

T.C.
İNÖNÜ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YENİ BİR YAKLAŞIMLA PARTİKÜL TAKVİYELİ FONKSİYONEL
DERECELENDİRİLMİŞ HİBRİT ÖZELLİKLİ TABAKALI KOMPOZİT
ÜRETİMİ VE SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLMESİNİN İNCELENMESİ**

UĞUR AVCI

DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

MALATYA

NİSAN 2019

T.C.
İNÖNÜ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YENİ BİR YAKLAŞIMLA PARTİKÜL TAKVİYELİ FONKSİYONEL
DERECELENDİRİLMİŞ HİBRİT ÖZELLİKLİ TABAKALI KOMPOZİT
ÜRETİMİ VE SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLMESİNİN İNCELENMESİ**

UĞUR AVCI

DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

MALATYA

NİSAN 2019

Tezin Başlığı: Yeni Bir Yaklaşımla Partikül Takviyeli Fonksiyonel Derecelendirilmiş Hibrit Özellikli Tabakalı Kompozit Üretimi Ve Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilmesinin İncelenmesi

Tezi Hazırlayan: UĞUR AVCI

Sınav Tarihi:

Yukarıda adı geçen tez, jürimizce değerlendirilerek Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir.

Sınav Jüri Üyeleri

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Şemsettin TEMİZ**

İnönü Üniversitesi

Doç. Dr. M. Burhan KARAKOÇ

İnönü Üniversitesi

Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ

Fırat Üniversitesi

Doç. Dr. M. Yavuz SOLMAZ

Fırat Üniversitesi

Dr.Öğ.Üyesi Erkan BAHÇE

İnönü Üniversitesi

Prof. Dr. Halil İbrahim ADIGÜZEL

Enstitü Müdürü

ONUR SÖZÜ

Doktora Tezi olarak sunduğum “Yeni Bir Yaklaşım İle Partikül Takviyeli Fonksiyonel Derecelendirilmiş Hibrit Özellikli Tabakalı Kompozit Üretimi Ve Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilmesinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmanın, bilimsel ahlak ve geleneklere aykırı düşecek bir yardıma başvurmaksızın, tarafımdan yazıldığını ve yararlandığım bütün kaynakların, hem metin içinde hem de kaynakçada yönetmeliğe uygun bir şekilde oluşturulduğunu belirtir, bunu onurumla doğrularım.

Uğur AVCI

ÖZET

Doktora Tezi

YENİ BİR YAKLAŞIMLA PARTİKÜL TAKVİYELİ FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ HİBRİT ÖZELLİKLİ TABAKALI KOMPOZİT ÜRETİMİ VE SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİNİN İNCELENMESİ

Uğur AVCI

İnönü Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

168+xvii sayfa

2019

Danışman: Prof. Dr. Şemsettin TEMİZ

Bu çalışmada, fonksiyonel derecelendirilmiş kompozit üretiminin gerçekleştirilmesi için, günümüzde zırh malzemesi olarak tercih edilen Al 7039 alaşımlı matris fazı kullanılmıştır. Başlangıçta, matris malzemesinin üretim aşamaları incelenmiş ve döküm yöntemi ile yeniden üretimi için gerekli parametreler belirlenmiştir. Aynı parametreler kullanılarak ortalama boyutu 3-10 µm olan SiC, Al₂O₃ ve B₄C partikülleri karıştırma döküm yöntemi ile Al 7039 alaşımı matrisine farklı hacim oranlarında takviye edilmiştir. Farklı oranlarda, farklı partiküller takviye edilerek üretilen üç levha, yüzey temizleme işlemlerinden sonra özel olarak hazırlanmış kalıp içine yerleştirilerek, yaklaşık olarak %20 sıvı, %80 katı kıvama gelene kadar fırın içerisinde bekletilmiştir. Kalıp içerisinde ısıtılmış kompozit malzemelere basınç uygulandıktan sonra, farklı aşamalarda soğutma işlemi yapılmıştır. Tabakalı hale gelen kompozit levhaya önceden belirlenmiş parametrelerde sıcak dövme ve ısıl işlem uygulanarak, üretim tamamlanmıştır. Üretilen hibrit özellikli fonksiyonel derecelenmiş tabakalı kompozit, kendi aralarında sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilerek kaynak edilebilirliği incelenmiştir. Gerekli deneyler sonrasında veriler kıyaslanarak yorumlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Al 7039 alaşımı, Karıştırma döküm yöntemi, Tabakalı Kompozit, Fonksiyonel Derecelenmiş Kompozit, Sürtünme Karıştırma Kaynağı

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

A NEW APPROACH TO PARTICLE-REINFORCED FUNCTIONAL GRADUATED HYBRID CHARACTERIZED LAYER COMPOSITE PRODUCTION AND INVESTIGATION OF JOINING WITH FRICTION STIR WELDING

Uğur AVCI

Inonu University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

168+xvii sayfa

2019

Supervisor: Prof. Dr. Şemsettin TEMİZ

In this study, Al 7039 alloy matrix phase, which is preferred as an armor material, has been used to perform functional graduated composite production. Initially, the production stages of the matrix material were examined and the parameters required for reproduction by the casting method were determined. Using the same parameters, SiC, Al₂O₃ and B₄C particles with an average size of 3-10 µm were reinforced at different volume ratios to the Al 7039 alloy matrix by stir casting method. Three plates, which were produced by reinforcing different particles in different proportions, were placed in the specially prepared mold after the surface cleaning processes and kept in the oven until they reached approximately 20 % liquid and 80% solid consistency. After pressure was applied to the heated composite materials in the mold, cooling was carried out at different stages. The production was completed by applying hot forging and heat treatment to the composite sheet which has become stratified. Produced hybrid characterized layer composite by joining with friction stir welding with each other, weld ability was investigation. After the necessary experiments, the data were interpreted and compared.

Key words: Al 7039 alloy, Stir Casting Method, Layered Composite, Functional Graduated Composite, Friction Stir Welding

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının her aşamasında bana bilgilerini ve tecrübelerini aktararak yönlendiren danışman hocam Sayın Prof. Dr. Şemsettin TEMİZ' e;

Ülkemizde nadir kullanım alanlarına sahip olan matris malzemesinin temin edilmesinde yardımcı olan NuroI Teknoloji A.Ő' ye, döküm işlemlerimiz sırasında malzeme tedariklerinde yardımcı olan Altuni Ticaret'e ve dövme işlemlerini gerçekleştirirken her türlü kolaylığı sağlayan Akdeniz Metal A.Ő' ye;

Üretim aşamalarında yardımlarını esirgemeyen Kahramanmaraş Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Makine Bölümü teknikeri Adem Demirci'ye;

Bu tez, 978 kod numarası ile Bilimsel Araştırma Projesi tarafından desteklendiğinden dolayı, bu birime;

Tüm hayatım boyunca olduğu gibi doktora çalıőmalarımda da desteklerini esirgemeyen AİLEM' e, özellikle EŐİM ve OĞLUM Ozan Efe'ye;

teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvii
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK ÖZETLERİ	5
2.1 7xxx Serisi Al Alaşımları ve Üretim Yöntemleri	5
2.1.1 Döküm süreci	6
2.1.2 Homojenleştirme işlemi	7
2.1.3 Sıcak haddeleme işlemi	8
2.1.4 Çözeltiye alma ve su verme işlemi	10
2.1.5 Yaşlandırma ısıl işlemi	11
2.2 Seramikler ve Özellikleri	13
2.2.1 Alüminyum oksit (Al_2O_3) özellikleri	14
2.2.2 Silisyum karbür (SiC) özellikleri	15
2.2.3 Bor karbür (B_4C) özellikleri	15
2.3 Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler ve Üretim Yöntemi	17
2.3.1 Takviye malzemesi boyutları ve oranı	18
2.3.2 Takviye malzemesi ve matris alaşım malzemesi arasında ıslanılabilirlik ...	19
2.3.3 Takviye malzemesi ve aşınma dayanımı	20
2.3.4 Takviye malzemesinin homojen dağılımı	21
2.3.5 Metal matrisli kompozitin mikro yapısı	23
2.3.6 Metal matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri	24
2.3.7 Kompozitleri modelleme yaklaşımları	26
2.4 Hibrit Özellikli Metal Matrisli Kompozitler	31
2.5 Tabakalı Metal Matrisli Kompozitler	33
2.6 Fonksiyonel Derecelendirilmiş Metal Matrisli Kompozitler (FDMMK) ...	35
2.7 Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulaması	38

2.7.1	7xxx serisi Al alaşımlarının SKK uygulamaları	38
2.7.2	Metal matrisli kompozitlerin SKK yöntemi ile birleştirilmesi	41
3.	MATERYAL VE YÖNTEM.....	44
3.1	Al 7039 Matris Malzemesinin Yeniden Üretim Aşamaları	45
3.2	MMK Üretim Aşamaları.....	51
3.3	Yeni Bir Yaklaşımla Elde Edilen FDMMK Üretiminin Ön Çalışmaları.....	56
3.4	Hibrit Özellikli FDMMK Üretim Aşamaları	57
3.5	Al 7039 Matris Malzemesinin SKK Uygulaması ile Birleştirilmesi	60
3.6	Hibrit Özellikli FDMMK Malzemenin SKK Uygulaması ile Birleştirilmesi..	63
4.	ARAŞTIRMA BULGULARI.....	65
4.1	Matris Malzemesinin Yeniden Üretim Aşamalarında Oluşan Mikro Yapı, Mekanik ve Kimyasal Özellikleri	65
4.1.1	Döküm süreci	65
4.1.2	Homojenleştirme işlemi	68
4.1.3	Sıcak dövme işlemi	71
4.1.4	Çözeltiyeye alma ve su verme işlemi	72
4.1.5	Suni yaşlandırma işlemi	75
4.1.6	Yeniden üretilen matris malzemesinin çekme ve aşınma testi	79
4.2	MMK Üretiminde Elde Edilen Numunelerin Mikro Yapı, Fiziksel, Kimyasal ve Mekanik Özellikleri	82
4.2.1	Aynı hacim oranlarında ve boyutlarında takviye edilmiş Al ₂ O ₃ , SiC ve B ₄ C partiküllü MMK malzemelerin mikro yapı özellikleri	83
4.2.2	MMK numunelerin fiziksel özellikleri ve sertlik değerleri	85
4.2.3	MMK numunelerin kimyasal özellikleri.....	89
4.2.4	MMK numunelerin çekme ve aşınma testi	94
4.2.5	Hibrit özellikli FDMMK malzemeyi oluşturacak MMK levhaların genel özellikleri	98
4.3	Yeni Bir Yaklaşımla Üretilen Farklı Yapıdaki FDMMK Numunelerin Genel Özellikleri.....	104
4.4	Hibrit Özellikli FDMMK Üretiminde Elde Edilen Numunelerin Mikro Yapı ve Mekanik Özellikleri.....	110
4.5	Al 7039 alaşımının SKK ile birleştirilme işlemi.....	118

4.6	Hibrit Özellikli FDMMK Levhaların SKK Yöntemi ile Birleştirilmesi Sonucu Elde Edilen Mikro Yapı ve Mekanik Özellikler	127
5.	SONUÇLAR VE ÖNERİLER	139
6.	KAYNAKLAR	146
7.	EKLER.....	160
	ÖZGEÇMİŞ	164



SİMGELER VE KISALTMALAR

$\dot{\epsilon}$	Birim şekil değiştirme hızı
v	Şekil değiştirme hızı
h	Yükseklik
d	Redüksiyon miktarı
d_m	Matris tane boyutu
d_p	Partikül boyutu
m_k	Aşınma işlemi sonrası kütle kaybı
t_0	İlk kalınlık
t_f	Son kalınlık
r	Redüksiyon oranı
V_b	Boşluk hacmi
V_m	Matris hacmi
V_p	Partikül hacmi
V_{k_d}	Deneysel kompozit hacmi
V_{k_t}	Teorik kompozit hacmi
σ_{fdk}	Fonksiyonel dereceli kompozitin maksimum gerilmesi
σ_K	Kompozit gerilim
σ_{YS}	Akma dayanımı
σ_{UTS}	Nihai çekme dayanımı
v_p	Partikül hacim oranını
ϵ_{fdk}	Fonksiyonel dereceli kompozitin yüzde uzaması
ϵ_K	Kompozit gerinimi
f	Karışım malzemelerinin hacim oranı
E_K	Kompozit elastik modülü
K	Bulk modülü
μ	Kayma modülü
ρ	Malzeme yoğunluğu
ρ_{k_d}	Kompozit deneysel yoğunluğu
F	Kuvvet
s	Kayma mesafesi

w_{kr}	Kuru numune ağırlığı
w_s	Numunenin su içindeki ağırlığı
w_k	Kompozit ağırlığı
w_m	Matris ağırlığı
w_p	Partikül ağırlığı
$\%por$	Yüzde porozite oranı
AMK	Alüminyum matrisli kompozit
AMMK	Alüminyum metal matrisli kompozit
AS	İlerleme kenarı
BM	Ana metal
EDX	Energy dispersive X-Ray
FDM	Fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme
FDMMK	Fonksiyonel derecelendirilmiş metal matrisli kompozit
GP	Guinier-Preston
HAZ	Isının tesiri altında kalan bölge
KD	Karıştırma döküm
MMK	Metal matris kompozit
RS	Yığılma kenarı
SKK	Sürtünme karıştırma kaynağı
SEM	Tarayıcı elektron mikroskobu
SZ	Karıştırma bölgesi
TIG	Tugsten inert gas
TM	Toz metalurjisi
TMAZ	Termo mekanik etkilenen bölge
XRF	Elemental analiz
Al_2O_3	Alüminyum oksit
B_4C	Bor karbür
SiC	Silisyum karbür
W	Aşınma oranı

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1	Genel kompozit gösterimi.....	1
Şekil 2.1	7xxx serisi Al alaşımının üretim aşamaları.....	6
Şekil 2.2	Döküm sonrası Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü [13]	6
Şekil 2.3	Homojenleştirme işlemi sonrası Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü [13]	7
Şekil 2.4	Sıcak deformasyon sonrası 7150 Al alaşımında meydana gelen yeniden kristalleşmenin mikro yapı görüntüsü [22].....	9
Şekil 2.5	Al-Zn-Mg-Si alaşımının çözeltiye alındıktan sonraki SEM görüntüsü [27]	11
Şekil 2.6	Al-Zn-Mg-Cu alaşımına uygulanan T6 ısıl işlemi mikro yapı görüntüsü [31]	13
Şekil 2.7	Karıştırma döküm yöntemi bileşenlerinin kesit görünümü [45].....	18
Şekil 2.8	Metal matrisli kompozitin aşınma yüzeyi mikro yapısı (a) saf alüminyum, (b) %3 SiC takviyeli MMK [57].....	21
Şekil 2.9	Sırasıyla A356 ve A6061 alaşımlara ilave edilen SiC partiküllerinin homojen dağılımlarını gösteren mikro yapı görüntüleri [59].....	22
Şekil 2.10	Partikül dağılımının kare bölgelerle incelenmesi [60].....	22
Şekil 2.11	Al 359 alaşımına % 30 ağırlık oranında SiC eklendikten sonra elde edilen AMMK mikro yapı görüntüsü [61]	23
Şekil 2.12	Al 356 alaşımına ilave edilen Al ₂ O ₃ nano partiküllerinin ve intermetalik bileşiklerin mikro yapı görüntüsü [62]	23
Şekil 2.13	SiC takviyeli AMMK malzemenin çekme dayanımı özellikleri [64]	24
Şekil 2.14	Al 6061 ve B ₄ C takviyeli kompozitin çekme dayanımı özellikleri [65]	25
Şekil 2.15	Al 6061 ve Al ₂ O ₃ takviyeli kompozitin çekme dayanımı ve uzama özellikleri [55]	26
Şekil 2.16	Paralel karışım modeli.....	28
Şekil 2.17	Seri karışım modeli	29
Şekil 2.18	Al-Mg alaşım matrisli hibrit kompozit mikro yapı görüntüsü [76]	31
Şekil 2.19	Hibrit özellikli kompozitin çekme dayanımı [78].....	32
Şekil 2.20	Hibrit kompozitlerin aşınma dayanımı [79].....	32

Şekil 2.21	Sıcak presleme yöntemi ile üretilmiş Ti/Al tabakalı kompozitin kesit görüntüsü [86].....	34
Şekil 2.22	Ti/Ta/Cu/Ni alaşımlı tabakalı kompozitin bakır tabaka kalınlığının değişmesi ile birleşim geometrisinin değişimi [89]	35
Şekil 2.23	FDM'nin genel görünümü	36
Şekil 2.24	Santrifüj döküm yöntemi ile üretilen FDMMK diskin dışından iç çevresine doğru mikro yapı görüntüsü [100]	37
Şekil 2.25	SKK yöntemi uygulama süreci [104].....	38
Şekil 2.26	SKK sonrası Al 7075 mikro yapısı ve kaynak bölgeleri [109]	39
Şekil 2.27	SKK ve TIG yöntemi ile birleştirilen Al 7039 plakalarının çekme grafiği [110].....	40
Şekil 2.28	SKK yöntemi ile farklı ilerleme hızlarında birleştirilen Al 7075 levhaların bölgesel sertlik değerleri [111].....	40
Şekil 2.29	Al 6061/ Al ₂ O ₃ / %22 p metal matrisli kompozitin SKK sonrası kırılma şekilleri [125].....	42
Şekil 2.30	Al ₂ O ₃ takviyeli Al 6061 matrisli kompozitin SKK sonrası a) BM mikro yapı görüntüsü b) BM ve SZ mikro yapı görüntüsü [126]	42
Şekil 3.1	Tavlama fırını görüntüsü	46
Şekil 3.2	Döküm kalıbı görüntüsü.....	46
Şekil 3.3	Fırın içerisine kalıp ve potanın yerleşimi	47
Şekil 3.4	Farklı yöntemlerle elde edilen numunelerin görüntüsü.....	48
Şekil 3.5	Zımparalama ve parlatma cihazı	48
Şekil 3.6	Nikon optik mikroskop ve Shimadzu sertlik ölçme cihazı	49
Şekil 3.7	Dövme tezgâhı ve dövülen numune görüntüsü	50
Şekil 3.8	Çekme testi numune ölçüleri (mm).....	51
Şekil 3.9	MMK üretiminde kullanılan fırının model görüntüsü.....	52
Şekil 3.10	Kalıp içerisinde bulunan kompozite uygulanan basınç.....	53
Şekil 3.11	Takviye sırasında oluşan B ₂ O ₃ görünümü	54
Şekil 3.12	Üretimi tamamlanan MMK plakalarının görünümü	55
Şekil 3.13	Malzemelerin kalıp içerisine yerleşimi ve sıkıştırma işlemi görüntüsü.....	57
Şekil 3.14	FDMMK üretimi öncesi kalıp içi yerleşim ve sıkıştırma işlemi görüntüsü.....	57

Şekil 3.15 Hibrit özellikli FDMMK üretimi için elde edilen MMK plakaların görüntüleri	58
Şekil 3.16 Hibrit özellikli FDMMK üretimi için MMK plakaların kalıp içerisine yerleşim planı.....	59
Şekil 3.17 Sıkıştırma yöntemi sonrası kalıp dışına çıkan sıvı malzeme ve sıkıştırma yönteminin görünümü	59
Şekil 3.18 Dövme öncesi ve sonrası elde edilen hibrit özellikli FDMMK plakalarının görüntüleri	60
Şekil 3.19 Üretimi tamamlanan takımın görüntüsü (ölçüler mm).....	61
Şekil 3.20 SKK işlemi sonrasında takım ve uç görüntüsü	61
Şekil 3.21 a) Levhaların yerleşimi, b) termokupl yerleşimi.....	62
Şekil 3.22 SKK yöntemi ile birleştirme işlemi sonrası tezgâh üzerindeki görünüm	63
Şekil 3.23 Kaynaklı plakadan test numuneleri alım planı.....	64
Şekil 4.1 Döküm aşaması sonrası alınan mikro yapı görüntüleri a-b) basınçsız - hızlı soğutma, c-d) basınçlı - 500 °C' de ani soğutma, e-f) basınçlı - kalıp açıldıktan sonra havada soğutma, g-h) basınçlı - kalıp içinde havada soğutma ı-j) basınçlı - fırında soğutma	66
Şekil 4.2 Uygulanan yöntemler sonucu elde edilen numunelerin sertlik değerleri.....	67
Şekil 4.3 Homojenleştirme işlemi sonrası mikro yapı görüntüleri a) 465 °C 24 saat, b) 470 °C 24 saat, c) 475 °C 24 saat, d) 480 °C 24 saat, e) 485 °C 24 saat.....	68
Şekil 4.4 Homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerinin SEM ve EDX analizleri a) 470 °C 24 saat, b) 475 °C 24 saat, c) 480 °C 24 saat.....	69
Şekil 4.5 Homojenleştirme işlemi sonrası mikro sertlik değerleri	70
Şekil 4.6 a-b) Döküm sonrası mikro yapı görüntüleri c-d) sıcak dövme işlemi sonrası, sırası ile Keller ve Weck çözeltilisinde dağlanmış mikro yapı görüntüleri	71
Şekil 4.7 Farklı sıcaklıklarda 2 saat bekleme süresi ile çözeltiliye alma işleminin mikro yapı görüntüleri a) 400 °C, b) 420 °C, c) 440 °C, d) 460 °C, e) 480 °C, f) 500 °C	73

Şekil 4.8	Belirlenen sıcaklıklarda 2 saat bekleme ve sonrasında su verme işlemine tabi tutulan numunelerin sertlik değerleri.....	74
Şekil 4.9	480 °C sıcaklıkta farklı sürelerde çözeltiye alınan ve su verme işlemine tabi tutulan numunelerin mikro sertlik değerleri	74
Şekil 4.10	Suni yaşlandırma için farklı sıcaklıklarda sırasıyla 24 ve 48 saat bekletilen numunelerin mikro yapı görüntüleri, a-b) 90 °C, c-d) 100 °C, e-f) 110 °C, g-h) 120 °C	75
Şekil 4.11	Farklı sıcaklıklarda ve bekleme sürelerinde suni yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelerin mikro sertlik değerleri	76
Şekil 4.12	a-b) Suni yaşlandırma işlemi sonrası mikro yapı görüntüsü, c-d) ticari Al 7039 numunenin mikro yapı görüntüsü	76
Şekil 4.13	a) Ticari olarak elde edilen numunenin, b) yeniden üretilen numunenin EDX analizi sonuçları ve SEM görüntüleri.....	78
Şekil 4.14	Ticari ve yeniden üretilen numunelerin çekme testi grafiği.....	79
Şekil 4.15	Ticari ve yeniden üretilen numunelerin belirlenen çekme testi özellikleri.....	80
Şekil 4.16	a) Ticari olarak elde edilen numunenin, b) yeniden üretilen numunenin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri	81
Şekil 4.17	Ticari ve yeniden üretilen numunelerin aşınma oranı grafiği	82
Şekil 4.18	a-b) Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş Al ₂ O ₃ partiküllü MMK levhanın karıştırma döküm ve kalıp içerisinde sıkıştırma işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri.....	83
Şekil 4.19	Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş Al ₂ O ₃ partiküllü MMK' in dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüsü, a) Keller kimyasalı, b) Keller+Weck kimyasalı, c) SEM	84
Şekil 4.20	a) Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş SiC partiküllü MMK' nın dövme işlemi öncesinde, b-c-d) dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri	84
Şekil 4.21	a) Hacimce %2 oranında takviye edilmiş SiC partiküllü MMK'nın dövme işlemi öncesinde, b) dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri	85
Şekil 4.22	% 2 hacim oranı ile üretilmiş Al ₂ O ₃ , SiC ve B ₄ C takviyeli MMK numunelerin bölgesel sertlik grafiği.....	88
Şekil 4.23	Mikro sertlik ölçüm görüntüsü.....	88

Şekil 4.24	Hacimce % 2 Al ₂ O ₃ takviyeli numunenin a) partikül bölgesi SEM görüntüsü, b) partikül EDX analizi, c) matris bölgesi SEM görüntüsü, d) matris bölgesi EDX analizi	90
Şekil 4.25	Hacimce % 2 SiC takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları	91
Şekil 4.26	SiC takviye partikülünün ara yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analiz sonuçları	92
Şekil 4.27	SiC takviyeli numunenin matris bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analiz sonuçları.....	92
Şekil 4.28	Hacimce % 2 B ₄ C takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları	93
Şekil 4.29	a-c) Sırasıyla hacimce %2 Al ₂ O ₃ , SiC ve B ₄ C takviyeli MMK numunelerin mikro yapı görüntüleri	94
Şekil 4.30	Her bir MMK plakadan tel erezyon yöntemi ile elde edilen üç adet çekme numunesi görüntüsü.....	94
Şekil 4.31	Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş B ₄ C, Al ₂ O ₃ ve SiC takviyeli MMK numunelerin çekme grafiği.....	95
Şekil 4.32	% 2 hacim oranında takviye edilmiş MMK numunelerin çekme testi özellikleri.....	95
Şekil 4.33	Hacimce % 2 oranında a) B ₄ C, b) Al ₂ O ₃ ve c) SiC takviyeli MMK numunelerin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri.....	96
Şekil 4.34	Hacimce % 2 oranında B ₄ C, Al ₂ O ₃ ve SiC takviyeli MMK numunelerin aşınma oranı grafiği	97
Şekil 4.35	Hacimce % 5 Al ₂ O ₃ takviyeli MMK numunenin a) optik mikroskop, b) SEM görüntüsü	99
Şekil 4.36	Hacimce % 8 SiC takviyeli MMK numunenin a) optik mikroskop, b) SEM görüntüsü	100
Şekil 4.37	Hacimce % 2 B ₄ C, % 5 Al ₂ O ₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin bölgesel sertlik grafiği.....	101
Şekil 4.38	Hacimce % 2 B ₄ C, % 5 Al ₂ O ₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin çekme testi grafiği.....	102
Şekil 4.39	Hacimce % 2 B ₄ C, % 5 Al ₂ O ₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin çekme testi özellikleri	102

Şekil 4.40	a) Hacimce % 5 oranında Al_2O_3 ve b) hacimce % 8 oranında SiC takviyeli MMK numunelerin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri	103
Şekil 4.41	Hacimce % 2 B_4C , % 5 Al_2O_3 ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin aşınma oranı grafiği	103
Şekil 4.42	% 15 ağırlık oranında Al_2O_3 takviye edilmiş Al 7039 Al matrisli kompozit malzeme ile takviyesiz Al 7039 malzemedan oluşan tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı.....	105
Şekil 4.43	Hazırlanan çekme numunesi ölçüleri (mm)	106
Şekil 4.44	Tabakalı kompozit malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma durumu	106
Şekil 4.45	a) Ağırlıkça % 2, 4, 6 oranlarında SiC takviye edilmiş Al 7039 matrisli kısmi derecelendirilmiş tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı, b) % 4, 6 oranında SiC takviye edilmiş tabakaların birleşim bölgesi, c) % 2, 4 oranında SiC takviye edilmiş tabakaların birleşim bölgesi	107
Şekil 4.46	a) Aglomera olmuş SiC partiküllerinin gösterimi b) SiC partikülleri etrafında oluşan dislokasyon çizgileri.....	107
Şekil 4.47	a) % 2 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve matris yapının EDX analizi, b) % 4 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve SiC partikülün EDX analizi, c) % 6 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve intermetalik bileşiğin EDX analizi.	108
Şekil 4.48	Üretilen malzemenin tel erezyon tezgâhında kesildikten sonraki görüntüsü.....	110
Şekil 4.49	Hibrit özellikli FDMMK numunenin dövme öncesi takviye oranlarına göre mikro yapı görüntüleri a) % 8 SiC, b) % 8 SiC - % 5 Al_2O_3 , c) % 5 Al_2O_3 , d) % 5 Al_2O_3 - % 2 B_4C , e) % 2 B_4C	111
Şekil 4.50	Dövme işlemi sonrası hibrit özellikli FDMMK numunenin takviye oranlarına göre mikro yapı görüntüsü a) % 8 SiC - % 5 Al_2O_3 , b) % 5 Al_2O_3 - % 2 B_4C	112
Şekil 4.51	Dövme işlemi sonrası hibrit özellikli FDMMK numunenin takviye oranlarına göre SEM görüntüsü a) % 8 SiC - % 5 Al_2O_3 , b) % 5 Al_2O_3 - % 2 B_4C	113
Şekil 4.52	Hibrit özellikli FDMMK numunenin bölgesel sertlik değerleri.....	114

Şekil 4.53 a) Hibrit özellikli FDMMK numunenin çekme grafiği, b) kırılmanın başlangıç görüntüsü, c) kırılma ilerleyişi ve kopma görüntüsü.....	116
Şekil 4.54 Hibrit özellikli FDMMK numunenin aşınma oranı grafiği.....	118
Şekil 4.55 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilen Al 7039 alaşımın sıcaklık dağılımı.....	119
Şekil 4.56 Ön ısıtma sonrası SKK ile birleştirilen Al 7039 alaşımın sıcaklık dağılımı.....	120
Şekil 4.57 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilmiş levhaların kaynak başlangıç dikiş bölgesinden alınan numunenin SEM ve optik mikroskop görüntüleri	121
Şekil 4.58 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilmiş levhaların a) merkez dikiş bölgesi genel SEM görüntüsü, b) kaynak bitiş bölgesi genel SEM görüntüsü, c) KB kusuru optik mikroskop görüntüsü, d) KB kusuru SEM görüntüsü.....	122
Şekil 4.59 Ön ısıtma uygulanarak SKK ile birleştirilmiş levhaların a) kaynak başlangıç dikiş bölgesi görüntüsü, b) kaynak merkez dikiş bölgesi görüntüsü, c) kaynak bitiş dikiş genel görüntüsü	123
Şekil 4.60 Karıştırma bölgesinden alınan EDX analiz sonucu.....	123
Şekil 4.61 Oda sıcaklığında SKK yöntemi ile birleştirilen plakaların mikro sertlik sonuçları	124
Şekil 4.62 Ön ısıtma sonrası SKK yöntemi ile birleştirilen plakaların mikro sertlik sonuçları	125
Şekil 4.63 Oda sıcaklığında ve ön ısıtma ile yapılan SKK işlemi sonrası alınan numunelerin çekme testi grafiği.....	126
Şekil 4.64 Ön ısıtma sonrası SKK ile birleştirilen hibrit özellikli FDMMK levhanın sıcaklık dağılım grafiği.....	127
Şekil 4.65 Hibrit özellikli FDMMK levhaların SKK ile birleştirilmesi sonrası görüntüsü.....	128
Şekil 4.66 Hibrit özellikli FDMMK numunenin SKK ile birleştirilmesi sonrası oluşan makro görüntü.....	129
Şekil 4.67 Hibrit özellikli FDMMK numunenin SKK ile birleştirilmesi sonrası oluşan mikro yapı görüntüleri a) SiC takviyeli AS bölgesi, b) SiC takviyeli RS bölgesi, c) Al ₂ O ₃ takviyeli AS bölgesi, d) Al ₂ O ₃	

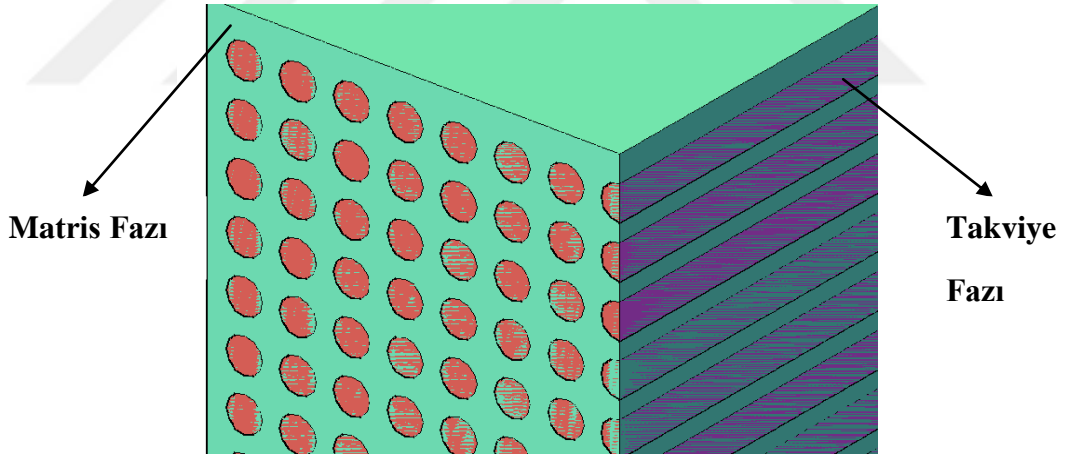
	takviyeli RS bölgesi, e) B ₄ C takviyeli AS bölgesi, f) B ₄ C takviyeli RS bölgesi	130
Şekil 4.68	Birikme bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analizi sonucu değerlendirilmesi	131
Şekil 4.69	Genel bölgelerin SEM görüntüleri bir araya getirilerek oluşturulmuş nihai SKK görüntüsü	131
Şekil 4.70	Karıştırma bölgesinden elde edilen SEM görüntüleri a) üst karıştırma bölgesi, b) orta karıştırma bölgesi.....	132
Şekil 4.71	Karıştırma bölgesinde yapılan mikro haritalama sistemi a) Si içeriği, b) O içeriği, c) C içeriği, d) B içeriği	133
Şekil 4.72	Karıştırma bölgesinde yapılan mikro haritalama sistemi a) Al içeriği, b) Zn içeriği, c) Mg içeriği.....	134
Şekil 4.73	FDMMK numuneyi oluşturan her tabakanın, orta kısmında bulunan kaynak bölgesinden alınan mikro sertlik değerleri a) SiC takviyeli, b) Al ₂ O ₃ takviyeli, c) B ₄ C takviyeli kaynak bölgeleri	135
Şekil 4.74	FDMMK numunenin SZ merkez bölgesinden düşey olarak alınan ortalama sertlik değerleri.....	136
Şekil 4.75	SKK ile birleştirilmiş FDMMK numunenin çekme testi sonrası kırılma görüntüsü	137

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1 Alüminyum oksit malzemesinin fiziksel özellikleri [39].....	14
Çizelge 2.2 Silisyum karbür malzemesinin fiziksel özellikleri [39]	15
Çizelge 2.3 Bor karbür malzemesinin fiziksel özellikleri [39]	16
Çizelge 3.1 Al 7039 alaşımının kimyasal içeriği	44
Çizelge 4.1 Ticari olarak elde edilen Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği.....	77
Çizelge 4.2 Yeniden üretimi tamamlanan Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği.....	77
Çizelge 4.3 Üretimi tamamlanan MMK levhaların yoğunluk ve porozite oranları	87
Çizelge 4.4 Hibrit özellikli FDMMK' yı oluşturacak levhaların fiziksel özellikleri.....	101
Çizelge 4.5 Hibrit özellikli FDMMK levhannın fiziksel özellikleri.....	114

1. GİRİŞ

Kompozitler, istenilen uygulama alanına göre makroskopik düzeyde bir araya getirilmiş ve birbiri içinde çözünmeyen iki veya daha fazla bileşenden oluşmuş, mükemmel mekanik ve fiziksel özelliklere sahip multifonksiyonlu malzemelerdir. Bileşenlerden birisi takviye fazı diğeri ise matris fazı olarak adlandırılır. Şekil 1.1’ de gösterilen genel kompozit gösteriminde belirtilen takviye fazı, kompozit malzemenin mukavemet, yük taşıma özelliği, yüksek sıcaklıklarda çalışma özelliğini iyileştirmek amacı ile kullanılırken, matris fazı takviye elemanı olarak kullanılan malzemeleri bir arada tutarak, yükü homojen olarak dağıtır ve böylelikle deformasyonlarda oluşabilecek çatlak ilerlemelerini önleyerek, malzemenin kopmasını geciktirir. Kompozit malzemelerin çoğu yüksek mukavemet, rijitlik, yorulma, darbe dayanımı, ısı iletkenlik, korozyon direnci v.b. özellikleriyle birlikte teknolojik ilerlemelerde kullanılmak üzere, monolitik (takviyesiz) malzemelerle mümkün olmayan geniş bir malzeme tasarımı ufku açmıştır.



Şekil 1.1 Genel kompozit gösterimi

Kompozitler matris malzemesine göre, polimer matris kompozitler, metal matris kompozitler (MMK), seramik matris kompozitler ve karbon grafit matris kompozitler olarak dört grup altında toplanabilir. Takviye malzemesine göre ise fiber takviyeli kompozitler, partikül takviyeli kompozitler, pul takviyeli kompozitler ve nanokompozitler olarak sınıflandırılabilir. Bu çalışma kısmi derecelendirilmiş partikül takviyeli metal matrisli tabakalı kompozit üretimini içerdiği için, partikül takviyeli kompozitler ayrıcalıkla tanımlanacaktır.

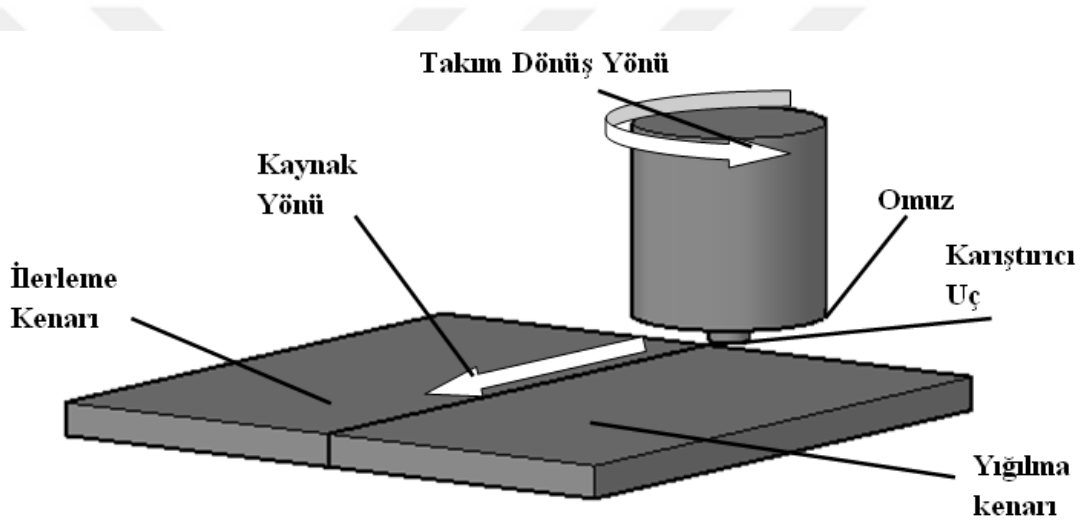
Partikül takviyeli metal matris kompozitler, matris malzemesinden daha sert özellikteki partiküllerin, karıştırma döküm (KD), toz metalurjisi (TM), püskürtme ile şekillendirme v.b. yöntemlerle matris malzemesi içerisine yerleştirilerek, üretilen yeni malzemenin üstün çalışma performansı ve aşınmaya karşı direnç göstermesini sağlayan kompozitlerdir. Sert seramik fazların alüminyum gibi yumuşak ve hafif matris alaşımına eklenmesi, oluşturulacak kompozitin mekanik özelliklerinin çoğunda iyileşmeye neden olarak deniz, havacılık, otomotiv, uzay ve savunma endüstrilerinde bu malzemelerin kullanım alanlarını genişletmektedir.

Birden fazla takviye türünün matris malzemesine ilave edilmesiyle oluşan hibrit metal matrisli kompozitler sadece bir takviye türüne göre kıyaslandığında düşük termal genleşme katsayısı [1], daha iyi aşınma direnci [2] ve daha üstün mekanik özelliklere sahip olmaktadır [3]. İstenilen nitelikte bir kompozit malzeme üretmek için matris ve takviye elemanı özelliklerinin iyi belirlenmesi gerekmektedir. Genel olarak bakıldığında bu tür kompozitlerin üretilmesinde yaygın olarak kullanılan takviye elemanları alüminyum oksit (Al_2O_3), silisyum karbür (SiC) ve bor karbür (B_4C) olarak bilinirken, matris malzemesi olarak da Al, Ti ve Mg gibi çeşitli malzemeler kullanılmaktadır.

Ayrı özelliklere veya ağırlık oranlarına sahip olan takviye elemanlarının, aynı ya da farklı matris malzemesi içerisine yerleştirilerek oluşturulmuş olan benzersiz özelliklere sahip tabakaların birleştirilmesi ile meydana gelen malzemelere takviyeli tabakalı kompozit malzeme denilmektedir. Takviyeli tabakalı kompozitler, fiziksel özelliklerindeki üstünlük, kimyasal avantajları ve etkileyici mekanik özellikleri sayesinde, teknolojinin ilerlemesi sırasında ortaya çıkan malzeme boşluğunu tamamlayan mühendislik malzemelerinden biri olarak kabul görmüştür.

Diğer bir yeni sınıf mühendislik malzemesi ise fonksiyonel derecelenmiş metal matrisli kompozitlerdir (FDMMK). Kompozitlerin bu türü, diğerlerine oranla farklı bir anlayış yöntemiyle üretilmiştir. FDMMK, takviye malzemesinin istenilen yönde, öngörülen özellikte ve miktarda metal matris malzemesine homojen olmayan bir sistematik göz önüne alınarak ilave edilmesi sonucunda ortaya çıkan malzemedir. Mikro yapılarında sürekli değişim özelliğine sahip olan bu malzemeler, ticari açıdan üretilen kompozit malzemelerle kıyaslanamayacak avantajlara sahiptirler.

Günümüzde kompozit malzemelerin üretiminin yanı sıra kaynak edilebilirliği de önemli araştırma konularından biri haline gelmiştir. Alüminyum matrisli kompozit (AMK) malzemelerinin birleştirilmesi için uygulanmakta olan sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), diğer geleneksel füzyon kaynak yöntemleri ile karşılaştırıldığında mikro yapı ve mekanik özellikleri yönü ile üstünlük göstermektedir. Bu üstünlükleri nedeniyle savunma ve havacılık sanayisinde alüminyum ve hafif metallerin birleştirilmesi işleminde kullanılmaktadır [4]. Şekil 1.2’ de gösterildiği gibi SKK yöntemi, özel olarak tasarlanmış olan takımın, iki plakanın birleşim çizgisi boyunca kaynak edilecek malzemelere daldırılarak ilerlemesi ve aynı zamanda dönmesi vasıtasıyla sürtünme ısıyı meydana getirmesi ile gerçekleşir.



Şekil 1.2 Sürtünme karıştırma kaynağı şematik uygulaması

Takım uç kısmının omuza kadar malzemeye daldırılarak malzeme içerisinde dönmesi ile birlikte dönüş yönünde plastize edilen malzemenin yığılması söz konusudur. Bu olay sonucunda oluşan kaynak bölgesine yığılma kenarı denilmektedir. Takımın ilerlemesi sonucunda oluşan kaynak bölgesine ise ilerleme kenarı denilmektedir.

Önerilen araştırma kapsamında, genellikle TM yöntemi ile üretilen takviyeli kompozit malzeme, KD tekniği yöntemi kullanılarak üretilecek ve bunun sonucunda oluşacak olan mikro yapı ve mekanik özellikler araştırılacaktır. Oluşturulmak istenen Al 7039 matrisli, Al₂O₃, SiC ve B₄C takviyeli hibrit özellikli FDMMK malzeme ile savunma sanayisinde kullanılan Al 7039 zırh malzemesi arasındaki avantaj ve

dezavantajlar kıyaslanarak istenilen özelliklerin sağlanabilirliği ortaya konulacaktır. Aynı zamanda tikso döküm ve difüzyon kaynağı uygulamalarından esinlenerek ileri sürülen farklı oranlarda takviye edilmiş tabakaların birleştirilmesi işleminin sonuçları tartışılacaktır. Takviye elemanlarının dağılım özellikleri incelenip, bu dağılımın yarattığı mikro yapı ve mekanik özellikler tespit edilecektir. Üretilmesi planlanan FDMMK malzemesinin mühendislik malzemesi olarak kullanım yerleri araştırılarak önerilerde bulunulacaktır. Son olarak da üretimi tamamlanan malzemenin kaynatılabilirliğinin araştırılması için SKK tekniği uygulanacak ve en iyi uygulanabilirlik için parametreler belirlenecektir.



2. KAYNAK ÖZETLERİ

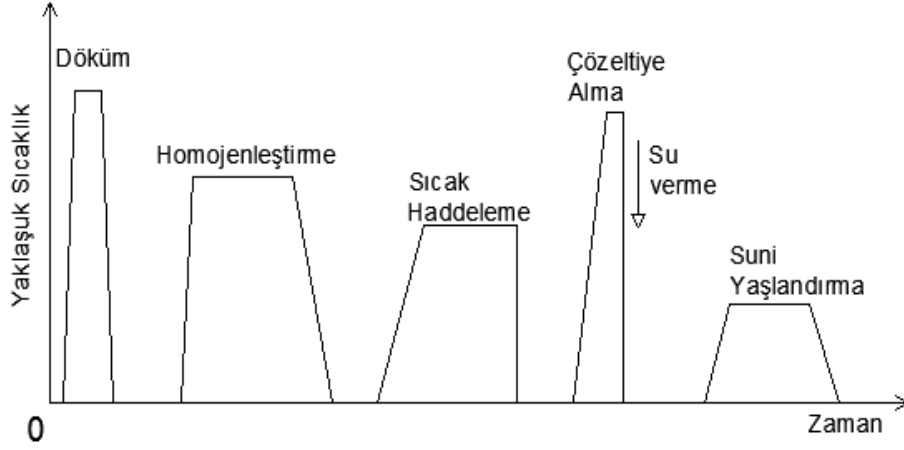
2.1 7xxx Serisi Al Alaşımları ve Üretim Yöntemleri

Günümüzde teknolojinin gelişmesiyle ve sahip olduğu teknik özellikler nedeniyle hafif metaller grubuna giren ve küresel metal dünyasının en genç üyelerinden biri olan alüminyum, endüstrinin birçok alanında yaygın olarak kullanılmaktadır. Uygulamada mukavemetinin özgül ağırlığına oranı (özgül mukavemet) çok büyük, yumuşak, çeliğin üçte biri ağırlığında ve alaşım elementlerinin ilave edilmesi ile mekanik özelliklerini çelikle kıyaslanabilecek kadar artırılabilen alüminyum tıp, inşaat, gıda, otomotiv ve uzay sanayi gibi endüstrinin çeşitli kollarında çok cazip hale gelmiştir [5].

7xxx serisi Al-Zn-Mg-Cu alaşımları, yaşlandırma ile sertleştirilebilme ve yüksek mukavemet özelliklerine sahip oldukları için zorlu çalışma koşullarına sahip yapılarda sıklıkla kullanılmaktadırlar [6]. Çökeltme mikro yapıları, alaşımın akma direncini artırır, çünkü çökelti malzeme boyunca dislokasyon hareketini engeller. Güçlendirme etkisinin büyüklüğü doğal olarak çökeltilerin mikro yapı özellikleri ve ara yüzey enerjileri ile ilgilidir [7]. Al-Zn-Mg alaşımlarının mekanik özelliklerinin daha da geliştirilmesi, özellikle ağır plastik deformasyon kombinasyonunu kullanarak ve ısı işleme tabi tutulduktan sonra, mikro yapılarını onarmak suretiyle mümkündür [8].

Özellikle Al 7039 alaşımları yüksek güç ve enerji emme kapasiteleri nedeniyle ayırt edici özelliğe sahip olup, savunma sanayisinde zırh malzemesi olarak tercih edilmektedir [9]. Sara vd. 7039, 5059 ve 5083 hafif alüminyum zırh alaşımını daha iyi anlamak için mekanik tepkilerini test ettiler. Test sonuçlarında 7039 alaşımı, oda sıcaklığında sıkıştırmada en yüksek mukavemeti sergilerken, bunu sırasıyla 5059 ve 5083 alaşımları izledi. Yüksek sıcaklıklarda yapılan testte ise 7039 alaşımının dayanımında yüksek bir düşüşle karşılaştılar [10].

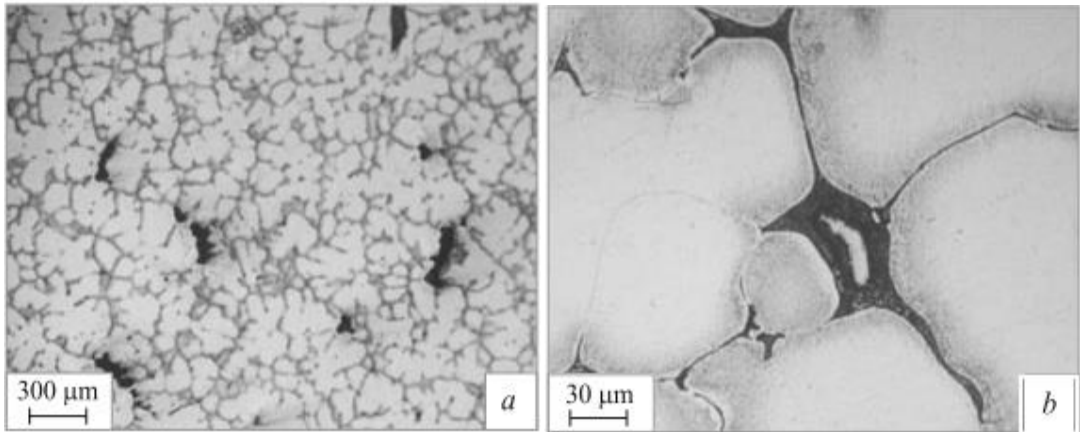
7xxx serisi Al alaşımlarının üretiminde izlenmesi gereken aşamalar şekil 2.1' de şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2.1 7xxx serisi Al alaşımının üretim aşamaları

2.1.1 Döküm süreci

Üretim aşamalarının başında döküm süreci gelmektedir. Alüminyum alaşımı döküldüğünde en hızlı soğuma ve katılaşma döküm yüzeylerinin yakınında gerçekleşir. Alüminyumca zengin α fazının dentritleri sıcaklık akışı yönünde büyür ve hem makro, hem de mikro ölçeklerde bileşimsel farklılıklara neden olur [11]. Katılaşma işlemi aynı zamanda sıvı-katı bir ötektik reaksiyon ile oluşan dengeli veya yarı kararlı yapıyı üretir [12]. Oluşan dengesiz yapı, katılaşma oranının düşürülmesi ile minimize hale getirilebilir, fakat bu dökümün daha uzun zamanda olmasını ve tanelerin daha büyük olmasına neden olur. Bu nedenle dökümden sonra yapılacak ilk termal işlem homojenleştirme tavlama olmalıdır. Şekil 2.2’ de döküm sonrasında Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü verilmekte olup, koyu renkli kısım dentrit aralığının önemli bir kısmını belirtmektedir [13].

