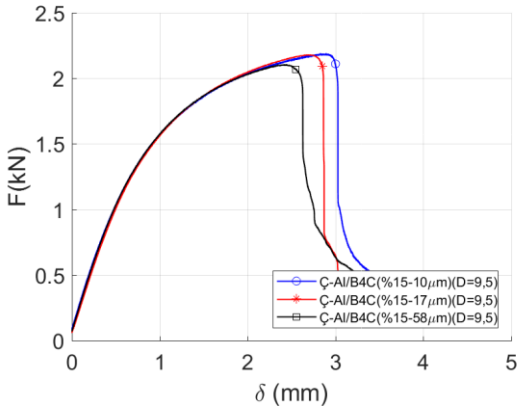
c)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=11)

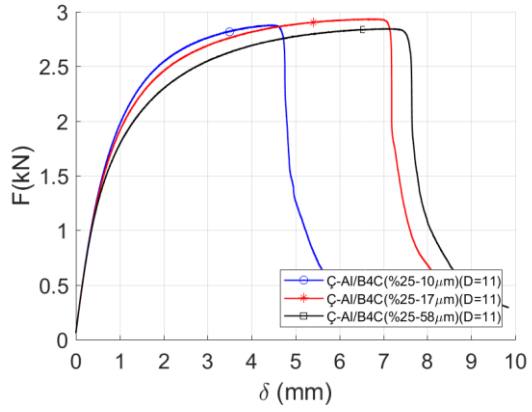
d)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=10)

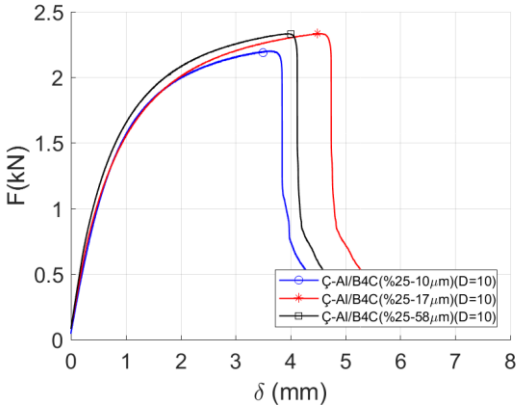
e)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=9,5)

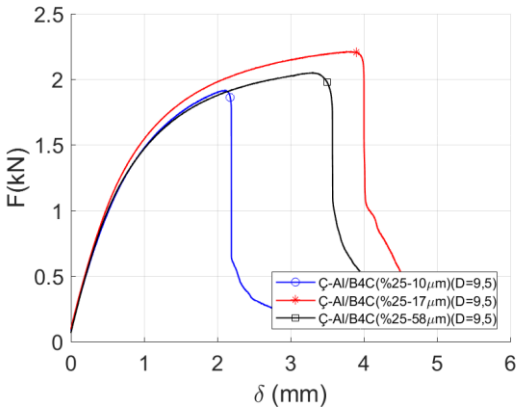
f)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=11)

g)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=10)

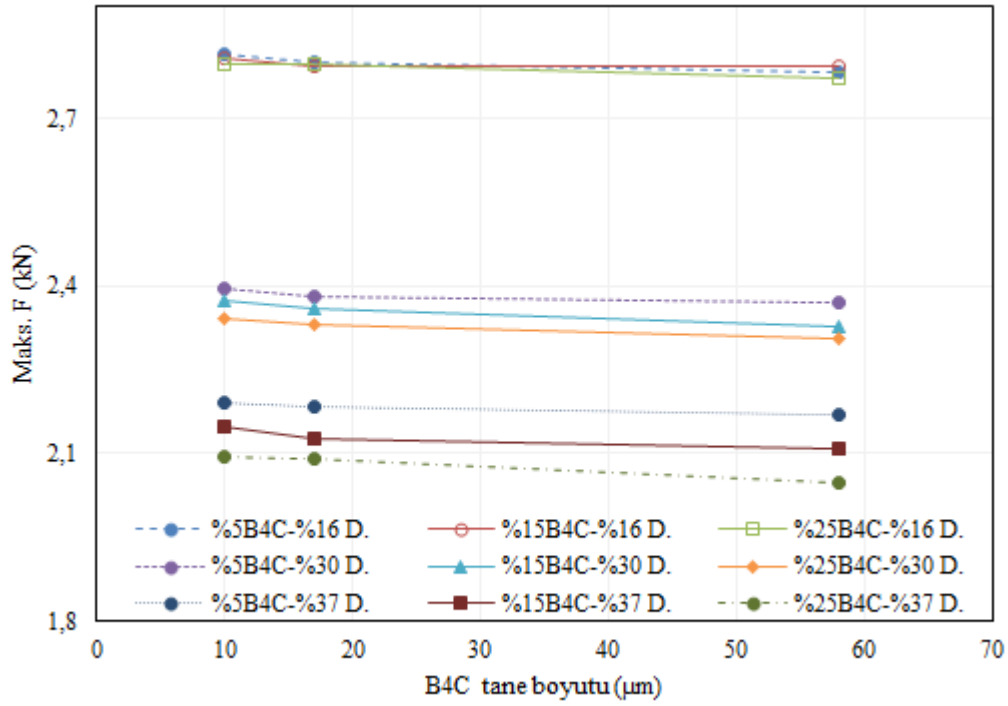
h)



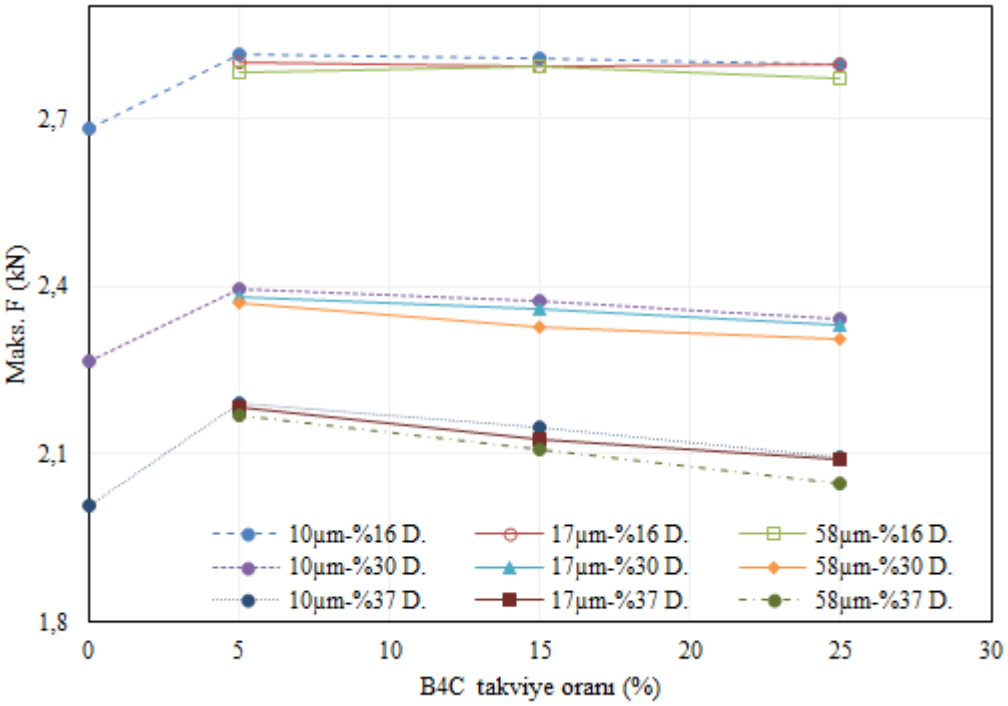
j)

Şekil 3.19. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(%5-B4C)-%16, b) %5-B4C-%30, c) %5-B4C-%37, d) %15-B4C-%16, e) %15-B4C-%30, f) %15-B4C-%37, g) %25-B4C-%16, h) %25-B4C-%30, j) %25-B4C-%37

Ortam sıcaklığında çubuk çekme işlemine tabi tutularak üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin eğme mukavemetleri değerlerinin tek bir grafiğe aktarılması durumunda, mukavemet değeri bakımından değişkenlerin etkisi daha net görülecektir. Bu değerlerin aktarılması ile oluşturulan Şekil 3.20'deki grafiklere göre, B4C takviyesi ile birlikte şekilde malzemelerin eğme dayanımları artmıştır (Şekil 3.20-a). Ancak B4C takviye oranının % 25'lere yükselmesi ile malzemelerin mukavemet değerleri düşme eğilimine geçmiştir (Şekil 3.20-a). Metal matrisli kompozitlerde optimum oranlardaki seramik takviyesi eğme dayanımını arttırırken bu oranın yükselmesi ile eğme dayanımları düşmektedir [134]. Bu durum malzemelerin porozite değerleri ile örtüşmekte olup artan porozite ile eğme dayanımları düşmüştür (Şekil 3.6-a). B4C tane boyutunun etkisi düşük deformasyon oranlarında net olarak gözlenememiştir. Deformasyon oranının artması ile birlikte daha net görülen değişime göre, B4C tane boyutunun artması ile artan eğme mukavemeti değeri düşmeye başlamıştır (Şekil 3.20-b). Mukavemet değerlerindeki bu düşüş, malzemelerin hem sertlik hem de porozite değerleri ile uyumludur. (Şekil 3.5-b, Şekil 3.6-b). Yani tanecik boyutundaki artış ile beraber malzemelerin porozite değerleri artmakta buda mukavemet değerlerini düşürmektedir.



a)

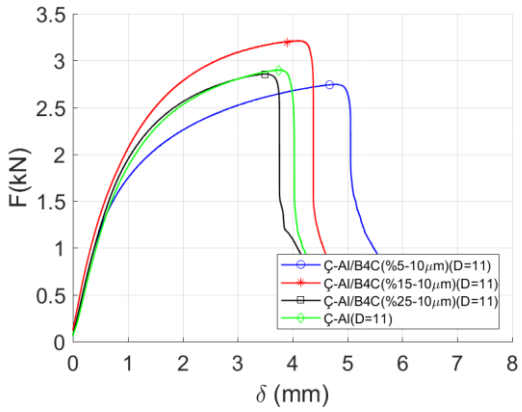


b)

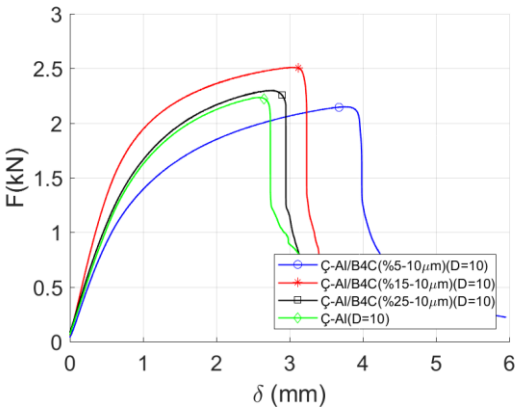
Şekil 3.20. 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi

3.3.2. T=250 ℃'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

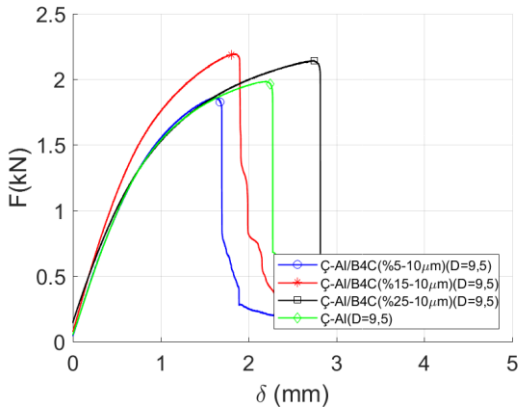
Çelik kılıflı tabakalı dairesel kompozit malzemelerin çubuk çekme işlemi için diğer bir işlem sıcaklığı 250 °C'dir. Bu sıcaklık şartında üretilen kompozit çubukların eğme deneyleri soğuk şartlarda üretilenler ile aynı koşullarda gerçekleştirilmiş ve aynı şekilde B4C tane boyutu ve B4C takviye oranına göre grafikler karşılaştırmalı olarak hazırlanarak kıyaslanmıştır. Öz malzemesindeki B4C takviye oranının bu üretim parametresi altındaki etkilerine bakıldığında ise eğme mukavemetindeki değişimler soğuk üretime göre benzer olmakla beraber değerleri farklılık göstermektedir. 10 µm boyutlu B4C ile takviyelendirilmiş kompozit malzemelerde % 5 ten % 15'e artan takviye oranı ile artan eğme mukavemeti, % 25 takviye oranına geçildiğinde düşmeye başlamıştır (Şekil 3.21-a-c). 17 µm tanecik boyutlu B4C kullanılan malzemelerde ise % 5'ten % 15'e çıkan takviye oranı ile artan mukavemet soğuk üretimin tersine takviye oranının % 25 olması ile düşme eğilimi göstermemiştir (Şekil 3.21-d-f). 58 µm boyutlu B4C taneciği içeren kompozit malzemelerde ise % 5 ve % 15'lik hacim oranına sahip malzemeler eğme mukavemeti üzerinde benzer bir yükseltme etkisi gösterirken bu oranın % 25'e çıkması ile mukavemet değerleri düşüş göstermiştir (Şekil 3.21-g-j). 250 °C sıcaklık işleminin şekil değiştirme oranı dışındaki etkisinin olduğu diğer bir nokta bu olmuştur. Bu sıcaklık şartlarında dikkat çeken diğer bir değişim B4C takviyesi içermeyen Ç-Al2024 malzemelerin eğme mukavemet değerlerinde olmuştur. Eğme mukavemet değerleri soğuk üretimde B4C takviyeli malzemelere göre düşük kalan bu malzemeler, 250 °C işlem sıcaklığı sonrası, 10 µm tane boyutunda % 5 oranında B4C içeren kompozitlere ve 58 µm tane boyutunda % 25 oranında B4C içeren kompozitlere göre daha iyi bir mukavemet değeri sergilemişlerdir (Şekil 3.21-a-g).


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

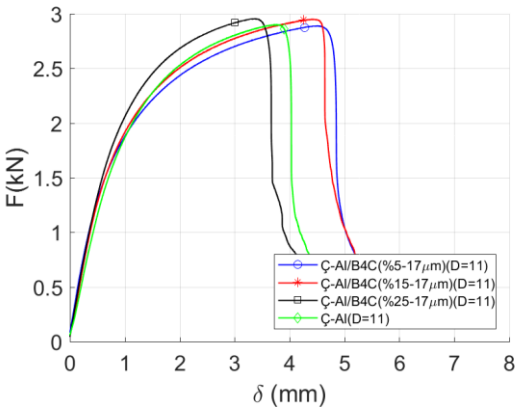
a)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

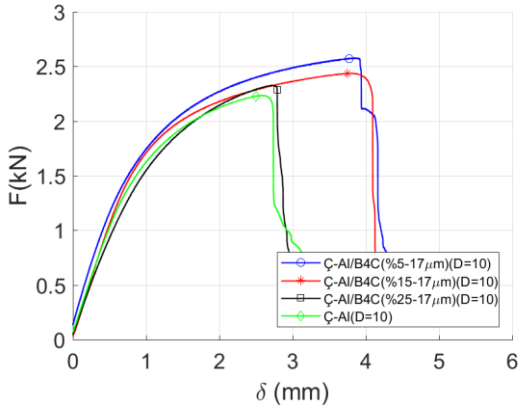
b)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

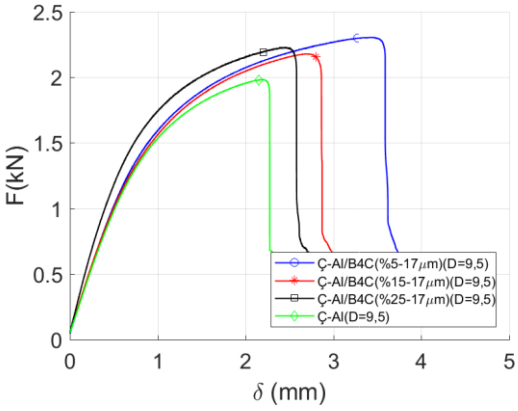
c)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

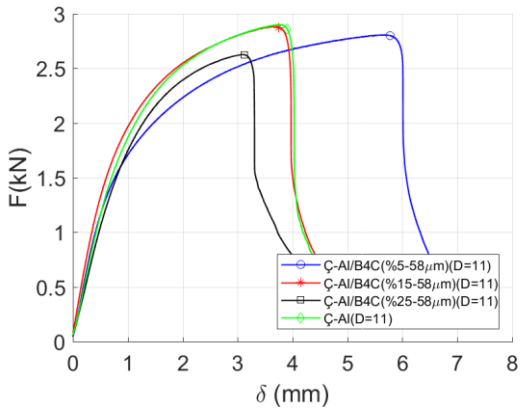
d)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

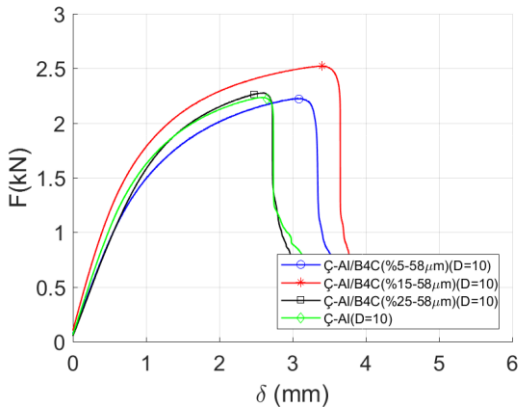
e)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

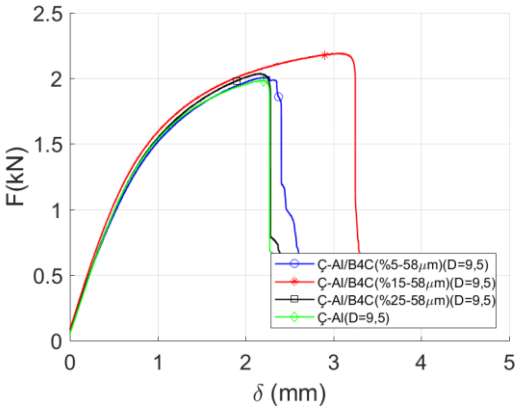
f)



g)



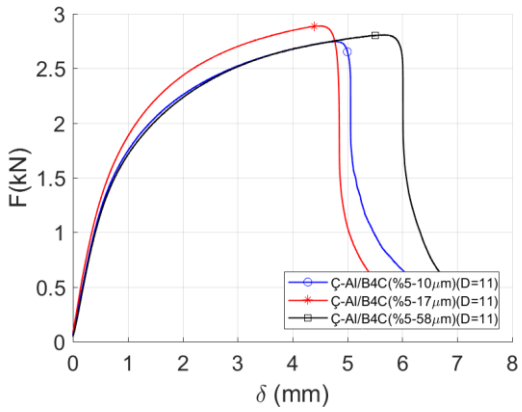
h)



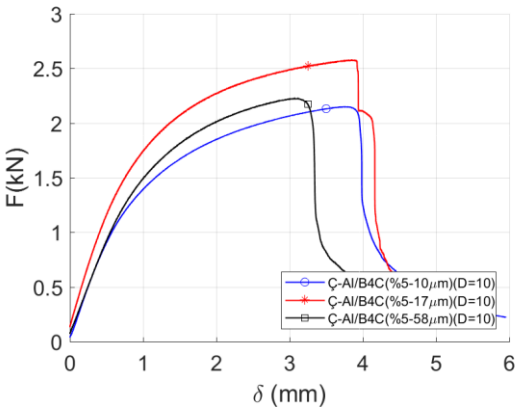
j)

Şekil 3.21. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

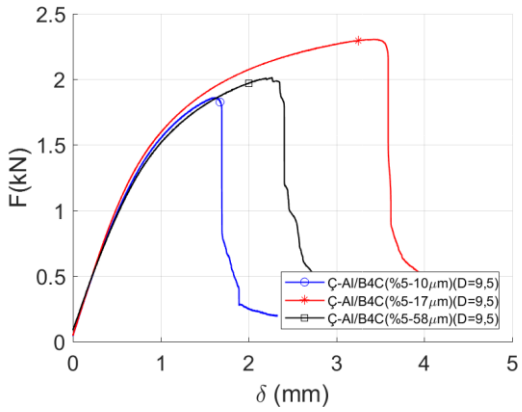
250 °C işlem sıcaklığında çubuk çekme ile üretilen tabakalı dairesel kompozit malzemelerde B4C tane boyutunun eğme mukavemetine etkisi değerlendirildiğinde farklı takviye oranlarında farklı durumların ortaya çıktığı görülmüştür. % 5 oranında B4C içeren kompozitlerde tane boyutu 10 µm'den 17 µm'ye çıkması ile artan eğme mukavemeti 58 µm tane boyutlu B4C içeren malzemelerde düşüş göstermiştir (Şekil 3.22-a-c). % 15 oranında B4C içeren malzemelerde ise B4C tane boyutunun etkisi bütün malzeme gruplarında birbirlerine yakın olup düşme ya da yükselme üzerine net bir değerlendirme yapılamamıştır (Şekil 3.22-d-f). % 25 oranında B4C içeren kompozit malzemelerde ise 10 µm B4C tane boyutundan 17 µm tane boyutuna geçerken artan eğme mukavemeti 58 µm tane boyutu ile düşüş göstermiştir (Şekil 3.22-g-j).


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=11)

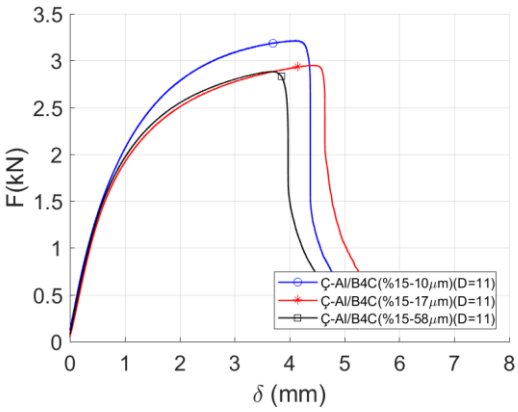
a)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=10)

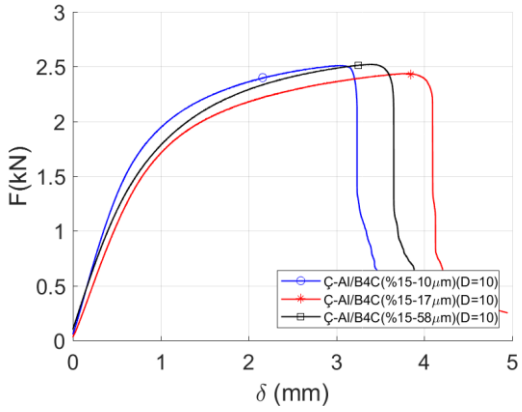
b)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=9,5)

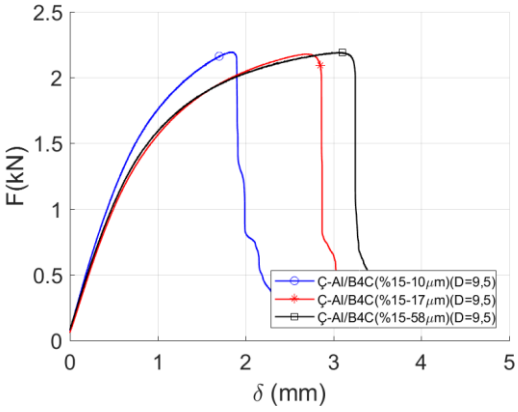
c)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=11)

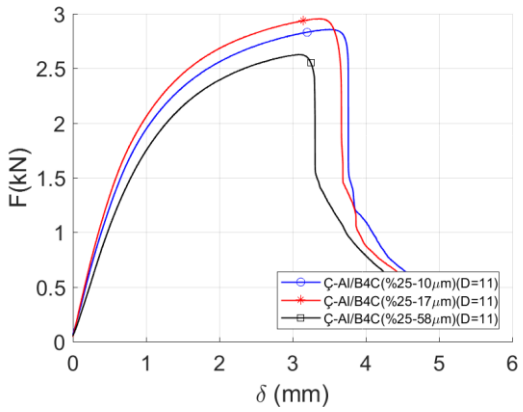
d)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=10)

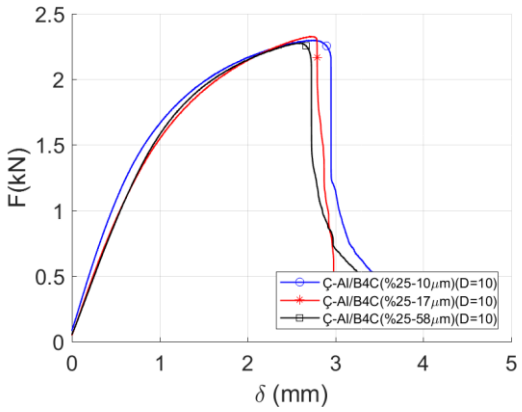
e)


F(kN)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=9,5)

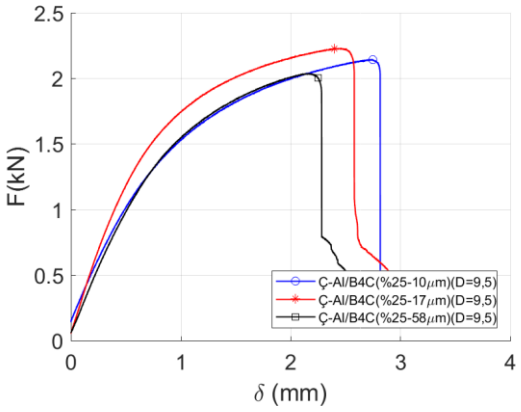
f)



g)



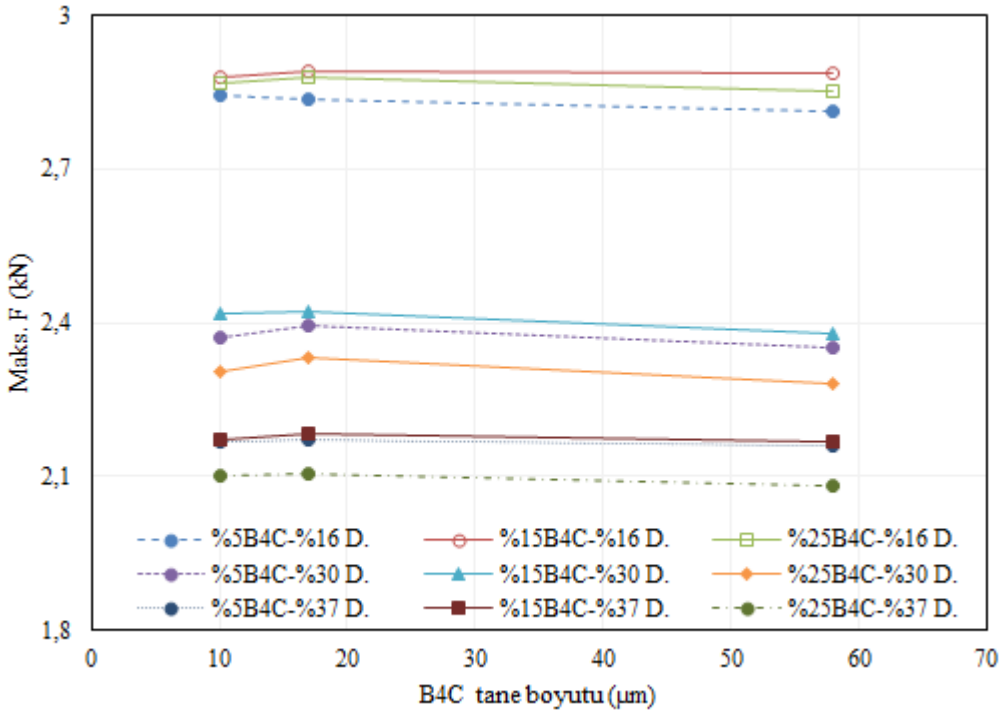
h)



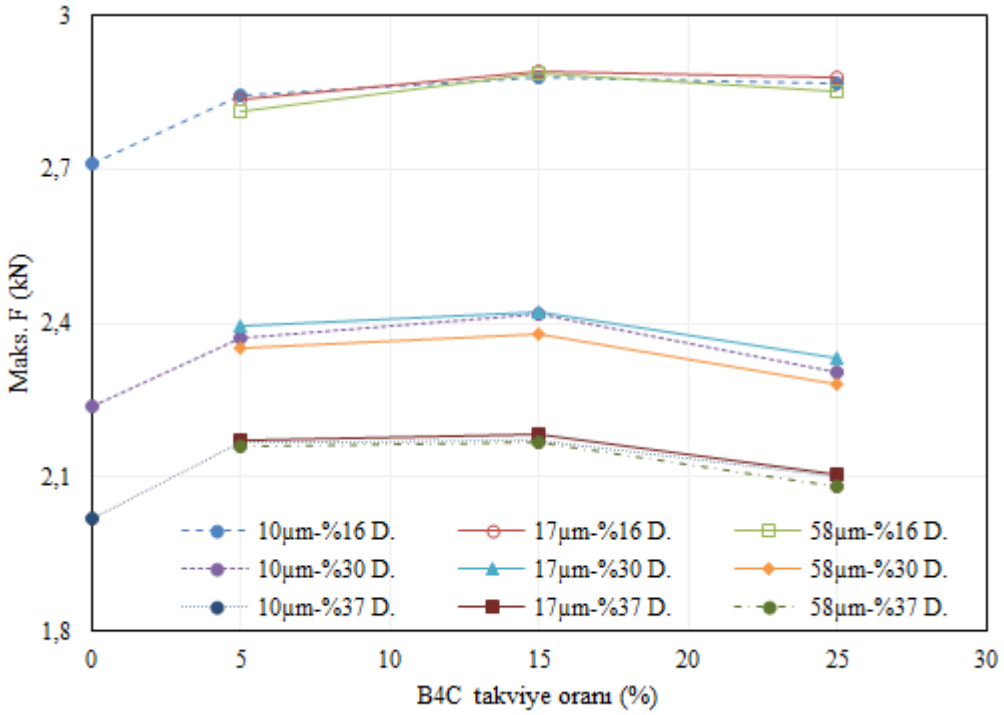
j)

Şekil 3.22. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C tane boyutuna bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(%5-B4C)-%16, b) %5-B4C-%30, c) %5-B4C-%37, d) %15-B4C-%16, e) %15-B4C-%30, f) %15-B4C-%37, g) %25-B4C-%16, h) %25-B4C-%30, j) %25-B4C-%37

250 °C sıcaklıkta çubuk çekme ile üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin eğme dayanımları tüm malzemeler için değerlendirildiğinde, soğuk üretim malzemelerin aksine mukavemet değerleri 10-17 µm B4C tanecik boyutu aralığında sınırlı bir artış ve sabit kalma durumu göstermiş, mukavemet düşüşü bu noktadan sonra gerçekleşmiştir (Şekil 3.23-b). B4C takviye oranının etkisi de benzer şekilde gerçekleşmiştir. Yani artan takviye oranı ile beklenen mukavemet düşüşü % 15 takviye oranının üstüne çıkıldıktan sonra başlamıştır (Şekil 3.23-b). 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerde olduğu gibi eğme mukavemetlerinde meydana gelen bu düşüş durumlarının temel sebebi malzemelerde meydana gelen porozite artışlarıdır (Şekil 3.10-a-c). Aynı şekilde bu sıcaklık şartında meydana gelen B4C tanecik boyutu ve takviye oranlarındaki artışa rağmen mukavemet değerlerinin korunma aralığının artması da artan işlem sıcaklığı ile birlikte porozite de meydana gelen düşüşlerdir (Şekil 3.10-a-b).



a)

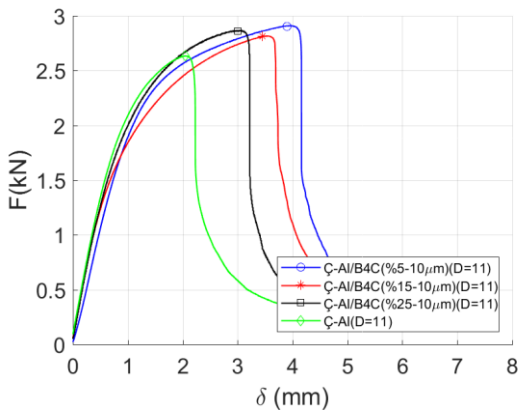


b)

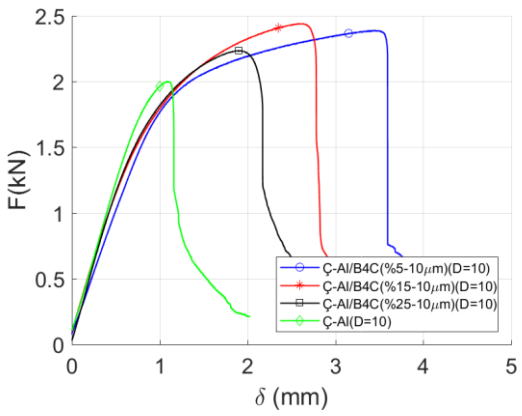
Şekil 3.23. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi

3.3.3. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

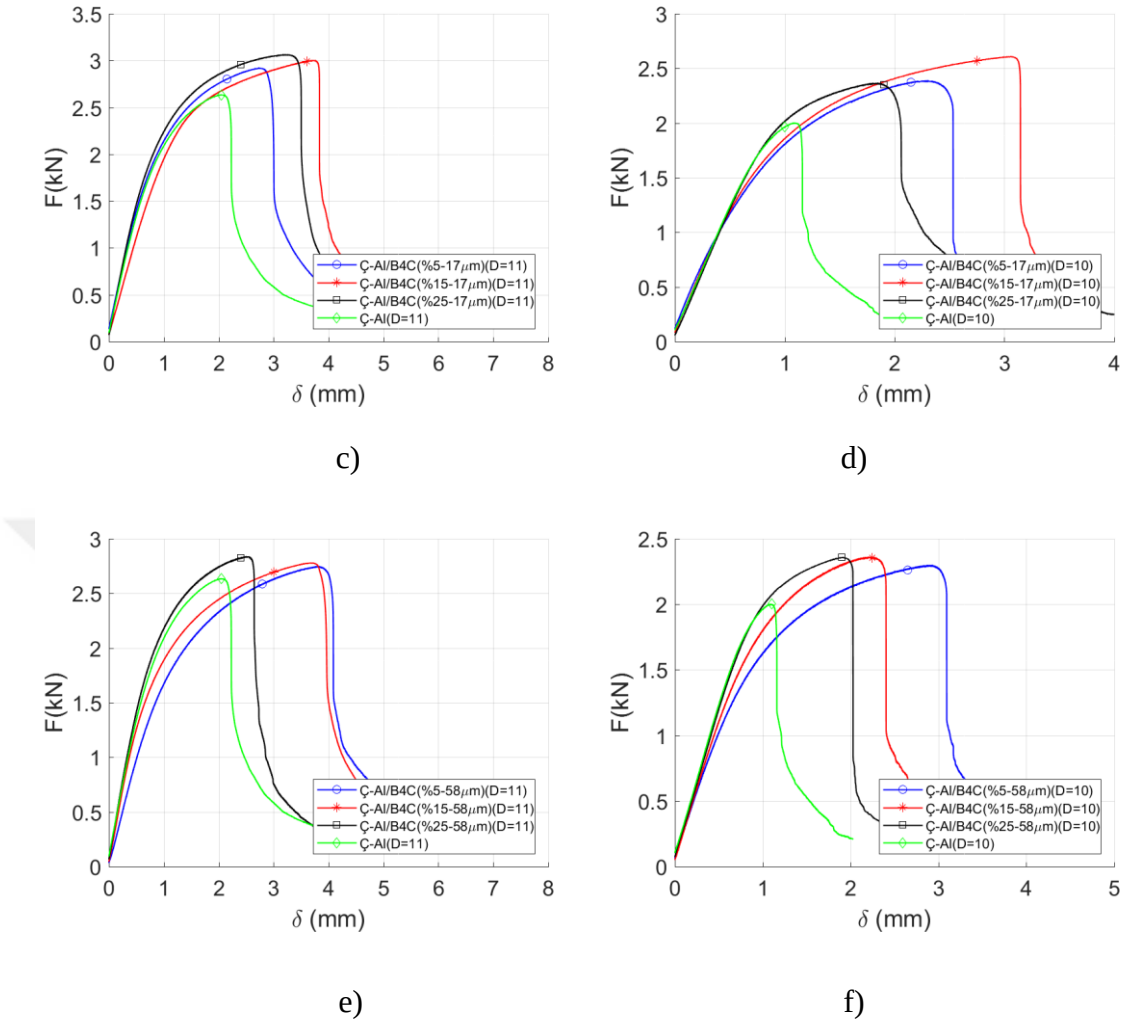
Çubuk çekme yöntemi ile üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin üretim sıcaklığı için seçilen bir diğer değer 400 °C'dir. Bu sıcaklık değeri çelik kılıf için ılık şekillendirme şartlar içerisinde kalırken, Al2024-B4C öz malzemesi için sıcak işlem aralığına girmektedir. Bu sıcaklıkta üretilen kompozitlerin eğme mukavemet değerlerin iki farklı deformasyon oranı için karşılaştırılmıştır. Çünkü % 37'lik deformasyon oranında, dairesel kompozit malzemelerin birçoğunda incelen çelik kılıf yırtılmış ve üretim sürekliliği sağlanamamıştır. Bu durum yüksek sıcaklıktaki dairesel kompozit çubuk çekme işlemlerinde bir kısıt olarak ortaya çıkmıştır. 400 ° sıcaklıkta üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin eğme mukavemetlerinde B4C takviyesi ile diğer sıcaklık grubunda olan malzemelerdeki gibi artış olmuştur. Ç-Al2024 malzeme grubuna karşı B4C takviye edilmiş malzemelerde eğme mukavemeti iyi bir artış göstermiştir (Şekil 3.24-a). Bununla birlikte B4C oranının % 5'ten % 15'e çıkması ile bu artış devam etmiş, ancak % 25 B4C oranındaki malzemelerde düşüş gerçekleşmiştir (Şekil 3.24-b-f). B4C oranına göre gerçekleşen değişim, toz boyutuna bağlı olarak değişim göstermektedir. % 5 oranında B4C içeren malzemelerde 10 µm ve 17 µm boyutunda B4C içeren malzemeler birbirlerine oldukça yakın mukavemet değerlerine sahip iken, B4C oranı % 15'e çıktığında 17 µm boyutlu B4C içeren malzemeler 10 µm ve 58 µm boyutlu B4C içerenlere göre daha iyi değerlere sahip olmuşlardır. % 25 oranında B4C içeren malzemelerde ise yine 17 µm boyutlu B4C içeren malzemeler diğer gruptaki malzemelere üstünlük göstermişlerdir (Şekil 3.24-b-f).



a)

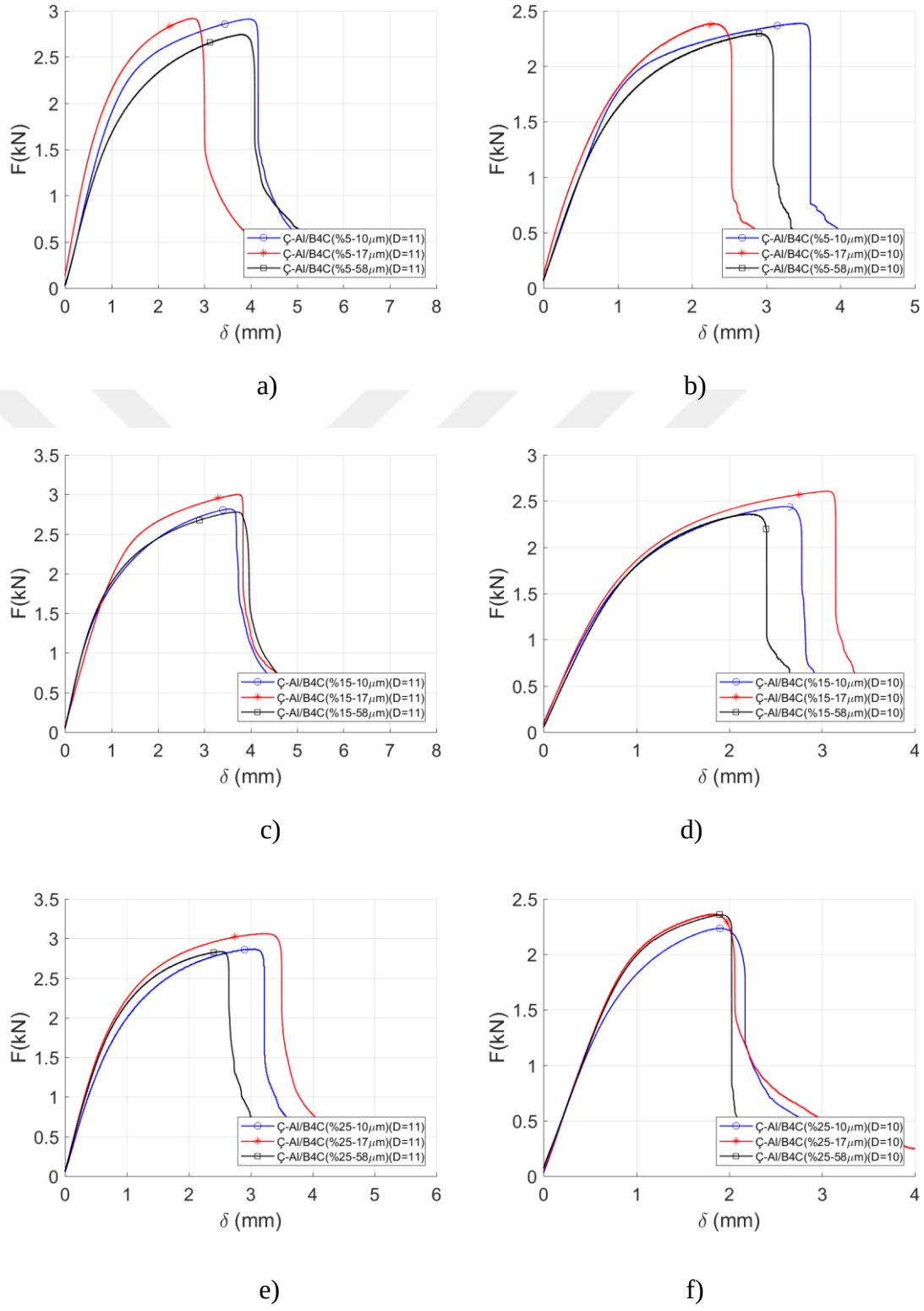


b)



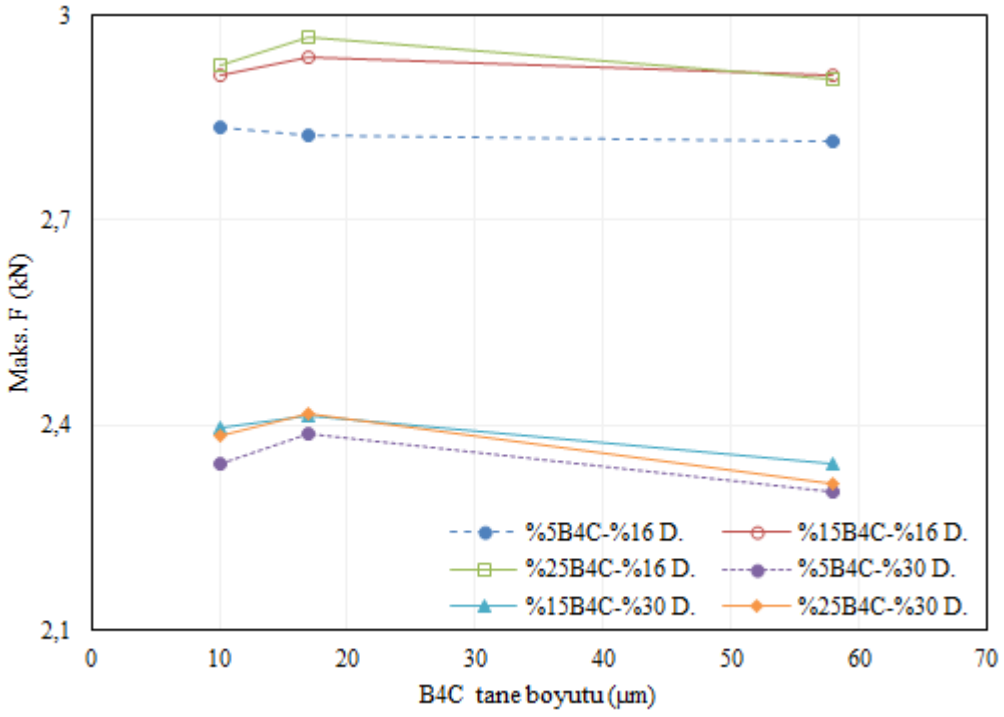
Şekil 3.24. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C takviye oranına bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm)-% 16, f) 58µm-%30

Bu malzeme grubunda B4C tane boyutunun etkisine bakıldığı zaman farklı hacim oranlarında farklı etkiler gözlemlenmiştir. % 5 oranında B4C içeren kompozit malzemelerde 10 µm ve 17 µm tanecik boyutunda olanlar eğme mukavemetini birbirine yakın oranlarda iyileştirmişler, ancak tane boyutunun 58 µm'ye yükselmesiyle mukavemet değerleri düşüş göstermiştir. % 15 oranında B4C içeren malzemelerde de benzer durum oluşmuştur. Yani 58 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde mukavemet değerleri diğer malzemelere göre düşüş göstermektedir. % 25 oranında B4C içeren malzemelerde ise tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye yükselmesiyle artan eğme mukavemet değerleri 58 µm tane boyutunda düşmektedir. Tane boyutunun eğme mukavemetinde gösterdiği değişimler farklı deformasyon oranlarında da benzer davranış göstermiştir (Şekil 3.25-a-f).

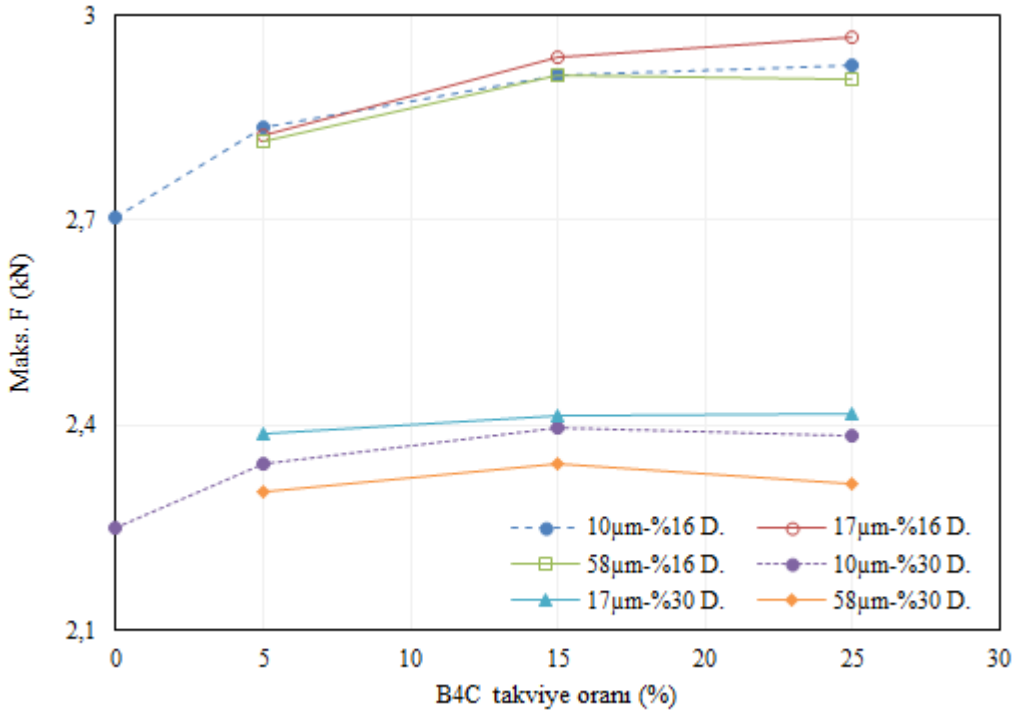


Şekil 3.25. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin B4C tane boyutuna bağlı olarak eğme dayanımlarının değişimi, a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm)-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30

400 °C sıcaklıkta üretilen malzemelere genel olarak B4C takviye oranı ve tanecik boyutunun etkisi 250 °C sıcaklıkta üretilen malzemelerde olduğu gibidir. B4C tanecik boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye artması ile meydana gelen mukavemet artışı, porozite değerlerinin daha yüksek oranda düşmesi sebebiyle daha yüksek olmuştur. B4C takviye oranının eğme mukavemetine olan etkili yüzde değeri bu sıcaklık şartında % 25 takviye oranına kadar genişlemiştir [134]. Bu malzeme sınıfında % 37 oranında deformasyon gerçekleştirilemediği için deformasyonun etkisi sınırlı şekilde değerlendirilebilmiştir (Şekil 3.26-a-b). Bu malzeme grubunun eğme mukavemet değerleri diğer sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerde olduğu gibi malzemelerin porozite değerleri ile uyuşmaktadır (Şekil 3.13). Yani poroziteyi düşüren etkenler eğme mukavemet değerlerini yükseltmiştir.



a)



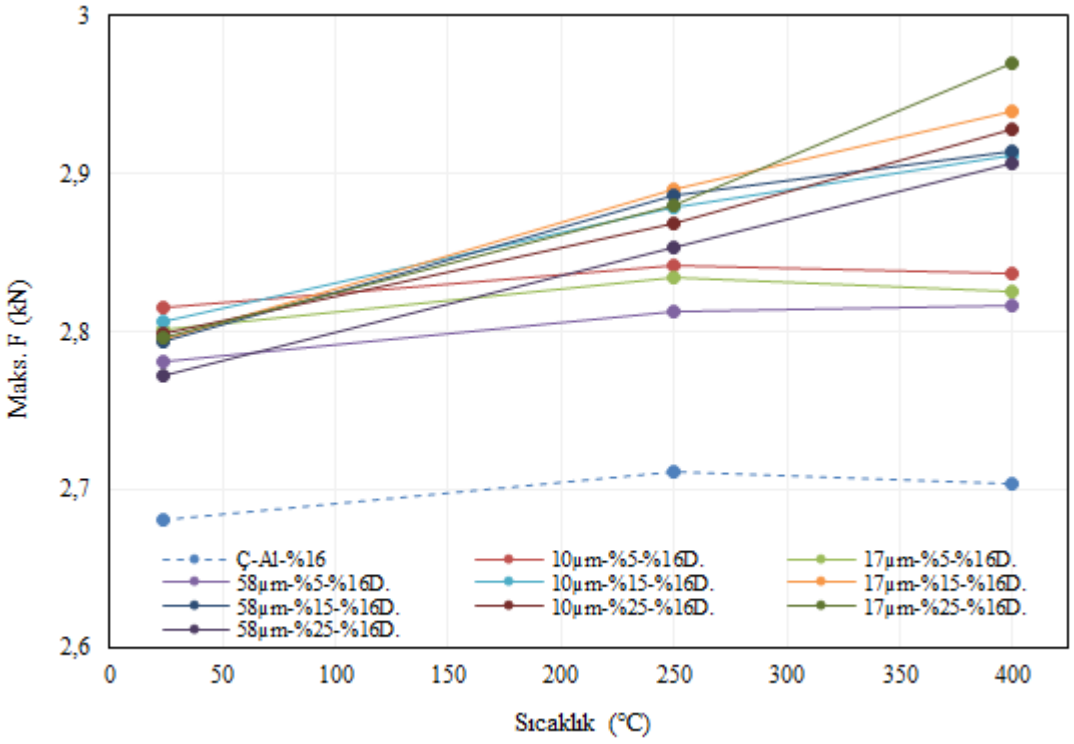
b)

Şekil 3.26. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde eğme mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranına bağlı olarak değişimi

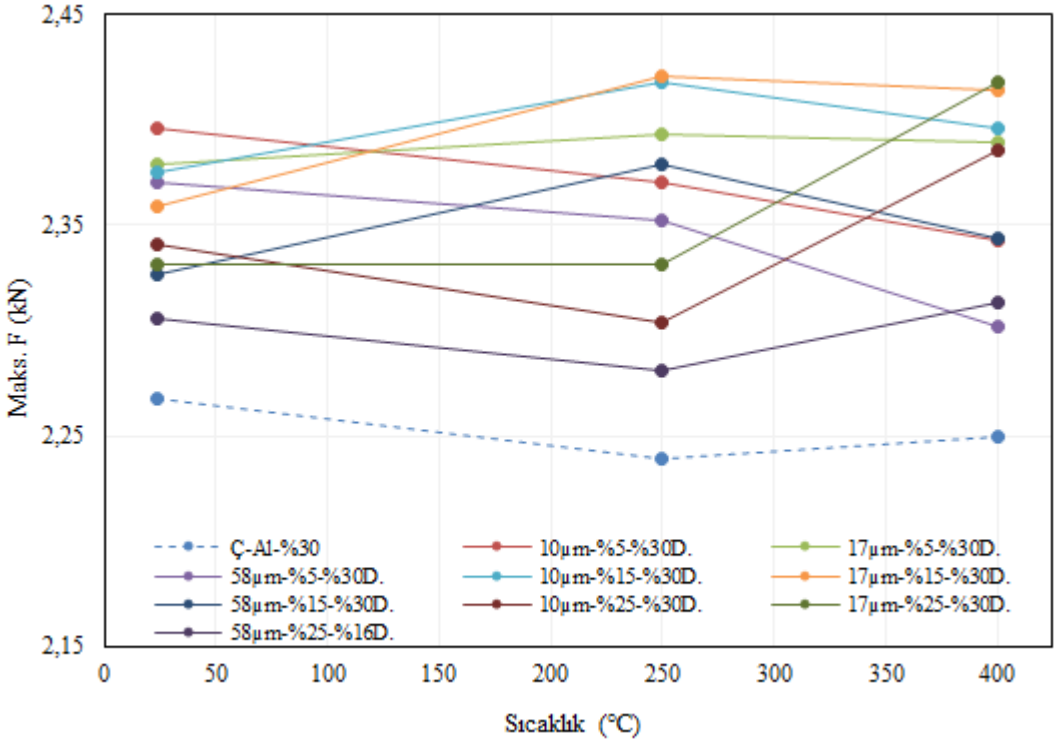
3.3.4. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Eğme Yükleri Altındaki Mekanik Davranışlarına İşlem Sıcaklığının Etkisi

Farklı sıcaklılarda üretilen malzemelerin eğme mukavemetleri kıyaslandığı zaman deformasyonun mukavemet artışında temel etken olduğu görülmüştür. Ç-Al2024 malzemelerde 24 °C ve 250 °C sıcaklıklarda üretilen malzemeler mukavemet değerleri bakımından 400 °C sıcaklıklarda üretilenlere göre çok daha iyi sonuçlar vermiştir. Ayrıca 400 °C sıcaklıkta üretilen bu malzemelerde deformasyon oranının etkisi oldukça sınırlı kalmıştır. Tabakalı dairesel kompozitlerin eğme mukavemetlerine sıcaklığının etkisine bakmak için malzemeler deformasyon oranları sabit olacak şekilde sınıflandırılmıştır. % 16 oranında deforme olan malzemelerde sıcaklığın oda şartlarından 400 °C sıcaklıklara çıkması ile mukavemet değerleri de artmış ve bu artış net olarak gözlenmiştir (Şekil 3.27-a). Bu malzeme grubu, porozitenin en yüksek olduğu grup olup, artan sıcaklık değerlerinin poroziteyi düşürme oranı da aynı şekilde yüksek olmuş ve bu mukavemet artışı net olarak görülmüştür. % 30 ve % 37 oranında deforme olan malzemelerde ise durum benzer olmakla beraber bir takım farklılıklar da mevcuttur. Öncellikle sıcaklık

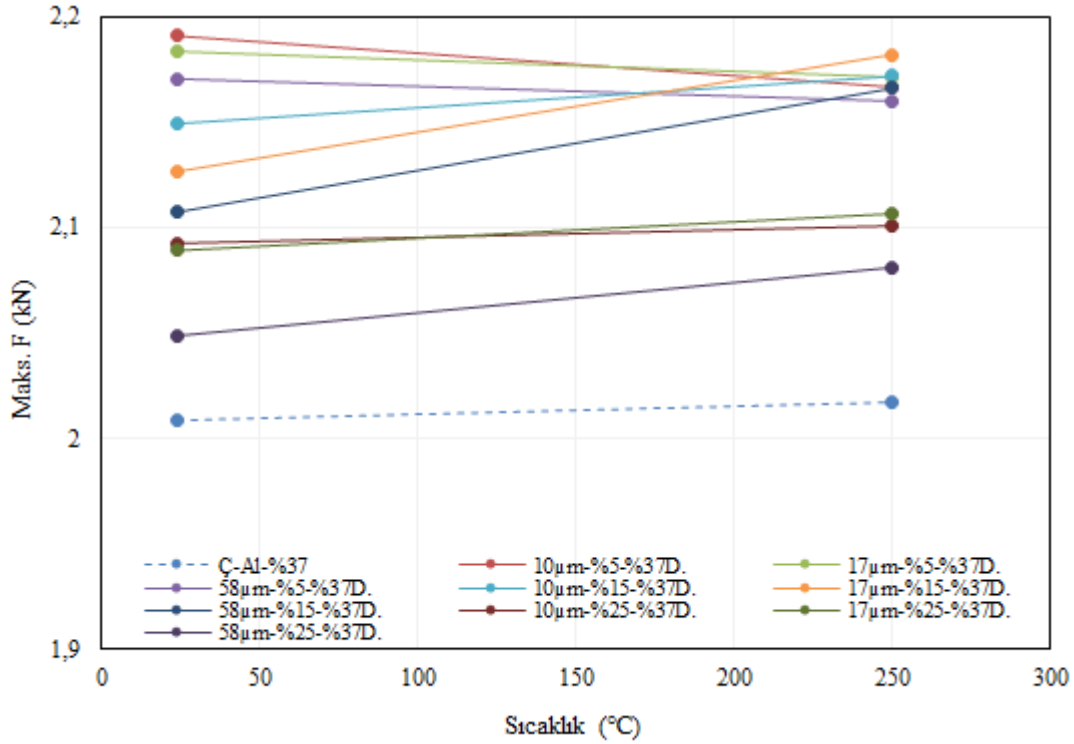
artışının eğme mukavemetini arttırıcı etkisi daha sınırlı olmuştur. Çünkü bu malzemeler yüksek oranlı deformasyon şartlarında şekillendirildiği için porozite değerleri daha düşük olup, sıcaklığın artmasının da poroziteyi düşürücü, dolayısıyla mukavemeti arttırıcı etkisi oldukça sınırlı kalmıştır. Ayrıca bu malzemelerde, yani yüksek deformasyon oranında şekillendirilenlerde, B4C takviye oranı düşük olan malzemelerde mukavemet artışı çok az olurken bu oranın yüksek olduğu malzemelerde artış daha fazla olmuştur. Bunu sebebi de yine takviye oranının artması ile porozitenin artması ve buna bağlı olarak sıcaklık şartlarının da poroziteyi düşürerek mukavemeti arttırıcı etkisinin daha yüksek olmasıdır (Şekil 3.27-b-c).



a)



b)

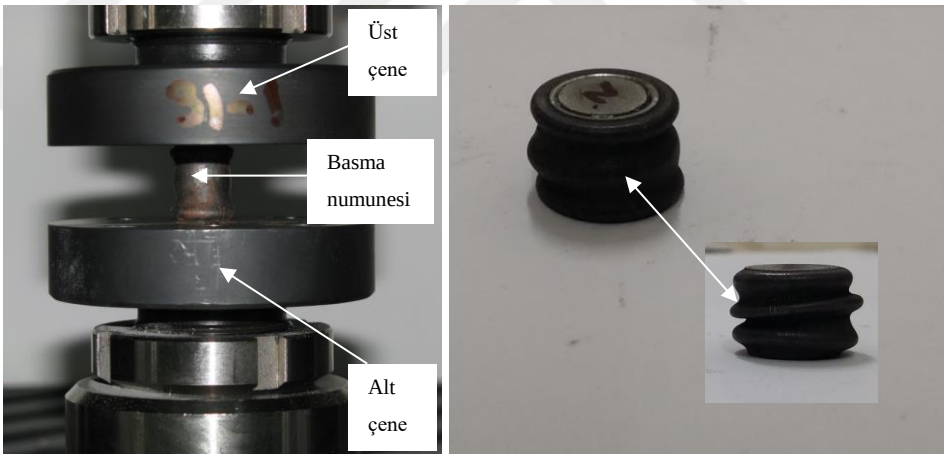


c)

Şekil 3.27. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde eğme mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi

3.3.5. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

Basma testleri ASTM E9-09 no'lu standarda göre gerçekleştirilmiştir. Bu standardın L/D oranı 2 seçilerek numunelerinin boyutları 22x11, 20x10 ve 19x9,5 mm olarak belirlenmiştir. Test hızı ise aynı standarda göre 0,002 mm/sn olarak ayarlanmış ve bu şartlar altında basma testleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.28-a). Tabakalı dairesel kompozit malzemeler basma yükleri altında kütle formunda olan malzemeler gibi bir davranış göstermemişlerdir. Yani malzemelerin şekil değiştirme davranışları bir silindir yığılması şeklinde gerçekleşmemiştir. Üretilen malzemeler çelik kılıflı ve içerisi Al/B4C metal matrisli kompozit malzeme ile dolu olup yapı itibari ile bir mil formunda olmasına rağmen, bu malzemeler basma yükleri altında dış kısımdaki çelik katmanın bir boru gibi davranması nedeni ile çoklu şekilde halka oluşumu göstererek yığılmıştır (Şekil 3.28-b). Bu durum tabakalı dairesel kompozitlerin plastik şekil değiştirme oranlarının yani tokluk değerlerinin yüksek olmasına neden olmuştur.