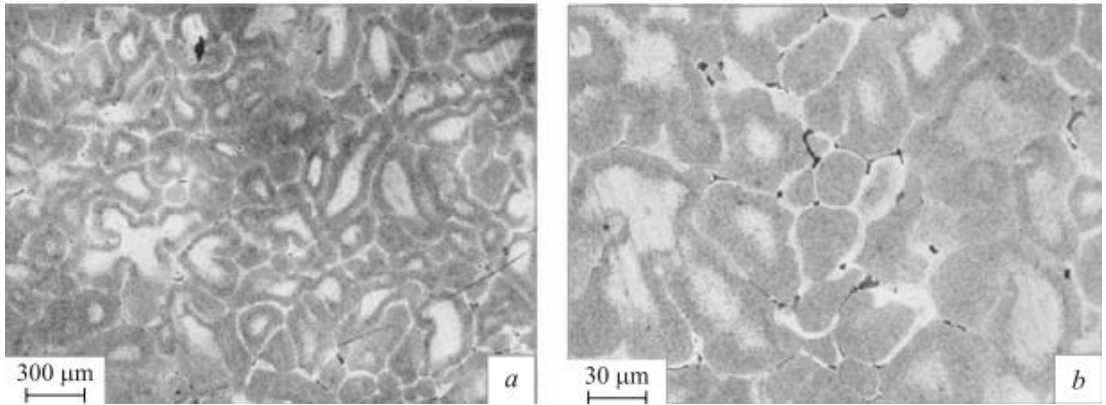


Şekil 2.2 Döküm sonrası Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü [13]

2.1.2 Homojenleştirme işlemi

Alaşımın bileşimine, nihai yarı ürünün türüne ve üretim sürecine bağlı olarak dökümün hemen ardından gerçekleştirilen homojenleştirme işlemi, bir veya birkaç hedefe sahip olabilir. Burada ana amaç, dentritik segregasyonun sonuçlarını ortadan kaldırmak ve alaşımın mekanik özelliklerinde azalmaya neden olan kaba ötektik metallar arası parçacıkların çözülmesini sağlamaktır. Aynı zamanda homojenleştirme işlemi, sertleştirilmek için deformasyona uğratılan yarı mamullerin ısıtma işleminde yeniden kristalleşmeyi önleyecek ikinci fazın ince partiküllere ayrılmasını sağlamak için kullanılır [14].

Homojenleştirme sürecinde sıcaklık ve zaman olmak üzere iki ana kontrol parametresi vardır. Homojenizasyon sıcaklığı genellikle tek fazlı alüminyum katı eriyik bölgesine göre seçilir ve maksimum sıcaklıkla sınırlanır, bu sıcaklık katılama sıcaklığından daha düşük olmalıdır. Sonuç olarak, homojenizasyon sıcaklığı genellikle optimum sıcaklıkta sabitlenirken, zaman daha esnek ve kontrol edilebilir bir parametre haline gelir. Gerekli süre, normal olarak, difüzyon zamanı, difüzyon katsayısı ve difüzyon mesafesi arasındaki ilişkiden hesaplanır [15]. Şekil 2.3' de 470 °C/18 saat + 490 °C/5 saat homojenleştirme işleminden sonra havada soğutulan Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü verilmektedir [13].



Şekil 2.3 Homojenleştirme işlemi sonrası Al 7075 alaşımının mikro yapı görüntüsü [13]

Isadare vd. Al 6063 alaşımına 570 °C' de homojenleştirme tavlaması uygulamış ve ideal zamanın 2,5 saat olacağını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda geleneksel yaşlandırmanın sertlik ve mukavemette bir artışa, bunun yanında süneklik ve toklukta bir düşüşe yol açtığını, fakat yaşlandırma işleminden önce yapılan

homojenleştirme tavlama ile Al 6063 alaşımının süneklik ve tokluğunun korunduğunu ortaya koymuşlardır [16].

Kai vd. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlı malzemenin döküm sonrası mikro yapılarını incelediklerinde birçok dentritik segregasyona rastlamışlardır. Al-Zn-Mg-Cu alaşımının ikincil fazlarının $Mg(Zn, Cu, Al)_2$, $S(Al_2, Cu, Mg)$, $\theta(Al_2Cu)$ ve demirce zengin fazlar olduğunu gözlemlemişlerdir. $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ fazı homojenizasyon işlemi sırasında $S(Al_2, Cu, Mg)$ fazına dönüşmeden doğrudan matris içinde çözülmüş olduğunu, $\theta(Al_2Cu)$ fazının da Zn ve Mg elementlerinin düşük ergime sıcaklıkları nedeniyle matris içinde çözüldüğünü tespit etmişlerdir. Homojenizasyon için en uygun parametreleri 440 °C/12 saat + 460 °C/24 saat olarak belirlemişlerdir [17].

2.1.3 Sıcak haddeleme işlemi

Sıcak haddeleme malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığı olan 0.5 Tm' nin üzerindeki bir sıcaklıkta (malzemenin ergime derecesinin yarısının üzerindeki sıcaklık) meydana gelen haddeleme işlemidir. Sıcak haddeleme sırasında 1 m kalınlığa sahip 7xxx serisi alaşımlı külçeler, yaklaşık olarak 400 °C sıcaklıkta çoklu geçişler kullanılarak 50-150 mm kalınlığa düşürülebilir. Bileşenin partikülleri parçalanır ve haddeleme yönünde dağılır. Genellikle sıcak haddeleme sırasında önemli dinamik toparlanmalar meydana gelir ve dislokasyonlar taneciklerin şekillenmesi ile kendilerini yeniden düzenlerler. Yeniden kristalleşme olarak tanımlanan bu yapıda deforme olmuş taneler içinde yeni taneler ortaya çıkar ve çekirdeklenme oluşur [11].

Sıcak şekillendirme işlemi sırasında uygulanan sıcaklık ve şekil değiştirme hızı, malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Genellikle sıcak deformasyon sırasında dinamik, metadinamik ve statik yeniden kristalleşme gibi metalürjik oluşumlar söz konusudur [18]. Yeniden kristalleşmenin deformasyon sırasında meydana geldiği görünen dinamik yeniden kristalleşmede, tane sınırlarında yeni tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile homojen bir tane yapısı üretilir [19]. Deformasyon sırasında çekirdeklenme oluşumunun meydana geldiği, fakat yeniden kristalleşmenin deformasyon sonrasında tamamlandığı duruma metadinamik yeniden

kristalleşme denilmektedir [20]. Statik yeniden kristalleşmede ise bu durum tamamen deformasyon işleminden sonra gerçekleşmektedir [21]. Şekil 2.4' de sıcak deformasyona uğramış 7150 Al-Zn-Mg-Cu alaşımında, tane sınırları boyunca küçük eş eksenli tanelerin oluşması ile yeniden kristalleşmenin meydana geldiği mikro yapı görüntüsü verilmektedir [22].



Şekil 2.4 Sıcak deformasyon sonrası 7150 Al alaşımında meydana gelen yeniden kristalleşmenin mikro yapı görüntüsü [22]

Deformasyon işleminde metalin şeklini değiştiren hız, şekil değiştirme hızı olan v ile doğrudan ilişkilidir. Pek çok şekillendirme işleminde şekil değiştirme hızı hareketli ekipmanın hızına eşittir. Yani bu hız çekme testinde, test makinesinin kafasının sabit parçaya göre bağlı hareketi olarak düşünülebilir. Verilen şekil değiştirme hızından birim şekil değiştirme hızı aşağıdaki gibi tanımlanır:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{h} \quad (2.1)$$

Bu denklemde $\dot{\epsilon}$ birim şekil değiştirme hızı (m/s/m veya basitçe s^{-1}) ve h şekil değiştiren iş parçasının anlık yüksekliğidir (m) [23].

Düz haddelemede malzeme iki merdane arasında sıkıştırılır, böylece kalınlık redüksiyon miktarı (kalınlık azalması) aşağıdaki eşitlikle hesaplanır.

$$d = t_o - t_f \quad (2.2)$$

Burada d redüksiyon miktarı (mm), t_o ilk kalınlık ve t_f son kalınlık (mm) olarak adlandırılır. Haddelme kalınlığı bazen başlangıç kalınlığının bir kesri olan ve eşitlik 2.3' de verilen redüksiyon oranı olarak tanımlanır [23].

$$r = \frac{d}{t_o} \quad (2.3)$$

Lin vd. Al 7075 alaşımının yüksek sıcaklıklarda deformasyon davranışını incelemek için sıcak sıkıştırma yöntemi uyguladılar ve bu çalışmada şekil değiştirme oranı ve şekillendirme sıcaklığının malzemenin akışkanlık davranışına etkisinin çok büyük olduğu sonucuna vardılar [24]. Liu v.d. Al 7085 alaşım numunesini 400 °C' de 1 s⁻¹ oranında ve 450 °C' de 10 s⁻¹ oranında deformasyona uğrattılar. Çalışmanın sonucunda 450 °C' de 1 s⁻¹ oranında deformasyona uğratılan malzemede dinamik yeniden kristalleşmenin daha çok oluştuğunu tespit ettiler [25].

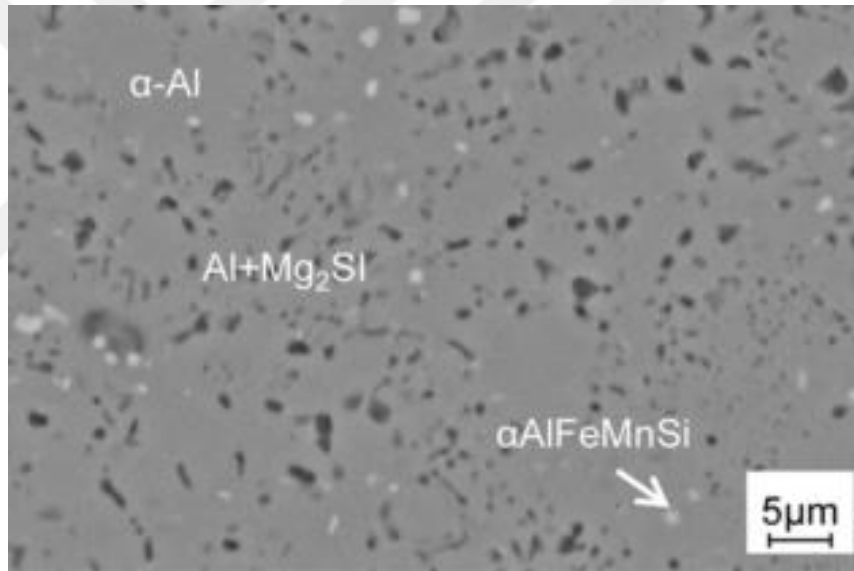
2.1.4 Çözeltiye alma ve su verme işlemi

Bu işlemin asıl amacı alaşım elementlerinin çoğunun tam bir çözeltisini elde etmektir. Bu durumda tek fazlı dengeli katı eriyik aralığı içinde uygun bir sıcaklık belirlenerek, malzeme bu sıcaklıkta belirlenen sürede bekletildikten sonra oda sıcaklığına sahip su düzeneğinde hızlıca soğutulmalıdır. Çözeltiye alma sıcaklığının belirlenmesinde dikkat edilecek en önemli husus, bileşiklerin ve tane sınır bölgelerinin ergimesine neden olacak katılaşma sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığın seçilmemesidir. Al-Cu-Mg alaşımlarında özel bir durum olarak, tam çözünürlüğün oluşması için katılaşma çizgisinin birkaç derece içine girilmesi gerekebilir. Sıcak işlenmiş ürünlerin çözeltiye alma ısıl işleminde yeniden kristalleşmiş tanelerin büyümesini önlemek için daha fazla dikkatli olunmalıdır [26].

Bu işlem sırasında en önemli parametreler sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme süresidir. Çözeltiye alma ısıl işleminde parametreler, kullanılacak malzeme özelliklerine göre değişkenlik göstermektedir. Bu nedenle çözeltiye alma parametreleri belirlenirken, her bir malzeme alaşım içeriğine göre farklı sıcaklıklarda ısıtılıp, farklı sürelerde bu sıcaklıkta bekletilip, suda ani soğutulduktan sonra elde edilen mikro ve makro gözlemler incelenir. Gözlemler sırasında porozite

yoğunluğu ve kabarcıklaşmalara dikkat edilmelidir. İşlem sonucunda aşırı doymuş katı eriyik elde edilmektedir.

Yan vd. Al-Mg-Zn-Si alaşımına döküm sonrası uyguladıkları çözeltiye alma ısıl işleminde, 460 °C’ de 120 dk bekletilen numunede ve 510 °C’ de 15 dk bekletilen numunede yüzey bozuklukları olduğunu gördükleri için, araştırmalarını bu aralıkta sürdürdüler ve ideal sıcaklığın 490 °C olduğunu buldular. Bekleme süresi için yapmış oldukları çalışmada ise intermetalik bileşiklerin daha az yoğunlukta olduğu sürenin 30 dk olduğunu tespit ettiler. Şekil 2.5’ de Al-Mg-Zn-Si alaşımının çözeltiye alındıktan sonraki tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü verilmektedir [27]. Stiller vd. Al-Zn-Mg alaşımına sahip malzeme üzerinde yaptığı çalışmada, çözeltiye alma sıcaklığını 480 °C, süresini de 30 dk olarak belirlemiştir [28].



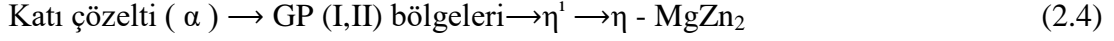
Şekil 2.5 Al-Zn-Mg-Si alaşımının çözeltiye alındıktan sonraki SEM görüntüsü [27]

2.1.5 Yaşlandırma ısıl işlemi

Malzemeler dislokasyon adıyla adlandırılan kristal kusurların hareketini engelleyerek sertleşebilirler. Bu nedenle iyice dağılmış bir çökelti malzemeyi güçlendirebilir. Bu oluşumun adına da yaşlandırma sertleşmesi denilmektedir.

Guinier-Preston (GP) bölgeleri alüminyum alaşımlarında mikro yapı elemanları olarak bilinmektedir. Bu bölgeler oda sıcaklığında doğal yaşlanma ile

şekillenir veya 100 – 180 °C arasındaki sıcaklıklarda endüstride büyük önem taşıyan yapay yaşlanmanın ilk evrelerinde oluşur. Bununla birlikte pek çok alaşımda sertleşme çökeltilerinin oluşumundaki kesin rolü hala belli değildir. 7xxx serisi Al alaşımlarının sertleştirilmesi işleminde Al-Zn-Mg alaşımlarının yapay yaşlanma için sadeleştirilmiş dönüşüm şeması aşağıda verilmektedir[29].



η fazı MgZn_2 kimyasal bileşimine sahip kararlı bir fazdır ve η^1 fazının dönüşümü ile oluşmaktadır. Yarı kararlı η^1 fazı, Al-Zn-Mg ticari alaşımlarında ana sertleştirme fazı olarak bilinmektedir ve malzemenin güçlü yaşlandırma sertleşmesi ve maksimum dayanım elde etmesi, η^1 fazının ince partiküllerinin dağılımı ile ilgilidir. Aşırı doymuş katı çözeltilerin ilk çözünme bölgesinde GP bölgeleri (GP I ve GP II) meydana gelir. GP I oda sıcaklığında yaşlandırma sırasında oluşan GP bölgesinin ana tipidir. GP II çözeltiliye alma ısıl işleminden sonra su verme sürecinde oluşan zengin boşluk kümelerinin yardımı ile η^1 fazının öncülüğünde oluşmaktadır [30].

Kısaca özetlememiz gerekirse yaşlandırma süreci genel olarak iki aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşama çözeltiliye alma ve su verme işlemidir. Bu aşamada malzeme içerisindeki fazlar, ana faz içerisinde çözündürülür ve burada hapsedilmesi için aniden soğutulur. Ana faz içerisindeki diğer fazlar oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) çekirdeklenecek kümelenmeye başlarlar, bu durum GP I bölgelerini oluşturur. Eğer malzemeyi ısıtırsak (yapay yaşlanma) bu çekirdeklendirme süresini kısaltmış oluruz, bu durumda GP II bölgeleri oluşmuş olur. Isının etkisiyle yayınma olayı başlar ve bu kümelenmelerin boyutu artar. Artan büyüme ile yarı kararlı η^1 fazı oluşur, bekleme süresi sonucunda bu fazda kararlı η fazına dönüşür.

Liu vd. Al-Zn-Mg-Cu alaşımı kullanarak soğutarak yaşlandırma tekniği üzerinde çalışmalar yapmışlardır. Bu çalışmalar sırasında T6 ısıl işlemi uyguladıkları numuneden aldıkları mikro yapı görüntüsü şekil 2.6' da gösterilmektedir [31].



Şekil 2.6 Al-Zn-Mg-Cu alaşımına uygulanan T6 ısıt işleminin mikro yapı görüntüsü [31]

7xxx serisi Al-Zn-Mg alaşımlarında genel olarak T6 ısıt işleminin kullanılmaktadır. Roud vd. 7017 Al-Zn-Mg alaşımlı malzemenin yaşlanma parametrelerini belirlemek için yapmış oldukları çalışmada, 470 °C’ de 45 dakika malzemeyi çözültüye aldılar. Soğutma işleminden sonra 120 °C’ de yarım saat bekletilen malzeme GP bölgeleri ve yarı kararlı η' fazının oluşumunu tespit ettiler. En yüksek sertlik değerini, matris içinde η' fazının geniş oranda dağılması nedeniyle 120 °C’ de 24 saat (T6) bekletme süresi ile elde ettiler [32].

Sevim vd. yaptıkları çalışmada 7xxx ve 6xxx serisi Al alaşımlarının yaşlandırma ısıt işleminin yoluyla mekanik özelliklerinin ve yüzey sertliklerinin nasıl değiştiğine odaklanmıştır. Yaşlandırma sonucunda Al 7075 alaşımının, Al 6061 alaşımına göre daha çok sertleştiğini ortaya koymuşlardır [33]. Ayrıca ısıt işlem görmüş numunelerin kaynak edilebilirliğini incelediklerinde, kaynak sonrası numunelerin çekme dayanımlarının ve sertliklerinin arttığını tespit etmişlerdir [34]. Hayat, yapmış olduğu benzer çalışmada aynı sonuçları desteklemiştir [35].

2.2 Seramikler ve Özellikleri

Seramikler metal ve metal olmayan elementlerin bir araya gelerek oluşturdukları bileşiklerdir. Bu malzemelerin büyük bir kısmı oksitler, karbürler ve nitrürlerden oluşmaktadır. Al_2O_3 , SiC ve B_4C seramik malzemeleri AMMK üretiminde çok sık kullanılan malzemelerdendir [36].

Bu malzemeler düşük yoğunluk, yüksek sertlik, yüksek dayanım, refrakterlik, termal ve kimyasal kararlılık ve aşınma dirençleri gibi özelliklerin ilginç bileşimlerine sahip oldukları için, ilgi çekici mühendislik malzemeleri olarak bilinirler. Bu özelliklerinin yanında düşük kırılma tokluğu bu malzemelerin

potansiyel uygulama alanlarını sınırlar. Kırılma direncini artırmak için, sünek metalik parçacıklar bir seramik matris içine ilave edilir ya da sünek bir malzemenin içerisine seramik parçacıklar eklenir [37].

2.2.1 Alüminyum oksit (Al_2O_3) özellikleri

Alüminyum oksit mühendislik seramikleri ailesinde en uygun maliyetli ve yaygın olarak kullanılan malzemelerden biridir. Bu teknik özelliklere sahip seramiklerin hammaddeleri kolaylıkla elde edilebildiğinden geniş bir uygulama alanına sahiptir.

Genellikle alümina olarak adlandırılan bu seramik, güçlü iyonik atomlar arası bağlara sahiptir. Alfa fazlı alümina oksit, seramiklerinden en kuvvetli ve en katı olanıdır. Yüksek sertliği, mükemmel dielektrik özellikleri, refrakterlik ve iyi termal özellikleri onu geniş bir uygulama yelpazesi içerisinde tercih edilen bir malzeme yapar.

Yüksek saflıkta alümina, hem oksitleyici hem de indirgeyici atmosferlerde 1925 °C' ye kadar kullanılabilir. Birçok gazın kuşatmasına karşı dirençli olmakla birlikte hidroflorik asit ve fosforik asit hariç tüm yaygın reaktiflere karşı dirençlidir [38]. Çizelge 2.1' de alüminyum oksit malzemesinin fiziksel özellikleri verilmektedir [39].

Çizelge 2.1 Alüminyum oksit malzemesinin fiziksel özellikleri [39]

Özellik	Ortalama Değer	Birim
Bileşim	Al_2O_3	-
Yoğunluk	3 – 3.98	gr/cm ³
Çekim dayanımı	69 - 665	MPa
Elastik limit	69 - 665	MPa
Young modülü	215 - 413	GPa
Bulk modülü	137 - 324	GPa
Poisson oranı	0.21 – 0.33	-
Sertlik	5500 – 22050	MPa
Ergime noktası	2277 - 2369	K
Termal iletkenlik	12 – 38.5	W/ (mK)

2.2.2 Silisyum karbür (SiC) özellikleri

Bu malzeme ağırlıklı olarak silikanın karbotermal indirgenmesi ile üretilen, sert kovalent bağlı bir seramiktir. Tam reaksiyon koşullarına bağlı olarak elde edilen silisyum karbür ince bir toz veya bağlanmış bir kütle bloğu halinde olabilir. Silisyum ve karbon atomlarının farklı istifleme düzenlemelerine sahip bir kaç yüz yapı tespit edilmiştir. En basit yapı β -SiC olarak adlandırılan bir elmas yapıdır. Diğer yapılar ya hegzagonal ya da rhombik olup α -SiC olarak adlandırılmaktadır.

Silisyum karbür yüksek erime noktasına sahip olduğu için refrakter malzeme olarak kullanılabilir, iyi termal iletkenliğe ve düşük termal genleşmeye sahiptir, dolayısıyla iyi termal şok direnci gösterir. Buna ek olarak yüksek sertlik, korozyon direnci ve aşınma gibi birincil performans özelliklerinin istenildiği uygulamalarda geniş bir kullanıma sahiptir. Silisyum karbür yarı iletken özelliğe sahip bir malzeme olması nedeniyle farklı bileşimlerde kullanıldığında değişken elektriksel özelliklere sahip bir ürün elde edilebilmektedir [39]. Çizelge 2.2’ de silisyum karbür malzemesinin fiziksel özellikleri verilmektedir [39].

Çizelge 2.2 Silisyum karbür malzemesinin fiziksel özellikleri [39]

Özellik	Ortalama Değer	Birim
Bileşim	SiC	-
Yoğunluk	3 – 3.45	gr /cm ³
Çekme dayanımı	240 - 1625	MPa
Elastik limit	172 - 1245	MPa
Young modülü	90 - 137	GPa
Bulk modülü	100 - 176	GPa
Poisson oranı	0.35 – 0.37	-
Sertlik	600 – 3800	MPa
Ergime noktası	1750 - 1955	K
Termal iletkenlik	3.8 – 20.7	W/ (mK)

2.2.3 Bor karbür (B₄C) özellikleri

Bor karbür, elmas ve kübik bor nitrürün ardından bilinen en sert üçüncü malzemedir. Tonaj miktarlarda üretilen en zor malzemedir. Bor karbür tozu B₂O₃ ile

karbonun bir elektrik ark fırınında karbotermal indirgeme yoluyla veya gaz fazı reaksiyonları ile reaksiyona sokulmaları ile üretilmektedir. Ticari kullanım için B₄C tozlarının genellikle metalik yabancı maddelerden uzaklaştırılması için öğütülmesi ve saflaştırılması gerekmektedir.

Diğer oksitsiz malzemelerle birlikte, bor karbürü tam yoğunluğa kadar sinterlemek zordur, teorik yoğunluğun % 95'inden fazlasını elde edebilmek için sıcak piresleme kullanılmaktadır. Bu yöntem kullanılarak bile gerçekçi sıcaklıklarda (1900 - 2200 °C) sinterlemeyi gerçekleştirebilmek için ince karbon veya silisyum karbür gibi küçük miktarlarda katkı maddeleri kullanmak gerekmektedir [39].

Bor karbürden yüksek sertliğe sahip, kimyasal ve mekanik korozyona karşı mükemmel direnci olan, düşük yoğunluğu nedeni ile ideal güç/ağırlık oranına sahip, yüksek ısıya dayanıklı zırh plakaları üretilmektedir. İleri teknolojik seramik hammaddesi olan bor karbürden yapılmış zırh plakaları, diğer geleneksel zırh malzemeleri ile karşılaştırıldığında %70'e varan oranda hafif olduğu için koruyucu yelek ve zırh imalatında bu malzeme yoğun olarak tercih edilmektedir. Bor karbürden yapılmış bir çelik yelek savunma açısından vazgeçilmezliğini ispatlamıştır. Üstün özelliklere ve yaygın kullanım alanına sahip bu malzeme, ileri teknoloji seramiklerin en başarılı örneklerinden biridir [40]. Çizelge 2.3' de bor karbür malzemesinin fiziksel özellikleri verilmektedir [39].

Çizelge 2.3 Bor karbür malzemesinin fiziksel özellikleri [39]

Özellik	Ortalama Değer	Birim
Bileşim	B ₄ C	-
Yoğunluk	2.3 – 2.55	gr/cm ³
Çekme dayanımı	261 - 569	MPa
Elastik limit	261 - 569	MPa
Young modülü	362 - 472	GPa
Bulk modülü	218 - 271	GPa
Poisson oranı	0.18 – 0.21	-
Sertlik	38100 – 44100	MPa
Ergime noktası	2645 - 2780	K
Termal iletkenlik	17 – 42	W/ (mK)

2.3 Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler ve Üretim Yöntemi

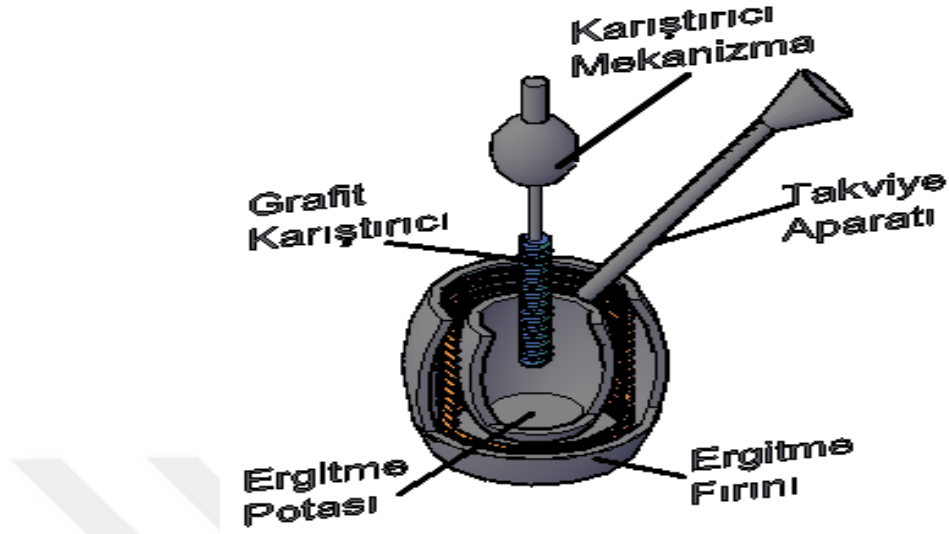
Son otuz yıldır alüminyum esaslı metal matrisli kompozitlere (AMMK) büyük ilgi duyulmaktadır. Matris olarak hafif alüminyum alaşımlarının kullanılması, yüksek özellikte dayanımlı malzemelerin birçok uygulaması için gerekmektedir. Al_2O_3 ve SiC gibi seramik malzemelerin, alüminyum esaslı bir kompozit içerisine takviye edilmesi, dayanım, sertlik, aşınma, yorulma ve sürünme özelliklerin çok önemli olduğu farklı mühendislik malzemelerin üretim taleplerini karşılamada dikkat çekici bir üstünlük sağlamaktadır [41].

Alüminyum matrisli kompozitlerin üretimi üç ana kategoriye ayrılmıştır: a) ergitme yöntemi, b) yarı eritme yöntemi c) toz metalurjisi yöntemi. Fakat ultra ince parçacıklarla takviye edilmiş alüminyum matrisli kompozitler sadece ergitme karıştırma yöntemi ile kombine edilerek üretilebilir. Bu teknik AMMK üretimi için düşük maliyetli bir ticari yöntem olarak kabul edilmiştir [42], [43]. Üretim şeklinin sadeliği, esnekliği ve geniş hacimli üretimler için uygulanabilirliği bu yöntemi diğer yöntemlere göre daha avantajlı kılmaktadır [44]. KD veya vorteks yöntemi olarak bilinen bu yöntemin günümüzde uygulama alanları çoğalmaktadır.

Şekil 2.7' de KD yöntemi bileşenlerinin kesit görünümü verilmektedir [45]. Bu doğrultuda, önceden hazırlanmış malzeme ergitme potasının içerisine yerleştirilir ve pota ile birlikte fırının içerisine konumlandırılır. Fırın istenilen sıcaklığa geldiğinde malzeme ergiyik hale gelir ve takviye aparatı yardımıyla takviye malzemeleri ilave edilmeye başlanır. Bu arada takviye malzemelerinin dağılımını sağlamak için bir karıştırıcı mekanizmaya bağlanmış olan grafit karıştırıcı, belirlenen hızda pota içerisine daldırılır. Bu sırada oksit oluşumunu engellemek için malzemeye dışarıdan koruyucu gaz verilmektedir. Yeterince karıştırılan malzeme bir kalıba dökülerek işlem tamamlanmış olur.

Bununla birlikte KD yöntemi kullanılarak AMMK elde edebilmek için bazı özel durumlara dikkat etmek gerekmektedir. Öncelikle takviye edilecek malzeme ile matris malzeme arasında ıslanabilirliğin sağlanması gerekmektedir, bu durumun sağlanabilmesi için takviye malzemesi, yaklaşık olarak matris malzemesinin ergime sıcaklığına kadar ısıtılmalıdır. Oluşturulacak MMK' nın düşük gözeneklilik oranına sahip olması gerekmektedir ve bu oluşum için döküm sonrası malzeme sıkıştırılmalıdır. Son olarak takviye elemanının homojen dağılımının sağlanması

gerekmektedir ki bunun için de ergimiş matris malzemesine takviye elemanı yerleştirilirken belirli bir hıza sahip bir karıştırma aparatı kullanılmalıdır [46], [47].



Şekil 2.7 Karıştırma döküm yöntemi bileşenlerinin kesit görünümü [45]

2.3.1 Takviye malzemesi boyutları ve oranı

MMK üretiminde takviye olarak kullanılan malzemenin boyutları ve kullanım oranı kompozit malzeme için önemli değişkenliklere neden olmaktadır. KD yönteminde partikül boyutu çok küçük olduğunda ($<20\mu\text{m}$) pota içindeki ergiyiğin üstünde ya da potanın dibinde topaklanmalar (aglomerasyonlar) oluşabilmektedir. Bu topaklanmalar hava tutabileceklerinden, malzemenin yoğunluğunda bir azalmaya neden olabilirler. Daha büyük partikül boyutlarında ($>200\mu\text{m}$) ise partiküller potanın altında kalarak yetersiz bir dağılıma neden olacaklardır. Ayrıca ilave edilen partikül miktarı %10'un üstünde ise ergiyiğin bu orandan fazlasının reddetmesi söz konusudur [48].

Özdin vd. KD yöntemi ile ürettiği kompozit içindeki SiC partikül oranının artmasıyla porozitenin artmış olduğunu belirterek, aynı yüzde oranlarındaki kompozitlerde daha küçük ebat partiküllü kompozitin porozitesinin daha yüksek olduğunu söylemiştir. Porozitenin malzemenin mukavemet özelliklerini olumsuz etkilediğini tespit ederek, kompozitin dökümünden sonra uygulanan presleme işlemi neticesinde porozitenin çok düşük seviyelere indiğini gözlemlemiştir [49]. Özdin

başka bir çalışmada partikül oranının artmasıyla kompozitin sertliğinde de bir artış olduğunu belirtmiştir [50].

Yılmaz ve Buytoz farklı boyutlarda kullandıkları Al_2O_3 takviye elemanı ile AMMK ürettikleri ve partikül boyutlarının poroziteye ve aşınma direncine olan etkilerini incelediler. Elde ettikleri sonuçlarda üretilen kompozitin porozite oranının partikül içeriği ile orantılı olduğunu tespit ederek, karıştırma hızının ve karıştırıcının çapının değişmesi ile gözeneklilik değerinin değiştiğini gözlemlediler. Bunun yanı sıra aynı miktarda Al_2O_3 içeren kompozitler için, takviye boyutlarının artması ile aşınma oranlarının azaldığını belirttiler [51].

Valibeyglo vd. yapmış oldukları çalışmada toz partiküllerinin ilave edilmesi sırasında karıştırma yapılmasının gazların malzeme içerisine girmesine ve böylelikle poroziteler oluşturmalarına neden olduğunu belirtmiş olup partiküllerin oranının artmasıyla porozitenin de artmış olduğunu tespit etmişlerdir [52]. Sijo ve Jayedevan yapmış oldukları araştırmalarda belirli bir seviyeye kadar takviye oranının mekanik özellikleri geliştirdiğini fakat partikül oranının artmasıyla kırılma tokluğunun azaldığını belirtmişlerdir [53].

2.3.2 Takviye malzemesi ve matris alaşım malzemesi arasında ıslanılabilirlik

MMK malzemelerin üretimi sırasında karşılaşılan önemli problemlerden bir tanesi de ıslanılabilirliktir. Islanılabilirlik bir sıvının katı bir yüzeye yayılma yeteneği olarak tanımlanabilir. Aynı zamanda bir sıvı ile katı arasındaki temasın boyutunu tanımlar. Döküm süreci ile katı seramik partiküllerin bileşiminin başarılı olabilmesi için katı seramik fazın ergiyik tarafından ıslatılması gerekmektedir. Ergiyik metal tarafından seramik malzemenin ıslatılması ile ilgili problemlerden biri yüzey gerilimi diğeri ise yüzey kimyasıdır. Partikül yüzeyinin kimyasında oksidasyonlar bulunabilmektedir, bu durumda ergiyik yüzey ile oksit tabakasının bir araya gelmemesi gerekmektedir. Islanılabilirliği geliştirmek için gerekli olan temel unsurlar a) katının yüzey enerjisini artırmak, b) sıvı matris alaşımının yüzey gerilimini azaltmak ve c) partikül ve matris ara yüzeyinde, katı-sıvı ara yüzeyi enerjisini azaltmak olarak sıralanmaktadır [54].

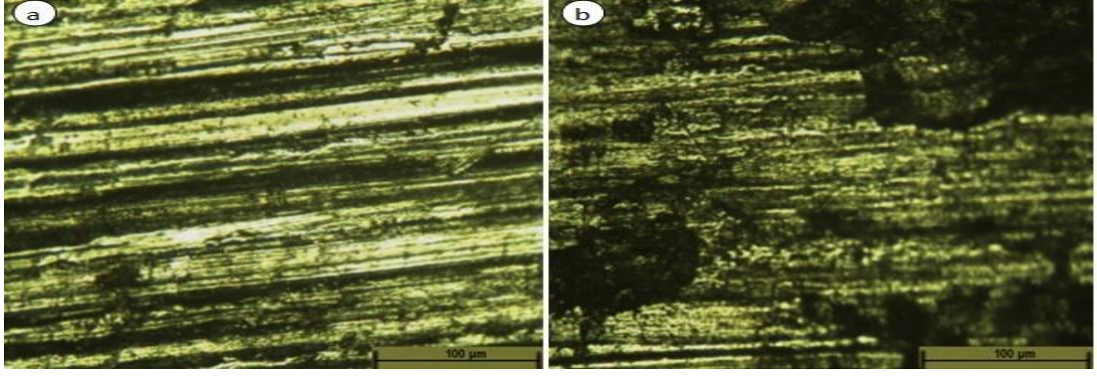
Hashim vd. MMK üretim sürecinde ergiyik metal tarafından seramik takviye partiküllerinin ıslanılabilirliğinin mekanik ve kimyasal olarak etkilerini araştırmışlardır. İyi bir ıslanılabilirlik ile matris ve takviye edilen partiküller arasındaki dayanım sınırı ilişkisini ortaya koyarak, ön ısıtma yolu ile partikül yüzeyindeki oksit ve benzeri tabakaların yok edilmesi ve magnezyum gibi yüzey aktifleştirici elementlerin ilave edilmesi ile bu mekanizmanın geliştirilmesini belirtmişlerdir [55].

2.3.3 Takviye malzemesi ve aşınma dayanımı

Takviye malzemelerinin matris malzemesinin içerisine ilave edilmesinin ana nedenlerinden bir tanesi, oluşan kompozit malzemenin aşınma dayanımını artırmaktır. Kullanılan seramiklerin sertlikleri göz önüne alındığında bu durumun kompozit malzeme üzerinde geliştirici bir özelliğe sahip olacağı görülmektedir.

Kumar ve Balasubramanian Al 7075 malzemesi içerisine SiC partikülleri takviye ederek yapmış oldukları çalışmada, kullanılan partiküllerin büyüklüklerinin, hacim oranlarının, uygulanan yükün, kayma hızının ve aşındırıcı malzeme boyutunun aşınma hızına olan etkisini ayrıntılı olarak analiz etmişlerdir. Bu analiz sonuçlarına göre yüksek takviye oranlarına ve takviye boyutlarına sahip kompozitlerin diğer kombinasyonlara oranla abrasif aşınma dirençlerinin geliştiğini belirtmişlerdir. Bunun yanı sıra yüksek yüklerde aşınma uygulamalarında ince SiC kullanılan kompozitlerde partiküllerin malzemedan çekilerek ayrıldığını, kalın SiC kullanılan kompozitlerde ise partiküllerin kırılarak ayrıldığını tespit etmişlerdir [56].

Ünlü, yapmış olduğu çalışmada Al alaşımına döküm yöntemi ve toz metalurjisi yöntemi ile Al_2O_3 ve SiC partikülleri ilave etti. Takviyesiz Al alaşımı ile karşılaştırıldığında takviyeli kompozitlerin aşınma özelliklerinin geliştiğini gözlemleyerek, döküm yöntemi ile elde edilen takviyeli numunelerin toz metalurjisi ile elde edilen numunelere göre aşınma özelliklerinin yaklaşık olarak 1,5 - 2 kat daha iyi olduğunu tespit etti. Şekil 2.8' de bu çalışmaya ait olan saf alüminyum ve SiC takviyeli MMK malzemenin aşınma yüzeylerinin mikro yapı görüntüleri verilmektedir [57].



Şekil 2.8 Metal matrisli kompozitin aşınma yüzeyi mikro yapısı (a) saf alüminyum, (b) %3 SiC takviyeli MMK [57]

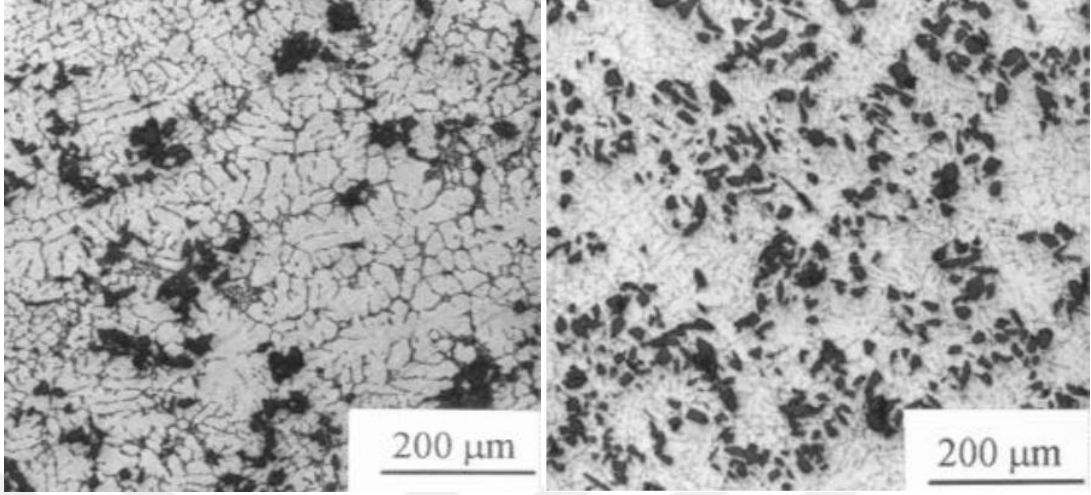
Balaji vd. Al 7075 alaşımına KD uygulaması ile ağırlıkça % 10 oranında SiC ilave ederek mikro yapı uygulamalarında takviye elemanının homojen olarak dağıldığını tespit etmiş ve oluşan yeni kompozit malzemenin mikro sertliğinde bir artış olduğunu belirtmiştir [58].

2.3.4 Takviye malzemesinin homojen dağılımı

Takviyeli MMK hangi yöntemle üretilirse üretilsin ilk sorulacak soru takviyelerin homojen olarak dağılıp dağılmamasıdır. Takviyeli kompozit malzemelerinin gerçek anlamda monolitik malzeme özelliği göstermeleri istenilemez, bu nedenle özellikle partikül takviyeli kompozitlerde partikül dağılımlarının tamamen homojen olması beklenilmez. Bu durumda homojen dağılıma en yakın sistemin oluşturulabilmesi için çaba harcanır.

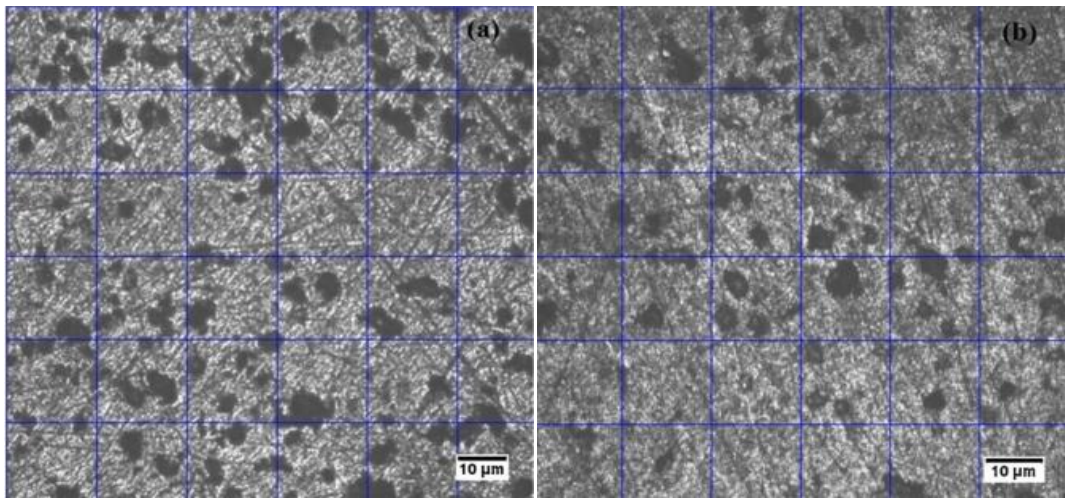
Zhou ve Xu Al 6061 ve Al 356 alaşımlı malzemelere sırasıyla ağırlıkça % 20 ve % 10 olmak üzere 25 µm boyutlarında SiC partikülleri ilave etmişler. Matris malzemelerini ergitmeden önce 450 °C’ de yaklaşık olarak 4 saat ön ısıtma işlemine tabi tutmuşlar. Aynı zamanda SiC partiküllerini ilave etmeden önce yüzey oksitlerini yok etmek için 1100 °C’ de 3 saat ön ısıtma işlemi uygulamışlar. Ana malzemeler ergidikten sonra, ergiyiğin yarı katı duruma gelmesi için bir miktar beklemişler ve sonrasında ön ısıtma işlemi tamamlanmış olan SiC partiküllerini ilave etmişler. Malzemeleri tekrar sıvı duruma getirmek için fırının sıcaklığını yükselterek, yaklaşık olarak 170 dev/dk hızla dönen karıştırıcı uçla malzemeleri karıştırmışlar. Karışım işleminden sonra önceden hazırlanmış kalıba malzemeleri dökerek deneyi tamamlamışlar. Şekil 2.9’ da deney sonucunda SiC partiküllerinin hem Al 6061

alaşımı hem de Al 356 alaşımı içerisinde homojen olarak dağıldığını mikro yapı sonuçları göstermektedir [59].



Şekil 2.9 Sırasıyla A356 ve A6061 alaşımlara ilave edilen SiC partiküllerinin homojen dağılımlarını gösteren mikro yapı görüntüleri [59]

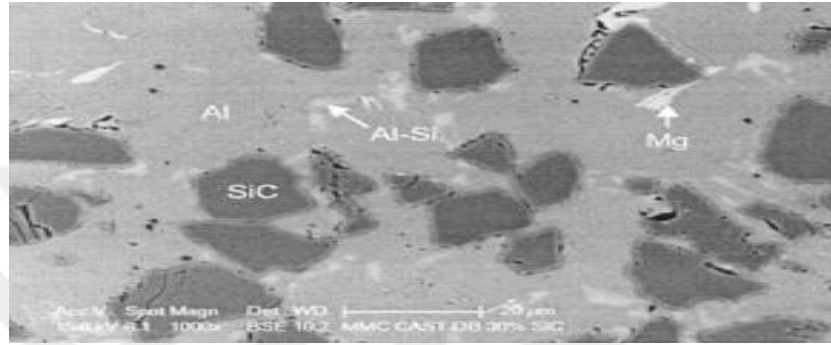
Raj ve Thakur Al 6061 malzemesine KD yöntemi ile % 10 ağırlık oranında B_4C partikülleri ilave ettiler. Partiküllerin dağılımlarını gözlemleyebilmek için iki farklı bölgeden almış oldukları mikro yapı fotoğraflarını Şekil 2.10' da verildiği gibi eşit olarak kare alanlara böldüler. Genellikle en iyi dağılımın gerçekleşebilmesi için her kare bölgesinin içerisinde hemen hemen aynı partikül sayısının bulunması gerektiğini belirttiler. Şekil incelendiğinde (a) bölgesinde her karede 1 - 3 arası partikül bulunurken (b) bölgesinde 0 - 8 arası partikül bulunmaktaydı. Bu nedenle (a) bölgesindeki partikül dağılımının iyi olduğunu söylemişlerdir [60].



Şekil 2.10 Partikül dağılımının kare bölgelerle incelenmesi [60]

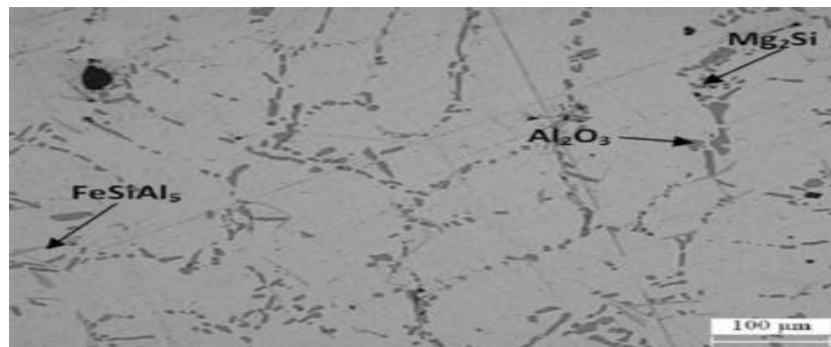
2.3.5 Metal matrisli kompozitin mikro yapısı

Metal matrisli kompozitlerin mikro yapıları incelemelerinde dağılımlarla ilgili birçok araştırma ortaya çıkmıştır. Myriounis vd. Al-Si-Mg alaşımlı Al 359 alaşımına döküm yöntemi ile % 30 ağırlık oranında SiC partikülleri ilave etmişlerdir. SEM ve EDX analiz sonuçlarını incelediklerinde dört farklı mikro faz oluştuğunu gözlemlədiler. Şekil 2.11' de elde edilen görüntüde Al matris, SiC partikülleri, Al-Si ötektoid bölgesi ve Mg fazı gösterilmektedir [61].



Şekil 2.11 Al 359 alaşımına % 30 ağırlık oranında SiC eklendikten sonra elde edilen AMMK mikro yapı görüntüsü [61]

Sajjadi vd. nano boyuttaki Al_2O_3 partiküllerini KD yöntemi kullanarak, Si oranı diğer elementlere göre yüksek olan Al 356 alaşımına ilave ettiler. Mikro yapı incelemeleri sonucunda nano partiküllerin artan yüzey alan ve yüzey enerjilerinden dolayı kümelenmeler oluşturduğunu ve matris partikül ara yüzeylerinde gözenekler meydana geldiğini belirlediler. Ayrıca Al_2O_3 nano partiküllerinin, ötektik silisyumun bulunduğu interdentritik bölgelerde ayrılma eğilimine sahip olduklarını ve kompozite uyguladıkları EDX analiz sonuçlarına göre şekil 2.12' de gösterildiği gibi $FeSiAl_5$ ve Mg_2Si intermetalik bileşiklerinin oluştuğunu tespit ettiler [62].

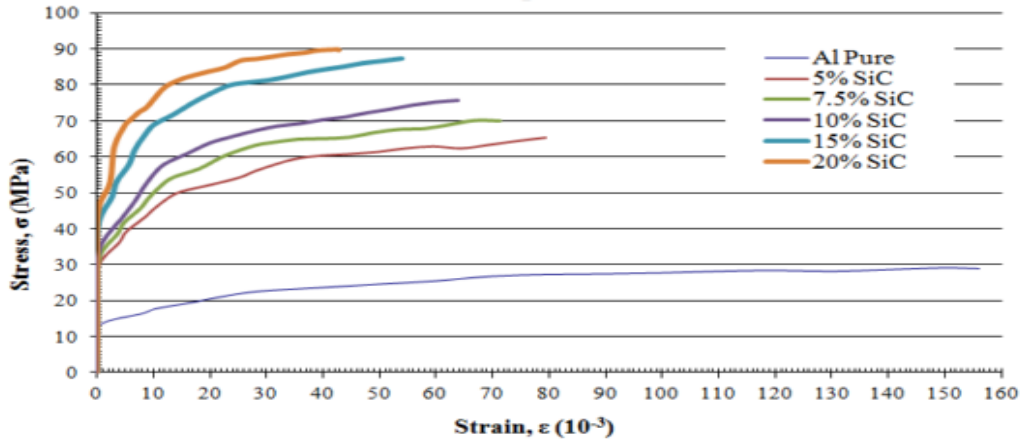


Şekil 2.12 Al 356 alaşımına ilave edilen Al_2O_3 nano partiküllerinin ve intermetalik bileşiklerin mikro yapı görüntüsü [62]

Ticari alüminyum alaşımlarından bazıları bilinçli alaşım ilavelerinden bazıları da genel kirlilik unsurlarından ve bunların etkileşiminden kaynaklanan bir takım ikincil faz parçacıkları içerirler. Kaba intermetalik parçacıklar, interdentritik bölgelerde katılma sırasında veya yüksek sıcaklıklarda uygulanan homojenleştirme, yeniden kristalleştirme ya da çözeltiye alma ısıl işlemleri sırasında şekillenirler. Genellikle intermetalikler demir ve diğer alaşım elementlerini içerirler. Alüminyum alaşımlarında, alaşım elementlerinin yanı sıra daima Fe, Cr ve Mn gibi geçiş elementleri de mevcuttur. Bunlar yeni bir faz bileşiminin oluşumuna neden olur [63].

2.3.6 Metal matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri

Üretimi tamamlanan malzemelerin mekanik gerilme altındaki davranışlarının tespit edilmesi gerekmektedir. Çünkü oluşturulacak olan ürünün kullanım fonksiyonları, çalışma esnasında oluşacak gerilmelerin oluşturacağı şekil değişimlerinin hesaplanmasıyla ortaya çıkacaktır. Malzeme tasarımı için gerekli olan bu özellikler elastik modülü, süneklik, sertlik ve mukavemetin farklı ölçümlerini içermektedir.

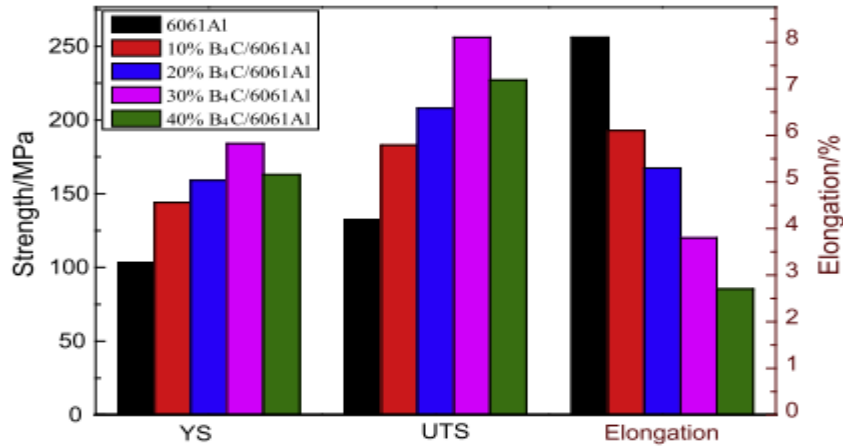


Şekil 2.13 SiC takviyeli AMMK malzemenin çekme dayanımı özellikleri [64]

Khademeeljamea, karıştırma döküm tekniğini kullanarak 50 μm boyutlarındaki SiC partiküllerini saf alüminyum malzemeye ilave etti. Ağırlıkça % 5 ile % 20 arasında takviye edilmiş AMMK malzemenin çekme dayanımları incelendiğinde, takviye oranının artmasıyla çekme dayanımlarının, akma dayanımlarının ve sertlik değerlerinin arttığını, darbe dayanımlarının ise azaldığını

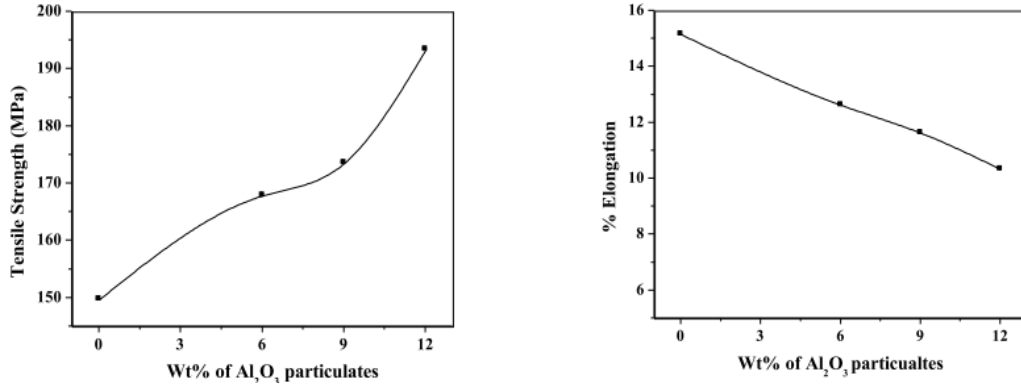
belirlemiştir. Şekil 2.13’ de çalışmada takviye oranlarına göre belirlenmiş olan kompozitin çekme dayanımları verilmektedir [64].

Chen vd. yapmış oldukları çalışmada Al 6061 malzemesi içerisine hacimce %10, %20, %30 ve %40 oranında, atmosferik ortamlarda vakumlu sıcak presleme ve ardından sıcak haddeleme yoluyla B₄C ilave etmişlerdir. Oluşturdukları kompozitlerin ve matris malzemesinin akma dayanımını (σ_{YS}), nihai çekme dayanımını (σ_{UTS}) ve uzama miktarlarını birbirleri ile kıyaslamışlardır. Şekil 2.14’ de verilen grafikten de anlaşılacağı gibi B₄C partiküllerinin ilave edilmesi ile Al 6061 matrisli kompozitin çekme dayanımı özelliklerinin belirgin olarak iyileştiği, kırılma uzamasının ise Al 6061 alaşımına göre belirgin bir düşüş sergilediğini belirlemişlerdir [65].



Şekil 2.14 Al 6061 ve B₄C takviyeli kompozitin çekme dayanımı özellikleri [65]

Bharath vd. ağırlıkça % 6, 9, 12 oranlarında Al₂O₃ partiküllerini ön ısıtma ile kombine ederek, üç aşamalı karıştırma uygulaması ile Al 6061 malzemesine eriyik karıştırma yöntemi ile ilave etmişlerdir. Hazırlanan kompozitlerin sertliği Al₂O₃ partiküllerinin ağırlıkça artması oranında artmış, çekme dayanımı ve akma dayanımı özellikleri iyileşmiş fakat sünekliği ise azalmıştır. Şekil 2.15’ de yapılan çalışma sonuçları grafik halinde verilmiştir [66].



Şekil 2.15 Al 6061 ve Al₂O₃ takviyeli kompozitin çekme dayanımı ve uzama özellikleri [55]

Amouri vd. A356 alaşımına karıştırma döküm tekniği ile nano ve mikron boyutta SiC partikülleri ilave etmişler ve T6 ısıl işlemleri uygulayarak mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Genel olarak araştırma sonucunda döküm sonrası yapılan ısıl işlemin ve ilave edilen partiküllerin malzemenin sünekliğini azaltmasına rağmen dayanımlarını artırdığını gözlemlemişlerdir. En yüksek dayanımında ağırlıkça % 1,5 oranında ilave ettikleri nano partiküllü MMK malzeme elde etmişlerdir [67]. Abdizadeh vd. aynı Al alaşımına ZrSiO₄ ve TiB₂ partikülleri ilave ederek kompozit sisteminin düşük şekil değiştirmeye karşı yüksek sertlik ve dayanıma sahip olduklarını göstermişlerdir [43]. Khodabakhshi ve Simchi, TM yöntemi ile alüminyum matrisli Al-SiC-Al₂O₃ malzemesini elde ederek mekanik özelliklerini incelemiş ve bu inceleme sonucunda, takviye elemanlarının malzemenin sertlik ve çekme dayanımını iyileştirdiğini ortaya koymuştur [68].

2.3.7 Kompozitleri modelleme yaklaşımları

Metal matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinin önceden ön görülmesi tarih boyunca önemli bir sorun oluşturmuştur. Bu durumda en fazla elastik modül ve akma gerilimi üzerinde durulmuş olup, elastik modülün modellenmesinde süreklilik mekaniği göz önünde bulundurulurken, akma dayanımı tahminlerinde kompozitlerde aktif olduğu düşünülen dayanım mekanizması göz önüne alınır. Karşılıklı olarak uyumsuz modellerin hangilerinin doğru olduğunu belirlemek için, takviye malzemesi yardımıyla oluşturulan kompozitin özellikleri ile takviyesiz matris malzemesinin özellikleri karşılaştırılmalı ve değişimler belirlenmelidir.

Akma gerilmesi ile ilgili olarak tutarlılık gerektiren en önemli özellik matris tane boyutudur [69]. Hall-Petch ilişkisi olarak bilinen dayanım mekanizması, tane boyutunun malzemenin dayanımı üzerine olan etkisini belirler ve aşağıdaki eşitlik ile belirlenir.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-0,5} \quad (2.5)$$

Hall-Petch denkleminde σ_0 malzemenin dayanımı olup (MPa), k_y malzemeye bağlı bir sabit ve d malzemenin tane boyutu (m) olarak bilinmektedir. Nano kompozit malzemeler için matrisin tane boyutu, parçacık boyutuna ve parçacıkların hacim oranına bağlıdır. Parçacık boyutu düştükçe veya parçacıkların hacim oranı arttıkça matrisin tane boyutu azalır. Matrisin tane boyutu, partikül boyutu ve partikülleri hacim oranı arasındaki ilişki Zener denklemi ile ifade edilmiştir.

$$d_m = \frac{4\alpha d_p}{3v_p} \quad (2.6)$$

Bu denklemde α orantı sabiti, d_p partikül boyutu ve v_p partikül hacim oranını vermektedir. Parçacıkların hacim oranı veya parçacık boyutu sıfıra yaklaştığında bu denklemin uygulanabilir olmadığı ve bu nedenle bazı sınırlamalar olduğu anlaşılabilir [70].

Bir başka dayanım mekanizması ise Orowan dayanımıdır. Alüminyum alaşımlarında sert partiküller dislokasyonların geçişini engellediğinden dolayı bu dayanım önem kazanmaktadır. Bununla birlikte Orowan dayanımının mikro boyutlu partikül takviyeli MMK malzemeler için önemli olmadığı, çünkü partikül takviyelerinin kaba ve parçacıklar arası mesafenin büyük olduğu yaygın olarak kabul edilmektedir. Aynı zamanda takviye partikülleri genellikle tane sınırlarına yerleştiği için Orowan mekanizmasının bu koşullar altında çalışıp çalışmayacağı net olarak bilinmemektedir [71].

Kompozitin genel özelliklerini tahmin edebilmek için takip edilen yollardan bir tanesi de karışım kuralıdır. İki fazlı kompozitlerin tanımlanması için Voigt ve Reuss varsayımları önerilebilir. Voigt varsayımı, uygulanan yükün iki fazda eşit gerilmelere neden olduğu durumlara karşılık gelmektedir. Kompozitte oluşan gerilme her fazın taşıdığı gerilmelerin toplamına eşittir. Bu nedenle toplam *Young's* modülü her fazın hacim oranları vasıtasıyla oluşturulan bileşenler modülünün ortalamasıdır.

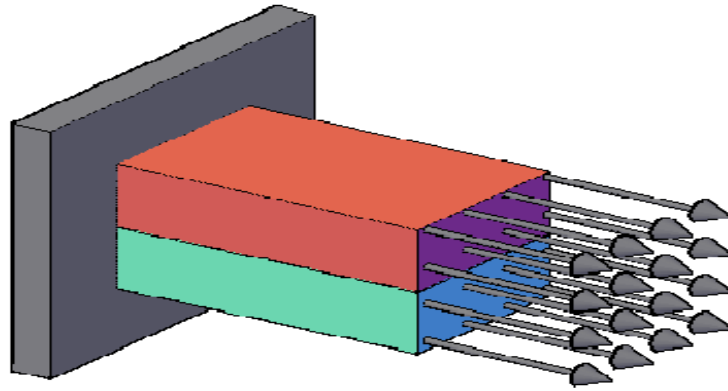
Reuss yaklaşımı ise kompozitin her bileşeninin eşit gerilim taşıdığı duruma denk gelmektedir. Kompozitteki toplam gerilme, her faz tarafından taşınan net gerilme toplamıdır ve genel uyum, her fazın hacim oranı tarafından ağırlıklandırılan bileşenlerin uyumluluğunun ortalamasıdır. Ancak her iki yaklaşımda dağılım yapıları ve geometrik özellikleri barındırmadığından net değerleri ifade etmemektedir [72].

Şekil 2.16' da gösterildiği gibi iki malzeme paralel olarak birbirleri ile birleştirilip kompozit oluşturulmuştur. Oluşturulan kompozitin bir tarafı sabitlenip diğer tarafı üniform bir kuvvete maruz bırakıldığında, aşağıdaki eşitlikler oluşturulur.

$$\varepsilon_K = \varepsilon_1 = \varepsilon_2 \quad (2.7)$$

$$\sigma_K = \sigma_1 f_1 + \sigma_2 f_2 \quad (2.8)$$

Denklemlerde verilen ε_K ve σ_K sırasıyla kompozitte oluşan gerinim ve gerilimi vermekle birlikte, numaralı ε ve σ ise karışım malzemelerinin gerinim ve gerilimini vermektedir. f_1 ve f_2 sembolleri karışım malzemelerinin hacim oranını belirtmektedir.



Şekil 2.16 Paralel karışım modeli

Kompozit malzemenin gerinim ve gerilim değerleri elde edildikten sonra, elastik modülü denklem 2.9' a göre belirlenebilir. Böylelikle E_K değeri eşitlik 2.10' da verildiği gibi de hesaplanabilir.

$$E_K = \frac{\sigma_K}{\varepsilon_K} \quad (2.9)$$

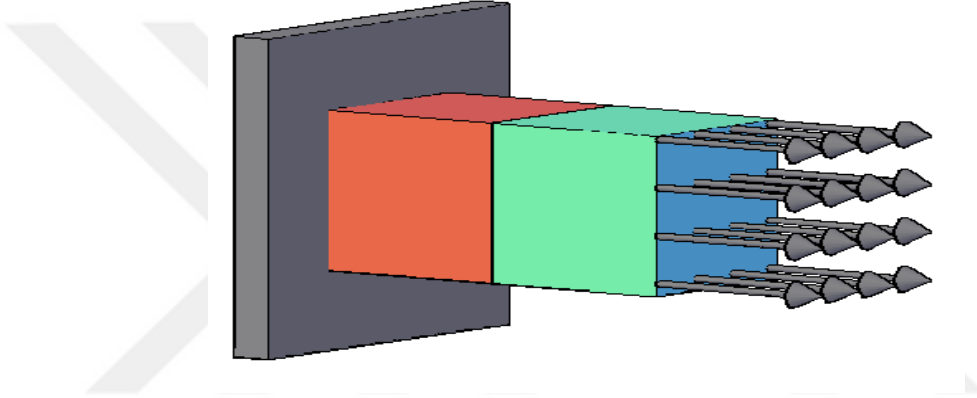
$$E_K = E_1 f_1 + E_2 f_2 \quad (2.10)$$

Şekil 2.17' de gösterildiği gibi iki malzeme seri olarak birbirleri ile birleştirilerek kompozit elde edilmiştir. Paralel bağlı kompozitteki gibi bir kuvvet uygulandığında aşağıdaki eşitlikler oluşturulur.

$$\sigma_K = \sigma_1 = \sigma_2 \quad (2.11)$$

$$\varepsilon_K = \varepsilon_1 f_1 + \varepsilon_2 f_2 \quad (2.12)$$

$$\frac{1}{E_K} = \frac{f_1}{E_1} + \frac{f_2}{E_2} \quad (2.13)$$



Şekil 2.17 Seri karışım modeli

Hashin ve Shtrikman lineer elastisitenin değişken prensiplerine dayanan izotropik kümelenme için alt ve üst sınırlamayı önerdi [73].

$$K^{upper} = K_R + (1 - f) \left[\frac{1}{K_M - K_R} + \frac{3f}{3K_R + 4\mu_R} \right]^{-1} \quad (2.14)$$

$$K^{lower} = K_M + f \left[\frac{1}{K_R - K_M} + \frac{3(1-f)}{3K_M + 4\mu_M} \right]^{-1} \quad (2.15)$$

$$\mu^{upper} = \mu_R + (1 - f) \left[\frac{1}{\mu_M - \mu_R} + \frac{6f(K_R + 2\mu_R)}{5\mu_R(3K_R + 4\mu_R)} \right]^{-1} \quad (2.16)$$

$$\mu^{lower} = \mu_M + f \left[\frac{1}{\mu_R - \mu_M} + \frac{6(1-f)(K_M + 2\mu_M)}{5\mu_M(3K_M + 4\mu_M)} \right]^{-1} \quad (2.17)$$

Bu denklemlerde K bulk modülünü, μ kayma modülünü verirken, f takviye partiküllerinin hacim oranını vermektedir. Alt indis M ve R matris ve takviye malzemesinin simgelerini vermekte olup, üst indis *upper* ve *lower* alt ve üst sınır tahminlerini vermektedir. Yukarıdaki denklemler vasıtasıyla *Young's* modülünün bütün sınırları belirlenerek E, K ve μ arasındaki ilişki aşağıda verilmektedir.

$$E = \frac{9K}{1 + 3K/\mu} \quad (2.18)$$

Eshelby, sonsuz matris içerisinde sadece elipssel olarak ilavelerin elastik problemlerini üç boyutlu olarak çözmeyi denedi. Bu yaklaşım, kesintili olarak takviyelendirilmiş kompozitlerin analizinde geniş çapta kullanım alanı bulmuştur. Mura ise takviyelerin sonlu konsantrasyonlar için tahminler sağladı. Küresel geometriye sahip takviyeler için Mura ifadesi aşağıda verilmektedir [74].

$$\mu = \mu_M \left[1 + f(\mu_M - \mu_R) / \left\{ \mu_M + 2(\mu_R - \mu_M) \frac{4 - 5\nu_M}{15(1 - \nu_M)} \right\} \right]^{-1} \quad (2.19)$$

$$K = K_M \left[1 + f(K_M - K_R) / \left\{ K_M + \frac{1}{3}(K_R - K_M) \frac{1 + \nu_M}{1 - \nu_M} \right\} \right]^{-1} \quad (2.20)$$

Yukarıdaki denklemlerde ν poisson oranını vermektedir. Bu eşitlik, takviye partikülleri oranı 0,25 den daha küçük hacim oranına sahip kompozitler için geçerli bir değer vermektedir. Hacim oranı 0,5 den daha büyük olan takviye malzemelerinde ise aşağıdaki model geliştirilmiştir [74].

$$\begin{aligned} \mu \\ = \mu_M + \frac{f\mu(\mu_R - \mu_M)}{\mu + 2(\mu_R - \mu)(4 - 5\nu)\{15(1 - \nu)\}^{-1}} \end{aligned} \quad (2.21)$$

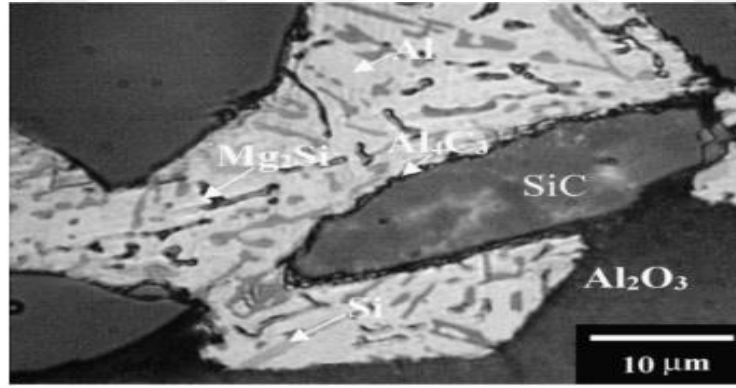
$$K = K_M + \frac{fK(K_R - K_M)}{K + \frac{1}{3}(K_R - K)(1 + \nu)\{(1 - \nu)\}^{-1}} \quad (2.22)$$

$$v = \frac{3K - 2\mu}{2(\mu + 3K)} \quad (2.23)$$

2.4 Hibrit Özellikli Metal Matrisli Kompozitler

Hibrit özellikli kompozit malzemeler, iki veya daha çok takviye elemanının matris içerisine ilave edilmesi ile üretilmektedir. Bu kompozit türleri çeşitli takviyelerin etkileşimi ile düşük termal genleşme, yüksek aşınma dayanımı ve yüksek mekanik özellikler gibi yetenekleri barındırdığından tek takviyeli kompozit malzemelere göre çok önemli üstünlüklere sahiptir [75].

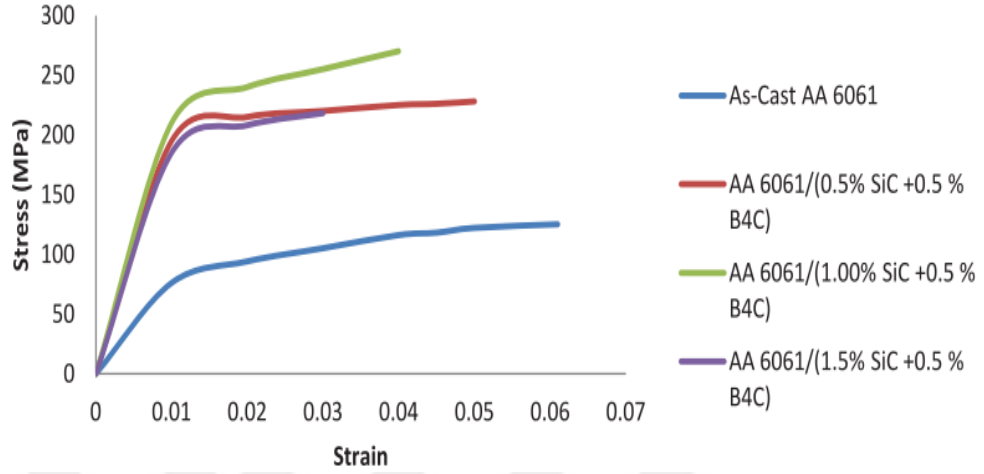
Ahlatçı vd. Al-Mg alaşımlı matris içerisine aynı takviye malzemelerini ilave ettikten sonra, şekil 2.18' deki mikro yapı sonuçlarını ortaya koymuşlardır. Mikro yapı incelendiğinde, SiC partikülünün çözünmesi ile ortaya çıkan Si, matris içerisinde bulunan Mg ile reaksiyona girerek Mg₂Si oluşturuyor. Çözünen C ise matris Al ile reaksiyona giriyor ve Al₄C₃ oluşturuyor. Yapılan incelemelerde Al₂O₃ ile bir reaksiyonunu oluşmadığı belirtilmiştir [76].



Şekil 2.18 Al-Mg alaşım matrisli hibrit kompozit mikro yapı görüntüsü [76]

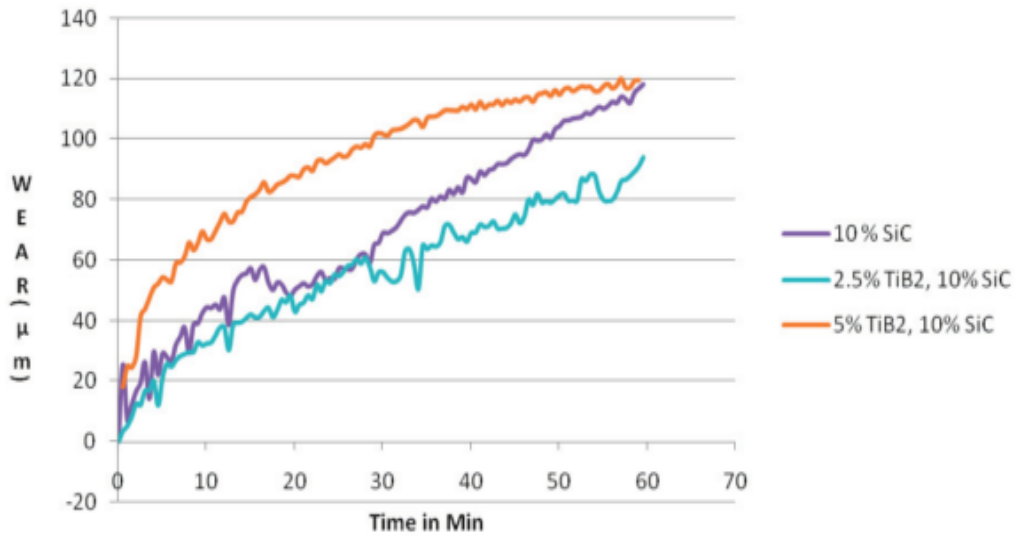
Krishna ve Xavier hibrit kompozitlerin mekanik özellikleri ile ilgili yapmış oldukları çalışmada, matris malzemesi olarak Al 6061 alaşımını, takviye malzemesi olarak 37 μm boyutunda SiC ve 1 μm boyutunda grafit partikülleri kullanmışlardır. KD yöntemi ile ürettikleri kompozitlere uyguladıkları çekme deneyi sonuçlarına göre takviyeli kompozit malzemenin çekme dayanımı, hibrit özellikli kompozit malzemeye göre daha düşük çıkmıştır. Ayrıca takviye malzemelerinin ağırlık oranı artıkça kompozit malzemenin dayanımı da artmıştır [77].

Poovazhagan vd. SiC ve B₄C takviye partiküllerini belirli oranlarda Al 6061 matris alaşımına takviye ederek hibrit özellikli MMK elde etmişlerdir. Elde ettikleri kompozit malzemelere uyguladıkları çekme testi sonuçları şekil 2.19’ da grafik halinde verilmektedir [78].



Şekil 2.19 Hibrit özellikli kompozitin çekme dayanımı [78]

Show vd. Al 6351 alaşımına Al₂O₃ ve SiC partikülleri takviye ederek oluşturdukları hibrit özellikli MMK malzemenin aşınma direncinin monolitik Al 6351 alaşımına göre daha üstün olduğunu sergilemişlerdir [2]. Venkatesan vd. Al 6061 alaşımına farklı oranlarda SiC ve TiB₂ partikülleri takviye ederek hibrit özellikli MMK oluşturmuşlardır. Oluşturdukları kompozite uyguladıkları aşınma testi sonuçları şekil 2.20’ de gösterilmektedir [79].



Şekil 2.20 Hibrit kompozitlerin aşınma dayanımı [79]

Bunun yanı sıra, Velmurugan vd. ağırlıkça % 10 SiC ve % 2 grafit partikülleri ile oluşturdukları Al 6061 matrisli hibrit özellikli kompozitin ısıtma işlem parametrelerinin aşınma dayanımı üzerine etkilerini araştırmıştır [80].

2.5 Tabakalı Metal Matrisli Kompozitler

Tabakalı metal kompozitler, özel işlemler ve imalat yaklaşımları kullanılarak iki veya daha fazla metal plakanın bir araya getirilmesi ile üretilen önemli kompozit malzemelerinden biridir. Tabakalı metal kompozitler ideal tasarım ve kompozisyon uygulamaları sonrası, tek metal ile karşılaştırıldığında mükemmel performansa sahip olabilmektedir. Kırılma tokluğu, yorulma, darbe, aşınma, korozyon ve sönümlenme kapasitesi gibi pek çok özelliği çarpıcı bir şekilde artırılabilir veya kırılma başka malzemeler için gelişmiş biçimlendirilebilirlik veya süneklik sağlayabilir. Bunun nedeni kompozitlerin tek metal kusurlarının üstesinden gelebilmesi ve her bir metal bileşenlerinin özelliklerini birleştirmesidir [81]. AMMK üretiminin üstün özellikleri ortaya çıktığında, takviye elemanları ile üretilen bu kompozit levhaların birleştirilerek tabakalı kompozit haline getirilmesinin avantajları tahmin edilebilmektedir.

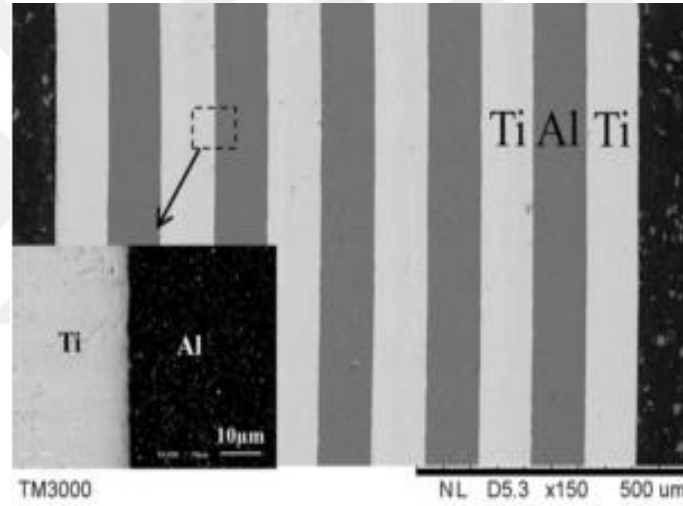
Kompozit levhalar katı-katı fazlı, sıvı-katı fazlı ve sıvı-sıvı fazlı kompozit yöntemler olmak üzere üç yöntemle birleştirilebilirler. Oh vd. sıcak haddeleme ve ısıtma işlem yöntemi ile imalatı tamamlanan çok tabakalı Titanyum Alüminit levhaların mikro yapılarını incelemiş ve katı-katı fazlı kompozit imalatının uygulanabilirliğini araştırmıştır [82].

Monazzah vd. iki dış yüzeyde Al-Mg-Si/ SiC kompozit katman, ara yüzeyde ise Al 1050 sünek tabaka yerleşimi planlayarak, sıcak haddeleme yöntemi ile üç katmanlı tabakalı kompozit üretimini, gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada takviyeli kompozitlerin düşük tokluğunun giderilebilmesi için ara tabakada daha sünek bir malzeme tercih edilmiştir, böylelikle malzemenin hasar toleransının artmış olacağı düşünülmüştür [83].

Ma vd. yapmış oldukları çalışmada Al 6061/ Ti-6Al-4V / Al 6061 plakaları sıcak haddeleme yöntemi ile birleştirilerek tabakalı kompozit üretmişlerdir. Sıcak haddeleme esnasında uygulanan sıcaklığın ve redüksiyon oranının mikro yapı ve

mekanik özelliklere etkisi incelenmiş olup, haddeleme sıcaklığının ve redüksiyon oranının artması ile tabakalar arası difüzyon genişliğinin arttığını belirtmişlerdir. [84]. Fan vd. Ti/Al tabakalı kompoziti sıcak haddeleme yöntemi ile üretmiş ve plaka kalınlıklarının değiştirilmesi ile ara yüzeyde oluşacak mekanik ve mikro yapı etkilerini araştırmıştır [85].

Qin vd. hem otomotiv hem de havacılık endüstrisinde potansiyel uygulamaları yoğunluğu nedeniyle, sıcak presleme yöntemi ile Ti/Al tabakalı kompozit üretimi yapmışlardır. Şekil 2.21’ de üretilen tabakalı kompozitin kesit görüntüsü verilmekle birlikte, tabakalar arasında iyi bir bağlama ara yüzeyinin oluştuğu ve ara yüzeylerde düşük boyutta boşlukların ve intermetalik bileşiklerin oluşmadığı gözlemlenmiştir [86].

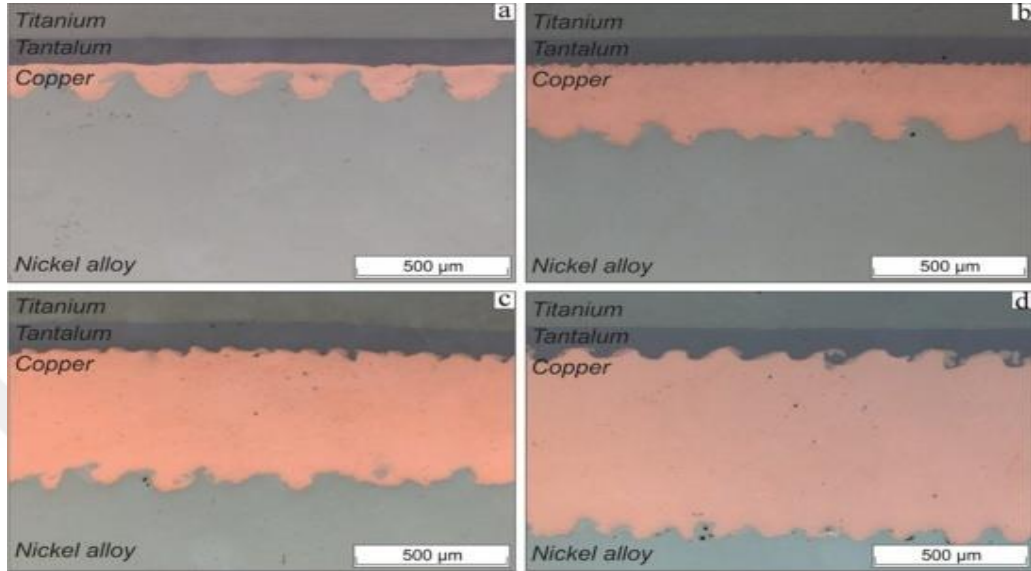


Şekil 2.21 Sıcak presleme yöntemi ile üretilmiş Ti/Al tabakalı kompozitin kesit görüntüsü [86]

Zhu vd. AZ31B ve saf Al plakalarının arasına lehim görevi üstlenmesi için Mg-Al ötektik alaşımı kullandılar ve 460 °C ile 480 °C sıcaklıklarda 30 MPa basınç uygulayarak plakaları birleştirdiler. Böylelikle tabakalar arası sınır bölgelerinde ara yüzeyin bağlanması, metalürjik açıdan Mg-Al sıvı difüzyonu ile sağlanmış oldu [87]. Afghahi vd. Al 7075 ve Mg AZ31 alaşımlarını difüzyon birleştirme yöntemi ile birleştirdi. Birleştirme işlemi için 430 - 450 °C sıcaklıkta 10 - 35 MPa basınç kullanılmıştır. İşlem sonucunda ara yüzeyler ve faz değişimleri mikro yapı incelemeleri sonucunda ortaya konulmuştur [88].

Mali vd. Ti ve Ni alaşım tabakaları arasına Ta ve Cu tabakalarını değişik oranlarda yerleştirerek, patlamalı kaynak yöntemi uygulaması ile tabakalı kompozit

üretmişlerdir. Kullanılan malzemelerin tabaka kalınlığının değiştirilmesi ile birleşim ara yüzeyindeki geometrinin değiştiği tespit edilmiştir. Şekil 2.22’ de Ti/Ta/Cu/Ni alaşımlı tabakalı kompozitin bakır tabaka kalınlığının değişmesi ile birleşim geometrisindeki değişimin mikro görüntüsü verilmektedir [89].

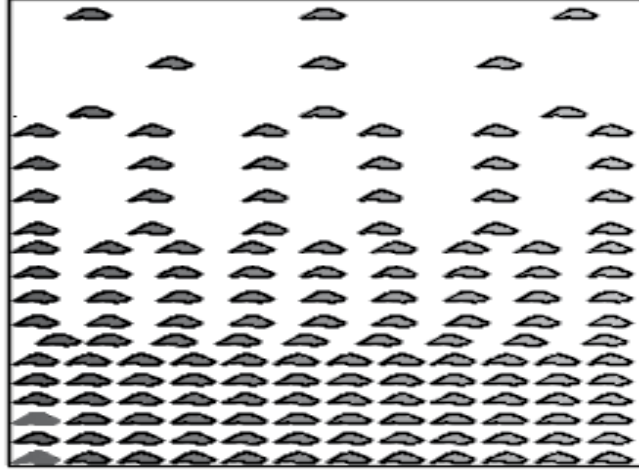


Şekil 2.22 Ti/Ta/Cu/Ni alaşımlı tabakalı kompozitin bakır tabaka kalınlığının değişmesi ile birleşim geometrisinin değişimi [89]

2.6 Fonksiyonel Derecelendirilmiş Metal Matrisli Kompozitler (FDMMK)

Yeni teknolojilerin geliştirilmesi ile birlikte sanayiler mikro ve nano aralıklarda malzemeler üretmeye başladılar ve böylece üretilen yeni malzemeler klasik olmayan mekanik, elektriksel, termal (v.b) özelliklere sahip oldular [90]. Bu gelişimler, yapısını bir malzemedan diğerine doğru öngörülen özellikte değiştiren ve böylece ortaya çıkan malzemenin orijinal olan malzemelerden farklı özelliklere sahip olduğu bir kompozit üretiminin oluşmasını sağlamıştır [91]. Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM) olarak adlandırılan bu kompozitler kendine özgü özellikler içermesi açısından bileşimin derecelendirilmesi ile mikroskobik olarak homojen olmayan yüksek performansa sahip yapılardır [92]. Mikro yapılarındaki sürekli değişimler FDM'leri diğer ticari kompozit malzemelerden ayırır. Bu ileri teknoloji malzemesi yüksek ısı ve korozyon dayanımına sahip olup, ultra ısı derecelerine karşı koyabilme kabiliyetine sahip olmaktadır [93]. Ayrıca, son zamanlarda fonksiyonel derecelenmiş kiriş ve plakaların yapısal modellenmesi ile ilgili araştırmalar, bu konudaki ihtiyacı giderebilme aşamasındadır [94], [95].

Yaygın olarak FDM'ler seramik-metal kompozitlerden elde edilir, seramik kısım iyi termal ve korozyon direncine sahip iken metalik kısım üstün dayanım ve kaynak kabiliyeti sağlar [96]. Şekil 2.23' de FDM'nin genel görünümü verilmektedir.

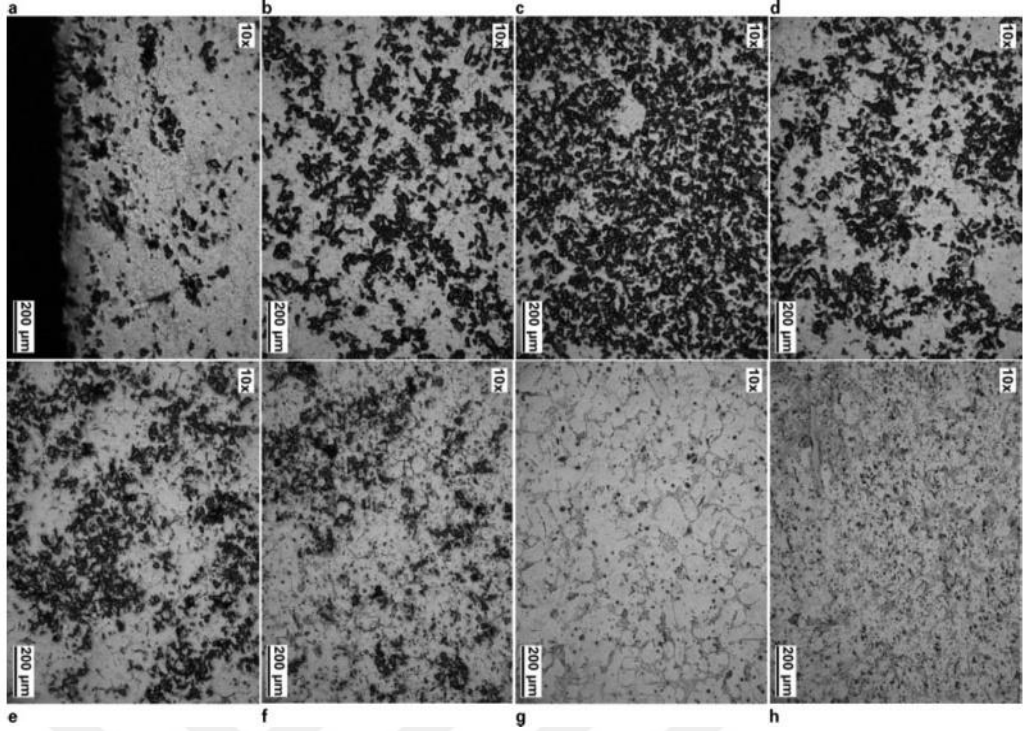


Şekil 2.23 FDM'nin genel görünümü

Erdemir vd. Al 2024 alaşımına TM yöntemi ile farklı ağırlık oranlarda SiC takviye ederek fonksiyonel derecelendirilmiş metal matrisli kompozit (FDMMK) elde ettiler. % 30 SiC takviyeli bölgede 170 HV, % 40 SiC takviyeli bölgede 225 HV sertlik değerlerine ulaşırsalar da, % 50 ve % 60 SiC takviyeli bölgelerde, oluşan poroziteden dolayı mikro sertlik değerlerinin düştüğünü gözlemlediler [97].

Radhika ve Raghu santrifüj döküm yöntemi kullanarak Al matris içerisine Al_2O_3 , SiC ve B_4C takviye partiküllerini ilave ederek FDMMK elde etmiş ve mikro sertliklerinin, aşınma dayanımlarının ve çekme dayanımlarının arttığını tespit etmişlerdir [98]. Kıss ve Varga santrifüj döküm yöntemi uygulayarak Al-Si, Al-Cu ve Al-Zn alaşımları ile 80 mm uzunluğuna ve 80 mm dış çapına sahip dereceli bir boru malzemesi elde etmişlerdir. Bu malzemenin mikro yapısını incelediklerinde Al-Cu intermetalik bileşikler ve Al-Zn katı çözeltilerinin olduğunu sergilemişlerdir [99].

Rajan vd. Al 356 matris içerisine 24 μm boyutlarında % 20 oranında SiC partiküllerini KD yöntemi ile ilave etti ve santrifüj yöntemi kullanarak disk üretimini tamamladılar. Şekil 2.24' de üretilen diskin dışından iç çevresine doğru mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Bu görüntülere göre diskin dış çevresine yakın bölgelerde SiC partiküllerinin yoğunlaştığını, iç çevreye doğru ise seyrekleştiğini görebilmek mümkündür [100].



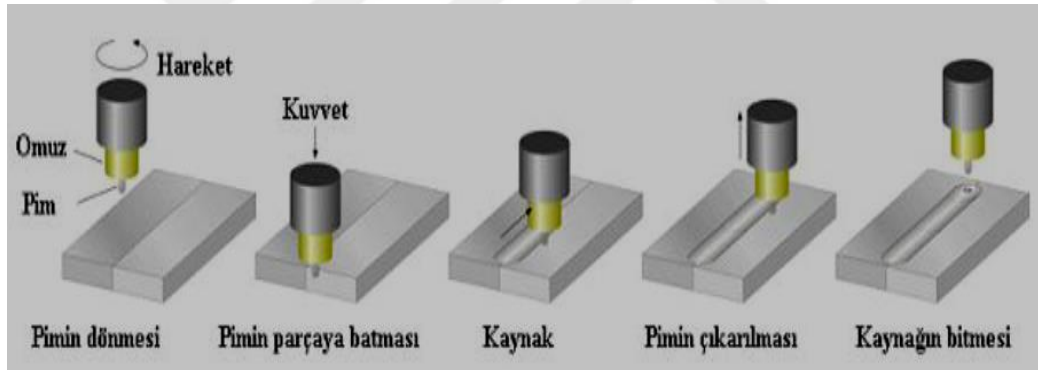
Şekil 2.24 Santrifüj döküm yöntemi ile üretilen FDMMK diskin dışından iç çevresine doğru mikro yapı görüntüsü [100]

Pourmajidian ve Akhlaghi numunelerin yüksekliği boyunca fonksiyonel olarak derecelendirdikleri Al/SiC malzemelerini, yeniden eritme ve çökeltme olarak adlandırılan bir yöntem kullanarak üretmişlerdir. Üretilen numunenin yüksekliği boyunca SiC konsantrasyonunda ve dolayısı ile sertlik değerlerinde değişimlerin olduğunu gözlemlemişlerdir [101].

Sharma vd. son zamanlarda kompozitlerin imalatında kullanılan sürtünme karıştırma işlemi uygulamasını, FDM üretimi için kullanmışlardır. Hazırladıkları plaka üzerine aynı çapta fakat merkezden merkeze mesafeleri gittikçe azalan kör delikler yerleştirerek, deliklerin içerisini takviye parçacıkları ile doldurmuşlardır. Sürtünme karıştırma işlemi sonrasında delik merkezlerinden geçen takım vasıtasıyla takviye malzemesi dereceli olarak dağılmış olmaktadır. Bu durumda takviye miktarı ve delik merkez mesafelerini değiştirmek kaydıyla derecelendirme işlemi kontrol altına alabilmişlerdir [102].

2.7 Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulaması

Elde edilen malzemelerin kaynaklı birleştirilme işlemi günümüzde araştırılması merak edilen konular içerisinde yer almaktadır. Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde füzyon kaynak teknikleri ile ilgili kusurların çoğunu elimine eden füzyon olmayan kaynak tekniklerinden biridir. SKK yöntemi, özel olarak tasarlanmış olan takımın, iki plakanın birleşim çizgisi boyunca kaynak edilecek malzemelere daldırılarak ilerlemesi ve aynı zamanda dönmesi vasıtasıyla sürtünme ısıyı meydana getirmesi ile gerçekleşir. Bunun sonucunda malzemelerin plastize edilmesiyle bir birleşim oluşur [103]. Takım uç kısmının malzeme içerisinde dönmesi ile birlikte dönüş yönünde plastize edilen malzemenin yığılması söz konusudur. Bu olay sonucunda oluşan kaynak bölgesi yığılma kenarı olarak adlandırılmaktadır. Takımın ilerlemesi sonucunda oluşan kaynak bölgesi ise ilerleme kenarı olarak adlandırılır. Şekil 2.25’ de SKK yönteminin uygulama süreci verilmektedir [104].



Şekil 2.25 SKK yöntemi uygulama süreci [104]

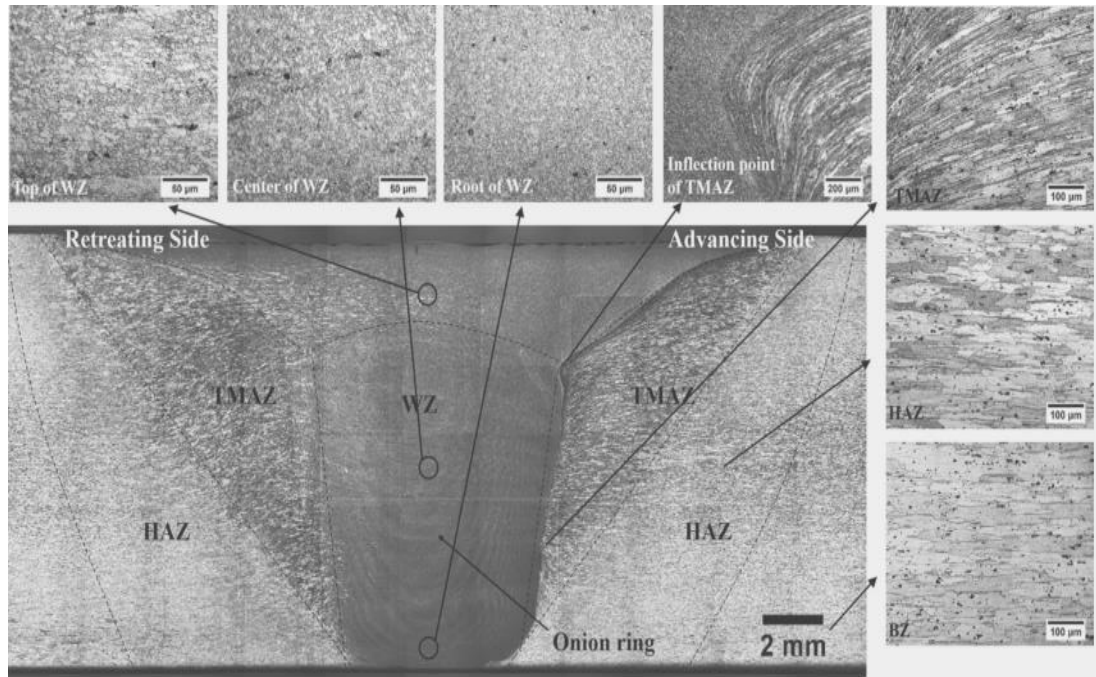
SKK uygulamalarında birçok parametrenin, birleşim bölgesine etkisi bilinmektedir. Takım ilerleme hızı, devir sayısı, uç geometrisi, omuz çapı, malzemeye uygulanan ön ısıtma gibi parametreler bunlardan bir kaçıdır.

2.7.1 7xxx serisi Al alaşımlarının SKK uygulamaları

7xxx serisi alaşımlar sıcak çatlama problemi nedeniyle füzyon kaynak uygulamalarının zor olduğu bir malzeme çeşididir. Katı hal kaynak çeşidi olan SKK uygulaması bu tür malzemelerin birleştirilmesi için alternatif bir yöntemdir [105].

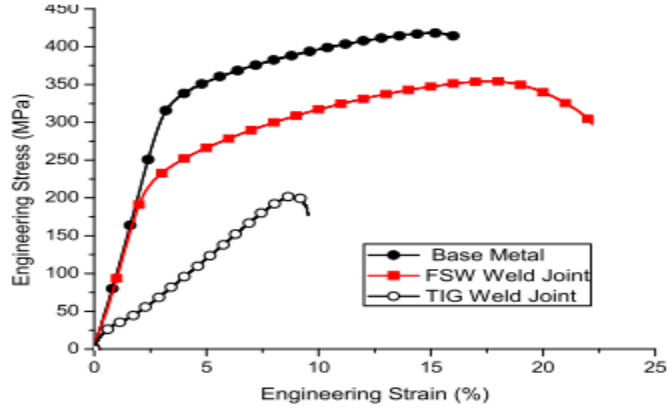
Sinhmar vd. Al 7039 plakalarını SKK yöntemi ile birleştirdiklerinde, malzemenin tane boyutunun yaklaşık olarak 10 kat azaldığını ve tane dağılımında düzgünlüğün arttığını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda akma dayanımının düştüğünü fakat sünekliğin arttığını gözlemlemişlerdir [106]. Sharma vd. yapmış oldukları benzer çalışmada kaynak parametrelerinin değiştirilmesi ile mekanik yapı ve mikro yapı üzerindeki değişiklikleri incelemiştir [107]. Sönmez ve Başak, SKK parametrelerinin başında gelen takım ilerleme hızı ve takım devir sayısı ile ilgili çalışmada bulunmuşlardır. Düşük kaynak hızlarında yapmış oldukları birleştirmelerde malzemenin çekme mukavemeti değerlerinin daha yüksek olduğunu belirlemişlerdir. Eğme mukavemeti açısından da kaynak hızlarındaki azalışın avantaja dönüştüğünü ortaya koymuşlardır [108].

Pengfei vd. Al 7075 malzemesinin SKK yöntemi ile birleştirilmesi ile ilgili olarak yaptıkları çalışmada, birleşim sonrası oluşan mikro yapı görüntüsünden bölgeleri belirlemişlerdir. Şekil 2.26' da sağ taraf ilerleme kenarı (AS) olup alt köşede bulunan bölge ana metal bölgesi (BM) olarak bilinmektedir. Sonrasında sırasıyla ısı tesiri altında kalan bölge (HAZ), termo mekanik etkilenen bölge (TMAZ) ve karıştırma bölgesi (SZ) gelmektedir. Karıştırma bölgesinden sola doğru gidildikçe yığılma kenarı bölgesinde (RS) bulunan termo mekanik etkilenen bölge, ısı tesiri altında kalan bölge ve ana metal bölgesi belirlenmiştir [109].