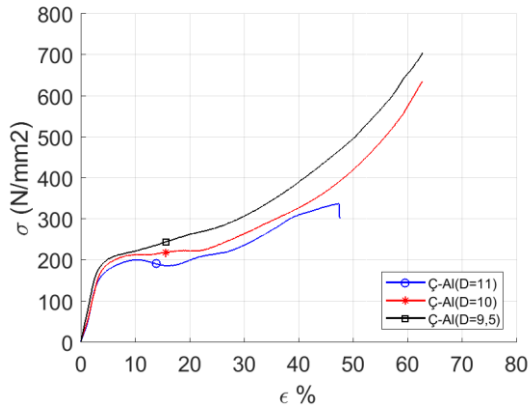


a) b)

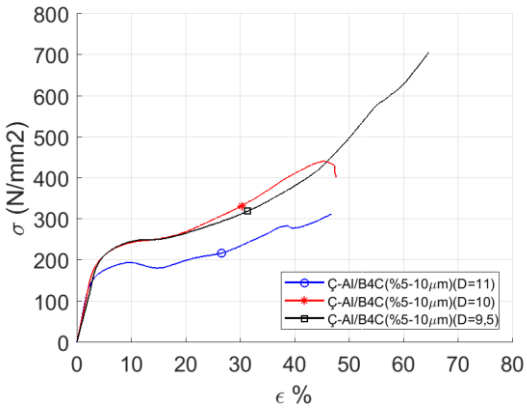
Şekil 3.28. a) Basma testlerinin uygulama prensibi, b) Tabakalı dairesel kompozitlerin basma yükleri altında şekil değiştirme davranışı (tüm kompozit malzeme çaplarında)

24 °C sıcaklık şartlarında üretilmiş tabakalı dairesel kompozitlerin basma mukavemet eğrileri karşılaştırıldığında değişimlerin temel etkeninin deformasyon oranı olduğu görülmüştür. Genel olarak tüm numune çeşitlerinde deformasyon oranının artması ile birlikte gerilme-yüzde şekil değişimi eğrilerinin altındaki alan da artmıştır. Ayrıca malzemede basma yüklerinin oluşturduğu halka şeklindeki deformasyon, eğrilerde görülen dalgalanma yerini daha düzgün bir artışın olduğu eğrilere bırakmıştır (Şekil 3.29-

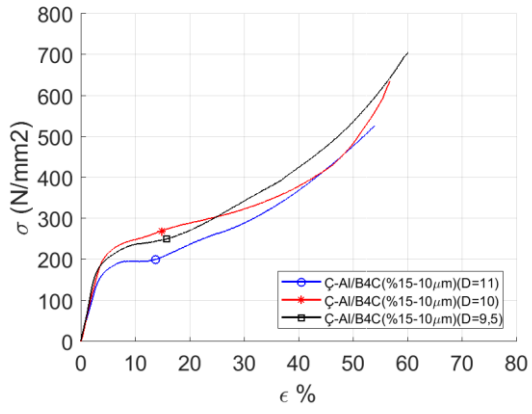
a-k). Halka oluşum deformasyonunun basma eğrilerine yansımasının en az olduğu malzeme grupları % 25-10 µm ve % 15-58 µm B4C içeren malzeme grupları olmuştur (Şekil 3.29-d ve Şekil 3.29-j). Bu durum bu malzemelerde öz bölgesinin basma yüklerini diğer malzeme gruplarına göre daha yüksek oranda taşıyabildiğini ve çelik kılıfın yükünü azalttığını göstermiştir. Ç-Al2024 malzemeler ve Ç-Al2024/B4C(% 5-10µm) malzemelerin düşük deformasyon değerlerinde üretilen (% 16 ve % 30) serilerinde ise maksimum basma yüklerine ulaşmadan çelik kılıfların yarılması nedeni ile malzemeler daha fazla yük taşıyamamış ve deneyler sona ermiştir (Şekil 3.32-a ve Şekil 3.32-b). Bu durum da öz bölgesi malzemesinin basma yükleri altında bütünleşik yapılarını koruyamayıp çelik kılıfa iç bölgeden baskı oluşturduğunu ve kılıfın hasarına neden olduğunu göstermiştir (Şekil 3.30-a). Basma numunelerinin kesit yapıları incelendiğinde ise çelik kılıfın cidar kalınlığı bozulmadan katlanarak şekil değiştirdiği, cidarda kalınlaşmalarında sadece katlanma bölgelerinde oluştuğu, Al2024/B4C öz malzemesinin ise bu şekil değişimine uyarak yığıldığı ve şekil aldığı görülmüştür (Şekil 3.30-b).



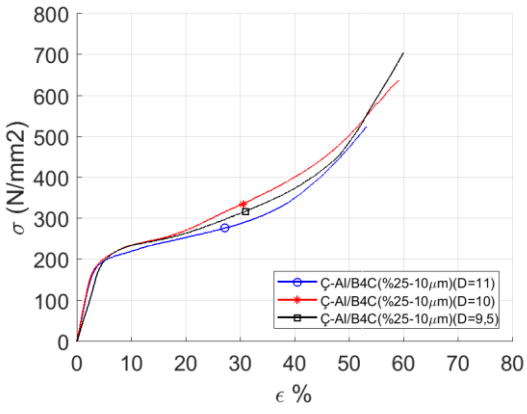
a)



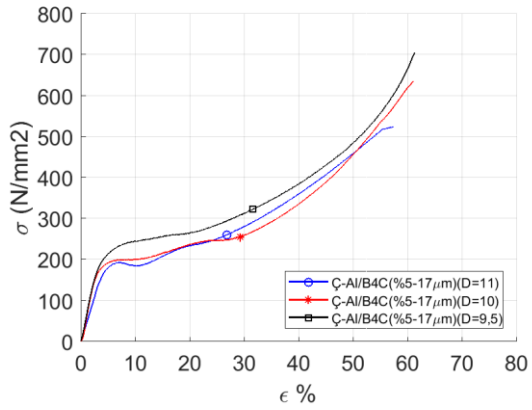
b)



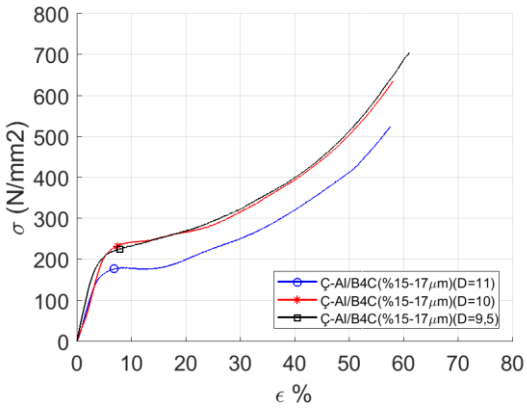
c)



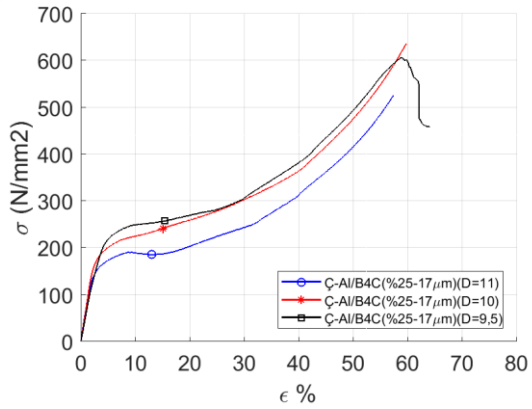
d)



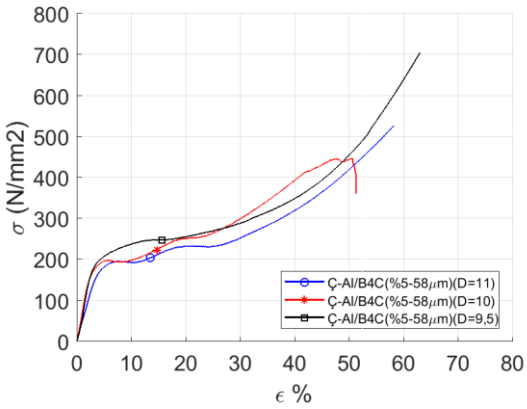
e)



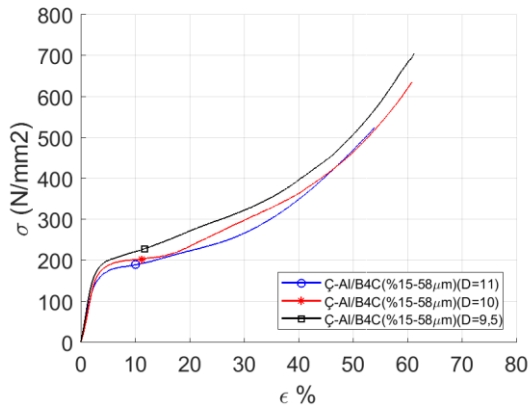
f)



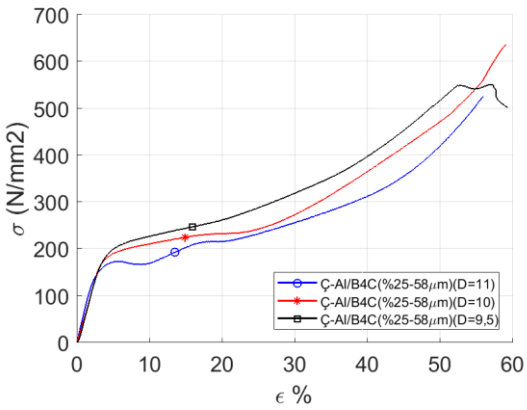
g)



h)

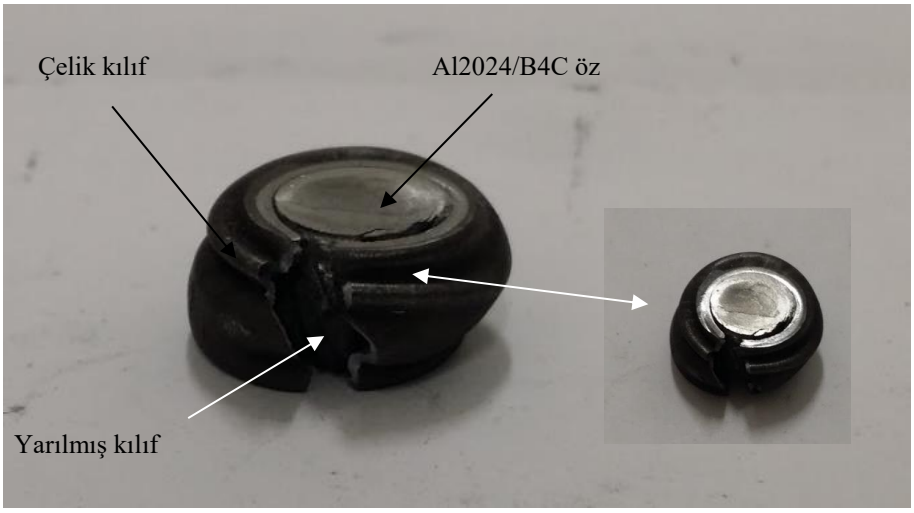


j)

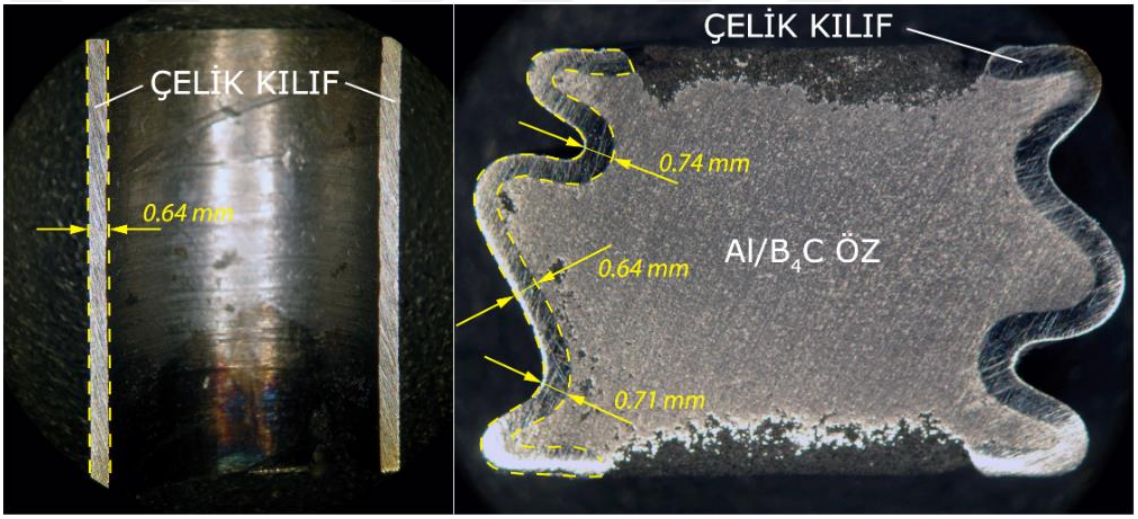


k)

Şekil 3.29. 24 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm



a)

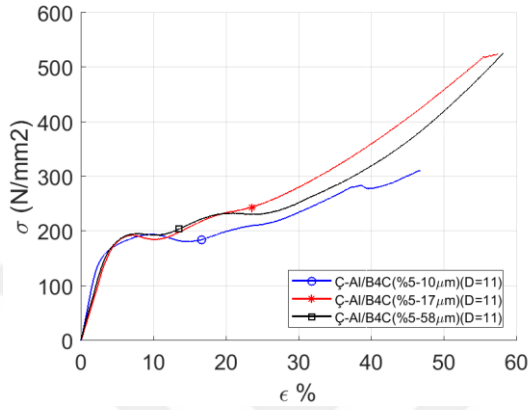


b)

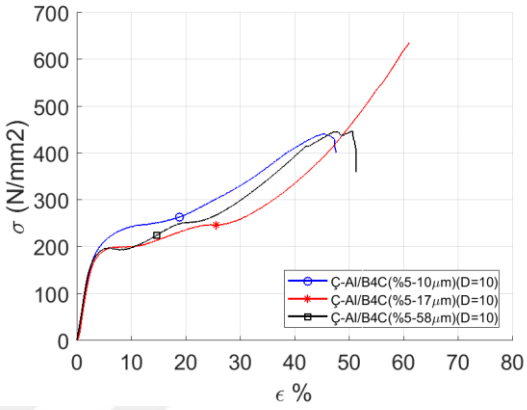
Şekil 3.30. a) Öz malzemenin bütünlüğünü koruyamaması nedeni ile çelik kılıfta oluşan yarılmalar, b) Basma deneyi sonrası şekil değiştirmiş numunenin kesit görünüşü

24 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel tabakalı kompozitlerin basma deneylerinde malzemelerin mukavemet değerleri B4C tane boyutunun değişimine farklı takviye ve deformasyon oranlarında farklı tepkiler vermişlerdir. % 16'lık deformasyon miktarı ile şekillendirilen kompozitlerde düşük oranlarda B4C içeren malzemelerde (% 5 ve % 15) B4C tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye değişmesi ile artan mukavemet, 58 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde düşüş göstermiştir. % 25 oranında B4C içeren kompozitlerde ise tane boyutunun 10 µm'den 58 µm'ye yükselmesiyle mukavemet değerleri düşmüştür. Yüksek deformasyonlu malzemelerde ise durum daha farklıdır. % 5 ve % 25 oranında

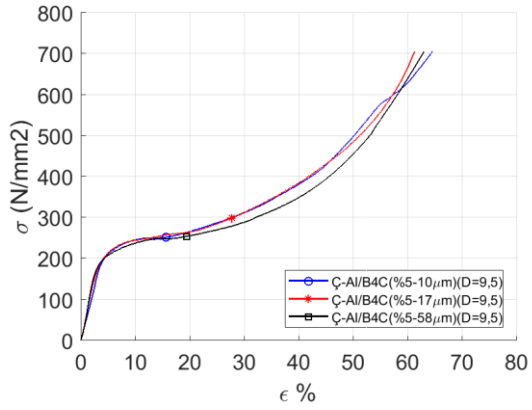
B4C içeren malzemelerde tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye geçişinde bir miktar azalan mukavemet değerleri 58 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde bir miktar yükselmiştir. % 15 B4C içeren malzemelerde de benzer bir değişim olmakla beraber, bu değişim oldukça sınırlı olmuştur (Şekil 3.31-a-k).



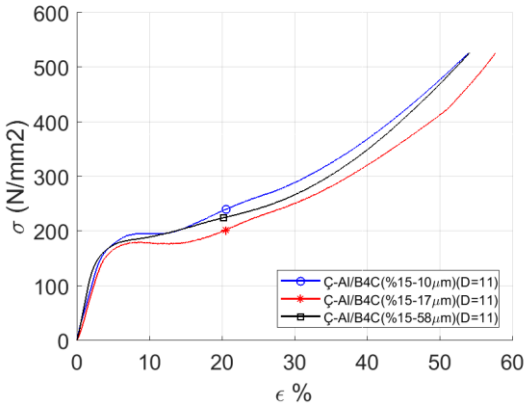
a)



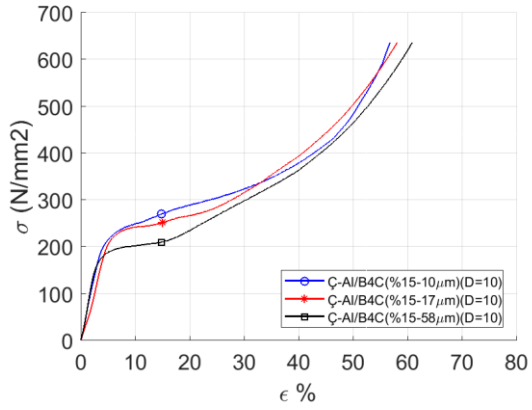
b)



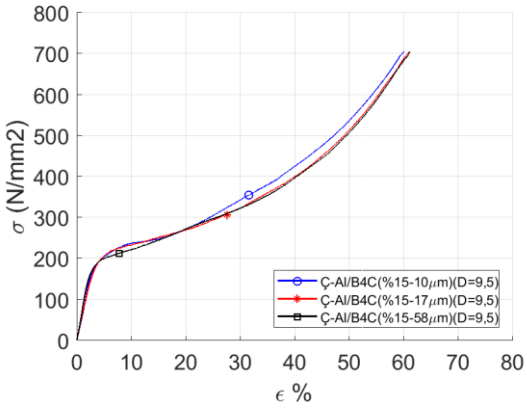
c)



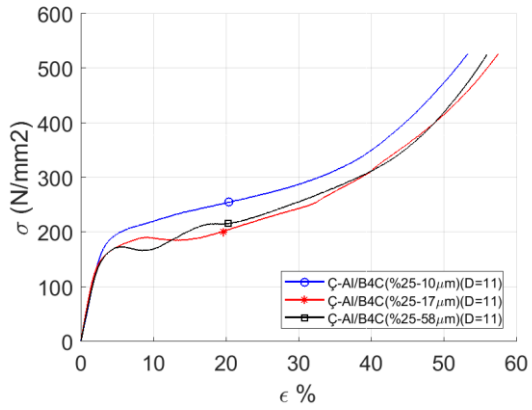
d)



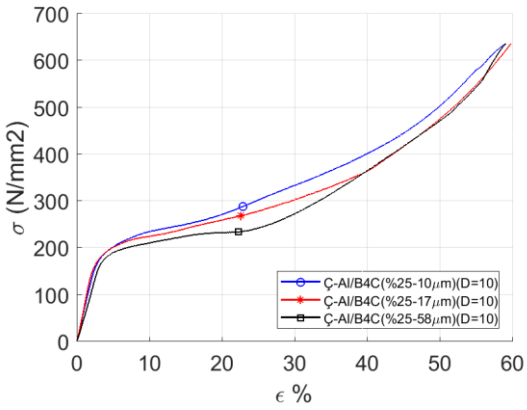
e)



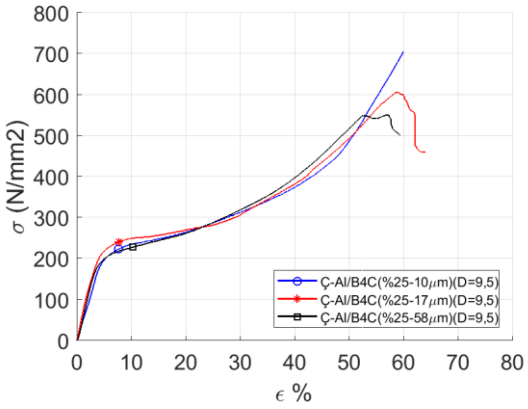
f)



g)



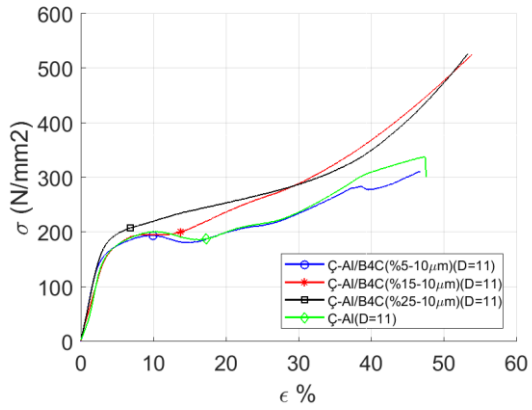
h)



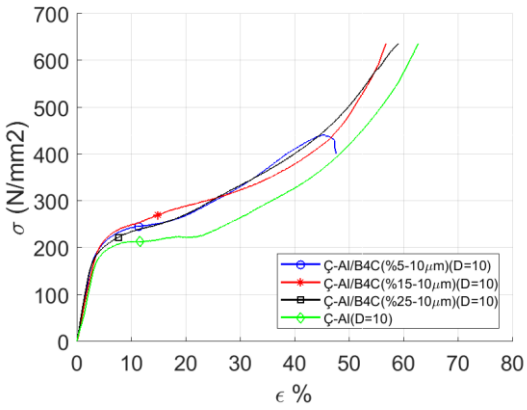
j)

Şekil 3.31. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µ)-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

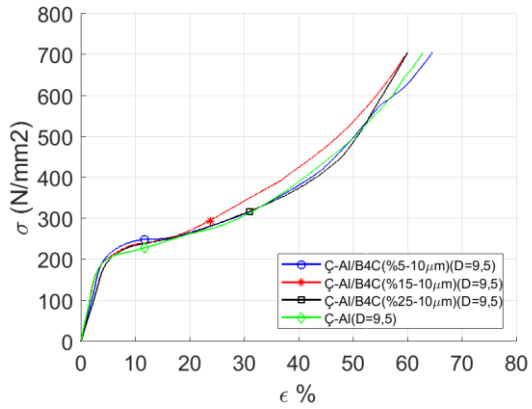
Soğuk şartlarda üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin basma deneyi eğrilerinin B4C takviye oranına göre değişimi Şekil 3.32'de verilmiştir. B4C takviye oranının etkisi, B4C tane boyutuna göre değişmektedir. 10 µm ve 17 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde B4C takviye oranının % 5'ten % 15'e çıkması ile malzemelerin mukavemet değerleri yükselmiş, % 25 takviye oranına geçildiğinde ise düşme eğilimi göstermiştir. 58 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde ise yüksek deformasyon oranı ile şekillendirilmiş malzemeler diğer malzemeler ile benzer davranışı sergilerken, yani % 5'ten % 15'e giderken mukavemet değerleri yükselip % 25'te düşerken, düşük deformasyon oranlarında ise diğer malzeme gruplarına nazaran daha düşük mukavemet özellikleri sergilemişlerdir. Ayrıca öz malzemesi % 25 oranında B4C içeren kompozit malzemelerin basma mukavemet değerleri, B4C takviyesi içermeyen Ç-Al2024 kompozit malzemelerin mukavemet değerlerinin altında kalmıştır (Şekil 3.32-a-j).


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

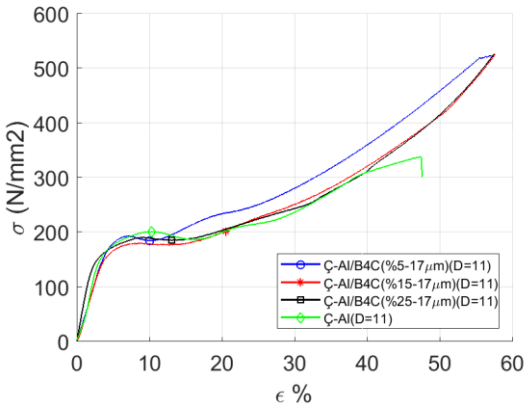
a)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

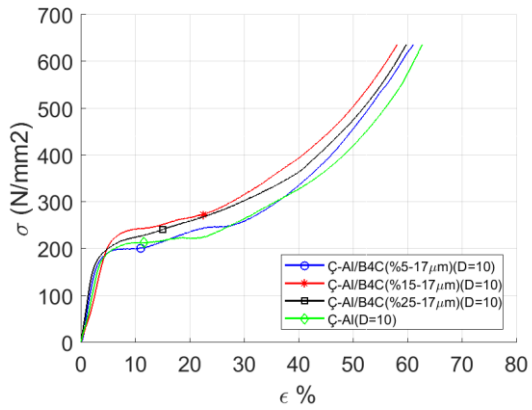
b)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

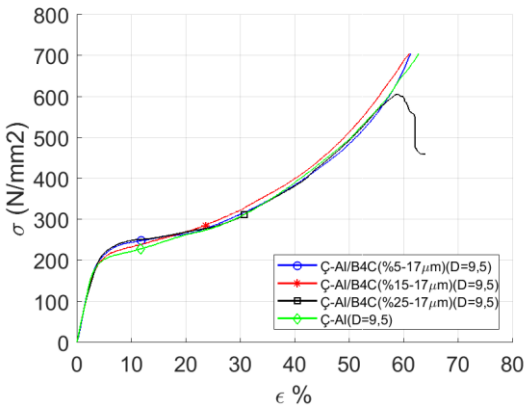
c)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

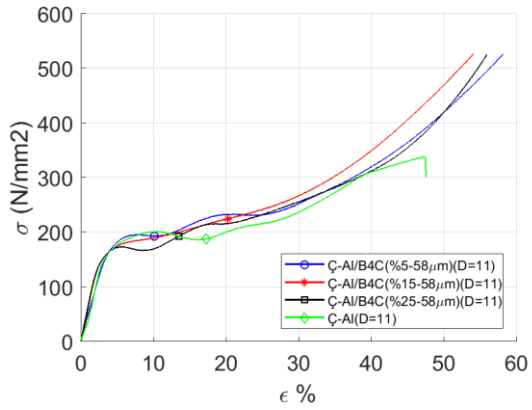
d)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

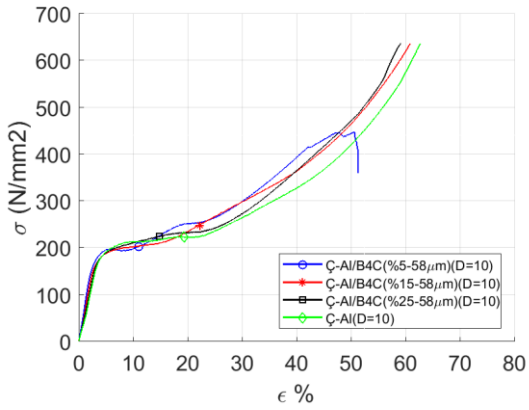
e)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

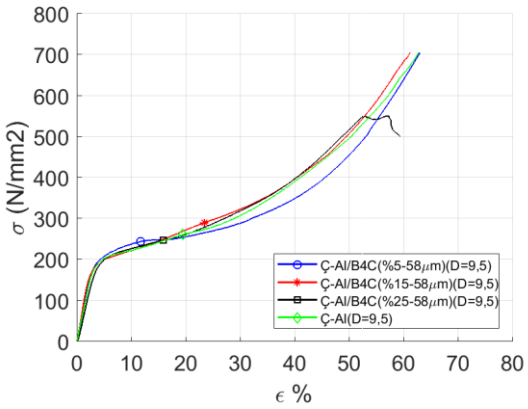
f)



g)



h)

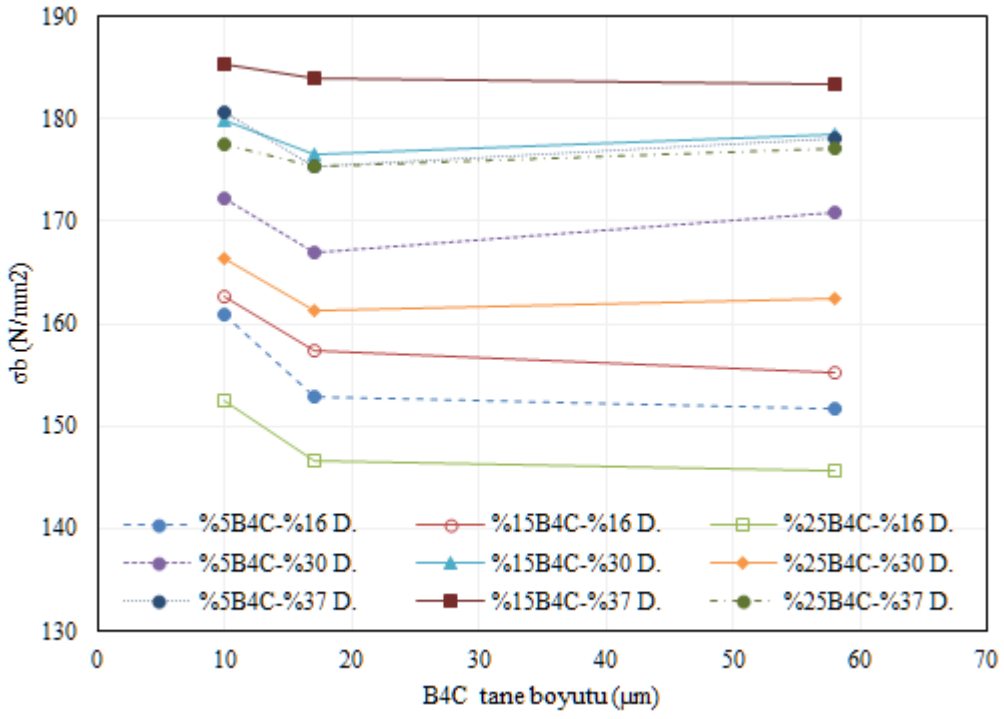


j)

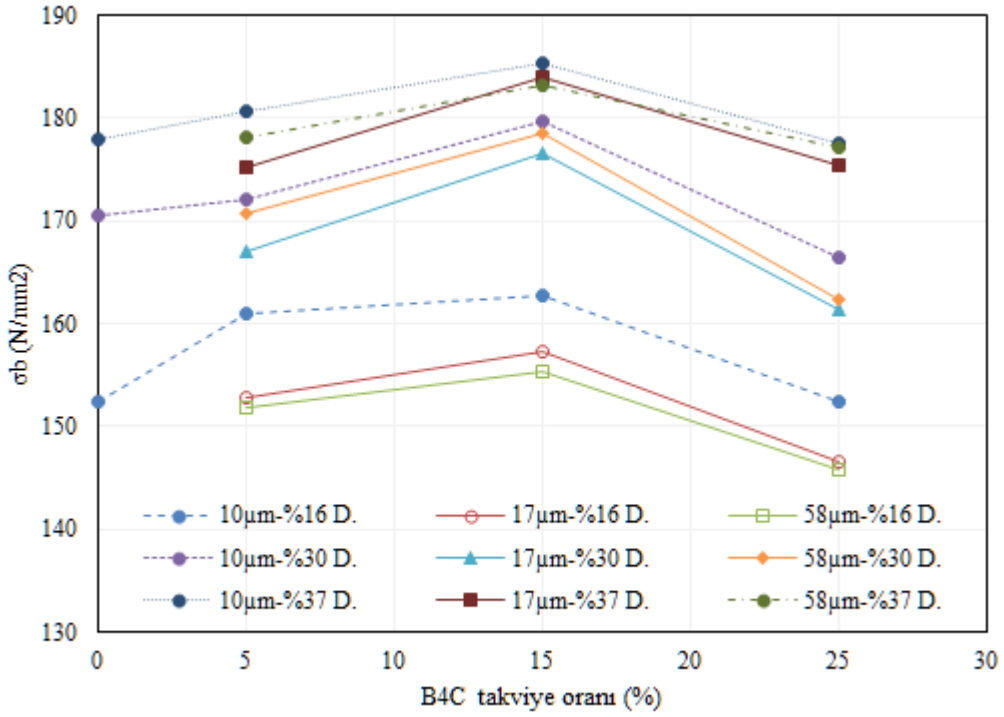
Şekil 3.32. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µ)-%30, j) 58µm-%37

Şekil 3.33, 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin akma mukavemet değerlerini deformasyon oranına, B4C tane boyutuna ve takviye oranına göre ayrı ayrı grafiklerde karşılaştırmıştır. Bu grafiğe göre, düşük deformasyon oranlarında akma mukavemeti düşük kalmış, deformasyon oranının artması ile tüm malzeme gruplarında artış göstermiştir. (Şekil 3.33-c). B4C takviyesi ve takviye oranının % 5'ten % 15'e çıkması ile artan mukavemet değerleri, bu oranın % 25'e çıkması ile tüm malzeme gruplarında düşmüştür (Şekil 3.33-b). Düşük deformasyon oranına sahip malzemeler burada diğer malzemelerden ayrılmış ve takviye oranının etkisi bu malzemelerde daha sınırlı gözlemlenmiştir. (Şekil 3.33-b). Tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye geçişinde

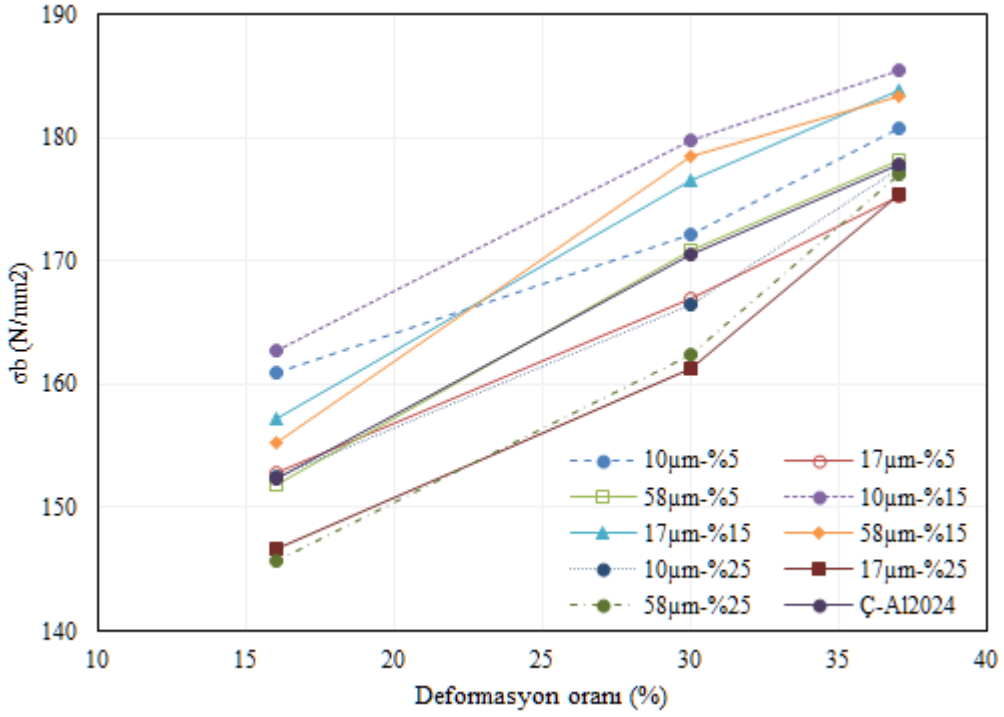
düşüş gösteren mukavemet değerleri, 58 µm'ye geçişlerde değerlerini muhafaza etmişlerdir. Burada tane boyutunun artışının poroziteyi arttırması etkili olmuştur. Tabakalı dairesel kompozitlerin akma mukavemetlerini belirleyen iki önemli etken kılıf sertliği ve B4C takviye oranı olmuştur. Öncelikle kılıf sertliği yüksek olan malzemeler mukavemet bakımından daha iyi sonuçlar vermiştir (Şekil 3.5-a-f). Bununla beraber öz malzemesinin basma mukavemetinin maksimum değerlerini veren bir takviye oranı vardır [134]. Bu takviye değerine kadar yükselen mukavemet, bu değerin üstünde matris-takviye ara yüzeyinin zayıflaması ile düşüşe geçmektedir. Bu malzeme grubu için bu değer % 15 civarları olmuştur. Dolayısıyla % 25 B4C takviye oranlarına çıkılınca akma mukavemeti düşmüştür. Deformasyon oranı yüksek olan, 10 µm boyutlu ve % 15 oranında B4C içeren kompozit malzeme bu sıcaklık şartında en iyi mukavemet özelliğini sergilemiştir.



a)



b)

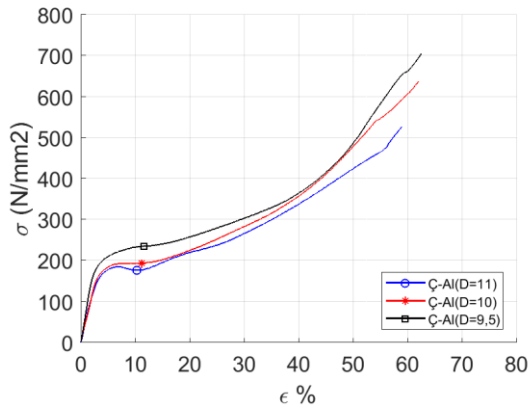


c)

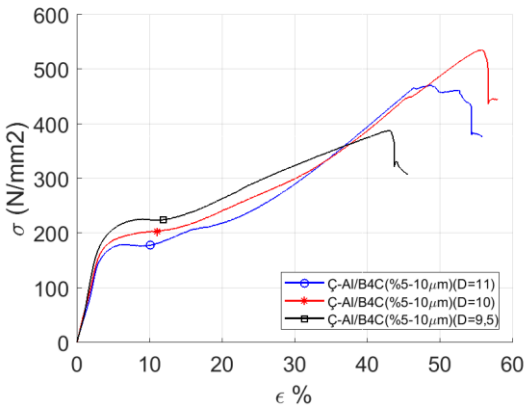
Şekil 3.33. 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

3.3.6. T=250 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

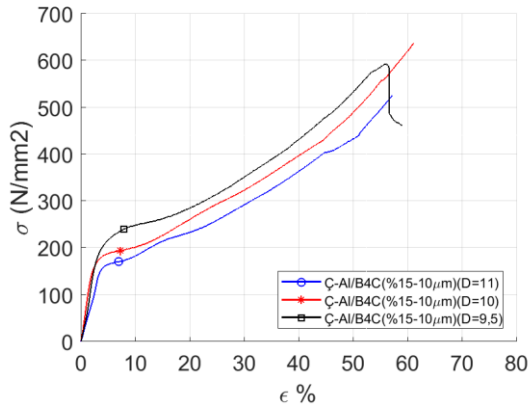
250 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin basma mukavemet değerlerinin değişiminde yine deformasyon oranı önemli bir etken olmuştur. B4C takviyesi içermeyen Ç-Al2024 ve B4C takviyesi içeren Ç-Al2024/B4C kompozit malzemelerde deformasyon oranının artması ile basma mukavemeti artmıştır. Deformasyon oranının artması ile artan mukavemet değerlerinde en net değişim, % 5 ve % 15 oranında 5 µm boyutlu B4C içeren kompozit malzemelerde görülmüştür. Çelik kılıfın yarılması ile sonuçlanan basma testleri bu sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde daha çok görülmüştür. Yüksek deformasyon ile mukavemeti artan malzemeler, yarılarak erken hasara uğramaları nedeni ile tokluk değerlerinde düşüş yaşamışlardır. Bu durum, sıcaklık şartlarının öz malzemesinin mukavemet değerini düşürmesi ve böylece basma yükü taşıma kapasitesini azalttığını göstermiştir (Şekil 3.34-a-k). Bu davranış malzemelerin sertlik değerleri ile de örtüşmektedir (Şekil 3.9-a-c). 24 °C sıcaklık şartlarında düşük deformasyon ile şekillendirilerek üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin basma deneyi grafiklerinde net olarak görünen ancak deformasyon oranının artması ile gözlemlenmesi zorlaşan halka şekilli deformasyon davranışı, bu sıcaklık şartlarında üretilen yüksek deformasyonlu ürünlerin grafiklerinde de gözlemlenebilmiştir (Şekil 3.34-b-c).



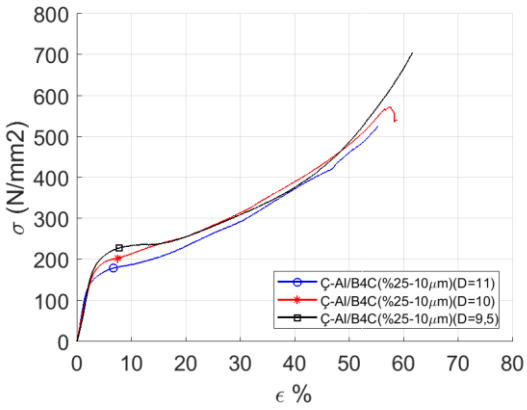
a)



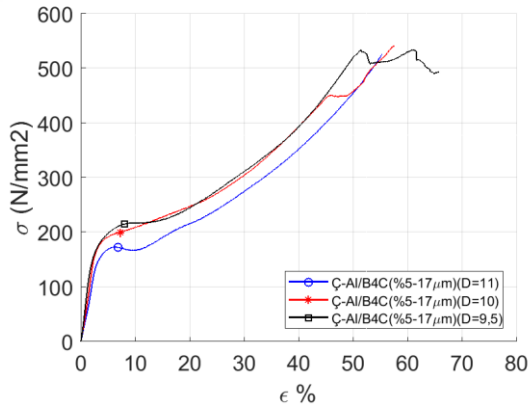
b)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)

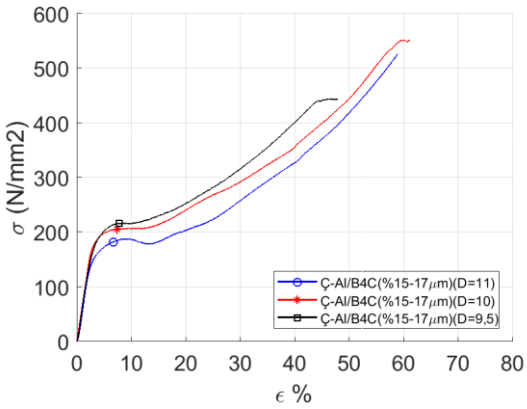
c)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)

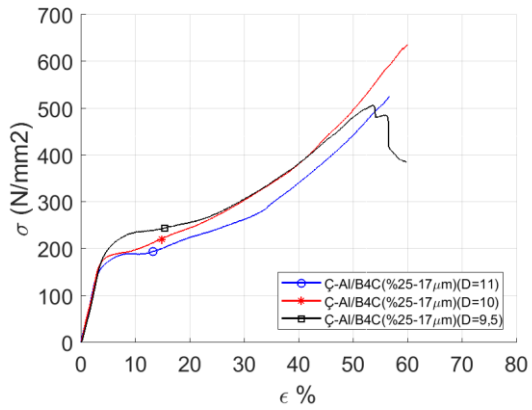
d)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)

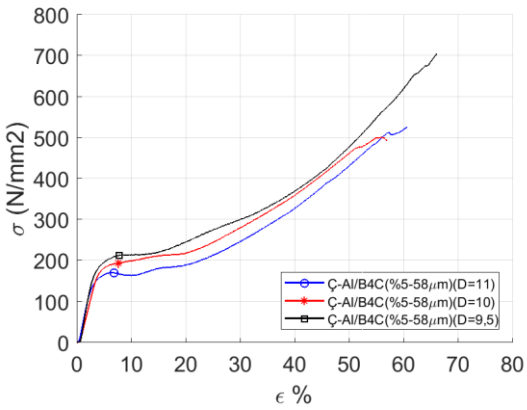
e)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)

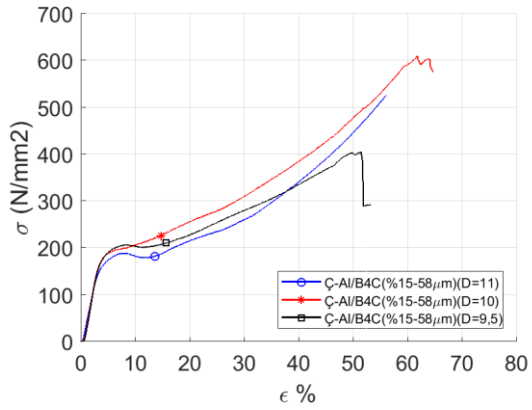
f)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)

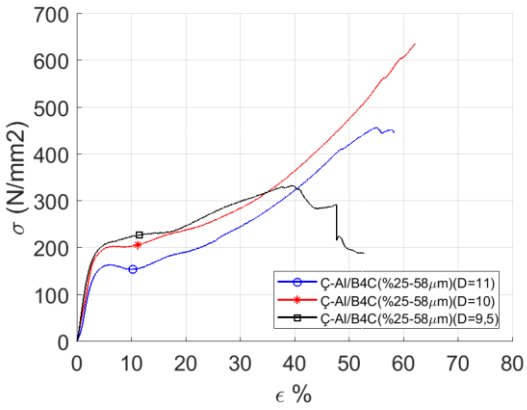
g)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=9,5)

h)



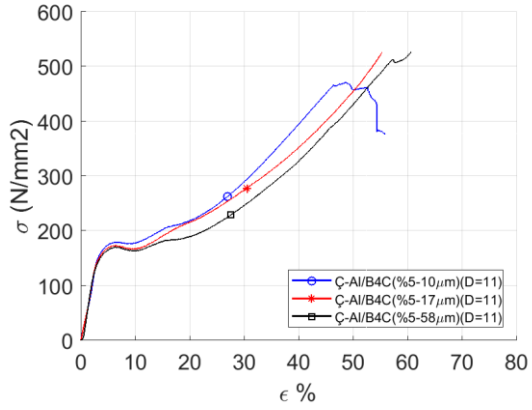
j)



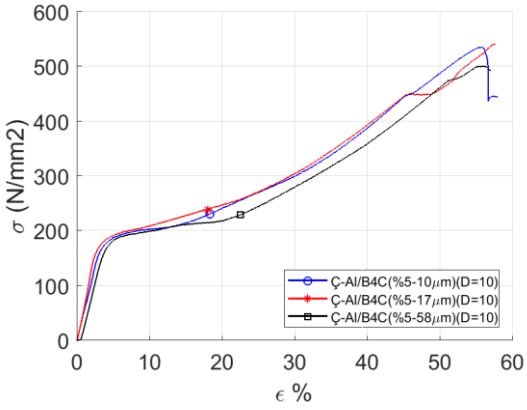
k)

Şekil 3.34. 250 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm

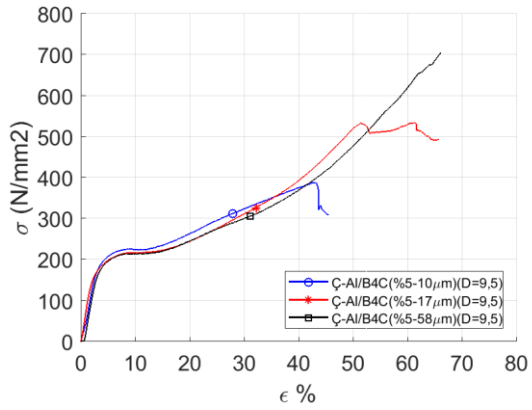
250 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerin basma mukavemetleri, genel olarak tüm deformasyon şartlarında (% 16, % 30 ve % 37) B4C tane boyutunun 10 µm'den 58 µm'ye doğru arttırılması ile düşük göstermiştir. Bu düşüş durumu % 5 ve % 15 B4C içeren kompozitlerde daha net görünürken % 25 oranında B4C içeren kompozitlerde değerlerin birbirine daha da yaklaşması nedeni ile daha sınırlı bir hal almıştır. Bu sıcaklık şartlarında da deformasyon ile net bir şekilde artan mukavemet değerleri, B4C tane boyutunun değişimi ile sınırlı oranda bir değişim tepkisi vermiştir. Üç farklı B4C takviye oranında da basma mukavemetine en yüksek oranda katlı veren B4C takviye boyutu 10 µm olmuştur (Şekil 3.35-a-j).



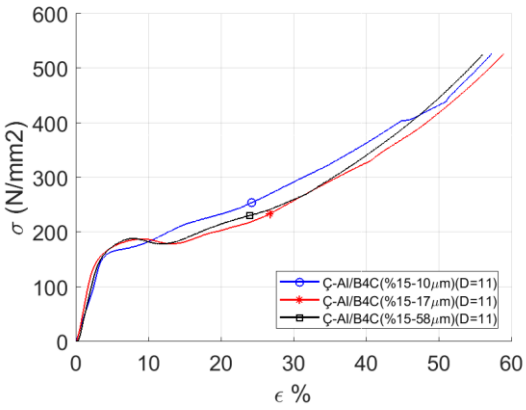
a)



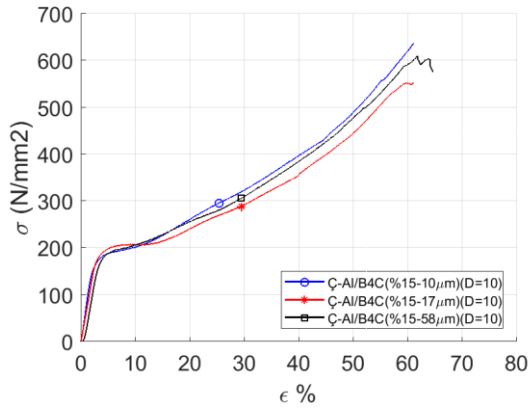
b)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=9,5)

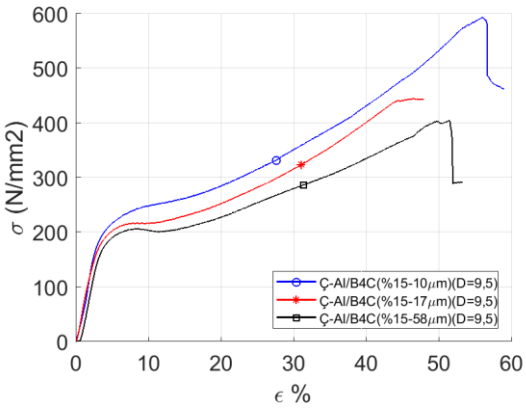
c)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=11)

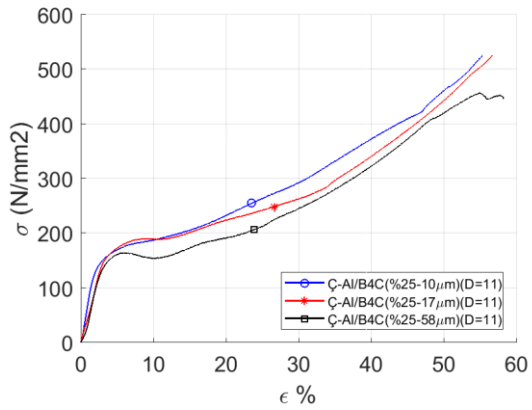
d)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=10)

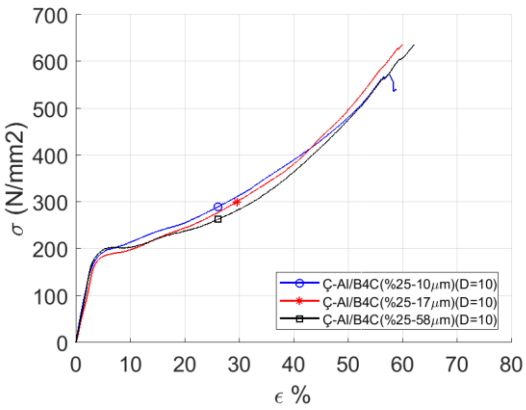
e)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=9,5)

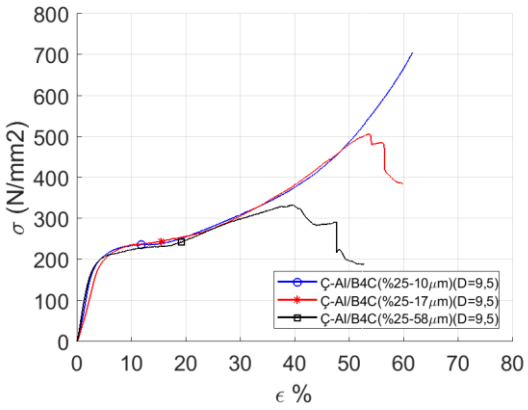
f)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=11)

g)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=10)

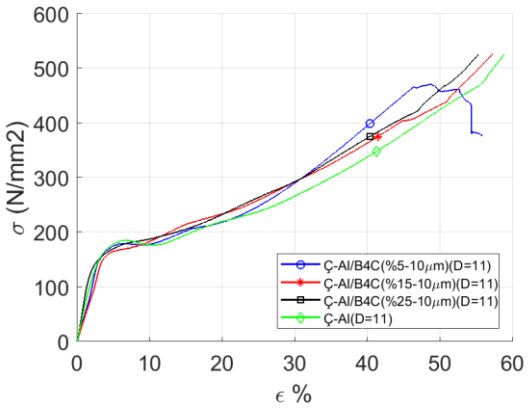
h)



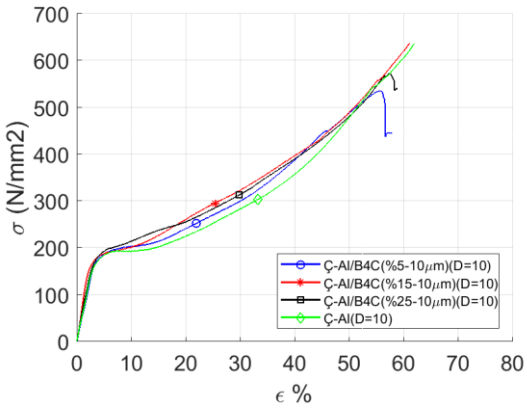
j)

Şekil 3.35. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

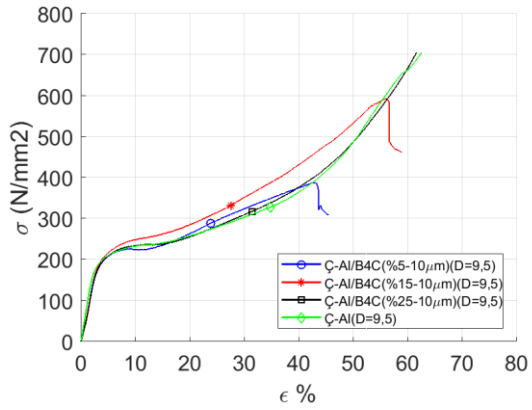
B4C takviye oranının etkisi, tane boyutuna göre farklılık göstermiştir. 10 µm tane boyutlu takviye içeren kompozit malzemelerde takviye oranı % 5 ve % 15 iken birbirine yakın olan mukavemet değerleri % 25 oranda bir miktar düşme yaşamıştır. Ancak 17 ve 58 πm boyutlu B4C içeren kompozit malzemelerde ise B4C takviye oranının % 5'ten % 25'e doğru artması ile mukavemet değerleri yükselmiştir. B4C takviyesi, takviyesiz Ç-Al2024 malzemelere göre her şartta bir mukavemet üstünlüğü sağlayamamıştır. 10 ve 17 µm boyutlu B4C takviyesinde % 5, % 15 ve % 25 oranında yapılan takviye, mukavemet değerlerini arttırırken, 58 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerin % 5 ve % 15 oranında takviyelendirildiği malzemeler, takviyesiz malzemelere bir mukavemet üstünlüğü saylayamamıştır (Şekil 3.36-a-j).