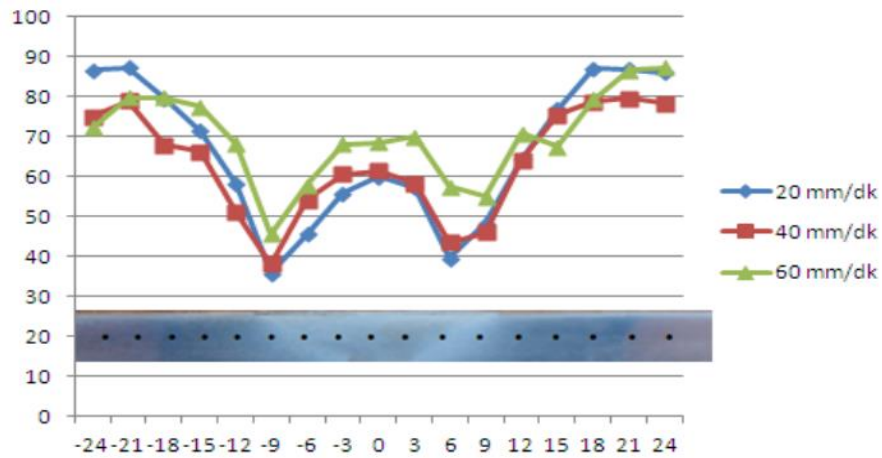
Şekil 2.26 SKK sonrası Al 7075 mikro yapısı ve kaynak bölgeleri [109]

Sharma ve Upadhyay Al 7039 alaşımlı plakaları SKK ve tugsten inert gas (TIG) kaynağı ile birleştirerek mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Şekil 2.27’ de elde ettikleri çekme testi grafiği verilmekte olup, SKK birleşimi sonucunda 354 MPa, TIG birleşim sonucunda 202 MPa çekme dayanımına ulaşmışlardır. Ana metalin çekme dayanımı 414 MPa olduğundan SKK uygulamasının önemli bir birleşim yöntemi olduğunu ortaya koymuşlardır [110].



Şekil 2.27 SKK ve TIG yöntemi ile birleştirilen Al 7039 plakalarının çekme grafiği [110]

Çevik vd. Al 7075 alaşımlı levhaların SKK yöntemi ile birleştirilmesi sürecinde takım ilerleme hızlarının değiştirilmesi ile kaynak bölgelerinde oluşan sertlik değişimlerini belirlemişlerdir. Şekil 2.28’ de grafik olarak verilen sertlik değerlerinden anlaşılacağı üzere takım ilerleme hızı artıka sertlik değeri de artmaktadır. Bunun nedeninin ilerleme hızının artması ile kaynak bölgesinde oluşan ısınmada azalması olduğunu düşünmektedirler [111].



Şekil 2.28 SKK yöntemi ile farklı ilerleme hızlarında birleştirilen Al 7075 levhaların bölgesel sertlik değerleri [111]

Bunun yanı sıra alüminyum ve alaşımlarının SKK işlemi sırasında malzeme akışı ile ilgili [112], [113], mekanik ve mikro yapı özelliklerinin gelişimi ile ilgili [114], [115], kaynak parametrelerinin etkileri ile ilgili [116], [117] birçok çalışma bulunmaktadır. Bazı araştırmacılar alüminyum ve alaşımlarının SKK ile birleştirilmesi öncesi ana metalin ısıtılmasına tabi tutulmasının mekanik özelliklere ve mikro yapıya etkisini araştırmıştır [118], [119]. Chen vd. tavlama ve T6 ısıtılma işlemi uygulanan Al 2219 alaşımının SKK ile birleştirilmesi sonucunda, bu ön işlemlerin ana metal, kaynak yapısı, kusurlar, çekme özellikleri ve kırılma bölgeleri üzerinde önemli etkilere sahip olduğunu ortaya koymuştur [120]. Yan vd. ise SKK işlemi öncesi Al 7050 ana metaline uygulanan ısıtılma işleminin mekanik özellikler üzerine önemli etkileri olduğunu söylemiştir.

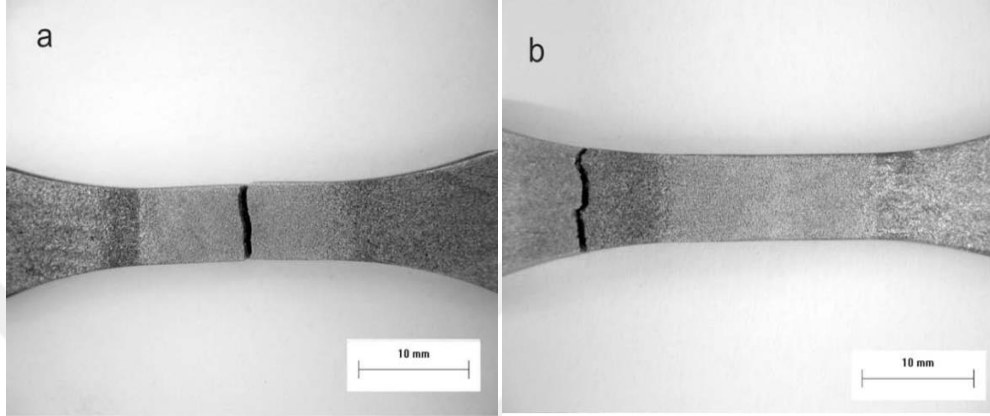
2.7.2 Metal matrisli kompozitlerin SKK yöntemi ile birleştirilmesi

Bilindiği gibi alüminyum alaşımları ve alüminyum metal matrisli kompozitler geleneksel malzemelerin yerini almaktadır. Ancak bu malzemelerin kaynaklı birleştirilmesi katılma çatlakları, gözeneklilik, gaz sıkışması ve katılma esnasında parçacıkların ayrılması gibi kusurlara neden olmaktadır. Bu kusurlarda kaynak kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir [121], [122]. Bu durumlar göz önüne alındığında SKK yönteminin kullanılması büyük bir önem teşkil etmektedir.

Khodabakhshi vd. yaptıkları çalışmada TM yöntemini kullanarak Al içerisine hacimce % 2 oranında 15 nm boyutlarında Al_2O_3 takviye ettikten sonra, oluşturdukları MMK' ları SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Birleştirme işlemi sonrası plakaların ilerleme kenarında yüksek sertliklere ulaşıldığı tespit edilmiş olup, kaynak bölgeleri ara yüzeyinde tane yapılarının incelendiği görülmüştür [123].

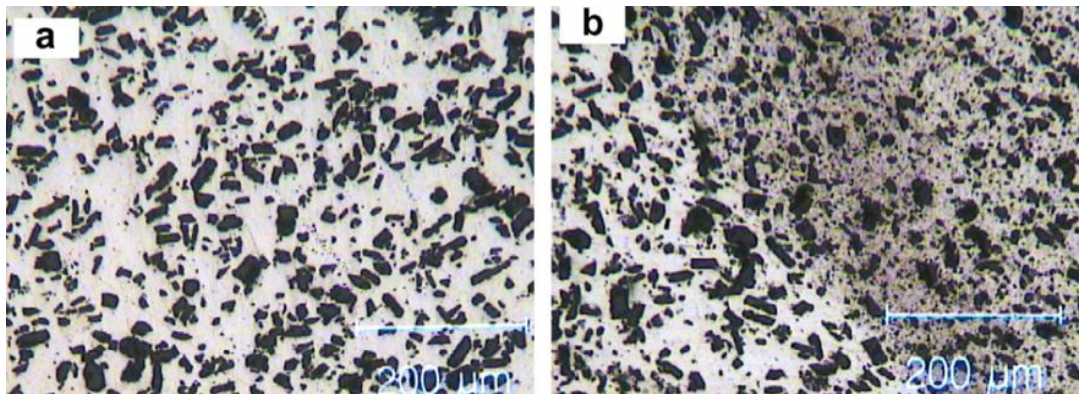
Periyasamy vd. Al 6061 alaşımı içerisine KD tekniği kullanarak hacimce % 10 SiC partikülleri ilave etmişlerdir. Daha sonra üretimi tamamlanan kompozit numuneleri birbirleri ile SKK yöntemi ile birleştirilerek uygun birleşim parametrelerini bulmaya çalışmışlardır. Yapmış oldukları çalışmalarda, takım dönme hızının 1370 dev/dk, ilerleme hızının 88,9 mm/dk belirleyerek, bu parametreler sonucunda maksimum çekme dayanımının 265 MPa, karıştırma bölgesindeki maksimum sertliğin ise 114,33 HV olduğunu belirlemişlerdir [124].

Minak vd. yapmış oldukları çalışmada Al 6061/ Al₂O₃/ % 22 p metal matrisli kompoziti SKK ile birleştirdikten sonra kırılma özelliklerini incelemiştir. Birleşim sonrası sadece 630 dev/dk dönme hızında ve 115 mm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmede şekil 2.29a' da gösterildiği gibi bir kırılma görülürken, bunun üstündeki değerlerde şekil 2.29b' de gösterilen kırılmanın gerçekleştiğini belirtmişlerdir [125].



Şekil 2.29 Al 6061/ Al₂O₃/ %22 p metal matrisli kompozitin SKK sonrası kırılma şekilleri [125]

Ceschini vd. Al 6061 alaşımına hacimce % 20 oranında Al₂O₃ partikülü takviye ettikten sonra SSK yöntemi ile birleştirmişler. Kaynaklı bölgelerin mikroskopik incelemesi sonucunda BM tane boyutlarının yaklaşık olarak 29 µm, SKK bölgelerinde tane boyutlarının ise 20 - 25 µm aralığında olduğunu tespit etmişlerdir. Aynı zamanda BM içerisinde bulunan partikül boyutlarının yaklaşık olarak 16 µm olduğunu belirlerken, diğer SKK bölgelerinde ise partikül boyutlarının yaklaşık olarak 9 µm olduğunu gözlemlediler. Şekil 2.30' da BM ve SZ mikro yapı görüntüleri gösterilmektedir [126].



Şekil 2.30 Al₂O₃ takviyeli Al 6061 matrisli kompozitin SKK sonrası a) BM mikro yapı görüntüsü b) BM ve SZ mikro yapı görüntüsü [126]

Feng vd. TM yöntemi ile Al 2009 içerisine ağırlıkça % 15 SiC partikülleri ilave etmişler ve oluşturdukları kompoziti SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Birleştirilen numunelerin sertlik değerlerini incelediklerinde SZ sertliğinin artmış olduğunu belirlemişlerdir. SZ sertliğindeki artışın nedenini hem tanelerin hem de takviye partiküllerinin boyutlarının küçülmesi olarak yorumladılar [127].

Ceschini vd. Al 7005 alaşımına ağırlıkça % 10 oranında Al₂O₃ partikülü ilave ederek SKK ile birleştirdiler. Birleşim sonrası aldıkları numunelerin çekme dayanımlarını incelediklerinde maksimum çekme dayanımına göre % 80 verimli olduğunu tespit ettiler [128].

Bütün bu sonuçlar göz önüne alındığında, üretimini gerçekleştireceğimiz kompozit malzemenin mikro yapı ve mekanik özelliklerinin yanı sıra kaynak edilebilirliğinin de araştırılması, gereklilik olarak düşünülmektedir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

Kompozit üretiminde matris olarak hafif alüminyum alaşımlarının kullanılması, yüksek özellikte dayanımlı malzemelerin birçok uygulaması için gerekmektedir. Hafif zırhlı araçlar bu uygulamanın önemli bir örneğidir. 7039 alüminyum alaşımı, benzer yoğunluktaki alaşımlara ve aynı karakteristikteki yapılara göre daha yüksek dayanıma sahip olduğundan dolayı, matris malzemesi olarak kullanımı tercih edilmektedir [10].

Bu özelliklerden etkilenerek çalışmamızda matris malzemesi olarak Al 7039 alaşımı kullanılmıştır. Malzeme temini, Nurol Teknoloji A.Ş.'de kullanılan fire levhalardan elde edilmiştir. Çizelge 3.1' de genel itibariyle 7039 alüminyum alaşımının içeriği verilmektedir.

Çizelge 3.1 Al 7039 alaşımının kimyasal içeriği

Mg	Zn	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Ti	Al
2.3 - 3.3	3.5- 4.5	0.10- 0.40	0.15- 0.25	0.30 max	0.40 max	0.10 max	0.10 max	Kalan

Al 7xxx serisi yakın zamanda geliştirilen, kaynak edilebilme yeteneğine sahip ve ısıtılma işlem yapıldığında $Mg(Zn,Al,Cu)_2$ çökeltisinin çok iyi dağılımı sonucu alaşım dayanıklılığı artırılabilen bir alaşımdır [7]. Al 7039 alaşımı öncelikle zırh plakası olarak geliştirilmesine rağmen, yüksek dayanım, şekillenebilirlik, tokluk ve korozyon direnci sayesinde füzeler ve bu özelliklerin önem kazandığı diğer uygulamalarda tercih edilir bir malzeme haline gelmiştir [129].

Kompozit malzemesinin üretiminde gerekli olan ikinci yapı, takviye malzemesidir. Bu çalışmada önceden belirttiğimiz özellikler kapsamında, takviye malzemesi olarak 3 - 10 μm boyutlarında elde ettiğimiz Al_2O_3 , SiC ve B_4C seramik partikülleri kullanılmıştır.

Çalışmamız temel olarak dört bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde matris malzemesinin üretim aşamaları incelenerek, uygun döküm ve kalıp sıcaklığı, soğuma hızı ve yapılacak ısıtılma işlemler gibi gerekli parametreler belirlenecektir. İkinci

bölümde matris malzemesi içerisine çeşitli oranlarda takviyeler ilave edilerek uygun MMK oluşumu sağlanacaktır. Üçüncü bölümde oluşturulan kompozit levhalar yeni bir yaklaşım tekniği ile birleştirilip tabakalı FDMMK elde edilecektir. Son bölümde ise elde edilen tabakalı FDMMK levhalar SKK yöntemi ile kaynaklı olarak birleştirilecektir.

3.1 Al 7039 Matris Malzemesinin Yeniden Üretim Aşamaları

Partiküllerin matris malzemesine takviye edilmesi ile oluşan kompozit yapının, özelliklerindeki değişimler 10 yıllardır araştırılmaktadır. Bunun sonucunda partikül boyutları, takviye oranı, üretim metodu ve benzeri birçok etken araştırma sonuçlarını kararsız hala getirmektedir. Bu nedenle bu konuda kapsamlı bir çalışma yapılabilmesi için öncelikle matris malzemesinin üretim aşamaları incelenmiştir.

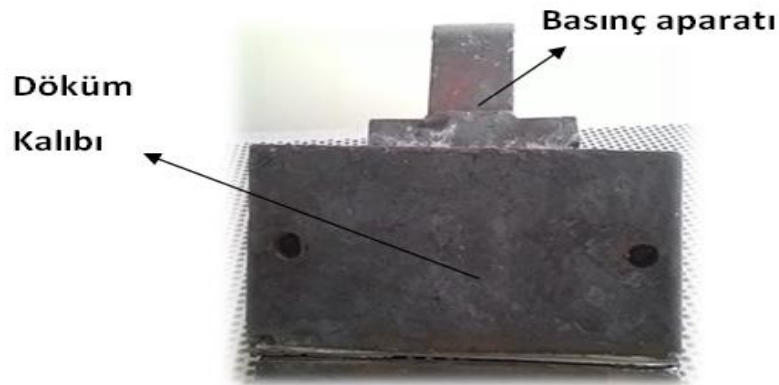
Bu çalışmada, kompozit üretimi için karıştırma döküm ve kalıp içerisinde basınç (sıkıştırma) yöntemi kullanılacağından dolayı, ilk aşamada bu yöntemler üzerinde durulmuştur. Basınç yöntemi, gaz sıkışmaları, büzülme ve porozite gibi kusurların yok edilmesi için kullanılan bir döküm yöntemi olarak bilinmektedir [130]. Matris malzemesinin yeniden üretiminde bu yöntemin yanı sıra, farklı soğutma hızlarında yapılan döküm süreçlerinde oluşan mikro yapılarda incelenerek, ideal parametreler belirlenmeye çalışılmıştır.

Matris malzemesinin döküm yöntemi ile yeniden üretim aşamasında kapsamlı bir karıştırma özelliğine gerek duyulmadığı için, şekil 3.1’ de gösterilen maksimum 1280 °C kapasiteye sahip, basit döküm sürecine elverişli olan tavlama fırını kullanılmıştır. Uygun boyutlarda kesilerek hazırlanan Al 7039 malzemesi 1 kg kapasiteli grafit pota içerisine konumlandırıldıktan sonra tavlama fırınına yerleştirildi. Fırın sıcaklığı 800 °C’ ye ulaştığında, fırın kapağı açılarak ergimiş malzeme yüzeyindeki oksitlerin arındırılması amacı ile pota içerisine boraks tozu serpildi. Bir müddet beklendikten sonra ergimiş malzeme karıştırıcı aparat yardımıyla bir miktar karıştırıldı ve yüzeye çıkmış olan oksit tabakası potadan alındı.

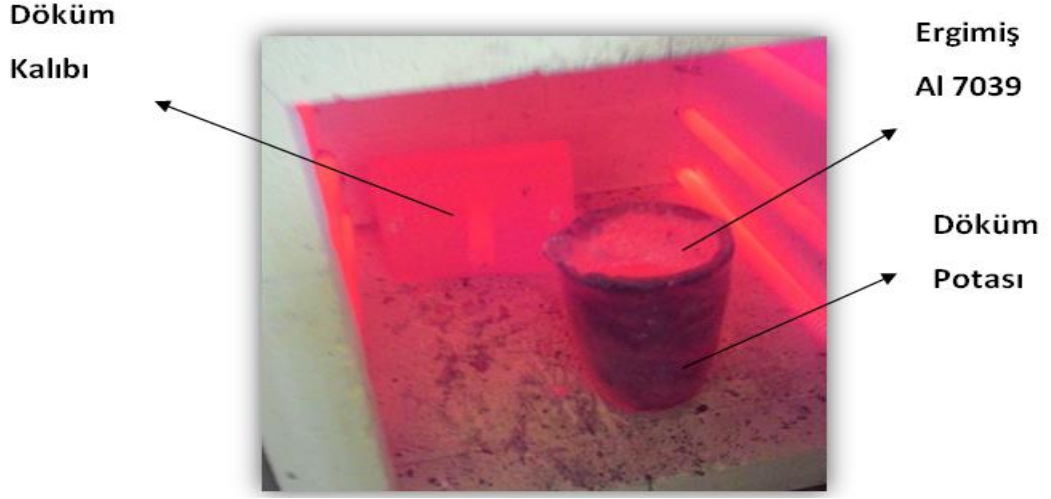


Şekil 3.1 Tavlama fırını görüntüsü

Şekil 3.2’ de gösterildiği gibi, $110 \times 110 \times 15 \text{ mm}^3$ (WxHxL) boyutlarında döküm numunesi elde edilebilmesi için özel olarak hazırlanmış olan kalıp, basınç ortamında sızdırmazlığı sağlaması amacı ile kenarlarından cıvata ile sıkıştırılmıştır. Genel hazırlığı tamamlanan kalıp, döküm sonrası ani soğumanın oluşmaması ve tamamen homojen bir içyapının oluşması için, şekil 3.3’ de gösterildiği gibi tavlama fırınına yerleştirilerek ön ısıtmaya tabi tutuldu. Ön ısıtma işlemi sonrası fırından çıkartılan kalıp yaklaşık $450 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklığa kadar soğutulduktan sonra, pota içerisindeki ergimiş malzeme kalıba döküldü. Ergimiş malzeme kalıp içerisindeyken, kalıp basınç aparatı kapatıldı ve 18 MPa ’lık basınç ile sıkıştırma işlemi yapıldı. Sıkıştırma işlemi malzeme katılaşana kadar devam etti ve katılaşma sonrası basınç kaldırılarak, malzemenin kalıp içerisinde tamamen soğuması için havada bekletildi. Böylelikle basınçlı - kalıp içerisinde havada soğutulmuş numunenin üretimi tamamlandı.



Şekil 3.2 Döküm kalıbı görüntüsü



Şekil 3.3 Fırın içerisine kalıp ve potanın yerleşimi

Yukarıda anlatılan yöntemin yanı sıra, diğer soğutma türlerinin incelenebilmesi için çeşitli uygulamalar belirlendi. İkinci uygulama aşamasında, aynı üretim yöntemi devam ettirildi, fakat sıkıştırma sonrası soğutma işlemi için kalıp 500 °C sıcaklıktaki fırında, dakikada 1 °C soğutulmuş olarak oda sıcaklığına gelene kadar bekletildi. Üçüncü aşamada ise basınç sonrası kalıp doğrudan açılarak üretilen malzemenin havada soğutulması sağlandı. Böylelikle basınç işlemi sonrası kalıp içerisinde havada soğutma, kalıp içerisinde fırında çok yavaş soğutma ve kalıp açılarak havada soğutma işlemi gerçekleştirilmiş oldu.

Dördüncü aşama soğutma yöntemi olarak basınçsız - hızlı soğutma döküm süreci uygulandı. Bu süreçte kalıp ısıtılmayarak soğuk kalıba döküm işlemi yapıldı ve ayrıca döküm işlemi biter bitmez kalıpla birlikte malzeme suya daldırıldı. Sıvı haldeki ergiyik, kalıba dökülür dökülmez katılaşma işlemi başladığından basınç uygulanacak zaman kalmadı. Bu durumda aşırı hızlı soğutma işlemi incelenmiş oldu.

Uygulanan dört yöntem farklı avantaj ve dezavantajlara sahip olduğundan, bu yöntemlerin bir karışımı olan basınçlı - hızlı soğutma yöntemi uygulaması ortaya konuldu. Bu uygulamada kalıp, birinci yöntemdeki gibi ısıtılarak, ergiyik metal döküldü ve kalıp basınç kapağı kapatılarak basınç uygulandı. Termokupl ölçümünde kalıp sıcaklığı 500 °C' yi gösterdiğinde, kalıp suya daldırılıp ani olarak soğutuldu.

Kalıp içerisinde çıkarılan malzemeler döküm yolu veya basınç aparatı izlerinin yok edilmesi için temizlenerek, gerekli numunelerin alınması için hazırlandı. Şekil 3.4' de elde edilen numunelerin bir kısmı gösterilmektedir.



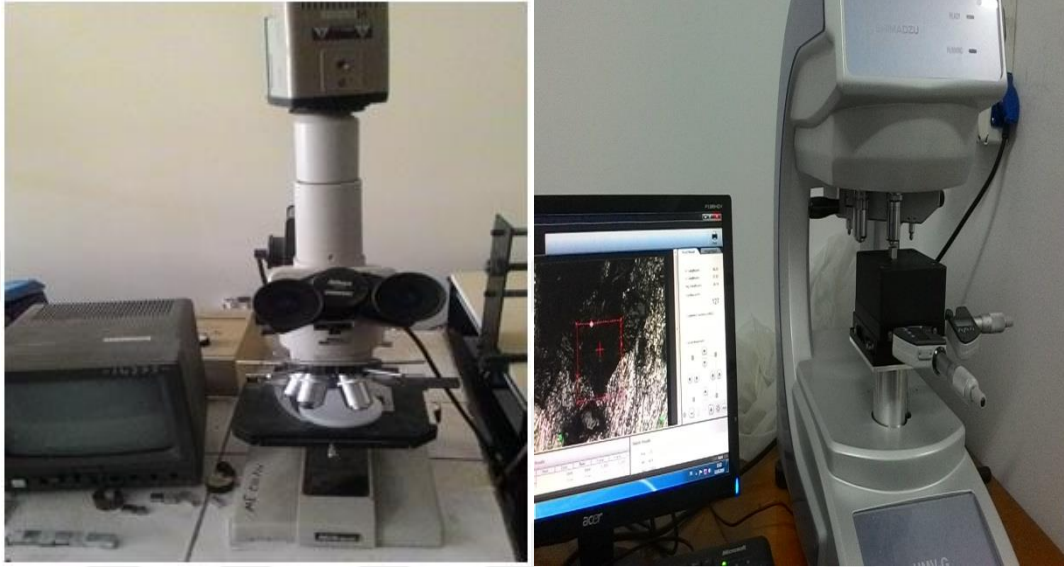
Şekil 3.4 Farklı yöntemlerle elde edilen numunelerin görüntüsü

Yapılan yöntemler sonucunda alınan bütün numuneler, şekil 3.5' de gösterilen zımparalama ve parlatma makinelerinde 80 - 1000 değerleri arasında bulunan SiC zımparaları ile zımparalandı ve Dia doublo mono 3 ve 5 mikronluk solisyonlarla parlatma işlemine tabi tutuldu.



Şekil 3.5 Zımparalama ve parlatma cihazı

Zımparalama ve parlatma işlemi tamamlanan numuneler Keller kimyasalında (1 ml HF, 1,5 ml HCl, 2,5ml HNO₃, 95 ml H₂O) ve sonrasında gerekli görüldüğünde Weck kimyasalında (100ml su, 4gr KMnO₄, 1gr NaOH) dağlandı. Dağlama işlemi sonrasında, numunelerin mikro yapısı şekil 3.6' da gösterilen Nikon marka optik mikroskopta incelendi ve Shimadzu GMV-20 marka sertlik ölçme cihazında 100 gr yük kullanılarak sertlikleri ölçülerek değerlendirildi.



Şekil 3.6 Nikon optik mikroskop ve Shimadzu sertlik ölçme cihazı

Bulgular kısmında belirtildiği gibi, mikro yapı ve sertlik ölçümleri sonucunda en uygun üretim yönteminin basınçlı - kalıp içerisinde havada soğutma ve basınçlı - kalıp açılarak havada soğutma olduğu belirlendi. Böylelikle üzerinde durulması gereken numune sayısı azaltılmış oldu.

Genellikle seri üretim tekniklerinde, basınçlı yöntem uygulamaları sonrası kalıp hemen açılarak malzemenin havada soğutulması gerçekleşmektedir. Bu uygulama göz önüne alınarak, uyguladığımız bu yöntemden alınan numuneler homojenleştirme tavlmasına tabi tutuldu. Al 7039 malzemesinin döküm işlemi sonrası homojenleştirme tavlmasının sıcaklığının belirlenmesi için, alınan numuneler tavlama fırınında 465, 470, 475, 480 ve 485 °C'de 24 saat bekletilerek, fırında soğutuldu. Kalıp içerisinde havada soğutma işlemi sonrası elde edilen numune ise homojenleştirme tavlaması uygulamasına tabi tutulmadı.

Uygun parametreler belirlendikten sonra, bulgular kısmında belirtildiği gibi iki numunenin mikro yapı ve sertlik ölçümleri test edildiğinde, kalıp içerisinde

havada soğutulan numunenin diğer numune ile benzer sonuçları verdiği belirlendi. Bu durumda kalıp içerisinde havada soğutulan numunenin homojenleştirme tavlama işlemine gerek duyulmaması, üretim sürecimizin sadeleşmesi anlamına gelmektedir. Böylelikle elde edilen numune, sonraki süreç olan sıcak dövme işlemine tabi tutulması için hazır hale getirildi.

15 mm kalınlığa sahip olan levha, fırında 400 °C' de 15 dk ısıtıldıktan sonra, şekil 3.7' de gösterilen dövme tezgâhında yaklaşık 0,53 redüksiyon oranında dövülerek, şekildeki hale getirildi. İşlem sonrası yüzeyde oluşan dalgalanmayı alabilmek için düzlem taşlama tezgâhında malzemenin her iki yüzeyi 0,5 mm taşlanmış olup, malzeme 6 mm kalınlığa getirildi. Dövme işlemleri sırasında meydana gelen içyapı değişiklikleri için tekrardan numuneler alınarak optik mikroskopta incelendi. Sıcak dövme işlemi sonrasında, Al 7039 üretim süreçlerinden sonuncusu olan çözeltiye alma ve suni yaşlandırma ısıl işlemleri gerçekleştirildi.

Dövme işlemi sonrasında, çözeltiye alma süreci için 15x10x6 mm³ boyutlarında hazırlanan numuneler, 400, 420, 440, 460, 480 ve 500 °C sıcaklıklarda, 2 şer saat fırında bekletildikten sonra, oda sıcaklığında su verme işlemine tabi tutuldu. Elde edilen sonuçlar ışığında uygun çözeltiye alma sıcaklığı tahmin edildi. Ancak maliyet ve zaman tasarrufu için çözeltiye alma süresinin düşürülmesi üzerine yapmış olduğumuz çalışmada, en uygun bekleme süresi ve sıcaklık kombinasyonu belirlendi.

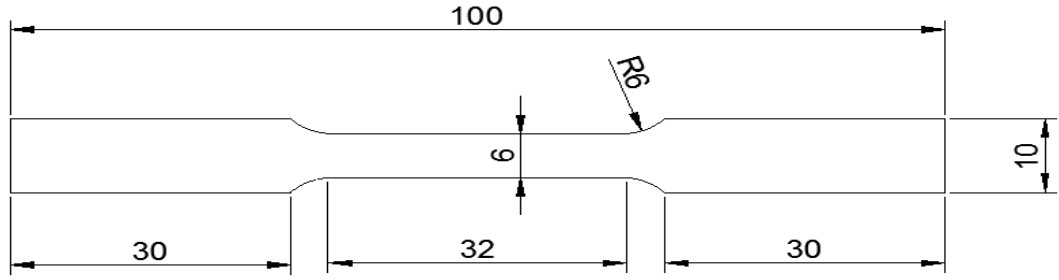


Şekil 3.7 Dövme tezgâhı ve dövülen numune görüntüsü

Üretim işlemlerinin sonuncusu olan yaşlandırma sürecinde, çözeltiliye alınan numuneler 100, 110, 120 °C sıcaklıklarda ayrı ayrı 12 - 24 - 36 - 48 saat sürelerde bekletildi. Uygun yaşlandırma sıcaklığı ve süresi belirlendikten sonra, XRF cihazı vasıtasıyla, elde edilen numune ile Al 7039 numunesinin kimyasal içeriği kıyaslandı.

Şekil 3.8’ de ölçüleri verilen çekme numuneleri, tel erezyon tezgâhında kesilip, ZwickZ100 marka çekme basma cihazında test edilerek sonuçlar değerlendirildi. Son olarak 30x30x6 mm olarak hazırlanan numunelere, Hitit Üniversitesi Bilimsel Teknik Uygulama ve Araştırma Merkezi (HÜBTUAM) tarafından Pin-On Disk aşınma testi uygulandı.

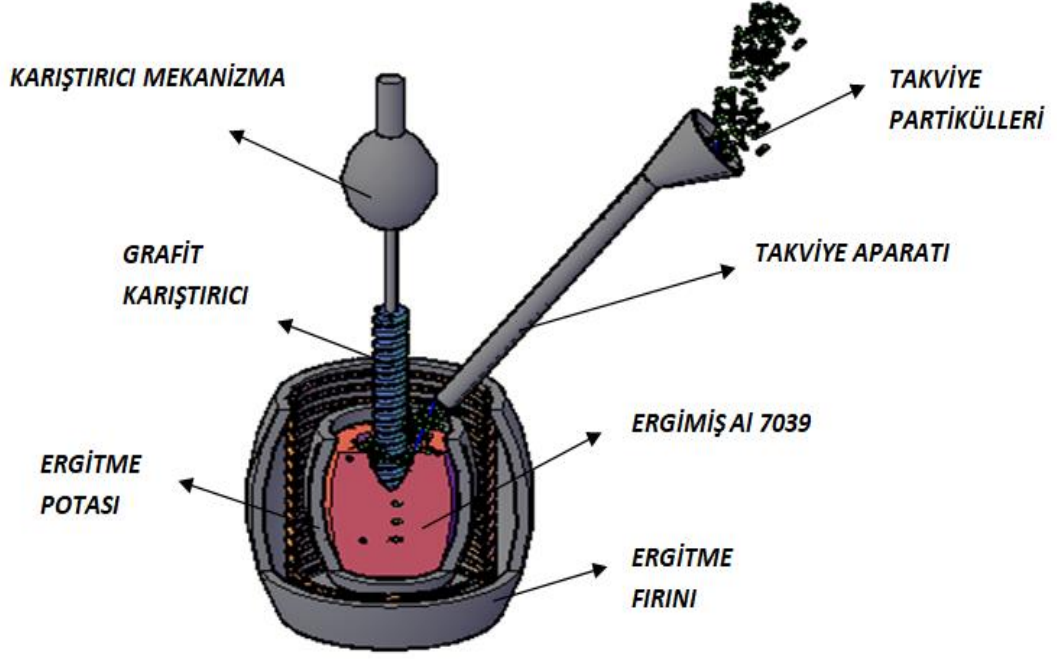
Verilen numune ölçüleri ön çalışmalar hariç, bütün çalışmalarda aynı ölçüde alınmıştır.



Şekil 3.8 Çekme testi numune ölçüleri (mm)

3.2 MMK Üretim Aşamaları

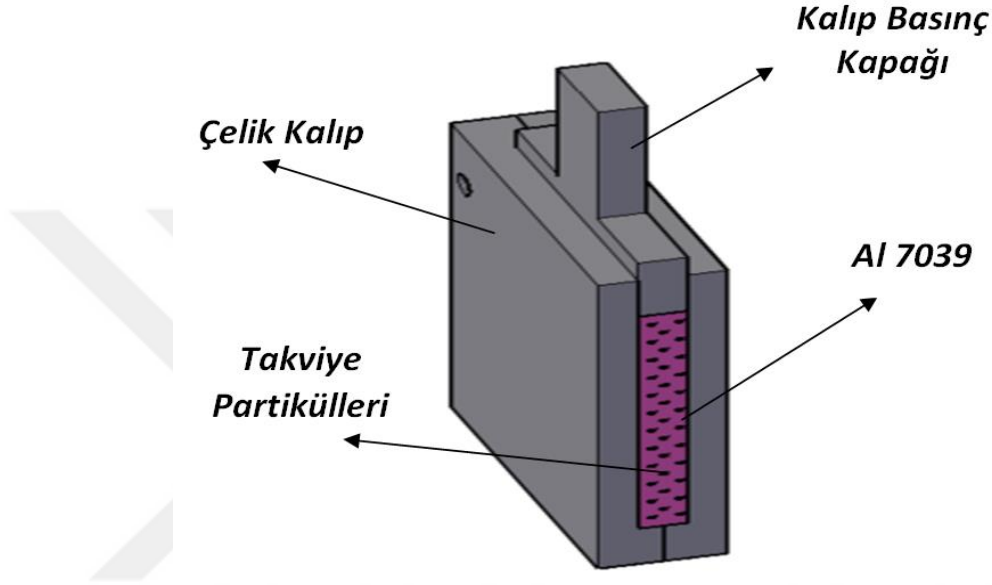
Matris malzemesinin üretim aşamaları ve parametreleri belirlendikten sonra MMK üretiminde, döküm süreci hariç olmak üzere aynı parametreler uygulanmıştır. MMK üretimi için karıştırma-basınçlı döküm yöntemi kullanılacak olup, bu yöntem için tavlama fırınından ziyade özel olarak hazırlanmış döküm fırını kullanılmıştır. Şekil 3.9’ da kullanılan fırının model görüntüsü verilmektedir. Öncelikle elektrikli fırın kullanılmış olup, fakat üretim sırasında ani sıcaklık artışları ve düşüşleri gerektiğinden bu fırın türünün MMK üretimi için uygun olmadığı kanısına varılmıştır. MMK üretiminde partikül takviyesi biter bitmez fırın sıcaklığının hızlı bir şekilde artırılması gerektiğinden, bu üretim yöntemine uygun olan gazlı ergitme fırını kullanılmış ve termokupl vasıtası ile sıcaklık kontrolü sağlanmıştır.



Şekil 3.9 MMK üretiminde kullanılan fırının model görüntüsü

Bu çalışmada öncelikle yaklaşık 900 gr ağırlığında ticari olarak elde edilmiş Al 7039 alaşımlı plakalar, grafit pota içerisine yerleştirildi ve döküm fırınında 750 °C' de ergitildi. Ergiyen malzemeye partiküller takviye edilmeden önce yüzeyine boraks tozu ilave edilerek temizlik işlemi tamamlandı. Temizlik sonrasında partiküllerin bağlayıcılığını artırmak adına, ağırlıkça % 2 oranında ve 200 - 325 mesh boyutlarındaki Mg tozu ergiyiğe ilave edildi. 3 - 10 µm boyutlarında olan Al₂O₃ partikülleri hacimce % 2 oranında hazırlandı. Hazırlanan partiküllerin matris tarafından ıslatılabilirliğini artırmak ve aglomerasyonlarını (topaklaşma) önlemek amacıyla, partiküller ayrı bir potada tavlama fırınına yerleştirilerek 750 °C' de yaklaşık 1 saat ön ısıtma işlemine tabi tutuldu. Böylelikle partiküllerde bulunan nem alınmış olup, kısmen de olsa oksit tabakası giderilmeye çalışılmıştır. Ön ısıtma işlemine tabi tutulan partiküller, takviye aparatı vasıtasıyla ergiyik matris alaşımı içine kademeli olarak ilave edildi. İlave edilen partiküllerin homojen dağılımlarını sağlayabilmek için özel olarak hazırlanmış karıştırıcı uç, 1050 d/dak dönme hızında döndürülerek kademeli olarak ergiyiğe daldırıldı. Karıştırma işlemi sonrasında fırın sıcaklığı 850 °C' ye çıkartıldı ve bu sıcaklıkta döküm öncesi karıştırma işlemi yapıldı. Al₂O₃ partiküllerinin yüzeyinin oksitle kaplı olması, ergiyiğin yüzeyine çıkma isteğini artırmış ve bu olay karıştırma işleminin yaklaşık 30 dk sürmesine neden olmuştur.

Karıştırma işleminin tamamlanması ile pota fırından çıkartılarak önceden 450 °C’ de ön tavlama işlemine tabi tutulan ve matris döküm aşamasında da kullanılan kalıba, aynı hızda döküldü. Şekil 3.10’ da gösterildiği gibi, döküm işlemi biter bitmez kalıp basınç kapağı kapatıldı ve katılaşma tamamlanana kadar 18 MPa basınç ile kalıp içerisinde sıkıştırma işlemi yapıldı. Katılaşma işlemi tamamlanan malzeme, kalıp içerisinde havada soğutulduktan sonra kalıptan çıkartıldı.

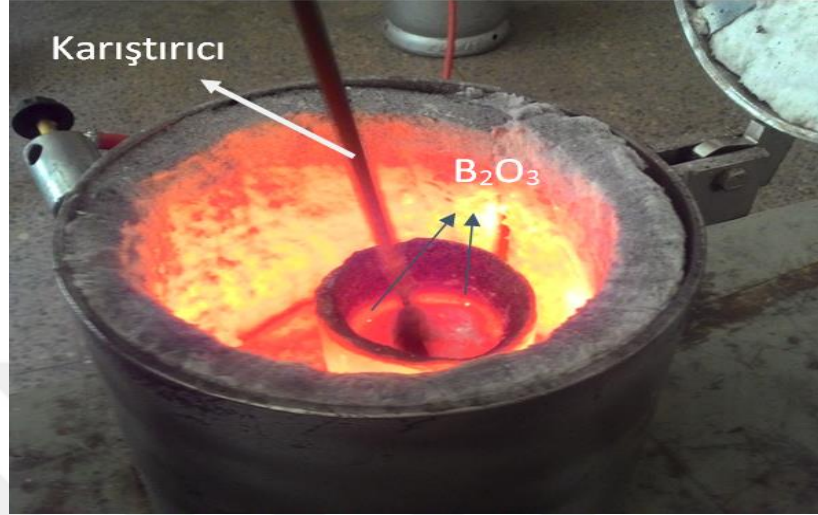


Şekil 3.10 Kalıp içerisinde bulunan kompozite uygulanan basınç

İşlem sırası, takviye oranı ve boyutu aynı olmak şartı ile SiC ve B₄C partikül takviyeli MMK üretimi de tamamlandı. Üretim sırasında tek fark, partiküllerin ön ısıtma sıcaklıklarındaki değişiklikler oldu. Yapılan ön çalışmalar neticesinde SiC partiküllerinin ön ısıtma sıcaklığının 600 °C ve bekleme süresinin de 1 saat olduğu tespit edilmiştir. Bekleme süresi ve sıcaklıktaki artış, partiküllerin kendi aralarında birleşmesine neden olmaktadır, bu olay partiküllerin matris malzemesine takviye edilmesini güçleştirmektedir. Sıcaklığın düşürülmesi ise ergiyik malzeme ile partikül sıcaklıkları arasındaki farkı artırarak partiküllerin düzgün dağılımını etkilemektedir.

Matris malzemesinin ergime işlemi tamamlanır tamamlanmaz ön ısıtma işlemine tabi tutulmuş SiC partikülleri takviye edilerek, karıştırma işlemi sonrasında fırın sıcaklığı artırıldı. Döküm öncesi tekrardan karıştırma işlemi yapılarak malzeme kalıba döküldü. Bu yöntemin uygulanması ile SiC partiküllerinin matris malzemesine takviyesinde herhangi bir sorunla karşılaşılmadı.

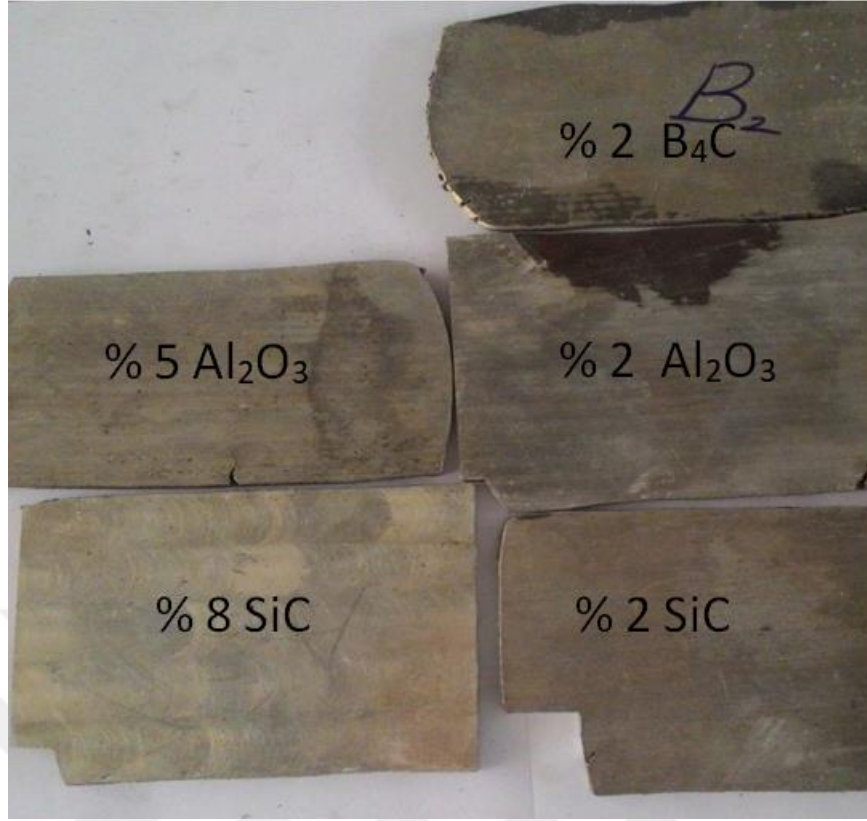
B₄C partiküllerinin ön ısıtma çalışmalarında, sıcaklığın 300 °C' yi geçmemesi kanısına varılmıştır. Bunun üstündeki sıcaklıklarda partiküllerin üzerinde sıvı B₂O₃ oluşmakta ve bu oluşumda ıslatılma işlemini engellemektedir [131]. Şekil 3.11' de bu oluşumun fırın içerisindeki görüntüsü verilmektedir.



Şekil 3.11 Takviye sırasında oluşan B₂O₃ görünümü

Bu durumda matris malzemesinin ergime işlemi biter bitmez, 300 °C sıcaklıkta 1 saat tavllanmış B₄C partikülleri ilave edilmiş, böylelikle ergiyikle partikül malzemesi arasındaki sıcaklık farkının daha da büyümesi engellenmiştir. Fakat bu uygulama, ergiyik malzemenin partiküller ile temas eden yüzeyinin donmasına neden olmuştur. Böylece karıştırma işlemi güçleşmiş ve sıcaklık artışına ihtiyaç duyulmuştur. Takviye sonrası fırın sıcaklığı hızlıca artırılırken, karıştırma işlemi sürekli devam etmiş ve takviyeli ergiyiğin döküm kıvamına gelmesi sağlanmıştır. B₄C partiküllerinin yoğunluklarının düşük olması ve sıcaklığın artması ile dönüşüm göstermeleri nedeniyle, döküm süreci çok yorucu ve uzun geçmiştir.

Aynı partikül boyutlarına ve orana sahip MMK plakaların döküm işlemi bittikten sonra, üretim kolaylığı, mikro yapı değişimleri, elde edilen mekanik, fiziksel ve kimyasal testlerin sonuçları değerlendirilip FDMMK üretimi için hacimce partikül oranları belirlenmiştir. Bu değerlendirme sonuçları dikkate alındığında B₄C partiküllerinin hacimce takviye oranının % 2, Al₂O₃ takviye oranının hacimce % 5 ve SiC partikül oranının hacimce % 8 olmasına karar verilmiştir. Böylelikle farklı oranlarda takviyeli MMK numunelerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.12' de üretimi tamamlanan MMK plakalarının görüntüsü verilmektedir.



Şekil 3.12 Üretimi tamamlanan MMK plakalarının görünümü

Elde edilen 15 mm kalınlığa sahip levhalar yaklaşık 400 °C ısıtıldıktan sonra 0.53 redüksiyon oranında dövme işlemine tabi tutulmuş ve taşlama işlemi sonrasında ortalama 6 mm kalınlığa düşürülmüştür. Dövme işlemi sonrası numuneler 480 °C sıcaklıkta 1 saat bekletilerek çözeltiye alınmış ve oda sıcaklığındaki suda aniden soğutulmuştur. Soğutma işlemi sonrasında 100 °C sıcaklıkta 48 saat bekletilen numuneler havada soğutulmuş ve yaşlandırma işlemleri tamamlanmıştır. Böylelikle matris malzemesi için belirlenmiş olan üretim parametreleri MMK üretiminde kullanılmıştır.

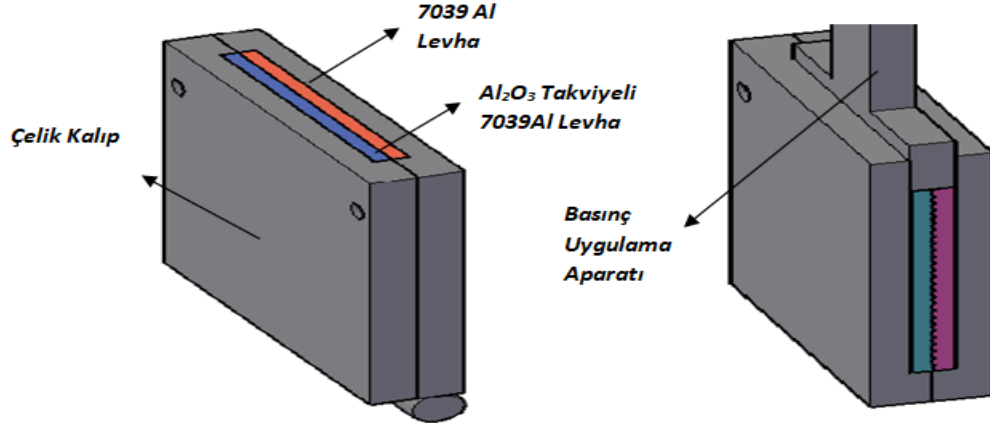
Elde edilen numuneler önceden belirtilen hazırlık aşamalarından geçerek, mikro yapı, mikro sertlik, çekme ve aşınma deneyleri için hazır hale getirilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda aynı oranlarda ve boyutlarda takviye edilen Al₂O₃, SiC ve B₄C partiküllü MMK numunelerin mikro yapı, fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerinde kıyaslanmaları yapılmış, aynı zamanda bir sonraki aşama için gerekli olan farklı takviye oranlarının değerleri öngörülmüştür.

3.3 Yeni Bir Yaklaşımla Elde Edilen FDMMK Üretiminin Ön Çalışmaları

Hibrit özellikli FDMMK üretim aşamalarına geçmeden önce, FDMMK levhaların üretimi için öneride bulunulan yöntem üzerinde yapmış olduğumuz çalışmalardan bahsetmek daha doğru olacaktır. Bu üretim yöntemi için tikso döküm üretim yöntemi ve difüzyon kaynağı yöntemlerinden esinlenilmiştir. Difüzyon kaynağı sıcaklık ve basıncın bir araya getirilmesi ile iki veya daha fazla malzemeyi birleştiren bir katı hal uygulamasıdır. Bu uygulamanın gerçekleştirilmesinde malzemelerin sıvı hale getirilmemesi önemli bir koşuldur. Tikso döküm üretim yönteminde ise malzeme yarı katı, yarı sıvı duruma getirildikten sonra kalıp içine alınır ve uygulanan basınçla istenilen şekle getirilir. Sunmuş olduğumuz yöntem bu iki yöntemin bir karışımı olup, plakaların birleştirilmesinde veya şekil verilmesinde farklı bir uygulama ortaya koymaktadır.

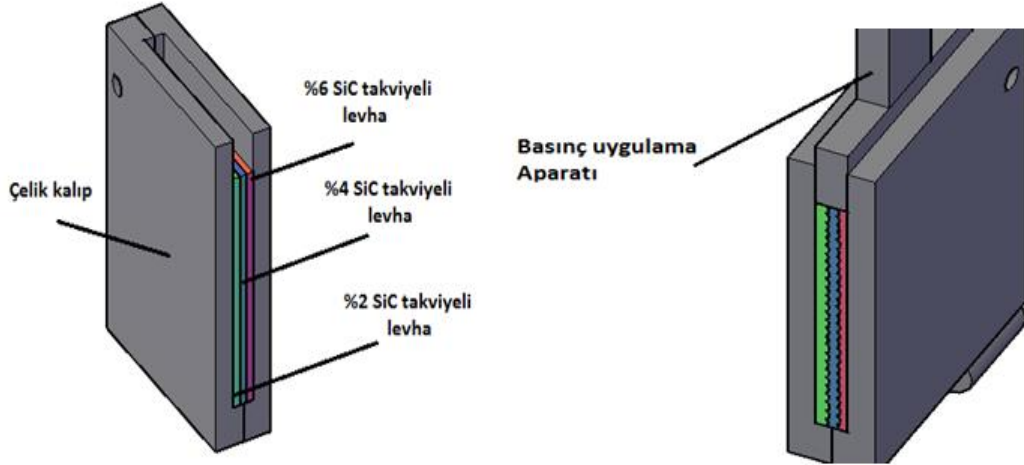
Bu yöntemde, üretimi tamamlanan birden fazla MMK levha istenilen özelliklerde kalıp içerisine yerleştirilerek, kalıpla birlikte ısıtılmaktadır. Kalıp içerisinde yaklaşık olarak % 20 sıvı, % 80 katı kıvamına gelen malzemeler, dikey olarak uygulanan basınç sayesinde birleşimlerini tamamlamaktadır. Sonrasında uygulanacak olan sıcak haddeleme veya sıcak dövme işlemi ile plakaların birleşimi sırasında oluşacak olan hataların giderilmesi düşünülmektedir. Eğer malzemeler ısıl işlem gerektiriyorsa, yapılacak ısıl işlemlerle gerekli dayanım elde edilmektedir.

Yapılan ön çalışmalarda, öncelikle Al 7039 matrisli % 15 Al₂O₃ partikül takviyeli MMK levha, ticari olarak elde edilen ve işlem görmemiş Al 7039 levha ile birleştirilmiştir. Döküm sonrasında üretilen MMK levha, talaşlı işlemlerden geçirildikten sonra 7,5 mm kalınlığa getirildi. İşlem görmemiş ticari Al 7039 levha da aynı kalınlığa getirilerek, yüzeyleri zımparalanıp kalıp içerisine alındı. Kalıpla birlikte 630 °C sıcaklıkta yaklaşık olarak 30 dk tavlama fırınında bekletilen malzemeler, fırından çıkarıldıktan sonra 7 Mpa basınç ile sıkıştırıldı. Şekil 3.13' de levhaların yerleşimi ve uygulanan basıncın görüntüsü verilmektedir. Sonrasında kalıpla birlikte fırında 600 °C' de bekletilen malzemeler sıcaklık 500 °C' ye düştüğünde fırından çıkartıldı ve suda soğutuldu.



Şekil 3.13 Malzemelerin kalıp içerisine yerleşimi ve sıkıştırma işlemi görüntüsü

Bir sonraki deneysel çalışmada, şekil 3.14' de gösterildiği ağırlıkça % 2-4-6 takviye oranlarında hazırlanmış 5 mm kalınlığındaki üç adet Al 7039 matrisli SiC takviyeli levhalar kalıp içerisine yerleştirildi ve aynı yöntem ve süreçle birleştirildi.



Şekil 3.14 FDMMK üretimi öncesi kalıp içi yerleşim ve sıkıştırma işlemi görüntüsü

Başlangıçtaki ön çalışmalarda sıcak dövme işlemi ve ısıl işlem uygulanmamış sadece birleşim sonrası malzemelerin mikro yapı görüntüleri, sertlik değerleri ve makro kırılma görüntüleri incelenmiştir.

3.4 Hibrit Özellikli FDMMK Üretim Aşamaları

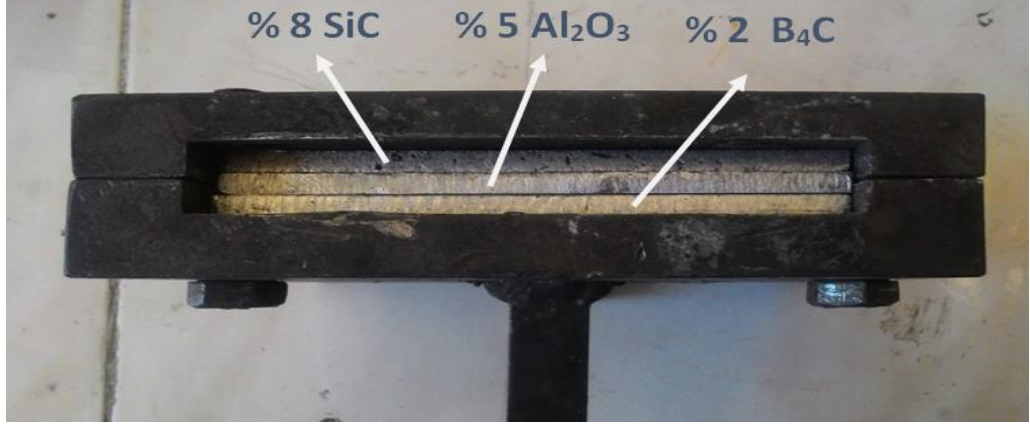
Hibrit özellikli FDMMK üretimi için öncelikle MMK üretimlerinin tamamlanması gerekmektedir. Bu durumda hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC

oranlarıyla takviye edilmiş MMK plakalardan ikişer adet üretilmiştir. MMK döküm aşamaları uygulanarak, $120 \times 150 \times 6 \text{ mm}^3$ boyutlarında plaka üretimi için özel olarak hazırlanmış kalıpta üretim tamamlanmıştır. Şekil 3.15’ de elde edilen plakaların görüntüleri verilmektedir.



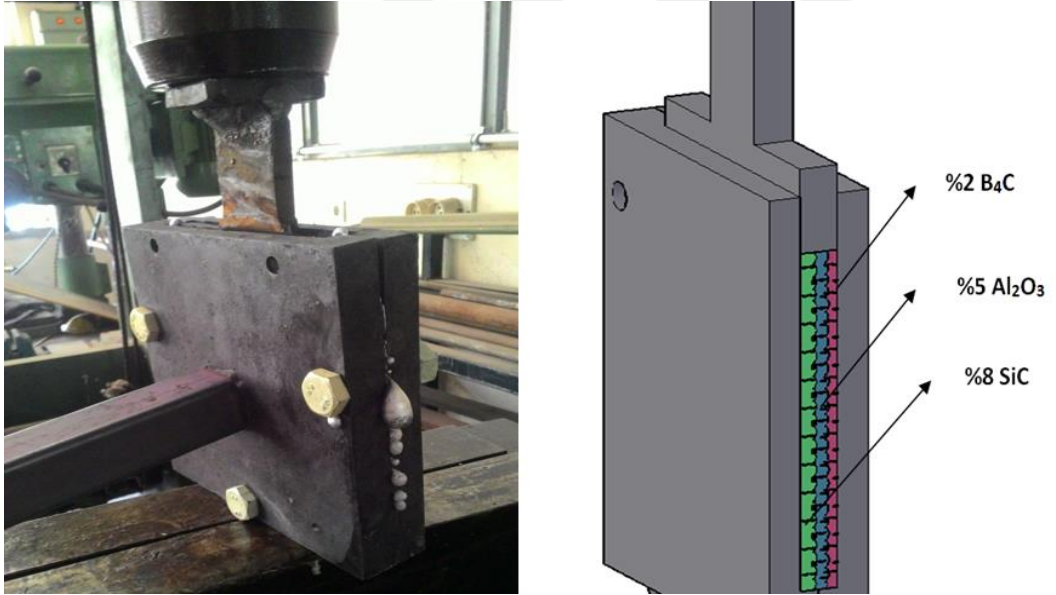
Şekil 3.15 Hibrit özellikli FDMMK üretimi için elde edilen MMK plakaların görüntüleri

Üretimi tamamlanan MMK plakaların boyutları, taşlama ve kesme tezgâhında yapılan düzeltme işlemleri sonucunda $120 \times 130 \times 5 \text{ mm}^3$ haline getirilmiştir. Yapılan talaşlı işlemler sonucunda plakaların, yüzeylerindeki oksit tabakalarından arındırılabilmesi için tel fırça kullanılarak yüzey temizleme işlemi yapılmıştır. Hazırlanan plakalar yine özel olarak hazırlanmış birleşme kalıbına sırası ile % 2 B_4C , % 5 Al_2O_3 ve % 8 SiC olmak koşulu ile yerleştirilmiştir. Şekil 3.16’ da bu yerleşim planının kalıp içerisindeki görünümü gösterilmektedir.



Şekil 3.16 Hibrit özellikli FDMMK üretimi için MMK plakaların kalıp içerisine yerleşim planı

Hazırlanan plakalar kalıp ile birlikte 630 °C sıcaklıkta bulunan tavlama fırınına yerleştirilerek 30 dk bekletilmiştir. Yaklaşık olarak % 20 sıvı % 80 katı durumda bulunan kalıp içerisindeki malzemeler, kalıp basınç kapağı kapatıldıktan sonra yaklaşık 10 MPa basınç uygulanarak sıkıştırılmıştır. Şekil 3.17’ de sıkıştırma yöntemi sonrası kalıp dışına çıkan sıvı malzeme ve sıkıştırma yöntemi görsel olarak verilmektedir.

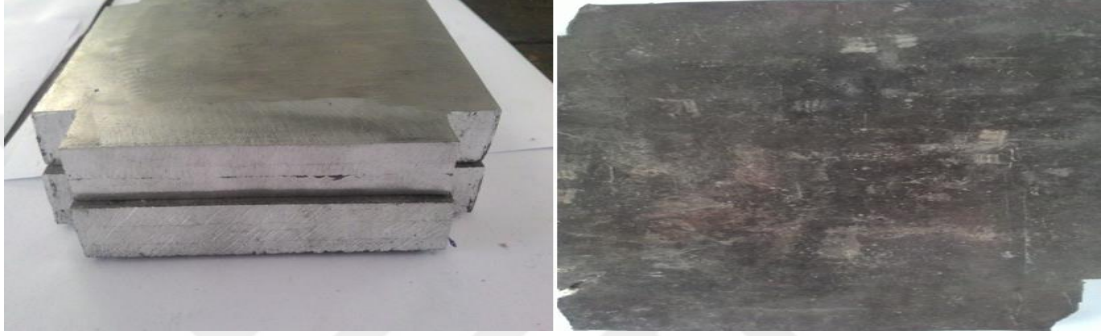


Şekil 3.17 Sıkıştırma yöntemi sonrası kalıp dışına çıkan sıvı malzeme ve sıkıştırma yönteminin görünümü

MMK plakalar yaklaşık olarak 0,23 redüksiyon oranında (30 mm) dikey olarak sıkıştırıldıktan sonra kalıp ile birlikte tekrar 580 °C sıcaklıktaki tavlama fırınına konuldu ve 30 dk bekletildi. Ani basınç altında çatlama oluşmaması için yapılan bu işlem sonrasında kalıp, fırın dışına alınarak havada soğutma işlemi

gerçekleştirildi. Üretilen hibrit özellikli FDMMK plakalarının oda sıcaklığına kadar soğuması sonrasında kalıp açılarak kompozitler dışarı alındı.

Sıcak dövme işlemi sonrası 15 mm kalınlıktan 6 mm kalınlığa düşürülen iki adet levha, ısıl işlem uygulamaları sonrasında kullanıma hazır hale getirilmiştir. Şekil 3.18’ de dövme öncesi ve sonrası elde edilen hibrit özellikli FDMMK plakaların görüntüsü verilmektedir. Bu görüntüler incelendiğinde, dövme öncesi FDMMK’ yı oluşturan tabakaların gözle görüldüğü ve dövme sonrası malzeme yüzeyinde herhangi bir çatlamanın oluşmadığı belirlenmiştir.



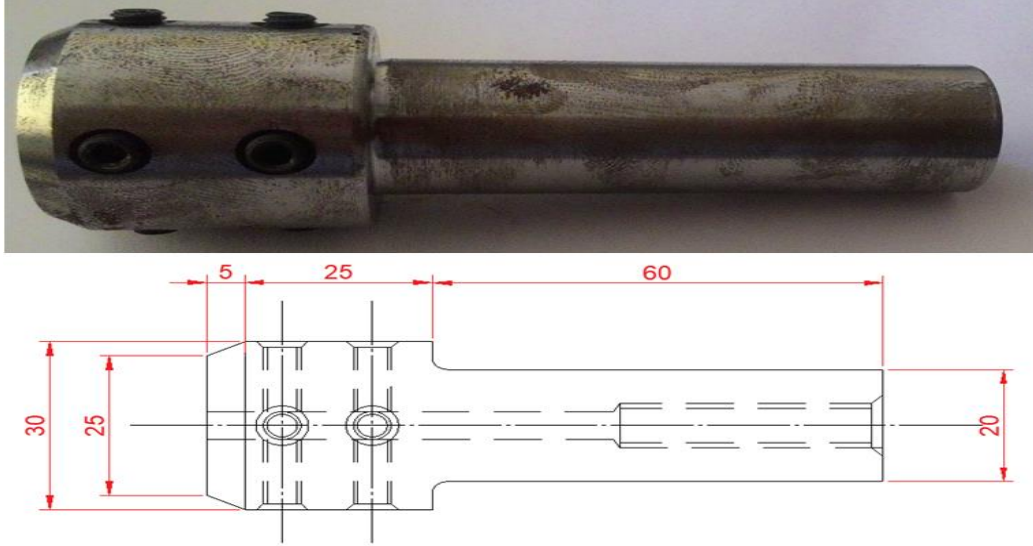
Şekil 3.18 Dövme öncesi ve sonrası elde edilen hibrit özellikli FDMMK plakalarının görüntüleri

Üretimi tamamlanan numuneler gerekli ön hazırlıklardan sonra mikro ve mekanik testler için hazır hale getirilmiştir.

3.5 Al 7039 Matris Malzemesinin SKK Uygulaması ile Birleştirilmesi

SKK yönteminin temel yapı taşı, birleştirme işlemi esnasında kullanılacak takım tasarımıdır. Belirli bir sıcaklık değerinde çalışacak olan takım malzemesi için CK 45 çeliği kullanılmış olup, bu malzeme şekil 3.19’ da gösterilen ölçülerde CNC tezgâhında işlenmiştir.

Takıma bağlanması için ters kılavuz uç kullanılmıştır. SKK yönteminde uç çapı, birleştirilecek malzeme kalınlığına göre değişim gösterebildiğinden, takım üretiminde kullanılacak ucun çapı dikkate alınmış ve bu uç çaplarına göre takımlar üretilmiştir.



Şekil 3.19 Üretimi tamamlanan takımın görüntüsü (ölçüler mm)

Kullanılacak ters kılavuz uç, omuzun çevresindeki dört eksene yerleştirilen ikişer setskur cıvata vasıtasıyla takıma montajlanır. SKK işlemi sırasında herhangi bir nedenle ucun, takımın içerisine doğru hareket etmemesi için, takımın arkasına konumlandırılan ayarlı cıvata sıkılır. Bu cıvata aynı zamanda işlem sonrasında uç değişiminde de yardımcı olmaktadır. Şekil 3.20' de SKK işlemi sonrasında takım ve uç görüntüsü verilmektedir.



Şekil 3.20 SKK işlemi sonrasında takım ve uç görüntüsü

Hibrit özellikli FDMMK levhaların SKK yöntemi ile birleştirilmesinden önce, kullanılan matris malzemesinin bu yöntemle birleştirilebilirliği test edilmiştir. 80x50x5 mm³ boyutlarında hazırlanan Al 7039 alaşımı levhalar Şekil 3.21a' da gösterildiği gibi önceden hazırlanmış olan sabitleme aparatına bağlandı. Oda sıcaklığında yapılacak olan kaynak işlemi sırasında sıcaklık değişimini takip edebilmek için kaynak başlangıç ve bitiş noktalarından 20 mm uzaklıkta 10 mm derinliğinde açılan deliklere Şekil 3.21b' de verilen numaralandırma sistemi

3.6 Hibrit Özellikli FDMMK Malzemenin SKK Uygulaması ile Birleştirilmesi

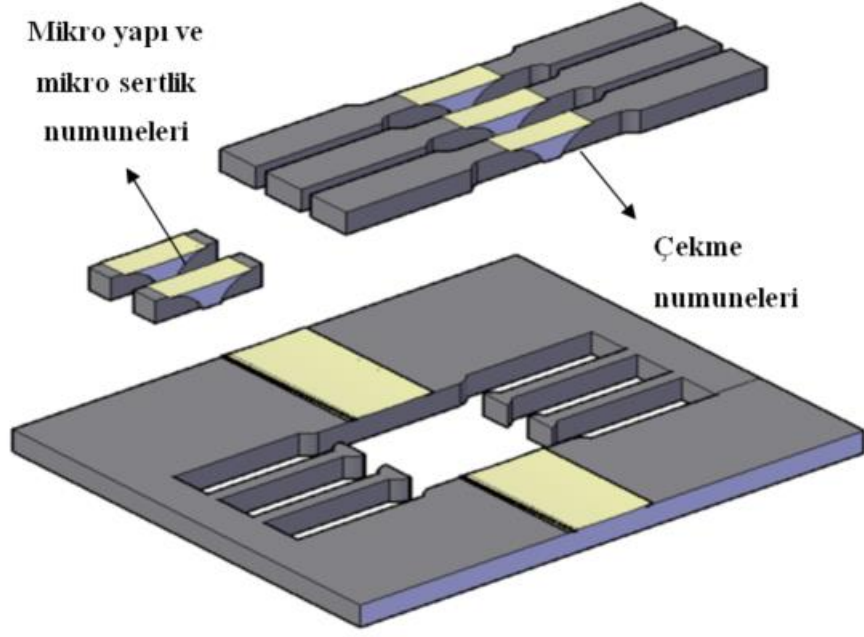
100x60x6 mm ölçülerinde hazırlanan hibrit özellikli FDMMK plakalar, yüzeyleri tel zımpara ile temizlendikten sonra, sıralamada % 8 SiC takviyesi üst yüzeyde olacak şekilde sabitleme aparatına yerleştirildi. 4 mm ters kılavuz ucun bağlı olduğu takımla freze tezgâhı üzerinde gerekli düzenlemeler yapıldı. Sonrasında sabitleme aparatı ile birlikte tavlama fırınına yerleştirilen malzemeler 200 °C ön ısıtma işlemi sonrasında tekrardan freze tezgâhına bağlandı ve önceden belirlenen düzende termokupllar yerleştirildi. Al 7039 numunesinin SKK ile birleştirilmesi sırasında belirlenen parametrelerle birleştirme işlemi yapıldı. SKK yöntemi ile birleştirme işlemi sonrasında tezgâh üzerindeki görünüm, şekil 3.22' de verilmektedir.



Şekil 3.22 SKK yöntemi ile birleştirme işlemi sonrası tezgâh üzerindeki görünüm

SKK işlemi sonrası şekil 3.23' de gösterilen planlama çerçevesinde gerekli numuneler alınarak mikro yapı ve mekanik incelemelere hazır hale getirildi. Numuneler alınırken genellikle kaynaklı plakanın orta kısmı tercih edildi ve kesim işlemi tel erezyon tezgâhında yapıldı.

Kaynak kesitinde mikro sertlik ölçümleri yapılırken, her tabakaya ait kaynaklı bölgenin düşey ve yatay ölçümleri yapıldı. Genel incelemeler yapıldıktan sonra elde edilen sonuçlar yorumlandı.



Şekil 3.23 Kaynaklı plakadan test numuneleri alım planı

4. ARAŞTIRMA BULGULARI

4.1 Matris Malzemesinin Yeniden Üretim Aşamalarında Oluşan Mikro Yapı, Mekanik ve Kimyasal Özellikleri

4.1.1 Döküm süreci

Matris malzemesinin yeniden üretiminde başlangıç aşaması olan döküm işlemi parametrelerinin belirlenmesi, kompozit üretiminin temelini oluşturmaktadır. Şekil 4.1' de uygulanan farklı yöntemler sonucunda elde edilen numunelerin Keller ve Weck çözeltilisinde dağıldıktan sonraki mikro yapı görüntüleri verilmektedir.

Şekil 4.1a-b' de basınçsız - hızlı soğutma yöntemi ile üretilmiş numunenin mikro yapı görüntüsü verilmektedir. Şekil 4a' da ani soğutma nedeni ile tane sınırlarında oluşan ötektik yapılar görülmekte olup, şekil 4b'de ise dentritik segregasyonların görünümü verilmektedir. Denge dışı ötektikler ve intermetallikler katılaşmanın son aşaması sırasında tane sınırları ve interdentritik boşluklarda çökeltir [17]. Bu durum ani soğutma yöntemlerinin tamamında görülmektedir.

Şekil 4.1c-d' de basınçlı - 500 °C' de hızlı soğutma yöntemi ile üretilmiş numunenin mikro yapı görüntüsü verilmektedir. İncelenen görüntüler basınçsız - hızlı soğutma yöntemi ile kıyaslandığında, tane yapısının büyüdüğü görülmektedir. Basıncın varlığı ve katılaşma için geçen sürenin fazlalığı, bu büyümenin gerçekleşmesine neden olmuştur. Ayrıca tane sınırında oluşan ötektik yapıların sadeleştiği fakat daha çok büyüdüğü belirlenmiştir.

Şekil 4.1e-f' de basınçlı - kalıp açıldıktan sonra havada soğutma yöntemi ile üretilmiş numunenin mikro yapısı verilmiştir. Şekil 4.1e' de dentritik boşluklar içerisinde oluşan ötektik yapının bir araya gelerek büyüdüğü fakat intermetalik yapıların oluşmaya başladığı belirlenmiştir. Şekil 4.1f' de ise tane boyutlarının bir önceki yönteme göre daha da büyüdüğü tespit edilmiştir.



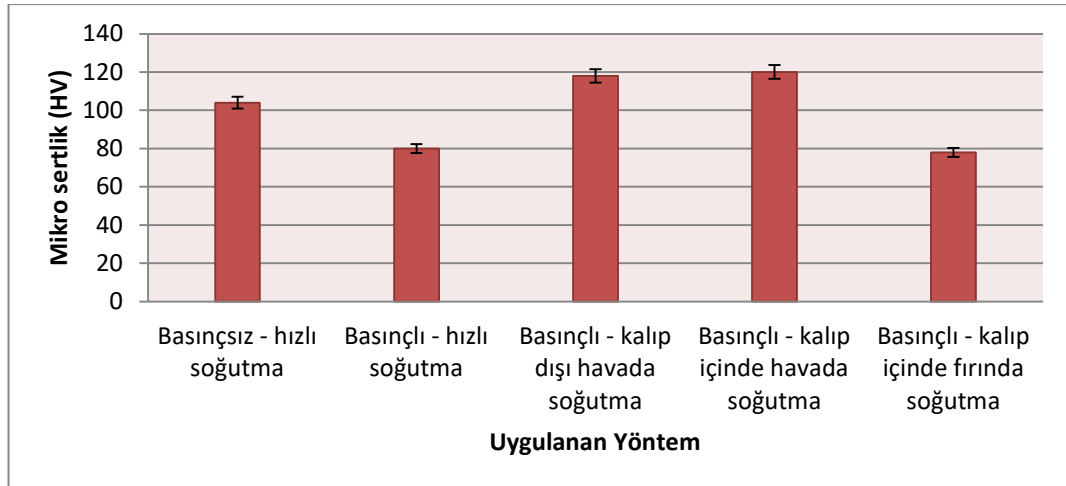
Şekil 4.1 Döküm aşaması sonrası alınan mikro yapı görüntüleri a-b) basınçsız - hızlı soğutma, c-d) basınçlı - 500 °C' de ani soğutma, e-f) basınçlı - kalıp açıldıktan sonra havada soğutma, g-h) basınçlı - kalıp içinde havada soğutma ı-j) basınçlı - fırında soğutma

Şekil 4.1g-h' de basınçlı - kalıp içerisinde havada soğutulmuş numunenin mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.1g' de numune içinde oluşan yapıların eşit olarak dağıldığı tespit edilmiş olup, bu düzenli dağılımın ötektik herhangi bir yapının oluşmaması ile teyit edildiği belirlenmiştir. Kalıbın ısıtılması sonucu oluşan yavaş soğutma, yaklaşık olarak 10 µm boyutlarında düzenli intermetalik

partiküllerinin oluşturmasını sağlamıştır. Şekil 4.1h' da tane boyutunun bir önceki yöntemle neredeyse aynı olduğu tespit edilmiştir.

Son olarak şekil 4.1i-j' de basınçlı - fırında soğutma yöntemi ile üretilmiş numunenin mikro yapı görüntüsü verilmiştir. Şekil 4.1i' da yararlı intermetaliklerin neredeyse tamamen, ötektik yapının ise tamamen yok olduğu görülmektedir. Ayrıca şekil 4.1j' de aşırı yavaş soğumanın zararlı etkilerinden biri olan tane büyümesi bu yöntemde net bir şekilde görülmektedir.

Elde edilen numunelerin ortalama mikro sertlik değerleri şekil 4.2' de verilmektedir. Basınçsız - hızlı soğutma yönteminde, ötektik yapının sıklığı ve bundan kaynaklanan tane boyutu küçüklüğü nedeniyle, yapının sertlik değeri ortalaması 104 HV olarak belirlenmiştir. Basınçlı - hızlı soğutma yönteminde ise ötektik yapının ve tane boyutunun büyümesi ile sertlik değeri 80 HV' ye düşmüştür. Basınçlı - kalıp dışı havada soğutma yönteminde ötektik yapı daha da büyümüş olmasına rağmen intermetalik partiküllerin ortaya çıkması ile yapının sertliği 118 HV' ye yükselmiştir. Soğuma hızı bir miktar düşürüldüğünde ötektik yapı tamamen yok olmuş olup, yerini intermetalik oluşumlara bıraktığı için sertlik değeri 120 HV' ye yükselmiştir. Soğuma hızının daha da düşürülmesi ile sertlik değeri 78 HV' ye kadar düşmüştür.



Şekil 4.2 Uygulanan yöntemler sonucu elde edilen numunelerin sertlik değerleri

Elde edilen sonuçlar neticesinde hem mikro yapıdaki düzenliliği, hem de sertlik değerindeki önceliği nedeniyle, basınçlı - kalıp içinde havada soğutma yöntemi en uygun döküm yöntemi olarak belirlenmiştir.

4.1.2 Homojenleştirme işlemi

Basınçlı - kalıp içinde havada soğutma yönteminden elde edilen numunenin mikro yapısı incelendiğinde, ideal soğuma hızına ulaşıldığı ve bu nedenle homojenizasyon ısıl işlemine gerek duyulmadığı tahmin edilmektedir. Fakat bunun net olarak belirlenebilmesi için basınçlı - kalıp dışı havada soğutma yöntemi ile elde edilen numune homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.3' de farklı sıcaklıklarda 24 saat bekletilmiş ve fırında soğutulmuş numunelerin mikro yapı görüntüleri verilmektedir.

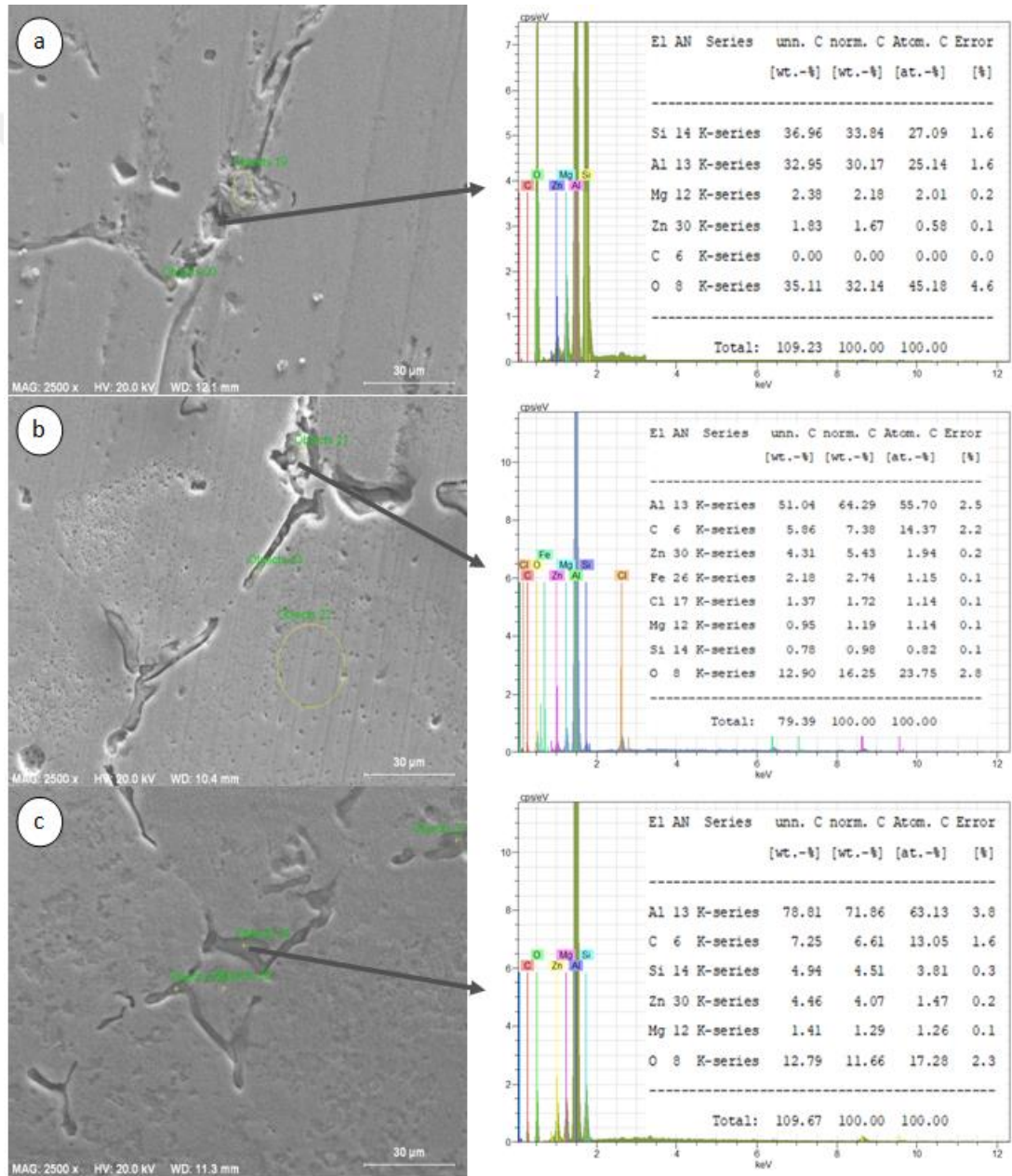


Şekil 4.3 Homojenleştirme işlemi sonrası mikro yapı görüntüleri a) 465 °C 24 saat, b) 470 °C 24 saat, c) 475 °C 24 saat, d) 480 °C 24 saat, e) 485 °C 24 saat

Elde edilen numuneler göz önünde bulundurulduğunda, sıcaklığın artması ile yapı değişimlerinin başladığı görülmektedir. 465 °C ve 470 °C' de bekletilen numunelerde ötektik yapıların daraldığı tespit edilmiş olup, 475 °C' de yapının bir araya gelerek toparlandığı ve dendritik boşlukların arttığı belirlenmiştir. Bu

toparlanma sonucunda 480 °C’ de yapının küçüldüğü, 485 °C’ de ise tekrardan taneciklendiği gözlemlenmiştir. Bu durum dikkate alındığında 475 °C sonrasında veya öncesinde istenilen homojenleştirme işleminin gerçekleştiği tahmin edilmektedir. Bu tahminin değerlendirilebilmesi için belirlenen numuneler üzerinde çalışmalara devam edilmiştir.

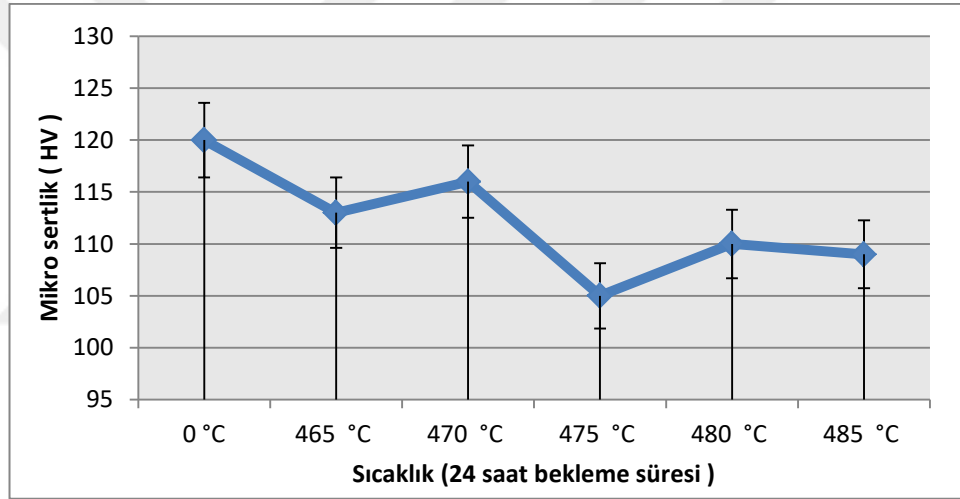
Şekil 4.4’ de 470 °C, 475 °C ve 480 °C’ de 24 saat homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulan numunelerin SEM görüntüleri ve enerji yayıcı X-Ray (EDX) analizlerine göre alınan değerler verilmiştir.



Şekil 4.4 Homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerinin SEM ve EDX analizleri a) 470 °C 24 saat, b) 475 °C 24 saat, c) 480 °C 24 saat

Oluşan fazların içeriklerine bakıldığında Si, O elementlerinin yoğunluğu dikkat çekmektedir. Al 7039 alaşımının temel yapı taşlarını oluşturan Mg ve Zn dışında Si ve O oranı sıcaklık artışı ile değişmektedir. Oluşan fazlar incelendiğinde, en yüksek Si ve O içeriğinin 470 °C sıcaklıkta oluştuğunu, sıcaklığın artması ile bu içeriklerin azaldığı belirlenmiştir.

Fazlarda oluşan Si ve O oranının malzemenin sertliğine oranının belirleyebilmek için farklı noktalarda mikro sertlik testleri yapılmıştır. Şekil 4.5’ de homojenleştirme ısıl işlemi sonrası mikro sertlik değerleri verilmektedir. Elde edilen sonuçlar neticesinde en yüksek sertliğin 470 °C sıcaklıkta 24 saat bekletilmesi ile oluştuğunu ve fazlardaki Si ve O içeriğinin artması ile sertlikte de bir artışın olduğu söylenebilmektedir.

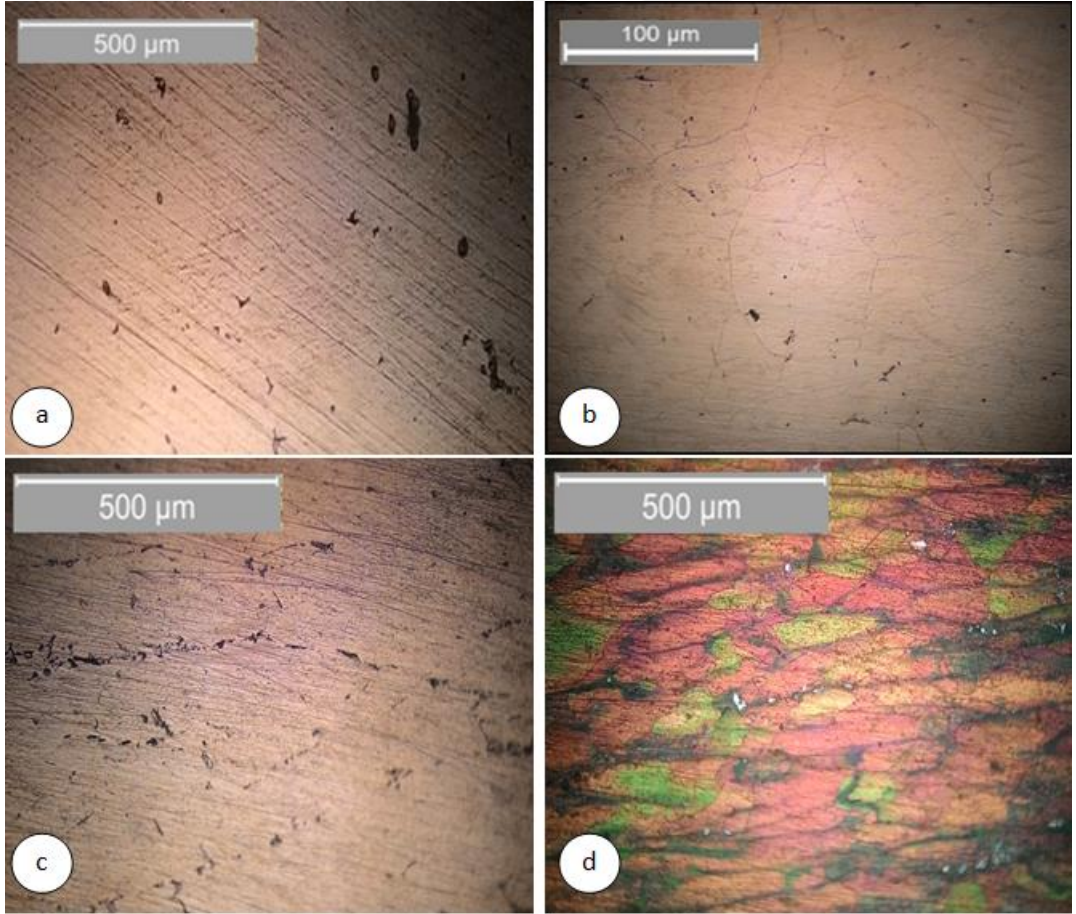


Şekil 4.5 Homojenleştirme işlemi sonrası mikro sertlik değerleri

Homojenleştirme işlemi sonrasında SEM ve mikro yapı görüntüleri incelendiğinde, 480 °C’ de 24 saat bekletilerek yapılan ısıl işlem sonucunda, yapıda oluşan kaba ötektik bölgelerin kısmen çözüldüğü düşünülmektedir. Ancak sıcak dövme işlemine girilmeden önce, homojenleştirme işlemi yapılan numune ile yapılmayan basınçlı - kalıp içerisinde havada soğutma yöntemi ile üretilen numune tekrar kıyaslanmıştır. Kıyaslama sonucunda kalıp içerisinde havada soğutma yöntemi ile üretilen numunenin, homojenleştirme işlemine gerek duymadığı ve bu yüzden çalışmamızda bu yöntemin kullanılmasının doğru olacağı kanısına varılmıştır.

4.1.3 Sıcak dövme işlemi

Döküm sürecinin belirlenmesi sonucunda bir sonraki yöntem olan dövme sürecine geçilmiştir. Öncelikle üretimi tamamlanmış levhaya soğuk haddeleme yöntemi uygulanmış, fakat bu işlem sonucunda yüzeyde aşırı çatlamların oluştuğu tespit edilmiştir. EK 1’de soğuk haddeleme sonucu elde edilen kompozit levhanın resmi verilmektedir. Dövme sıcaklığının belirlenebilmesi için çeşitli sıcaklıklarda dövme işlemi yapılmış ve 400 °C üzerindeki dövme işlemlerinde de benzer çatlamların oluştuğu belirlenmiştir. EK 2’de, oluşan bu çatlamların resmi verilmektedir. Bu yüzden basınçlı - kalıp içerisinde havada soğutma yöntemi ile üretilen numune, homojenleştirme işlemine tabi tutulmadan 400 °C sıcaklıkta 15 dk bekletildikten sonra dövülmüştür. Sıcak dövme öncesi ve sonrası elde edilen numunelerin Keller ve Weck çözeltilisinde dağlanmış mikro yapı görüntüleri, şekil 4.6’ da verilmektedir.



Şekil 4.6 a-b) Döküm sonrası mikro yapı görüntüleri c-d) sıcak dövme işlemi sonrası, sırası ile Keller ve Weck çözeltilisinde dağlanmış mikro yapı görüntüleri

Şekil 4.6a-b' de sırası ile döküm sonrası faz dağılımları ve oluşan tane yapıları görülmektedir. Şekil 4.6c-d' de ise sıcak dövme işlemi sonrası faz dağılımları ve oluşan tane yapıları görülmektedir. Dövme işlemi sonrasında, döküm sonrası oluşan fazların birbirlerine olan mesafesi azalmış ve dislokasyon hareketini engelleyici bir rol oynamıştır. Aynı zamanda tane yapısı ince ve uzun hale gelerek küçükte olsa oluşan boşluk kusurları tamamen yok olmuştur. Yapılan mikro sertlik testi sonucunda sıcak dövme işlemi sonrası ortalama sertlik değerinde büyük ölçüde bir değişimin olmadığı gözlemlenmiştir.

4.1.4 Çözeltiyeye alma ve su verme işlemi

Sıcak dövme işlemi sonrasında alınan numuneler, çözeltiyeye alma ısıl işlemi sıcaklığının belirlenebilmesi için hazırlanmıştır. 400, 420, 440, 460, 480 ve 500 °C' de 2 saat bekleme süresi sonrası, oda sıcaklığında su verme işlemi ile yapılan çözeltiyeye alma işlemi sonucunda ortaya çıkan mikro yapı görüntüleri şekil 4.7' de verilmektedir.

Yapılan incelemeler sonucunda, 400 °C sıcaklıkta yapılan işlemler neticesinde ikincil faz partiküllerinin bir araya gelerek toparlanmaya başladığı gözlemlenmiştir. Yapıda çözünen fazların oluşturduğu bu ikincil fazlar, çözeltiyeye alma işleminin başlangıcında kümelenirler, bu olay genellikle çökelti oluşumu olarak adlandırılır [132]. Bu toparlanma işlemi 440 °C' de net olarak tamamlanmış ve 460 °C' de ince partikül dağılımına dönüşmüştür. 480 °C' de tekrardan büyüme gösterip, 500 °C' de kısmen yok olarak aşırı sıcaklık veya bekleme süresi belirtileri göstermiştir. Daha büyük sıcaklıklarda ise kümelenme işleminin daha düzensiz gerçekleştiği belirlenmiştir. EK 3'de 520 °C sıcaklıkta 2 saat bekletilerek çözeltiyeye alınan ve ani su verme işlemi sonrası elde edilen mikro yapı görüntüsü verilmektedir.

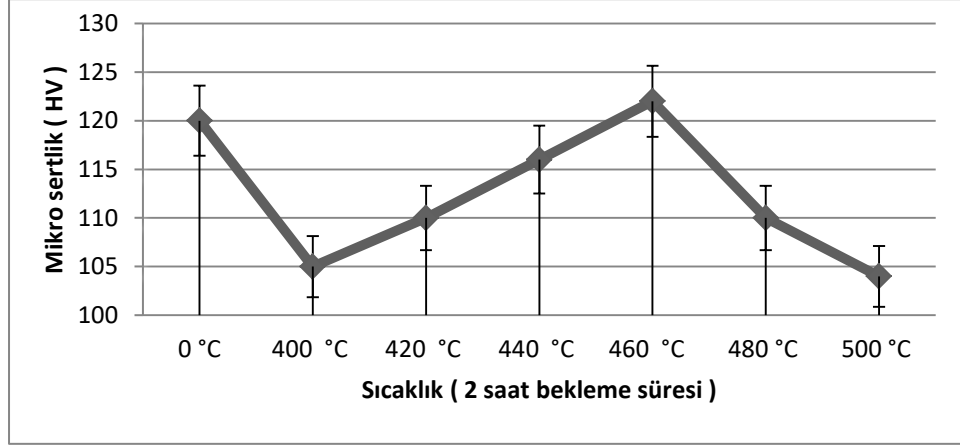
Oluşumunu tamamlayan ikincil fazların, önceden yapıda bulunan intermetaliklerden türediği tespit edilmiştir. Bu olay çözünme işleminin gerçekleştiğinin bir ispatı olarak düşünülebilir. α (Al) matrisi içerisinde aşırı doymuş katı çözeltinin oluşabilmesi için çözünme işleminin tamamlanması gerekmektedir. Çözünme işlemi ise yapı içerisindeki fazların ayrışmasından oluşur. Şekil 4.7e' de, 480 °C sıcaklıkta yapılan işlem sonucunda ikincil fazların önceki intermetalik yapıyı

kısmen yok ettiği net bir şekilde görülmektedir. Bu yok ediş, kabul edilebilir bir durum olarak görülmemekle birlikte, ticari Al 7039 malzemesinin mikro yapısı hatırlandığında, intermetalik partiküllerin hatırı sayılır oranının göz ardı edilmemesi gerekmektedir. Bu durumda mikro yapıda aradığımız kriter, intermetalik partiküllerin çözünme işlemi sırasında düzenli kümelenme göstererek parçalanmasıdır. Zou vd. Al 7075 alaşımı üzerinde yapmış oldukları çalışmada, çözeltiye alma ve su verme işlemi sonrasında benzer sonuçları elde etmişlerdir [133].



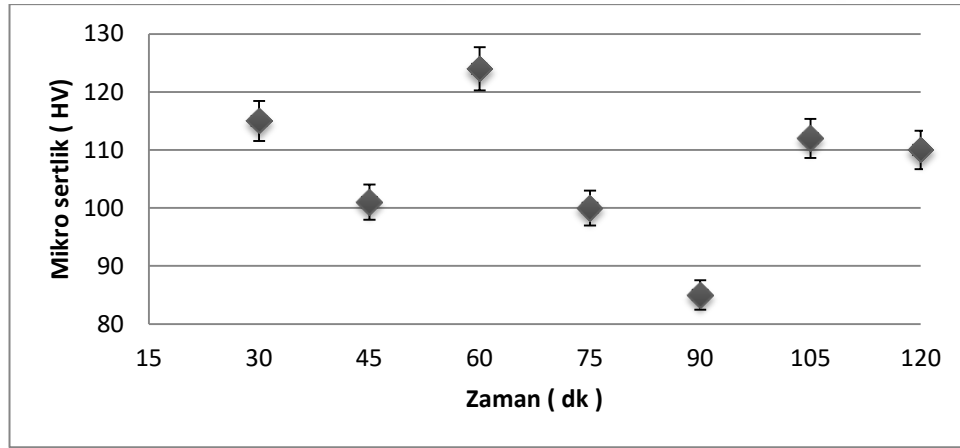
Şekil 4.7 Farklı sıcaklıklarda 2 saat bekleme süresi ile çözeltiye alma işleminin mikro yapı görüntüleri a) 400 °C, b) 420 °C, c) 440 °C, d) 460 °C, e) 480 °C, f) 500 °C

Oluşan yapıların sertliğe olan etkisinin belirlenebilmesi için şekil 4.8' de mikro sertlik ölçümlerinin sonuçları verilmiştir. Sonuçlar dikkate alındığında, partikül toparlanmaları başlamadan önceki sertlik en yüksek değere ulaşmıştır. Bu durum 460 °C' de 2 saat bekleme ve ardından aniden soğutma işleminin, Al 7039 malzemesinin döküm sonrası çözeltiye alma parametresi olarak düşünülebileceğini sergilemiştir.



Şekil 4.8 Belirlenen sıcaklıklarda 2 saat bekleme ve sonrasında su verme işlemine tabi tutulan numunelerin sertlik değerleri

Fakat bu değer, sıcaklığın artırılması ve çözeltiye alma süresinin azaltılmasıyla da elde edilebilmektedir. Günümüzde üretim zamanı ve bunun karşılığında maliyetler göz önüne alındığında, bu sürecinde araştırılması gerektiği kaçınılmaz bir gerçektir. Bu yüzden bir üst sıcaklık değeri olan 480 °C' de 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105 ve 120 dk bekleme süreleri incelenmiş ve şekil 4.9' da bu yapıların mikro sertlik grafiği verilmiştir. Grafikten de anlaşılacağı gibi bekleme süresindeki değişim sonucunda sertlikte doğrusal bir artışa rastlanılmamıştır.



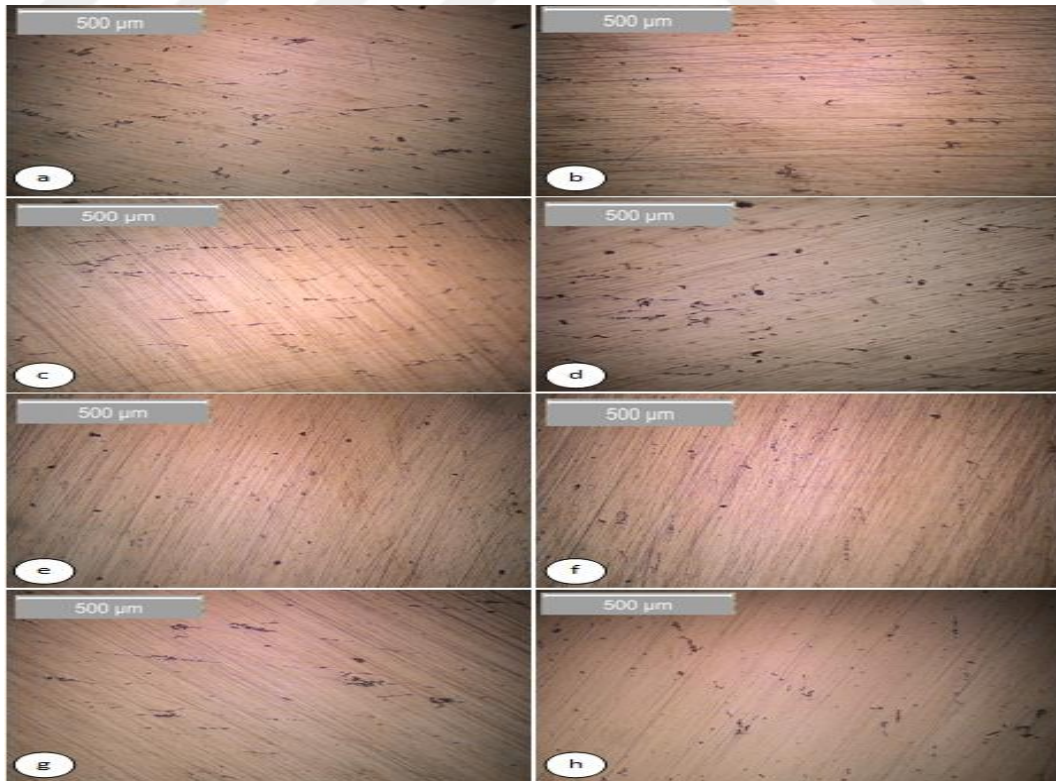
Şekil 4.9 480 °C sıcaklıkta farklı sürelerde çözeltiye alınan ve su verme işlemine tabi tutulan numunelerin mikro sertlik değerleri

Gerekli incelemeler sonucunda, 60 dk bekleme süresi ve ardından su verme işlemi sonrasında, oluşan faz partiküllerinin düzenli dağıldığı sonucuna varılmıştır. Bu doğrultuda daha iyi sertlik değerine sahip fakat daha düşük bekleme süresini içeren 480 °C' de 60 dk bekleme süresi sonrası su verme işlemi ideal çözeltiye alma parametresi olarak belirlenmiştir.

4.1.5 Suni yaşlandırma işlemi

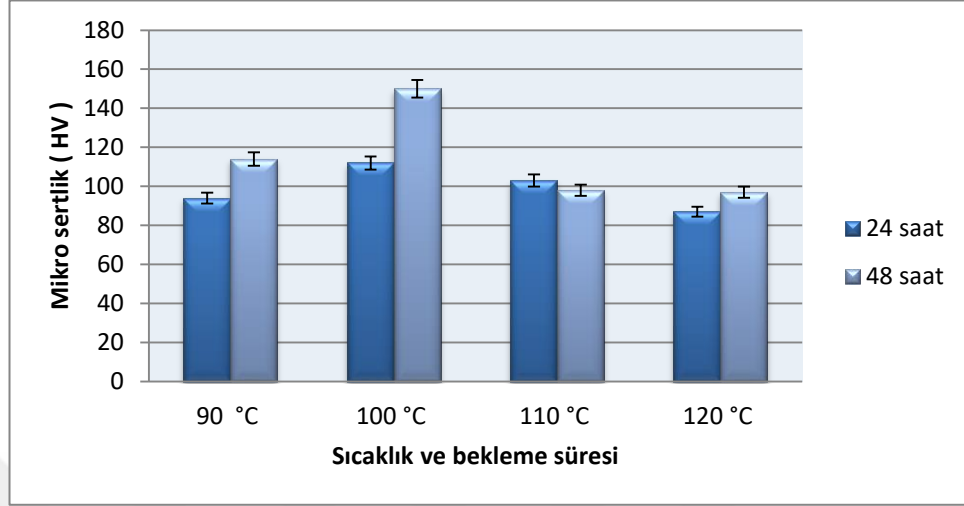
İdeal çözeltiye alma parametresi belirlendikten sonra, üretim aşamasının sonuncusu olan suni yaşlandırma işlemine geçilmiştir. Suni yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin belirlenebilmesi için 90, 100, 110 ve 120 °C sıcaklıklar seçilmiş olup, numuneler bu sıcaklıklarda ayrı ayrı 24 ve 48 saat bekletilmiştir. Şekil 4.10' da elde edilen numunelerin mikro yapı görüntüleri verilmektedir.