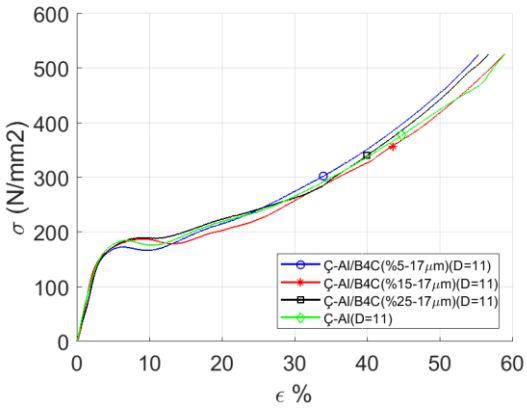
a)



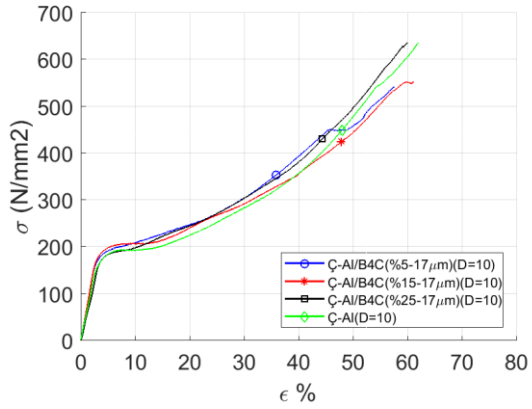
b)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

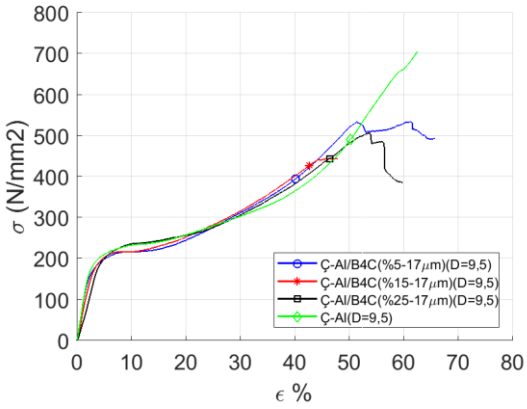
c)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

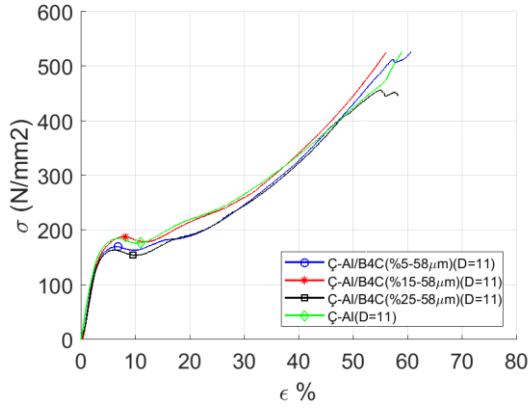
d)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

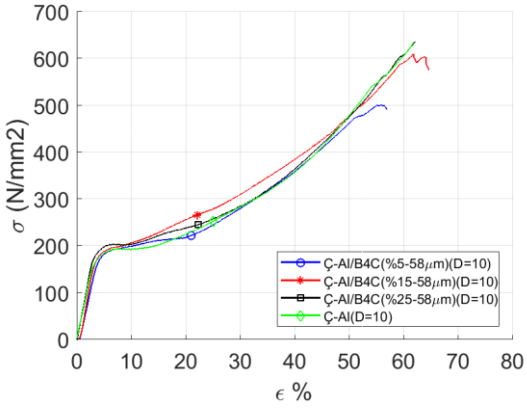
e)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

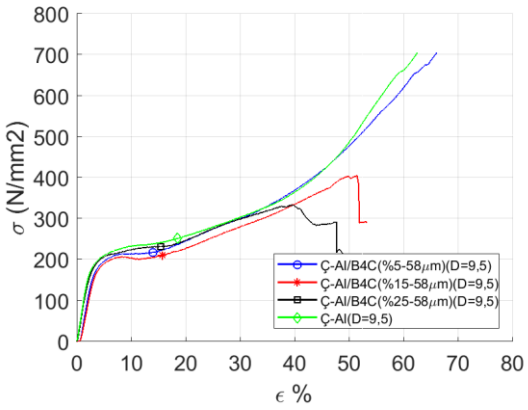
f)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

g)


σ (N/mm2)
ϵ %
Ç-Al/B4C(%5-58μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-58μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-58μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

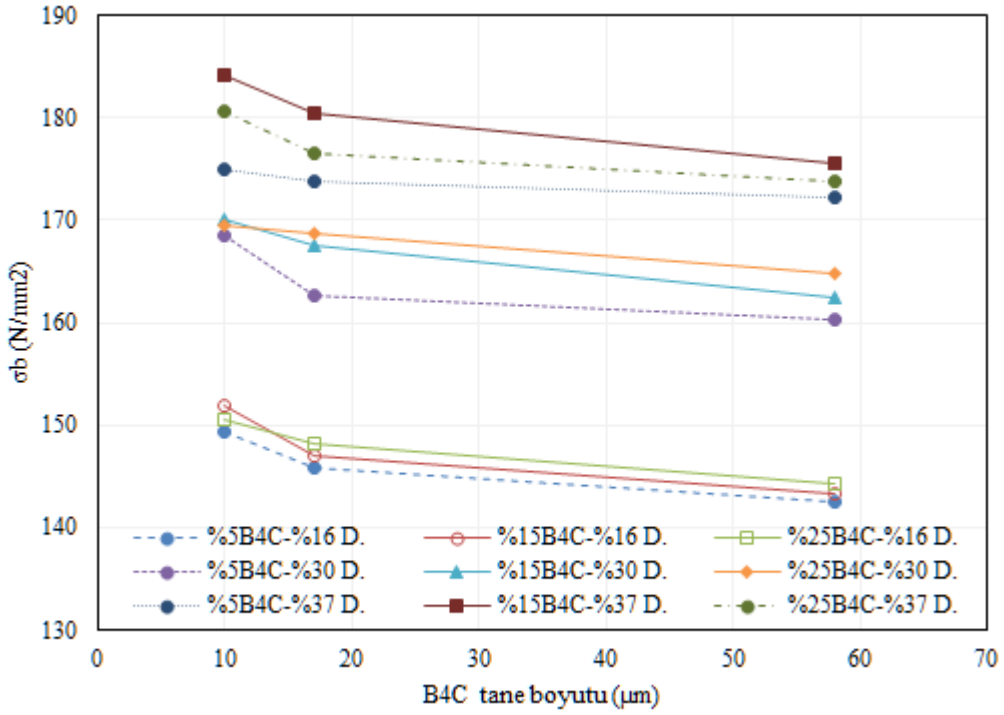
h)



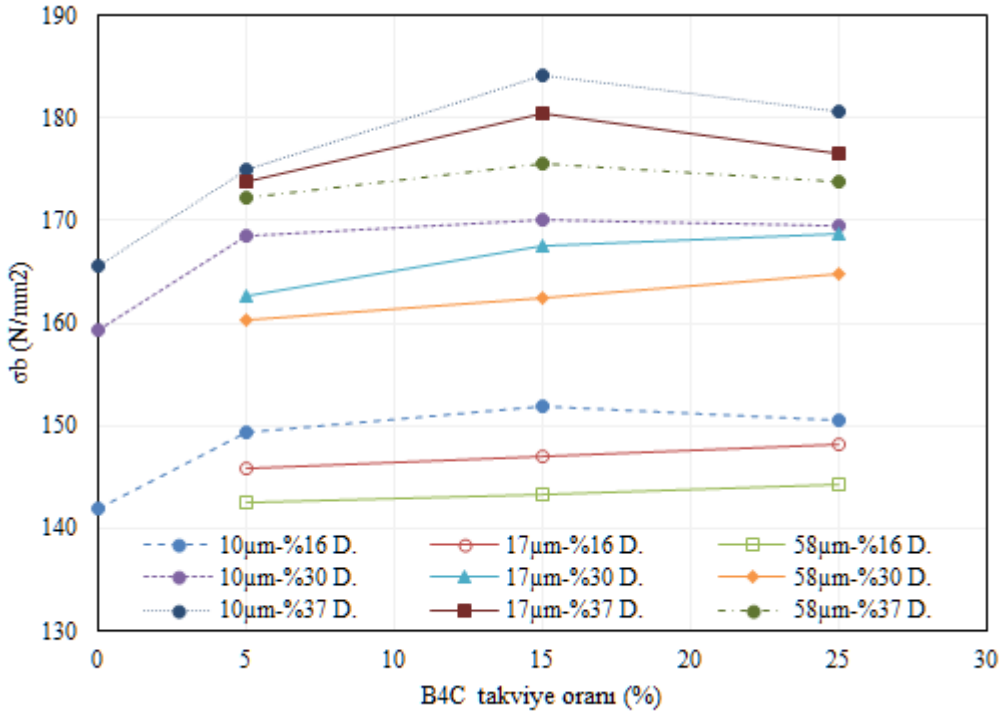
j)

Şekil 3.36. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

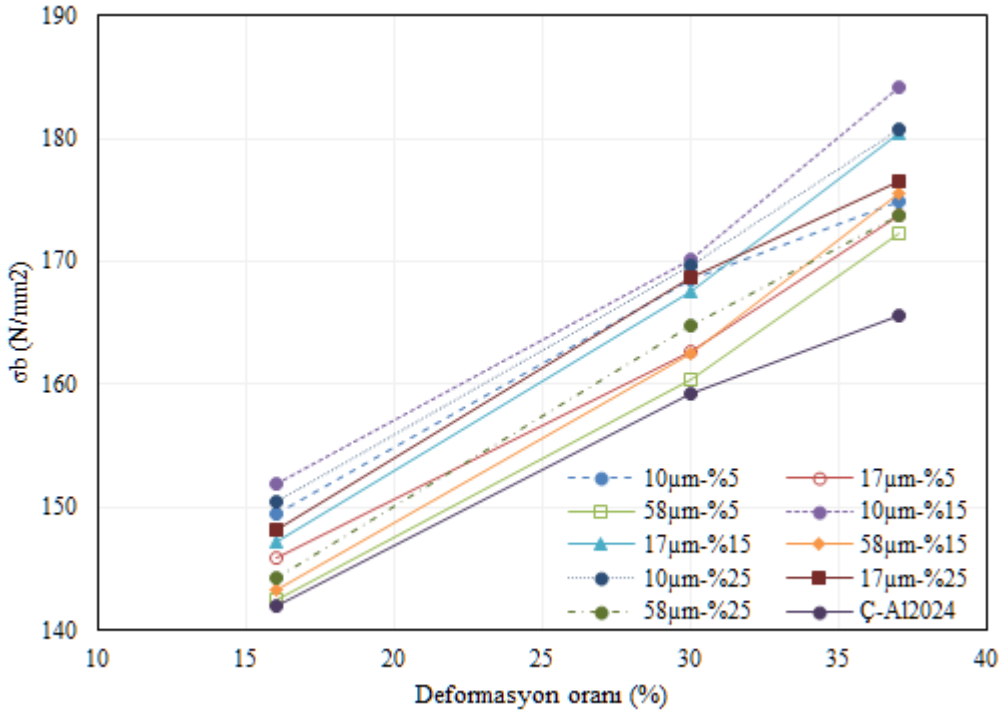
Şekil 3.37, 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen tüm kompozit gruplarının akma değerlerini göstermektedir. Bu sıcaklık şartındaki sonuçların değişimi oda sıcaklığında karşılaşılan değişime benzemektedir. Yani B4C tanecik boyutunu artması ile mukavemet değerleri düşmüştür (Şekil 3.37-a). Malzemelerin deformasyon oranlarının artmasının mukavemet artışına neden olduğu da net bir şekilde görülmüştür (Şekil 3.37-c). Ancak sıcaklık şartlarının değişmesi nedeni ile mukavemetteki değişimlerde daha sınırlı olmuş, yani değerler küçük oranlarda artmış ya da azalmıştır. Takviye oranının etkisi de bu şekildedir. Yani takviye oranının % 15 olması ile maksimuma giden akma mukavemetleri, % 25 doğru düşüş göstermiştir (Şekil 3.37-b). Bu durum malzemelerin hem porozite durumlarına hem de kılıf sertlik değerlerine uyum göstermektedir. Yine kılıf sertliği yüksek olan ve % 15 oranında B4C içeren yüksek deformasyonlu malzeme grubu bu sıcaklık şartında da en iyi mukavemet özelliklerini sergilemiştir.


σb (N/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
%5B4C-%16 D.
%15B4C-%16 D.
%25B4C-%16 D.
%5B4C-%30 D.
%15B4C-%30 D.
%25B4C-%30 D.
%5B4C-%37 D.
%15B4C-%37 D.
%25B4C-%37 D.

a)


σb (N/mm2)
B4C takviye oranı (%)
10µm-%16 D.
17µm-%16 D.
58µm-%16 D.
10µm-%30 D.
17µm-%30 D.
58µm-%30 D.
10µm-%37 D.
17µm-%37 D.
58µm-%37 D.

b)



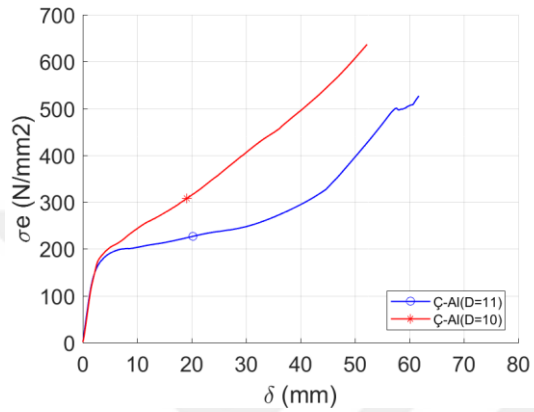
c)

Şekil 3.37. 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

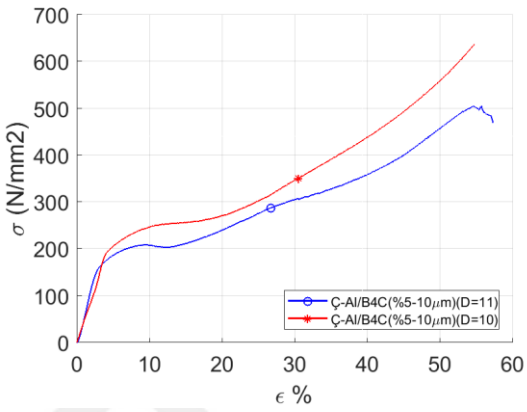
3.3.7. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Yükleri Altındaki Mekanik Davranışları

400 °C sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitler, diğer sıcaklılarda üretilen kompozitler gibi basma testlerine tabi tutulmuştur. Deformasyon oranı bu sıcaklık şartlarında iki değişken üzerinden değerlendirilmiştir. Deformasyon oranına göre yapılan basma mukavemeti karşılaştırmasına göre basma mukavemetleri, deformasyon oranının artması karşısında genelde düşük oranlarda kalan bir artış göstermişlerdir. Bu durumun oluşmasında diğer işlem şartlarından daha yüksek olan sıcaklık etkili olmuştur. Çünkü artan sıcaklık, Al2024 esaslı öz malzemesinin mukavemet değerlerini düşürdüğü gibi çelik kılıfın mukavemetini de etkilemiştir. Bu durum sertlik taramalarında net bir şekilde gözlemlenmiştir (Şekil.3.12-a-c). Deformasyon oranının artması ile mukavemet değerindeki artışın yüksek olduğu malzemeler % 15 oranında 17 µm ve % 25 oranında 17 µm boyutlu B4C ile takviyelendirilen malzemeler olmuştur. Bu malzeme grubunda görülen diğer bir farklı durum ise eğri altındaki alanlardaki değişimdir. % 16'lık deformasyon oranında düşük kalan bu alanlar, deformasyon oranının % 30'a çıkması ile

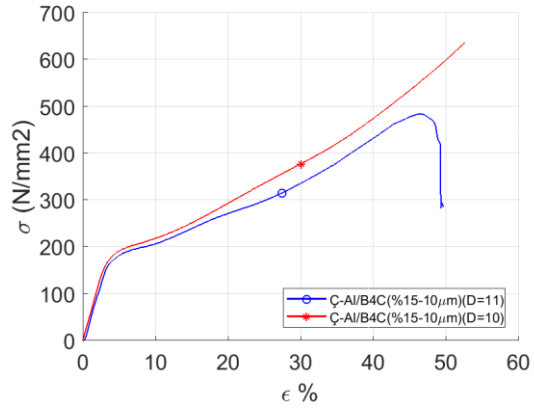
diğer malzeme grupların tersine çok net artışlar sergilemişlerdir. Basma yükleri esnasında oluşan halka şekilli deformasyon durumu bu malzeme grubunun yüksek deformasyon ile üretilmiş türlerinde de basma eğrilerinde net bir şekilde gözlenmiştir. Ancak bu davranışın % 25 oranında B4C içeren malzemelerde basma eğrisine yansıması daha düşük olmuştur (Şekil 3.38-a-k).



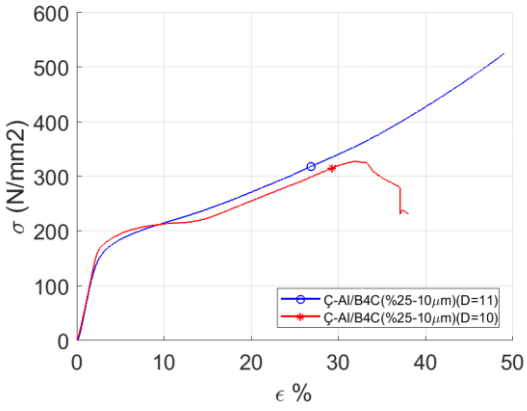
a)



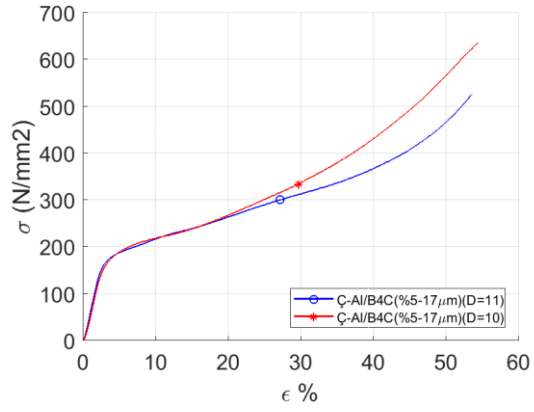
b)



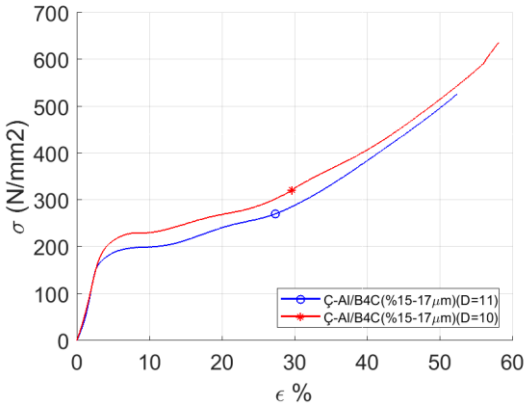
c)



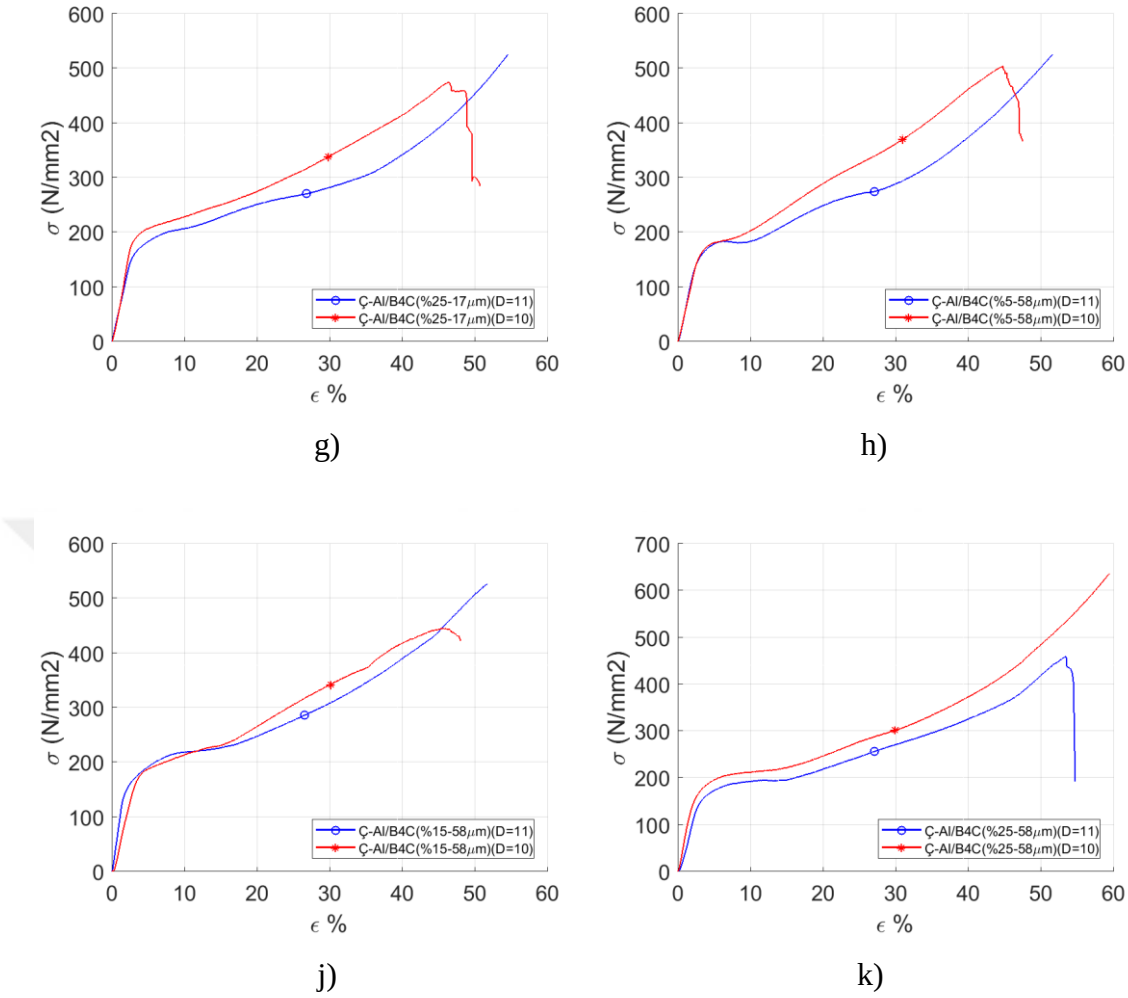
d)



e)

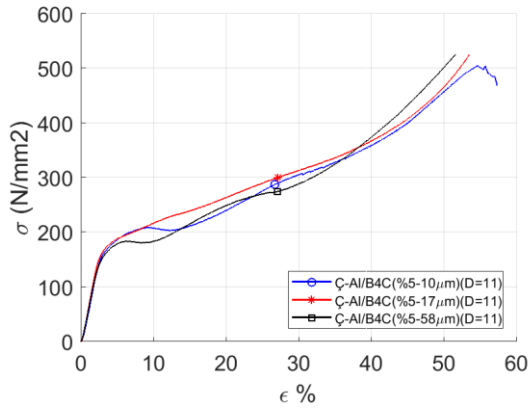


f)

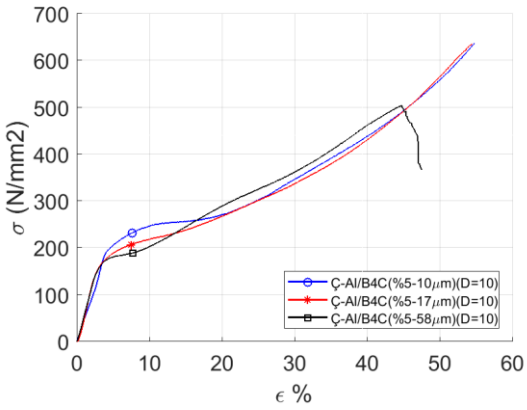


Şekil 3.38. 400 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin basma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm

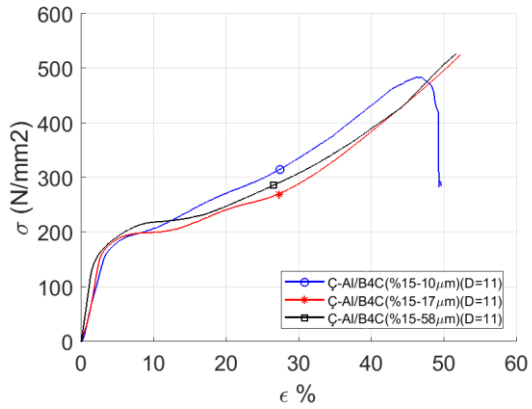
400 °C sıcaklıkta üretilen dairesel kompozitlerin basma mukavemetlerinin değişiminde B4C tane boyutunun etkisi % 5 takviye oranında çok net bir şekilde gözlenememiştir. Bu takviye oranında tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye çıkması çok az oranlarda yükselen mukavemet değerleri, 58 µm boyutlu takviyelerde de sabit sayılabilecek değerler vermiştir. Ancak takviye oranının % 15 ve % 25 olduğu malzemelerde B4C tane boyutlarının 10 µm'den 17 µm'ye değişmesi ile artan mukavemet değerleri 58 µm tane boyutlu B4C takviyesi ile 10 µm takviyeli malzemelerin mukavemet değerlerinin altına inmektedir. Tanecik boyutu bakımından deformasyon oranı ve takviye oranı genelinde mukavemet değerlerinin en iyi olduğu malzeme grubu, 17 µm boyutlu B4C tanecikleri içeren malzemeler olmuştur. Deformasyon oranının düşük olduğu malzemelerde B4C takviyesinin malzemelerin tokluk değerlerini arttığı görülmüştür (Şekil 3.39-a-f).



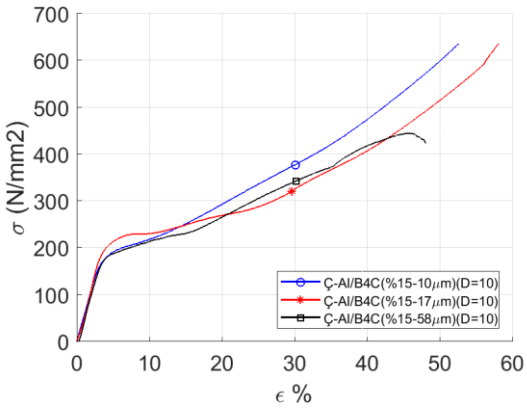
a)



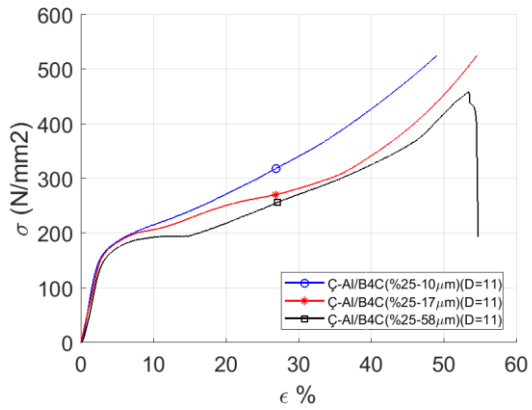
b)



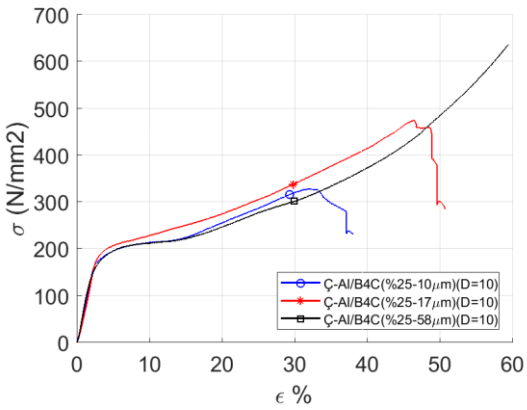
c)



d)



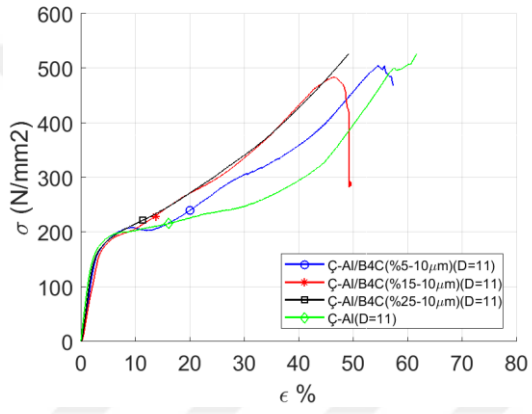
e)



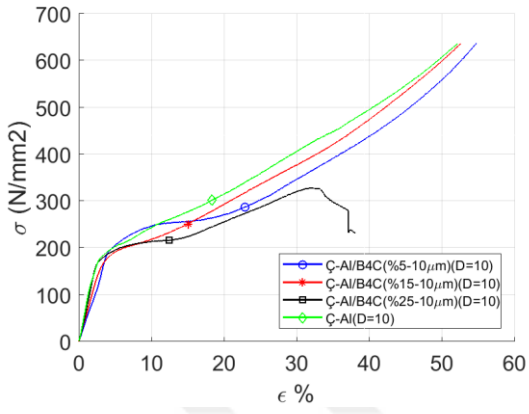
f)

Şekil 3.39. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin basma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30

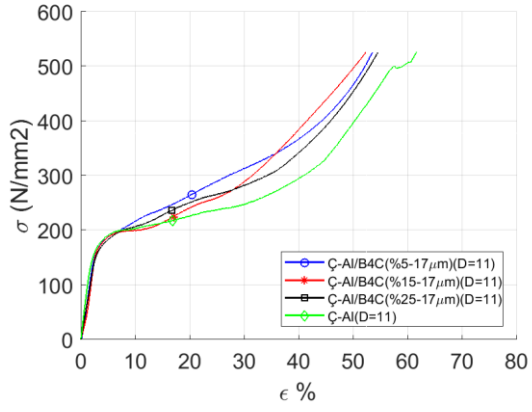
Bu malzemelerde B4C takviye oranının basma mukavemet değerlerine etkilerine bakıldığında her bir tane boyutunda da benzer davranış gözlemlenmiştir. B4C takviye oranının % 5'ten % 15'e yükselmesi ile artan mukavemet değerleri, % 25 takviye oranlarına çıkıldığında düşüş göstermişlerdir. Bu değerlerdeki en keskin yükseliş ve düşüş 58 µm boyutlu B4C ile takviyelendirilen malzemeler olmuştur. Mukavemet değerlerinin en iyi oranda yükseldiği B4C takviyeli tabakalı kompozit malzeme, 17 µm boyutlu % 15 oranında B4C içeren malzeme olmuştur (Şekil 3.40-a-f).



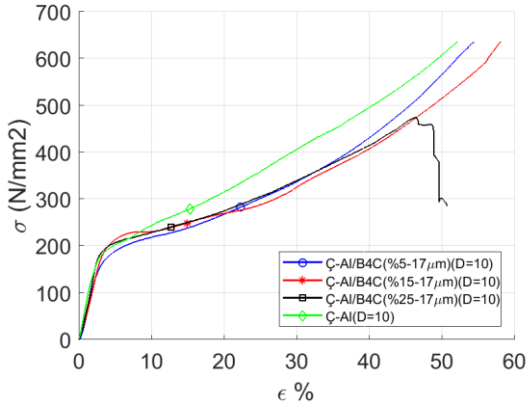
a)



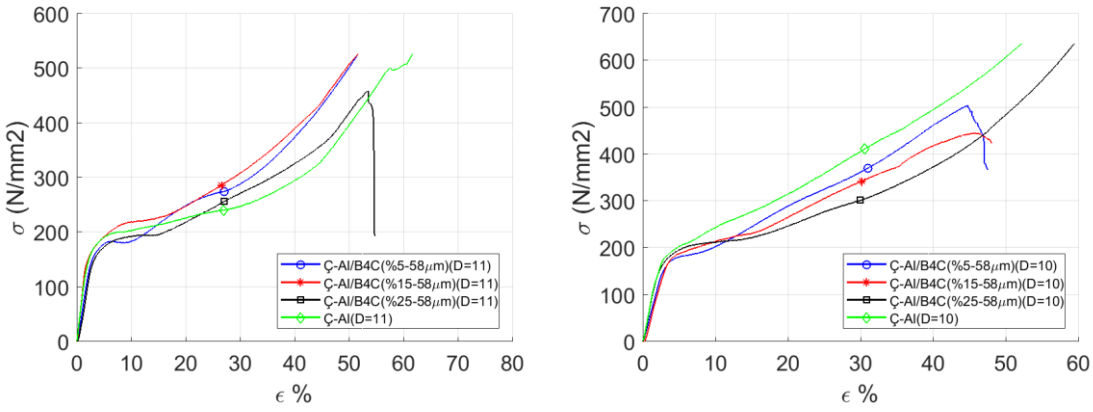
b)



c)



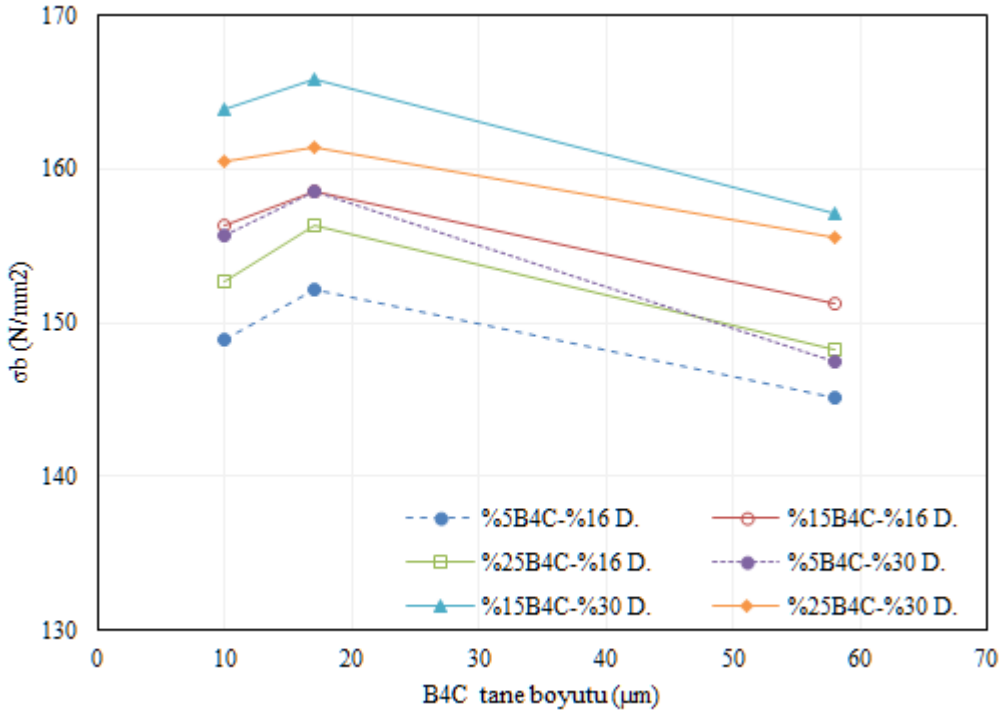
d)



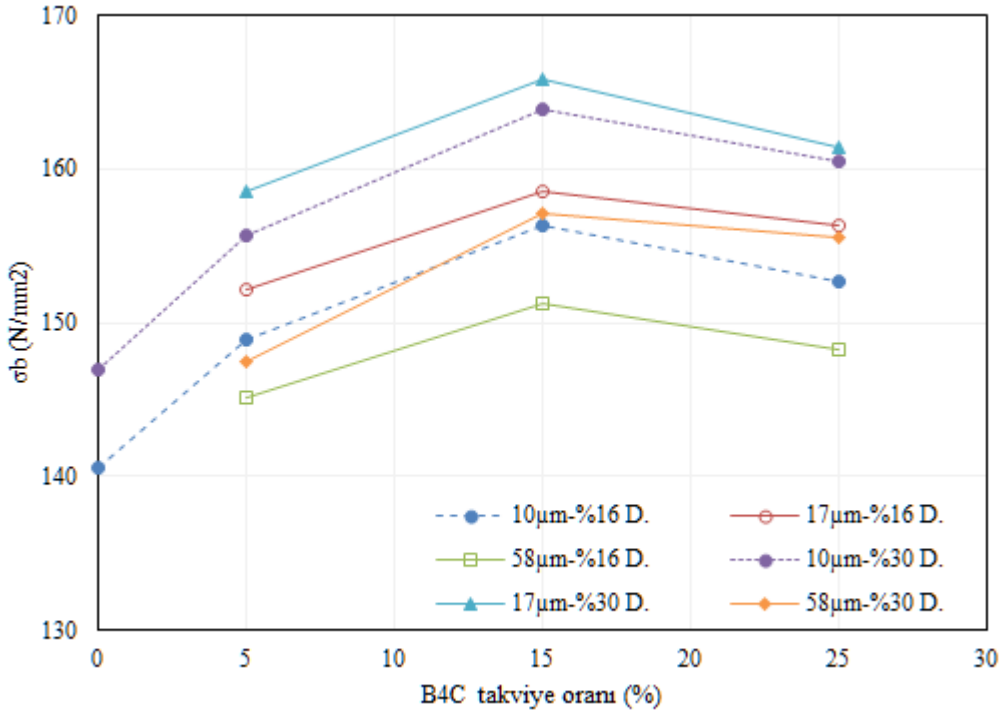
e) f)

Şekil 3.40. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin eğme dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30

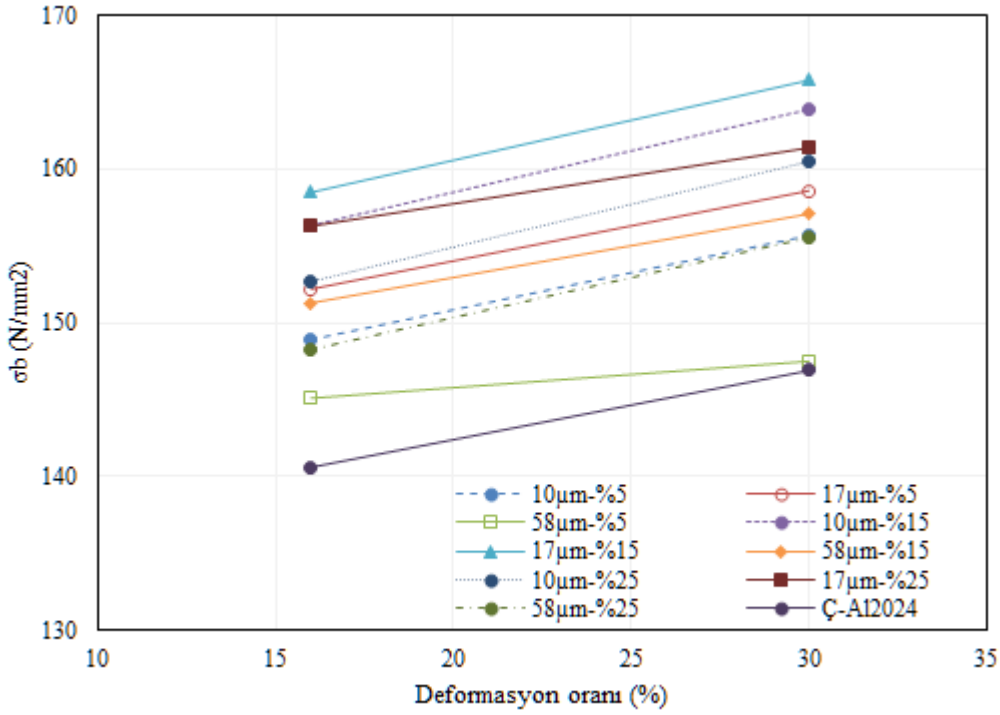
Şekil 3.41'de 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerin basma deneyi eğrilerinden alınan akma mukavemet değerleri görülmektedir. Bu grafiğe göre düşük deformasyon oranları, malzemelerin mukavemet değerlerine çok önemli bir artış katkısı vermemiştir. Akma mukavemet değerleri diğer sıcaklıklarda üretilen malzemelere göre de oldukça düşük değerlerde kalmıştır (Şekil 3.41-c). B4C takviye oranının mukavemet değerlerine olan etkisi diğer sıcaklık şartlarındaki malzeme gruplarıyla benzerlik göstermiştir. Yani % 15 takviye oranında maksimum değerlerine ulaşan mukavemet % 25 takviye oranında düşüş göstermiştir (Şekil 3.41-b). B4C tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye çıkması ile bir miktar artan mukavemet, 58 µm boyutlu takviyede düşüş göstermiştir (Şekil 3.41-a). Mukavemet artışının en önemli etkenlerinden biri olan üretim kaynaklı deformasyon oranı, bu malzeme grubunda yüksek deformasyonun çelik kılıfta çekme kopmalarına neden olması ile sınırlı oranda kullanılabilmiştir. Bununla birlikte artan sıcaklık deformasyon artışının olumlu katkısını sınırlamıştır. Ayrıca öz malzemesi için yüksek olan işlem sıcaklığı, bu bölgede sertlik değerlerini düşürdüğü için bu durum kompozit malzemenin mukavemet değerlerine olumsuz yansımıştır (Şekil 3.6-a-f). Diğer sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerde olduğu gibi bu sıcaklık grubunun optimum B4C tanecik boyutu 17 µm, takviye oranı ise % 15 olmuştur (Şekil 3.41-a).


170
160
150
140
130
σb (N/mm2)
0
10
20
30
40
50
60
70
B4C tane boyutu (µm)
%5B4C-%16 D.
%15B4C-%16 D.
%25B4C-%16 D.
%5B4C-%30 D.
%15B4C-%30 D.
%25B4C-%30 D.

a)


170
160
150
140
130
σb (N/mm2)
0
5
10
15
20
25
30
B4C takviye oranı (%)
10µm-%16 D.
17µm-%16 D.
58µm-%16 D.
10µm-%30 D.
17µm-%30 D.
58µm-%30 D.

b)



c)

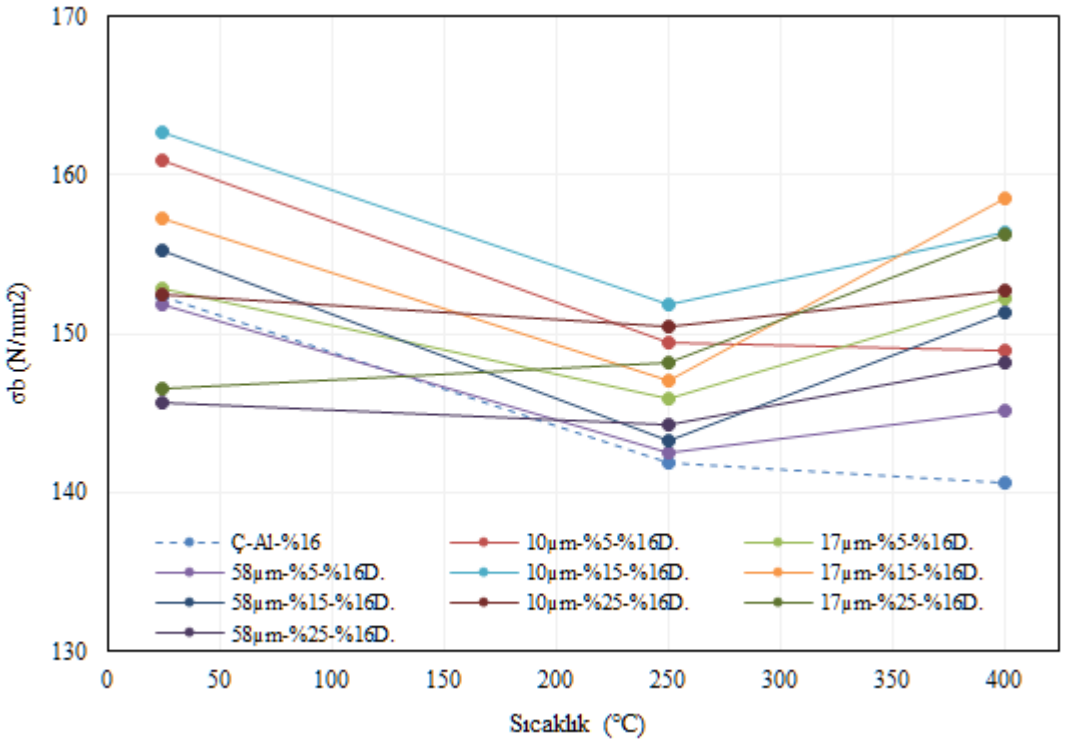
Şekil 3.41. 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen tabakalı dairesel kompozitlerde akma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

3.3.8. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Basma Mukavemeti Sonuçlarına Farklı Sıcaklıkların Etkisi

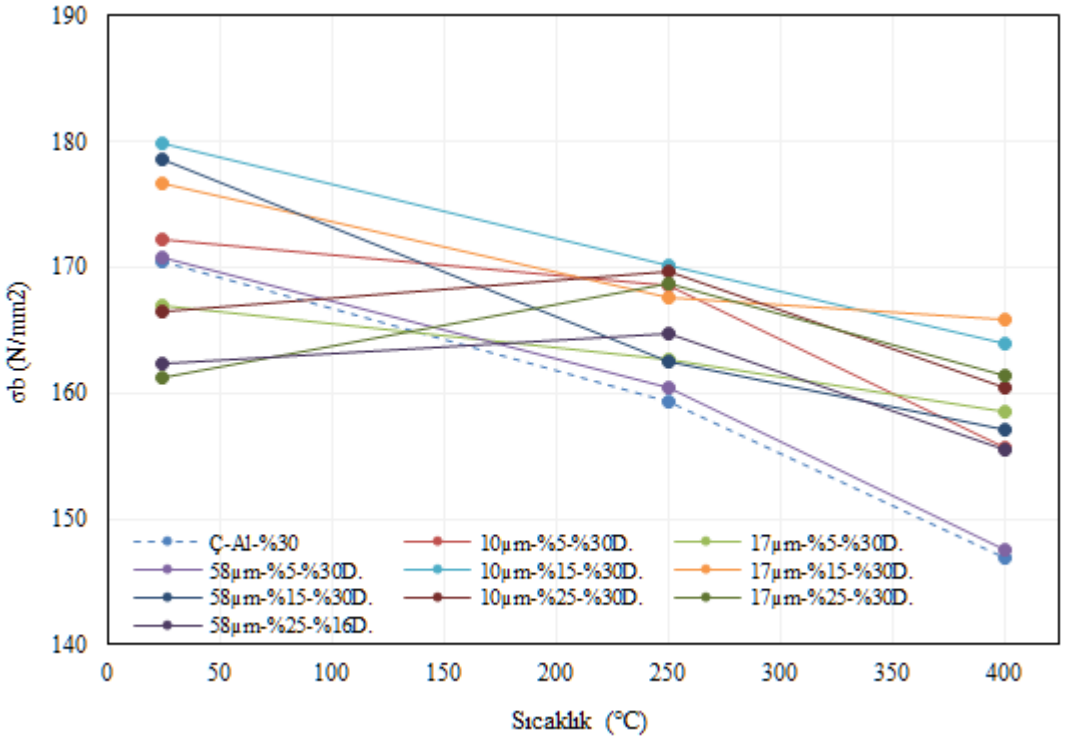
Şekil 3.42, tabakalı dairesel kompozitlerin akma mukavemet değerlerinin üretim sıcaklığı, deformasyon oranı, B4C takviye oranı ve B4C tane büyüklüğüne bağlı olarak değişimini vermektedir. Bu grafiğe göre deformasyon oranının mukavemet artışına en belirgin katkısı 24 ℃ sıcaklıklarda üretilen malzemelerde olmuştur (Şekil 3.42-a-c). Bu durum malzemelerin sertlik taramalı ile uyuşmakta olup sertlik değerleri hem çelik kılıfta hem de Al2024-B4C öz de soğuk üretim şartlarında daha yüksek artışlar göstermiştir (Şekil 3.5-a-c). Tüm deformasyon şartlarında mukavemet değerlerinin en yüksek olduğu malzeme grupları % 15 oranında 10 µm boyutlu B4C (Ç-Al2024/B4C(%15-10µm)) ve % 15 oranında 17 µm boyutlu B4C (Ç-Al2024/B4C(%15-17µm)) takviyesi içeren kompozit malzemelerdir (Şekil 3.45-b). Bu durum 10 µm ve 17 µm B4C tane boyutu ve % 15 B4C takviye oranının tüm sıcaklık şartlarında optimum basma mukavemeti elde etmede en uygun değerler olduğunu ortaya koymuştur (Şekil 3.45-a-c). B4C oranının % 25'e çıkması ile tüm sıcaklık grubunda mukavemet değerleri düşüş göstermiştir (Şekil

3.42-a-c). 250 ℃ ara sıcaklık şartlarında üretilen kompozitler basma mukavemet değerleri bakımından soğuk üretim malzemelere göre çok düşme yaşamamışlar, özellikle yüksek B4C takviyesi içeren malzemelerde soğuk üretime göre daha iyi sonuçlar vermişlerdir. % 25 gibi yüksek B4C takviyesi içeren malzemelerde artan üretim sıcaklığının, azalan Al2024-B4C ara yüzey alanı sebebi ile düşen ıslanabilirliği ve matris-takviye bağ mukavemetini arttırdığı düşünülmüştür. 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilen % 25 B4C takviyeli tabakalı dairesel kompozit malzemelerin porozite değerlerinin soğuk üretim malzemelere göre daha düşük olması ve öz malzemesi sertlik değerlerinin daha yüksek olması bu durumun kanıtı olarak değerlendirilmiştir (Şekil 3.9-a-c ve Şekil 3.10-b). 400 ℃ sıcaklıkta üretilen kompozit malzemelerin basma mukavemetleri, 250 ℃ sıcaklıklarda ve oda sıcaklığında üretilen malzemelerin mukavemet değerlerinin altında kalmışlardır. Bunda artan sıcaklığın öz malzemesinin sertliğini düşürmesi etkili olmuştur. Bu üretim sıcaklığının bir diğer dezavantajı da bu sıcaklıklarda çelik kılıfların yarılması nedeni ile yüksek deformasyon oranlarında üretim gerçekleştirilememesidir. Dolayısıyla % 37'lik deformasyon şartı altında üç sıcaklığın da etkisini görmek mümkün olamamıştır. 400 °C sıcaklıkta üretilen malzemeler % 26 ve % 30 deformasyon oranlarında B4C takviye oranının düşük olduğu (% 5) malzemelerde 250 ℃ sıcaklıklarda üretilen kompozitlerin mukavemetlerinin altında kalmıştır. % 15'lik B4C takviyelerinde yakın mukavemet değerleri sergilemiş, % 25 takviye oranlarında ise hem soğuk üretim malzemelere hem de 250 ℃ sıcaklık şartlarında üretilenlere göre üstünlük sağlamıştır (Şekil 3.42-c). Bu durum yine malzemenin düşen porozite ve artan öz sertlik değerleri ile uyum sağlamıştır (Şekil 3.12-a-c ve Şekil 3.13-b). Ç-Al2024 malzemelerin basma mukavemetleri soğuk üretim şartlarında % 5'lik ve % 15'lik oranda gerçekleştirilen B4C takviyesi ile artış göstermiştir. Ancak % 25 oranında B4C içeren kompozitlerin mukavemet değerleri takviyesiz malzemelerin değerlerinin altında kalmıştır. 250 ℃ ve 400 ℃ sıcaklık şartlarında ise B4C takviyesi ile mukavemet değerleri sınırlıda olsa artış göstermiştir (Şekil 3.42). % 16 oranında deforme olan malzemelerin mukavemet değerleri oda sıcaklığından 250 °C sıcaklığa geçişte düşerken 400 °C sıcaklıkta bir miktar yükselmiştir. Bu durumun sebebi bu sıcaklıkta bu malzemelerin kılıf sertliklerinin de yükselmiş olmasıdır. Bu sertlik artışının nedeni ilgili yerde açıklandığı üzere, artan sıcaklığın öz malzemesinin genleşmesine neden olması ve bu genleşmenin oluşturduğu direncin kılıf sertliğini arttırmasıdır. Diğer deformasyon şartlarında ise artan sıcaklık ile

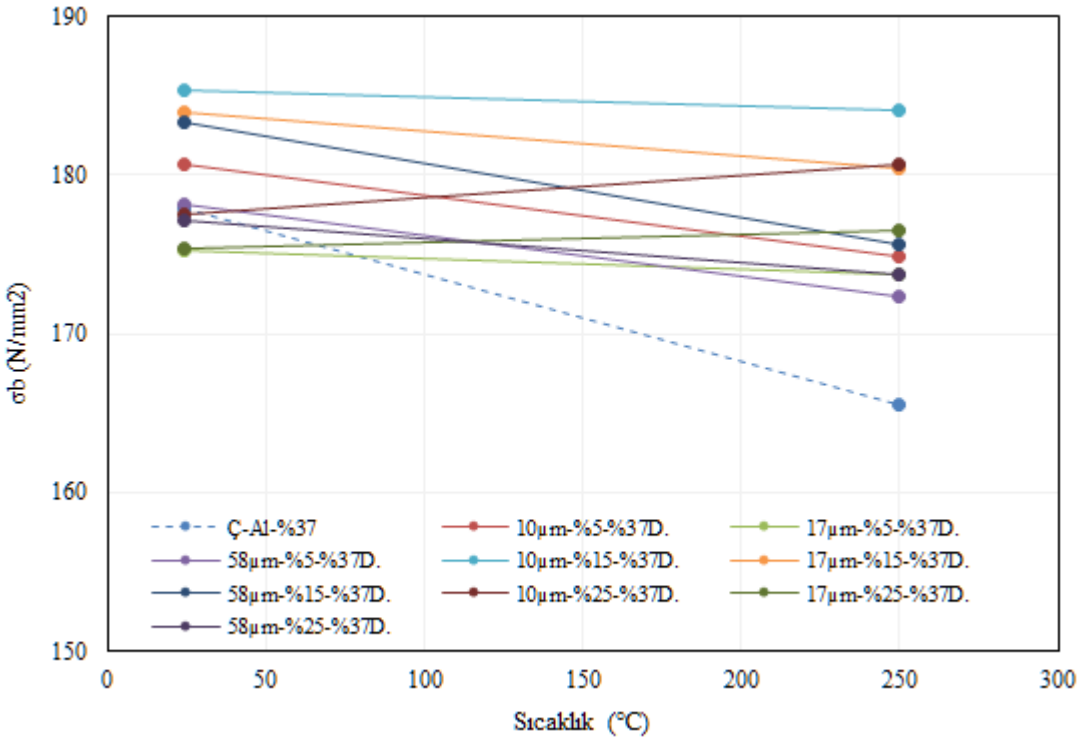
malzemelerin basma mukavemetleri düşüş göstermiştir. Bunun nedeni ise artan sıcaklığın malzemenin öz bölgesi sertliğini düşürmesidir.



a)



b)

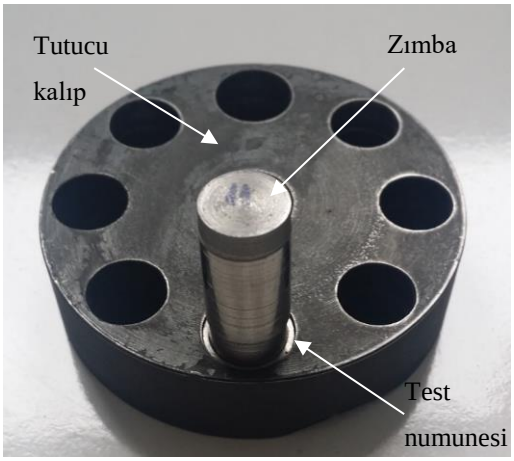


c)

Şekil 3.42. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde akma mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi

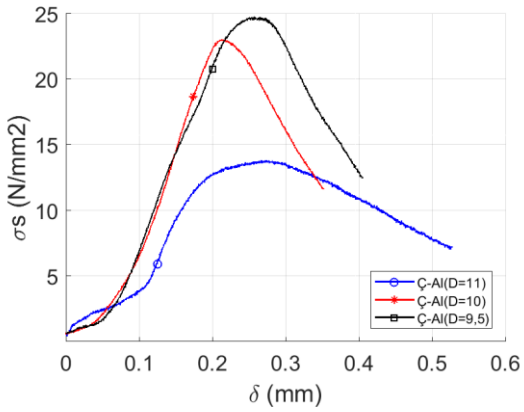
3.3.9. T=24 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları

Kayma testleri, tabakalı kompozit malzemelerin bileşenleri olan kılıf ve öz malzemesinin birbirleri arasındaki bağ mukavemetini belirlemek için gerçekleştirilmiştir. Bu işlem, standartlara uygun boyutlarda kesilen 1 mm kalınlığındaki kompozit pulların test kalıplarına yerleştirilmesi ve bir itici zımbanın öz malzemesini kılıfın içinden çıkarmaya çalışması şeklinde gerçekleştirilmektedir (Şekil 3.43). Kayma testi tabakalı dairesel kompozitlerin mekanik özelliklerini belirlemede önemli bir yer tutmaktadır.