Yapılan mikro yapı incelemelerinde, çözünme işlemi sonrasında yapıların çökelti halinde oluşumu görülmektedir. Burada dikkat edilmesi gereken oluşum, yararlı intermetaliklerin yok olmaması ve bunun yanında çökeltilerin oluşmasıdır. 90 °C sıcaklıkta 24 saat bekletilen numunede intermetaliklerin parçalandığını ve bekleme süresinin 48 saat'e ulaşması ile birlikte kısmen çökeltilerin oluştuğu görülmektedir. 100 °C sıcaklıkta 24 saat bekleme süresinde intermetaliklerin ayrıştığı, 48 saat bekletilmede ise bu ayrışmaya çökeltilerin eşlik ettiği görülmektedir. 110 ve 120 °C sıcaklıklarda aynı bekleme sürelerinde ise yüksek sıcaklığın etkileri görülmüş olup, intermetaliklerin yok olduğu fakat çökeltilerin yeterli bir şekilde oluşmadığı görülmüştür.



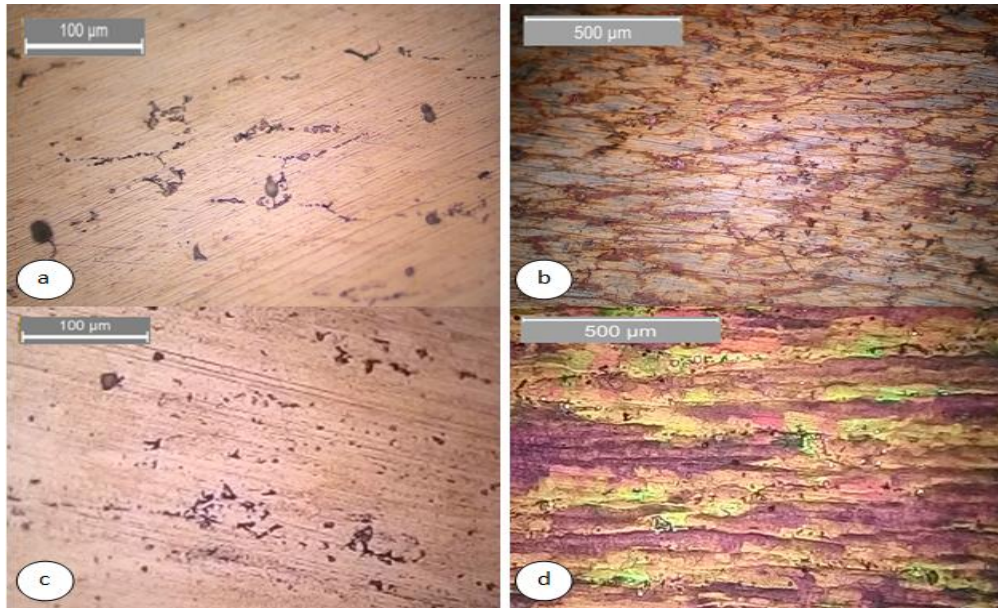
Şekil 4.10 Suni yaşlandırma için farklı sıcaklıklarda sırasıyla 24 ve 48 saat bekletilen numunelerin mikro yapı görüntüleri, a-b) 90 °C, c-d) 100 °C, e-f) 110 °C, g-h) 120 °C

Elde edilen numunelerin mikro sertlik ölçümleri şekil 4.11’ de verilmiş olup, mikro yapı özelliklerine paralel olarak sertlik değerlerinin de bu yönde ortaya çıktığı belirlenmiştir.



Şekil 4.11 Farklı sıcaklıklarda ve bekleme sürelerinde suni yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelerin mikro sertlik değerleri

Yapılan işlemler sonucunda en iyi sertlik değerinin 100 °C sıcaklıkta 48 saat bekleme süresinde gerçekleştiği görülmektedir. Şekil 4.12’ de belirlenen sıcaklık ve sürede suni yaşlandırılmış numunenin ve ticari olarak elde edilmiş Al 7039 numunesinin Keller ve Weck çözeltileri ile dağlanmış mikro yapı görüntüleri verilmektedir.



Şekil 4.12 a-b) Suni yaşlandırma işlemi sonrası mikro yapı görüntüsü, c-d) ticari Al 7039 numunesinin mikro yapı görüntüsü

Mikro yapı görüntüleri incelendiğinde, partikül yapıları ve boyutları ile tane yapı ve boyutlarında büyük bir benzerliğin söz konusu olduğu görülmektedir. Üretimi tamamlanan numuneden alınan mikro sertlik sonuçlarına göre α bölgesinden alınan sertlik değeri ortalaması 140 HV, oluşan faz partiküllerinden alınan sertlik değeri ortalama 150 HV, fazlar arası bölgeden alınan ortalama sertlik ise 151 HV olarak belirlenmiştir. Ticari olarak elde edilen Al 7039 numunesinin aynı bölgelerinden alınan mikro sertlik değerleri sırasıyla 143 HV, 153 HV ve 149 HV olarak belirlenmiştir. Bu durumda mikro yapı benzerliğinin yanı sıra, mikro sertlik değerlerinin de birbiriyle örtüştüğü söylenebilmektedir.

Mikro yapı ve sertlik değerlerindeki yakın sonuçların kimyasal içeriklere yansıyor yansımadığını belirleyebilmek için ticari olarak elde edilen numune ile yeniden üretimi tamamlanan numunenin elemental analiz (XRF) sonuçları alınmıştır. Çizelge 4.1’ de ticari olarak elde edilen Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği verilmektedir. Yüzde içeriğine göre hazırlanmış değerler incelendiğinde, genel yapının Al, Zn, Mg içeriğini sağladığı görülmektedir. Bunun ardından ise Fe, Cr, Mn ve Si içeriklerinin geldiği ve intermetalik oluşumlarda belirleyici rol oynayacakları tahmin edilmektedir.

Çizelge 4.1 Ticari olarak elde edilen Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği

Mg	Zn	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Ti	Diğer	Al
2.28	3.81	0.22	0.80	0.33	1.43	0.09	0.04	0.8	90.20

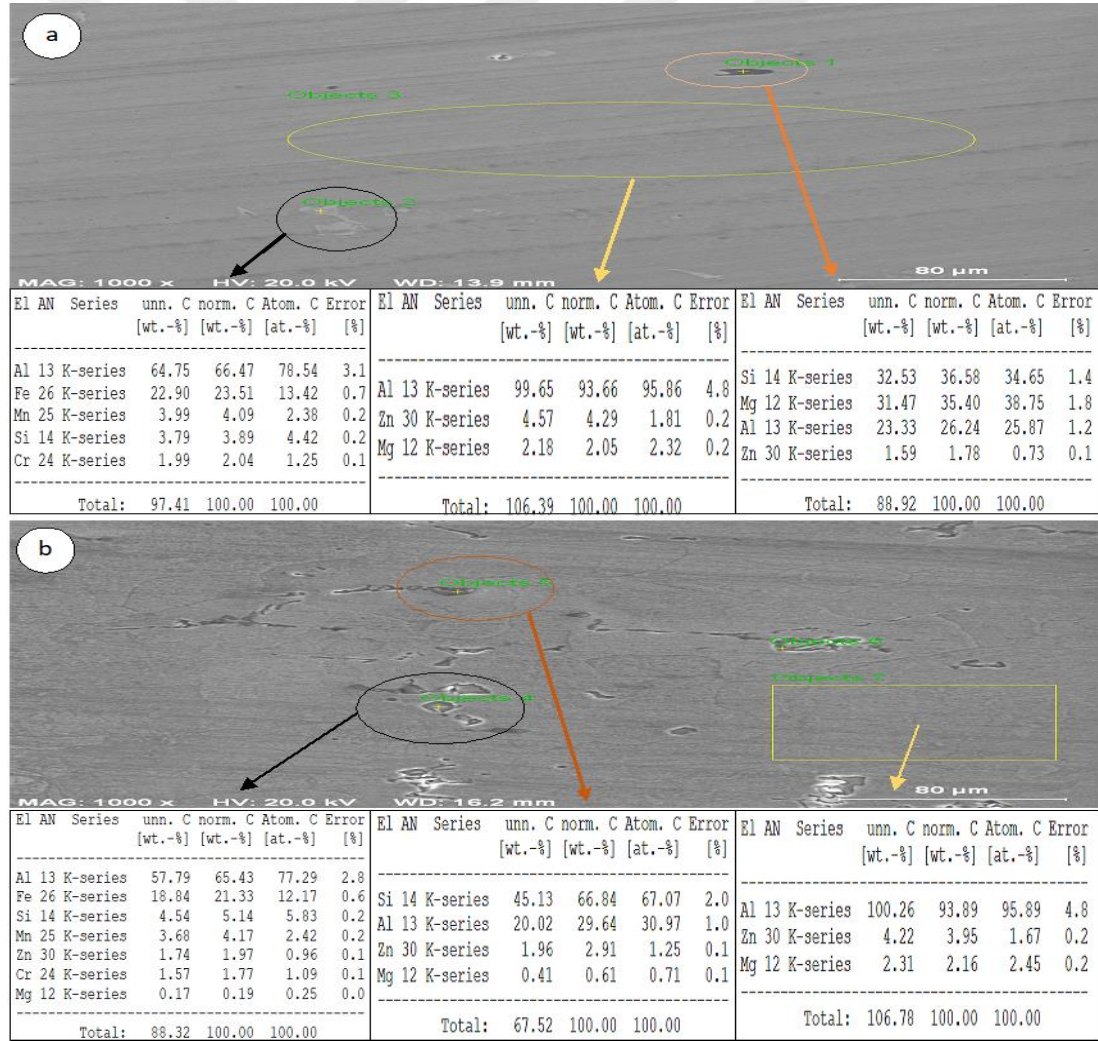
Çizelge 4.2’ de yeniden üretimi tamamlanan malzemenin kimyasal içeriği verilmekle birlikte, malzemeyi oluşturan elementlerin kimyasal değerlerinin düştüğü, sadece Si içeriğinin bir miktar arttığı görülmektedir. Yeniden döküm sonrası element değerlerindeki düşüş beklenir bir durum olarak görülmektedir. Si içeriğindeki artış ise intermetalik oluşumunun göstergesi olarak karşımıza çıkmaktadır.

Çizelge 4.2 Yeniden üretimi tamamlanan Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği

Mg	Zn	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Ti	Diğer	Al
1.87	3.05	0.20	0.76	0.39	1.34	0.03	0.04	0.52	91.80

Bu durumun netleştirilebilmesi için malzemelerin SEM görüntüleri alınarak EDX analizi yapılmıştır. Ticari olarak elde edilen numune ile yeniden üretilen

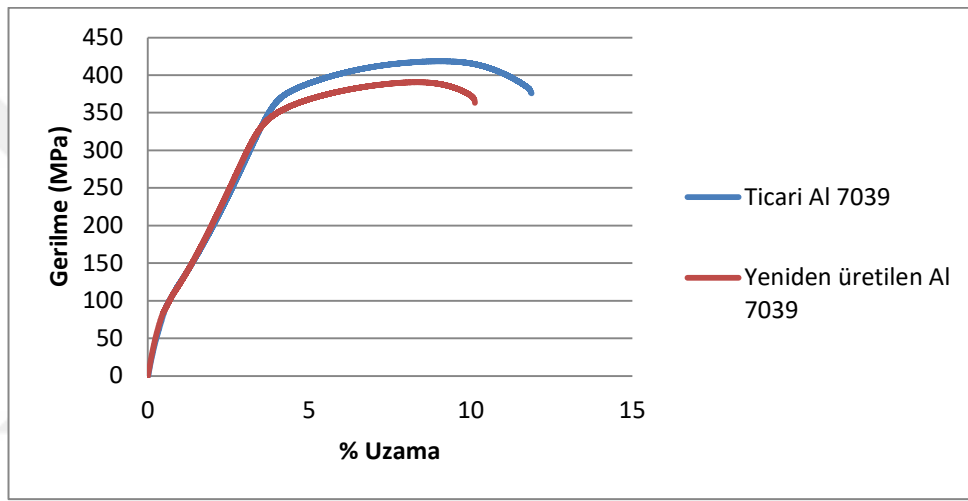
numuneye yapılan EDX analizi sonuçları ve SEM görüntüleri sırası ile şekil 4.13a-b’ de verilmektedir. Yapılan incelemelerde Al, Zn, Mg ve Si içerikli bileşiklerin yanı sıra, Al, Fe, Mn, Si ve Cr içerikli intermetaliklerin oluşumları iki numunede de görülmektedir. Genel bölgelerden alınan analiz sonuçlarında ise Al, Zn, Mg oluşumu net olarak görülmektedir. Yeniden üretim sırasında meydana gelen oluşumların ve bir takım oranların değişmesi beklenilir bir durum olarak kabul edilmekle birlikte, hiçbir zaman ticari olarak elde edilen numune ile aynı değerlere ulaşılması umulmamaktadır. XRF analiz sonuçlarında tespit edilen Zn ve Mg oranlarındaki düşüşün, EDX analizinde de görülmekte olduğu belirlenmiş, bunun yanı sıra intermetalik yapılarda Si oranının artışı dikkat çekmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda kimyasal içeriklerdeki değişimin herhangi bir yoğunluk farkına neden olmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.13 a) Ticari olarak elde edilen numunenin, b) yeniden üretilen numunenin EDX analizi sonuçları ve SEM görüntüleri

4.1.6 Yeniden üretilen matris malzemesinin çekme ve aşınma testi

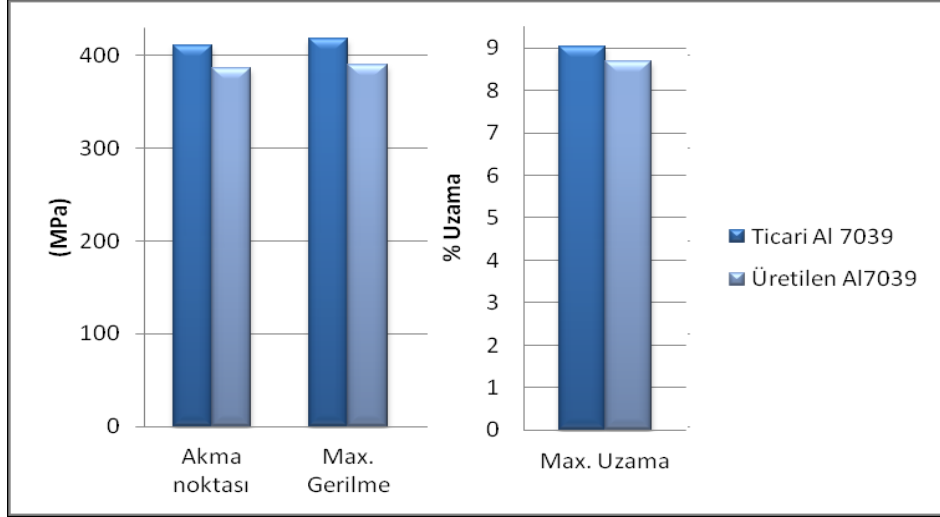
Üretim süreçleri tamamlanan numune, son olarak çekme ve aşınma testlerine tabi tutularak, ticari olarak elde edilen numune ile kıyaslanmıştır. Önceden kesim ölçülerini belirttiğimiz numuneler dakikada 3 mm hızında çekilerek şekil 4.14’ de verilen çekme testi grafiği elde edilmiştir. Grafik incelendiğinde 340 MPa değerine kadar malzemelerin aynı özelliği gösterdiği fakat sonrasında ticari Al 7039 numunesinin gerilme değerinin bir miktar daha yükseldiği belirlenmiştir. Yapılan incelemeler sonrasında elastik bölgede iki numunenin özellikleri aynı iken, plastik bölgede ticari Al 7039 malzemesinin üstünlüğü gözlemlenmiştir.



Şekil 4.14 Ticari ve yeniden üretilen numunelerin çekme testi grafiği

Bu durumda bazı değerlerin kıyaslanabilmesi için şekil 4.15’ de verilen grafik elde edilmiştir. Grafik incelendiğinde ticari Al 7039 malzemesinin akma noktasının 411 MPa, max gerilme değerinin 418 MPa ve max yüzde uzama değerinin 9,032 olduğu belirlenmiştir. Yeniden üretilen numunenin sırası ile aynı değerleri 386 MPa, 390 MPa ve 8,69 olarak belirlenmiştir.

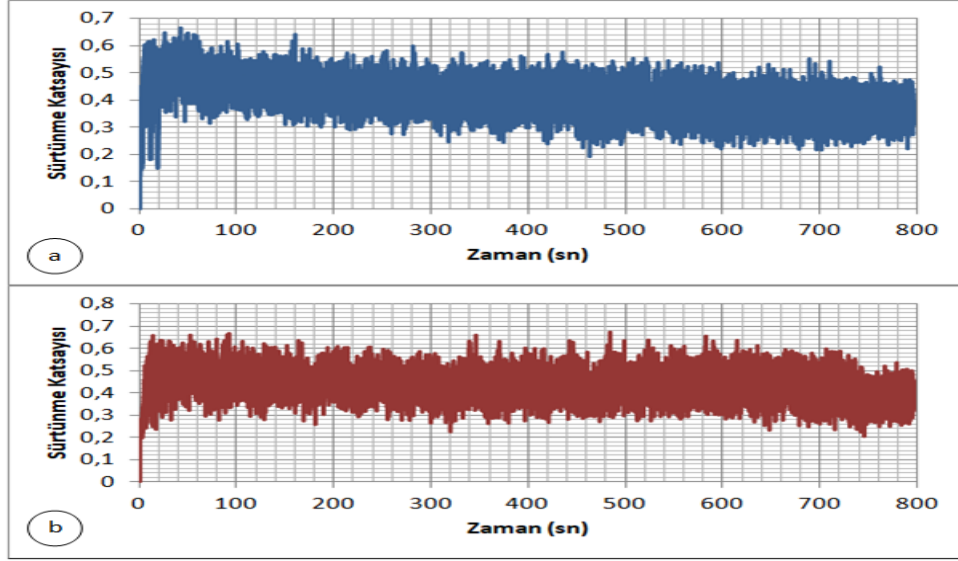
Gerek kimyasal içerikteki değişimlerin, gerek üretim yöntemindeki küçük farklılıkların mekanik özellikler üzerinde oluşturduğu etki, çekme testinde gözlemlenmiştir. Yeniden üretimi tamamlanan Al 7039 malzemesinin belirlenen özellikleri, ticari Al 7039 malzemesine göre kıyaslandığında yaklaşık % 6 değerinde düşük çıkmıştır.



Şekil 4.15 Ticari ve yeniden üretilen numunelerin belirlenen çekme testi özellikleri

İki malzemenin aşınma özelliklerinin kıyaslanabilmesi için 30x30x6 mm boyutlarında hazırlanan numunelerin öncelikle 30x30 mm' lik yüzeyine Pin-On Disk aşınma testi uygulanmıştır. Numuneler 150 dev/dk dönme hızında disk olarak kullanılırken, aşındırıcı pin 10 N kuvvet uygulayarak malzeme yüzeyinde 8 mm çapında iz bırakacak şekilde temas ettirilmiştir. 50 m kayma mesafesi ile tamamlanan deney sonrası, malzeme ağırlık kayıpları ölçülerek sürtünme katsayısı değişimleri incelenmiştir.

Şekil 4.16a-b' de sırası ile ticari olarak elde edilen ve yeniden üretilen numunenin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri gösterilmektedir. Ticari olarak elde edilen numunenin sürtünme katsayısı değerinin büyük değişimler göstermeden zamanla düştüğü gözlemlenirken, yeniden üretilen numunenin katsayı değerinin agresif değişimler göstererek sabit kalmaya çalıştığı belirlenmiştir. Bu sonuç, kayma mesafesinin artması ile aşınma oranlarında değişimlerin olacağını bir göstergesi olarak karşımıza çıkmaktadır.



Şekil 4.16 a) Ticari olarak elde edilen numunenin, b) yeniden üretilen numunenin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri

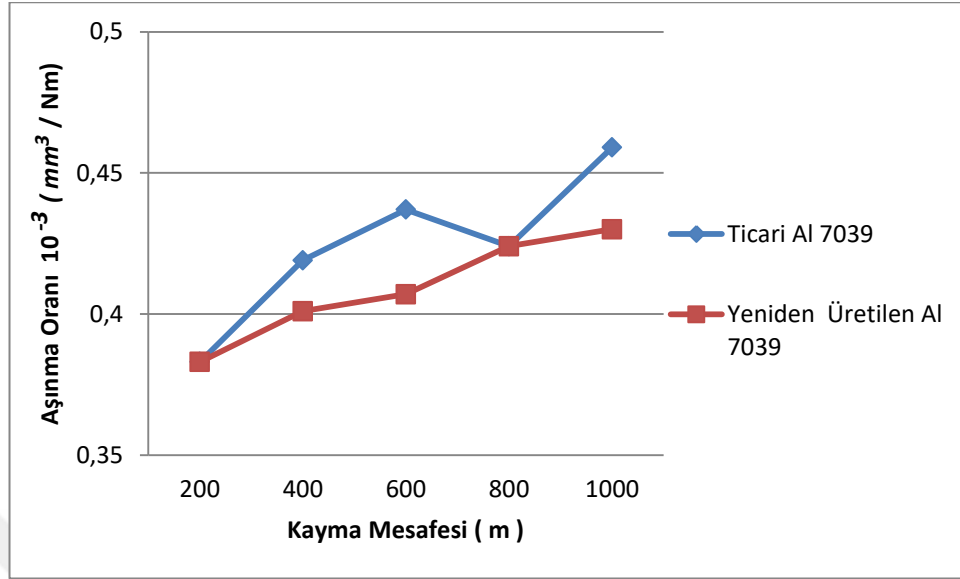
Bu durumda malzemelerin aşınma oranlarının belirlenebilmesinin uygun olacağı düşünülerek eşitlik 4.1 kullanılmıştır. Bu eşitliğe göre W aşınma oranını, m_k aşınma işlemi sonrası kütle kaybını, ρ malzemenin yoğunluğunu, F işlem sırasında uygulanan kuvveti ve son olarak s kayma mesafesini vermektedir.

$$W = \frac{m_k / \rho}{F \cdot s} \quad (4.1)$$

Yapılan hesaplamalar sonrasında 3,76 m/dk hızda 50 m kayma mesafesinde yapılan aşınma testinde ticari numunenin aşınma oranı $2,04 \cdot 10^{-3} (mm^3 / Nm)$, yeniden üretilen numunenin aşınma oranı $2,33 \cdot 10^{-3} (mm^3 / Nm)$ olarak bulunmuştur.

Sürtünme katsayısı – zaman değişimi grafiğindeki hareketlilik, aşınma sırasında uygulanan hız ve kayma mesafesi değerlerinin değişmesi ile aşınma dayanımının farklılaşacağı izlenimi vermektedir. Bu nedenle numunelerin 30x6 mm kesitinde uygulanacak aşınma parametreleri değiştirilmiştir. Bu teste numuneler 200 dev/dk dönme hızında disk olarak kullanılırken, aşındırıcı pin 10 N kuvvet uygulayarak malzeme yüzeyinde 3 mm çapında iz bırakacak şekilde temas ettirilmiştir. 200 – 400 – 600 – 800 - 1000 m kayma mesafesi ve 1,88 m/dk hız ile tamamlanan deney sonrası hesaplanan aşınma oranları şekil 4.17’ de verilmektedir.

Ek 4’de farklı bölgelerden 8 mm ve 3 mm çapında iz bırakılarak elde edilmiş aşınma numunesinin resmi verilmektedir.



Şekil 4.17 Ticari ve yeniden üretilen numunelerin aşınma oranı grafiği

Grafik incelendiğinde, kayma mesafesinin 200 m ve 800 m olduğu durumda iki numunenin de aynı aşınma oranına sahip olduğu belirlenirken, diğer kayma mesafelerinde ise yeniden üretilen numunenin aşınma oranının ticari numuneye göre düşük çıktığı tespit edilmiştir.

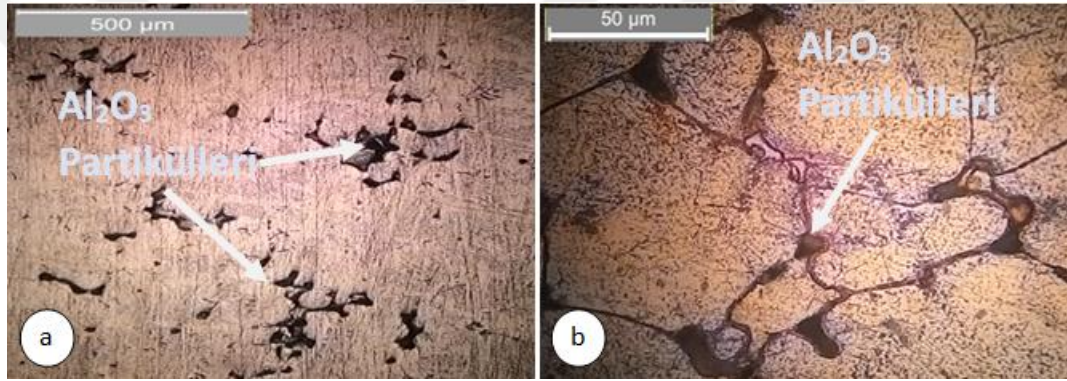
Genel olarak aşınma testi bulguları ortaya konulduğunda, 3,76 m/dk hızla 50 m kayma mesafesinde yapılan ön aşınma testinde azda olsa ticari Al 7039 numunesinin üstünlüğü görünürken, hız yarıya indirildiğinde ve kayma mesafesi artırıldığında yeniden üretilen numunenin üstünlüğü belirlenmiştir.

4.2 MMK Üretiminde Elde Edilen Numunelerin Mikro Yapı, Fiziksel, Kimyasal ve Mekanik Özellikleri

Yapmış olduğumuz çalışmanın bu aşamasında, öncelikle % 2 hacim oranlarında ve ortalama 10 μ m boyutlarında SiC, Al₂O₃ ve B₄C partikülleri Al 7039 numunesine takviye edilmiştir. Böylelikle üretilen MMK plakaların mikro yapı, fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri kıyaslanmıştır. Bu kıyaslama sonuçları değerlendirilerek, FDMMK üretiminde kullanılacak üç farklı MMK numunenin takviye hacim oranları belirlenmiştir.

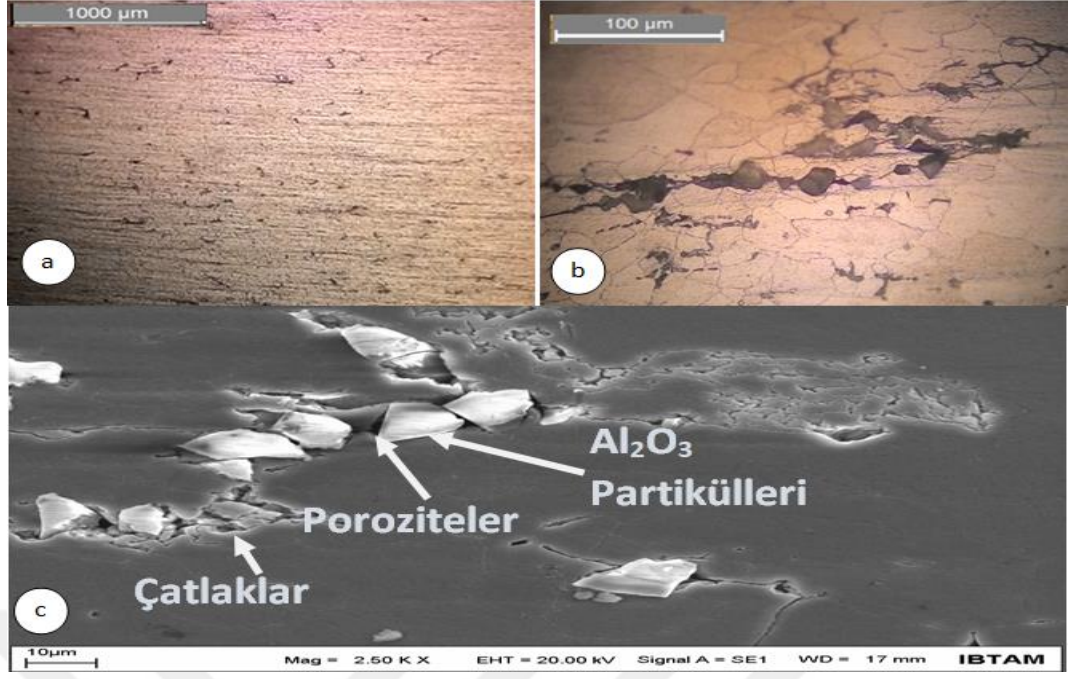
4.2.1 Aynı hacim oranlarında ve boyutlarında takviye edilmiş Al₂O₃, SiC ve B₄C partiküllü MMK malzemelerin mikro yapı özellikleri

Hacimce % 2 Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin karıştırma döküm ve kalıp içerisinde sıkıştırma işlemi sonrasında mikro yapısı şekil 4.18’ de verilmektedir. Şekil 4.18a’ da partiküller ve partikül etrafında oluşan poroziteler görülmektedir. Genellikle döküm sonrası ötektik yapı içerisinde konumlandığı bilinen [134], takviye partiküllerinin görünümü şekil 4.18b’ de verilmektedir. Yapılan incelemeler sonucunda ortalama tane boyutunun 100 - 30 µm arasında değiştiği tespit edilmekle birlikte, takviye partiküllerinin enerjisi yüksek olan tane sınırlarında oluşan ötektik yapı içerisine yerleştiği net bir şekilde belirlenmiştir.



Şekil 4.18 a-b) Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş Al₂O₃ partiküllü MMK levhanın karıştırma döküm ve kalıp içerisinde sıkıştırma işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri

MMK numunenin sıcak dövme işlemi sonrasında elde edilen mikro yapı görüntüsü şekil 4.19’ da verilmiş olup, şekil 4.19a’ da dövme işleminin partikül takviyesinin dağılımında herhangi bir soruna yol açmadığı, bunun yanı sıra takviye etrafında oluşan kısmi boşlukları yok ettiği tespit edilmiştir. Şekil 4.19b’ de dövme sonucunda tane boyutlarının partikül etrafında 10-30 µm arasında olduğu görülmüş olup, partiküllerin genel olarak bir çizgi şeklinde yan yana gelerek dizildikleri belirlenmiştir. Şekil 4.19c’ de verilen SEM görüntüsü incelendiğinde partikül ara yüzlerinde oluşan porozitelerin ve kısmi çatlakların varlığı dikkat çekmekle birlikte, oluşan porozitelerin oranının dövme öncesine göre kayda değer bir düşüş sergilediği gözlemlenmiştir.



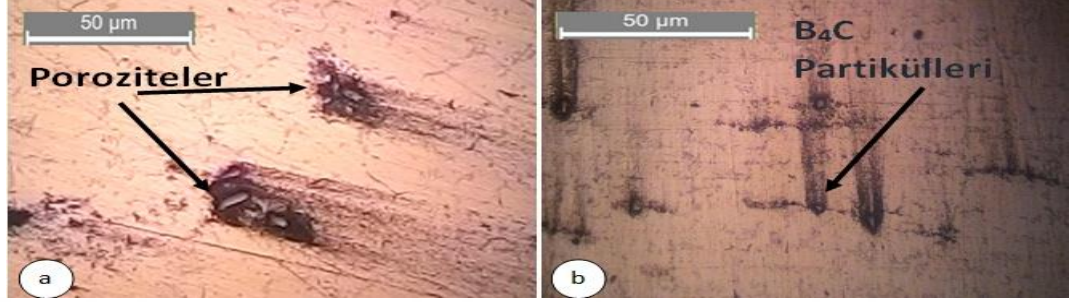
Şekil 4.19 Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş Al_2O_3 partiküllü MMK' in dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüsü, a) Keller kimyasalı, b) Keller+Weck kimyasalı, c) SEM

Şekil 4.20' de hacimce % 2 SiC takviyeli MMK numunenin dövme öncesi ve sonrası mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.20a' da verilen dövme işlemi öncesi yapı incelendiğinde, partiküllerin dağılımlarının yanı sıra yüksek poroziteli bölgelerin oluşumu göze çarpmaktadır. Dövme işlemi sonrasında ise şekil 4.20b' de olduğu gibi porozite oranının azaldığı görülmektedir. Oluşan porozitelerin genellikle partiküllerin aglomere olduğu bölgelerde yoğunlaştığı tespit edilmekle birlikte, şekil 4.20c-d' de porozitenin oluşmadığı bölgelerin mikro yapı görüntüleri verilmektedir.



Şekil 4.20 a) Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş SiC partiküllü MMK' nın dövme işlemi öncesinde, b-c-d) dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri

Şekil 4.21' de aynı hacim oranında takviye edilmiş B_4C partiküllü MMK numunenin mikro yapı görüntüsü verilmektedir. Şekil 4.21a' da dövme öncesi görüntü verilmiş olup, partikül ara yüzeyinde meydana gelen poroziteler ortaya konmuştur. Şekil 4.21b' de ise dövme işlemi sonrası yapı verilmiş olup, porozite oranındaki düşüş sergilenmiştir.



Şekil 4.21 a) Hacimce %2 oranında takviye edilmiş SiC partiküllü MMK'nın dövme işlemi öncesinde, b) dövme işlemi sonrasında mikro yapı görüntüleri

Aynı hacim oranına ve partikül boyutuna sahip üç farklı partikül ile elde edilmiş kompozit numunelerin mikro yapıları incelendiğinde, numune içinde en iyi dağılım özelliği sergileyen takviye partikülünün SiC olduğu belirlenmiştir. En kötü dağılım ise üretim aşamasındaki zorluk nedeniyle B_4C partikülünde görülmüştür. Genel görüntüler incelendiğinde, döküm sırasında takviye edilen B_4C partiküllerinin bir kısmının kompozit içine girmediği belirlenmiş olup, bu durumun matris malzemesi ile oluşan sıcaklık ve yoğunluk farkından kaynaklandığı düşünülmektedir. Fakat yapılacak olan bütün hesaplamalarda bu durum bütün numuneler için göz ardı edilmiş ve ilave edilen partikül oranlarının malzeme içerisine tamamen yerleştiği farz edilmiştir.

4.2.2 MMK numunelerin fiziksel özellikleri ve sertlik değerleri

Yapılan incelemelerde gözle görülür porozite yoğunluğunun SiC takviyeli numunede en fazla, B_4C takviyeli numunede ise en az olduğu kanaatine varılmıştır. Bilindiği gibi porozite oranının artması, malzemelerinin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Bu durumda, üretimi tamamlanan MMK malzemelerin porozite oranlarının hesaplanması ve aynı hacim oranlarında takviye edilen levhalardan elde edilen değerlerin kıyaslanması gerekmektedir. Bu hesaplamaların gerçekleştirilebilmesi için, öncelikle Arşimet prensibine

başvurulmuştur. Bu prensip doğrultusunda, yoğunluğu bilinen bir sıvıya daldırılan katı bir cismin yoğunluğu aşağıda verilen eşitlikle hesaplanmıştır.

$$Katı\ yoğunluğu = \frac{w_{kr}}{(w_{kr} - w_s)} \cdot \rho_s \quad (4.2)$$

Burada, w_{kr} kuru numunenin havadaki ağırlığını, w_s numunenin su içinde asılı ağırlığı ve ρ_s ise kullanılan sıvının yoğunluğunu vermektedir. Eşitlik 4.2 kullanılarak üretimi tamamlanan kompozitlerin deneysel yoğunlukları (ρ_{k_d}) ve eşitlik 4.3 kullanılarak deneysel hacimleri (V_{k_d}) belirlenmiştir. Deneysel olarak hesaplanan hacim değeri, partikül hacmi (V_p), matris hacmi (V_m) ve boşluk hacminin (V_b) toplamını içermektedir.

$$V_{k_d} = \frac{w_k}{\rho_{k_d}}, \quad V_{k_d} = V_p + V_m + V_b \quad (4.3)$$

Bu durumda elde edilen numunelerin porozite oranlarının hesaplanabilmesi için V_b değerinin, bu değer bilinmesi için de kompozitlerin teorik yoğunluk ve hacimlerinin de hesaplanabilmesi gerekmektedir. Bu hesaplamalar için numunelerin kuru ağırlıklarından ve hacimce ilave edilen partikül oranlarından faydalanılarak aşağıdaki eşitlikler elde edilmiştir.

$$w_k = w_p + w_m \quad (4.4)$$

Eşitlik 4.4' de belirtilen ifadeye göre kompozitin ağırlığı (w_k), partikül ağırlığı (w_p) ve matris ağırlığının (w_m) toplamına eşittir. Yaptığımız üretim sırasında, partikül takviye miktarını toplam hacim miktarına göre belirlediğimizden dolayı, alınan numunelerin partikül ağırlıkları eşitlik 4.5'e göre hesaplanabilmektedir.

$$\left(\frac{w_k - w_p}{\rho_m} + \frac{w_p}{\rho_p} \right) \cdot \%V_p = \frac{100 \cdot w_p}{\rho_p} \quad (4.5)$$

Bu eşitlikte ρ_m matris yoğunluğunu, ρ_p partikül yoğunluğunu ve $\%V_p$ takviye edilen hacimce yüzde partikül oranını belirtmektedir. Bu durumda matris ve kullanılan partiküllerin yoğunlukları bilindiği için, kompozit numunenin ağırlığının bilinmesi ile eşitlik 4.5' den partikül ağırlığı (w_p) bulunur. Eşitlik 4.4 yardımıyla

matris ağırlığı da bulunduktan sonra, partikül hacmi (V_p) ve matris hacmi (V_m) hesaplanıp eşitlik 4.6 ile kompozit numunenin teorik hacmi (V_{kt}) bulunur.

$$V_{kt} = V_p + V_m \quad (4.6)$$

Burada bulunan kompozit hacmi, numunelerin tamamen boşluksuz olduğu düşünülerek hesaplanmıştır, böylelikle boşluk hacmi (V_b) sıfır olarak alınmıştır. Eşitlik 4.7' de verildiği gibi deneysel hacim değerinden, teorik hacim değerinin çıkartılması ile boşluk hacim değeri bulunmuş olur.

$$V_b = V_{kd} - V_{kt} \quad (4.7)$$

Boşluk hacminin bulunmasıyla, eşitlik 4.8' de belirtildiği gibi yüzde porozite değeri hesaplanmıştır.

$$\%por = \frac{V_b}{V_{kd}} \cdot 100 \quad (4.8)$$

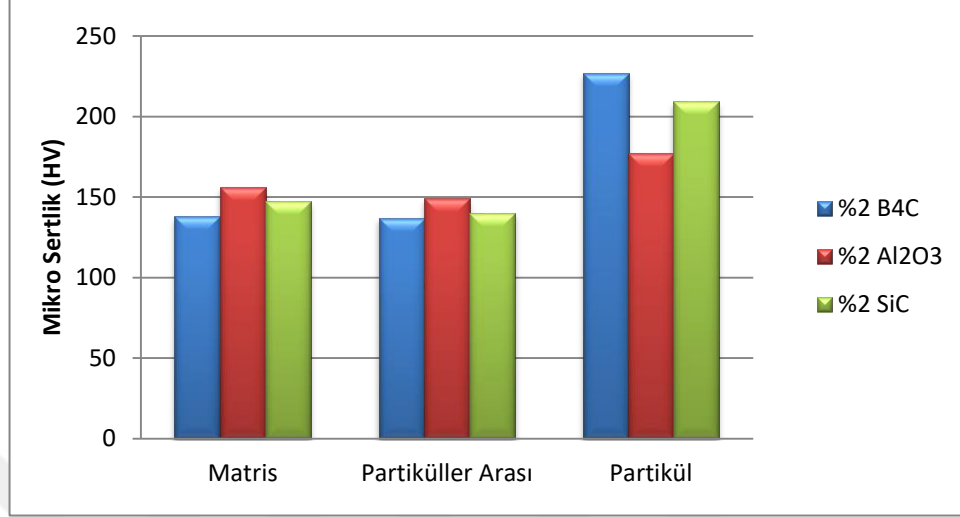
Hassas terazi yardımıyla kütlesi belirlenen numunelerin, yapılan hesaplamalar sonucunda ortaya çıkan porozite oranları ve deneysel yoğunluk değerleri çizelge 4.3' de verilmektedir. Değerler incelendiğinde, SiC takviyeli MMK levhanın yoğunluk değerinin poroziteler nedeniyle bir miktar düştüğünü, diğer levhalarda ise porozitelerin etkisi ile yoğunluk değerlerinde çok küçük düşüşlerin olduğu tespit edilmiştir.

Çizelge 4.3 Üretimi tamamlanan MMK levhaların yoğunluk ve porozite oranları

Matris	Matris Yoğunluğu (gr/cm ³)	Takviye Partikülü	Takviye Hacim Oranı	Takviye Yoğunluğu (gr/cm ³)	Kompozit % Porozite	Kompozit Deneysel Yoğunluk (gr/cm ³)
Al 7039	2.746	Al ₂ O ₃	%2	3.93	0.26	2.757
Al 7039	2.746	SiC	%2	3.21	0.47	2.737
Al 7039	2.746	B ₄ C	%2	2.51	0.08	2.733

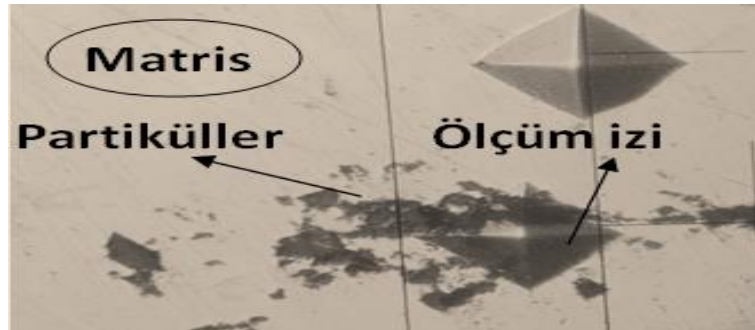
Yoğunluk ve porozite gibi fiziksel değerlerin belirlenmesi ile birlikte, üretilen MMK numunelerin sertlik ölçümlerine geçilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri ısıtılmış

görerek üretimi tamamlanmış MMK numunelere uygulanmıştır. Ölçüm yapılırken matris, partikül ve partiküller arası bölgelerden alınan değerler sonucunda şekil 4.22’ de gösterilen grafik oluşturulmuştur.



Şekil 4.22 % 2 hacim oranı ile üretilmiş Al_2O_3 , SiC ve B_4C takviyeli MMK numunelerin bölgesel sertlik grafiği

Sertlik grafiği oluşturulurken, partikül boyutlarının düşük olması nedeniyle şekil 4.23’ de olduğu gibi bir çok partikül üzerinden değerler alınmıştır. Bu durumda partiküllerin yoğun olduğu bölgelerle, daha az yoğun olan bölgelerin ortalaması alınarak, grafik üzerine değerler yansıtılmıştır. Partikül sertlikleri değerlendirilirken göz önünde bulunması gereken en önemli özellik, bu sonuçların sadece partikülün sertliğini içermemesi, buldukları bölgenin sertliğini de içermesidir. Partiküller arası bölgenin sertlik ölçümü ise partiküllerin arasında bulunan matris bölgesinden alınarak değerlendirilmiştir.



Şekil 4.23 Mikro sertlik ölçüm görüntüsü

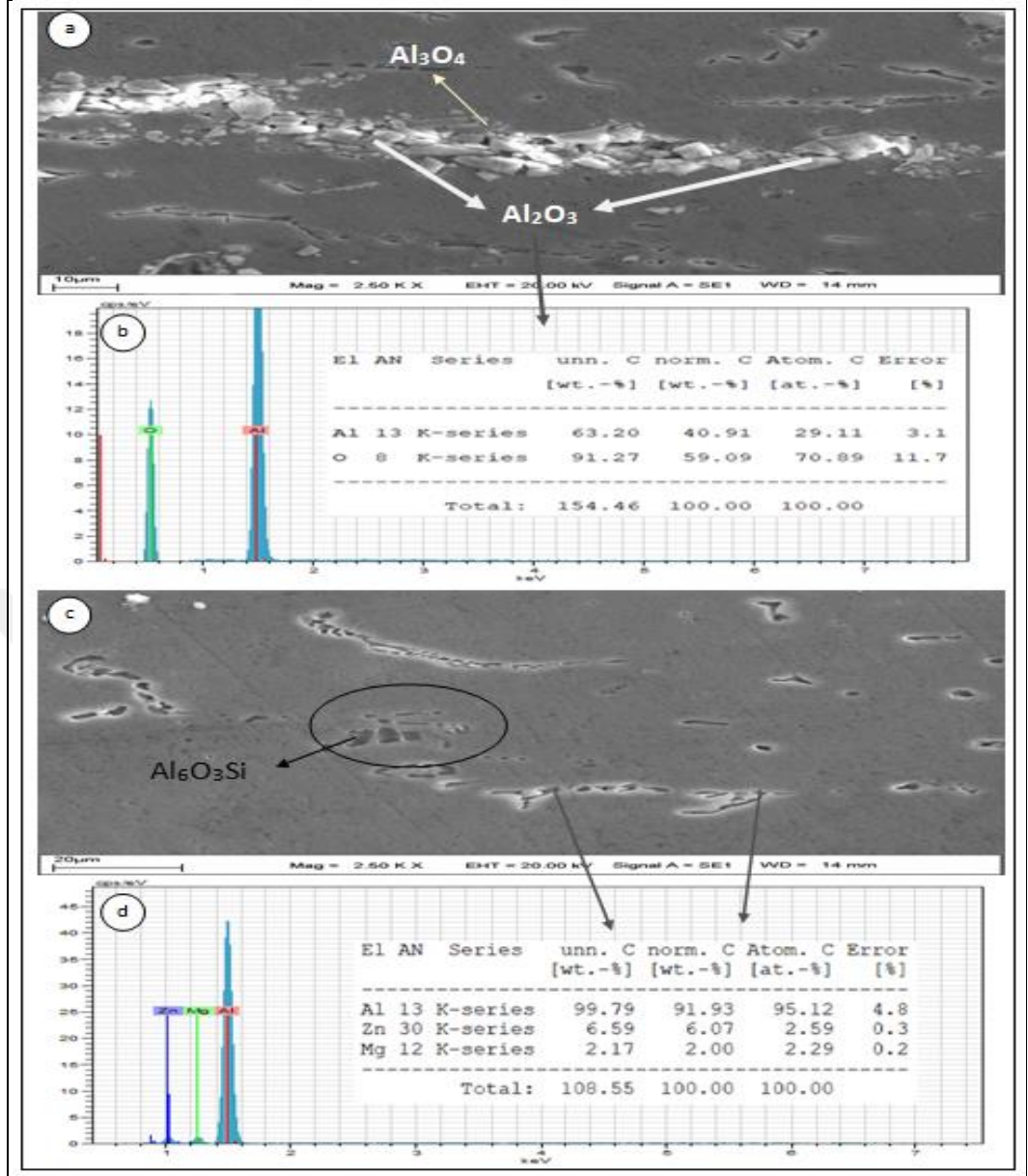
Oluşturulan grafik incelendiğinde, B₄C takviyeli numunelerin matris ve partiküller arası bölgelerindeki sertlik değeri yaklaşık olarak 138 HV iken partiküller bölgesinde bu değer 227 HV olarak belirlenmiştir. Al₂O₃ takviyeli numunelerin bölgesel sertlik değerleri yaklaşık olarak matris bölgesinde 156 HV, partiküller arası bölgede 149 HV, partiküller bölgesinde ise 177 HV olarak belirlenmiştir. Son olarak SiC takviyeli numunelerin sertlik değeri ise matris bölgesinde 147 HV, partiküller arası bölgede 140 HV, partiküller bölgesinde ise 209 HV olarak tespit edilmiştir.

Genel olarak bakıldığında B₄C partikülünün sertlik performansı, diğer partiküllerle kıyaslandığında en iyi sıralamaya sahipken, matris ve partiküller arası bölgede en kötü sıralamada yer almıştır. Bunun yanı sıra Al₂O₃ ve SiC takviyeli numunelerin matris ve partikül bölgesindeki sertlik değerlerinin beklenildiği gibi çıkmasına rağmen, partiküller arası bölgelerinden alınan sertlik değerlerinin matris bölgesindeki sertlik değerinden küçük olduğu gözlemlenmiştir. Bu oluşumların nedeninin açıklanabilmesi için, numunelerin kimyasal özelliklerinin incelenmesine geçilmiştir.

4.2.3 MMK numunelerin kimyasal özellikleri

Sertlik grafiğinde elde edilen değerler göz önüne alındığında, takviye malzemesinin türüne göre kompozit levhaların sertliklerinde değişimler olduğu gözlemlenmiştir. Takviye malzemesinin değişmesi ile takviye bölgelerindeki sertlik değerinin değişmesi beklenilir bir durum olmasına rağmen, yaklaşık olarak aynı işlemlerden geçmiş numunelerin matris ve partiküller arası bölgelerinde oluşan değişimin nedeninin bilinmesi gerekmektedir. Bu yüzden üretimi tamamlanan numunelerin içyapıları SEM görüntüleri ile incelenmiş ve elde edilen yapıların EDX analizleri alınmıştır.

Şekil 4.24' de üretimi tamamlanmış hacimce % 2 Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları verilmektedir. Partiküller üzerinden alınan noktanın EDX analizi incelendiğinde, Al₂O₃ takviye içeriği ile örtüştüğü belirlenmiştir. Matris bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analizi incelendiğinde Al, Mg, Zn içerikli bileşiklerin çoğunlukta olduğu ve bunun yanı sıra Al, O, ve Si içerikli bileşiklerle, Fe içerikli intermetaliklerin olduğu görülmektedir.

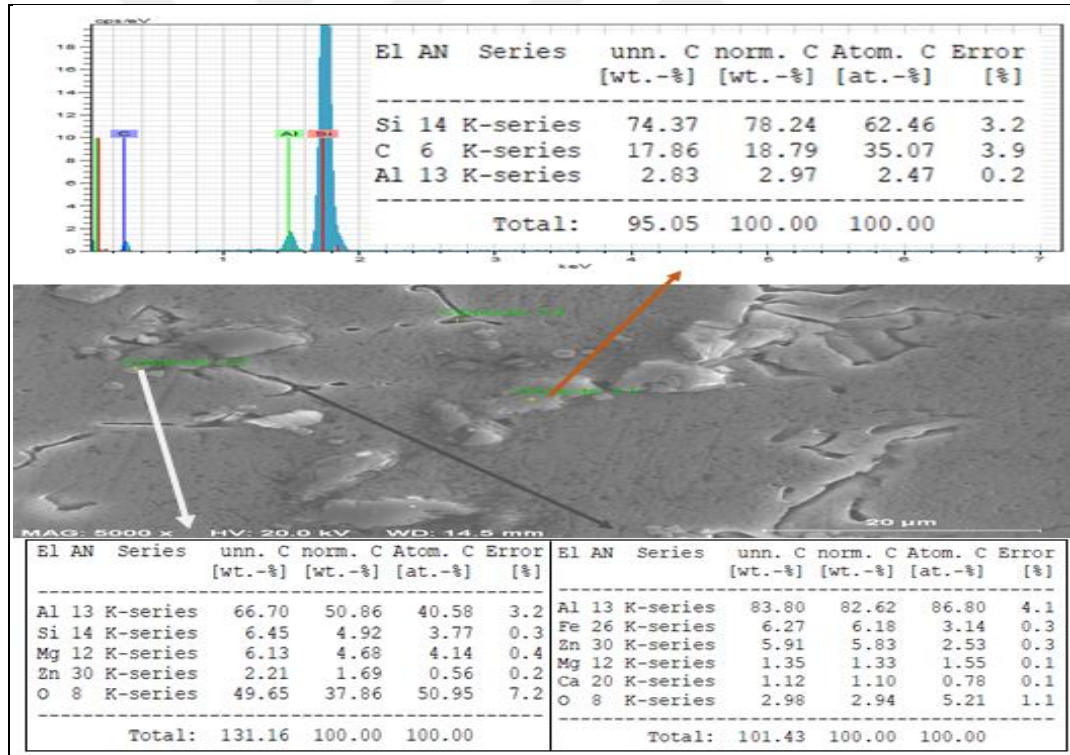


Şekil 4.24 Hacimce % 2 Al₂O₃ takviyeli numunenin a) partikül bölgesi SEM görüntüsü, b) partikül EDX analizi, c) matris bölgesi SEM görüntüsü, d) matris bölgesi EDX analizi

Genel olarak kompozit içyapısı incelendiğinde, Al₂O₃ takviye partikülünün ilave edilmesi ile takviye partikülü etrafında yoğunlukta olmak üzere, matris bölgesinde dahi bazı kimyasal değişimlerin gerçekleştiği belirlenmiştir. Yapılan değerlendirmeler sonucunda, partiküllerin etrafında Al, O ve az miktarda Zn ve Mg' den oluşan küçük boyutlu, partiküle benzeyen bileşiklerin oluştuğu görülmektedir. Bu bileşiklerden alınan EDX analizlerinde partiküllere yakın olan bölgelerde O oranının Al oranından fazla olduğu (Al₃O₄), partiküllerden uzaklaştıkça Al oranının fazla olduğu (Al₄O₃). Yakın bölgede partiküllerin bulunmadığı matris bölgesinde ise, faz dağılımının Al 7039 kimyasal kompozisyonuna uyduğu

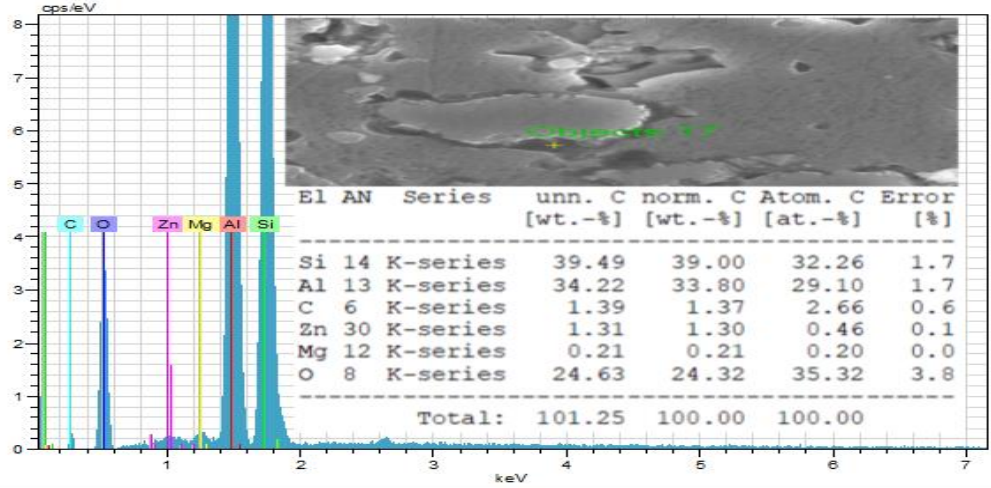
görülmektedir. Bu durumun Al_2O_3 takviye partiküllerinin yakın bölgelerde matris malzemesi ile reaksiyona girdiğinin bir göstergesi olduğu düşünülmektedir. Bunun sonucunda Al_2O_3 partiküllerinin arasında bulunan matris bölgelerinden alınan sertlik değeri 149 HV olarak belirlenirken matris bölgesinde bu değer 156 HV olarak belirlenmiştir.

Şekil 4.25’ de üretimi tamamlanmış hacimce % 2 SiC takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları verilmektedir. SEM görüntüsü ve EDX analizleri bir araya getirildiğinde, SiC partiküllerinin kendi içerikleri ile uyduğu görülmektedir. Partiküllere yakın bölgelerde O içeriğinin yüksek olduğu bileşiklerin oluştuğu belirlenmiş olup, bu bileşiklerin Al_2O_3 partiküllerinin etrafında oluşanlar kadar yoğun olmadığı görülmüştür. Aynı zamanda genellikle partikül etrafında yoğunlaşan Fe içerikli intermetalik bileşiklerin oluştuğu tespit edilmiştir.



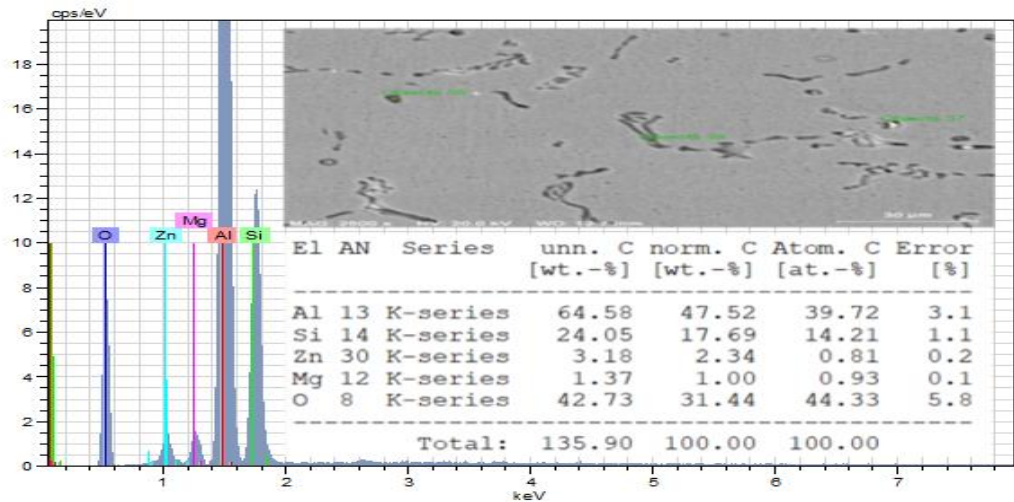
Şekil 4.25 Hacimce % 2 SiC takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları

Partikül ara yüzeyinde belirgin olarak görünen siyah renkli bölgenin tanımlanabilmesi için şekil 4.26’ da verilen SEM görüntüsü ve EDX analizi incelenmiş olup, bu bölgede Si içeriğinin artışa geçtiği belirlenmiştir.

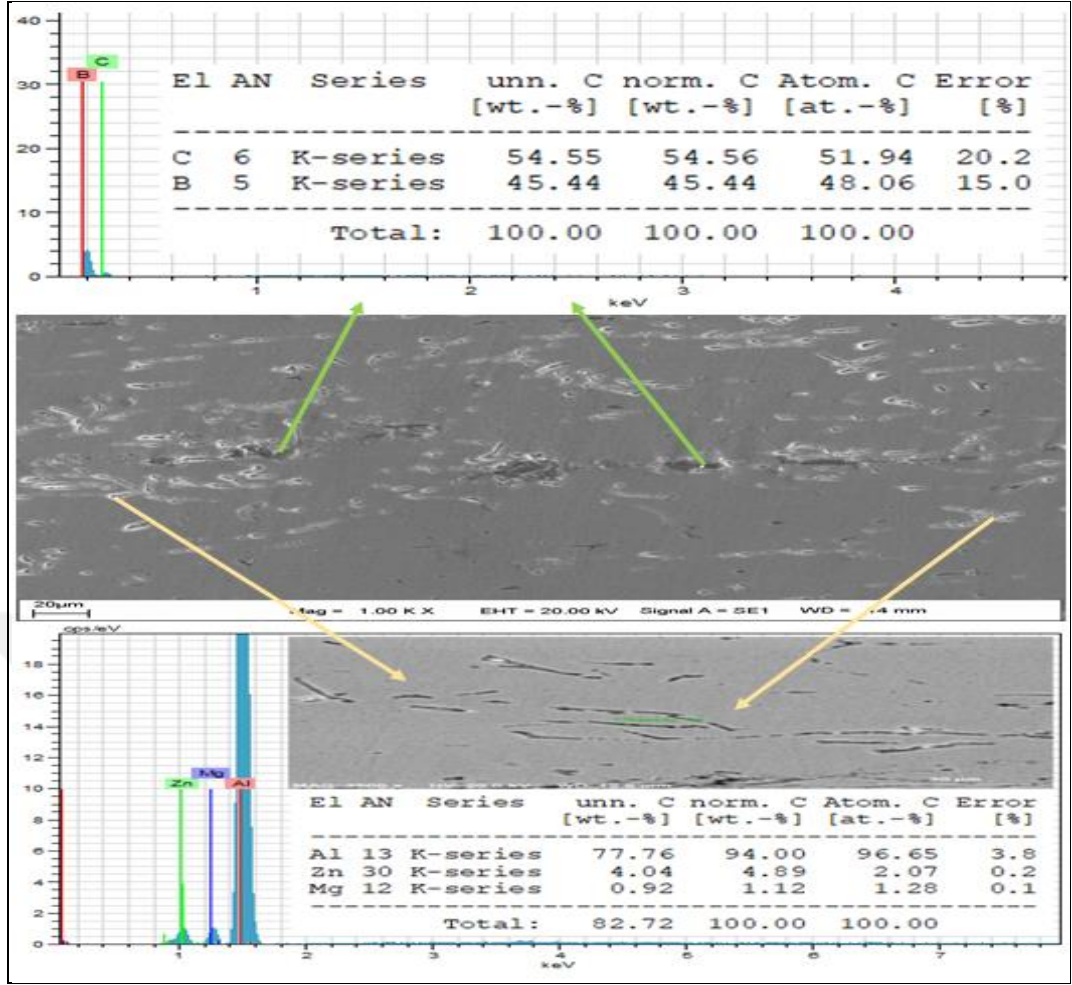


Şekil 4.26 SiC takviye partikülünün ara yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analiz sonuçları

Bu durumda SiC takviye partiküllerinin ara yüzeylerinde matris malzemesi ile reaksiyona girdiği görülmektedir. Bu reaksiyonun genel mi yoksa bölgesel mi olup olmadığını belirleyebilmek için partikül bölgesinden uzakta bulunan matris bölgesi incelenmeye alınmıştır. Şekil 4.27’ de bu bölgeden alınan SEM görüntüsü ve EDX analiz sonuçları verilmektedir. Yapılan incelemeler sonucunda partikül ara yüzeyinden uzaklaştıkça oluşan bileşiklerin Si içeriğinin azaldığı belirlenmiştir. Bu bulgunun belirlenmesinin ardından, SiC partiküllerinin takviye edilmesi ile partiküller arasında bulunan matris bölgesindeki yapının değişime uğradığı ve böylelikle bu bölgelerde beklenen sertliğe ulaşılamadığı kanısına varılmıştır. Matris bölgesinden alınan sertlik 147 HV değerinde bulunurken, bu değer partiküller arası bölgede 140 HV değerine düşmüştür.



Şekil 4.27 SiC takviyeli numunenin matris bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analiz sonuçları

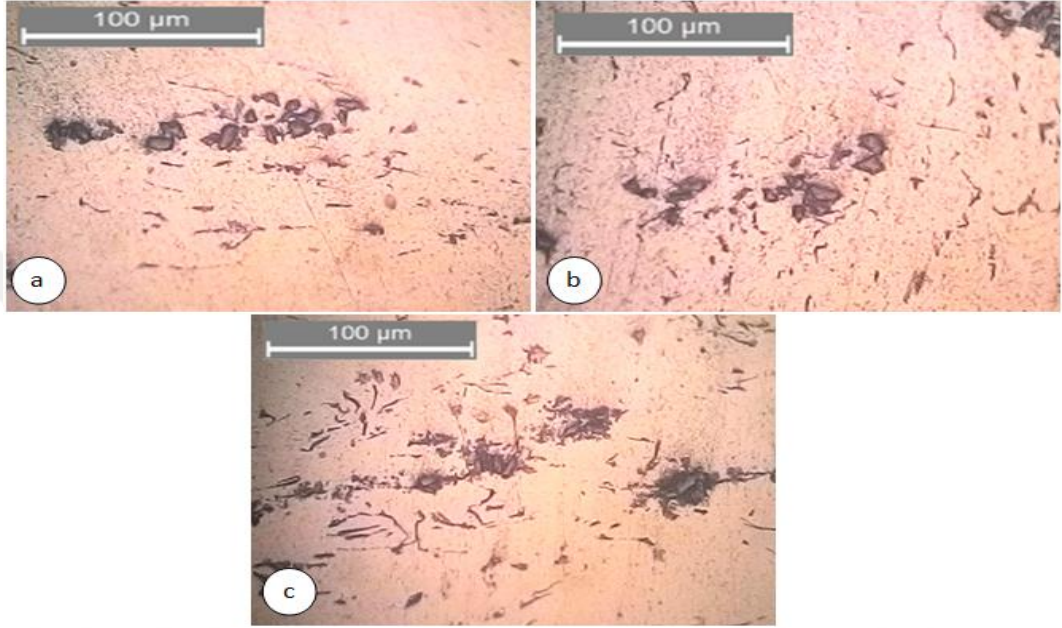


Şekil 4.28 Hacimce % 2 B₄C takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları

Şekil 4.28’ de üretimi tamamlanmış hacimce % 2 B₄C takviyeli MMK numunenin partikül bölgesinden alınmış SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları verilmektedir. Yapılan incelemeler sonucunda partiküllerin kimyasal içeriğinde, C oranının yüksek B oranının düşük çıktığı görülmüş, fakat partiküllerin herhangi bir reaksiyonda bulunmadığı anlaşılmıştır. Kompozit malzemenin matris bölgesinden alınan görüntüler ve EDX analizleri Al 7039 malzemesinin kimyasal içeriği ile örtüşmüştür. Fakat matris içerisinde Al, Zn, Mg fazı dışında, Zn ve Mg içerikli bileşiklerin çok yoğun ve ince bir çizgi şeklinde olduğu tespit edilmiştir. MMK numunenin matris ve partiküller arası bölgedeki düşük sertlik değerinin, bu durumdan dolayı meydana geldiği düşünülmektedir.

Sonuç olarak, şekil 4.29a-c’ de sırasıyla Al₂O₃, SiC ve B₄C takviyeli MMK numunelerin mikro yapı görüntüleri incelendiğinde, oluşan yapı farklılıkları göze çarpmaktadır. Aynı üretim yöntemi ile imalatı tamamlanan levhaların bu türden yapı

farklılıkları göstermesinin sebebinin, takviye elemanı ile matris malzemesi arasında oluşan kimyasal etkileşimden kaynaklandığı düşünülmektedir. Yapılar üzerinde uygulanan EDX analizi sonuçlarına göre en çok kimyasal etkileşime giren takviyenin SiC, en azının ise B₄C olduğu tespit edilmiştir. Bunun sonucunda numunelerin matris ve partiküller arası bölgelerindeki sertlik değerlerinde oluşan değişimin nedeni belirlenmiş olmaktadır.



Şekil 4.29 a-c) Sırasıyla hacimce %2 Al₂O₃, SiC ve B₄C takviyeli MMK numunelerin mikro yapı görüntüleri

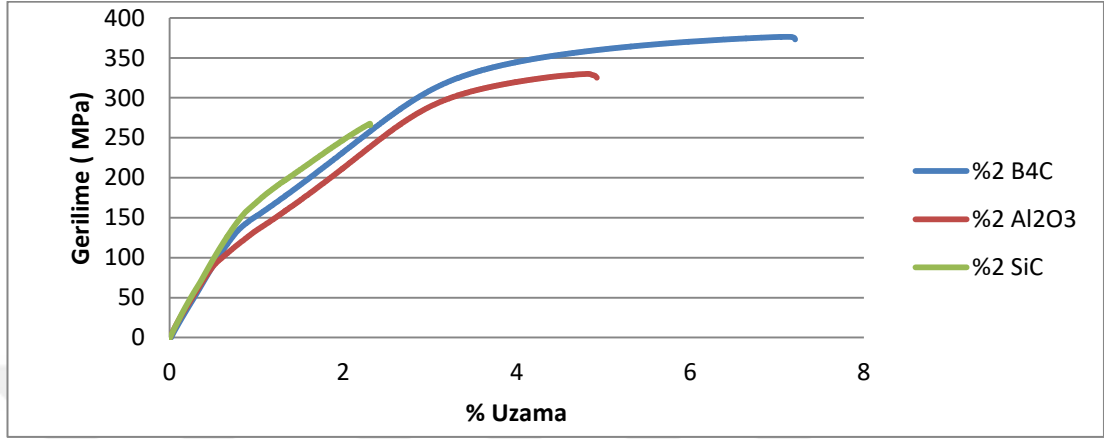
4.2.4 MMK numunelerin çekme ve aşınma testi

Şekil 4.30' da tamamlanan üretim sonrasında her bir MMK plakadan tel erezyon yöntemi ile üç adet kesilen çekme numunelerinin görüntüsü verilmektedir.



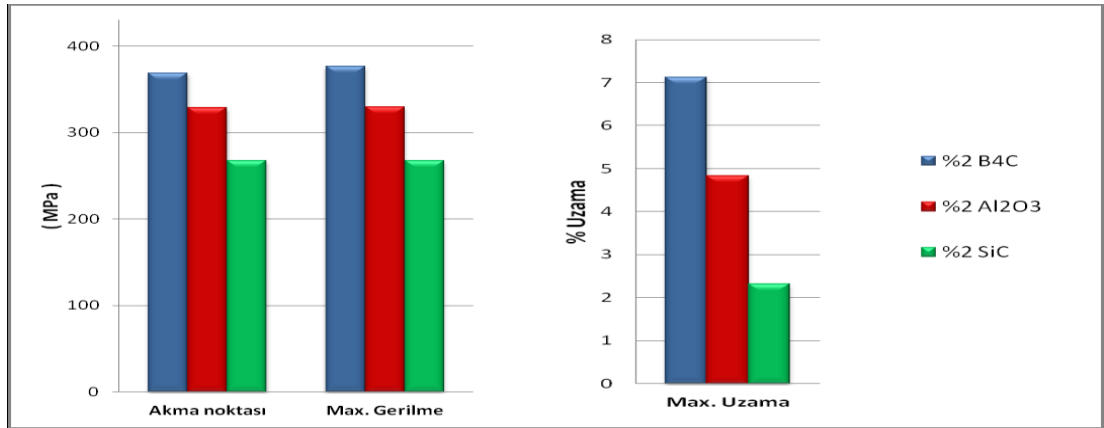
Şekil 4.30 Her bir MMK plakadan tel erezyon yöntemi ile elde edilen üç adet çekme numunesi görüntüsü

Kıyaslama açısından herhangi bir farklılığın oluşmaması düşünüldüğünden önceki numunelerde kullanılan parametrelerin aynısı kullanılarak çekme işlemi yapılmıştır. Şekil 4.31’ de hacimce % 2 oranında takviye edilmiş B₄C, Al₂O₃ ve SiC takviyeli MMK numunelerin çekme grafiği verilmektedir.



Şekil 4.31 Hacimce % 2 oranında takviye edilmiş B₄C, Al₂O₃ ve SiC takviyeli MMK numunelerin çekme grafiği

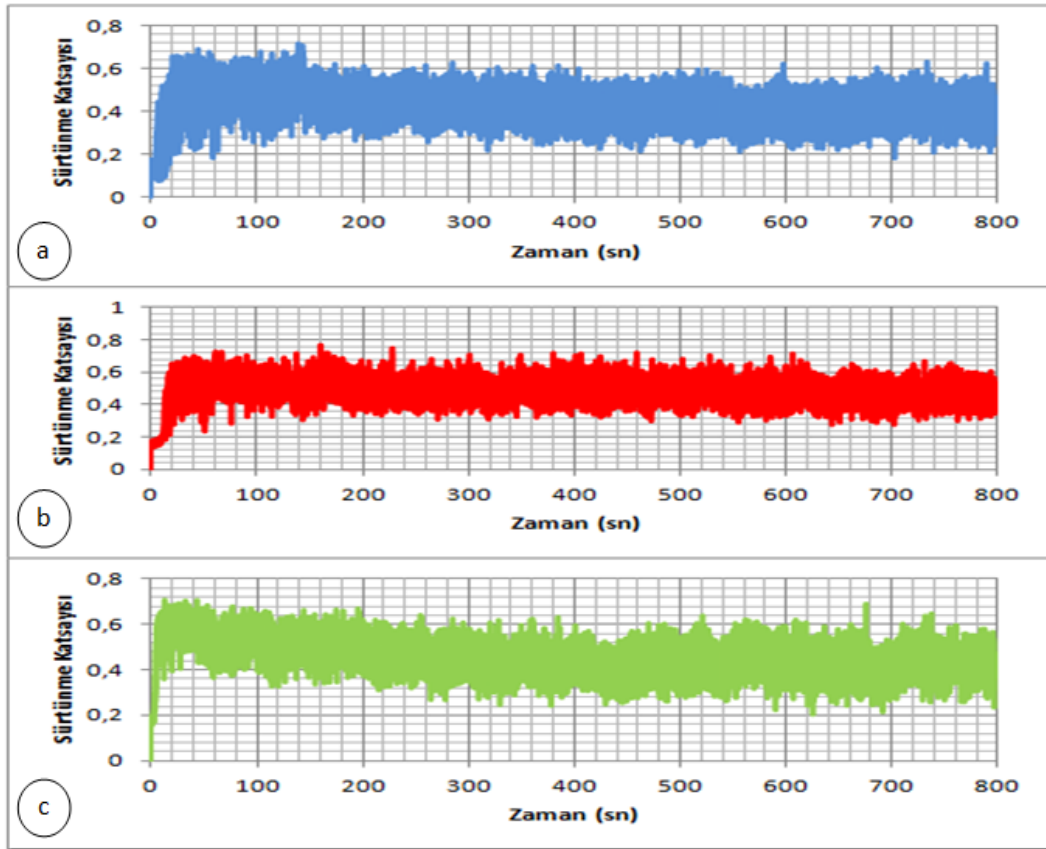
Yapılan incelemeler sonucunda kompozitlerin yaklaşık 100 MPa gerilme değerine kadar aynı özelliği gösterdikleri belirlenmiş olup, bu değer sonrasında takviye cinsine göre farklılaşan değişimler sergiledikleri gözlemlenmiştir. Şekil 4.32’ de elde edilen değerler neticesinde oluşturulan grafik incelendiğinde, B₄C takviyeli MMK numunenin akma noktasının 368 MPa, max gerilme değerinin 376 MPa ve max yüzde uzama değerinin 7,12 olduğu belirlenmiştir. Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin sırası ile aynı değerleri 328,5 MPa, 330 MPa ve 4,82 olarak belirlenirken, SiC takviyeli MMK için bu değerler sırası ile 267,6 MPa, 267,6 MPa ve 2,31 olarak tespit edilmiştir.



Şekil 4.32 % 2 hacim oranında takviye edilmiş MMK numunelerin çekme testi özellikleri

Genel olarak numunelerin çekme testi performans sıralaması B_4C , Al_2O_3 ve SiC olarak belirlenmiştir. Bu sıralamanın oluşmasında birçok etki faktörü bulunmaktadır fakat bunlardan en etkilisinin numunelerin porozite oranlarındaki değişim olduğu söylenebilmektedir. Çekme testi performans sıralaması ile porozite oranları arasında tamamen ters orantının olduğu görülmektedir. Bu durumda porozite oranının artması ile çekme dayanımının düştüğü belirlenmiştir. MMK numunelerden elde edilen çekme testi değerleri ile matris malzemesinden elde edilen değerler kıyaslandığında, bu durumun gerçekliği ortaya konulmuş olur.

Aşınma testi çalışması için önceden belirlenen parametreler kullanılmış ve sürtünme katsayısı grafiğinin oluşturulabilmesi için numunelerin 30x30 mm' lik yüzeyine ön test yapılmıştır. Şekil 4.33a-c' de sırası ile hacimce % 2 oranında B_4C , Al_2O_3 ve SiC takviyeli MMK numunelerin zaman – sürtünme katsayısı grafiği verilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda sürtünme katsayısında zamana bağlı olarak herhangi bir değişimin net olarak görülmediği, sabit bir ortalama katsayı değeri ile ilerlediği tespit edilmiştir.

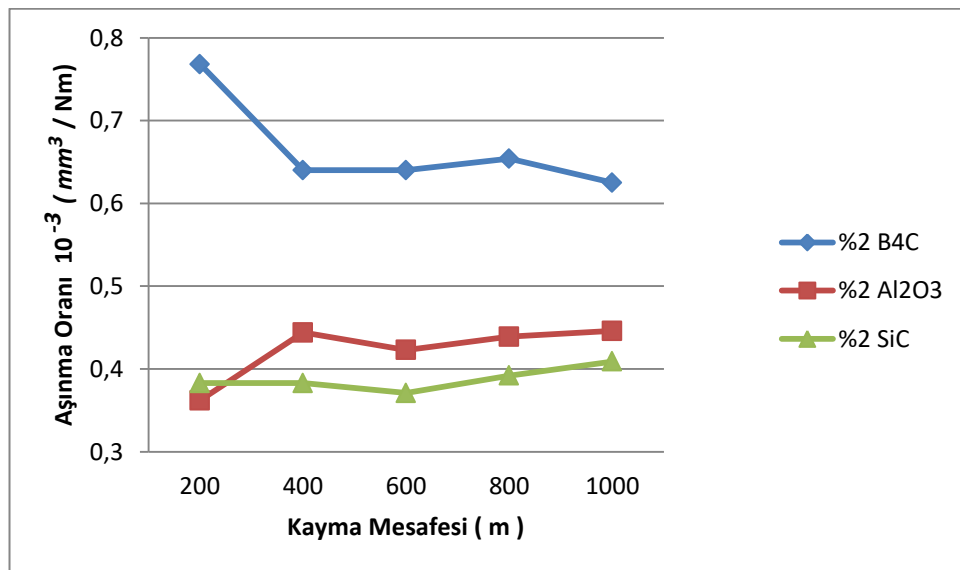


Şekil 4.33 Hacimce % 2 oranında a) B_4C , b) Al_2O_3 ve c) SiC takviyeli MMK numunelerin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri

Eşitlik 4.1 kullanılarak yapılan hesaplamalar sonrasında 3,76 m/dk hızla 50 m kayma mesafesinde yapılan aşınma testinde B₄C takviyeli numunenin aşınma oranı $4,09 \cdot 10^{-3} \text{ (mm}^3/\text{Nm)}$, Al₂O₃ takviyeli numunenin aşınma oranı $3,772 \cdot 10^{-3} \text{ (mm}^3/\text{Nm)}$ ve son olarak SiC takviyeli numunenin aşınma oranı $2,99 \cdot 10^{-3} \text{ (mm}^3/\text{Nm)}$ olarak hesaplandı. Elde edilen bulgular göz önünde bulundurulduğunda % 2 hacim oranında takviye edilen kompozitlerde aşınma dayanımı sıralaması SiC, Al₂O₃ ve B₄C olarak belirlenmiştir.

Şekil 4.34’ de hızın yarıya düşürülmesi ve kayma mesafesinin artırılması durumunda 30x6 mm kesitte elde edilen aşınma dayanımı grafiği verilmektedir. Değerler incelendiğinde 50 m kayma mesafesi ile yapılan ön aşınma testinde ortaya çıkan sıralamanın değişmediği görülmektedir. Aslında, sürtünme katsayısı grafiğindeki sabit ilerleme bu değişmezliğin öngörülebilir olduğunu yansıtmıştır. Bu durumda en iyi aşınma dayanımı SiC takviyesi ile elde edilirken, bu değeri yakından takip eden Al₂O₃ takviyesi ikinci sırada gelmektedir. Son olarak ise kıyaslamada en kötü değeri B₄C takviyesinin aldığı görülmektedir. Bu sıralamanın numunelerin sertlik değerleri ile örtüştüğü gözlemlenmiştir.

Ticari Al 7039 malzemesi ile kıyaslandığında hacimce % 2 SiC takviyeli kompozitin aşınma dayanımının neredeyse her kayma mesafesinde daha iyi olduğu belirlenmiştir. Aynı kıyaslama Al₂O₃ takviyeli kompozit için yapıldığında ise çok yakın değerler elde edildiği görülmüştür.



Şekil 4.34 Hacimce % 2 oranında B₄C, Al₂O₃ ve SiC takviyeli MMK numunelerin aşınma oranı grafiği

4.2.5 Hibrit özellikli FDMMK malzemeyi oluşturacak MMK levhaların genel özellikleri

Aynı hacim oranlarına sahip üç farklı partikülün takviye edilmesi ile elde edilen MMK levhalar üzerinde yapmış olduğumuz çalışmaların ardından, hibrit özellikli FDMMK üretimi için takviye hacim oranlarının belirlenmesi işlemine geçilmiştir. Şimdiye kadar yapmış olduğumuz çalışmalar % 2 hacim oranında partikül takviyesi ile edilen levhaların her birinin farklı özellikler sergilediğini ortaya koymuştur. Bu değerlendirmede hibrit özellikli FDMMK malzemenin aynı hacim oranında takviye edilmiş SiC, Al₂O₃ ve B₄C levhalardan elde edilebileceğini göstermektedir. Fakat bu durum, mikro yapı incelemeleri sırasında partikül hacimlerinin aynı olması nedeni ile tabakalar arasındaki geçişin net olarak incelenememesine yol açacağından, takviye hacim oranlarının her partikül için farklı olmasının belirgin olacağı düşünülmüştür.

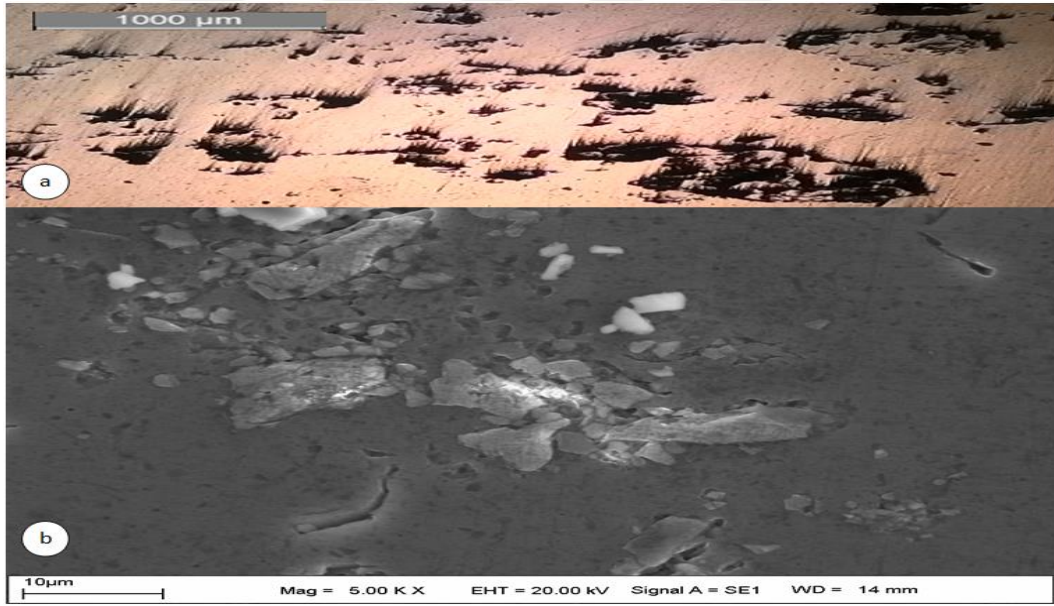
MMK üretim çalışmaları sırasında ortaya çıkan kompleks durumlar, B₄C partiküllü levhaların imalatını zorlaştırmıştır. Bu durumlar neticesinde üretim süresi artmış, partiküller ise istenildiği oranda matris içerisine geçiş sağlayamamıştır. Böylelikle üç takviye içerisinden en düşük poroziteye neden olan partikülün B₄C olduğu kanısına varılmıştır. Bunun yanı sıra matris içerisindeki kimyasal kompozisyonu bozmaması, çekme ve sertlik deneyinde aldığı iyi sonuçlar olumlu yönleri işaret ederken, aşınma deneyindeki sıralamada sonuncu olması ise olumsuz yönlerini göstermektedir.

Genel olarak değerlendirildiğinde, hibrit özellikli FDMMK üretimi için kullanılacak B₄C partiküllü levhanın hacimce takviye oranının % 2 olarak kalmasının uygun olacağı düşüncesine varılmıştır.

Al₂O₃ takviyeli MMK levhanın üretim aşamasında, partikül yüzeyinde bulunan oksit tabakasının ıslatılma işlemi engellediği tespit edilmiş olup, bu durumun yansıması olarak MMK içerisinde partikül aglomerasyonlarının meydana geldiği görülmüştür. Buna rağmen fiziksel ve mekanik testlerdeki performans sıralamasında üç takviye partikülü arasında daima orta sırada olması, Al₂O₃ partikülünün hibrit özellikli FDMMK üretiminde % 5 hacim oranı ile yer almasının uygun olacağı düşüncesini ortaya koymuştur.

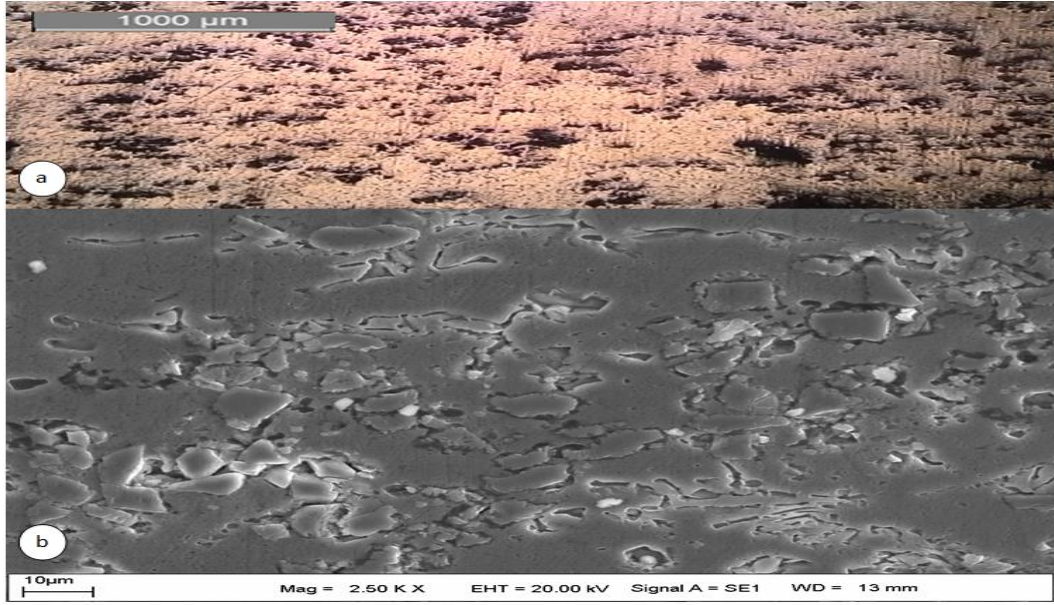
MMK levhaların genel değerlendirilmesi sonucunda, kimyasal açıdan aktif, fiziksel açıdan en yüksek porozite oranına ve bunun sonucunda en düşük çekme dayanımına sahip, fakat aşınma dayanımı bakımından en iyi durumda bulunan kompozitin, SiC partikül takviyeli MMK olduğu görülmektedir. Kompozit üretimi sırasında herhangi bir soruna yol açmayan ve bunun sonucu olarak iyi bir dağılım özelliği gösteren SiC partikülünün, hibrit özellikli FDMMK üretiminde % 8 hacim oranında kullanılmasının uygun olacağı düşünülmüştür.

Böylelikle hibrit özellikli FDMMK üretimi için hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC partikül takviyeli Al 7039 matrisli levhaların kullanılmasına karar verilmiştir. Bu durumda belirlenen hacim oranlarında kompozitlerin genel özelliklerinin tespit edilebilmesi için % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC partikül takviyeli MMK üretimi gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.35’ de önceden belirlenen parametreler doğrultusunda üretimi gerçekleştirilen Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin mikro yapı görüntüleri verilmektedir.



Şekil 4.35 Hacimce % 5 Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin a) optik mikroskop, b) SEM görüntüsü

Görüntülerin incelenmesi sonucunda % 2 hacim oranında üretilen numune ile aynı özelliklerin görüldüğü göze çarpmaktadır. Şekil 4.35a’ da takviye oranının artmasına bağlı olarak porozite oranında artışın olduğu belirlenirken, şekil 4.35b’ de ise partiküller etrafında oluşan Al ve O içerikli kimyasal partiküller görülmektedir.



Şekil 4.36 Hacimce % 8 SiC takviyeli MMK numunenin a) optik mikroskop, b) SEM görüntüsü

Şekil 4.36’ da önceden belirlenen parametrelerle üretilen hacimce % 8 partikül oranına sahip MMK numunenin mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Görüntülerin geneline bakıldığında, yapı olarak önceki düşük hacim oranlı üretim ile aynı bulgulara rastlanmıştır. Şekil 4.36a’ da SiC partiküllerinin düzgün dağılımı ve artan porozite oranı gösterilirken, şekil 4.36b’ de partiküllerin ara yüzeylerinde kimyasal reaksiyonun sonucunda oluşan koyu renkli yapılar gösterilmektedir.

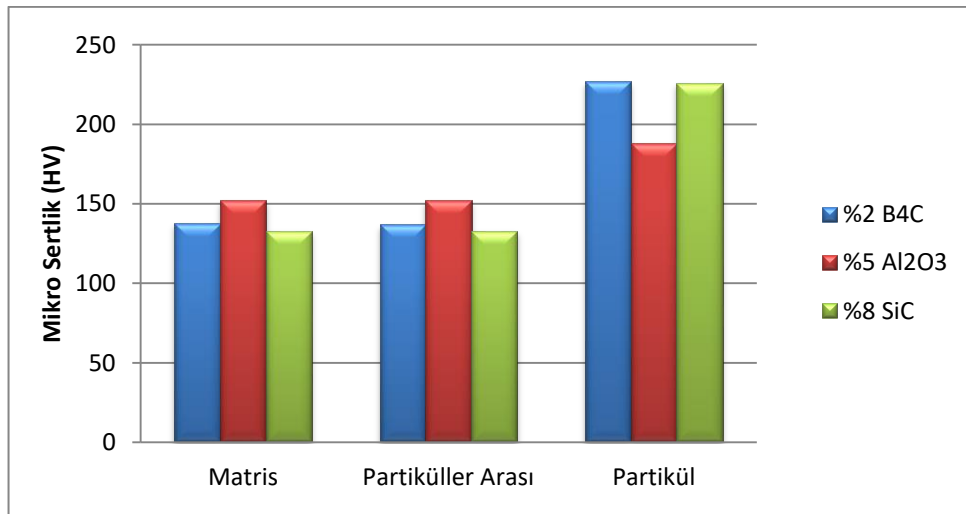
Hibrit özellikli FDMMK’ yı oluşturacak olan levhaların porozite oranları ve yoğunlukları, önceden belirlenen yöntem ve eşitliklerle hesaplanarak çizelge 4.4 oluşturulmuştur. Elde edilen fiziksel özellikler incelendiğinde, seçilen levhalar arasında en yüksek yoğunluğa ve porozite oranına sahip olan numunenin Al_2O_3 takviyeli kompozit olduğu görülmektedir. % 2 hacim oranında takviye edildiğinde hesaplanan porozite oranı ile kıyaslandığında, çok büyük oranda porozitenin arttığı görülmektedir. Bu artışın nedeninin partikül yüzeyindeki oksit tabakasından meydana geldiği düşünülmektedir. SiC takviye partiküllerinden oluşan kompozit numunenin porozite yoğunluğu ise beklenildiği ölçüde artış göstermiştir. Bu durumda % 5 hacim oranında Al_2O_3 takviye edilen numunenin porozite değeri, % 8 hacim oranında SiC takviye edilen numunenin porozite değerinden daha yüksek çıkmıştır. İki takviye partikülünün de yoğunluğu matris yoğunluğundan fazla olduğu için kompozit yoğunluğunda bir artışın olması beklenir, fakat porozite oranlarındaki

artış nedeni ile kompozit yoğunluğu % 2 takviyeli kompozite göre daha düşük çıkmıştır.

Çizelge 4.4 Hibrit özellikli FDMMK' yı oluşturacak levhaların fiziksel özellikleri

Matris	Matris Yoğunluğu (gr/cm ³)	Takviye Partikülü	Takviye Hacim Oranı	Takviye Yoğunluğu (gr/cm ³)	Kompozit % Porozite	Kompozit Deneysel Yoğunluk (gr/cm ³)
Al 7039	2.746	SiC	%8	3.21	1.87	2.726
Al 7039	2.746	Al ₂ O ₃	%5	3.93	1.92	2.746
Al 7039	2.746	B ₄ C	%2	2.51	0.09	2.733

Numunelerin sertlik ölçümü sonrası elde edilen grafik şekil 4.37' de verilmektedir. Burada dikkat çeken en önemli unsur, hem Al₂O₃ hem de SiC takviyeli numunelerin matris ve partiküller arası bölgelerindeki sertlik değerlerinin aynı olmasıdır. Bu değerler % 5 Al₂O₃ takviyesinde 152 HV, % 8 SiC takviyesinde 133 HV olarak belirlenmiştir. Bunun nedeni takviye oranlarının artması ile malzeme üzerindeki bölgesel ayrımların ortadan kalkmasıdır. Böylelikle partikül bölgesi dışında kalan bölge matris ya da partiküller arası olarak adlandırılabilir. Partiküller bölgesinde ise partiküllerin yoğun olmasından dolayı sertliklerdeki artış dikkat çekmektedir. % 5 Al₂O₃ takviyesinde bu değer 188 HV iken, % 8 SiC takviyesinde 226 HV olarak belirlenmiştir.

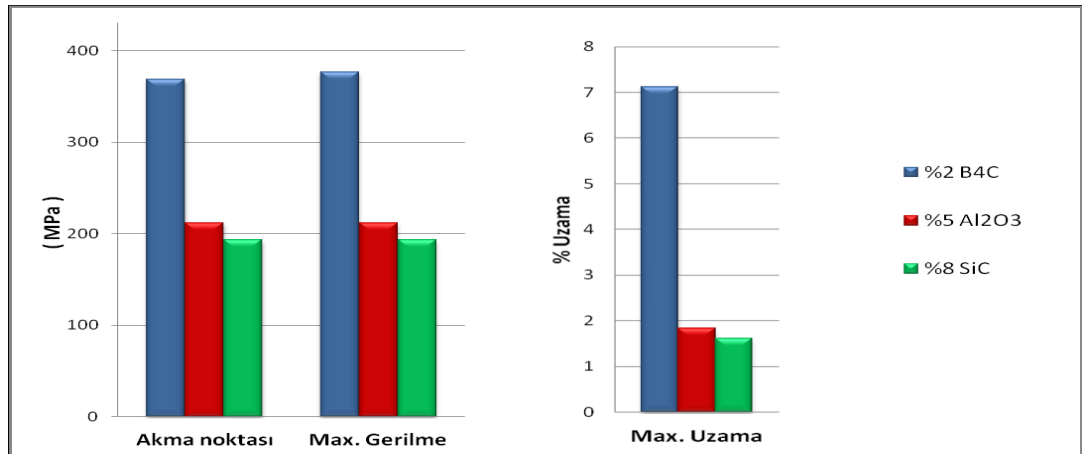


Şekil 4.37 Hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin bölgesel sertlik grafiği

Şekil 4.38’ de önceden belirlenen parametrelerle, MMK numunelere uygulanan çekme testi sonuçlarından elde edilen grafik verilmektedir. Grafik incelendiğinde, porozite oranının yükselmesi neticesinde çekme dayanımının düştüğü gerçeği ile tekrardan karşılaşılmış olduğu görülmektedir. Şekil 4.39’ da numunelerin genel çekme özellikleri verilmiş olup, Al_2O_3 ve SiC takviyeli numunelerin her birinin akma ve max gerilme değerlerinin aynı olduğu görülmektedir. %5 Al_2O_3 takviyeli numunenin max gerilme ve uzama değerleri sırası ile 212 MPa ve 1,84 değerindeyken, % 8 SiC takviyeli numune için bu değerler sırası ile 193 MPa ve 1,63 olarak belirlenmiştir.



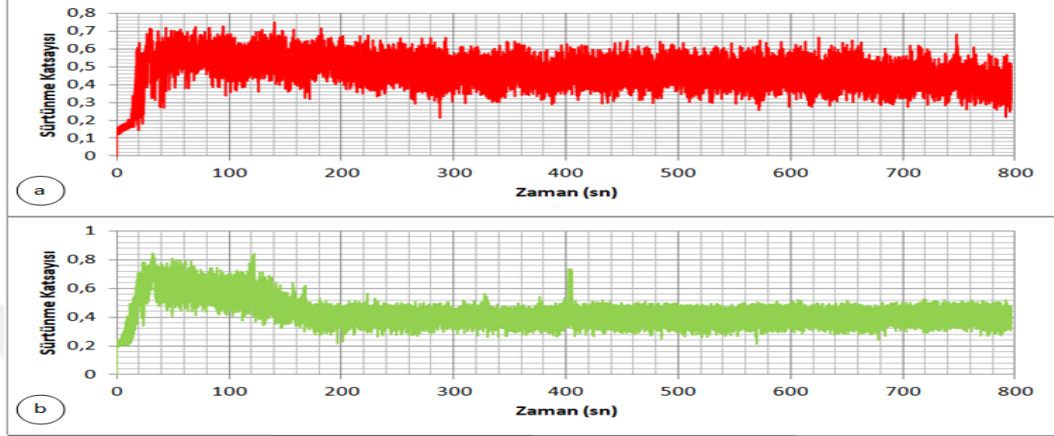
Şekil 4.38 Hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin çekme testi grafiği



Şekil 4.39 Hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin çekme testi özellikleri

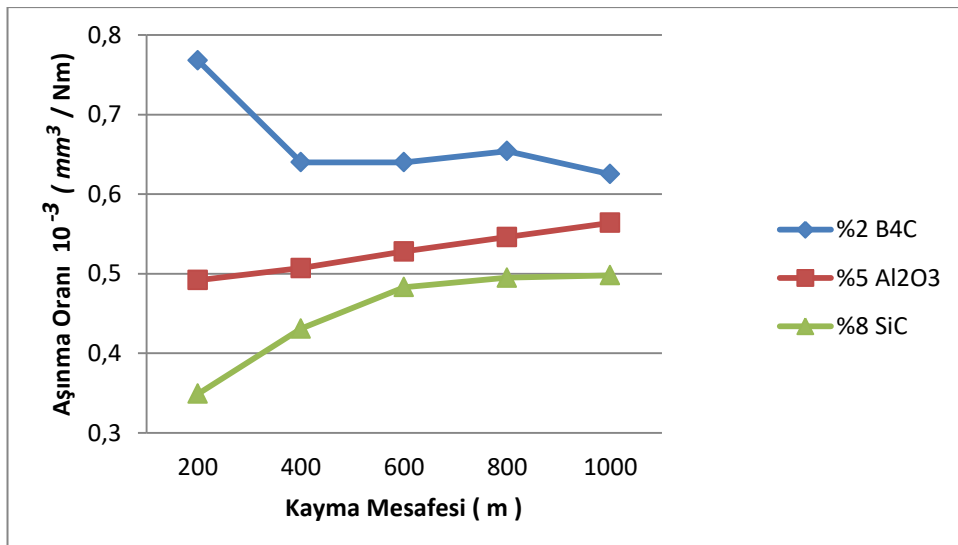
Çekme testi sonrası üretilen MMK numunelere önceden belirlendiği gibi 3,76 m/dk hızla 50 m kayma mesafesinde aşınma testi uygulanmıştır. Şekil 4.40’ da

verilen sürtünme katsayısı - zaman grafiği incelendiğinde, % 5 Al₂O₃ hacim oranına sahip kompozit numunenin sürtünme katsayısı pikleri daha büyük değerler arasında salınım yaparken, % 8 SiC hacim oranına sahip numunenin piklerinin daha küçük değerler arasında salındığı görülmektedir. Bu durumun ortaya çıkma nedeninin SiC partikülünün daha düzenli dağılımından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 4.40 a) Hacimce % 5 oranında Al₂O₃ ve b) hacimce % 8 oranında SiC takviyeli MMK numunelerin zamana göre sürtünme katsayısındaki değişim grafikleri

Eşitlik 4.1 yardımıyla yapılan ön aşınma değerleri sonucunda % 5 Al₂O₃ takviyeli numunenin aşınma oranı $2,549 \cdot 10^{-3} (mm^3/Nm)$, % 8 SiC takviyeli numunenin aşınma oranı $1,98 \cdot 10^{-3} (mm^3/Nm)$ olarak belirlendi. Belirlenen değerler % 2 oranda takviye edilmiş aynı partiküllerle kıyaslandığında, partikül oranının artması ile aşınma oranının azaldığı sonucu ortaya çıkmaktadır.



Şekil 4.41 Hacimce % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli MMK numunelerin aşınma oranı grafiği

Şekil 4.41' de hızın yarıya düşürülmesi ve kayma mesafesinin artırılması durumunda 30x6 mm kesitte elde edilen aşınma oranı grafiği verilmektedir. Grafik incelendiğinde 200 ile 1000 m arasındaki mesafelerde elde edilen aşınma oranı değerlerinin her birinde, % 8 SiC takviyeli numunenin aşınma oranının en düşük, % 2 B₄C takviyeli numunenin aşınma oranının en büyük değerde olduğu sonucuna varılmıştır. Fakat aşınma oranı değerleri göz önüne alındığında, aynı uygulama ile yapılan testte % 2 takviyeli numunelerin aşınma oranının daha düşük çıktığı görülmektedir.