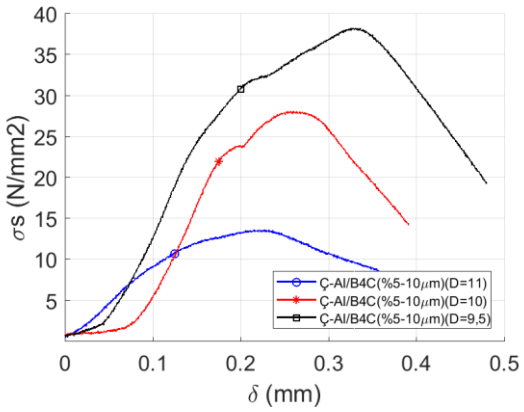


Şekil 3.43. Kayma testi kalıbı ve uygulama prensibi

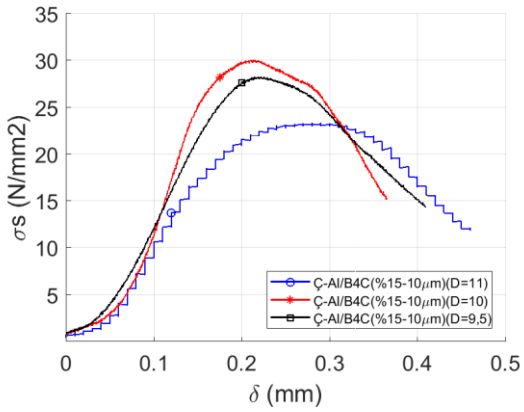
Önceki mekanik test değerlendirmelerinde olduğu gibi kayma testleri de üretim sıcaklıkları başlığı altında, kayma mukavemetinin üretim kaynaklı deformasyon oranına, öz malzemesindeki B4C takviye oranına ve B4C tane boyutuna göre değişimi şeklinde değerlendirilmiştir. Şekil 3.44'te verilen eğri karşılaştırmaları bu sıcaklık grubunda deformasyon oranının arabağ mukavemetini arttırıcı temel etkenlerden biri olduğunu göstermektedir. Deformasyon oranının kayma mukavemetine olan etkisi öz malzemesinin içeriğine göre değişmiştir. Öz malzemesindeki B4C oranı düşük olan malzemelerde deformasyonun neden olduğu artış daha yüksek oranlarda iken, B4C oranının % 25 olduğu malzemelerde deformasyonun katkısı düşmüştür. Düşük deformasyon ile şekillendirilmiş kompozit malzemelerde test esnasında malzeme özünün kılıf içindeki deplasmanı daha uzun strokta gerçekleşmiştir. Deformasyon oranının artması ile kılıfın öz malzemesini bırakma direnci artmış ve deplasman düşmüştür. Deformasyon oranının artması ile kayma mukavemet değerlerinin en yüksek oranda arttığı malzeme grubu, öz malzemesinde % 25 oranında ve 58 µm boyutlu B4C içeren kompozit malzemeler olmuştur. En düşük artış ise %25 oranında 10 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde olmuştur (Şekil 3.44-a-k).


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al(D=11)
Ç-Al(D=10)
Ç-Al(D=9,5)

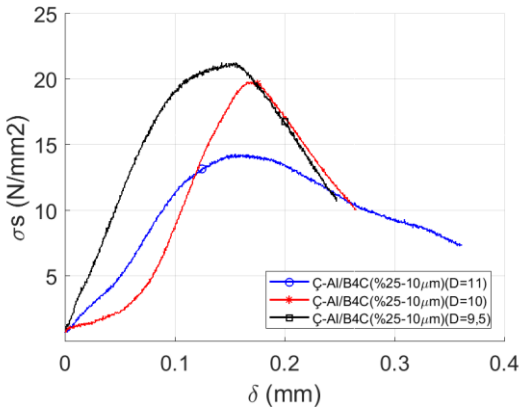
a)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)

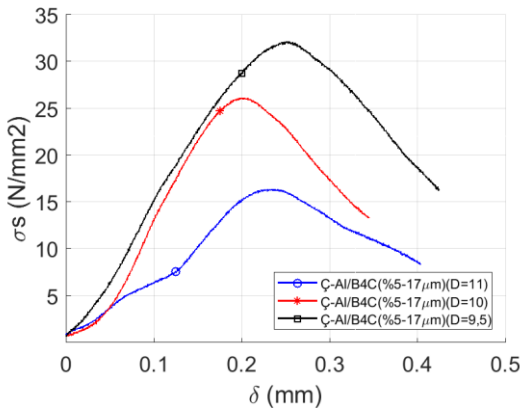
b)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)

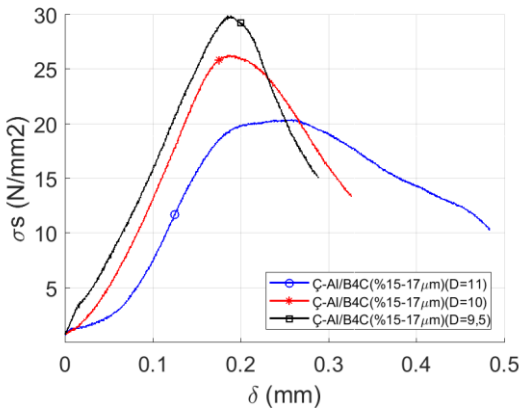
c)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)

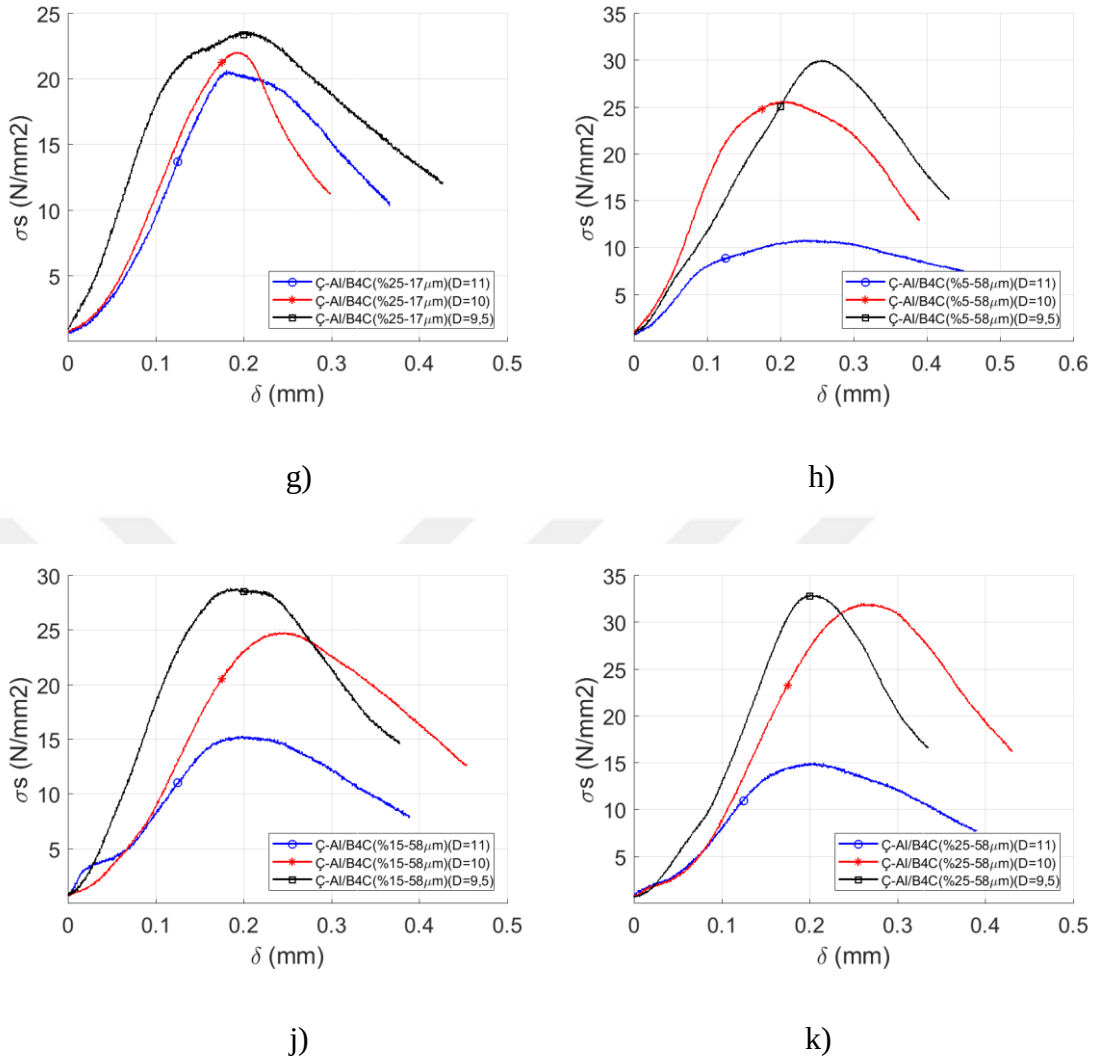
d)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)

e)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)

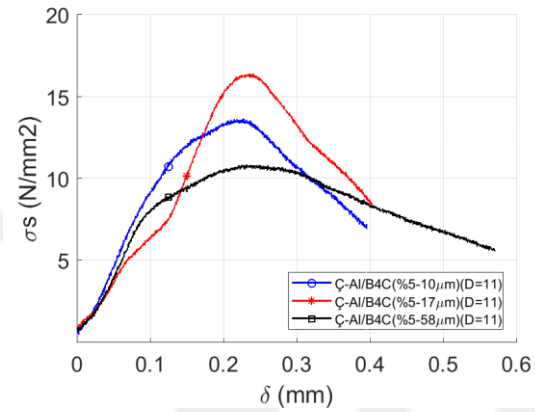
f)



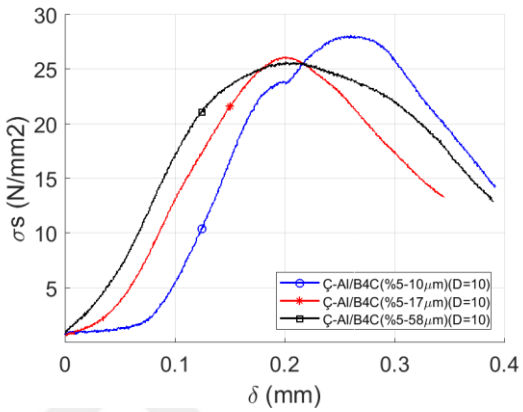
Şekil 3.44. 24 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm

24 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozit malzemelerde B4C tane boyutu değişen deformasyon şartlarında farklı davranışlar ortaya koymuştur. % 5 oranında B4C içeren kompozitlerde % 16 deformasyonda tane boyutu 10 µm'den 58 µm'ye yükselirken mukavemet değerleri düşmüştür. Ancak deformasyon oranının artması ile 10 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerin arabağ mukavemeti oldukça yüksek oranlarda artmış olup 17 µm ve 58 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde de bu değer yükselmekle beraber 10 µm B4C içeren kompozitlerin bir miktar altında kalmıştır (Şekil 3.45-a-c). % 15 oranında B4C içeren kompozitlerde ise tüm deformasyon oranlarında benzer şekilde B4C tane boyutunun 10 µm olduğu malzeme grubu en iyi kayma mukavemeti değerlerini

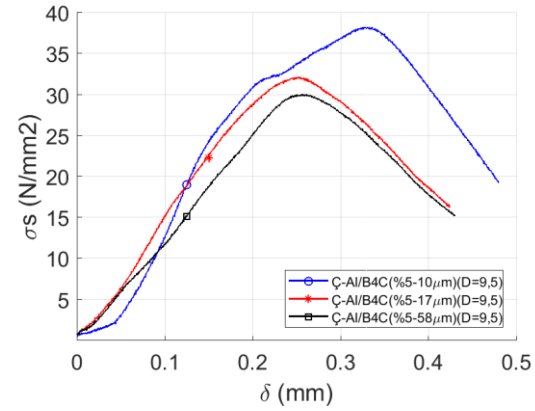
sergilerken tane boyutunun 17 µm ve 58 µm'ye büyümesi ile kademeli olarak kayma mukavemeti de düşmüştür (Şekil 3.45-d-f). % 25 oranında B4C içeren kompozitlerde ise durum bunun tam tersi olarak gerçekleşmiştir. B4C tane boyutu 10 µm'den 58 µm'ye yükselirken mukavemet değerleri çok düşük değerlerde düşmüş, yani, tane boyutunun etkisi oldukça sınırlı olmuştur (Şekil 3.45-g-j).



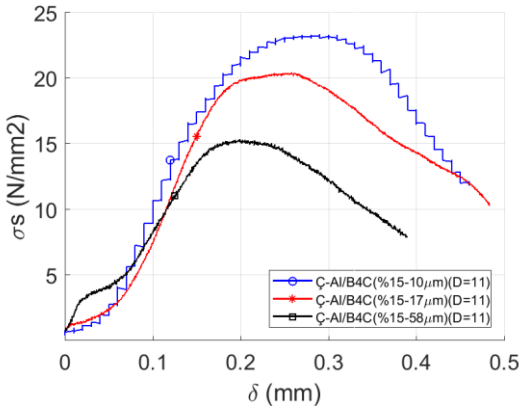
a)



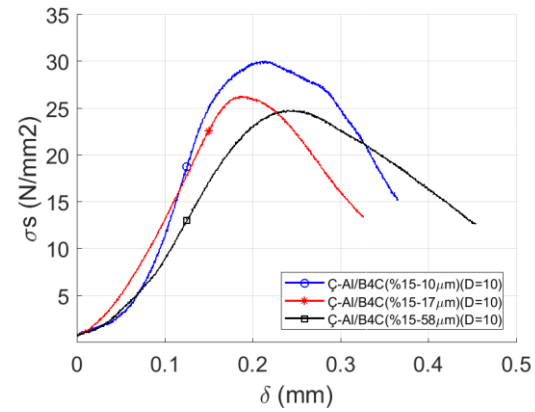
b)



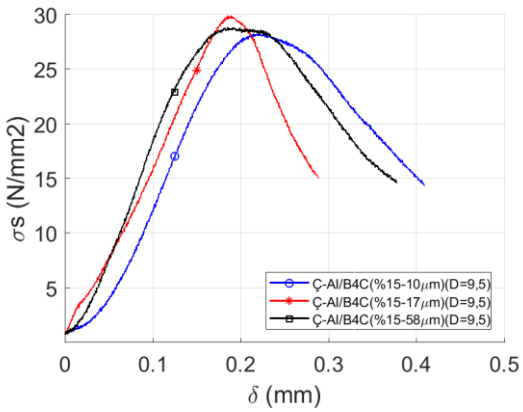
c)



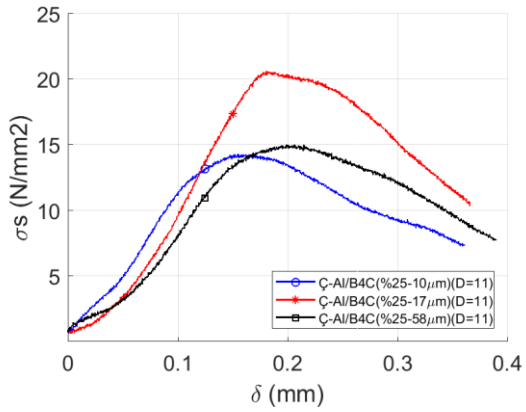
d)



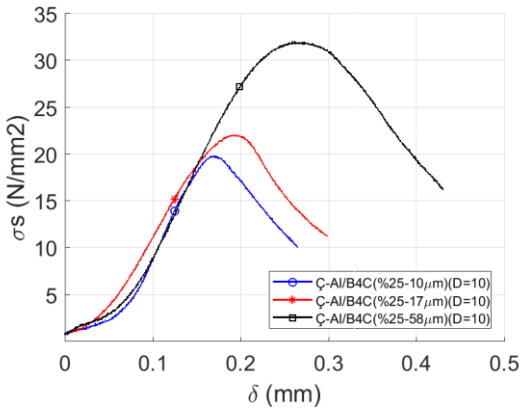
e)



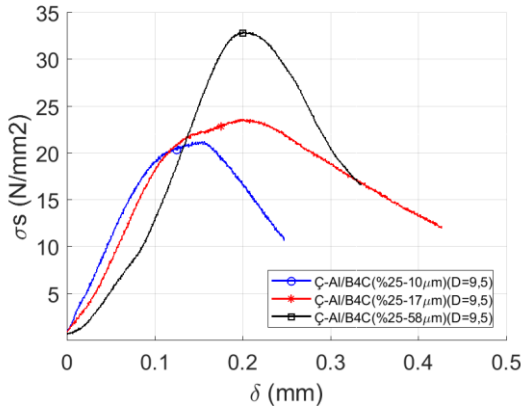
f)



g)



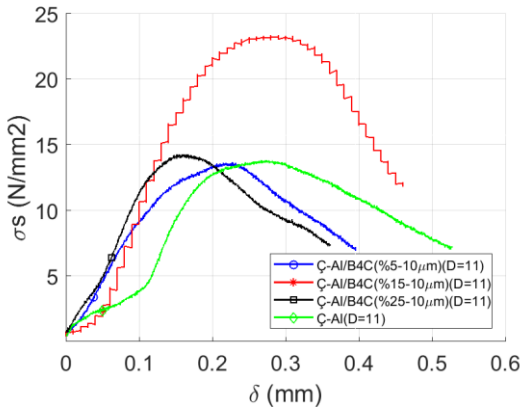
h)



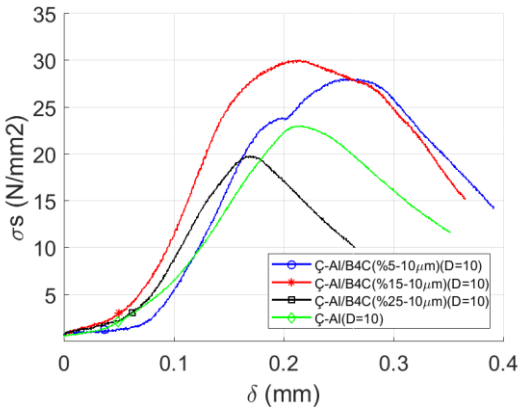
j)

Şekil 3.45. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

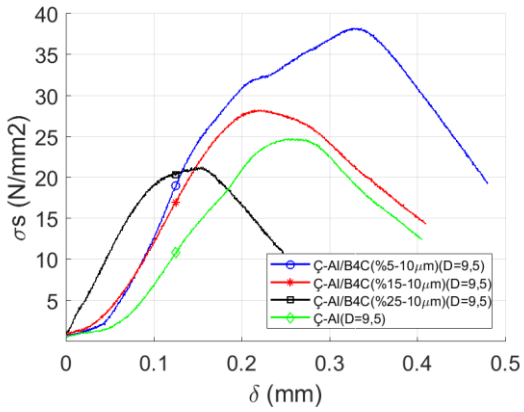
B4C oranının kayma mukavemetine etkisinde ise tane boyutuna bağlı olarak değişimler gözlemlenmiştir. 10 µm boyutlu B4C parçacıkları ile takviyelendirilmiş olan kompozit malzemelerde B4C oranı % 5'ten % 15'e yükseldiğinde artan arabağ mukavemeti % 25 oranlarında düşmüştür (Şekil 3.46-a-c). 17 µm boyutlu B4C takviyesinde ise % 5 ve % 15'lik takviye oranı birbirlerine oldukça yakın mukavemet değerleri vermiştir. Ancak % 25 takviye oranında bu mukavemet değerleri düşmeye başlamıştır (Şekil 3.46-d-f). 58 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde B4C takviye oranının etkisi sınırlı olmuştur. Düşük deformasyon oranına sahip olan malzemelerde B4C oranının % 5'ten % 15'e artması ile sınırlı olarak artan kayma mukavemetleri % 25 oranında ise yeniden düşüş göstermiştir. Yüksek deformasyonlu ürünlerde ise B4C takviye oranının artışı ile sınırlı bir mukavemet düşüşü gözlenmiştir (Şekil 3.46-g-j).


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

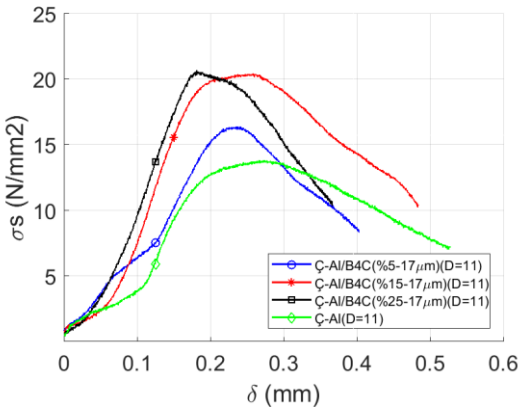
a)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

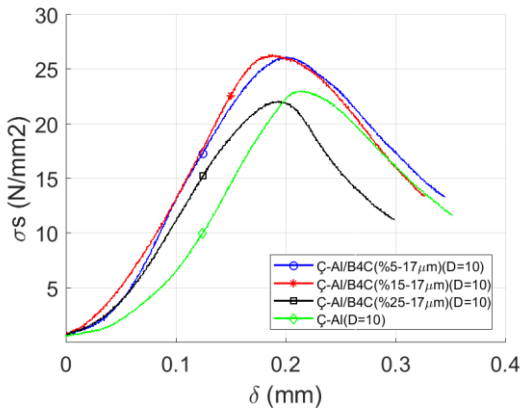
b)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-10μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-10μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

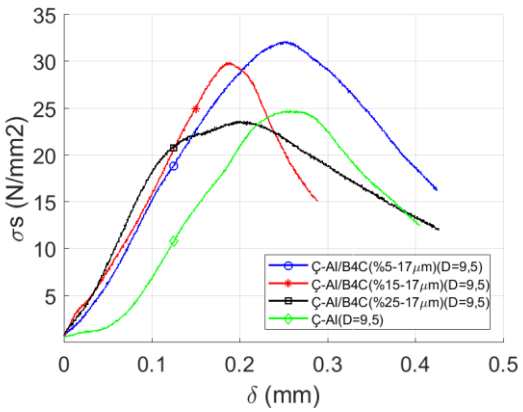
c)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=11)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=11)
Ç-Al(D=11)

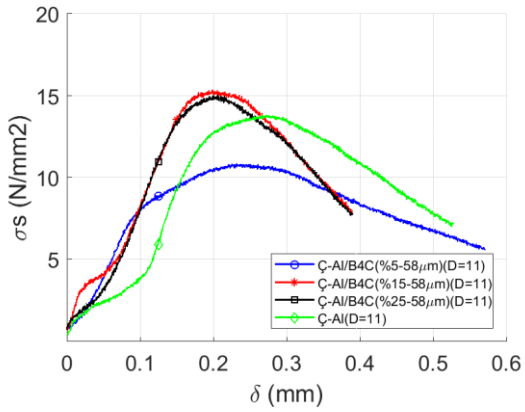
d)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=10)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=10)
Ç-Al(D=10)

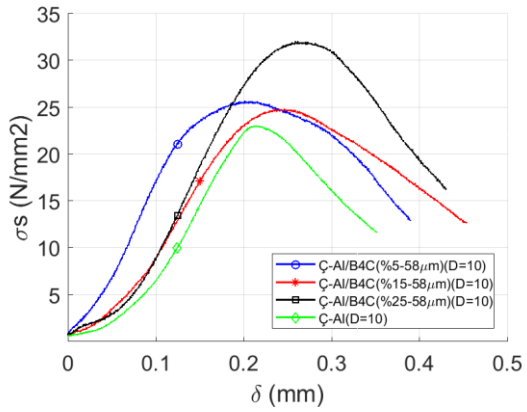
e)


σs (N/mm2)
δ (mm)
Ç-Al/B4C(%5-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%15-17μm)(D=9,5)
Ç-Al/B4C(%25-17μm)(D=9,5)
Ç-Al(D=9,5)

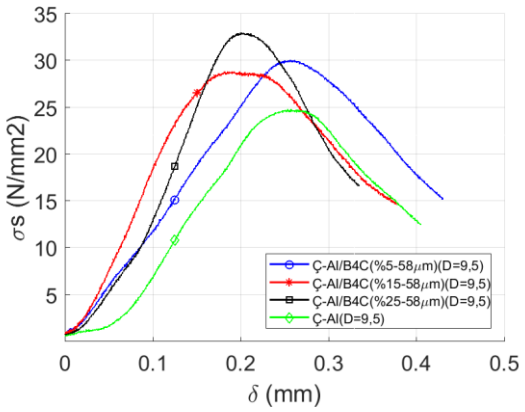
f)



g)



h)

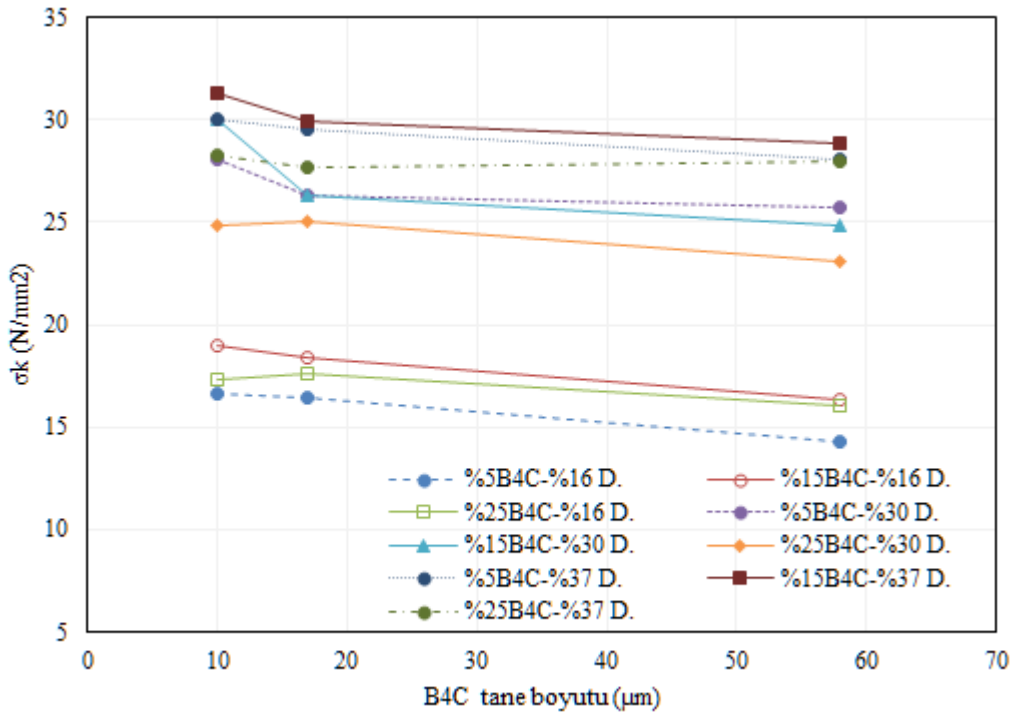


j)

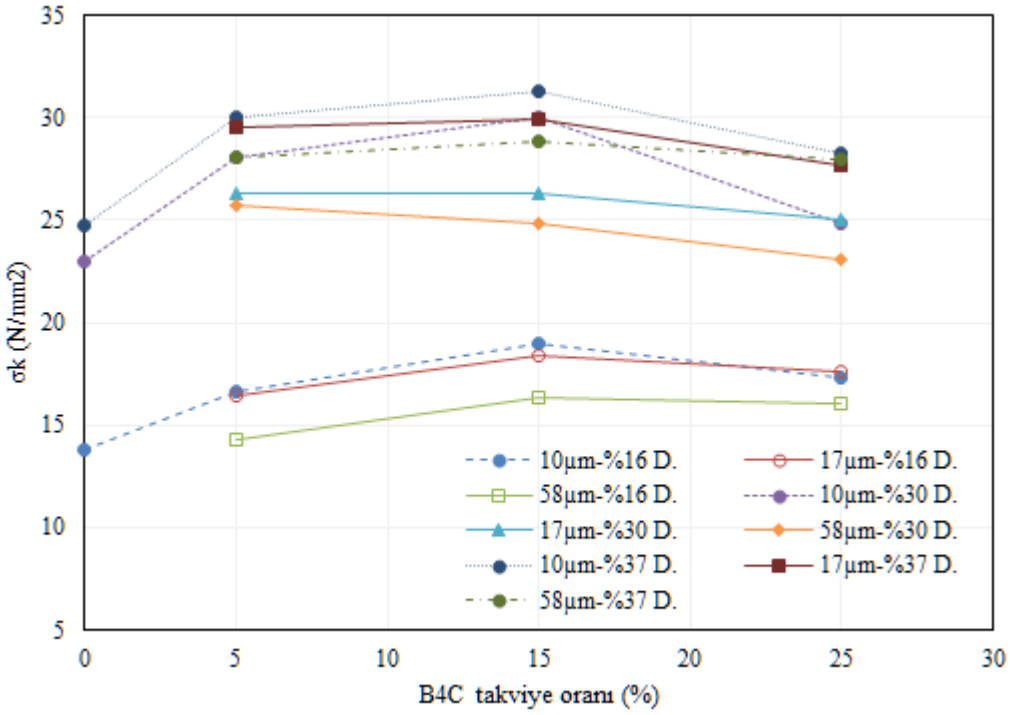
Şekil 3.46. 24 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

24 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerin kayma mukavemet değerleri tek bir grafik sistemine aktarıldığında Şekil 3.47 elde edilmiştir. Bu grafiğe göre deformasyon oranının artışı kayma mukavemet değerlerini net bir şekilde arttırmıştır (Şekil 3.47-c). Çünkü artan deformasyon kılıf ile öz'ü birbirine daha da yaklaştırmakta, aradaki boşlukları azaltmaktadır. Bu durum malzemelerin porozite değerlerindeki düşüşte de görülmüştür. B4C takviyesi ile de arabağ mukavemeti artmıştır (Şekil 3.47-b). Ara bağ mukavemetinde bu artışın temel sebebi, B4C taneciklerinin kılıf-öz arasındaki sürtünme direncini arttırmasıdır. Bu artış % 25 takviye oranına giderken düşme eğilimine geçmiştir. Bunda iki durumun etkili olduğu düşünülmüştür. Öncelikle çok fazla oranda artan B4C

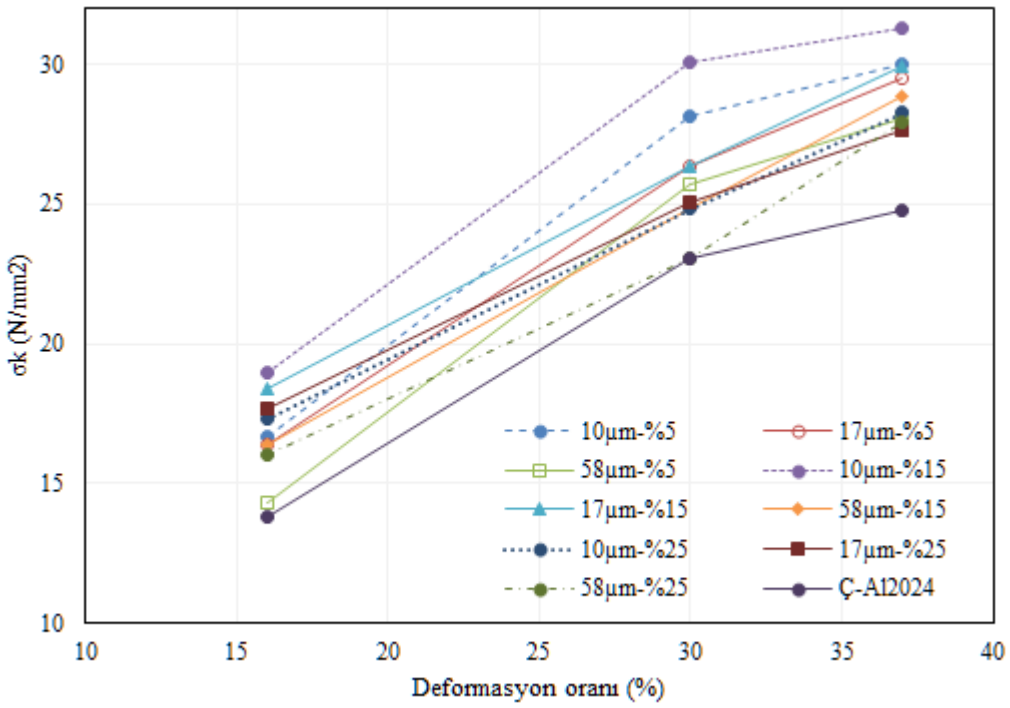
takviyesi, poroziteyi de yüksek oranda arttırmıştır. Bu durum kılıf-öz arasında boşluk oluşturarak temas alanını düşürmüştür. İkinci etken ise yüksek B4C takviyesinin Al-B4C tutunulurluğunu, yani ıslanabilirliği çok düşürmesidir. Bu nedenle ara yüzeyde bulunan ve kılıf-öz tutunulurluğunu arttıran B4C tanecikleri daha kolay bir şekilde Al matristen ayrılabilmekte ve sürtünme görevini yerine getirememektedir. B4C tane boyutunun artması ile de kayma mukavemeti sınırlı oranda düşüş göstermiştir (Şekil 3.47-a). Bunun sebebi de iki farklı duruma dayanmaktadır. Öncelikle artan tane boyutu, poroziteyi arttırmaktadır. Artan porozite, ara yüzeyde boşluk değerlerini de arttırmaktadır. Diğer durum ise küçülen B4C tanecikleri ile ara yüzeyde artan B4C-çelik temasıdır. Yani taneciklerin boyutu küçüldükçe B4C-çelik teması artmakta, bu da kayma mukavemetini arttırmaktadır. Dolayısıyla oda sıcaklığında gerçekleştirilen üretimlerde yüksek deformasyonlu ve % 15 oranında küçük tanecikli B4C takviyeli malzemelerin daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür (Şekil 3.47-a-c).



a)



b)

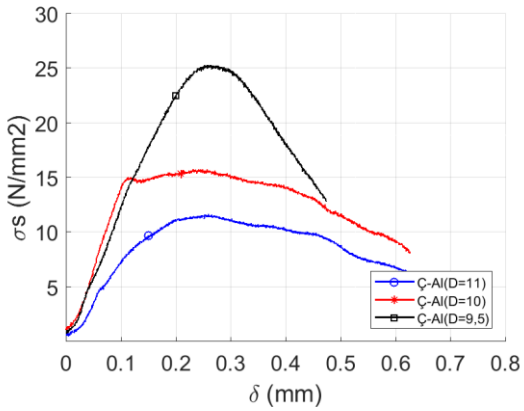


c)

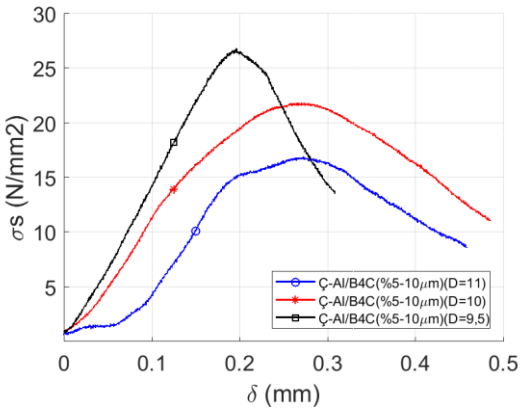
Şekil 3.47. 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen Tabakalı dairesel kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

3.3.10. T=250 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları

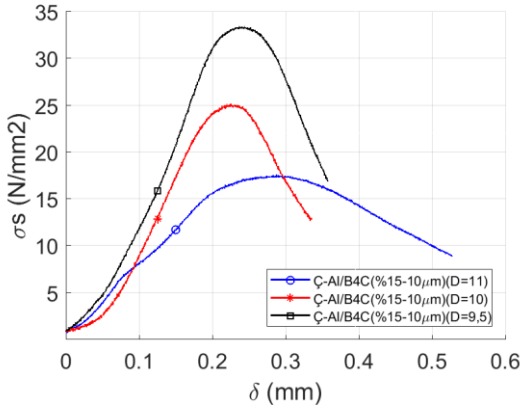
Tabakalı dairesel kompozitlerde iki katman arasındaki bağlantı mukavemetinin artmasındaki en temel etken bu iki malzeme arasındaki boşluğu minimuma indirmektir. Bu sebeple üretim esnasında malzemelere uygulanan yüksek deformasyon içeren şekillendirme prosesleri bu işlevi yerine getirmektedir. 250 °C sıcaklıkta üretilen tabakalı dairesel kompozitlerde tüm malzeme gruplarında çubuk çekme işlemindeki deformasyon oranının arttırılması, arabağ mukavemetine önemli oranda katkı sağlamıştır. Bu katkı % 5 oranında B4C içeren malzemelerde birbirine yakın iken % 15 B4C içeren malzemelerde artan tane boyutu ile deformasyonun katkısı düşmüştür. % 25 oranında B4C içeren malzemelerde ise ortalama tane boyutuna sahip B4C içeren malzemelerde optimum mukavemet değerleri gözlemlenirken düşük ve büyük boyutlu B4C içeren kompozitlerde deformasyonun yeterince katkısı görülememiştir. Deformasyonun mukavemet değerlerinde neden olduğu en yüksek değişimler % 15 oranında 10 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde olmuştur. Sınırlı katkıların görüldüğü malzemeler ise % 15 oranında ve 17 ve 58 µm boyutlarında B4C içeren malzemeler olmuştur (Şekil 3.48-a-k).



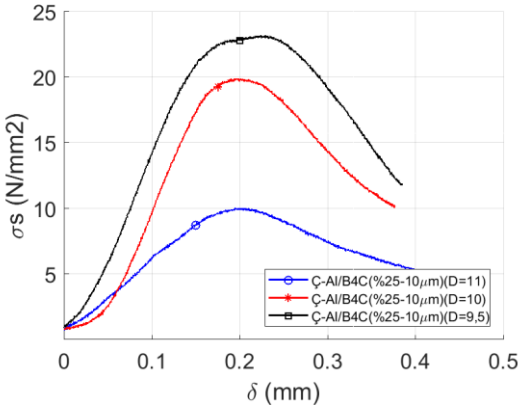
a)



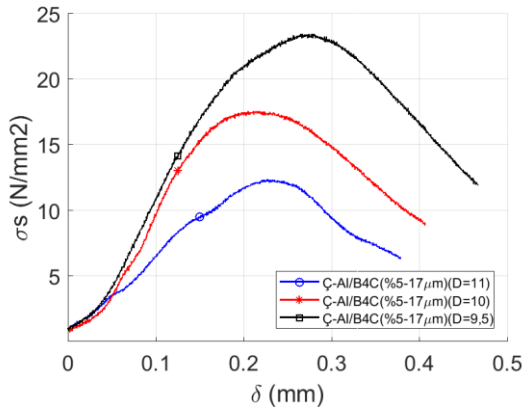
b)



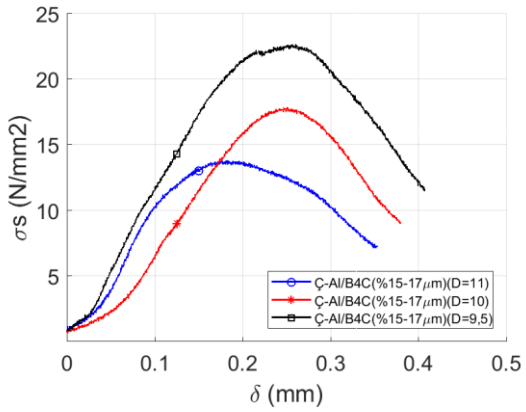
c)



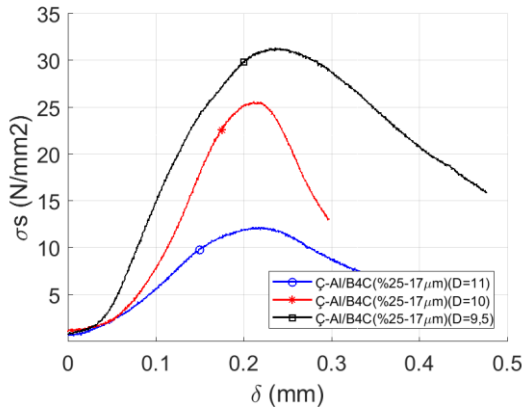
d)



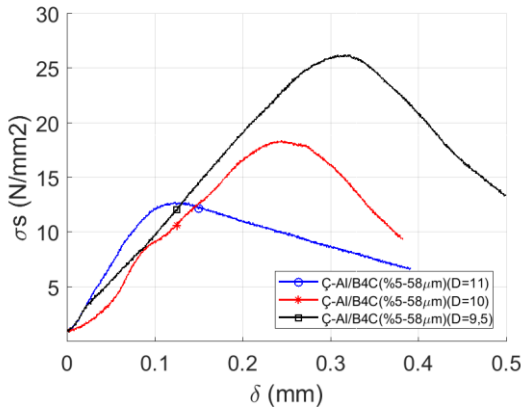
e)



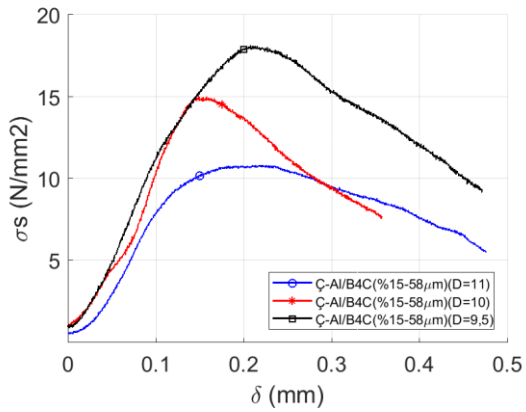
f)



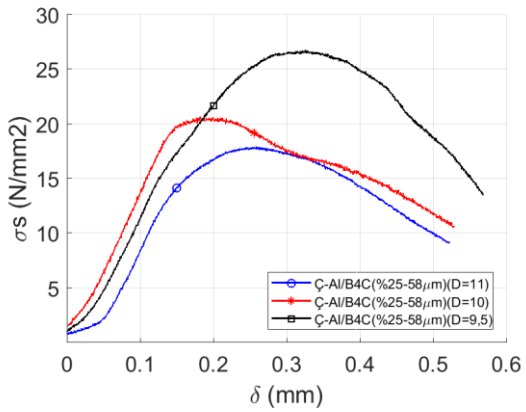
g)



h)



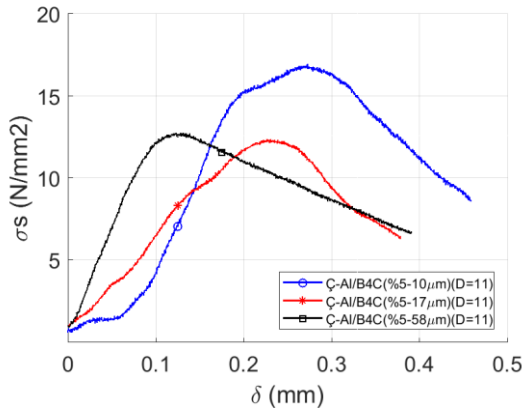
j)



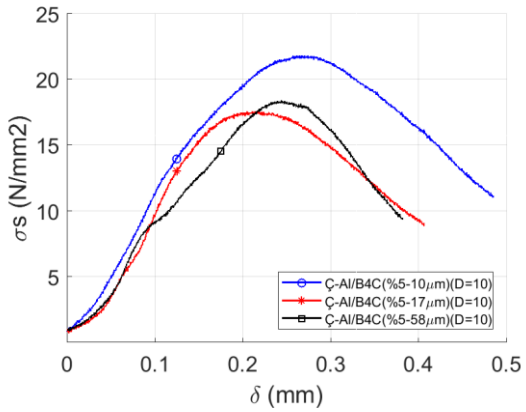
k)

Şekil 3.48. 250 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j) %25-17µm, k) %25-58µm

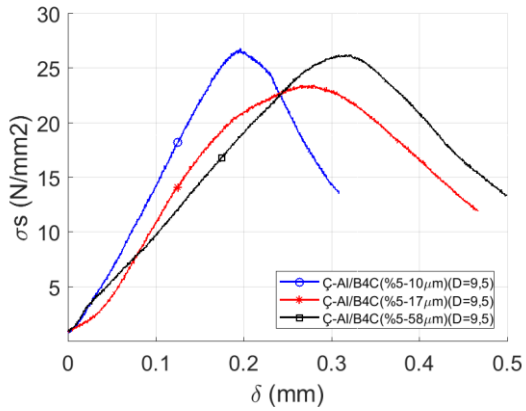
250 °C sıcaklık şartlarında üretilen dairesel kompozit malzemelerin kılıf-öz arabağ mukavemetinin değişiminde B4C takviyesinin etkisi soğuk şartlarda üretilen malzemelerde olduğu kadar önemli oranda olmamıştır. Yani değişim daha sınırlı olmuştur. % 5 oranında B4C içeren malzemelerde B4C tane boyutunun artması ile arabağ mukavemeti sınırlı bir düşüş gösterirken (Şekil 3.49-a-c), % 15 oranında B4C içeren malzemelerde ise tane boyutunun büyümesi ile düşüş oranı daha yüksek olmuştur (Şekil 3.49-d-f). % 25 oranında B4C içeren malzemelerde ise durum biraz daha farklı gelişmiştir. B4C tane boyutunun 10 µm'den 17 µm'ye büyümesi le arabağ mukavemeti düşüşü devam ederken, 58 µm'ye geçişte ise nerdeyse değişim olmamıştır. (Şekil 3.49-g-j).



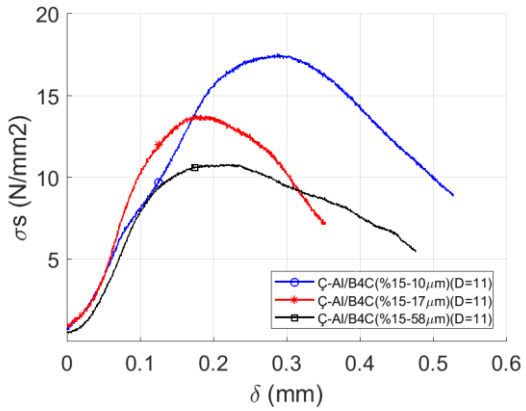
a)



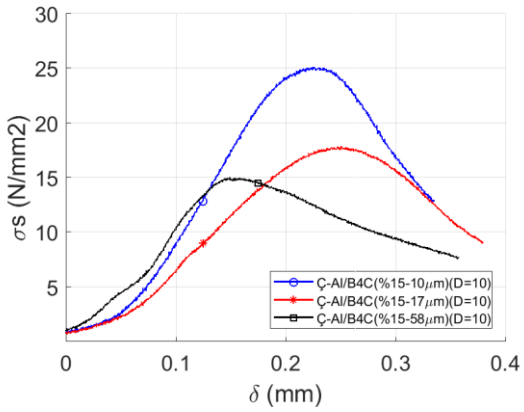
b)



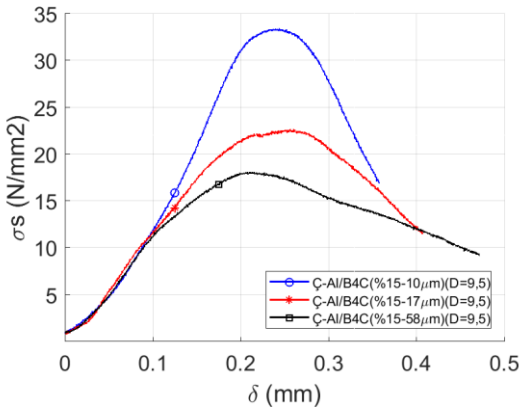
c)



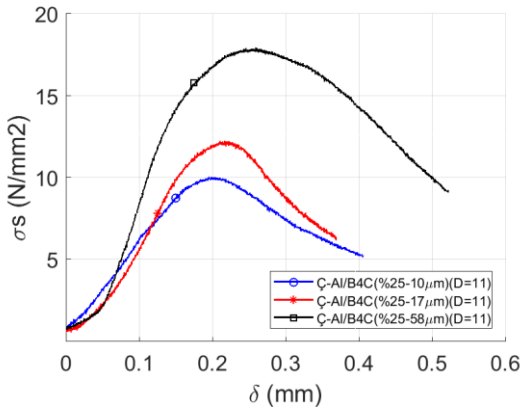
d)



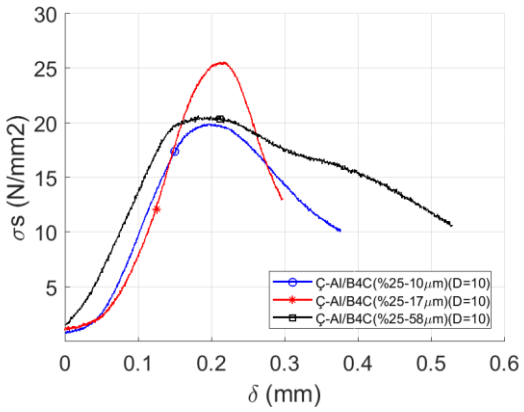
e)



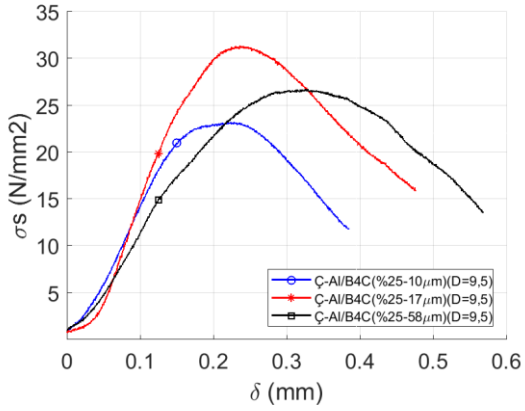
f)



g)



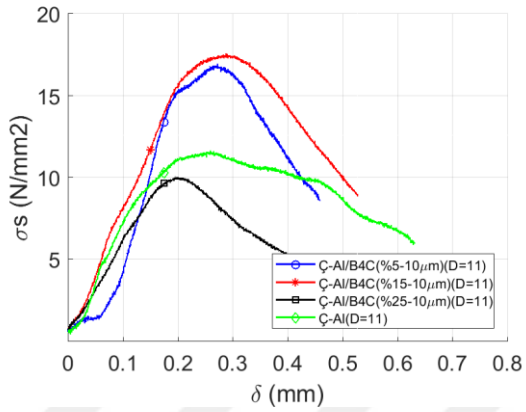
h)



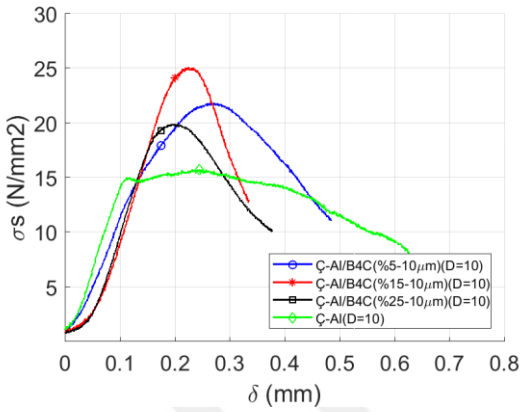
j)

Şekil 3.49. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

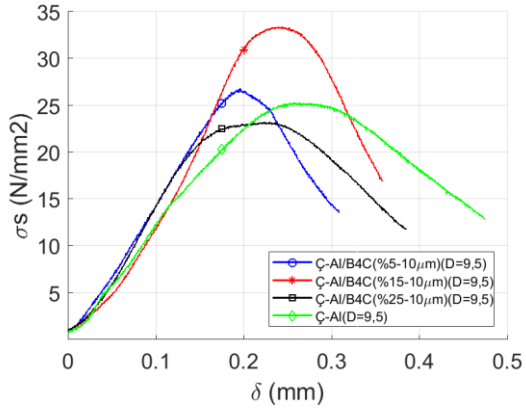
Bu malzeme grubunda B4C takviye oranındaki değişim yine tane boyutuna bağlı olarak değişiklikler göstermiştir. 10 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde takviye oranı % 5'ten % 15'e yükselirken artan kayma mukavemeti, % 25 takviye oranında düşmüştür (Şekil 3.50-a-c). 17 µm boyutlu B4C takviye oranlarında ise takviye oranının % 5'ten % 15'e geçişinde birbirine oldukça yakın olan kayma mukavemetleri, % 25 takviye oranında yükselmiştir (Şekil 3.50-d-f). 58 µm boyutlu B4C takviyesinde ise takviye oranının % 5'ten % 15'e yükselmesi ile değişmeyen arabağ mukavemeti % 25 takviye oranında artış göstermiştir (Şekil 3.50-g-j).



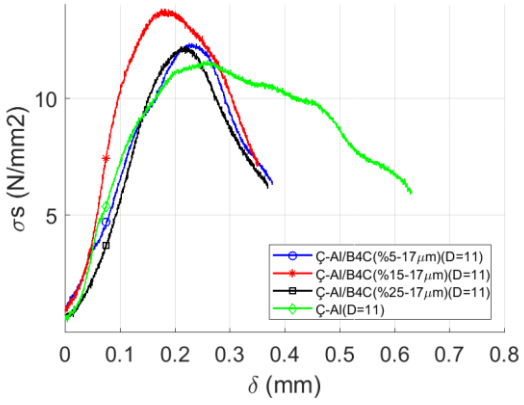
a)



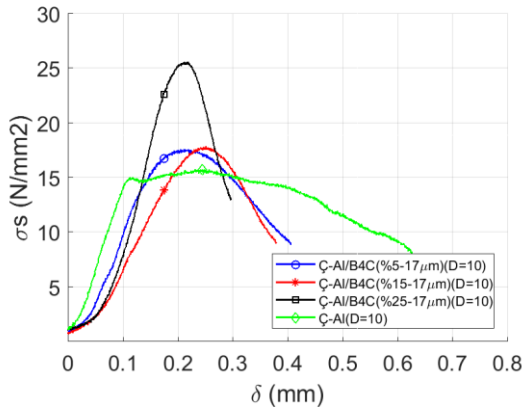
b)



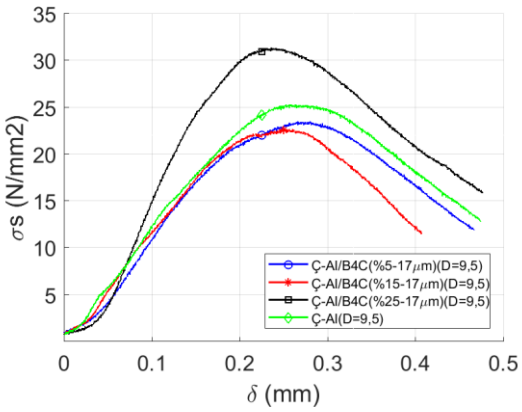
c)



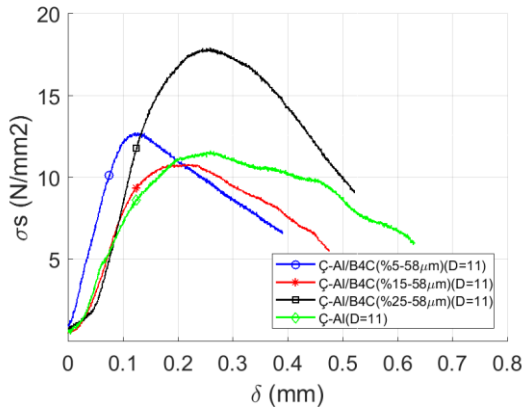
d)



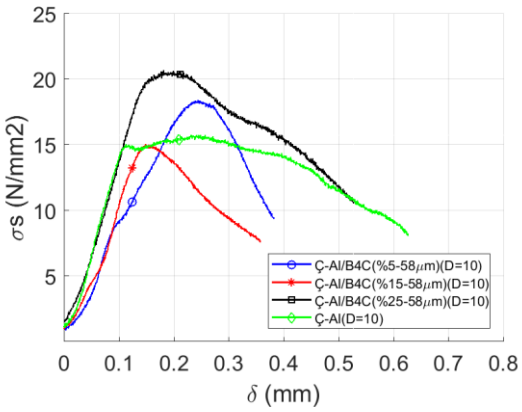
e)



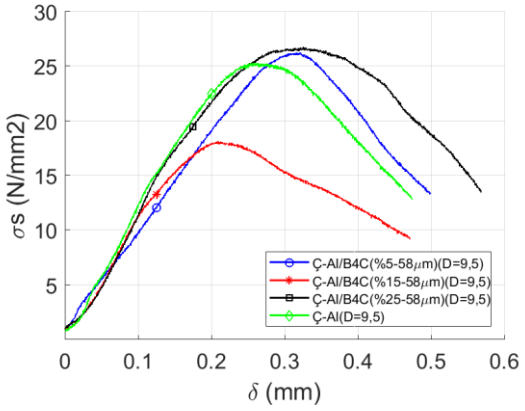
f)



g)



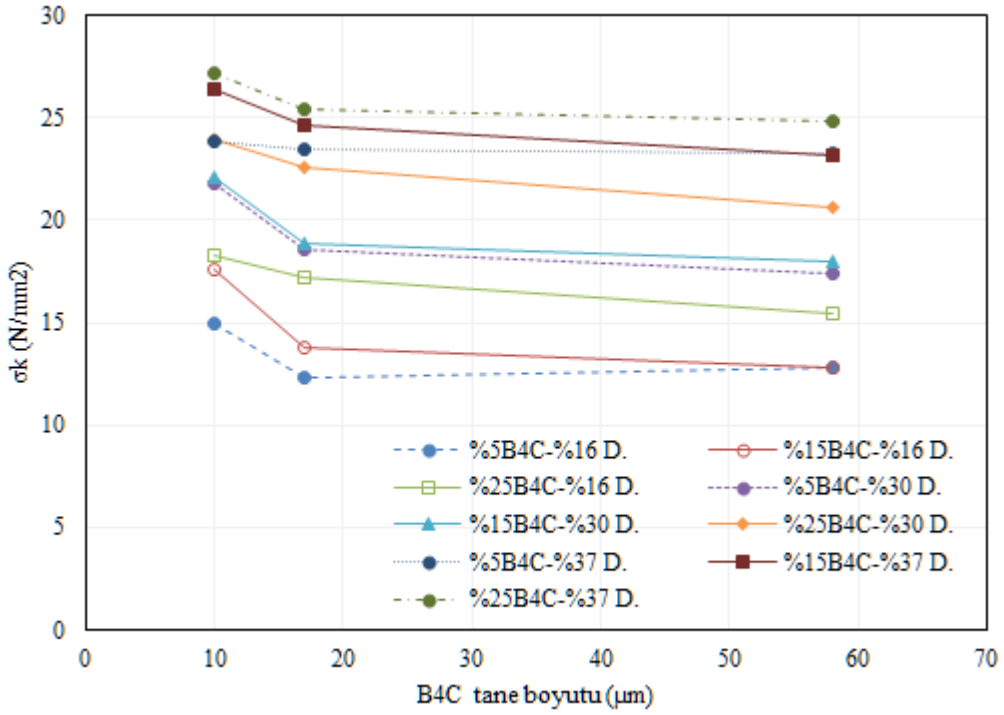
h)



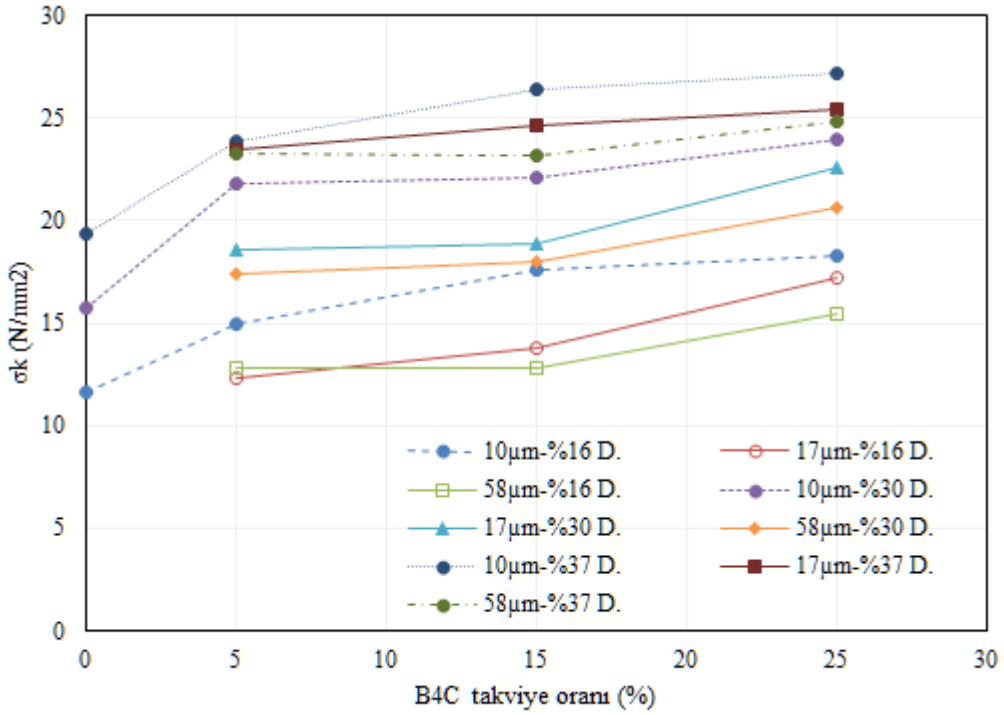
j)

Şekil 3.50. 250 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 10µm-%37, d) 17µm-%16, e) 17µm-%30, f) 17µm-%37, g) 58µm-% 16, h) 58µm-%30, j) 58µm-%37

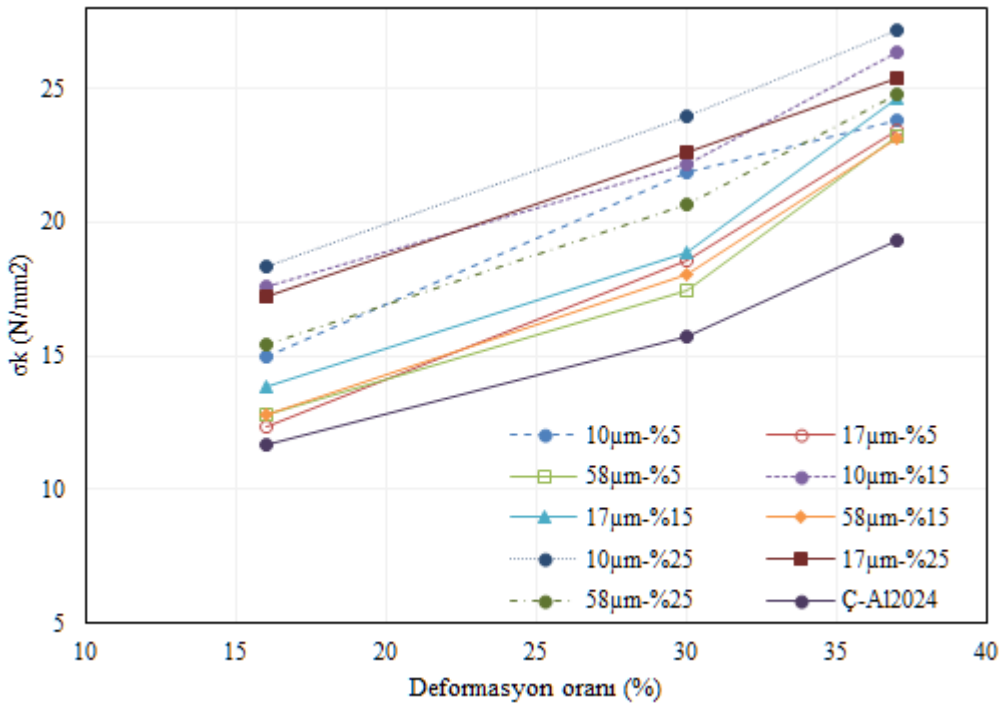
Bu malzeme grubunda sabit 250 °C üretim sıcaklığı altında üretimi gerçekleştirilen malzemelerin diğer parametrelere göre kayma mukavemetlerinin değişimi Şekil 3.51'de görülen grafiklerde bir araya getirilmiştir. Bu grafikler sıcaklık şartlarının kayma mukavemetinde önemli değişikliklere neden olduğunu göstermiştir. Öncelikle sıcaklık artışı ile kayma mukavemet değerleri düşüş göstermiştir (Şekil 3.47-a-c, Şekil 3.51-a-c). Bu düşüşte malzemelerin genleşme katsayısı farklılıkları etkili olmuştur. Çünkü artan sıcaklıkla daha fazla genleşen öz malzemesi soğurken de daha fazla büzülmektedir. Bu durum kılıf-öz arasında açılmalara neden olmuş ve tüm malzeme gruplarında kayma mukavemet değerlerini düşürmüştür. B4C tane boyutunun artması ile yine oda sıcaklığında üretilen malzemelerde olduğu gibi, artan porozite ve azalan çelik-B4C temas alanı nedeniyle kayma mukavemeti değerleri düşmüştür (Şekil 3.51-a). Bu sıcaklık şartında B4C takviye oranının etkisi ise soğuk şartlardan farklı olmuştur. B4C takviye oranının artması ile kayma mukavemet değerleri artmıştır (Şekil 3.51.-b). Oda sıcaklığı şartlarında % 25 oranında düşen değerler, burada artışa devam etmiştir. Bunun nedeni yine genleşme katsayısı farklılığı olmuştur. Öz malzemesinde bulunan B4C, yüksek rijitlikte bir malzeme olduğu için Al ile bir araya gelerek oluşturduğu kompozit öz malzemesinin genleşme katsayısını düşürmektedir. B4C oranı arttıkça düşüş oranı da artmaktadır. Dolayısıyla yüksek oranda B4C içeren malzemelerin genleşme katsayısı düşmekte ve 250 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen çekme işlemi sonrası gerçekleşen büzülme olayında, B4C takviye oranı yüksek olan malzemeler daha az oranda büzülmektedir. Bu durum arabağ mukavemetinin daha yüksek olmasına neden olmuştur. Bu sebeple bu sıcaklık şartında tanecik boyutu düşük ama takviye oranı yüksek olan malzemeler daha iyi arabağ mukavemeti değerlerine sahip olmuşlardır. Deformasyon oranı artışı bu sıcaklık şartında da kayma mukavemet değerlerini yükseltmiş, yükselme oranı malzeme türüne göre değişiklik göstermiştir (Şekil 3.51-c).


σk (N/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
%5B4C-%16 D.
%15B4C-%16 D.
%25B4C-%16 D.
%5B4C-%30 D.
%15B4C-%30 D.
%25B4C-%30 D.
%5B4C-%37 D.
%15B4C-%37 D.
%25B4C-%37 D.

a)


σk (N/mm2)
B4C takviye oranı (%)
10µm-%16 D.
17µm-%16 D.
58µm-%16 D.
10µm-%30 D.
17µm-%30 D.
58µm-%30 D.
10µm-%37 D.
17µm-%37 D.
58µm-%37 D.

b)



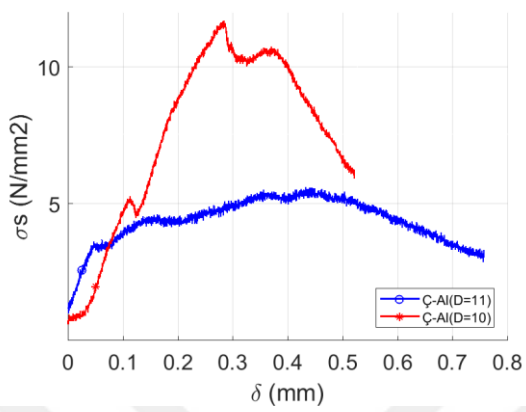
c)

Şekil 3.51. 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

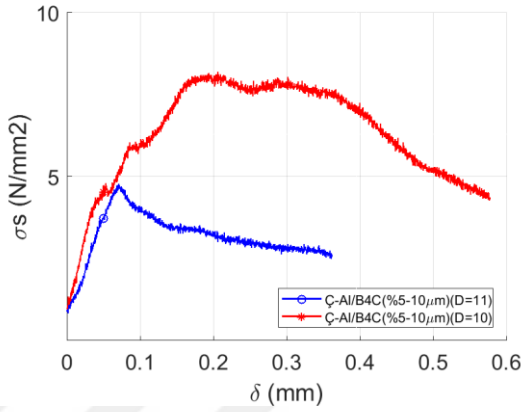
3.3.11. T=400 °C'de Üretilen Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçları

400 °C sıcaklık şartında üretilen tabakalı dairesel kompozitler iki farklı deformasyon oranında üretildiği için bu malzemelerin kayma mukavemetleri iki farklı deformasyon şartında karşılaştırılmıştır. Bu sıcaklıkta üretilen malzemelerin kayma mukavemet değerleri genel olarak diğer sıcaklık şartlarına nazaran düşüş göstermiştir. Bununla birlikte deformasyon artışı yine bu malzemelerde arabağ mukavemetinde önemli bir artış faktörü olmuştur. Düşük deformasyon şartlarında malzemelerin kayma mukavemet değerleri arasında daha belirgin farklar bulunurken deformasyon oranının yükselmesi ile malzemelerin kayma mukavemet değerleri birbirlerine yaklaşmıştır (Şekil 3.52-a-k). Ç-Al2024 kompozitler ve B4C takviye oranı % 5 olan kompozitlerde kayma testi eğrisi dalgalı bir şekilde gerçekleşmiştir (Şekil 3.52-a-b). Bu durum B4C oranının artması ile yerini daha düzgün eğrilere bırakmıştır. Ayrıca B4C takviyesi düşük olan malzemelerde deformasyonun mukavemet artışına etkisi daha yüksek iken B4C oranının artması ile bu fark kapanmıştır. Deformasyon oranının artışının mukavemet artışına en yüksek oranda

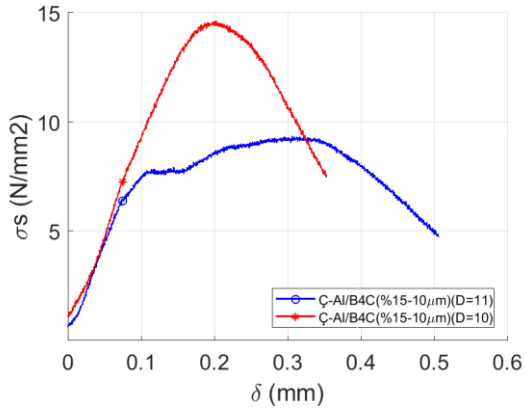
katkı verdiği malzeme % 5 oranında 17 µm boyutlu B4C içeren kompozit malzeme olmuştur (Şekil 3.52-e).



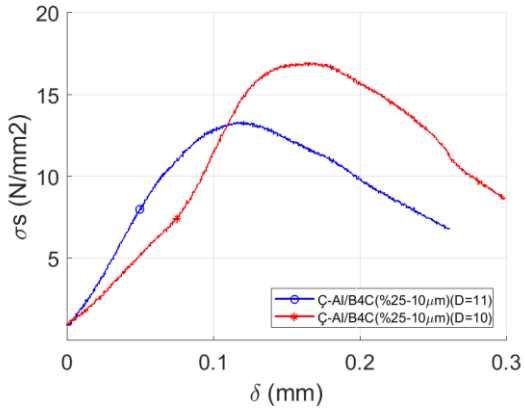
a)



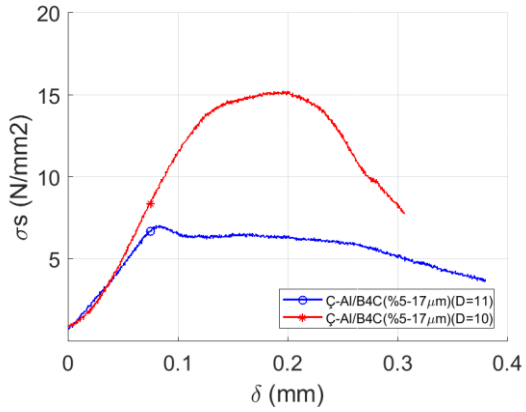
b)



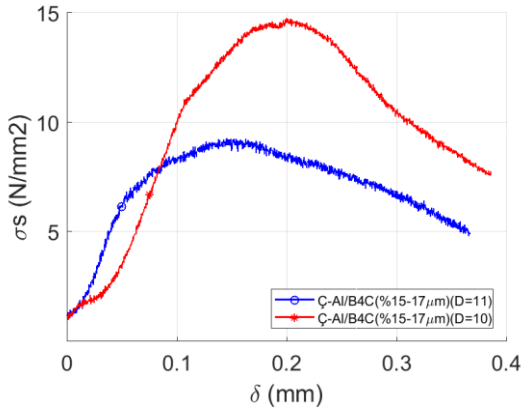
c)



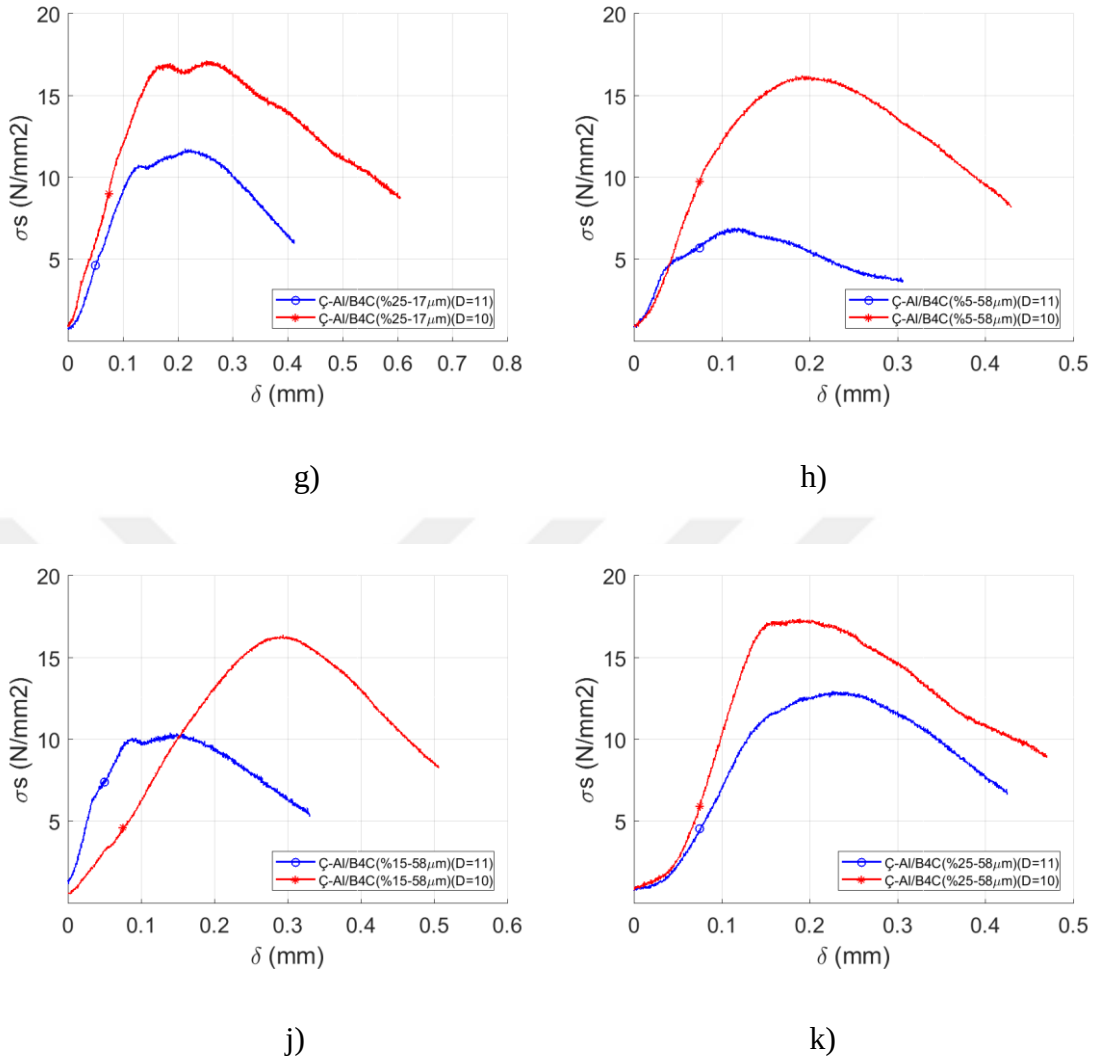
d)



e)

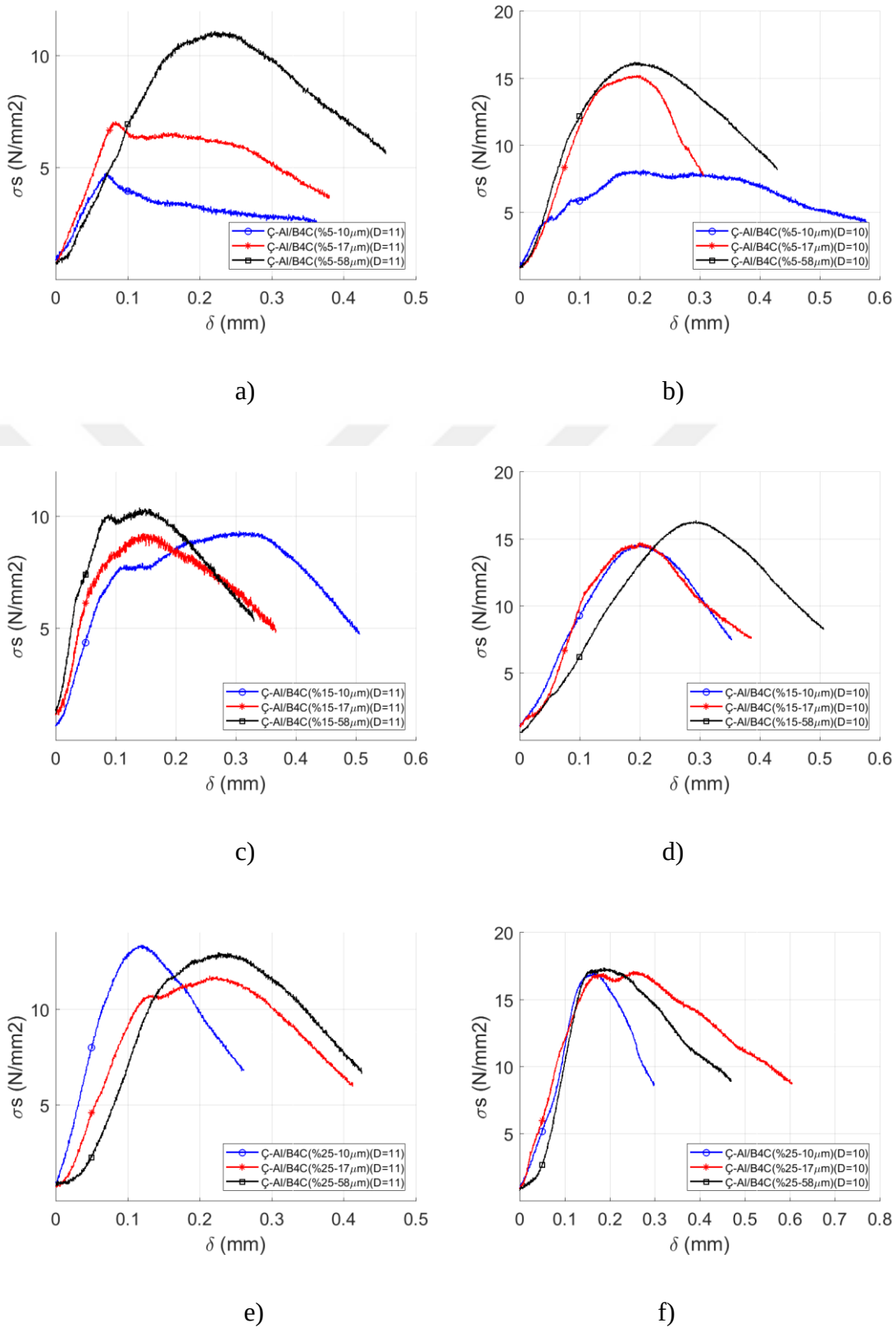


f)



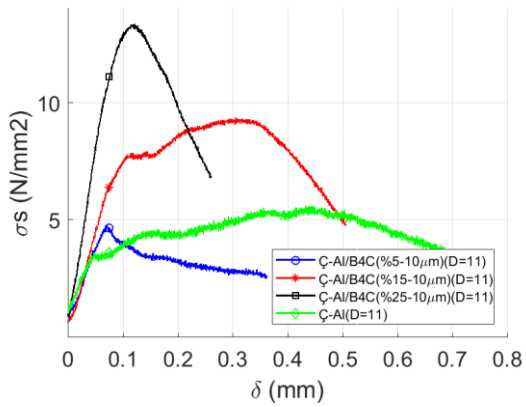
Şekil 3.52. 400 °C sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kayma dayanımlarının deformasyon oranına bağlı olarak değişimi a)Ç-Al, b) Ç-Al/B4C(%5-10µm), c) %5-17µm d) %5-58µm, e) %15-10µm, f) %15-17µm, g) %15-58µm, h) %25-10µm, j)%25-17µm), k) %25-58µm

% 5 oranında B4C takviyesinin olduğu malzemelerde B4C tane boyutu 10 µm'den 58 µm'ye giderken kayma mukavemet değerleri çok sınırlı oranda artmıştır (Şekil 3.53-a-b). B4C takviye oranının % 15'e çıktığı tabakalı dairesel kompozitlerde ise tane boyutu etkisi azalmıştır. Bu takviye oranında B4C tane boyutu 10 µm'den 58 µm'ye değişirken kayma mukavemet değerlerinde oldukça düşük oranlarda bir artış gözlemlenmiştir (Şekil 3.53-c-d). Aynı durum % 25 oranında B4C takviyesi içeren malzemelerde de görülmüş, yani B4C tane boyutunun artışı kayma mukavemet değerlerini sınırlı bir şekilde arttırmıştır (Şekil 3.53-e-f).

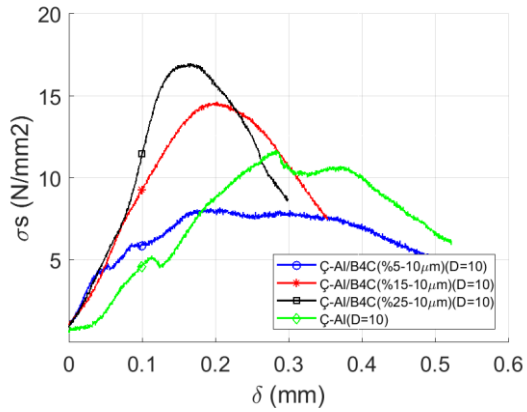


Şekil 3.53. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C tane boyutuna bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c)17µm)-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30

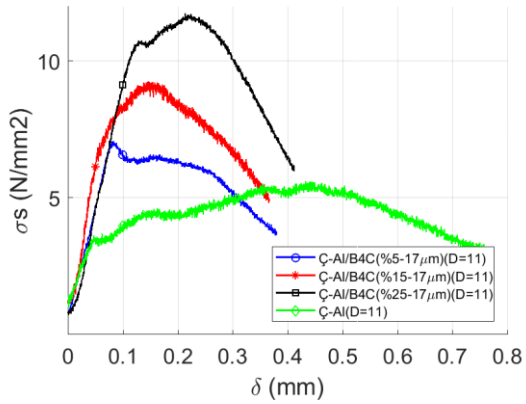
400 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerin kayma mukavemet değerlerinin B4C takviye oranına göre değişimi, tane boyutunun değişimine benzer şekilde bir davranış ortaya koymuştur. 10 µm boyutlu B4C takviyesi içeren malzemelerde takviye oranı % 5'ten % 25'e yükselirken kayma mukavemet değerleri de yükselmiştir. Bu malzeme grubu takviye oranının etkisinin en net görüldüğü grup olmuştur (Şekil 3.54.-a-b). 17 µm boyutlu B4C takviyesi içeren kompozitlerde ise düşük deformasyon oranlarında takviye oranının artması ile görülen mukavemet artışı, yüksek mukavemetlerde daha düşük oranlarda gerçekleşmiştir (Şekil 3.54-c-d). 58 µm boyutlu B4C takviyesi içeren kompozitlerde de benzer bir durum oluşmuş, B4C takviye oranının artışı kayma mukavemet değerlerinde sınırlı bir artış katkısı vermiştir (Şekil 3.54-e-f).



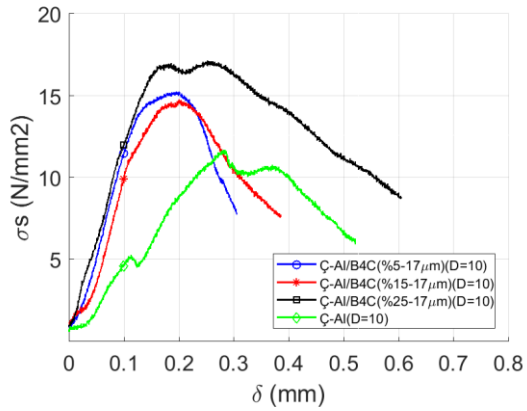
a)



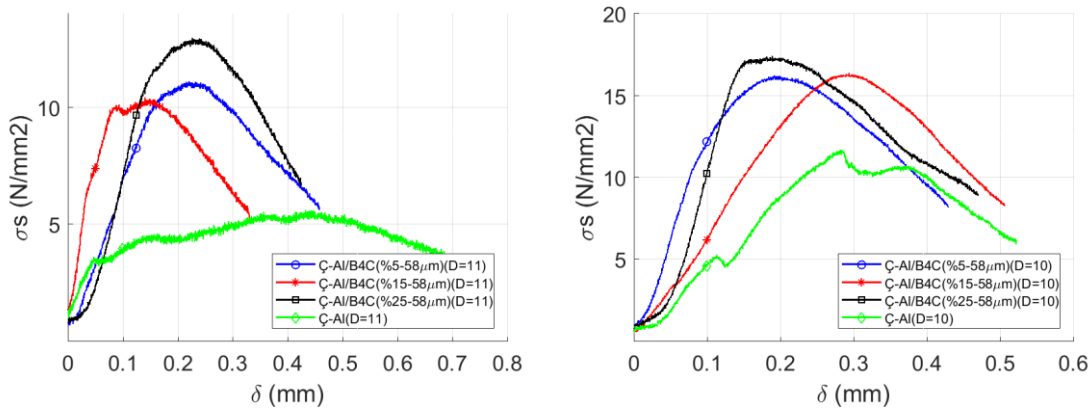
b)



c)



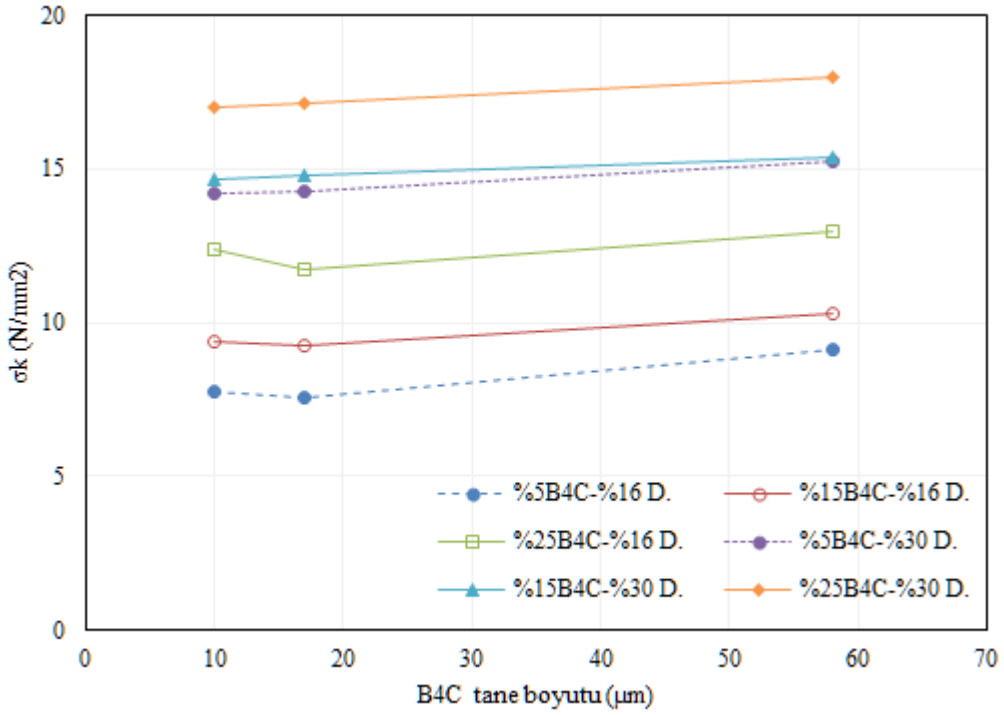
d)



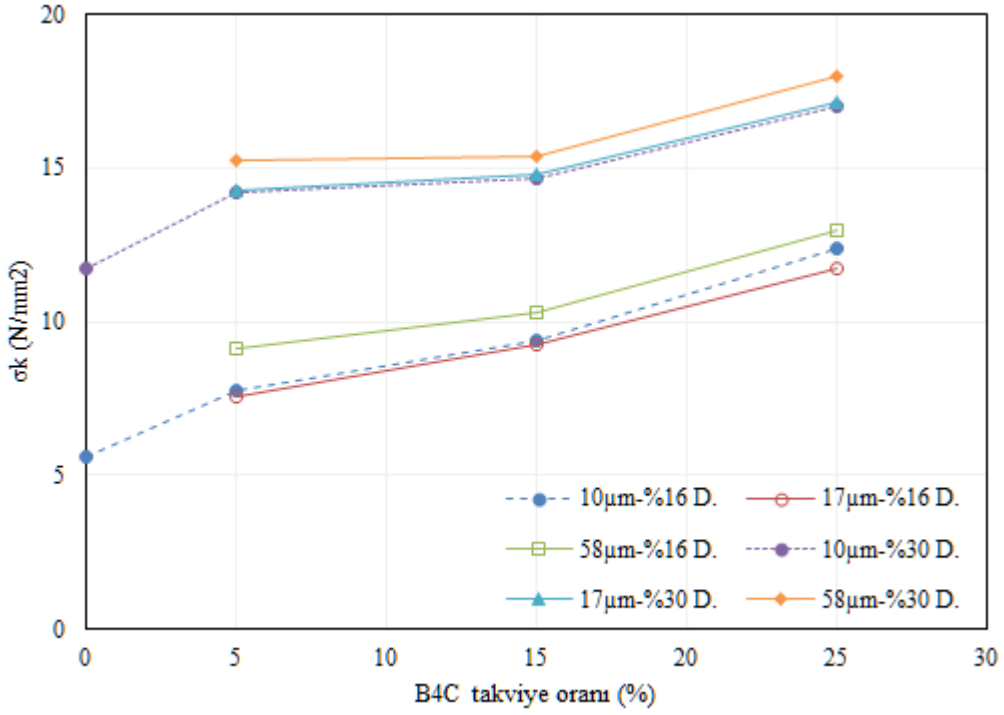
e) f)

Şekil 3.54. 400 °C sıcaklıkta üretilmiş kompozitlerin kayma dayanımlarının B4C hacim oranına bağlı olarak değişimi a) Ç-Al/B4C(10µm)-%16, b) 10µm-%30, c) 17µm-%16, d) 17µm-%30, e) 58µm-% 16, f) 58µm-%30

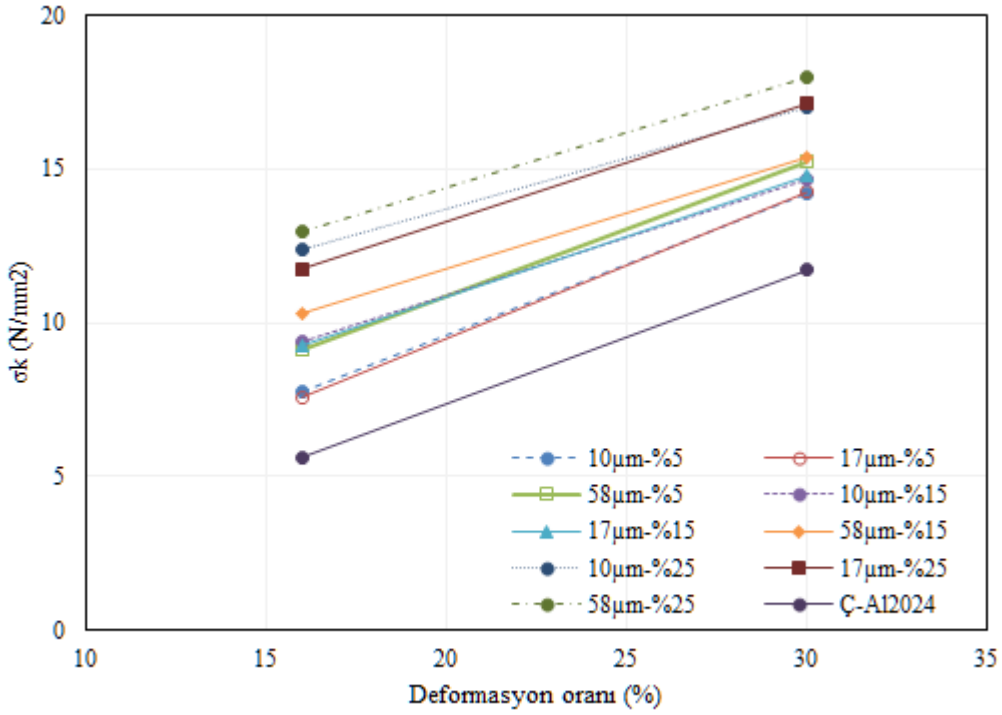
400 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerde kayma mukavemet değerleri, diğer sıcaklık şartlarında üretilen malzemelere göre oldukça düşmüştür. Diğer sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde, B4C takviyesinin kayma mukavemet değerlerinde verdiği olumlu katkı, bu malzemelerde daha düşük kalmıştır (Şekil 3.55-b). B4C tane boyutunun artması ile kayma mukavemet değerleri bazı malzemelerde nerdeyse değişmemiş bazılarında ise çok sınırlı bir artış göstermiştir. Artan işlem sıcaklığı sonrası meydana gelen büzülme, kılıf-öz arasının daha fazla açılmasına sebep olduğu için, kayma mukavemetine sınırlı bir katkısı olan B4C tanecik boyutunun etkisini nerdeyse ortadan kaldırmıştır (Şekil 3.55-a). Bu sıcaklık şartında B4C takviye oranının artışı ile kayma mukavemet değerleri 250 ºC sıcaklık şartında olduğu gibi artmıştır (Şekil 3.55-b). Bunun nedeni yine o sıcaklık şartında olduğu gibi, artan B4C takviye oranının öz malzemesinin büzülme oranını düşürmesidir. Bu sebeple mukavemet değerlerinin en iyi olduğu malzeme grubu % 25 oranında B4C içeren kompozit malzemeler olmuştur (Şekil 3.55-b). Bu malzeme grubunda sıcaklık nedeni ile kayma mukavemetleri düşmekle beraber, deformasyon oranı yine malzemelerin kayma mukavemetini arttırmada önemli rol oynamıştır (Şekil 3.55-c).


σk (N/mm2)
B4C tane boyutu (µm)
%5B4C-%16 D.
%15B4C-%16 D.
%25B4C-%16 D.
%5B4C-%30 D.
%15B4C-%30 D.
%25B4C-%30 D.

a)


σk (N/mm2)
B4C takviye oranı (%)
10µm-%16 D.
17µm-%16 D.
58µm-%16 D.
10µm-%30 D.
17µm-%30 D.
58µm-%30 D.

b)

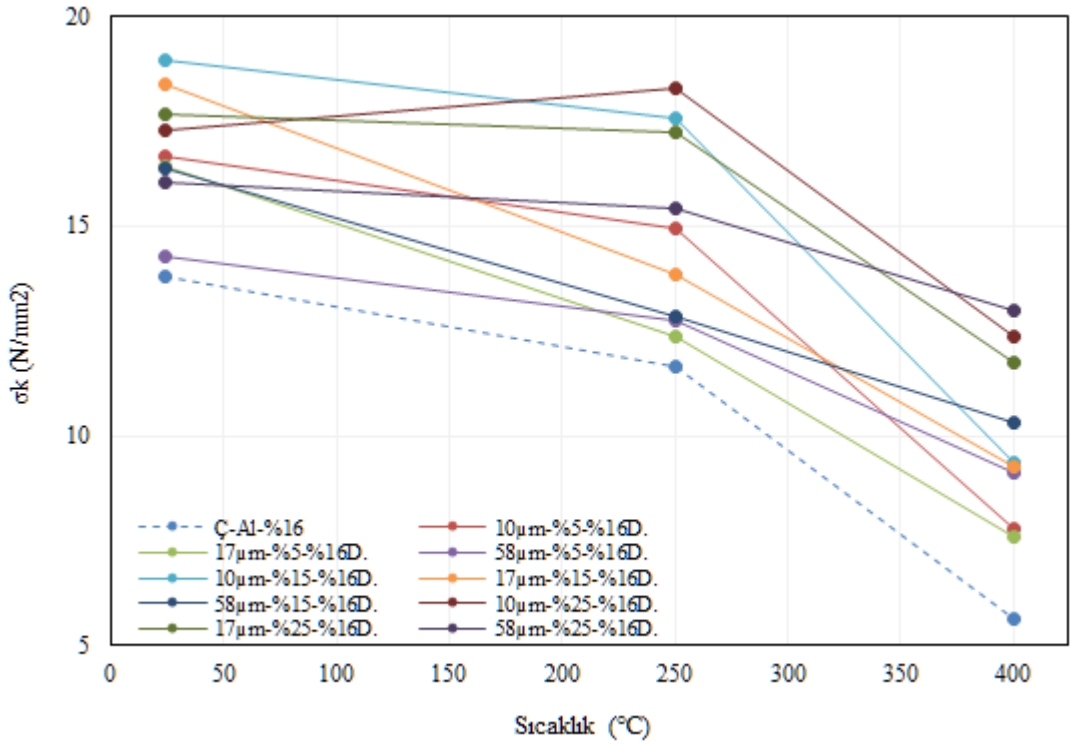


c)

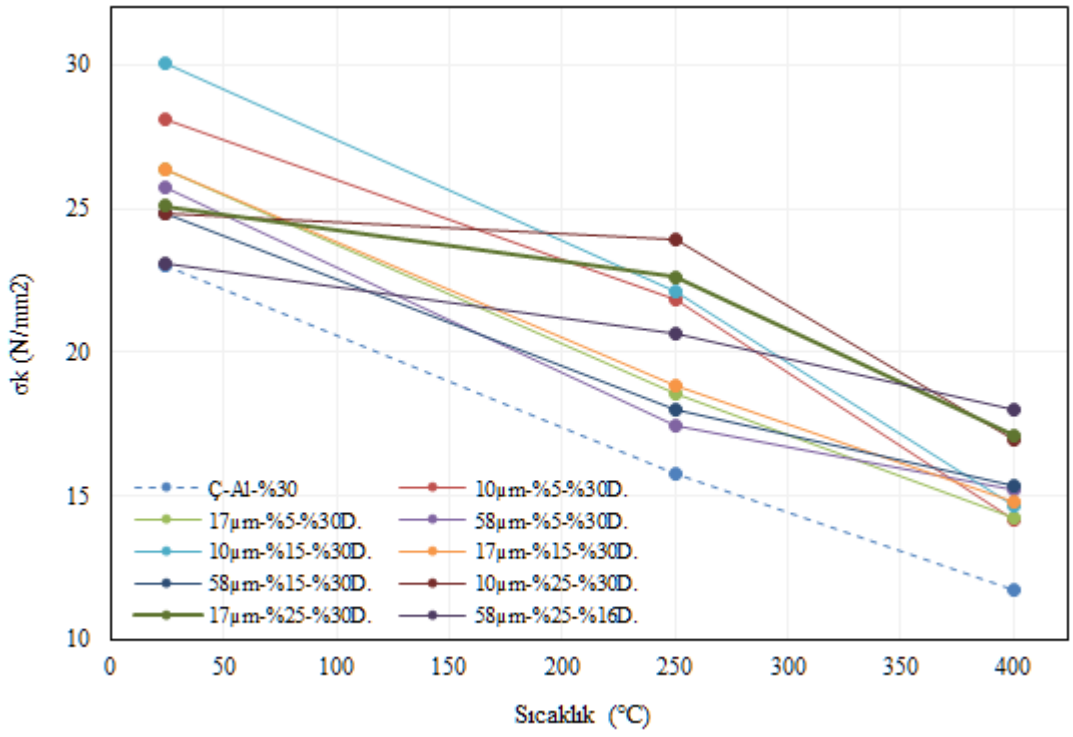
Şekil 3.55. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) B4C tane boyutu, b) B4C takviye oranı, c) deformasyon oranına bağlı olarak değişimi

3.3.12. Tabakalı Dairesel Kompozitlerin Kayma Testi Sonuçlarına Farklı Sıcaklıkların Etkisi

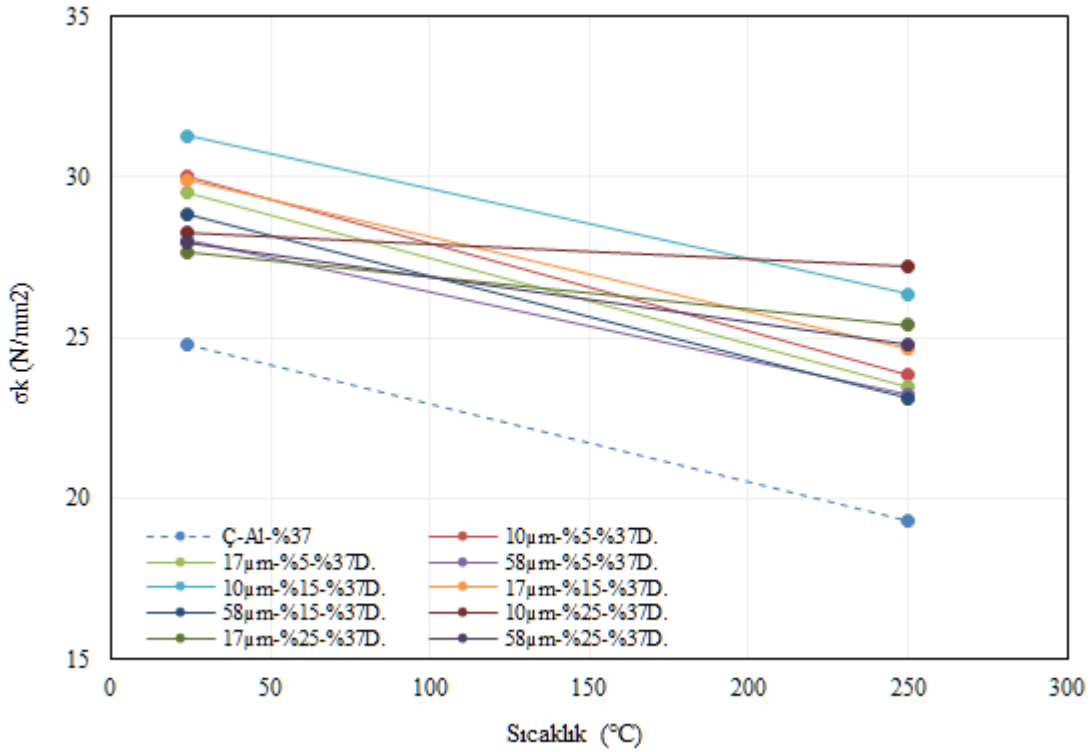
Eğme ve basma mukavemet değerlerine nazaran kayma mukavemet değerleri tabakalı dairesel kompozitlerin üretim parametrelerindeki değişime en net oranda tepki veren mekanik test sonuçları olmuştur. Deformasyon oranı diğer testlerde olduğu gibi kayma mukavemeti değerlerinde de her malzeme grubunda arttırıcı bir rol üstlenmiştir (Şekil 3.56-a-c). Bu durum artan deformasyonun, kılıf-öz sıkışmasına neden olması ve öz malzemesinin porozitesini azaltması nedenleri ile uyuşmaktadır. Ayrıca takviye parçacıklarının çelik kılıf iç yüzeyine gömülerek mekanik bir bağ oluşturması önemli bir kayma mukavemet artış faktörüdür. Bu temasın sayıca artması, kompozit-çelik ara yüzeyindeki kayma sürtünmesini de arttırması önemli kayma mukavemeti artışına neden olacaktır. Bu durum kayma testi sonrası kılıf iç yüzeylerinden alınan görüntüler ile desteklenmiştir (Şekil 3.61 ve Şekil 3.62). Ayrıca tabakalı dairesel kompozitlerin kılıf-öz sınırlarından alınan SEM görüntüleri, artan deformasyon ile sınırlarda meydana gelen sıkılaşmayı net olarak göstermiştir (Şekil 3.57-a-c).


20
15
10
5
σk (N/mm2)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
Sıcaklık (°C)
Ç-Al-%16
10µm-%5-%16D.
17µm-%5-%16D.
58µm-%5-%16D.
10µm-%15-%16D.
17µm-%15-%16D.
58µm-%15-%16D.
10µm-%25-%16D.
17µm-%25-%16D.
58µm-%25-%16D.

a)

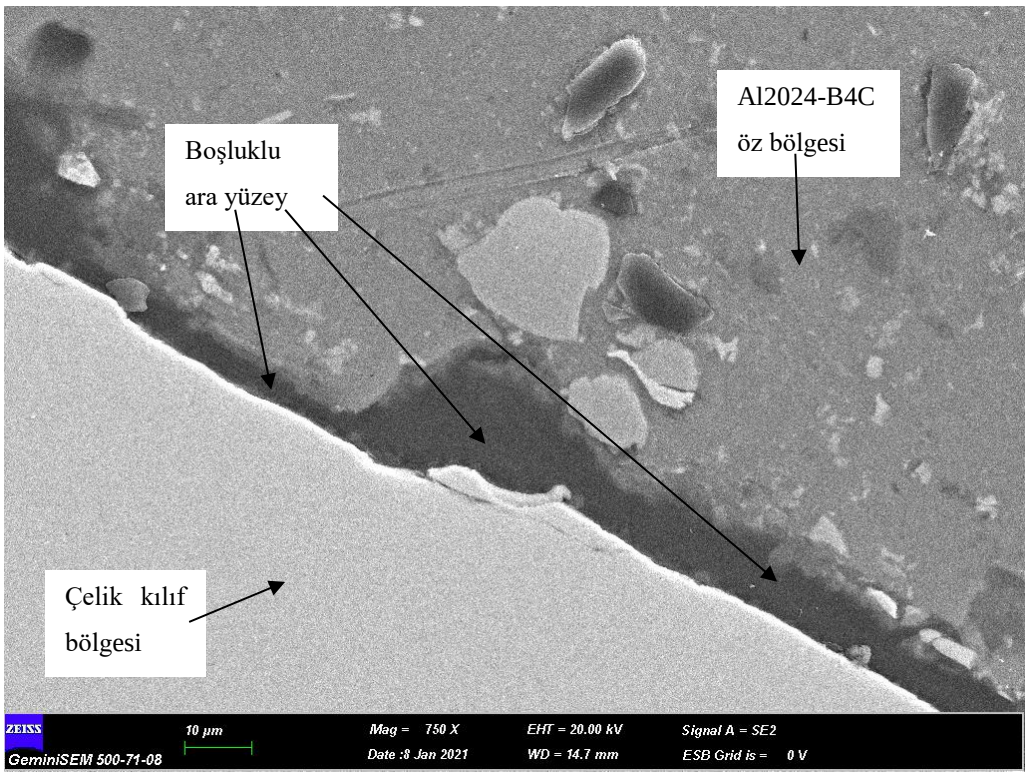

30
25
20
15
10
σk (N/mm2)
0
50
100
150
200
250
300
350
400
Sıcaklık (°C)
Ç-Al-%30
10µm-%5-%30D.
17µm-%5-%30D.
58µm-%5-%30D.
10µm-%15-%30D.
17µm-%15-%30D.
58µm-%15-%30D.
10µm-%25-%30D.
17µm-%25-%30D.
58µm-%25-%16D.

b)

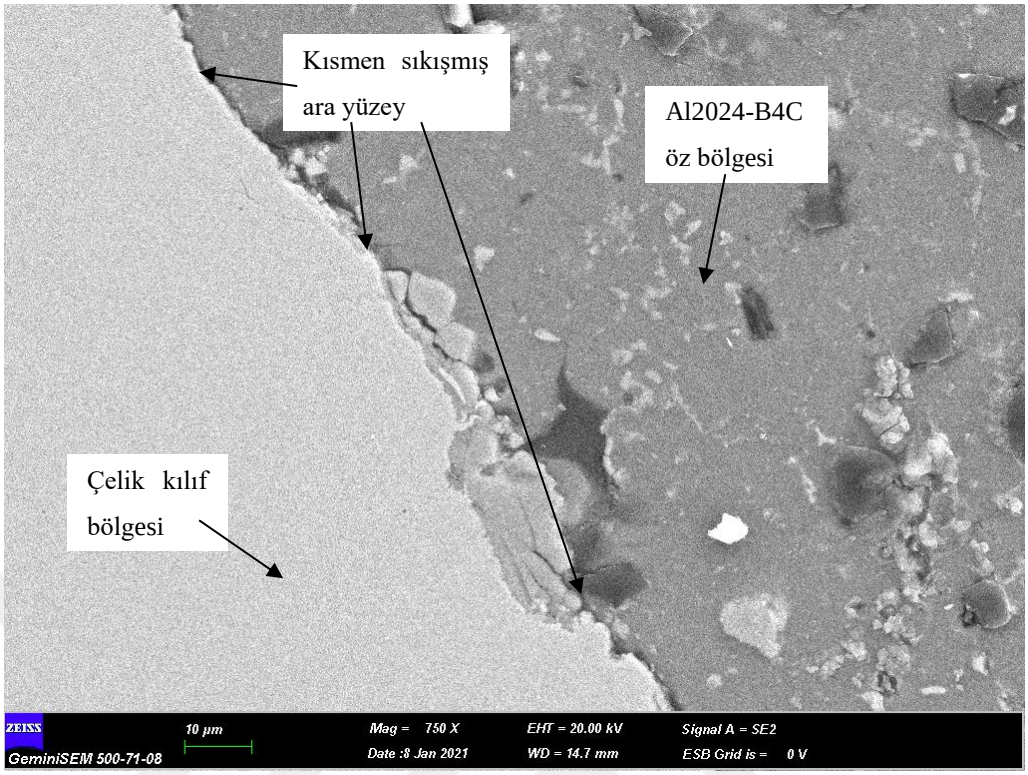


c)

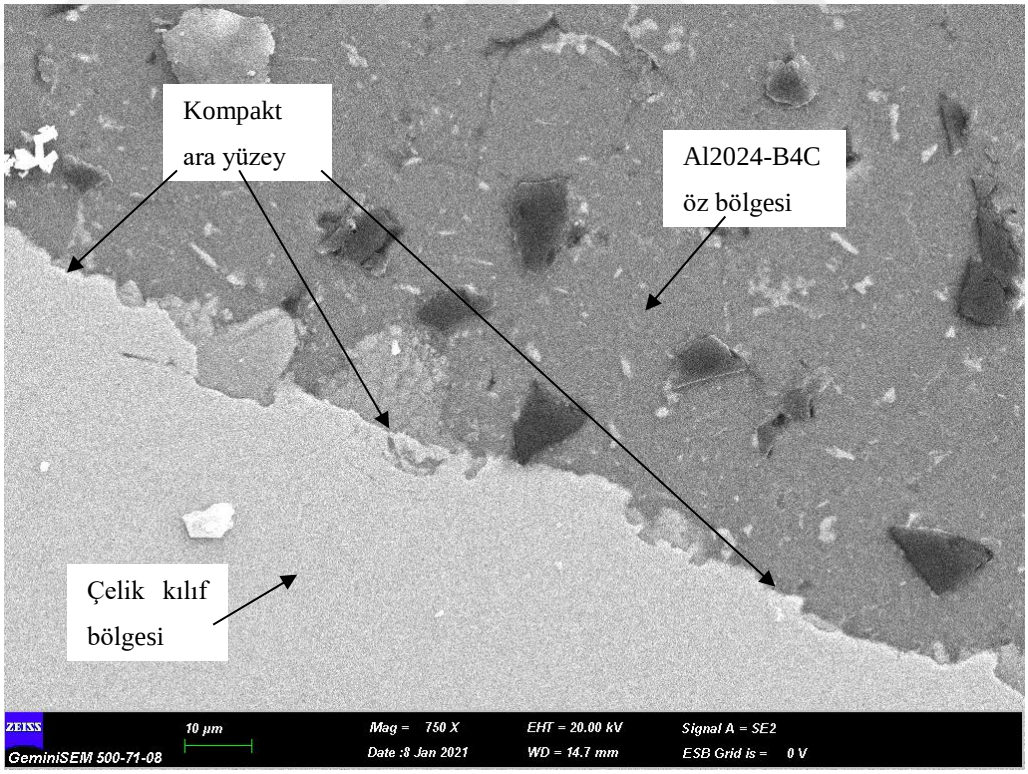
Şekil 3.56. Farklı sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde kayma mukavemetinin a) % 16 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, b) % 30 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak, c) % 37 sabit deformasyon oranında sıcaklığa bağlı olarak değişimi



a)



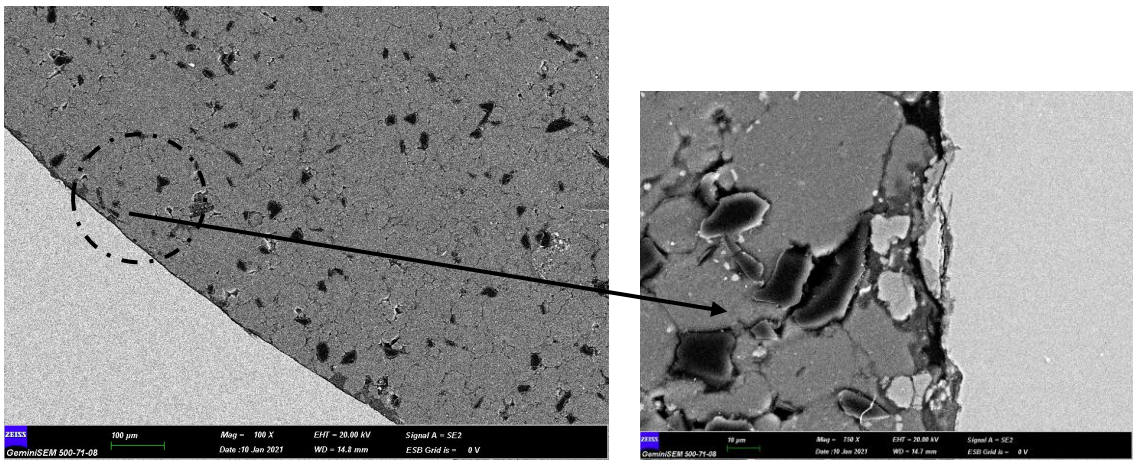
b)



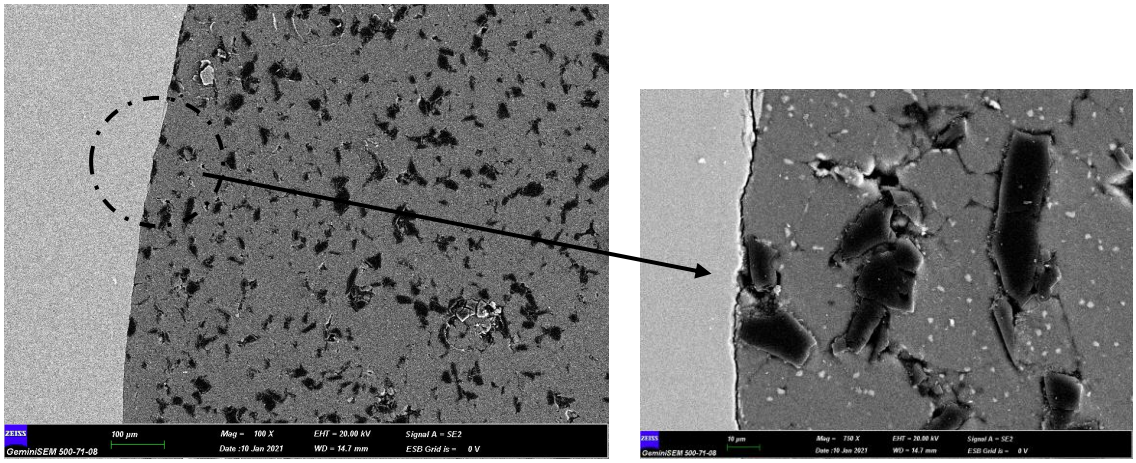
c)

Şekil 3.57. B4C takviyeli dairesel kompozitlerde kılıf-öz ara bölgesinde boşluk durumunun artan deformasyon oranı ile değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%5-17 µm)-% 16 deformasyon, b) % 30 deformasyon, c) % 37 deformasyon

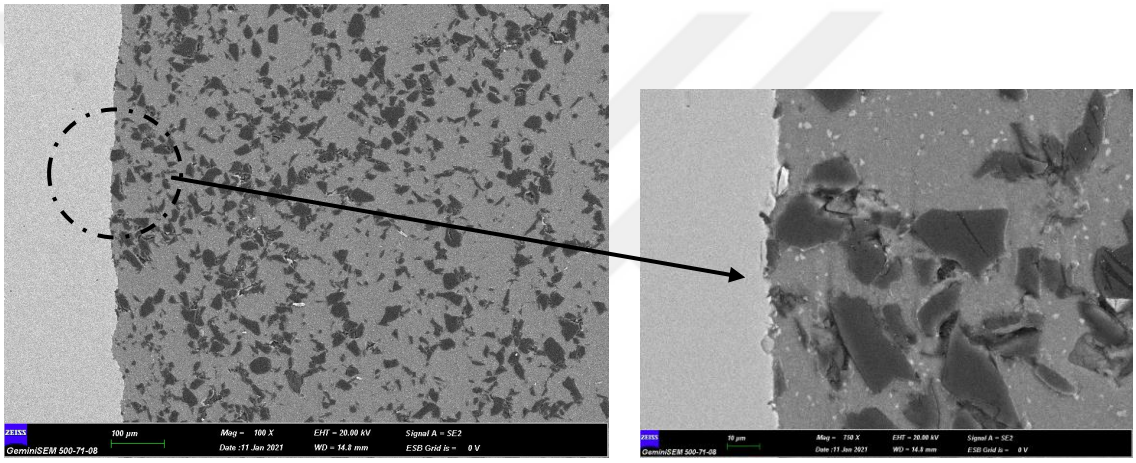
B4C takviye oranı ve B4C tane boyutunun kayma mukavemeti üzerindeki etkisi ise birbirleri ile kesişen bir ilişkiyle açıklanabilmektedir. Bu malzemelerin öz malzemesine yapılan seramik takviyesi ile amaçlanan temel hedeflerden birisi, sert seramik takviyenin kılıf öz arasında tutunma sağlayarak arabağ mukavemetini arttırması olmuştur (Şekil 3.58). Test sonuçları bunun sağlandığını göstermektedir. Bununla birlikte bu artış malzeme türüne göre değişiklik göstermektedir. Kayma mukavemet değerleri öncelikle sıcaklıktan bağımsız değerlendirilmek zorundadır. Çünkü bu mukavemet değerinde sıcaklık, diğer mekanik özelliklerde olduğundan farklı olan sonuçlara neden olmuştur. Soğuk şartlarda üretilen kompozit malzemelerde % 5 oranındaki B4C takviye oranı arabağ mukavemetini önemli oranda arttırmıştır. B4C takviye oranı % 15'e çıktığında ise genel olarak tüm malzeme gruplarında artan kayma mukavemeti % 25 takviye oranında düşüş göstermiştir. Bu durum arabağ mukavemetinde kritik bir B4C-çelik yüzey temas alanı olduğunu göstermiştir. Bu değerin altına inildiğinde arabağ mukavemeti düştüğü gibi bu temas alanı çok arttığında da mukavemette düşüş gerçekleşmektedir. Temas alanını daha fazla arttırmaya çalışmak, hem öz malzemesinde poroziteyi arttırarak hem de Al-B4C tutunulurluğunu düşürerek kayma mukavemetinin kötüleşmesine neden olmaktadır (Şekil 3.59). % 25 oranında 58 µm boyutlu B4C içeren kompozitlerde düşük olan kayma mukavemeti, tane boyutunun küçülmesi ve dolayısıyla toplam temas alanının artması ile artış göstermiştir (Şekil 3.59).



a)

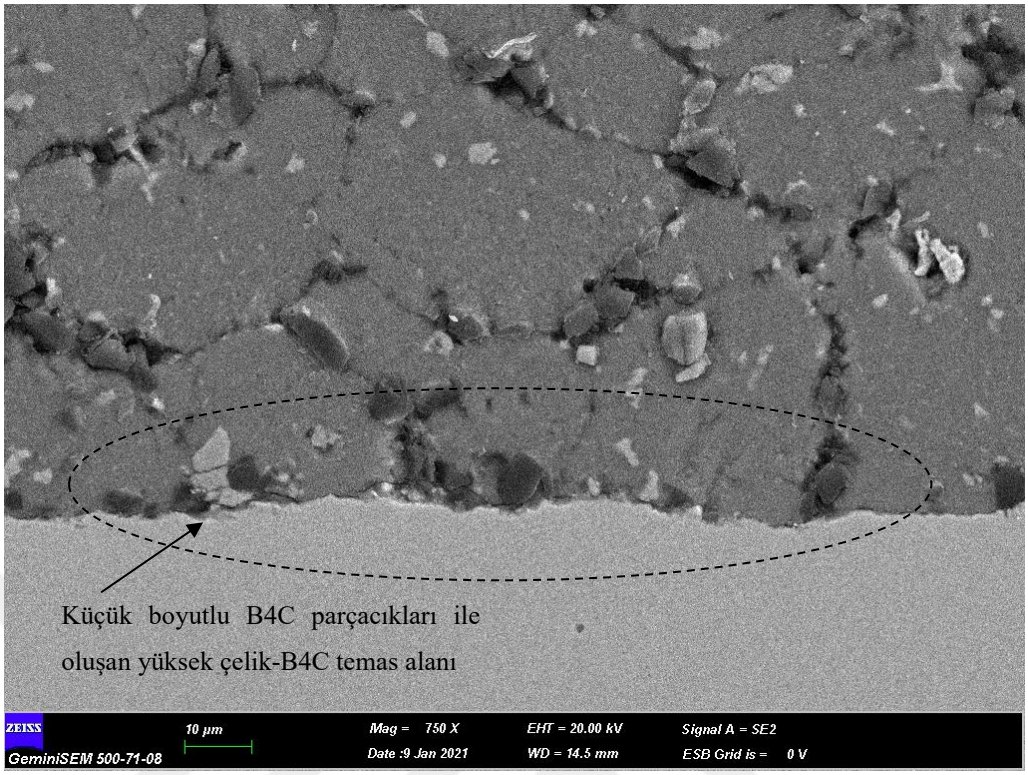


b)

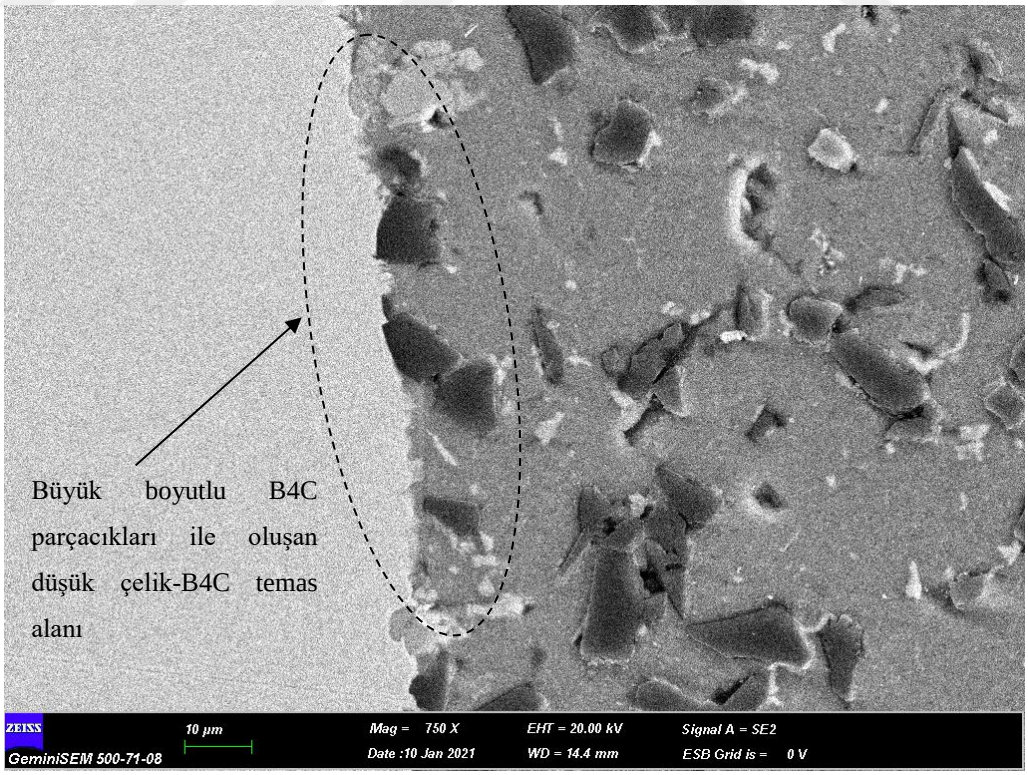


c)

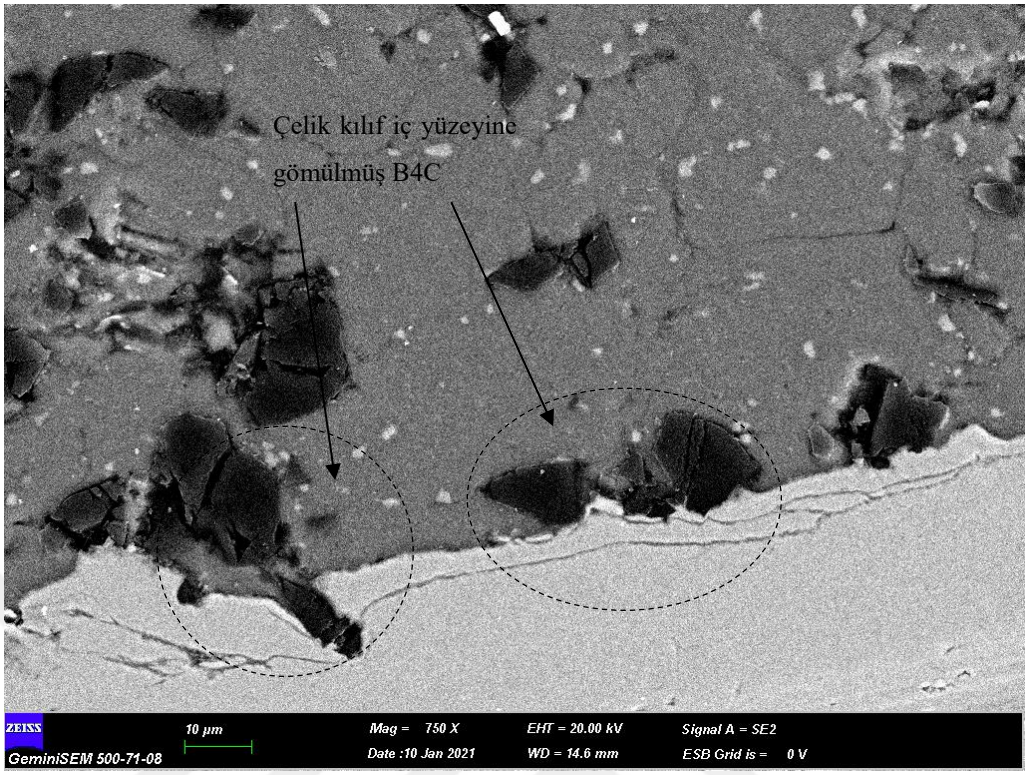
Şekil 3.58. B4C takviye oranının değişimi ile kılıf-öz sınırında meydana gelen seramik yoğunluğu ve çelik-seramik temas alanı değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%5-58 µm), b) %15-58 µm, c) %25-58 µm)


Küçük boyutlu B4C parçacıkları ile oluşan yüksek çelik-B4C temas alanı
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 750 X
Date :9 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 14.5 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

a)


Büyük boyutlu B4C parçacıkları ile oluşan düşük çelik-B4C temas alanı
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 750 X
Date :10 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 14.4 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

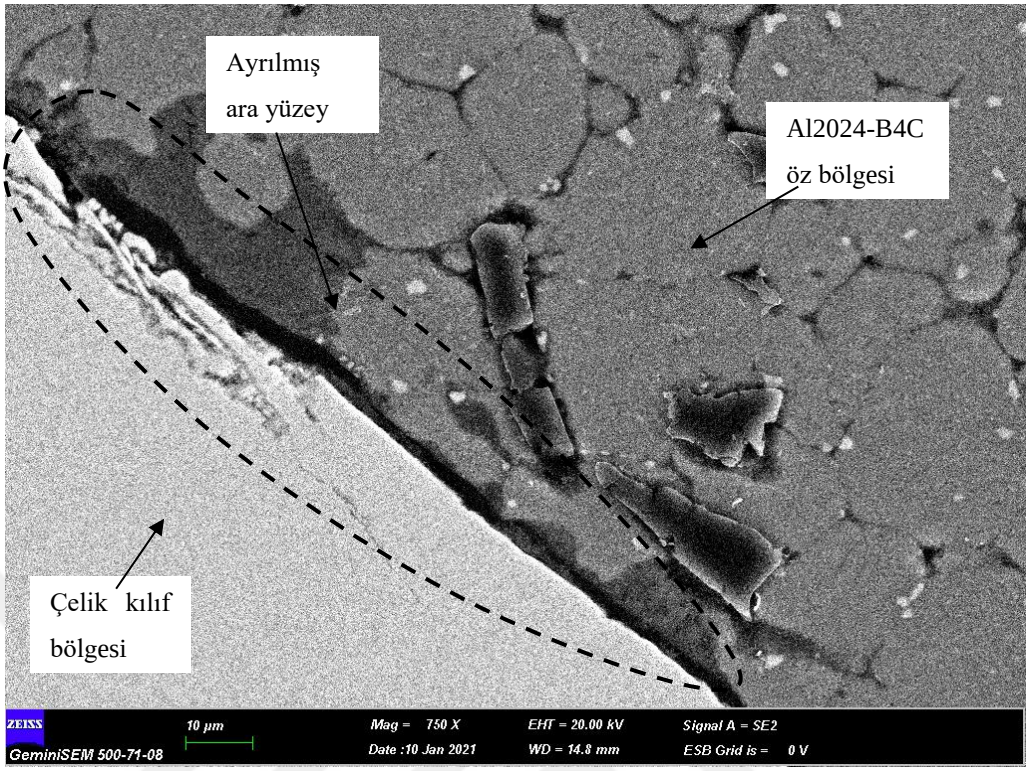
b)



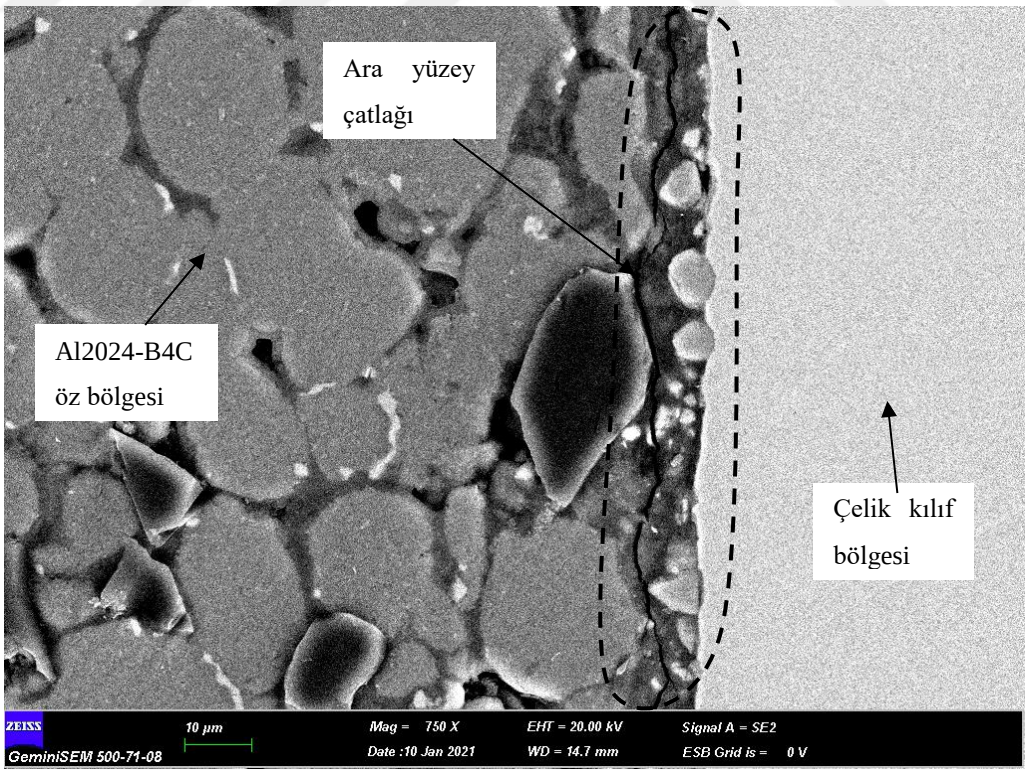
c)

Şekil 3.59. B4C tane boyutunun değişimi ile kılıf-öz sınırında meydana gelen seramik yoğunluğu ve çelik-seramik temas alanı değişimi a) Ç-Al2024/B4C(%15-10 µm), b) 17 µm, c) 58 µm

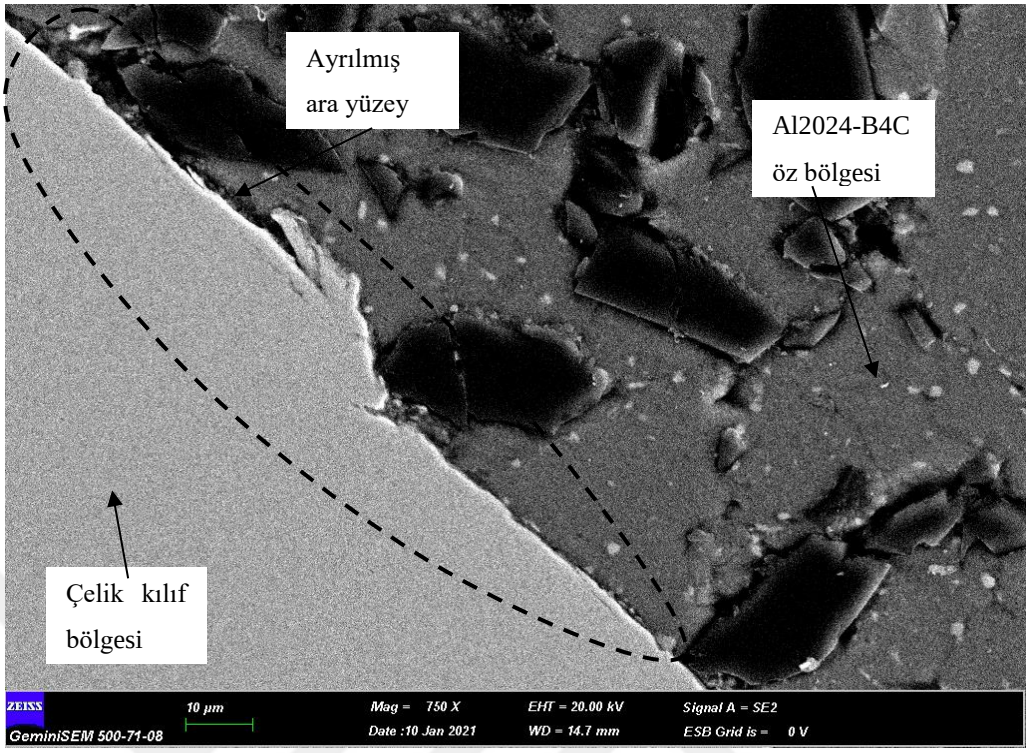
Üç farklı deformasyon oranına göre çizilen sıcaklık-kayma mukavemeti grafiğine göre de sıcaklık arttıkça arabağ mukavemeti düşmüştür (Şekil 3.56-a-c). Bu durumun nedeni ilgili sıcaklık şartlarında yapılan testlerde de belirtildiği üzere malzemelerin genleşme katsayısı farkıdır. Çelik kılıfın genleşme katsayısı öz malzemesinin matris fazını oluşturan alüminyumdan düşüktür. Sıcaklık nedeniyle farklı oranlarda genleşen malzemelerin büzülmeleri de aynı oranlarda olmuş, öz malzemesi kılıfa göre daha fazla büzülmüştür. Ve bu durum sıcak şartlarda üretilen malzemelerde arabağ mukavemetini düşürmüştür. 250 ºC sıcaklıkta bu düşüş daha sınırlı iken, 400 ºC sıcaklıkta daha yüksek oranda gerçekleşmiştir (Şekil 3.56-a-b). Nitekim 400 ºC sıcaklık şartlarında üretilen malzemelerin sınırlarında bu açılmalar açıkça gözlemlenmiştir (Şekil 3.60). Sıcak şartlarda üretilen malzemelerden B4C takviye oranı yüksek olanlarda, B4C takviyesi ile öz malzemesinin genleşme katsayısı düştüğü için mukavemet düşüşü daha sınırlı gerçekleşmiştir. Yani sıcak şartlarda üretilen malzemelerde yüksek oranda B4C içeren kompozitler (% 25) daha iyi mukavemet değerlerine sahip çıkmıştır (Şekil 56-a-c).


Ayrılmış
ara yüzey
Al2024-B4C
öz bölgesi
Çelik kılıf
bölgesi
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 750 X
Date :10 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 14.8 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

a)


Ara yüzey
çatlağı
Al2024-B4C
öz bölgesi
Çelik kılıf
bölgesi
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
10 µm
Mag = 750 X
Date :10 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 14.7 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

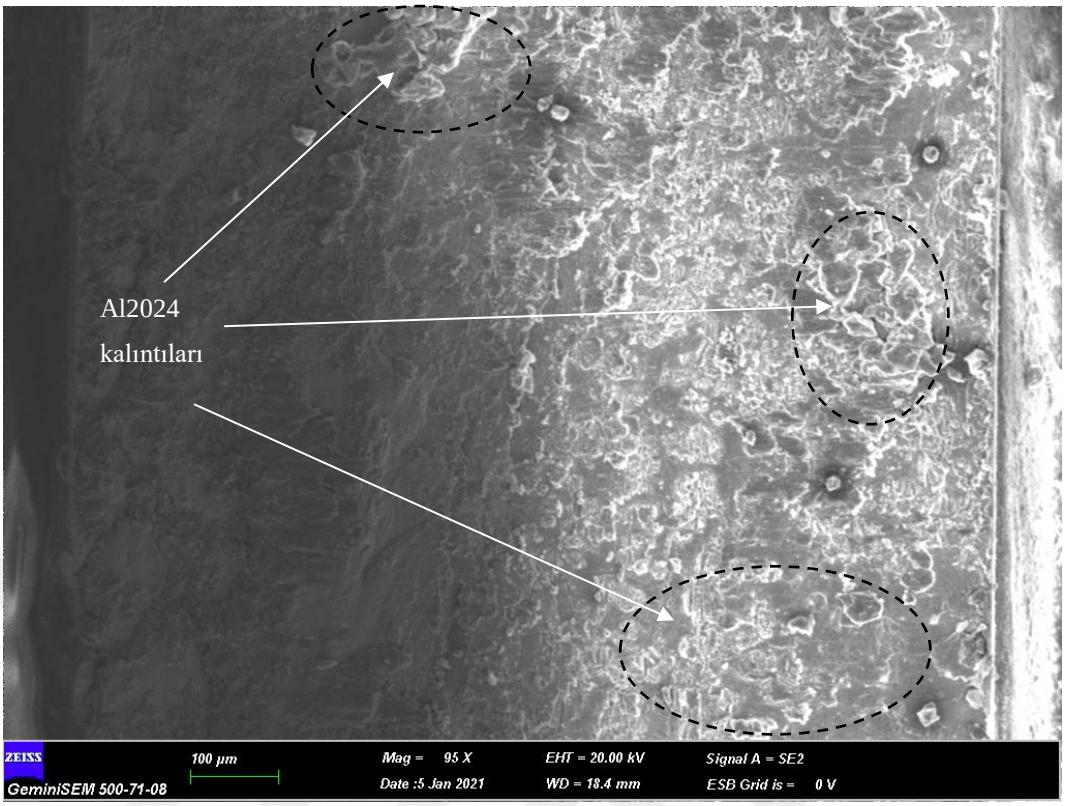
b)



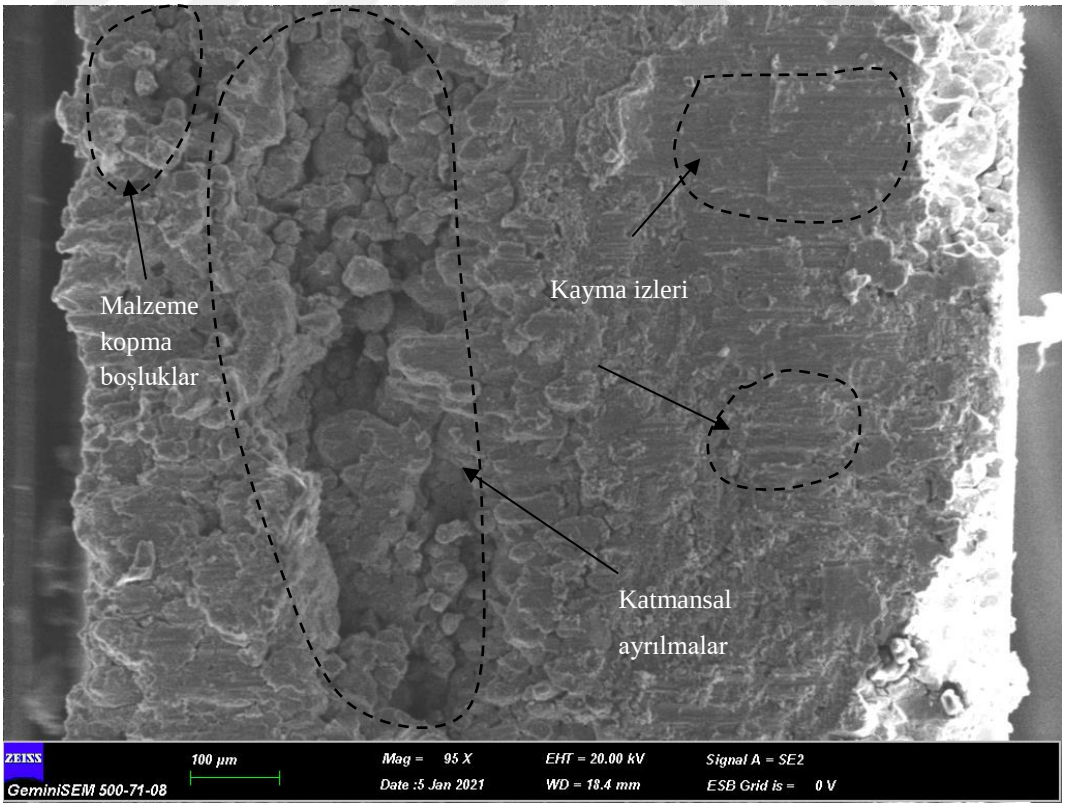
c)

Şekil 3.60. 400 °C sıcaklık şartlarında yüksek deformasyon oranı ile üretilen tabakalı dairesel kompozit malzemelerin kılıf-öz sınırlarında görülen ayrılmalar ve çatlaklar, a) Ç-Al2024/B4C(%5-10 µm), b) %5-17 µ), c) %25-58 µm

Kayma testi numunelerinin çelik kılıf iç yüzeyi ve öz malzemesi dış yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ile kayma mukavemeti ve şekil değişimi arasında bir ilişki gözlemlenmek istenmiştir. 24 °C sıcaklıklarda üretilen Ç-Al2024 malzemelerin çelik kılıf içi yüzeylerinde yapışarak kalmış alüminyum kalıntıları görülmüştür. Al2024 öz malzemesinin dış yüzeyinde ise bu kopmalardan kaynaklı çukur ve boşluklar, yapının bozulduğu ayrılmalar ve aşınma direnci neticesinde oluşan kayma izleri görülmüştür (Şekil 3.61).



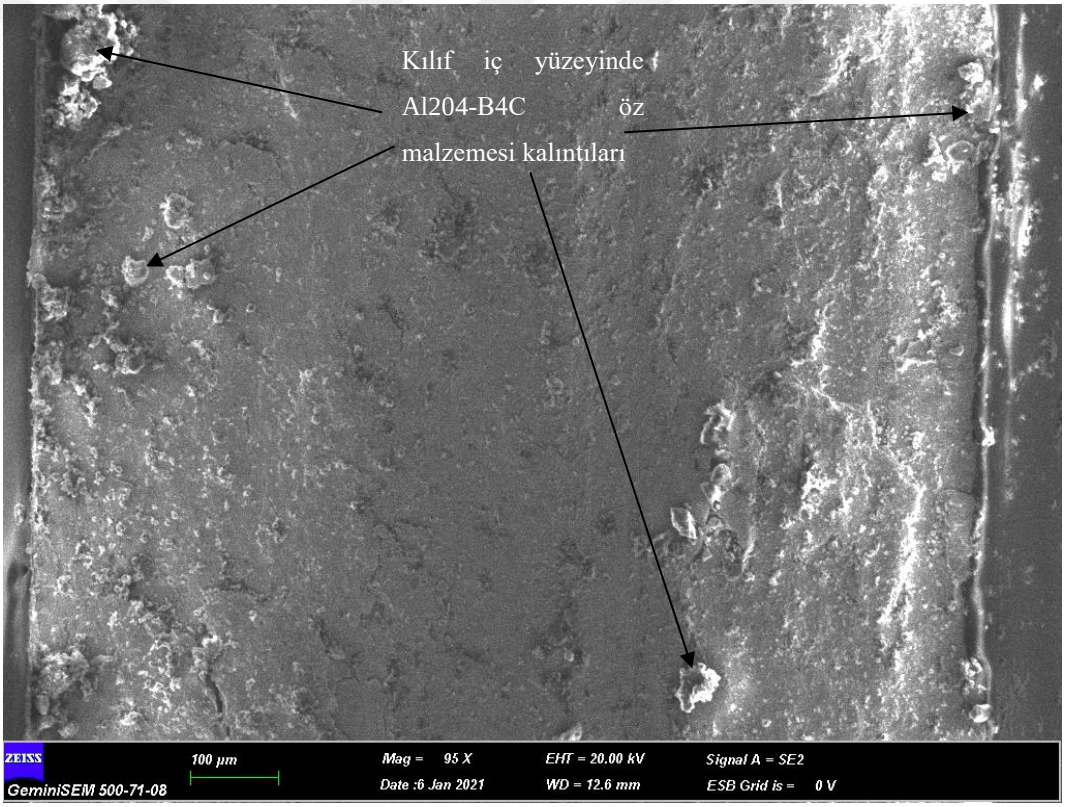
a)



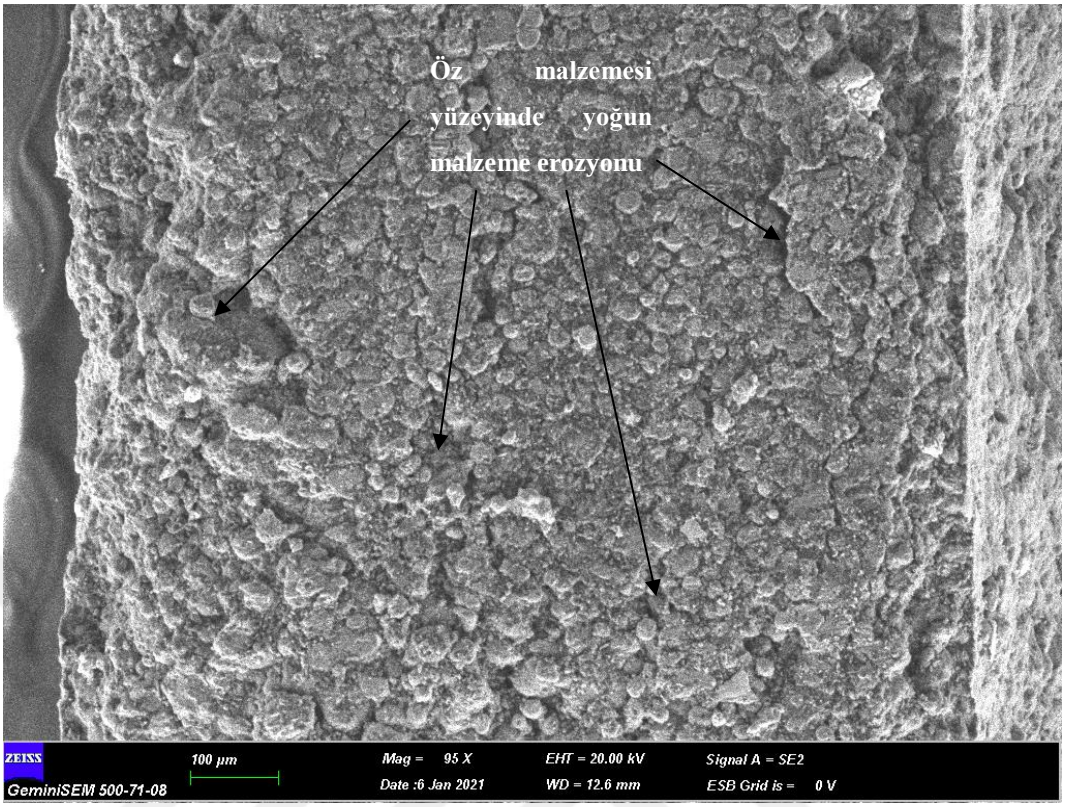
b)

Şekil 3.61. Ç-Al malzemelerin kayma testi sonrası kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) Çelik kılıf iç yüzeyi, b) Al2024 öz malzemesi dış yüzeyi

B4C takviyeli kompozitlerin kılıf iç ve öz dış yüzey incelemelerinde daha farklı durumlarla karşılaşılmıştır. 24 °C sıcaklık şartlarında üretilen Ç-Al2024/B4C(%25-10 µm) malzemenin öz dış yüzeylerinde yoğun boşluklar gözlenmiştir. Bu malzeme, kayma direncinin diğer takviye oranlarına göre en yüksek oranda düşüş yaşadığı malzeme olmuştur. Bunun sebebi olarak da artan B4C tanecik miktarının Al2024-B4C'nin kendi arasındaki tutunma yüzeyini düşürdüğü, bununda çelik-B4C temas alanını arttırmasına rağmen zayıflayan Al2024-B4C tutunulurluğu nedeni ile B4C taneciklerinin yüzeyden daha kolay ayrılmasına neden olarak kayma direncini azalttığı düşünülmüştür (kritik yüzey alanı) (Şekil 3.62-b). Bu malzemenin çelik kılıf iç yüzeyinde ise alüminyum kalıntıları dışında dikkat çekici başka bir durum gözlemlenmemiştir (Şekil 3.62-a).



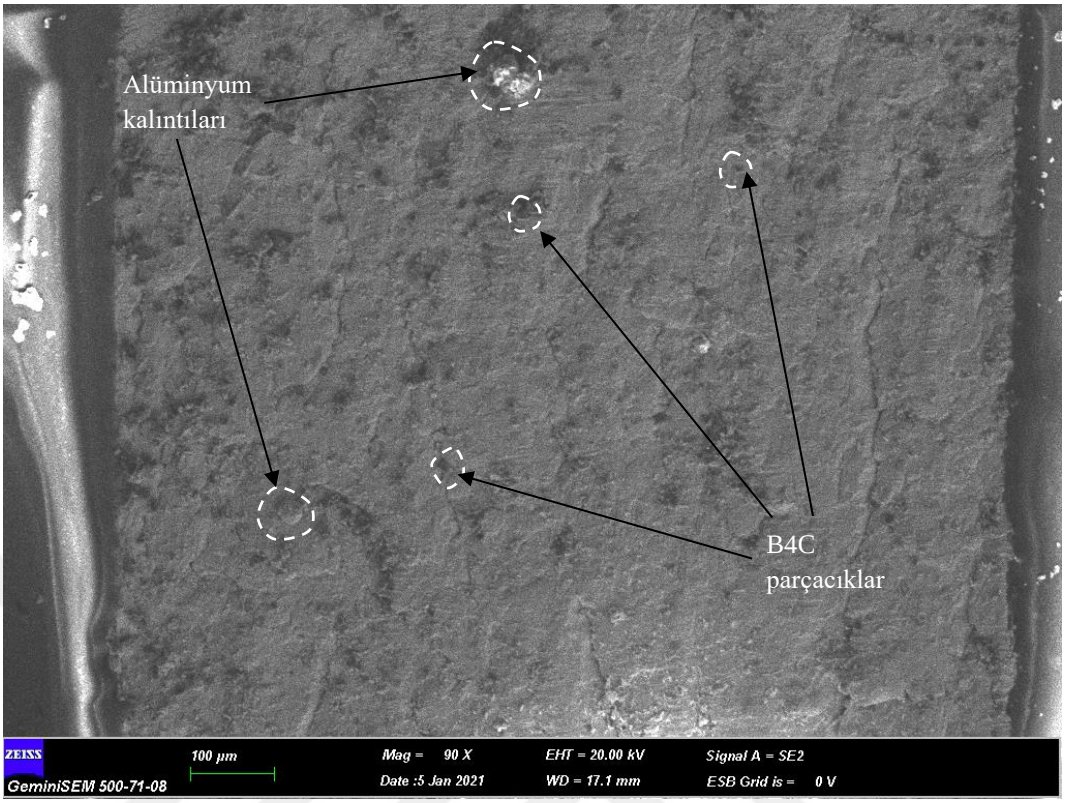
a)



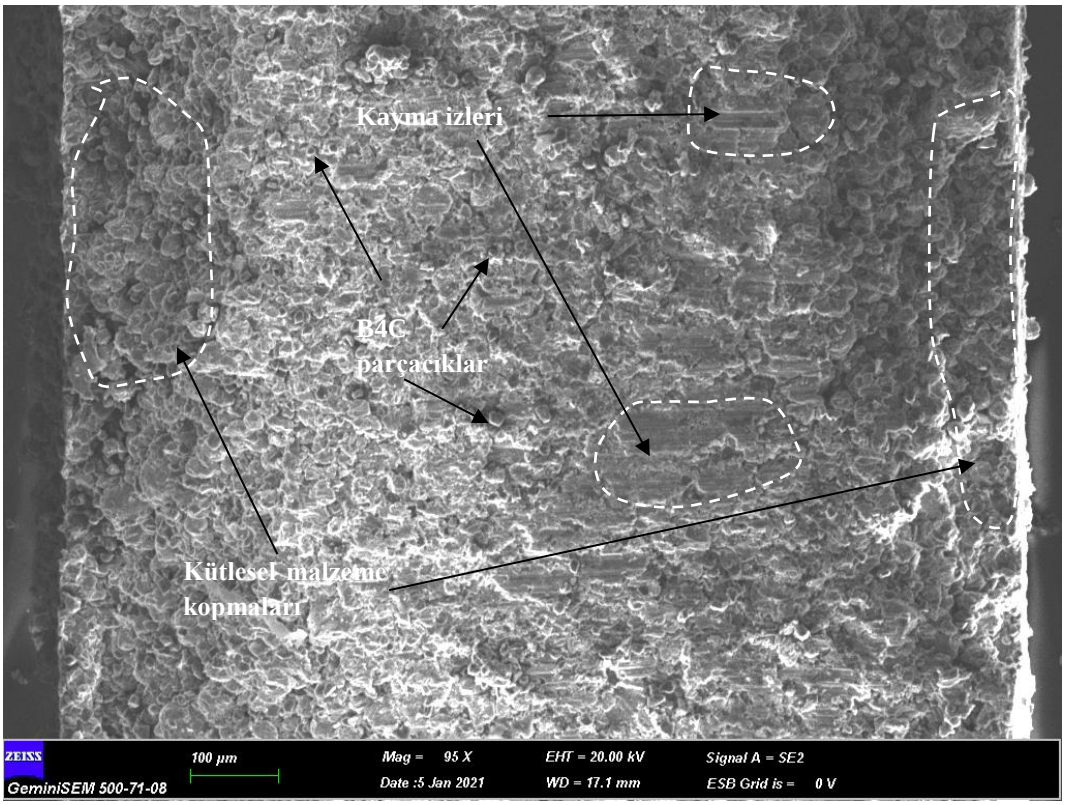
b)

Şekil 3.62. Ç-Al/B4C(%25-10µm) malzemelerin kayma testi sonrası kılıf iç yüzeyi ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) Çelik kılıf iç yüzeyi, b) Öz malzemesi dış yüzeyi

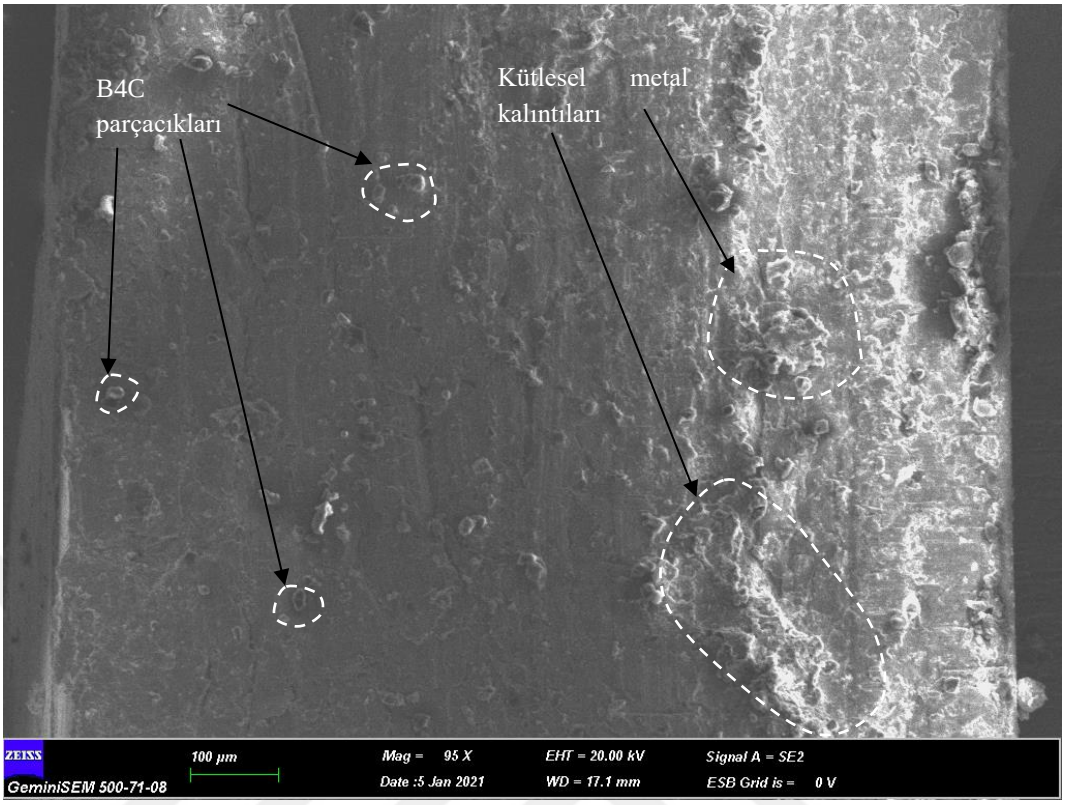
B4C takviyeli tabakalı dairesel kompozitlerde B4C tane boyutu büyüdükçe ve bununla birlikte takviye oranı da artıkça öz malzemesi dış yüzeyinde B4C taneciklerinin varlıkları net bir şekilde görülmektedir (Şekil 3.63-b ve Şekil 3.63-d). Bu taneciklerin çelik kılıf iç yüzeyinde oluştukları izlerde daha net belli olmaktadır (Şekil 3.63-a ve Şekil 3.63-c). Daha büyük B4C taneciklerinin uygun oranda takviye edilmesi ile yeterli temas alanını oluşturarak daha iyi ara yüzey tutunması sağlandığı düşünülmüştür.


Alüminyum
kalıntıları
B4C
parçacıklar
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
100 µm
Mag = 90 X
Date :5 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 17.1 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

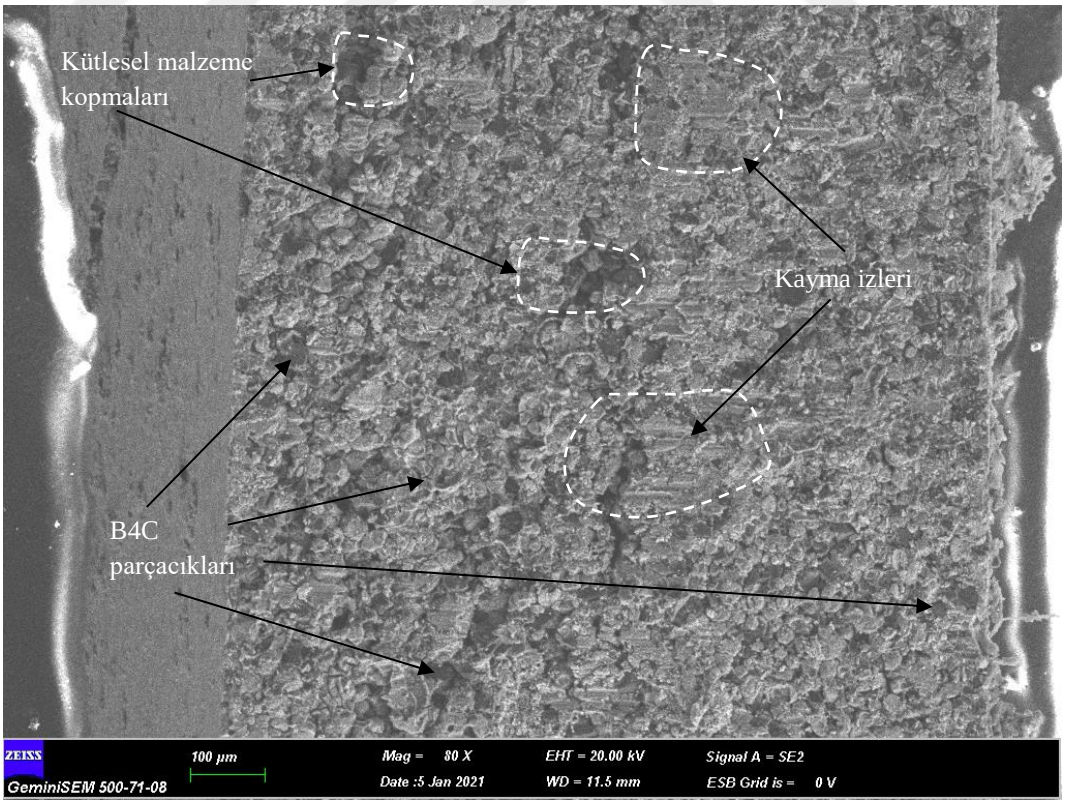
a)


Kayma izleri
B4C
parçacıklar
Kütlesel malzeme
kopmaları
ZEISS
GeminiSEM 500-71-08
100 µm
Mag = 95 X
Date :5 Jan 2021
EHT = 20.00 kV
WD = 17.1 mm
Signal A = SE2
ESB Grid is = 0 V

b)



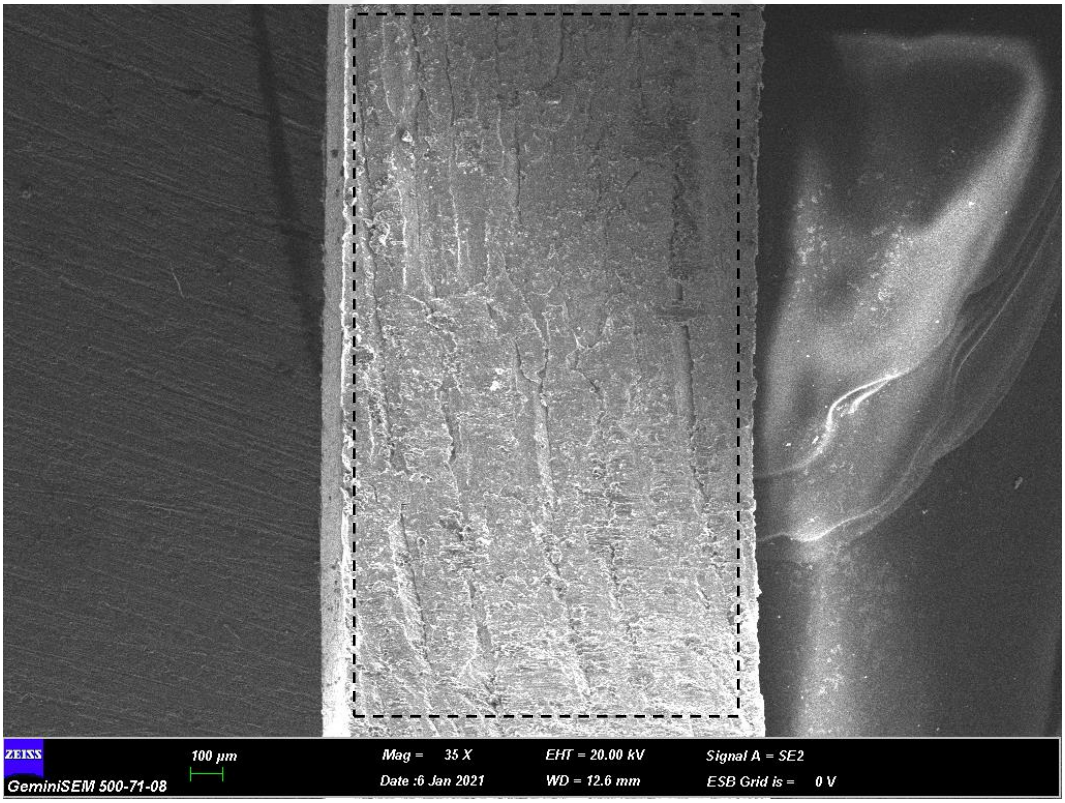
c)



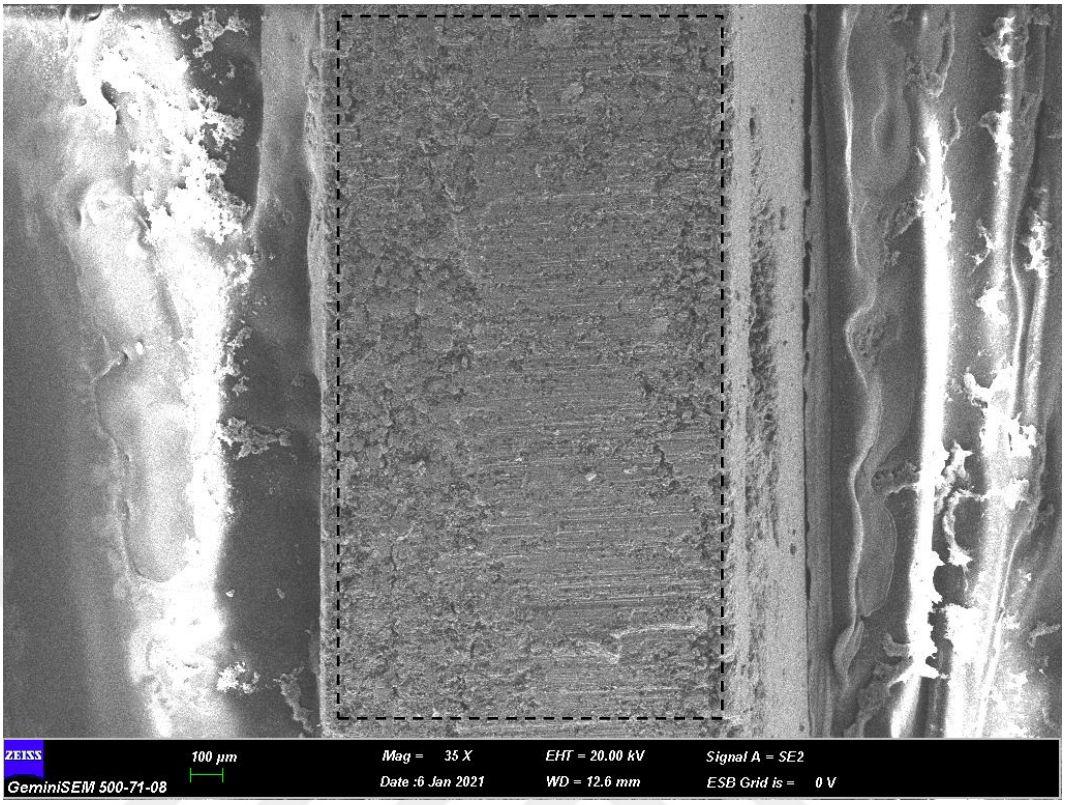
d)

Şekil 3.63. B4C tane boyutunun farklı olduğu malzemelerde kayma testi sonrası kılıf iç ve öz dış yüzeyinde meydana gelen deformasyon şekilleri, a) 17µm-kılıf iç yüzeyi, b) 17µm öz dış yüzeyi, c) 58µm kılıf iç yüzeyi, d) 58µm öz dış yüzeyi

Yüksek sıcaklılarda üretilen dairesel tabakalı kompozitlerin kayma testleri sonrası kayma mukavemet değerleri soğuk üretim malzemelere göre düşük çıkmıştır. Bu mukavemet değerlerindeki düşüş üretim sıcaklığının yükselmesi ile de artmıştır. Sıcaklık şartlarının öz malzemesini oluşturan Al2024-B4C malzemesinde porozite değerlerini düşürmesi, sertlik değerlerinde ise yüksek oranda bir değişime neden olmamasına rağmen bu durum kayma mukavemet değerlerine olumlu yansımamıştır. Mukavemet değerlerindeki bu düşüşün sebebinin malzemenin sıcaklık kaynaklı genleşme ve büzülme sonrası ara yüzeylerde boşluk oluşumu ve malzemenin birbirini bırakmasıdır. Bu malzemelerin kayma test numunelerinin test yüzeylerinden alınan SEM görüntülerinin soğuk üretim malzemelere göre daha düzgün ve pürüzsüz yüzeylere sahip olması ve malzeme kopmalarının düşük olması, bu düşünceyi desteklemiştir (Şekil 3.64). Ayrıca sıcak şartlarda ve yüksek deformasyonlarda üretilen kompozit malzemelerin kılıf-öz bölgelerinde görülen çatlaklar ve açılmalar bu durum ile örtüşmektedir (Şekil 3.60).



a)

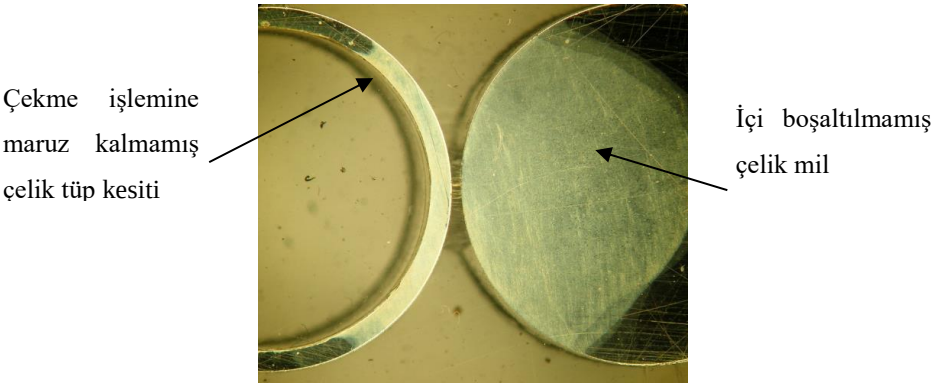


b)

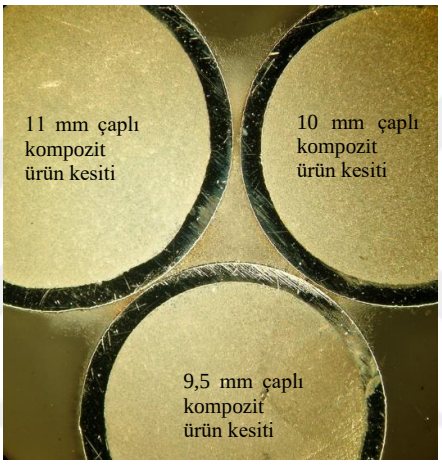
Şekil 3.64. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilmiş Ç-Al2024/B4C(%25-17µm) malzemelerin kayma testi sonrası, a) kılıf iç yüzeyi ve b) öz dış yüzeyi SEM görüntüleri

3.4. Üretim Parametrelerinin Çubuk Çekme İşlemi Sonrası Oluşan Kompozit Malzeme Kılıf Kalınlığına Etkileri

Çekme işlemi sonrasında kalıptan geçen malzemenin çapı düşmektedir. Tabakalı dairesel kompozit malzemelerin çekme işlemi sonrasında çapta meydana gelen düşüşün kılıf ve öz arasında deformasyon oranı miktarında dağılması beklenir. Ancak üretilen kompozit malzemenin kılıf ve öz malzemeleri karakteristik olarak birbirinden oldukça farklı olduğu için sonuçlar, teoride beklenildiği gibi olmamıştır. Mekanik özellikleri etkileyen B4C parçacık boyutu, takviye oranı, deformasyon oranı ve işlem sıcaklığı faktörleri cidar kalınlıklarını etkilemiştir. Cidar kalınlığı değişimleri, mekanik testlerin işlem sıcaklıkları başlığı altında incelendiği gibi incelenmiştir. Kılıf cidar değişiminin incelenmesi, malzeme eksenine dik olarak kesilmiş ve bakalite alınarak parlatılmış numuneler üzerinden optik mikroskop altında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.65-a-b).



a)

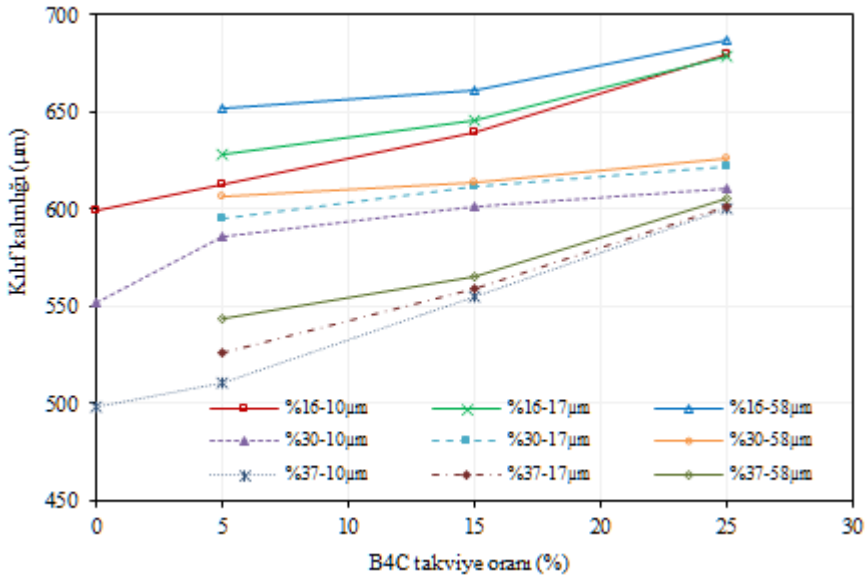


b)

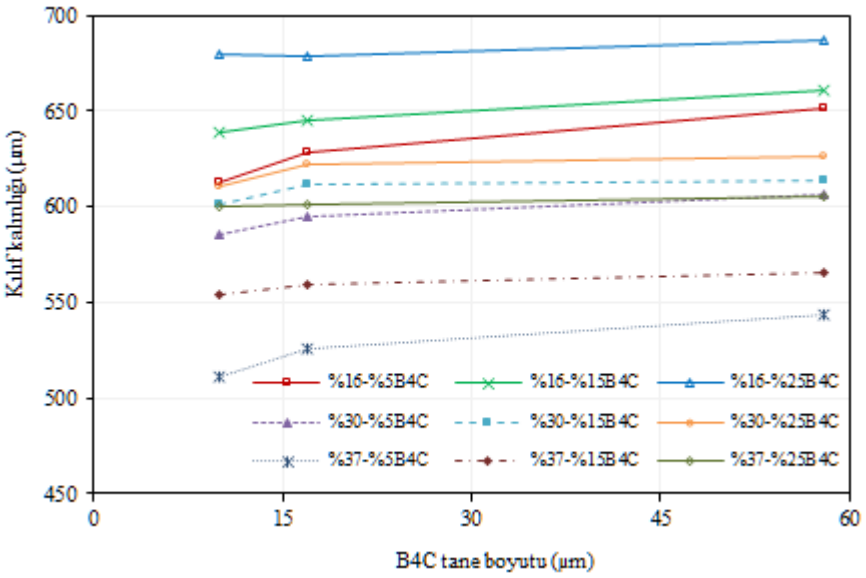
Şekil 3.65. Tabakalı dairesel kompozitlerde, a) işlem görmemiş kılıf malzemesi, b) bu malzemenin çekme sonrası üç farklı çaptaki kesit durumu

Oda sıcaklığı şartlarında üretilen kompozit malzemelerde B4C takviye oranının artması ile çelik kılıf cidar kalınlıklarındaki düşüş azalmakta, yani cidar beklenenden kalın olmaktadır (Şekil 3.66-a). Bunun nedeni, artan B4C takviye oranı nedeni ile öz malzemesinin porozitesinin artması ve şekillendirme esnasında çelik kılıfa gösterdiği direncin düşmesidir. B4C tane boyutunun artması ile de benzer şekilde kılıf kalınlıkları beklenenden yüksek çıkmış olup bunun sebebi de yine artan porozite oranıdır (3.66-b). Deformasyon oranının etkisi ise beklenildiği gibi olmuştur. Yani deformasyon oranının artması ile öz malzemesinin kesiti düştüğü gibi kılıf cidar kalınlığı da düşmüştür (Şekil 3.66-c). % 25 oranında ve 58 µm mikron tanecik boyutlu B4C içeren kompozitler çelik cidar kalınlığı en yüksek malzemeler olup, B4C takviyesi içermeyen ve % 5 oranında ve 10 µm boyutlu B4c içeren kompozitler ise en ince çelik cidar kalınlığına sahip malzemeler olmuşlardır. % 25 oranında B4C içeren kompozit malzemelerde yüksek

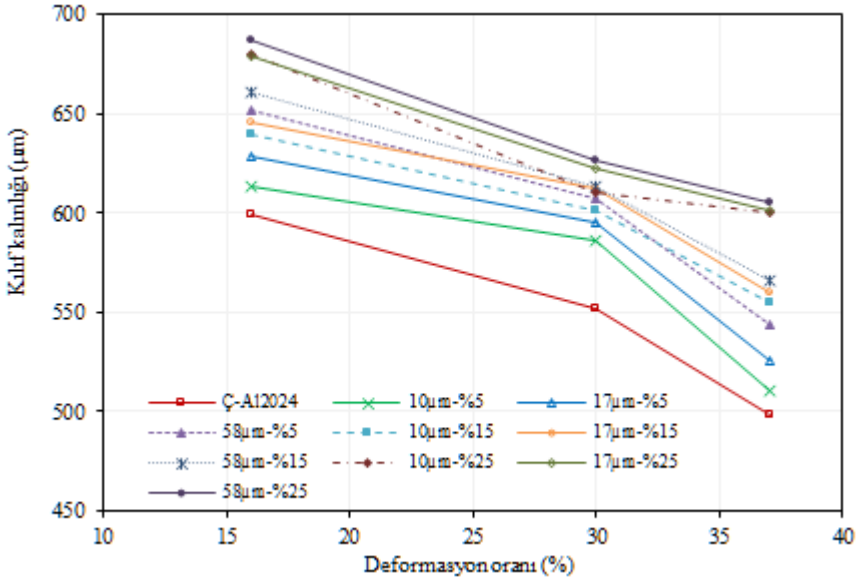
oranda artan porozite nedeniyle tanecik boyutu etkisi minimuma inmiş ve kılıf kalınlıkları birbirlerine oldukça yaklaşmışlardır (Şekil 3.66-a).



a)



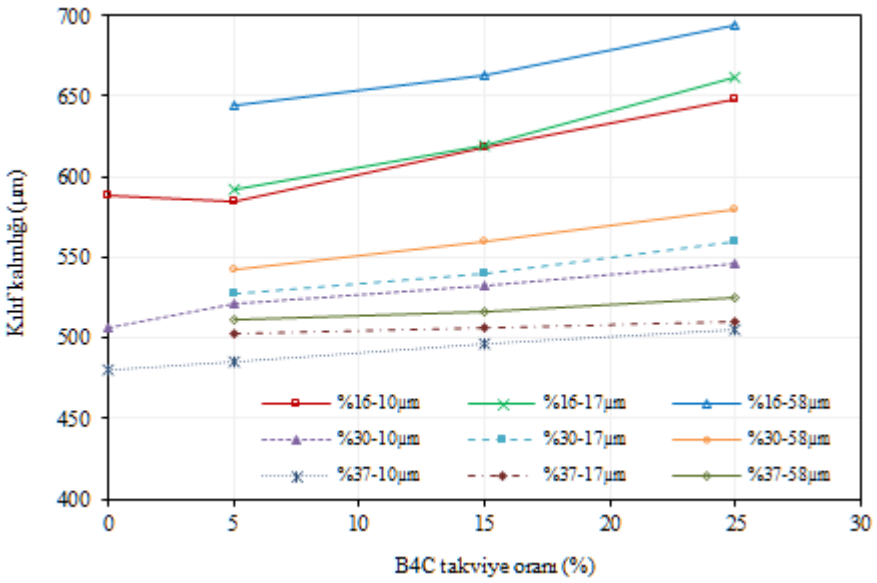
b)



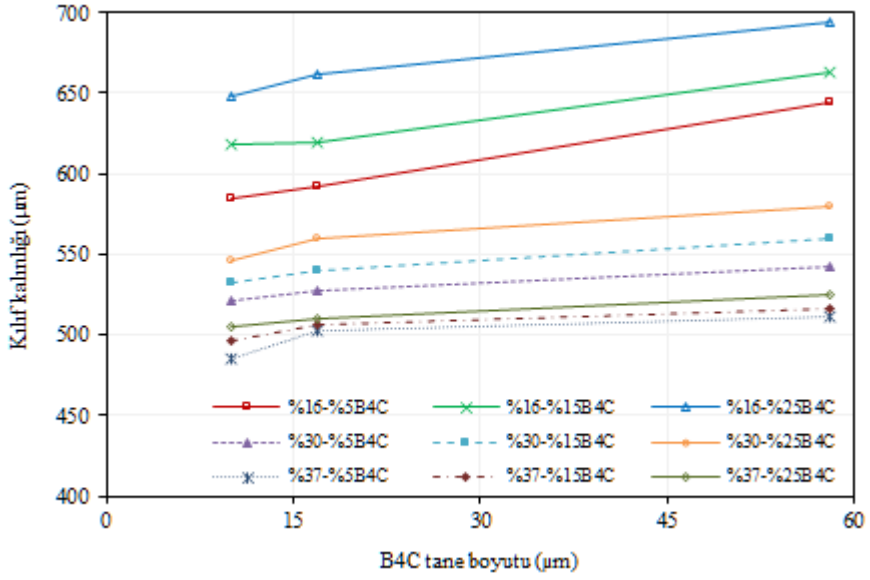
c)

Şekil 3.66. Oda sıcaklığı şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi

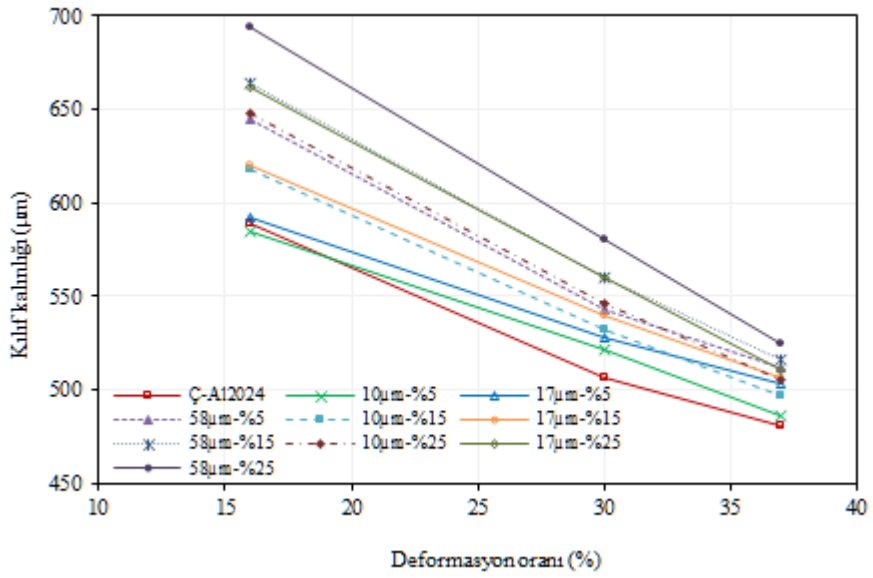
İşlem sıcaklığının 250 °C'ye çıkması ile cidar kalınlığı değerlerinde oda sıcaklığı şartlarına göre farklılıklar oluşmuştur. Bu sıcaklıkta üretilen kompozitlerin kılıf cidar kalınlığını etkileyen faktör sadece porozite olmamış öz malzemesinin sıcaklıkla değişen akış karakteristiği de olmuştur. 250 °C sıcaklık, plastik şekillendirmede alüminyumun akış direncini düşürmede çeliğinkini düşürmeden daha etkili olmaktadır. Bu nedenle bu sıcaklık şartında üretilen kompozitlerin kılıf cidar kalınlıkları daha yüksek çıkmıştır (Şekil 3.67-a-c). Ayrıca cidar kalınlığı değerleri birbirlerine uzak değerlere sahiptir. Bunda artan sıcaklığın poroziteyi düşürmesinin etken olduğu düşünülmüştür. B4C takviye oranının ve parçacık büyüklüğünün artması ile tüm malzeme gruplarında cidar kalınlıkları yükselmiştir (Şekil 3.67-a-b). Bu durum oda sıcaklığında üretilen malzemelerde olduğu gibi porozite artışından kaynaklanmaktadır. Deformasyonun cidar kalınlığını düşüren etkisi ise değişmemiş, yani deformasyon artışı ile cidar kalınlıkları düşmüştür (Şekil 3.67-c). Bu sıcaklık şartında da % 25 oranında ve 58 µm tanecik boyutunda B4C içeren kompozitler en kalın cidar kalınlığı ile % 5 oranında ve 10 µm tanecik boyutunda B4C içeren ve B4C takviyesi içermeyen kompozitlerde en ince cidar kalınlığı değerleri ile diğer malzemelerden ayrılmışlardır (Şekil 3.67-a-c).


Kılıf kalınlığı (µm)
B4C takviye oranı (%)
%16-10µm
%16-17µm
%16-58µm
%30-10µm
%30-17µm
%30-58µm
%37-10µm
%37-17µm
%37-58µm

a)


Kılıf kalınlığı (µm)
B4C tane boyutu (µm)
%16-%5B4C
%16-%15B4C
%16-%25B4C
%30-%5B4C
%30-%15B4C
%30-%25B4C
%37-%5B4C
%37-%15B4C
%37-%25B4C

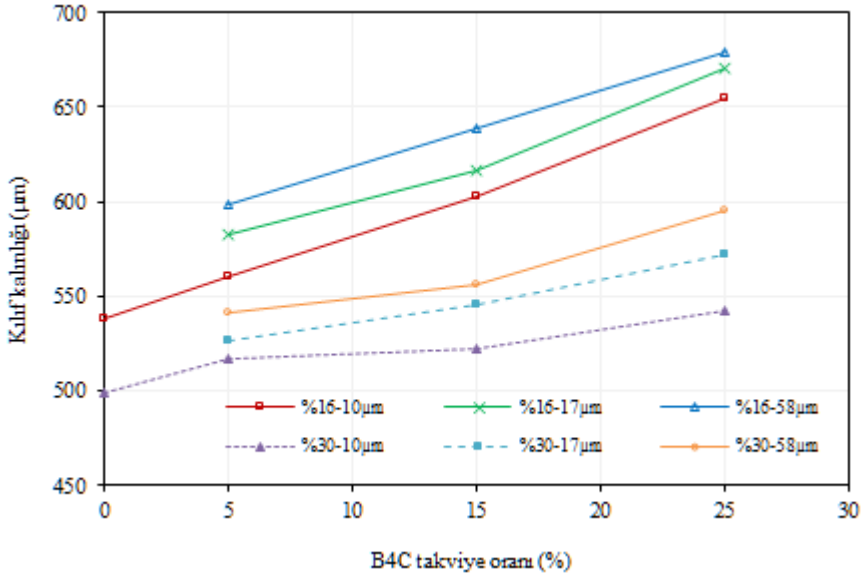
b)



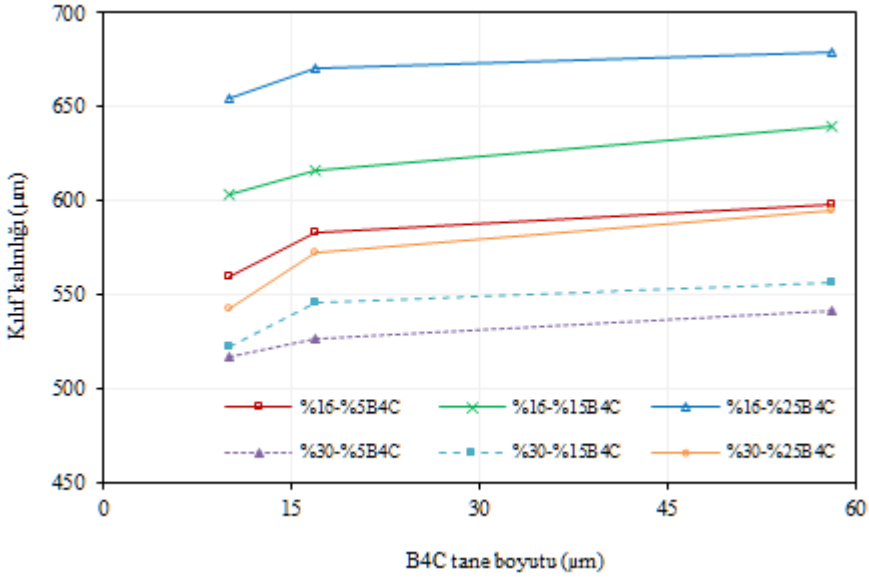
c)

Şekil 3.67. 250 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi

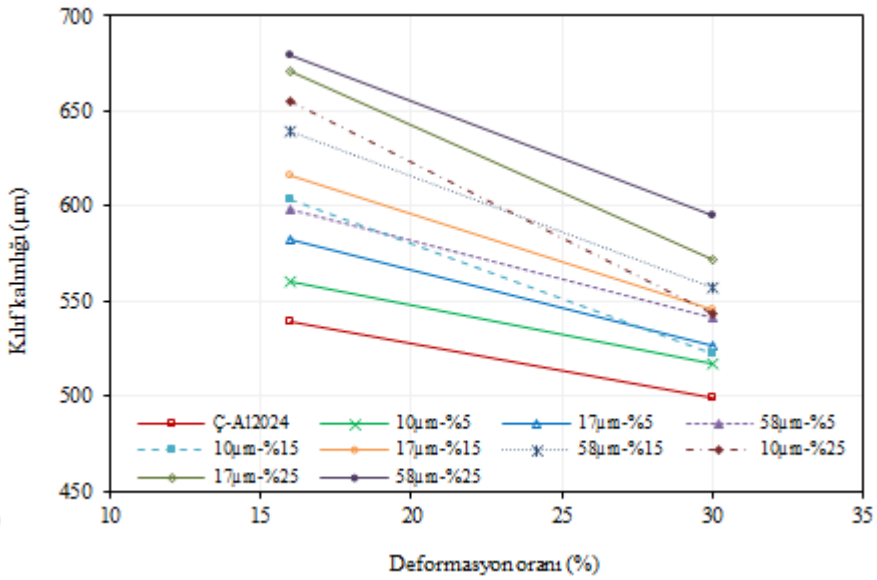
Çubuk çekme sıcaklığının 400 °C olduğu malzemelerde ise kılıf cidar kalınlığı değişimi 250 °C sıcaklık şartlarında olanlara benzemektedir. Bu sıcaklık şartında % 37 deformasyon ile üretim gerçekleştirilememiştir. Ancak mevcut iki deformasyon oranına göre deformasyonun kılıf cidar kalınlığını lineer olarak azalttığı görülmüştür (Şekil 3.68-c). Nispeten daha yüksek olan bu sıcaklık şartlarında kılıf kalınlıkları birbirine daha yakın çıkmış olup, sıcaklık nedeni ile cidar kalınlıkları beklenen oranda azalmamıştır. B4C takviye oranının artması ile artan cidar kalınlıkları (Şekil 3.68-a), B4C tane boyutunun büyümesi ile de sınırlı da olsa artış göstermişlerdir (Şekil 3.68-b). Bu malzeme grubunun kılıf cidar kalınlığı değişiminde de porozite değerlerinin üzerine, artan sıcaklıkla beraber hem kılıfta hem de öz malzemesinde düşen akış direnci etkili olmuştur.


Kılıf kalınlığı (µm)
B4C takviye oranı (%)
%16-10µm
%16-17µm
%16-58µm
%30-10µm
%30-17µm
%30-58µm

a)


Kılıf kalınlığı (µm)
B4C tane boyutu (µm)
%16-%5B4C
%16-%15B4C
%16-%25B4C
%30-%5B4C
%30-%15B4C
%30-%25B4C

b)



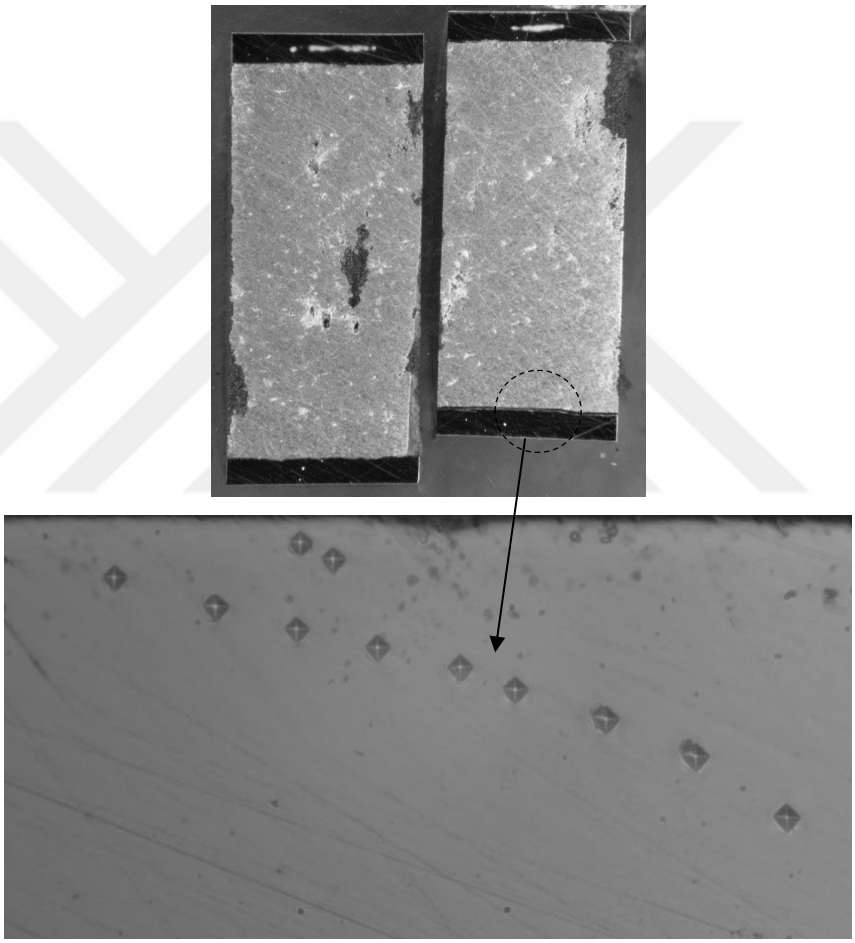
c)

Şekil 3.68. 400 °C sıcaklık şartlarında üretilen kompozit malzemelerin kılıf cidar kalınlıklarının, a) B4C takviye oranı, b) B4C tane boyutu, c) Deformasyon oranına göre değişimi

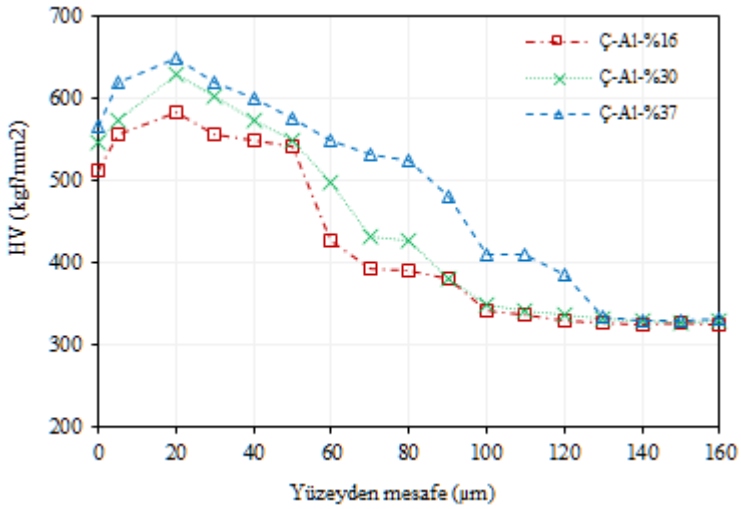
3.5. Gaz Nitrürleme İşleminin Dairesel Tabakalı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Etkisi

Dairesel tabakalı kompozit malzemelerin üretiminde kılıf olarak AISI 4140 çeliğinin seçilmesinde nitrürlemeye uygun bir malzeme olması önemli bir etkendir. Ve böylece düşük sıcaklık şartlarında gerçekleştirilen nitrürleme işlemi ile kompozit malzemenin hem yüzey özelliklerinin hem de mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. Nitrürleme işlemi kompozit malzeme sınıfından tek bir malzeme içeriğine uygulanmıştır. Bu malzeme Ç-Al2024/B4C(17µm-%15) kodlu malzemedir. Öz malzemesi % 15 oranında ve 17 µm boyutlu B4C ile takviyelendirilmiş olan malzeme sertlik dağılımı, eğme, basma ve kayma mukavemetleri bakımından optimum özellikleri gösteren malzeme olduğu için nitrürleme için seçilmiştir (Şekil 3.5, Şekil 3.9, Şekil 3.12, Şekil 3.27, Şekil 3.42 ve Şekil 3.56). Bu malzemenin üç farklı deformasyon oranında çekilmesi ile elde edilen 11, 10 ve 9,5 mm çaplarındaki türlerine nitrürleme işlemi gerçekleştirilmiş olup deformasyon oranının nitrür tabaka derinliği ve sertlik miktarına etkisi incelenmek istenmiştir. 500 °C sıcaklıkta 12 saat süre ile gerçekleştirilen gaz nitrürleme işlemi sonrasında öncelikle malzeme eksenine paralel olarak kesilen numunelerin kesitlerinden sertlik taramaları gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.69). Sertlik ölçümleri vickers sertlik skalası

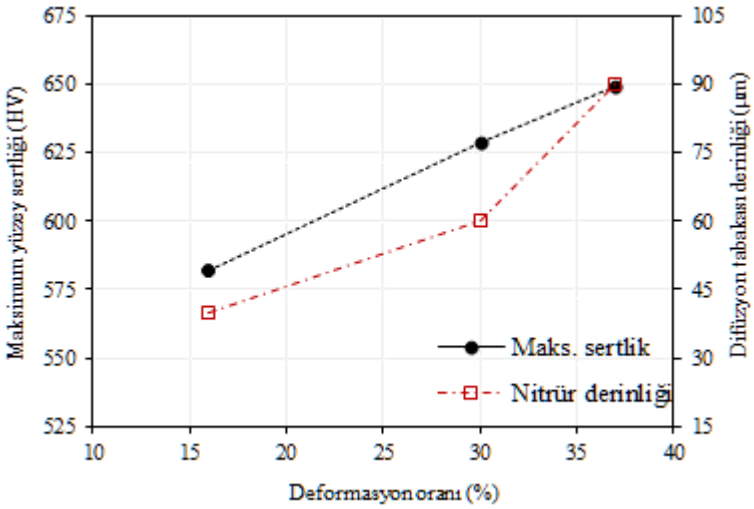
ile 10 gr yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik dağılımı malzeme kesitinde 0-90 µm aralığında nitrürleme kaynaklı sertlik değişimi olduğunu göstermiştir (Şekil 3.73-a). Ayrıca üretim kaynaklı deformasyon oranının artması ile beklenildiği üzere nitrürleme sonrası hem sertlik değerlerinde hem de sertlik derinliğinde artış gözlemlenmiştir [97, 98, 99]. Etkili sertlik derinliği % 16 oranında deforme olan malzemede 40 µm, % 30 deforme olan malzemede 60 µm, % 37 oranında deforme olan malzemede ise 90 µm civarlarındadır (Şekil 3.70-a-b).



Şekil 3.69. Malzeme eksenine paralel olarak alınan kesit yapısı ve bu bölgeden yapılan sertlik taraması izleri



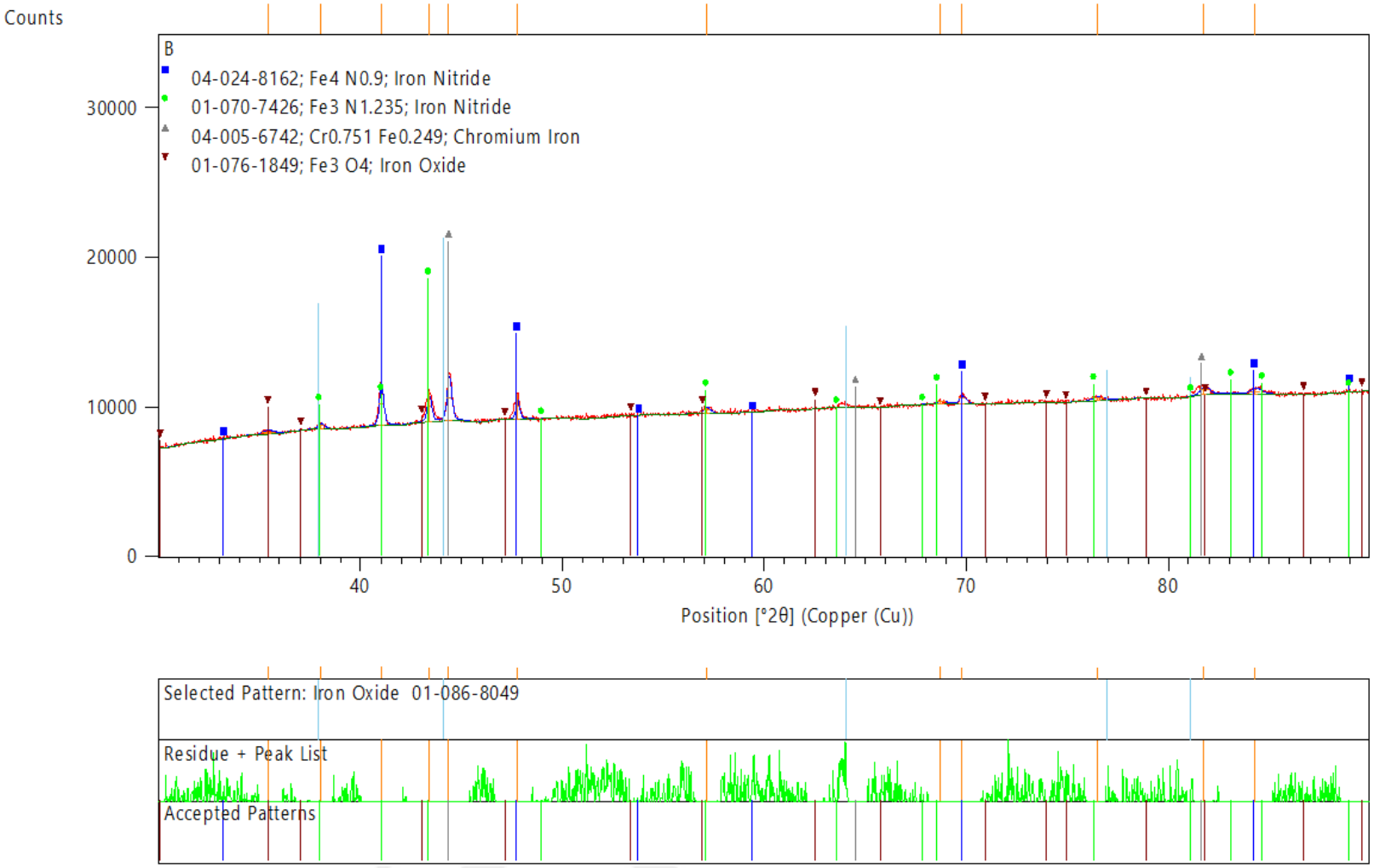
a)



b)

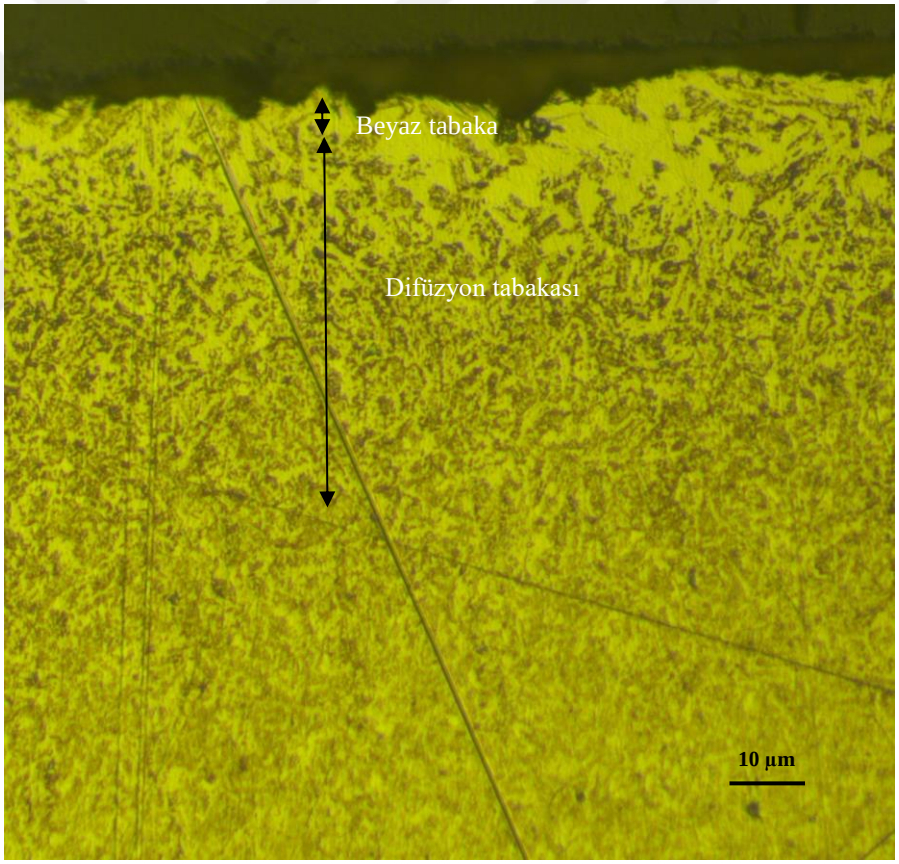
Şekil 3.70. a) Nitrürleme işlemine tabi tutulan kompozit malzemelerin kılıf bölgelerinden alınan sertlik değerleri, b) Nitrürleme sonrası deformasyon oranına göre maksimum yüzey sertliği ve nitrür tabaka derinliğinin değişimi

Malzemelerde oluşan nitrür fazlarının tespiti için XRD analizi, malzemelerin kılıf bölgelerinde meydana gelen içyapı değişimlerini görmek için SEM ve optik mikroskop görüntülemesi ve çizgisel tarama gerçekleştirilmiştir. XRD analizi, malzemede Fe_4N ve Fe_3N demir nitrür fazları ve Fe_3O_4 (demir oksit) tespit etmiştir (Şekil 3.71).

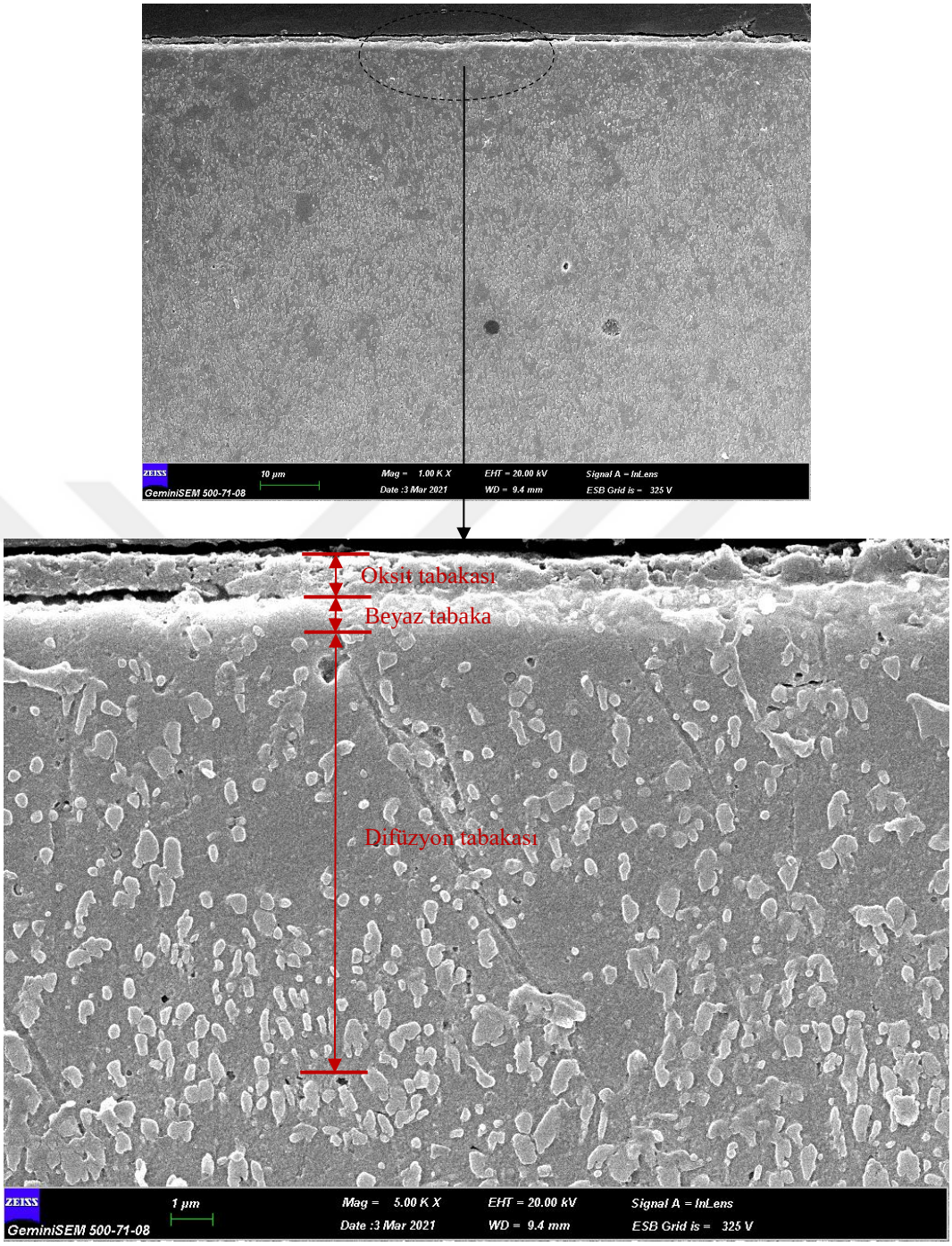


Şekil 3.71. Nitrürlenmiş kompozit malzemede gerçekleştirilen XRD analiz sonucu

SEM ile gerçekleştirilen içyapı görüntülemeleri sonucunda malzeme kesitinde nitrürleme sonucu meydana gelen değişim tespit edilmiştir. Görüntülerde malzeme kesitinin en dış kısmında bir oksit tabakası, oksit tabakasından sonra beyaz tabaka görülmektedir. Beyaz tabadan sonra ise azotun etkili olduğu difüzyon tabakası gelmektedir (Şekil 3.72-a-b). Sertlik dağılım grafiğinde görüldüğü gibi malzemenin dış yüzeyinde oluşan oksit ve beyaz tabaka bölgesinde sertlik bir miktar düşük ölçülmekte, difüzyon bölgesinin başlarında maksimum değerine ulaşmakta, kesit içinde derinlik arttıkça azot difüzyonunun azalması ile de düşüş göstermektedir. Şekil 3.73'de kılıf dış yüzeyinden difüzyon tabakasına doğru yapılan çizgisel tarama da bu bölgede olan oksit tabakası, beyaz tabaka ve sonrasında oluşan azot difüzyonunun varlığını kanıtlamıştır.

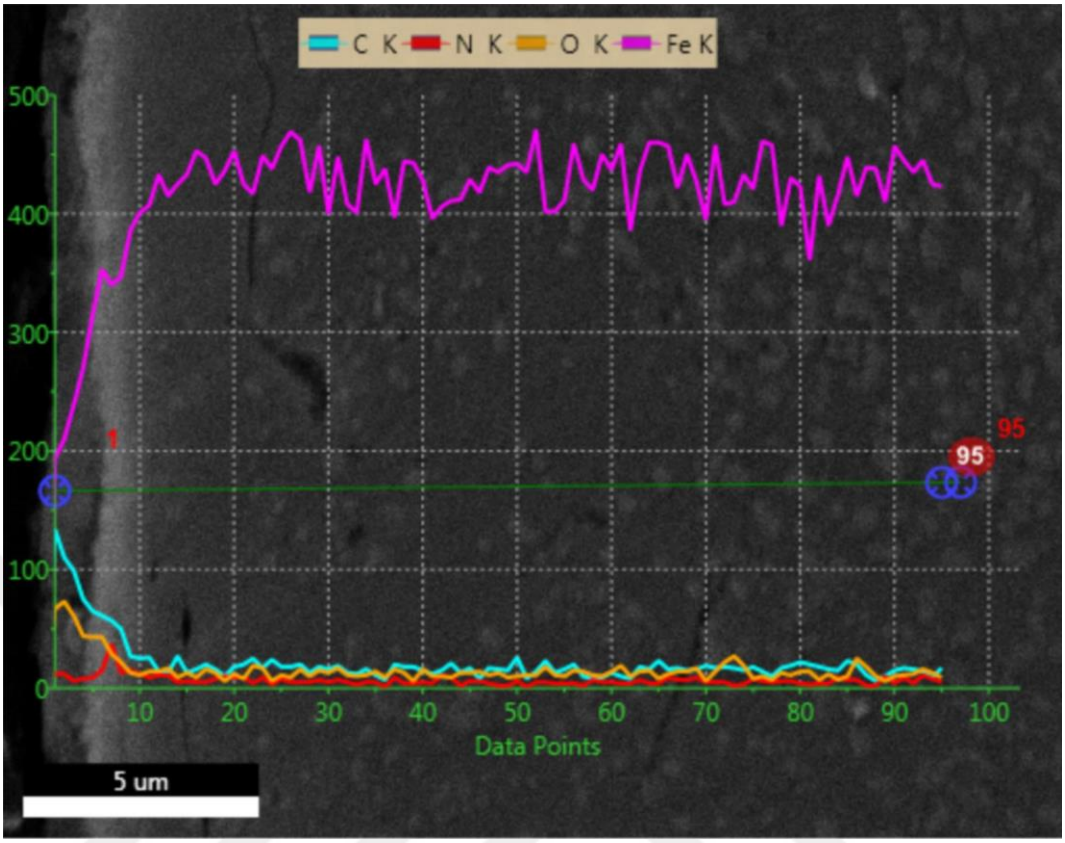


a)



b)

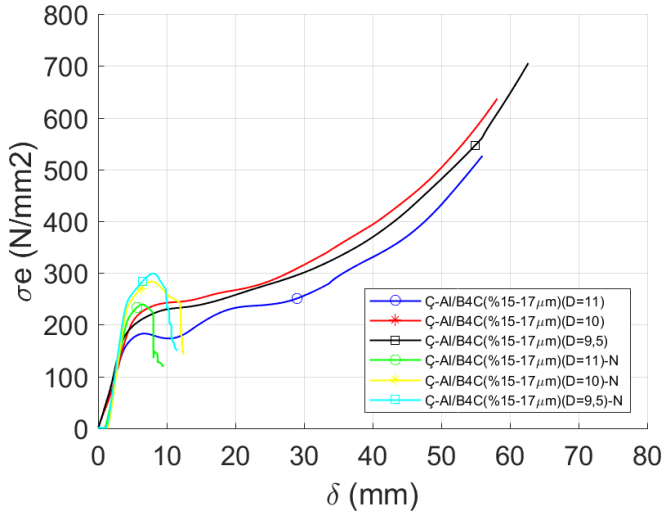
Şekil 3.72. Çelik kılıfta nitrürleme ile oluşan bölgeler, a) Optik mikroskop görüntüsü, b) SEM görüntüsü



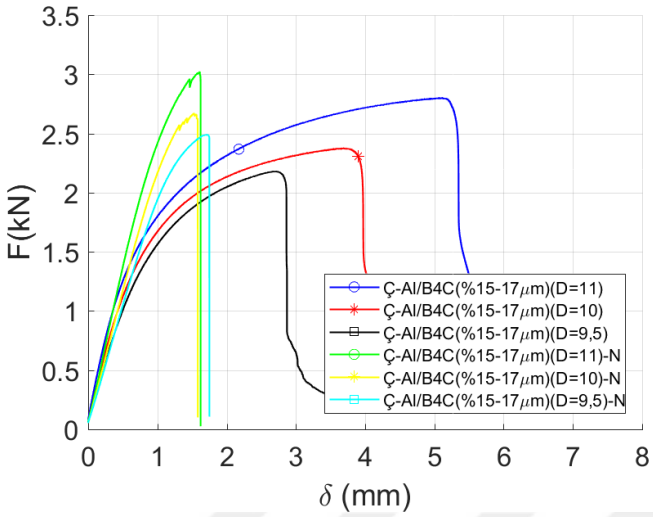
Şekil 3.73. Nitrürlenmiş malzemenin Kılıf kesitinden yapılan çizgisel tarama ile elde edilen karbon, azot, oksijen ve demir atom dağılımları

Yapılan XRD analizleri, SEM görüntülemeleri, çizgisel tamalar ve sertlik taramaları malzemelerde nitrürleme oluştuğunu ortaya koymuştur. Nitrürleme işlemi yüzey özellikleri ve sertlik değerleri değişen çelik kılıfın, bu değişimi kompozit malzemelerin mekanik özelliklerine nasıl yansıtacağını görmek için malzemelere nitrürleme öncesinde olduğu gibi eğme, basma ve kayma testleri uygulanmıştır. Aynı takviye oranı ve parçacık boyutlu B4C ile takviyelendirilmiş kompozit malzemelerin soğuk üretim sonrası ve nitrürleme sonrası eğme, basma ve kayma testi eğrileri Şekil 3.74'te karşılaştırılmıştır. Nitrürlü malzemeler nitrürsüz olanlara göre akma dayanımlarını oldukça arttırmışlardır. Bunula beraber kılıfın nitrürleme nedeni ile yüksek oranda sertleşmesi, malzemelerin süneklik değerlerini oldukça düşürmüştür. Bu durum eğrilerde kuvvetin ani olarak düşmesiyle neticelenen kılıf malzemelerin yarılma şeklinde hasar almasıyla görülmüştür (Şekil 3.74-a). Malzeme kılıflarının plastik deformasyon davranışı sergilemeden kırılmaları, test cihazının ani yük boşalması nedeniyle testi durdurmasına neden olmuş ve kılıf hasarı sonrası öz malzemesi üzerine yük binmeden test sona ermiştir (Şekil 3.75-a). Basma eğrilerinin kısa kalmasının nedeni de budur. Nitrürlü ve nitrürsüz malzemelerin

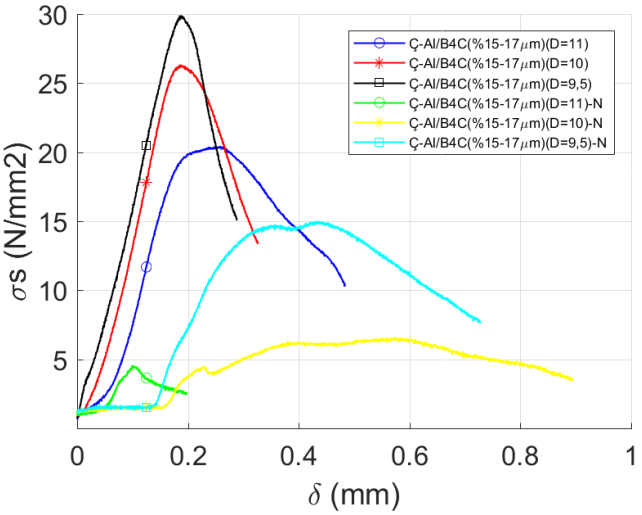
eğme testlerinde de basma testine benzer bir durum oluşmuştur. Eğme yükü altında şekil değiştirme oranı nitrürsüz olanlara göre oldukça düşük kalan numunelerde, eğme dayanımı oldukça artmıştır (Şekil 3.74-b). Eğme testleri de kılıf malzemelerin ani olarak kırılması ile sonuçlanmış ve çelik kılıflar rastgele kırılmalar sergilemişlerdir (Şekil 3.75-b). Nitrürleme işleminin malzemede neden olduğu yüksek sertleşmenin malzemede gevrekleşmeye neden olması beklenen bir durumdur. Ancak malzemelerin bu şekilde kırılmalarının bir nedeni de çelik kılıfın ince olması yanında nitrürleme işlemi sonrası nitrür tabakasının plastik davranışı azaltması ve malzemenin tokluğunu bir miktar düşürmesidir. Kayma testi sonuçları ise basma ve eğme testlerine nazaran beklenildiği üzere olumlu sonuçlar vermemiş, nitrürleme sonrası malzemelerin arabağ mukavemetleri soğuk üretim olanlara nazaran oldukça düşmüştür (Şekil 3.74-c). Çünkü nitrürleme işlemi esnasında malzemenin maruz kaldığı sıcaklığın, sıcak işlem ile üretilen (250 ve 400 °C) nitrürsüz malzemelerde sıcaklığın etkisi nedeni ile düşen kayma mukavemetleri gibi bir duruma neden olduğu düşünülmüştür. Yani sıcaklık nedeni ile genleşen ve sonrasında büzülen kılıf ve öz malzemeleri, genleşme farkı nedeni ile birbirlerinden ayrılma eğilimi göstermiş, bu nedenle arabağ mukavemeti azalmıştır.



a)



b)



c)

Şekil 3.74. Nitrürlü ve nitrürsüz malzemelerin, a) Basma testi eğrilerinin, b) Eğme testi eğrilerinin, c) Kayma testi eğrilerinin karşılaştırılmaları



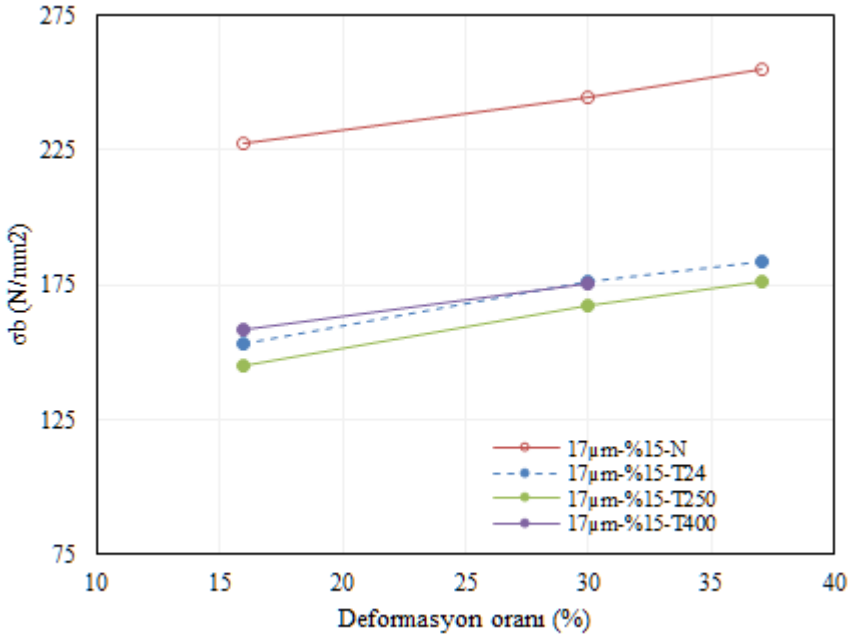
a)



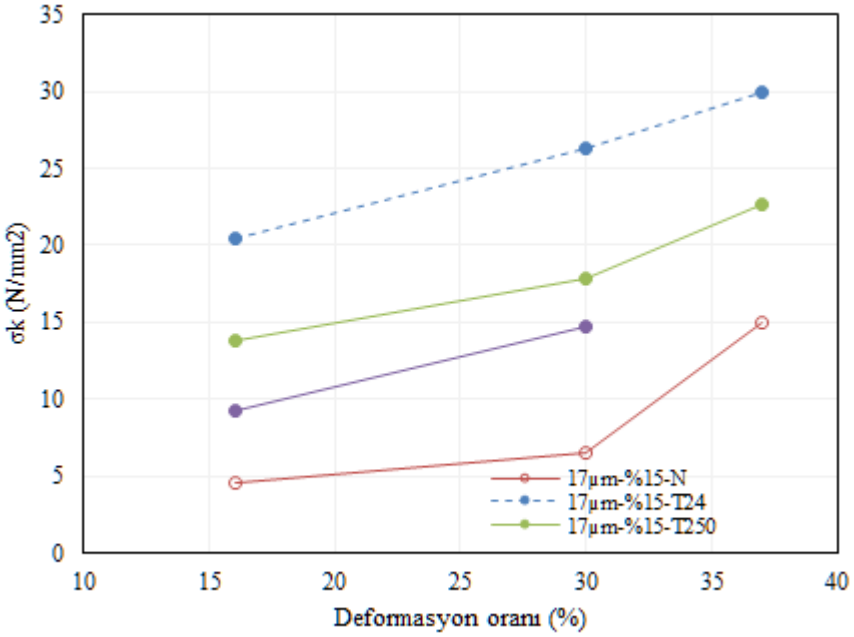
b)

Şekil 3.75. Nitrürleme işlemine tabi tutulan kompozit malzemelerde kırılmalar, a) Basma testi sonrası, b) Eğme testi sonrası

Nitrürlü malzemelerden elde edilen mukavemet değerlerinin tüm sıcaklık şartlarında üretilmiş malzemeler ile mukayese edilmesi neticesinde Şekil 3.76'da görülen eğriler elde edilmiştir. Bu eğrilere göre deformasyon oranı tüm test türlerinde ve malzeme gruplarında mukavemet değerlerini arttıran önemli bir üretim değişkenidir (Şekil 3-76-a-b, Şekil 3.74-a-c). Bu malzeme bileşeninde (Ç-Al/B4C(%15-17µm)) eğme dayanımları aynı zamanda sıcaklık ile de artış göstermiştir. Nitrürleme işlemi ile bu artış yüksek oranda devam etmiştir (Şekil 3.74-b). Basma dayanımlarında ise düşük sıcaklıklarda düşen akma mukavemetleri, sıcaklık artışı ile artış göstermiş, nitrürleme işlemi ise mukavemet artışında en önemli katkıyı basma testinde vermiştir (Şekil 3.76-a). Kayma testlerinde sıcaklık artışı ile düşüş gösteren arabağ mukavemet değerleri, nitrürleme işlemi ile daha yüksek oranda bir düşüş sergilemiştir (Şekil 3.76-b). Bunun sebebi, nitrürleme işleminde hem işlem sıcaklığının (500 °C) uygulanan çekme sıcaklıklarından yüksek olması, hem de 12 saat gibi uzun bir sürede yapılan nitrürleme işlemi sırasında ve sonrasında gerçekleşen genleşme ve büzülmeler ile ara yüzeyin zayıflamasıdır.



a)



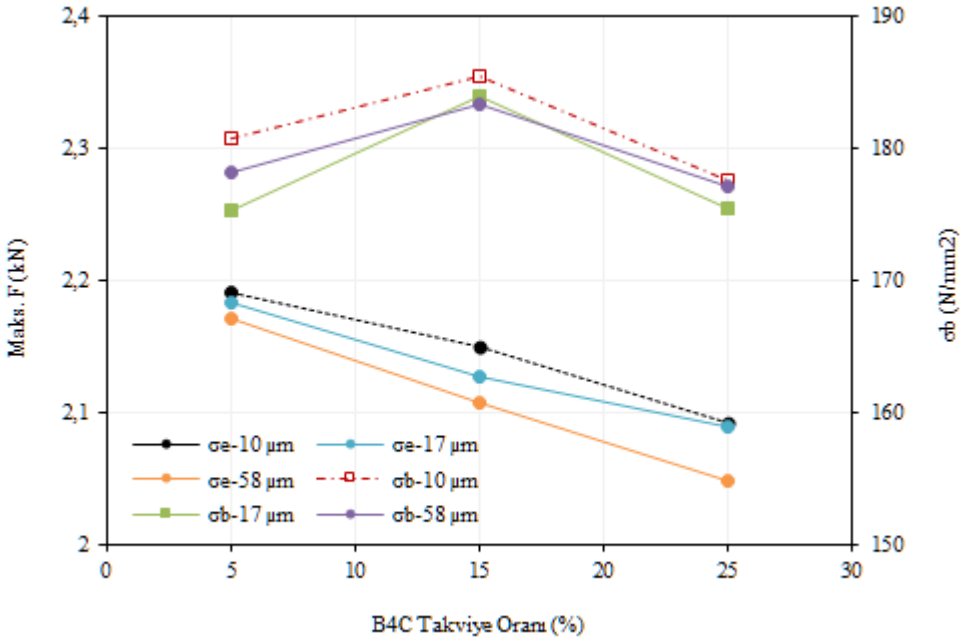
b)

Şekil 3.76. Nitrürlü ve farklı sıcaklıklarda üretilmiş nitrürsüz malzemelerin, a) Akma mukavemeti, b) Kayma mukavemeti değerlerinin deformasyon oranı bağlı olarak karşılaştırılmaları

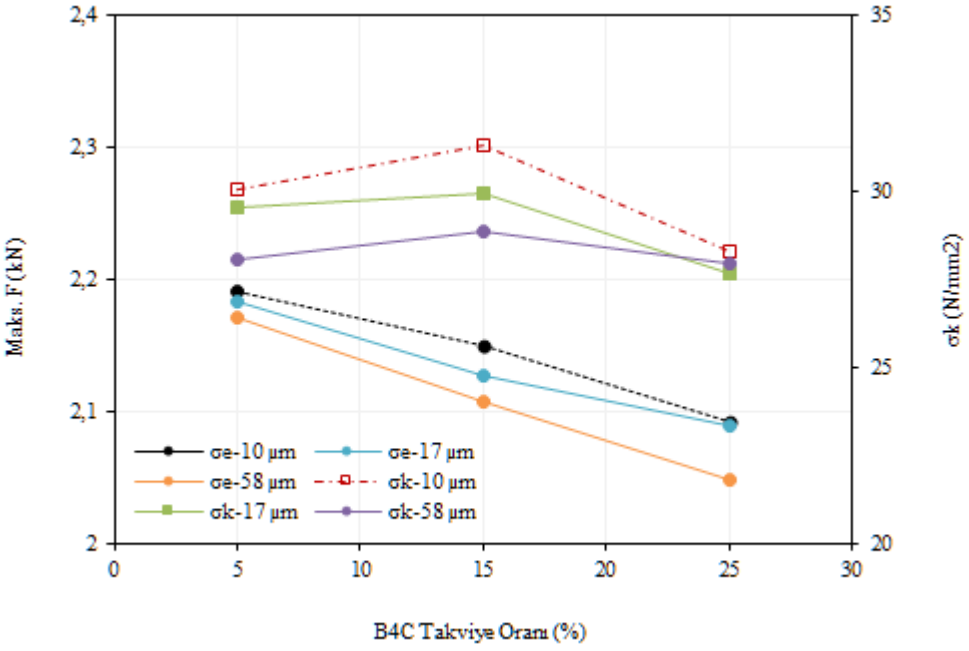
3.6. Mekanik Testlerde Optimum Üretim Değişkenleri

Mekanik testler sonucu elde edilen veriler optimum üretim değişkenlerini belirlemek için grafiklere aktarılmıştır. Bu değerlendirme yapılırken en yüksek oranda deformasyon ile üretilen malzemelerin test sonuçları göz önüne alınmıştır. Çünkü test sonuçları deformasyon oranının artması ile tüm mekanik özelliklerin iyileştiğini göstermiştir. Dolayısıyla karşılaştırmalar B4C takviye oranı, tanecik boyutu ve işlem sıcaklığına göre değerlendirilmiştir. Oda sıcaklığında üretilen malzemelere bakıldığında 10 µm tanecik boyutlu B4C takviyesi eğme, basma ve kayma mukavemetlerinde en iyi sonuçları vermiştir. Eğme mukavemetinde B4C takviye oranı % 5 iken en iyi sonuçlar elde edilirken bu oranının artışı ile mukavemet değerleri düşmüştür. Basma ve kayma mukavemetlerinde ise % 15 oranında maksimum değerlerine ulaşan dayanımlar, sonrasında düşüşe geçmiştir (Şekil 3.77-a-b). İşlem sıcaklığının 250 °C'ye çıkması ile eğme dayanımında B4C tane boyutunun etkisi daha sınırlı hale gelmiş ancak 15 µm tanecik boyutlu B4C ile daha iyi sonuçlar alınmıştır. Kayma ve basma dayanımlarında ise yine 10 µm boyutlu B4C takviyeli malzemeler daha iyi özellikler sergilemişlerdir. Bu sıcaklık şartında B4C takviye oranının etkisi bir miktar değişmiştir. Basma mukavemeti yine % 15 takviye oranından sonra düşüş gösterirken eğme dayanımı % 15'e kadar stabil olup sonra düşmüş, kayma mukavemeti ise takviye oranının artması ile artışını sürdürmüştür (Şekil 3.77-c-d). 400 °C işlem sıcaklığında ise tüm test gruplarında en iyi sonuçlar 17 µm boyutlu B4C içeren malzemelerde elde edilmiştir. B4C takviye oranının artışı ile kayma mukavemeti artarken, basma dayanımı yine % 15 takviye oranından sonra düşüş göstermiştir. Eğme dayanımı ise sınırlı da olsa takviye oranı artışı ile artmıştır (Şekil 3.77-e-f). Bu sonuçlara göre B4C oranı ve boyutunun optimum olduğu değerler, soğuk üretim malzemeler için % 15 oranı ve 10 µm tanecik boyutu, sıcak şartlarda ise % 15 oranı ve 17 µm tanecik boyutu olmuştur. Deformasyon oranının artması mekanik özellikleri tüm şartlarda iyileştirmiştir. Dolayısıyla deformasyon oranını yüksek tutmak daha iyi özellikte malzemeler elde edilmesini sağlayacaktır. Sıcaklık şartlarının etkisi ise mekanik özelliklere göre değişiklik göstermektedir. İşlem sıcaklığının artması ara bağ mukavemetini, yani kayma mukavemetini düşürmektedir. Eğme ve basma dayanımlarında ise katkısının olduğu malzeme grupları olup şekil değiştirme kabiliyetine katkısı da bulunmaktadır. Optimum şartlarda bakıldığında ise oda sıcaklığında yapılan üretimler daha iyi sonuçlar vermiştir. Bununla birlikte malzemenin kullanım şartlarına göre hangi mekanik özelliğin daha üstün olması isteniyorsa, B4C takviye oranı ve tanecik

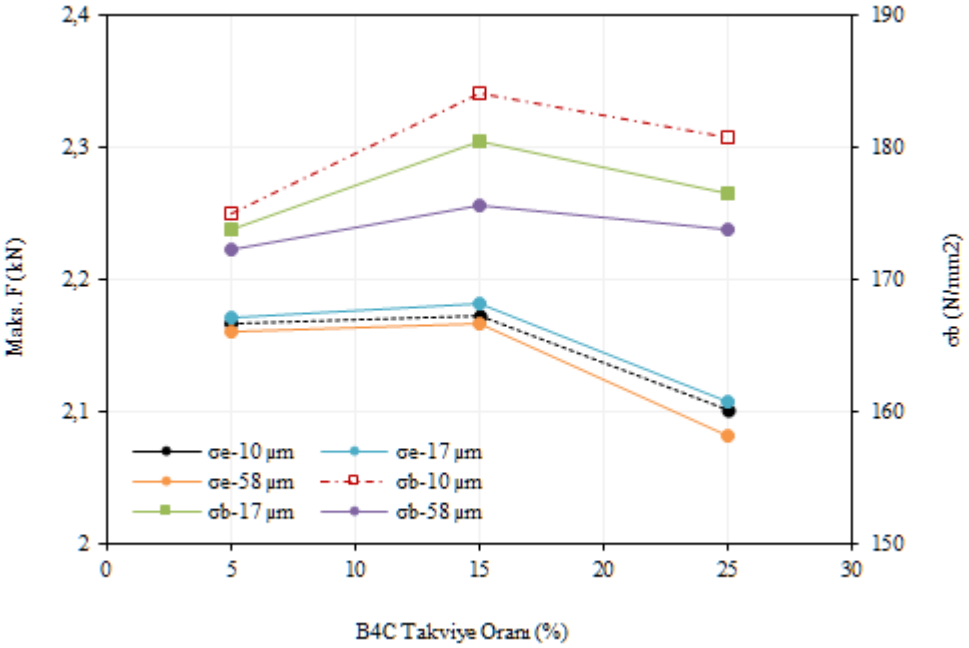
boyutunun ve deformasyon oranının değiştirilmesiyle, istenilen özelliklerin elde edilmesi mümkündür.



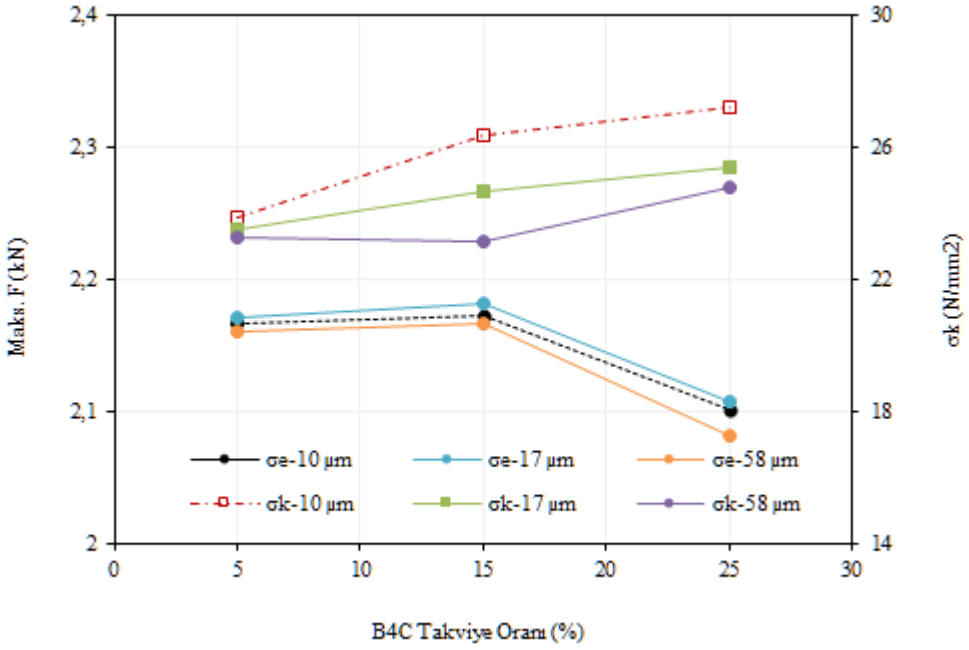
a)



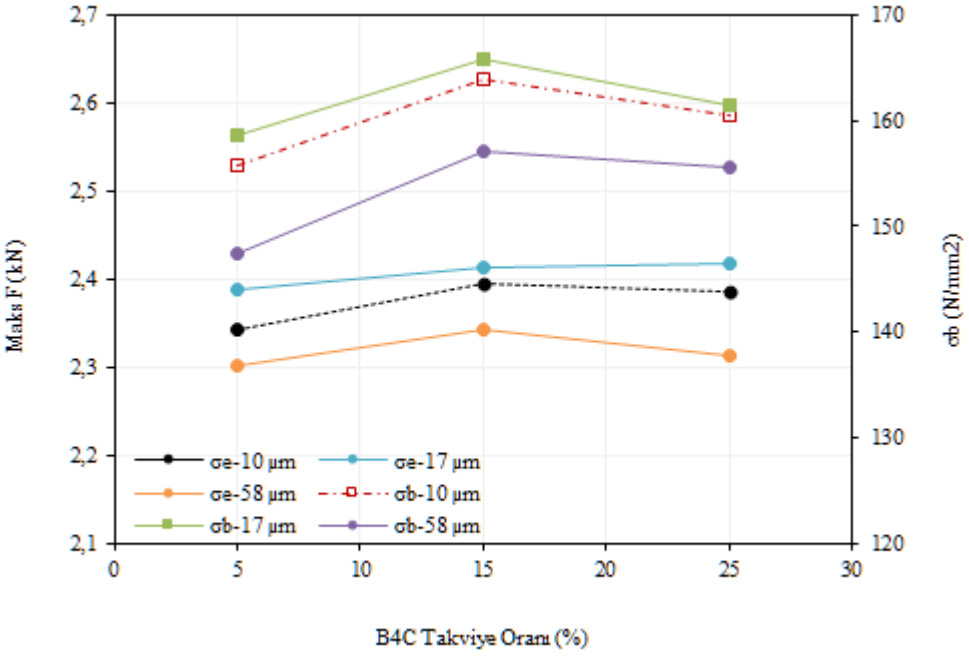
b)


Maks. F (kN)
σb (N/mm2)
B4C Takviye Oranı (%)
σe-10 µm
σe-17 µm
σe-58 µm
σb-10 µm
σb-17 µm
σb-58 µm

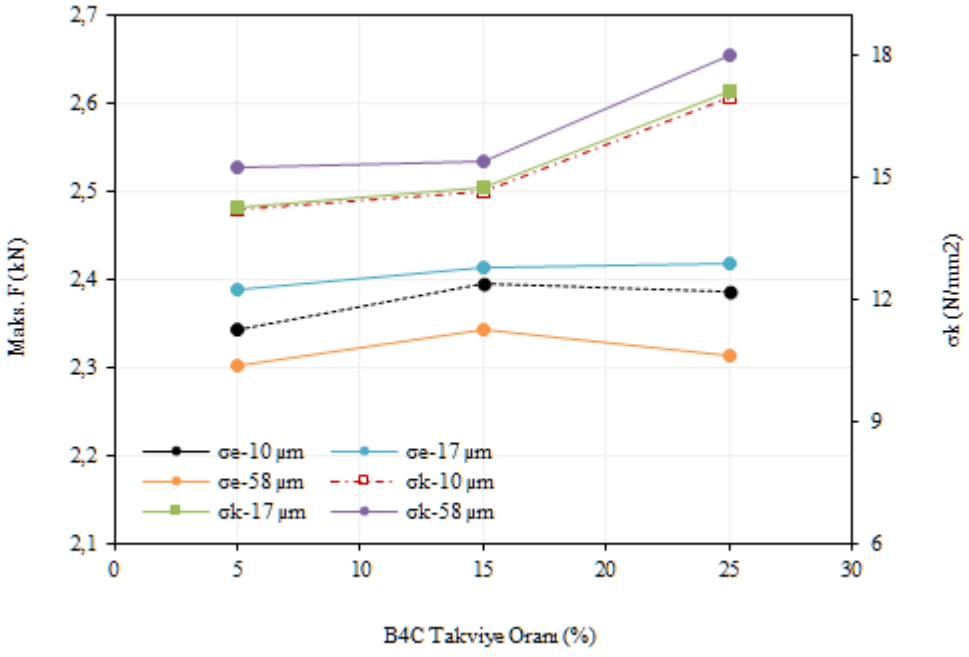
c)


Maks. F (kN)
σk (N/mm2)
B4C Takviye Oranı (%)
σe-10 µm
σe-17 µm
σe-58 µm
σk-10 µm
σk-17 µm
σk-58 µm

d)



e)



f)

Şekil 3.77. Mekanik özelliklerin üretim değişkenlerine göre kıyaslanması, a) Eğme-Basma (T=24 °C), b) Eğme-Kayma (T=24 °C), c) Eğme-Basma (T=250 °C), d) Eğme-Kayma (T=250 °C), e) Eğme-Basma (T=400 °C), f) Eğme-Kayma (T=400 °C)

4. BÖLÜM

SONUÇ ve ÖNERİLER

4.1. Sonuçlar

Bu tez çalışmasında çelik kılıflı Al2024/B4C özlü bir dairesel kompozit malzemenin üretilebilirliği, malzemenin mekanik özelliklerinin üretim parametrelerine bağlı olarak nasıl değiştiği ve bu malzemenin yüzey özelliklerinin nitrürleme işlemi ile geliştirilmesi ve bu durumun neticeleri araştırılmıştır.

Öncelikle malzemenin üretimi için uygun olan üretim yönteminin belirlenmesi üzerine çalışılmıştır. Dairesel yapıda, yani mil formunda bir malzeme üretilmek istendiği için kullanılabilecek yöntemler olarak literatür ışığında ekstrüzyon, haddeleme ve çubuk çekme işlemleri öne çıkmıştır. Ekstrüzyon yöntemi ile denenen üretim işlemlerinde yumuşak çelik kılıf kullanıldığında gerçekleştirilebilen üretim, AISI 4140 ile gerçekleştirilememiştir. Öncelikle çelik malzemeden dolayı ihtiyaç duyulan yüksek kuvvetlere dayanıklı kalıplar gerekmiştir. Kalıp probleminin çözülmesinden sonra ise üretim esnasında sıcaklıkla beraber yumuşayan ve deformasyon kabiliyeti artan öz malzemesi nedeni ile çelik kılıfın sürekliliğini bozan yırtılma ve fışkırma gibi hatalar ile karşılaşılmış ve üretime ekstrüzyon işlemi ile devam edilememiştir.

Planlanan ikinci üretim yöntemi haddeleme olmuş ve bunun için uygun çaplara sahip silindirik haddeleme sistemi tasarlanmış ve ürettirilmiştir. Haddeleme ile kompozit malzemelerin üretimi çok daha kolay gerçekleştirilebilmiştir. Ancak bu yöntemde üretim kolaylığına karşı elde edilen ürünlerin yüzey kaliteleri düşük olmuştur. Haddeleme işlemi esnasında malzeme kılıfı üzerinde çapak oluşmakta, buda hem yüzey kalitesini hem de kılıfın cidar uniformluğunu bozarak üründe istenen kalitenin elde edilmesine engel olmuştur.

Ekstrüzyon ve haddeleme işlemleri, uygulanan yüksek kuvvetler ve deformasyon oranları ile kılıf ve öz arabağ mukavemetini arttırmada daha etkin olacağı için öncelikli olarak tercih edilmiştir. Bu iki işlemden istenen sonuç alınamadığı için diğer bir yöntem olan çubuk çekme işlemine geçilmiştir. Bu yöntem ile oldukça düzgün yüzey kalitesine ve kesit dağılımına sahip numuneler üretilebilmiştir. Farklı çaplara sahip çekme kalıpları farklı oranlarda deforme edilmiş ürünler elde etmede kolaylık sağlamıştır.

Bu malzemelerin üretimi iki aşamada gerçekleştirilmiştir. İlk aşama, plastik deformasyonla şekillendirilecek ön mamulün hazırlanması olmuştur. Bu aşamada çelik millerin içinin talaşlı imalat ile boşaltılması ile elde edilen tüplere, Al2024/B4C toz karışımları pres altında sıkıştırılmıştır (powder in tube). İçine toz sıkıştırılan ön mamuller, toz bütünlüğünü temin etmek amacı ile ön sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Böylece üretimin ikinci aşaması olan çubuk çekme işlemine hazır hale getirilmiştir.

Kompozit malzemelerin üretim parametreleri deformasyon oranı, B4C takviye oranı, B4C parçacık boyutu ve çekme işlem sıcaklığıdır. Takviyesiz öz malzemesi ile birlikte her bir işlem sıcaklığı altında 30 farklı yapı olmak üzere, toplamda 90 farklı özellikte kompozit malzeme üretilmiştir.

Bu malzemelerin mekanik karakterizasyonunda eğme, basma ve kayma testleri kullanılmıştır. Ayrıca sertlik taramaları, mikro yapı incelemeleri ve yoğunluk ölçümü gibi rutin incelemelerde gerçekleştirilmiştir.

Bu malzemenin yüzey özelliklerini geliştirmek için gaz nitrürleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu işlem tek işlem sıcaklığı ve süresinde gerçekleştirilmiştir. İşlem sonrası malzemenin mekanik özelliklerinin değişimi incelenmiştir.

Üretim parametrelerinin malzeme mekanik özellikleri üzerine etkileri şu şekilde tespit edilmiştir;

1. Kompozit malzemenin farklı çaplı kalıplardan geçirilerek uğradığı deformasyonun arttırılması, malzemenin özelliklerini iyileştiren en net değişken olmuştur. Deformasyon oranının artması, çelik kılıfın sertliğini arttırmakta, öz malzemesinin sıkıştırılma oranını arttırarak poroziteyi düşürmekte ve kılıf-öz ara sınır boşluğunu minimize ederek arabağ mukavemetini iyileştirmektedir. Dolayısıyla artan

deformasyon oranı kompozit malzemelerin kayma, basma ve eğme mukavemetlerini arttıran en önemli etkenlerdir.

2. B4C takviye oranının malzeme özelliklerine etkisi diğer faktörlere bağlı olarak değişmektedir. B4C takviye oranının % 5'ten % 15' artması ile malzemelerin basma dayanımları artar. Bununla birlikte gelen deformasyon artışı bu değerleri daha yüksek oranda arttırır. Takviye oranının % 25'e çıkması ile basma dayanımları düşüş gösterir. Oda sıcaklığında üretilen malzemelerde % 5 takviye oranında sonra düşüş gösteren eğme dayanımı, 250 ve 400°C sıcaklık şartında üretilen kompozitlerde % 15 takviye oranında sonra düşer. Kayma mukavemet değerleri ise oda sıcaklığında üretilen malzemelerde % 5 ve % 15 oranlarındaki takviyelerde artarken, % 25'te düşer. 250 ve 400 ℃ sıcaklıkta üretilen malzemelerde ise takviye oranının artması kayma mukavemet değerlerini yükseltir.

3. B4C tane boyutunun artması oda sıcaklığında üretilen malzemelerde eğme dayanımını oldukça sınırlı bir oranda düşürür. Ancak işlem sıcaklığının 250 ve 400 ℃ olduğu malzemelerde tane boyutu 10 µm'den 17 µm'ye yükseldiğinde artan mukavemet, 58 µm'ye yükselmesi ile düşer. Parçacık boyutunun artması ile oda sıcaklığında ve 250 °C sıcaklıkta üretilen malzemelerde basma dayanımı düşerken 400 °C sıcaklıkta üretilen malzemelerde 17 µm'de artış gösterir. Kayma mukavemet değerlerinde oda sıcaklığında ve 250 °C üretilen malzemelerde tane boyutunun büyümesi ile düşen mukavemet değerleri 400 ℃ sıcaklık şartlarında üretilenlerde ise tane boyutundan etkilenmez.

4. İşlem sıcaklığının ise testler üzerinde farklı bir takım etkileri olmuştur. Oda sıcaklığında üretilen malzemelerde deformasyonun mukavemet arttırıcı sonuçları nedeni ile eğme ve basma mukavemet değerleri de iyileşir. İşlem sıcaklığının artması kayma mukavemet değerlerine olumsuz yansır, yani sıcaklık değeri yükseldikçe kılıf-öz arabağ mukavemeti düşer.

Çalışma kapsamında üretilen çelik kılıflı dairesel kompozitlerin yüzey özelliklerini iyileştirmek amacı ile malzemelere gaz nitrürleme işlemi uygulanmıştır. Nitrürleme işlemi düşük sıcaklıklarda uygulanabildiği ve bu sıcaklıklar da öz malzemesinin matrisini oluşturan alüminyuma uygun olduğu için tercih edilmiştir. Gaz nitrürasyon işlemi tek bir malzeme grubuna tek bir işlem şartı altında uygulanmıştır. Gaz nitrürleme işlemi sonrası

deformasyon oranının artması ile birlikte nitrür tabakasının derinliğinin ve sertliğini arttığı tespit edilmiştir. Nitrürlenmiş malzemelere uygulanan basma ve eğme deneyleri malzemelerin akma ve eğme mukavemet değerlerini oldukça arttırmış, bununla birlikte malzemenin gevrekleşmesine, yani şekil değiştirme oranının azalmasına neden olmuştur. Nitrürleme işlemi oda sıcaklığında üretilmiş malzemelere uygulanmış olup, nitrürlü malzemelerin kayma mukavemet değerleri nitrürsüz olanlara göre yüksek oranda düşüş göstermiştir.

Elde edilen sonuçlara göre üretim değişkenleri sonuçları iyi ya da kötü şekilde etkiler. B4C oranı ve boyutunun etkilerine bakıldığında farklı oranların ve tane boyutlarının iyi sonuçlar verdiği deney şartları mevcuttur. Ancak B4C oranı ve boyutunun optimum olduğu değerler % 15 oranı ve 10-17 µm tanecik boyutları olmuştur. Deformasyon oranının artması mekanik özellikleri tüm şartlarda iyileştirmiştir. Dolayısıyla deformasyon oranını yüksek tutmak daha iyi özellikte malzemeler elde edilmesini sağlayacaktır. Sıcaklık şartlarının etkisi ise mekanik özelliklere göre değişiklik göstermektedir. İşlem sıcaklığının artması ara bağ mukavemetini düşürmektedir. Eğme ve basma dayanımlarında ise katkısının olduğu malzeme grupları olup şekil değiştirme kabiliyetine katkısı da bulunmaktadır. Optimum şartlarda bakıldığında ise oda sıcaklığında yapılan üretimler daha iyi sonuçlar vermiştir. Bununla birlikte malzemenin kullanım şartlarına göre hangi mekanik özelliğin daha üstün olması isteniyorsa, B4C takviye oranı ve tanecik boyutunun ve deformasyon oranının değiştirilmesiyle, istenilen özelliklerin elde edilmesi mümkündür.

4.2. Öneriler

Tez çalışması kapsamında üretilen çelik kılıflı Al/B4C özlü tabakalı dairesel malzeme ile mukavemet/yoğunluk oranı yüksek ve yüzey kalitesi iyileştirilebilir bir mil formunda malzeme elde edilmek istenmiştir. Değişkenler vasıtası ile bu malzemenin en iyi özelliklerinin belirlenmesine çalışılmıştır. Bu malzemenin millerde de beklenen eğme ve akma mukavemet özelliklerinin iyi olması, çift katmanlı bir malzeme olması nedeni ile bu katmanlar arasındaki bağ mukavemetin yüksek olması istenmiştir. Belirlenen değişkenler ve bunlara bağlı olarak belirlenen sonuçlara ve çalışma sırasındaki gözlemlere göre ileriki çalışmalarda yapılması mümkün olan bir takım öneriler şu şekilde sıralanabilir;

- Deformasyon oranının artışı ile tabakalı dairesel kompozit malzemelerin mekanik özellikleri ve arabağ mukavemeti iyileşmektedir. Ayrıca deformasyon oranı yüksek olan malzemelerin nitrürleme sonrası tabaka derinliği ve sertlik değerleri de yüksek olmaktadır. Dolayısıyla mümkün olan en yüksek deformasyon oranı ile bu malzemeleri üretmek daha iyi sonuçlar elde edilmesine olanak sağlayacaktır. Bu çalışmada daha yüksek deformasyon oranının uygulanamamasının sebebi, mümkün olan en ince cidar kalınlığında çelik kılıf ile üretime başlanması ve bunun da yüksek deformasyon oranlarında hasara uğramasıdır.

- Çekme numuneleri, yani ön mamuller, çelik tüpler içine Al/B4C tozlarının sıkıştırılması ile elde edilmiştir. Çelik tüp cidarının ince olması ve yüksek basınçlarda tüp cidarlarının yapısının bozulması ve sıkıştırma kalıplarının içine sıkışması sebebi ile tozlar tüplerin içine çok yüksek oranlarda sıkıştırılamamıştır. Porozite değerleri de bu yüzden toz metalürjisi şartlarına göre yüksek çıkmıştır. Bu sebeple seramik katkılı metal matrisli kompozitlerden elde edilen yüksek mukavemet özelliklerinin en iyi haline ulaşılamadığı düşünülmüştür. Dolayısıyla bu sıkıştırma oranının arttırılabilmesi çok daha yüksek kalitede kompozit malzeme üretilmesine olanak sağlayacaktır. Mevcut çelik tüp cidar kalınlığı ile bu mümkün olmamakla beraber, bu işlem öncelikle bir miktar daha kalın çelik tüplerle denenebilir. Diğer bir yöntem olarak ön mamulün hazırlanma şeklinin değiştirilmesidir. Al/B4C öz malzemesinin ekstrüzyon ile çubuk formunda üretilip çelik kılıf içine sıkı geçme olarak yerleştirilmesi ve bu şekilde elde edilen ön mamullerin çekilmesi ile çok daha iyi mekanik ve arabağ özelliklerine sahip malzemeler elde edileceği düşünülmektedir.

- İşlem sıcaklığının artması ile kompozit malzemelerin şekillendirme için ihtiyaç duyduğu kuvvetler azalmakta, üretilen malzemeler ise daha sünek yapıda olabilmektedir. Ayrıca işlem sıcaklığının değişmesi neticesinde kılıf cidar kalınlıkları da değiştirilebilmektedir. Yüksek olmayan sıcaklık şartlarının kılıf ve öz malzemesinde oluşturacağı düşük te olsa yumuşak yapı ile arabağ bağlantısının iyileştireceği ve tokluk özelliği yüksek bir malzeme elde edileceği düşünülmüştür. Tokluk hususunda istenilen değerler oluşmakla beraber arabağ mukavemeti sıcaklık artışı ile düşmüştür. Çekme işlemleri her kademede sıcaklık aynı olacak şekilde yapılmıştır. Soğuk şartlarda üretilen malzemelerde elde edilen arabağ

mukavemet kazanımını elde etmek amacı ile sıcak şartlarda üretilen malzemelerin son ya da son birkaç kademesi soğuk şartlarda çekilerek hem sıcak işlem hem de soğuk işlem şartlarının sağladığı iyileştirmelerin elde edilebileceği düşünülmektedir.

- Tabakalı dairesel kompozit malzemelere yüzey özelliklerini iyileştirmek amacı ile gaz nitrürleme işlemi uygulanmıştır. Bu şartta elde edilen nitrürleme neticelerinin malzeme özelliklerine etkisi incelenmiş ve malzemelerin yüzey sertliği arttırılmakla beraber bazı mekanik özellikler iyileştirmiştir. Ancak işlem tek bir şartta ve tek bir malzeme grubuna uygulanmış olup olumlu neticeler alınmıştır. Dolayısıyla farklı malzeme ve nitrürleme parametrelerinin uygulanması ile bu alandaki sonuçlar çeşitlendirilip (yorulma, aşınma deneyleri vb.) geliştirilmeye açıktır.

- Üretilen kompozit malzemelerin yapısına uygun olan testlerin birçoğu malzemelere uygulanmıştır. Bu kompozit malzemeler mil formları nedeni ile burulma ve burulma kaynaklı yorulma özelliklerinin belirlenmesine yönelik testlere de açıktır. Bu malzemelere uygulanacak burulma ve yorulma testleri ile literatüre bu hususta katkı sağlanabilecektir.

KAYNAKÇA

1. Ramanathan, A., Krishnan, P. K., Muraliraja, R., 2019. A review on the production of metal matrix composites through stir casting – Furnace design, properties, challenges, and research opportunities. **Journal of Manufacturing Processes**, 42: 213–245.
2. Rajak, D. K., Pagar, D. D., Kumar, R., Pruncu, C. I., 2019. Recent progress of reinforcement materials: A comprehensive overview of composite materials. **Journal of Materials Research and Technology**, 8(6): 6354–6374.
3. Garg, A., Chalak, H. D., 2019. A review on analysis of laminated composite and sandwich structures under hygrothermal conditions. **Thin-Walled Structures**, 142(March): 205–226.
4. Li, H., Zhang, L., Zhang, B., Zhang, Q., 2020. Effect of substrate on metallographic corrosion of cladding in stainless/carbon steel bimetal plate. **Results in Physics**, 16(October 2019): 102925.
5. Babaee, M. H., Maleki, A., Niroumand, B., 2019. A novel method to improve interfacial bonding of compound squeeze cast Al/Al−Cu macrocomposite bimetals: Simulation and experimental studies. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 29(6): 1184–1199.
6. Yan, G. Y., Mao, F., Chen, F., Wu, W., Cao, Z. Q., Wang, T. M., Li, T. J., 2016. Characteristics evolution of 6009/7050 bimetal slab prepared by direct-chill casting process. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 26(4): 895–904.
7. Li, G., Jiang, W., Guan, F., Zhu, J., Zhang, Z., Fan, Z., 2021. Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of A356 aluminum/AZ91D magnesium bimetal prepared by a compound casting combined with a novel Ni-Cu composite interlayer. **Journal of Materials Processing Technology**, 288(July 2020): 116874.
8. Chen, G., Xu, G., 2017. Effects of melt pressure on process stability and bonding strength of twin-roll cast steel/aluminum clad sheet. **Journal of Manufacturing Processes**, 29: 438–446.
9. Grydin, O., Gerstein, G., Nürnberger, F., Schaper, M., Danchenko, V., 2013. Twin-roll casting of aluminum-steel clad strips. **Journal of Manufacturing Processes**, 15(4): 501–507.

10. Wang, C. Yang, Jiang, Y. Bin, XIE, J. Xin, Xu, S., Zhou, D. Jing, Zhang, X. Jun., 2017. Formation mechanism and control of aluminum layer thickness fluctuation in embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding process. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 27(5): 1011–1018.
11. Jin, J. Y., Hong, S. I., 2014. Effect of heat treatment on tensile deformation characteristics and properties of Al3003/STS439 clad composite. **Materials Science and Engineering A**, 596: 1–8.
12. Wang, Y., Vecchio, K. S., 2015. Microstructure evolution in a martensitic 430 stainless steel-Al metallic-intermetallic laminate (MIL) composite. **Materials Science and Engineering A**, 643: 72–85.
13. Wang, Q., Leng, X. S., Yang, T. H., Yan, J. C., 2014. Effects of Fe - Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 24(1): 279–284.
14. Wang, Q., Leng, X., Yan, J., Guo, W., Fu, Y., Luan, T., 2013. Al 1060/Pure Iron clad materials by vacuum roll bonding and their solderability. **Journal of Materials Science and Technology**, 29(10): 948–954.
15. Stolbchenko, M., Grydin, O., Nürnberger, F., Samsonenko, A., Schaper, M., 2014. Sandwich rolling of twin-roll cast aluminium-steel clad strips. **Procedia Engineering**, 81(October): 1541–1546.
16. Grydin, O., Stolbchenko, M., Schaper, M., 2017. Impact of steel substrate preheating on microstructure and properties of twin-roll cast aluminium-steel clad strips. **Procedia Engineering**, 207: 1695–1700.
17. Chen, G. vd., 2016. Investigation on bonding strength of steel/aluminum clad sheet processed by horizontal twin-roll casting, annealing and cold rolling. **Materials and Design**, 112: 263–274.
18. Kim, J. S., Lee, K. S., Kwon, Y. N., Lee, B. J., Chang, Y. W., Lee, S., 2015. Improvement of interfacial bonding strength in roll-bonded Mg/Al clad sheets through annealing and secondary rolling process. **Materials Science and Engineering A**, 628: 1–10.
19. Engelhardt, M., Grittner, N., Von Senden Genannt Haverkamp, H., Reimche, W., Bormann, D., Bach, F. W., 2012. Extrusion of hybrid sheet metals. **Journal of Materials Processing Technology**, 212(5): 1030–1038.

20. Liu, X. B., Chen, R. S., Han, E. H., 2009. Preliminary investigations on the Mg-Al-Zn/Al laminated composite fabricated by equal channel angular extrusion. **Journal of Materials Processing Technology**, 209(10): 4675–4681.
21. Gao, H. T., Liu, X. H., Qi, J. L., Ai, Z. R., Liu, L. Z., 2018. Microstructure and mechanical properties of Cu/Al/Cu clad strip processed by the powder-in-tube method. **Journal of Materials Processing Technology**, 251(July 2017): 1–11.
22. Kim, W. N., Hong, S. I., 2016. Interactive deformation and enhanced ductility of tri-layered Cu/Al/Cu clad composite. **Materials Science and Engineering A**, 651(1): 976–986.
23. Zhang, S., Xiao, H., Xie, H., Gu, L., 2014. The preparation and property research of the stainless steel/iron scrap clad plate. **Journal of Materials Processing Technology**, 214(6): 1205–1210.
24. Kwiecień, M., Majta, J., Dziedzic, D., 2014. Shear deformation and failure of explosive welded Inconel-microalloyed steels bimetals. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, 14(1): 32–39.
25. Gao, X., Jiang, Z., Wei, D., Jiao, S., Chen, D., Xu, J., Zhang, X., Gong, D., 2014. Effects of temperature and strain rate on microstructure and mechanical properties of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal prepared by hot diffusion-compression bonding. **Materials and Design**, 63: 650–657.
26. Mori, T., Kurimoto, S., 1996. Press-formability of stainless steel and aluminum clad sheet. **Journal of Materials Processing Technology**, 56(1–4): 242–253.
27. Manesh, H. D., Taheri, A. K., 2003. Bond strength and formability of an aluminum-clad steel sheet. **Journal of Alloys and Compounds**, 361(1–2): 138–143.
28. Danesh Manesh, H., Karimi Taheri, A., 2003. The effect of annealing treatment on mechanical properties of aluminum clad steel sheet. **Materials and Design**, 24(8): 617–622.
29. Kazanowski, P., Epler, M. E., Misiolek, W. Z., 2004. Bi-metal rod extrusion-process and product optimization. **Materials Science and Engineering A**, 369(1–2): 170–180.
30. Zebardast, M., Taheri, A. K., 2011. The cold welding of copper to aluminum using equal channel angular extrusion (ECAE) process. **Journal of Materials Processing Technology**, 211(6): 1034–1043.

31. Kocich, R., Kunčická, L., Davis, C. F., Lowe, T. C., Szurman, I., Macháčková, A., 2016. Deformation behavior of multilayered Al-Cu clad composite during cold-swaging. **Materials and Design**, 90: 379–388.
32. Gueydan, A., Domengès, B., Hug, E., 2014. Study of the intermetallic growth in copper-clad aluminum wires after thermal aging. **Intermetallics**, 50: 34–42.
33. Kang, C. G., Jung, Y. J., Kwon, H. C., 2002. Finite element simulation of die design for hot extrusion process of Al/Cu clad composite and its experimental investigation. **Journal of Materials Processing Technology**, 124(1–2): 49–56.
34. Kang, C. G., Kwon, H. C., 2002. Finite element analysis considering fracture strain of sheath material and die lubricant in extrusion process of Al/Cu clad composites and its experimental investigation. **International Journal of Mechanical Sciences**, 44(2): 247–267.
35. Rhee, K. Y., Han, W. Y., Park, H. J., Kim, S. S., 2004. Fabrication of aluminum/copper clad composite using hot hydrostatic extrusion process and its material characteristics. **Materials Science and Engineering A**, 384(1–2): 70–76.
36. Park, H. J., Na, K. H., Cho, N. S., Lee, Y. S., Kim, S. W., 1997. A study of the hydrostatic extrusion of copper-clad aluminium tube. **Journal of Materials Processing Technology**, 67(1–3): 24–28.
37. Chitkara, N. R., Aleem, A., 2001. Extrusion of axi-symmetric bi-metallic tubes from solid circular billets: Application of a generalised upper bound analysis and some experiments. **International Journal of Mechanical Sciences**, 43(12): 2833–2856.
38. Eivani, A. R., Taheri, A. K., 2007. A new method for producing bimetallic rods. **Materials Letters**, 61(19–20): 4110–4113.
39. Ansarian, I., Shaeri, M. H., 2017. Diffusional bonds in laminated composites produced by ECAP. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 27(9): 1928–1938.
40. Fadaei, A., Farahafshan, F., Sepahi-Boroujeni, S., 2017. Spiral equal channel angular extrusion (Sp-ECAE) as a modified ECAE process. **Materials and Design**, 113: 361–368.
41. Sapanathan, T., Khoddam, S., Zahiri, S. H., 2013. Spiral extrusion of

aluminum/copper composite for future manufacturing of hybrid rods: A study of bond strength and interfacial characteristics. **Journal of Alloys and Compounds**, 571: 85–92.

42. Khoddam, S., Farhoumand, A., Hodgson, P. D., 2011. Axi-symmetric forward spiral extrusion, a kinematic and experimental study. **Materials Science and Engineering A**, 528(3): 1023–1029.
43. Lee, K. S., Kwon, Y. N., 2013. Solid-state bonding between Al and Cu by vacuum hot pressing. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 23(2): 341–346.
44. Kocich, R., Macháčková, A., Kunčická, L., Fojtík, F., 2015. Fabrication and characterization of cold-swaged multilayered Al-Cu clad composites. **Materials and Design**, 71: 36–47.
45. Gao, H. T., Liu, X. H., Qi, J. L., Ai, Z. R., 2019. Preparation and characterization of novel energy-saving composite rod. **Construction and Building Materials**, 207: 592–599.
46. Apperley, M. H., Sorrell, C. C., Crosky, A., 2000. The co-extrusion of metal-sheathed high-temperature superconductors. 102: 193–202.
47. Chou, I. N., Hung, C., 1999. Finite-element study on extrusion of powder/solid composite clad rods. **Journal of Materials Processing Technology**, 96(1–3): 124–132.
48. Vamsi Krishna, B., Venugopal, P., Prasad Rao, K., 2004. Solid state joining of dissimilar sintered P/M preform tubes by simultaneous cold extrusion. **Materials Science and Engineering A**, 386(1–2): 301–317.
49. Jin, T., Li, G., Cao, Y., Xu, R., Shao, S., Yang, B., 2015. Experimental research on applying the copper-clad aluminum tube as connecting tubes of air conditioners. **Energy and Buildings**, 97: 1–5.
50. Krishna, B. V., Venugopal, P., Rao, K. P., 2005. Co-extrusion of dissimilar sintered P/M preforms - An explored route to produce bimetallic tubes. **Materials Science and Engineering A**, 407(1–2): 77–83.
51. Krishna, B. V., Praveen, K., Venugopal, P., Rao, K. P., 2005. Improved weld strength of P/M bimetallic tubes and transition joints by means of nano interlayer particles. **Materials Science and Engineering A**, 394(1–2): 277–284.

52. Krishna, B. V., Venugopal, P., Prasad Rao, K., 2006. Solid state joining of steel-Cu P/M preform tubes: Use of interlayer and post joining heat treatments. **Journal of Materials Science**, 41(4): 1175–1185.

53. Gómez, X., Echeberria, J., 2003. Microstructure and mechanical properties of carbon steel A210-superalloy Sanicro 28 bimetallic tubes. **Materials Science and Engineering A**, 348(1–2): 180–191.

54. Sankaran, A., Vadakke Madam, S., Nouri, A., Barnett, M. R., 2012. Attaining high compressive strains in pure Mg at room temperature by encasing with pure Al. **Scripta Materialia**, 66(10): 725–728.

55. Feng, B., Xin, Y., Yu, H., Hong, R., Liu, Q., 2016. Mechanical behavior of a Mg/Al composite rod containing a soft Mg sleeve and an ultra hard Al core. **Materials Science and Engineering A**, 675: 204–211.

56. Feng, B., Xin, Y., Guo, F., Yu, H., Wu, Y., Liu, Q., 2016. Compressive mechanical behavior of Al/Mg composite rods with different types of Al sleeve. **Acta Materialia**, 120: 379–390.

57. Asgari, M., Fereshteh-Saniee, F., 2016. Production of AZ80/Al composite rods employing non-equal channel lateral extrusion. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 26(5): 1276–1283.

58. Xu, D. X., Yang, C. L., Zhao, K. N., Li, H. X., Zhang, J. S., 2019. Interfacial microstructure and mechanical behavior of Mg/Cu bimetal composites fabricated by compound casting process. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 29(6): 1233–1241.

59. Feng, B., Xin, Y., Sun, Z., Yu, H., Wang, J., Liu, Q., 2017. On the rule of mixtures for bimetal composites. **Materials Science and Engineering A**, 704(July): 173–180.

60. Priel, E., Ungarish, Z., Navi, N. U., 2016. Co-extrusion of a Mg/Al composite billet: A computational study validated by experiments. **Journal of Materials Processing Technology**, 236: 103–113.

61. Feng, B., Xin, Y., Hong, R., Yu, H., Wu, Y., Liu, Q., 2015. The effect of architecture on the mechanical properties of Mg-3Al-1Zn rods containing hard Al alloy cores. **Scripta Materialia**, 98: 56–59.

62. Hou, X., Yu, J., Sheng, M., 2017. Study on the preparation of the ceramic composite-lined steel pipe with the SHS reaction system of Al-Fe2O3-

Cr2O3. **Ceramics International**, 43(14): 11078–11082.

63. Seitzberger, M., Rammerstorfer, F. G., Degischer, H. P., Gradinger, R., 1997. Crushing of axially compressed steel tubes filled with aluminium foam. **Acta Mechanica**, 125(1–4): 93–105.
64. Sun, X. J., Tao, J., Guo, X. Z., 2011. Bonding properties of interface in Fe/Al clad tube prepared by explosive welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 21(10): 2175–2180.
65. Guo, X., Tao, J., Wang, W., Li, H., Wang, C., 2013. Effects of the inner mould material on the aluminium-316L stainless steel explosive clad pipe. **Materials and Design**, 49: 116–122.
66. Yu, H., Fan, Z., Li, C., 2014. Magnetic pulse cladding of aluminum alloy on mild steel tube. **Journal of Materials Processing Technology**, 214(2): 141–150.
67. Yu, H., Dang, H., Qiu, Y., 2017. Interfacial microstructure of stainless steel/aluminum alloy tube lap joints fabricated via magnetic pulse welding. **Journal of Materials Processing Technology**, 250(July): 297–303.
68. Jafarlou, D. M., Zalnezhad, E., Ezazi, M. A., Mardi, N. A., Hassan, M. A., 2015. The application of equal channel angular pressing to join dissimilar metals, aluminium alloy and steel, using an Ag-Cu-Sn interlayer. **Materials and Design**, 87: 553–566.
69. Qi, Y., Lapovok, R., Estrin, Y., 2016. Microstructure and electrical conductivity of aluminium/steel bimetallic rods processed by severe plastic deformation. **Journal of Materials Science**, 51(14): 6860–6875.
70. Lesuer, D. R., Syn, C. K., Whittenberger, J. D., Sherby, O. D., 2002. Flow stresses in metal laminates and pure metals during high temperature extrusion. **International Journal of Plasticity**, 18(2): 155–184.
71. Epler, M. E., Misiolek, W. Z., 2006. Novel billet design for co-extrusion of ferrous material tubes. **Materials Science and Engineering A**, 429(1–2): 43–49.
72. Son, I. S. vd., 2014. Effect of hydro co-extrusion on microstructure of duo-cast Al 3003/Al 4004 clad materials. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 24(SUPPL. 1): s75–s80.
73. Chen, Z., Ikeda, K., Murakami, T., Takeda, T., Xie, J. X., 2003. Fabrication of composite pipes by multi-billet extrusion technique. **Journal of Materials Processing Technology**, 137(1-3 SPEC): 10–16.

74. Madej, L., Paul, H., Trebacz, L., Wajda, W., Pietrzyk, M., 2012. Multi billet extrusion technology for manufacturing bi-layered components. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, 61(1): 235–238.

75. Liu, N., Jie, J., Lu, Y., Wu, L., Fu, Y., Li, T., 2014. Characteristics of clad aluminum hollow billet prepared by horizontal continuous casting. **Journal of Materials Processing Technology**, 214(1): 60–66.

76. Han, X., Shao, B., Zuo, K. sheng, Jiang, L., Zhang, H. tao, He, L. zi, Qin, K., Cui, J. zhong., 2016. Microstructure and properties at bonding interface of AA4045/AA3003 aluminum alloy cladding billet prepared by semi-continuous casting. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 26(3): 658–664.

77. Şimşir, M., Kumruoğlu, L. C., Özer, A., 2009. An investigation into stainless-steel/structural-alloy-steel bimetal produced by shell mould casting. **Materials and Design**, 30(2): 264–270.

78. Yi, Z., Si-yuan, H., Jia-gui, L., Wei, Z., Xiao-lu, G., Jin, Y., 2019. Density gradient tailoring of aluminum foam-filled tube. **Composite Structures**, 220(March): 451–459.

79. Su, M., Wang, H., Hao, H., 2019. Axial and radial compressive properties of alumina-aluminum matrix syntactic foam filled thin-walled tubes. **Composite Structures**, 226: 111197.

80. Fillabi, M. G., Simchi, A., Kokabi, A. H., 2008. Effect of iron particle size on the diffusion bonding of Fe-5%Cu powder compact to wrought carbon steels. **Materials and Design**, 29(2): 411–417.

81. Yan, G., Mao, F., Jie, J., Cao, Z., Li, T., Wang, T., 2016. Effect of Sr addition on the characteristics of as-cast and rolled 3003/4004 clad aluminum. **Journal of Alloys and Compounds**, 678: 201–211.

82. Wu, C. W., Hsu, R. Q., 2002. Extrusion of three-layer composite hexagonal clad rods. **Journal of Materials Processing Technology**, 123(1): 47–53.

83. Wu, C. W., Hsu, R. Q., 2006. Extrusion analysis and workability prediction of three-layer composite hexagonal clad rods. **Journal of Materials Processing Technology**, 174(1–3): 312–317.

84. Khosravifard, A., Ebrahimi, R., 2010. Investigation of parameters affecting interface strength in Al/Cu clad bimetal rod extrusion process. **Materials and**

Design, 31(1): 493–499.

85. Berski, S., Dyja, H., Banaszek, G., Janik, M., 2004. Theoretical analysis of bimetallic rods extrusion process in double reduction die. **Journal of Materials Processing Technology**, 153–154(1–3): 583–588.
86. Cetintav, I., Misirli, C., Can, Y., 2016. Upsetting of Tri-Metallic St-Cu-Al and St-Cu60Zn-Al Cylindrical Billets. **International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering**, 10(10): 1778–1781.
87. Knezevic, M., Jahedi, M., Korkolis, Y. P., Beyerlein, I. J., 2014. Material-based design of the extrusion of bimetallic tubes. **Computational Materials Science**, 95: 63–73.
88. Mamalis, A. G., Petrosyan, G. L., Manolakos, D. E., Hambardzumyan, A. F., 2007. The effect of strain hardening in the extrusion of bimetallic tubes of porous internal layer. **Journal of Materials Processing Technology**, 181(1-3 SPEC. ISS.): 241–245.
89. Karamş, M. B., Yildizli, K., Çarkt Aydin, G., 2012. Sliding/rolling wear performance of plasma nitrided H11 hot working steel. **Tribology International**, 51: 18–24.
90. Yıldızlı, K., Plazma Nitrürlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikroyapı Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin Araştırılması, Erciyes Üniversitesi, , 2008.
91. Güven, Ş. Y., Delikanlı, K., Öncel, E., 2014. AISI 4140 Çeliğine Uygulanan İyon Nitrasyon Yüzey Sertleştirme İşleminin Yorulma Dayanımına Etkisi. **SDU Teknik Bilimler Dergisi**, 4(2): 29–39.
92. Karamış, M. B., 1993. Experimental-Study Of The Abrasive Wear Behavior Of Plasma-Nitrided Gearing Steel. **Wear**, 161: 199–206.
93. Baycık, H., 2002. İyon Nitrürleme ve Çeliğin Özelliklerine Etkisi. **Mühendislik Bilimleri Dergisi**, 8(1): 19–25.
94. Ferkel, H., Glatzer, M., Estrin, Y., Valiev, R. Z., 2002. RF plasma nitriding of a severely deformed high alloyed steel. **Scripta Materialia**, 46(9): 623–628.
95. Ferkel, H., Glatzer, M., Estrin, Y., Valiev, R. Z., Blawert, C., Mordike, B. L., 2003. RF plasma nitriding of severely deformed iron-based alloys. **Materials Science and Engineering A**, 348(1–2): 100–110.
96. Ferkel, H., Estrin, Y., Blawert, C., Valiev, R. Z., 2003. RF nitriding of severely

deformed Armco iron and St2K50 H. **Surface and Coatings Technology**, 173–174: 1164–1170.

97. Croccolo, D., Cristofolini, L., Bandini, M., Freddi, A., 2002. Fatigue strength of shot-peened nitrided steel: Optimization of process parameters by means of design of the experiment. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, 25(7): 695–707.
98. Ji, S. J., Wang, L., Sun, J. C., Hei, Z. K., 2005. The effects of severe surface deformation on plasma nitriding of austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, 195(1): 81–84.
99. Shen, L., Wang, L., Wang, Y., Wang, C., 2010. Plasma nitriding of AISI 304 austenitic stainless steel with pre-shot peening. **Surface and Coatings Technology**, 204(20): 3222–3227.
100. Kikuchi, S., Nakahara, Y., Komotori, J., 2010. Fatigue properties of gas nitrided austenitic stainless steel pre-treated with fine particle peening. **International Journal of Fatigue**, 32(2): 403–410.
101. Hashemi, B., Rezaee Yazdi, M., Azar, V., 2011. The wear and corrosion resistance of shot peened-nitrided 316L austenitic stainless steel. **Materials and Design**, 32(6): 3287–3292.
102. Tangg, J., Liu, D., Xi, Y., Zhang, X., 2011. Effect of pre-shor peening on the fretting fatigure behavior of plasma nitrided AISI 420 stainless steel, at 350, °C. **Advanced Materials Research Vols.**, 189–193: 189–193.
103. Cho, K. T., Song, K., Oh, S. H., Lee, Y. K., Lee, W. B., 2013. Surface hardening of shot peened H13 steel by enhanced nitrogen diffusion. **Surface and Coatings Technology**, 232: 912–919.
104. Shen, L., Wang, L., Xu, J. J., Shan, Y. C., 2013. Effect of pre-shot peening kinetics of austenitic stainless steel. **Advanced Materials Research Vols.**, 634–638: 2955–2959.
105. Hassani-Gangaraj, S. M., Moridi, A., Guagliano, M., Ghidini, A., Boniardi, M., 2014. The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel. **International Journal of Fatigue**, 62: 67–76.
106. Hassani-Gangaraj, S. M., Moridi, A., Guagliano, M., Ghidini, A., 2014. Nitriding duration reduction without sacrificing mechanical characteristics and fatigue

behavior: The beneficial effect of surface nano-crystallization by prior severe shot peening. **Materials and Design**, 55: 492–498.

107. Lin, Y., Lu, J., Wang, L., Xu, T., Xue, Q., 2006. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel. **Acta Materialia**, 54(20): 5599–5605.
108. Tong, W. P., He, C. S., He, J. C., Zuo, L., Tao, N. R., Wang, Z. B., 2006. Strongly enhanced nitriding kinetics by means of grain refinement. **Applied Physics Letters**, 89(2): 1–4.
109. Tong, W. P., Liu, C. Z., Wang, W., Tao, N. R., Wang, Z. B., Zuo, L., He, J. C., 2007. Gaseous nitriding of iron with a nanostructured surface layer. **Scripta Materialia**, 57(6): 533–536.
110. Tong, W. P., Han, Z., Wang, L. M., Lu, J., Lu, K., 2008. Low-temperature nitriding of 38CrMoAl steel with a nanostructured surface layer induced by surface mechanical attrition treatment. **Surface and Coatings Technology**, 202(20): 4957–4963.
111. Laleh, M., Kargar, F., Velashjerdi, M., 2013. Low-temperature nitriding of nanocrystalline stainless steel and its effect on improving wear and corrosion resistance. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 22(5): 1304–1310.
112. Balusamy, T., Narayanan, T. S. N. S., Ravichandran, K., Park, I. S., Lee, M. H., 2013. Plasma nitriding of AISI 304 stainless steel: Role of surface mechanical attrition treatment. **Materials Characterization**, 85: 38–47.
113. Chemkhi, M., Retraint, D., Roos, A., Garnier, C., Waltz, L., Demangel, C., Proust, G., 2013. The effect of surface mechanical attrition treatment on low temperature plasma nitriding of an austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, 221: 191–195.
114. Manova, D., Mändl, S., Neumann, H., Rauschenbach, B., 2007. Influence of grain size on nitrogen diffusivity in austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, 201(15): 6686–6689.
115. El-Hossary, F. M., Khalil, S. M., Lotfy, K., Kassem, M. A., 2009. The influence of hot-rolled temperature on plasma nitriding behavior of iron-based alloys. **Journal of Low Temperature Physics**, 156(1–2): 38–47.

116. Karamış, M. B., İmalat Yöntemleri, 1. baskı, Kayseri, , 2016.
117. Ay, İ., İmalat Yöntemleri, Balıkesir, , 1992.
118. Gao, H. T., Liu, X. H., Qi, J. L., Chen, J. Q., Ai, Z. R., 2019. Strengthening mechanism of surface-modified SiCp/Al composites processed by the powder-in-tube method. **Ceramics International**, 45(17): 22402–22408.
119. ASTM International., Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature, Annu. B. ASTM Stand., 1–21, ASTM International, , 2019.
120. Bayram, A., Yazici, M., 1995. "Partikül Takviyeli Polyester Kompozitlerin Eğilme ve Basma Özellikleri". **Mühendislik Bilimleri Dergisi**, 1(2–3): 153–159.
121. Erdem, Y., Experimental Investigation of Steels / Silicon Composite Material Production and Low Speed Impact Properties, Selçuk Üniversitei, , 210.M.S.
122. Tekumalla, S., Si Chun, L., Gupta, M., 2019. Preprocessing of powder to enhance mechanical and thermal response of bulk magnesium. **Metal Powder Report**, 74(3): 137–140.
123. ASTM., 2010. Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature. **Annual Book of ASTM Standards**, i(May 2005): 1–11.
124. Dyja, H., Milenin, A., Mróz, S., 2002. Theoretical and experimental analysis of stress and temperature distributions during the process of rolling bimetallic rods. **Journal of Materials Processing Technology**, 125–126: 731–735.
125. Dyja, H., Mróz, S., Milenin, A., 2004. Theoretical and experimental analysis of the rolling process of bimetallic rods Cu-steel and Cu-Al. **Journal of Materials Processing Technology**, 153–154(1–3): 100–107.
126. Canakci, A., Arslan, F., 2012. Abrasive wear behaviour of B4C particle reinforced Al2024 MMCs. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 63(5–8): 785–795.
127. Deuis, R. L., Subramanian, C., Yellup, J. M., 1996. Abrasive wear of aluminium composites - A review. **Wear**, 201(1–2): 132–144.
128. Wu, J. M., Li, Z. Z., 2000. Contributions of the particulate reinforcement to dry sliding wear resistance of rapidly solidified Al-Ti alloys. **Wear**, 244(1–2): 147–153.
129. Shirvanimoghaddam, K., Khayyam, H., Abdizadeh, H., Karbalaei Akbari, M.,

Pakseresht, A. H., Ghasali, E., Naebe, M., 2016. Boron carbide reinforced aluminium matrix composite: Physical, mechanical characterization and mathematical modelling. **Materials Science and Engineering A**, 658: 135–149.

130. Oh, S. Y., Cornie, J. A., Russell, K. C., 1989. Wetting of ceramic particulates with liquid aluminum alloys: Part I. Experimental techniques. **Metallurgical Transactions A**, 20(3): 527–532.
131. Oh, S. Y., Cornie, J. A., Russell, K. C., 1989. Wetting of ceramic particulates with liquid aluminum alloys: Part II. Study of Wettability. **Metallurgical Transactions A**, 20(3): 527–532.
132. Behrens, B. A., Kosch, K. G., 2011. Production of strong steel-aluminum composites by formation of intermetallic phases in compound forging. **Steel Research International**, 82(11): 1261–1265.
133. Arslan, E., Mack, W., Apatay, T., 2021. Thermo-mechanically loaded steel/aluminum functionally graded spherical containers and pressure vessels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 191(November 2020): 104334.
134. Ghasali, E., Alizadeh, M., Ebadzadeh, T., Pakseresht, A. H., Rahbari, A., 2015. Investigation on microstructural and mechanical properties of B4C-aluminum matrix composites prepared by microwave sintering. **Journal of Materials Research and Technology**, 4(4): 411–415.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı: Abdullah GÖÇER

Uyruğu: Türkiye (T.C)

Doğum Tarihi ve Yeri: [redacted]

Medeni Durum: [redacted]

E-mail: [redacted]

Yazışma Adresi: [redacted]

EĞİTİM

Derece	Kurum	Mezuniyet Tarihi
Yüksek Lisans	Erciyes Üniversitesi, Makine Mühendisliği ABD	2011
Lisans	Erciyes Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü	2007
Lise	Ereğli Anadolu Lisesi, Ereğli/Konya	2002

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görev
2012-Halen	Erciyes Üniversitesi	8
2009-2012	Bozok Üniversitesi	3

YABANCI DİL

İngilizce

YAYINLAR

1. Göçer, A., Karamış, M. B. (2020). Fatigue And Compression Characteristics of Al 6061–B4C Composite materials. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 58(9), ss 550-558.
2. Yıldırım, Ş., Göçer, A. (2020). Control of air flow temperature and pressure in the pipelines with PID. International Review of Applied Sciences and Engineering, 11(2), ss 167-173.
3. Göçer A. , Nair F., Karamış M. B. (2018). Mechanical and Micro structural Characterization of Al-Al/B4C Laminated Composites Depending on Manufacturing Parameters. Materials Science and Engineerıng, 295, ss 1-9.
4. Yasan Ö. B. , Özden S. , Nair F., Göçer A. Tüp İçinde Toz Yöntemi İle Üretilen Bakır/Grafit Kompozit Tellerin Ekstrüzyon Ve Tel Çekme İşlemleri Sırasında Akış Davranışlarının İncelenmesi. Euro Asia 5th. International Congress on Applied Sciences, Adana, Türkiye, 15 - 17 Kasım 2019, ss.471-478.
5. Göçer, A., Nair, F., Karamış, M.B. Al/Al-B4C Formunda Üretilen Tabakalı Dairesel Çubukların Eğme Yükleri Altındaki Özelliklerinin İncelenmesi. Euro Asia 5th. International Congress On Applied Sciences, Adana, Türkiye, 15-17 Kasım 2019, ss.471-478.
6. Göçer, A., Ersoy, E., Karamış, M.B. Tıg Kaynağı İle Birleştirilen Al6061 Döküm plakaların Mekanik Özelliklerine T6 Isıl İşleminin Etkileri. Mas 9th International European Conference on Applied Sciences, Bursa, 8-10 Kasım 2019, ss.43-52.
7. Yıldırım, Ş., Göçer, A. Borularda Hava Akış Sıcaklık Ve Basıncının PID İle Kontrolü. 19.Ulusal Makine Teorisi Sempozyumu (UMTS2019), Hatay, 4 -06 Eylül 2019, ss.19-29.
8. Göçer, A., Karamış, M.B. Investıgatıon on Behavıor of Steel/Al-B4c Cırcular Layered composıtes Under Compressıon Forces. International Congress on Mathematic, Engineering, Natural&Health Sciences-IV, Kiev, Ukrayna,11-13 Ağustos 2018, ss.339-346.
9. Göçer, A., Yılmaz, İ.A., Karamış, M.B. The Effects Of B4C Ceramic Sizes On wear Behavior Of Al 6061 Metal matrix Composites, International Congress on

Mathematic, Engineering, Natural&Health Sciences-IV, Kiev, Ukrayna, 11 - 13Ağustos 2018, ss.347-356.

10. Göçer, A., Karatepe, C., Karamış, M.B. Investigation on Fatigue Behavior of B4C Powder Size in Al 6061-B4C Composites, IV. International Conference On Engıneering and Natural Sciences (Icens), Kiev, Ukrayna, 2-06 Mayıs 2018, ss. 377-384.
11. Göçer, A., Yılmaz, E., Karamış, M.B. The Effect of B4C Reinforcement Ratio on Mechanical Properties of Steel/Al-B4C Circular Layered Composites, IV. International Conference On Engıneering and Natural Sciences (Icens), Kiev, Ukrayna, 2-06 Mayıs 2018, ss. 359-366.
12. Göçer, A., Karamış, M.B. Al kılıflı Al/B4C özlü kompozit yapıların ekstrüzyonla üretilmesi ve mekanik karakterizasyonu, 1st International Mediterranean Science and Engineering Congress, Adana, 26-28 Ekim 2016, ss. 3660-3666.
13. Göçer, A., Nair, F., Aydın, M. Fonksiyonel Kademelendirilmiş Al-SiC Kompozit Malzemelerin Termal Şok Etkisi Altında Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, 19.Ulusal Mekanik Kongresi, Trabzon, 24 -28 Ağustos 2015, ss. 492-500.