Bütün yöntem ve değerler gözlemlendiğinde, takviye oranının artmasının kısa mesafede ve yüksek hızda elde edilen aşınma oranında iyileştirici etkiye sahip olduğu belirlenirken, düşük hızlarda ve uzun kayma mesafelerinde ise bu etkinin olumsuzlaştığı görülmektedir.

4.3 Yeni Bir Yaklaşımla Üretilen Farklı Yapıdaki FDMMK Numunelerin Genel Özellikleri

Farklı özellikteki MMK levhaların sıcaklık ve basınç uygulaması sonrasında birleştirilmesi ile elde edilecek FDMMK malzemenin, üretim parametrelerinin belirlenebilmesi için ön çalışmalara gerek duyulmuştur. Yapılan ön çalışmalar içerisinde etkileyici olanlar aşağıda özetlenmiştir.

Şekil'4.42' de % 15 ağırlık oranında Al₂O₃ takviye edilmiş Al 7039 matrisli kompozit malzeme ile takviyesiz Al 7039 malzemedan oluşan tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı gösterilmektedir. Resmin alt kısmında Al₂O₃ partiküllerinden oluşmuş olan levha, üst kısmında ise takviyesiz levha ve orta kısmında net bir birleşim görülmektedir. Uygulanan basıncın etkisiyle malzemelerin birleşim bölgesinde dalga şeklinde bir dağılım oluşmaktadır.



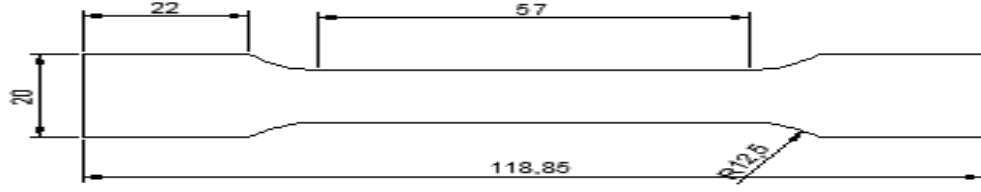
Şekil 4.42 % 15 ağırlık oranında Al_2O_3 takviye edilmiş Al 7039 Al matrisli kompozit malzeme ile takviyesiz Al 7039 malzemeden oluşan tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı

Partikül dağılımında aglomera oluşumu tespit edilmiş, birleştirme esnasında uygulanan sıcaklık ve basıncın etkisi ile çamur kıvamına gelen numuneler kısmi ergime sırasında mikro yapısal değişime uğramış ve kimyasal içeriklerindeki partikül boyutlarında irileşmeler olmuştur. Üretim sırasında uygulanan basınç ve sıcaklık dışında kompozit numuneye herhangi bir deformasyon ya da ısıl işlem uygulanmadığından bu irileşmenin meydana gelmesi normal karşılanmıştır.

Üretimi tamamlanmış olan tabakalı kompozit malzemenin sertlik ölçümü yapılmış ve partiküller arasında bulunan matris bölgeden aldığımız sertlik sonuçları ortalaması yaklaşık olarak 123 HV olarak ölçülmüştür. Sadece Al_2O_3 partikülünün oluşturduğu bölgeden aldığımız sertlik sonuçları ortalaması yaklaşık olarak 221 HV olarak ölçülmüştür. Takviyesiz tabakadan alınan sertlik değeri ise 112 HV olarak belirlenmiştir.

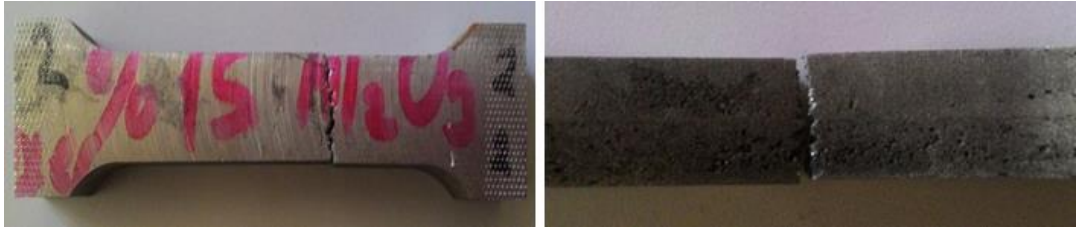
Mikro sertlik sonuçlarının geneline bakıldığında Al_2O_3 partiküllerinin dağılımı ile birlikte hem partiküller hem de partikül ara bölgeleri vasıtasıyla, sertlikte bir artışın olduğu tespit edilirken, takviyesiz tabakalı kısımda ise sertlik değerinin düştüğü görülmektedir. Isıl işlemin yapılmayışının bir etkisi olarak, matris malzemesindeki sertlik değerinin, önceden yapmış olduğumuz döküm sonrası sertlik değerine yakın olduğu ortaya çıkmıştır.

Üretimi tamamlanan kompozit kalınlığının 15 mm olması nedeniyle şekil 4.43' de ölçüleri verilen numuneler çekme deneyi için hazırlanmıştır.



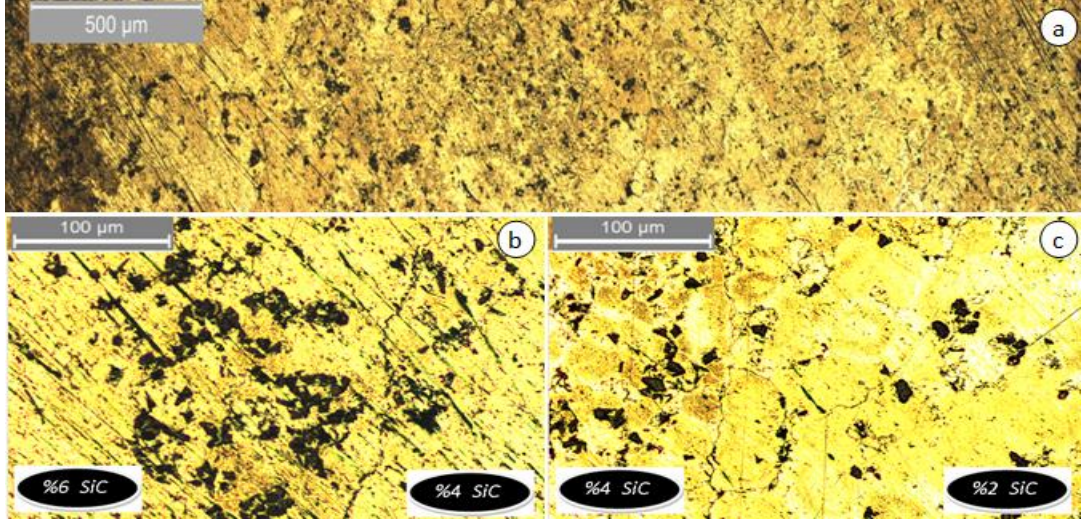
Şekil 4.43 Hazırlanan çekme numunesi ölçüleri (mm)

Deney sonrasında malzemenin çekme dayanımı değerinin 109 MPa olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen çekme deney sonuçlarına göre üretimi tamamlanan tabakalı kompozit malzemenin çekme dayanımı Al 7039 alaşımına kıyasla düşük çıkmıştır. Bunun nedeninin, Al 7039 üretim aşamalarının tamamlanmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bunun yanı sıra şekil 4.44’ de verilen çekme testi sonucunda oluşan kırılma durumu, malzemenin aynı bölgeden koptuğunu göstermekle birlikte, takviyesiz alaşım malzemesi ile takviyeli kompozit malzeme arasında kuvvet aktarımının gerçekleştiğini belirtmektedir. % 15 Al₂O₃ partikül takviyeli Al 7039 kompozit malzemenin çekme dayanımının düşük olması nedeniyle, takviyesiz Al 7039 alaşım malzemenin test sırasında ideal bir kuvvet paylaşımı gerçekleştirmiş olduğu söylenebilir.



Şekil 4.44 Tabakalı kompozit malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma durumu

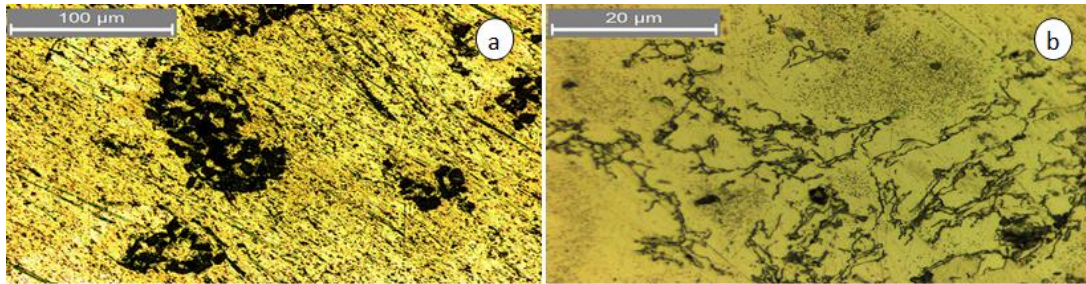
İki tabakanın birleştirilmesi işleminden sonra, üç tabakalı FDMMK üretim çalışmalarına geçilmiştir. Şekil 4.45a’ da ağırlıkça % 2, 4, 6 oranlarında SiC takviye edilmiş Al 7039 matrisli kısmi derecelendirilmiş tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı gösterilmektedir. Resmin sağ kısmından sol kısmına doğru SiC partiküllerinden oluşmuş olan tabakaların dereceli bir şekilde (% 2’den % 6 oranına doğru) birleşimi görülmektedir. Şekil 4.45b ve c’ de farklı oranlarda takviye edilmiş tabakaların birleştirilmesi işleminde malzeme bütünlüğünü bozan herhangi bir boşluğun görülmediği net bir şekilde ortaya konulmuştur.



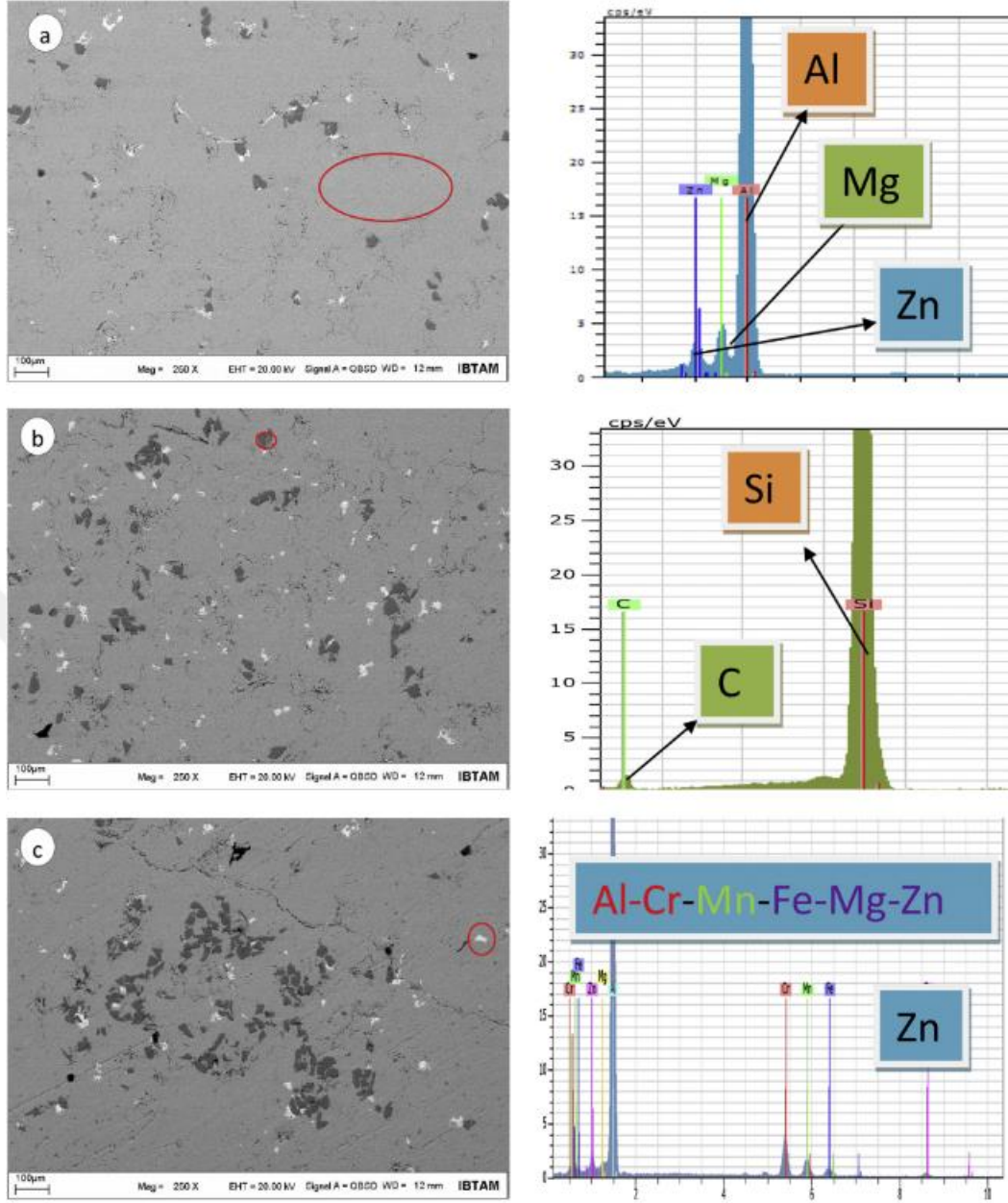
Şekil 4.45 a) Ağırlıkça % 2, 4, 6 oranlarında SiC takviye edilmiş Al 7039 matrisli kısmi derecelendirilmiş tabakalı kompozit malzemenin genel mikro yapısı, b) % 4, 6 oranında SiC takviye edilmiş tabakaların birleşim bölgesi, c) % 2, 4 oranında SiC takviye edilmiş tabakaların birleşim bölgesi

Al alaşımlarında düşük enerjili tane sınırlarına sahip olan komşu taneler birleşerek tane irileşmesine yol açarlar [135]. Üretim sırasında uygulanan basınç ve sıcaklık dışında kompozit numuneye herhangi bir deformasyon ya da ısı işlem uygulanmadığından iri taneli yapı şekil 4.45b ve c' de görülmektedir.

Tabakalar içerisinde SiC partiküllerinin dağılımında küçük miktarda aglomera oluşumu olmasına rağmen, genel itibariyle bakıldığında düzgün bir dağılım ortaya konulmuştur. Şekil 4.46a' da aglomera olmuş SiC partikülleri görülmektedir. Karıştırma döküm yöntemiyle yapılan partikül takviyeli kompozit üretiminde, birçok etkene bağlı bu durum her zaman görülebilmektedir. Şekil 4.46b' de SiC partikülleri etrafında oluşan dislokasyon çizgileri görülmekte olup, partiküller dislokasyon hareketini engelleyerek etraflarında birikmesine neden olmuştur. Bu yüksek dislokasyon yoğunluğunun SiC ve Al arasındaki ısıl genleşme katsayısındaki yüksek farktan meydana geldiği düşünülmektedir [136].



Şekil 4.46 a) Aglomera olmuş SiC partiküllerinin gösterimi b) SiC partikülleri etrafında oluşan dislokasyon çizgileri



Şekil 4.47 a) % 2 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve matris yapının EDX analizi, b) % 4 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve SiC partikülün EDX analizi, c) % 6 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve intermetalik bileşiğin EDX analizi.

Şekil 4.47a' da % 2 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve matris yapının EDX analizi verilmektedir. EDX analizine göre matris bölgesinde ağırlıklı olarak AlZnMg fazı bulunmaktadır. Şekil 4.47b' de % 4 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve SiC partikülün EDX analizi verilmektedir. Şekil 4.47c' de ise % 6 SiC partiküllü tabakanın SEM görüntüsü ve oluşan intermetalik bileşiğin EDX analizi verilmektedir. EDX analizi sonucunda beyaz renkteki bölgelerin yaklaşık olarak 10-30 µm boyutlarında intermetalik bileşik olduğu tespit edilmiştir.

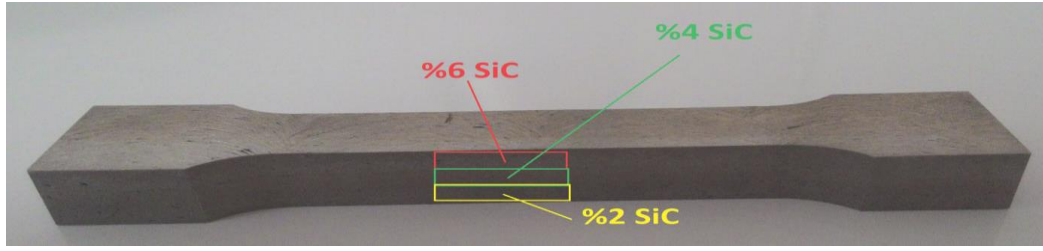
Ticari alüminyum alaşımları birçok ikincil faz partikülleri içermektedirler. Bu faz partiküllerinin bazıları alaşım eklenerek oluşturulurken diğerleri de elementlerin etkileşimi ve yaygın impürite elementlerinden ortaya çıkar. Kaba taneli intermetalik bileşikler homojenleştirme, çözelti ısıl işlemi ya da yeniden kristalleştirme işlemlerinde katılma sırasında dentritik bölgelerde şekillenir. Bu bileşikler genellikle Fe ve diğer alaşım elementleri veya impüriteler içerirler. Alüminyum alaşımlarında alaşım elementlerinin yanı sıra Fe, Mn ve Cr gibi geçiş metalleri de ortaya çıkar. Bu impüritelerin miktarı küçük olmasına rağmen yeni faz bileşimlerinin oluşmasına neden olurlar. Döküm koşulu ve alaşımın gerçek içeriği intermetalik fazın miktarını doğrudan etkiler. Oluşan bu bileşikler malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir [63].

Üretimi tamamlanmış olan kısmi derecelendirilmiş tabakalı kompozit malzemenin sertlik ölçümünde, matris bölgeden aldığımız sertlik sonuçları ortalaması yaklaşık olarak 107 HV olarak ölçülmüştür. Al 7039 malzemesinin sertlik değerinden düşük çıkan bu sonucun nedeni üretim sonrasında yaşlandırma ısıl işleminin uygulanmamasıdır. İbrahim vd. kompozitlerdeki sertliğin yaşlanma ısıl işleminin bir fonksiyonu olarak değiştiğini söylemiş ve yüksek sertlik değerlerine ulaşılabilmesi için 200 °C' nin üzerinde yaşlandırma işleminin yapılması gerektiğini belirtmiştir [137]. Partiküller arasında bulunan matris bölgeden aldığımız sertlik sonuçları ortalaması yaklaşık olarak 128 HV olarak ölçülmüştür. Sadece SiC partikülünün oluşturduğu bölgeden aldığımız sertlik sonuçları ortalaması yaklaşık olarak 381 HV olarak ölçülmüştür.

Mikro sertlik sonuçlarının geneline bakıldığında SiC partiküllerinin dağılımı ile birlikte hem partiküller hem de partikül ara bölgeleri vasıtasıyla, sertlikte bir artışın söz konusu olduğu tespit edilmiştir. Böylelikle üretilmiş kısmi derecelendirilmiş tabakalı kompozit malzemenin sertlik değerinin ağırlıkça % 2 SiC takviyeli kompozit tabakadan % 6 SiC takviyeli kompozit tabakaya doğru artmış olduğu net bir şekilde ortaya konulmuştur.

Şekil 4.48' de üretilen malzemenin çekme deneyi öncesi tel erezyon tezgâhında kesildikten sonraki görüntüsü verilmektedir. Bu görüntüde metal matrisli kısmi derecelenmiş SiC takviyeli tabakalı kompozit malzemenin kesildikten sonra

tabakalar arası ara yüzeylerinin tüm bir malzemeden farksız olduğu net bir şekilde gösterilmiştir.



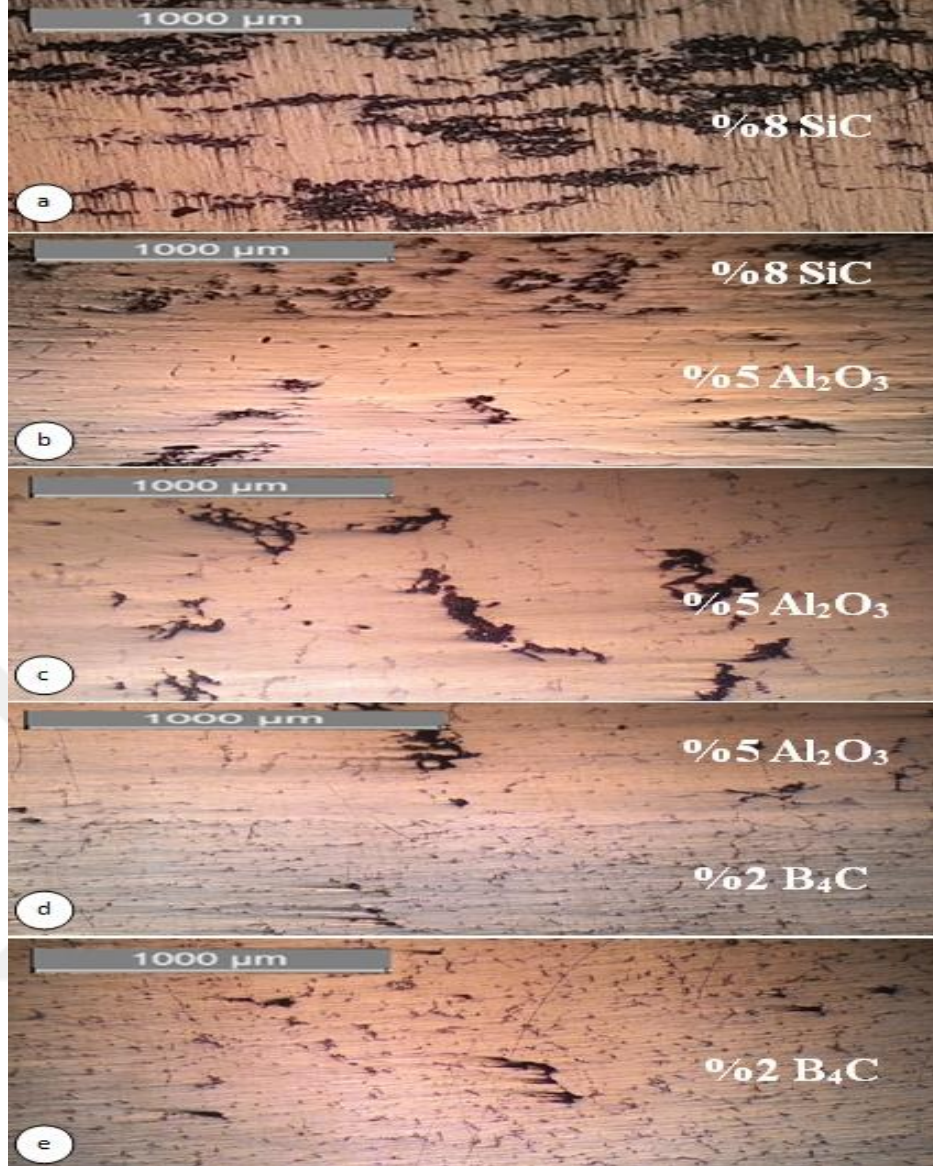
Şekil 4.48 Üretilen malzemenin tel erezyon tezgâhında kesildikten sonraki görüntüsü

Hazırlanmış olan üç numune için ortalama çekme testi sonuçları incelendiğinde üretilen malzemenin çekme dayanımının 141,02 MPa olduğu tespit edilmiş olup, bu değer Al 7039 alaşımına kıyasla düşük olduğu görülmüştür. Karabulut vd. Al 7039 alaşımına toz metalurjisi yöntemiyle SiC partikülleri ilave etmiş ve oluşan kompozit malzemenin mekanik özelliklerinin düştüğünü gözlemlemiştir [138].

Çekme testi grafiğinde malzemenin maksimum çekme mukavemeti ile kopma mukavemetinin yaklaşık olarak aynı değerde olduğu tespit edilmiştir. Bu durum malzemenin bir bütün olarak aynı zamanda, aynı bölgeden kırıldığına bir göstergesi olup, boyun verme olayı gerçekleşmeden, malzemenin gevrek bir kırılma sergilediği sonucunu ortaya koymaktadır. Oluşan kırılma durumu takviyeli kompozit malzemeler arasında kuvvet aktarımının gerçekleştiğini göstermekte olup, bu durum istenir bir özellik olarak karşımıza çıkmaktadır.

4.4 Hibrit Özellikli FDMMK Üretiminde Elde Edilen Numunelerin Mikro Yapı ve Mekanik Özellikleri

Şekil 4.49'da üretimi tamamlanan hibrit özellikli FDMMK numunenin dövme öncesi takviye oranlarına göre mikro yapı görüntüleri verilmektedir. MMK plakaların FDMMK haline getirilmesi sırasında uygulanan basıncın etkisi ile dövme işlemi öncesi görüntülerde porozitenin MMK numunelere göre daha az oluştuğu görülmektedir.

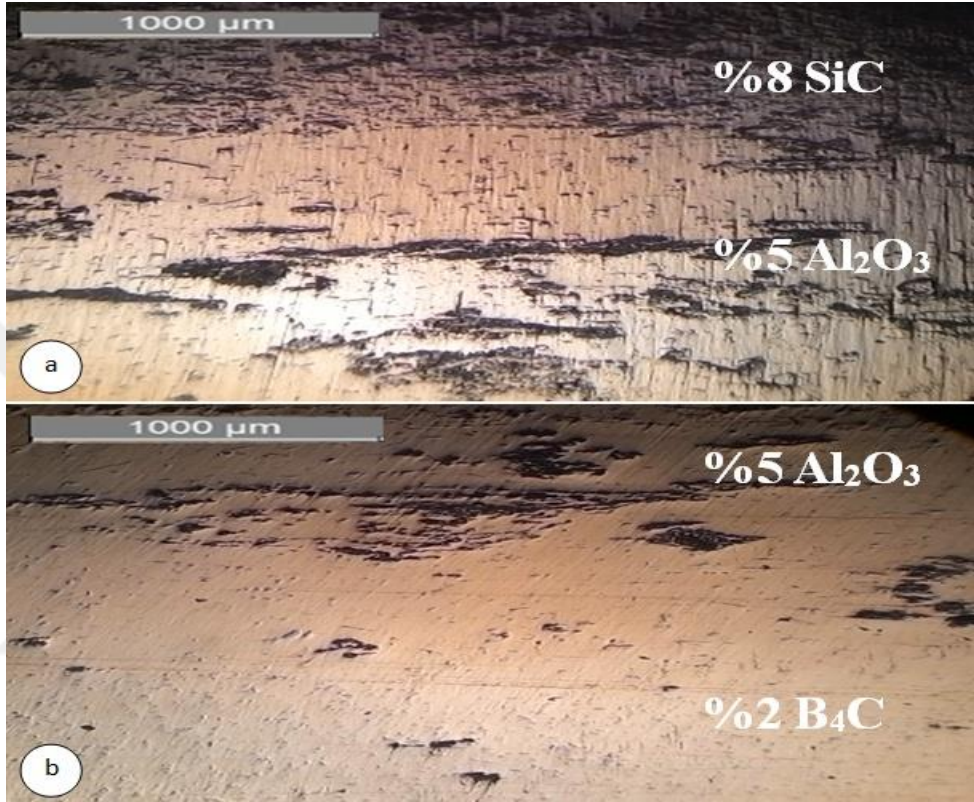


Şekil 4.49 Hibrit özellikli FDMMK numunenin dövme öncesi takviye oranlarına göre mikro yapı görüntüleri a) % 8 SiC, b) % 8 SiC - % 5 Al₂O₃, c) % 5 Al₂O₃, d) % 5 Al₂O₃ - % 2 B₄C, e) % 2 B₄C

Şekil 4.49a' da sadece % 8 SiC takviyeli bölgenin görüntüsü verilirken, şekil 4.49b'de % 8 SiC ve % 5 Al₂O₃ takviyeli bölgelerin birleşim hattı görüntüsü verilmektedir. İki görüntü değerlendirildiğinde SiC takviyeli bölgede partiküllerin kendi aralarında aglomera oldukları ve bunun sonucunda partiküller arası alanın büyüdüğü tespit edilmiştir. Bunun yanı sıra SiC ve Al₂O₃ takviyeli plakaların birleşim bölgesinde herhangi bir soruna rastlanılmamıştır. Şekil 4.49c' de % 5 Al₂O₃ takviyeli bölgenin görüntüsü incelendiğinde, aglomera oranının SiC takviyesine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Aynı zamanda bu bölgede oluşan porozitenin yoğunluğu da gözlemlenmektedir. Şekil 4.49d' de % 5 Al₂O₃ ve % 2 B₄C birleşim hattı görüntüsü verilirken, şekil 4.49e' de sadece % 2 B₄C bölgesinin görüntüsü

verilmektedir. Yapılan incelemelerde, birleşimin sorunsuz olduğu ve B₄C partikül takviyeli bölgenin önceden belirtilen özellikleri koruduğu gözlemlenmiştir.

Şekil 4.50' de dövme işlemi sonrası hibrit özellikli FDMMK numunenin mikro yapı görüntüsü verilmektedir. Elde edilen görüntüde ilk göze çarpan özellik dövme işlemi sonrasında partiküller arası alanın küçüldüğü olmuştur.

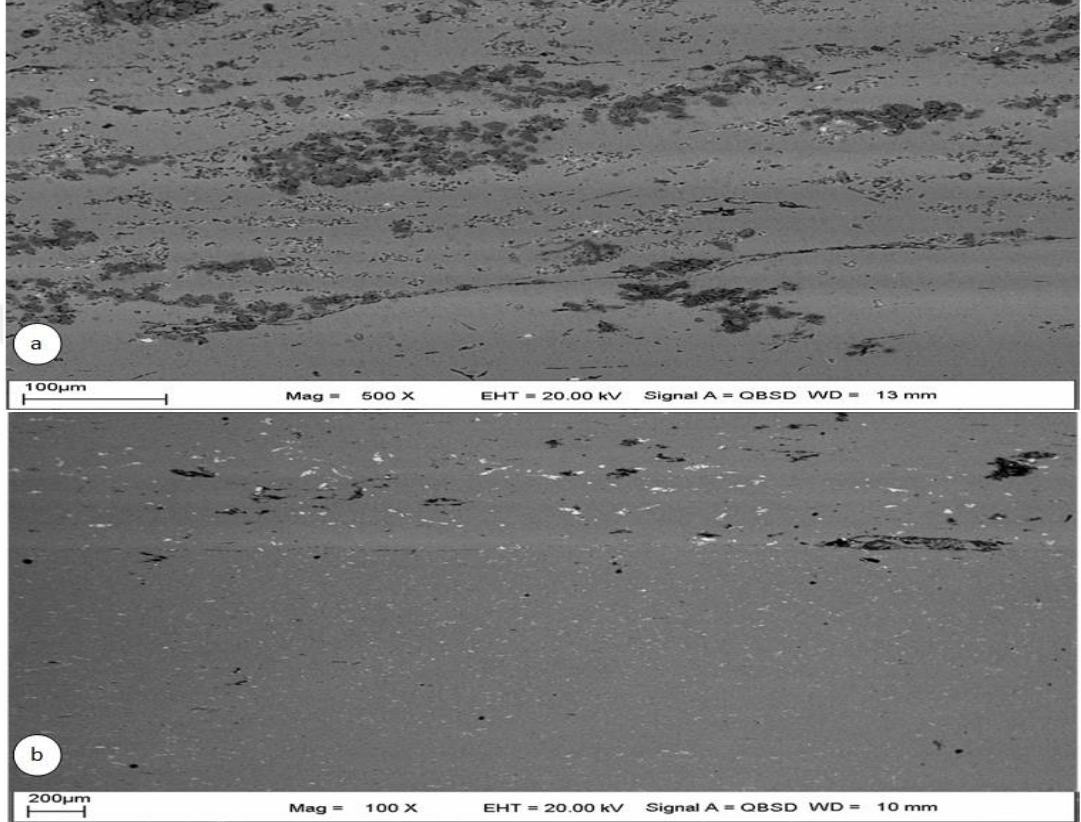


Şekil 4.50 Dövme işlemi sonrası hibrit özellikli FDMMK numunenin takviye oranlarına göre mikro yapı görüntüsü a) % 8 SiC - % 5 Al₂O₃, b) % 5 Al₂O₃ - % 2 B₄C

Şekil 4.50a' da % 8 SiC ve % 5 Al₂O₃ takviyeli bölgelerin birleşim hatları verilirken, şekil 4.50b' de ise % 5 Al₂O₃ ve % 2 B₄C takviyeli bölgelerin birleşim hatları verilmektedir. Her iki resim üzerinde yapılan incelemeler sonucunda dövme sonrasında birleşim bölgelerinde herhangi bir sorunun gözlemlenmediği ortaya çıkmıştır.

Şekil 4.51a' da dövme sonrası % 8 SiC ve % 5 Al₂O₃ takviyeli bölgeden alınan SEM görüntüsü incelendiğinde, sınır hattında çizgisel bir dalgalanmanın varlığı ve takviye türlerine göre kompozit bölgelerindeki yapı farklılıkları görülmektedir. Benzer söylemler şekil 4.51b' de % 5 Al₂O₃ ve % 2 B₄C takviyeli bölgeden alınan SEM görüntüsü içinde söylenebilmektedir.

MMK numunelerin birleşimi sonrasında elde ettiğimiz görüntüler, takviye partiküllerinin etkileşimi ile matrisin yapısının değiştiği ve bu yüzden aşınma, çekme ve sertlik gibi mekanik özelliklerinde tamamen farklılıklara yol açtığı konusuna açıklık getirmektedir. Bu durumun ortaya çıkması, KD yöntemi ile üretilen kompozit tanımının yeniden gözden geçirilmesi anlamına gelmektedir.



Şekil 4.51 Dövme işlemi sonrası hibrit özellikli FDMMK numunenin takviye oranlarına göre SEM görüntüsü a) % 8 SiC - % 5 Al₂O₃, b) % 5 Al₂O₃ - % 2 B₄C

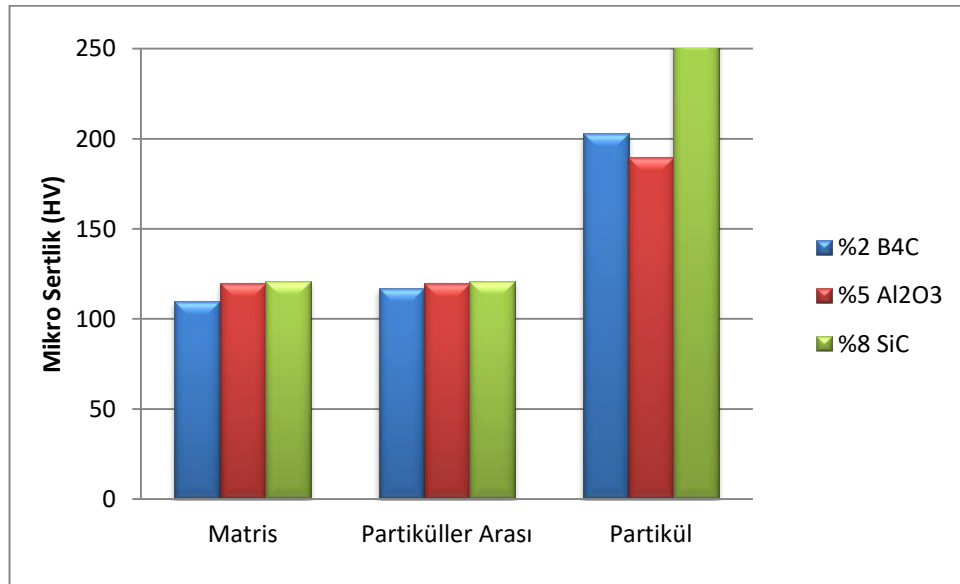
Üretimi tamamlanmış hibrit özellikli FDMMK numunelerin mikro yapı incelemeleri sonrasında porozite ve yoğunluk gibi fiziksel özellikler belirlenmiştir. Çizelge 4.5’ de önceden belirtilmiş eşitlikler vasıtasıyla yapılan hesaplamalar sonucu elde edilen değerler verilmektedir. FDMMK numunenin porozite oranının beklenenden çok düşük çıktığı görülmektedir. MMK numunelerinde elde edilen porozite değerleri göz önüne alındığında, bu değerlerin çok düşük çıkmasının nedeninin plakaların birleştirilmesi esnasında uygulanan basınç olduğu düşünülmektedir. Bu basınç uygulaması malzemeyi dikey olarak sıkıştırmış ve dövme öncesi mikro yapıda görüldüğü gibi poroziteyi azaltmıştır. Dövmenin de etkisi ile üretilen malzemede porozite değeri beklenilenden düşük çıkmıştır. Buna bağlı olarak kullanılan SiC ve

Al_2O_3 takviyelerinin yoğunluklarının matris yoğunluğundan yüksek olması ile de FDMMK yoğunluk değeri 2.767 gr/cm^3 değerine yükselmiştir.

Çizelge 4.5 Hibrit özellikli FDMMK levhanın fiziksel özellikleri

Matris	Matris Yoğunluğu (gr/cm^3)	Takviye Partikülü	Takviye Hacim Oranı	Takviye Yoğunluğu (gr/cm^3)	Kompozit % Porozite	Kompozit Deneysel Yoğunluk (gr/cm^3)
Al 7039	2.746	SiC	% 8	3.21	0.1	2.767
		Al_2O_3	% 5	3.93		
		B_4C	% 2	2.51		

Şekil 4.52' de sıcak dövme ve ısıl işlemlerin tamamlanması ile elde edilen FDMMK numunelerin sertlik grafiği verilmektedir. Genel olarak kıyaslandığında matris bölgelerindeki sertlik değerinde büyük bir düşüşün olduğu görülmektedir. Örneğin MMK olarak üretilen B_4C takviyeli kompozitte matris sertliği 28 HV düşerek 110 HV değerine, partiküller arası sertlik ise 20 HV düşerek 117 HV değerine ulaşmıştır. Aynı kıyaslama Al_2O_3 takviyeli kompozit için yapıldığında partiküller arası bölgede sertlik değeri 32 HV düşerek 120 HV değerine düşmüştür. SiC takviyeli kompozitin partiküller arası bölgesinde ise sertlik 12 HV düşerek 121 HV değerine gerilemiştir.

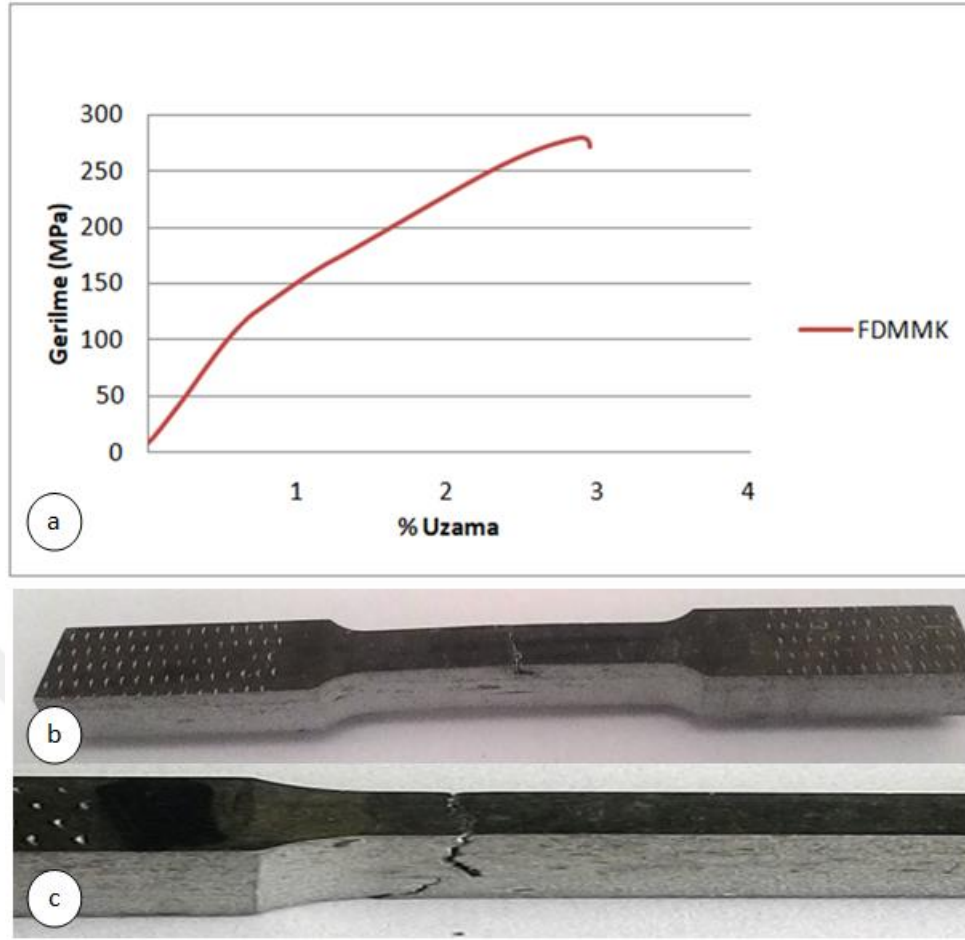


Şekil 4.52 Hibrit özellikli FDMMK numunenin bölgesel sertlik değerleri

Sadece plakaların birleştirilmesi sırasında değişen üretim yönteminin matris bölgesinde böyle bir sonuç ortaya koyması beklenilir bir durum olarak karşımıza çıkmaktadır. MMK levhaların birleştirilmesi yönteminde uygulanan yüksek sıcaklık sonrasında, içyapı değişimleri oluşmuş ve bu durum sertlik değerlerinde değişime yol açmıştır. Partiküller bölgesinde ise aynı durum sadece B₄C takviyesi için geçerli olmuş ve partikül sertlik değeri 24 HV gerileyerek 203 HV değerine düşmüştür. Al₂O₃ partikül sertliği 2 HV artış göstererek 190 HV değerine, SiC partikül sertliği ise 30 HV artarak 256 HV değerine yükselmiştir.

Partikül oranının artması ile matris bölgesindeki sertlik düşüşüne rağmen, partikül bölgesindeki sertlik artışının nedeninin dislokasyonlardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Yapılan şekil değiştirme işlemleri sonucunda hareket eden dislokasyonlar, partiküller tarafından engellenmekte ve bu engelleme de sertlikte artışa neden olmaktadır. Matris sertliğindeki düşüşün partikül sertliğindeki düşüşü etkilemesi beklenirken dislokasyonlar bu beklentiyi çürütmüştür. Böylelikle partikül oranı çok olan SiC bölgesinde partikül sertliğindeki artış yüksek çıkmıştır.

Sertlikteki bu dalgalanmanın çekme özelliklerine etkisinin araştırılması için önceden belirtilen parametreler doğrultusunda çekme testi yapılmıştır. Şekil 4.53a' da bu işlem sonucunda elde edilen grafik incelendiğinde akma ve max. gerilme değerinin 280 MPa, max yüzde uzama değerinin ise 3.87 olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.53b' de çekme sırasında kırılmanın % 8 SiC takviye bölgesinden başladığı ve sonradan ilerleyerek % 5 Al₂O₃ takviye bölgesine geçtiği tespit edilmiş olup, şekil 4.53c' de ise % 2 B₄C numunesinde kırılmanın en son gerçekleşip numunenin kopmasına neden olduğu belirlenmiştir. Önceden çekme işlemine tabi tutulan MMK numunelerin değerleri incelendiğinde, üretilen FDMMK numunede gözlemlenen kırılma modelinin gerçekliği ortaya çıkmaktadır.



Şekil 4.53a) Hibrit özellikli FDMMK numunenin çekme grafiği, b) kırılmanın başlangıç görüntüsü, c) kırılma ilerleyişi ve kopma görüntüsü

Birleştirilmiş üç farklı plakanın çekme işlemi, paralel karışım modeli ile uyduğundan dolayı, eşitlik 2.10'dan faydalanılarak eşitlik 4.9 oluşturulmuştur. Böylelikle pratik olarak elde edilen max gerilme sonucu eşitlik 4.9 kullanılarak teorik olarak hesaplanıp kıyaslanmıştır.

$$\sigma_{fdk} = \sigma_b f_b + \sigma_a f_a + \sigma_s f_s \quad (4.9)$$

Bu eşitlikte σ_{fdk} , üretimi tamamlanan fonksiyonel derecelendirilmiş kompozit numunenin gerilme değerini, $\sigma_b, \sigma_a, \sigma_s$ sırası ile % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli kompozitlerin gerilme değerini vermektedir. f sembolü ise plakaların hacimce oranını belirtmektedir. Genel olarak plakaların hacimlerinin eşit olduğu bilindiği için f_b, f_a, f_s değerleri birbirine eşit olarak kabul edilmiştir.

MMK numunelerden alınan değerler eşitlik 4.9' da yerine konulduğunda hibrit özellikli FDMMK numunenin max gerilme değeri 260 MPa olarak

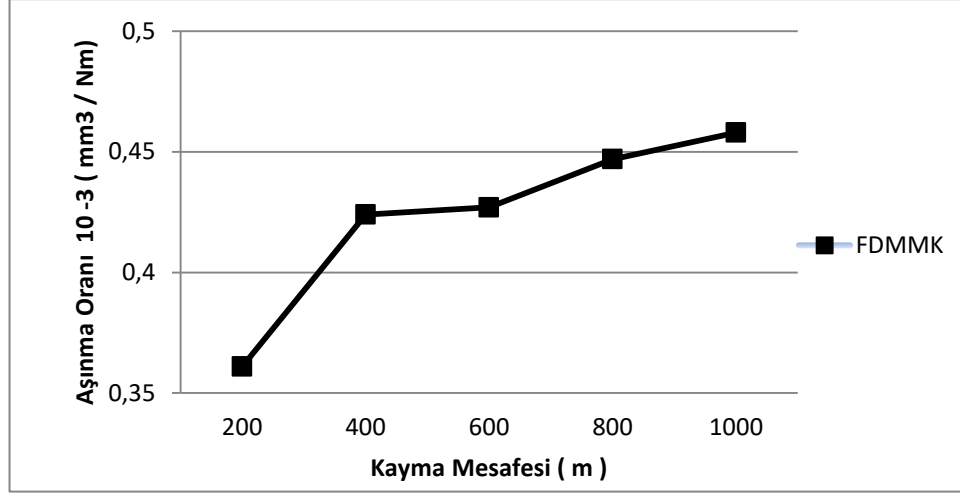
hesaplanmıştır. FDMMK plakaların porozite oranının MMK plakalara göre düşük çıkması nedeni ile çekmedeki 20 MPa değerindeki artışın kabul edilebilir bir değer olduğu kanısına varılmıştır.

Gerilme hesaplamasında başarılı bir sonuç elde edilmesi ile birlikte eşitlik 2.12' den faydalanılarak eşitlik 4.10 oluşturulmuş ve bu sayede yüzde uzama hesaplaması yapılmıştır. Bu eşitlikte ϵ_{fdk} fonksiyonel derecelendirilmiş kompozitin yüzde uzama değerini verirken, ϵ_b , ϵ_a , ϵ_s sırası ile % 2 B₄C, % 5 Al₂O₃ ve % 8 SiC takviyeli kompozitlerin yüzde uzama değerlerini vermektedir.

$$\epsilon_{fdk} = \epsilon_b f_b + \epsilon_a f_a + \epsilon_s f_s \quad (4.10)$$

MMK numunelerden elde edilen uzama değerleri eşitlik 4.10' da yerine konularak hesaplandığında, FDMMK numunenin yüzde uzama değerinin 3,47 olduğu ortaya çıkmıştır. Matris sertliğindeki düşüşün etkisi ile uzamanın bir miktar artacağı bilindiğinden FDMMK pratik yüzde uzama değerinin 3,87'ye ulaşması kabul edilebilir bir sonuç olarak karşımıza çıkmaktadır.

Son olarak, elde edilen numunenin 30x6 mm' lik kesitine 1,88 m/dk hızda önceden belirtilen kayma mesafelerinde aşınma testi uygulanmıştır. Şekil 4.54' de eşitlik 4.1 kullanılarak hesaplanmış aşınma oranı grafiği verilmektedir. Yapılan incelemeler sonucunda, 200 m kayma mesafesinde elde edilen aşınma oranı değeri, ticari Al 7039 numunesi başta olmak üzere üretilen bütün numunelerin aşınma oranı değerlerinden daha iyi sonuç vermiştir. Diğer kayma mesafelerinde ise her bir MMK numunenin aşınma oranı ortalamasından daha iyi bir sonuç elde edilmiş olduğu ortaya çıkmıştır. Bunun yanı sıra elde edilen değerler ticari Al 7039 numunesi ile kıyaslandığında, yaklaşık olarak aynı aşınma oranı sonuçlarının ortaya çıktığı görülmektedir. Belirlenen bu özellik, üretilen FDMMK numunenin kısa kayma mesafelerinde en iyi aşınma oranı değerine ulaştığı, fakat kayma mesafesinin artmasıyla aşınma oranının da yaklaşık olarak Al 7039 numunesinin aşınma oranı sınırları kadar arttığı yorumunu ortaya koymaktadır.

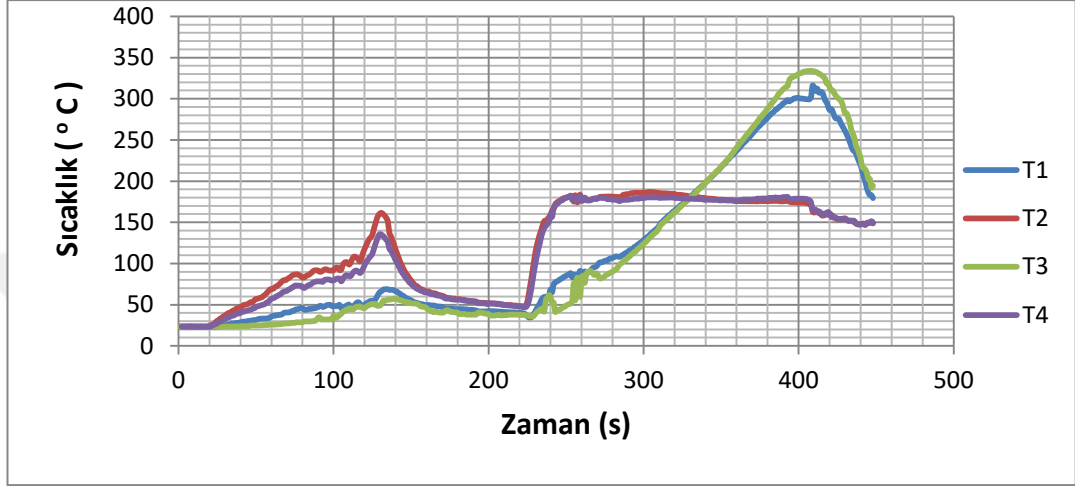


Şekil 4.54 Hibrit özellikli FDMMK numunenin aşınma oranı grafiği

4.5 Al 7039 alaşımının SKK ile birleştirilme işlemi

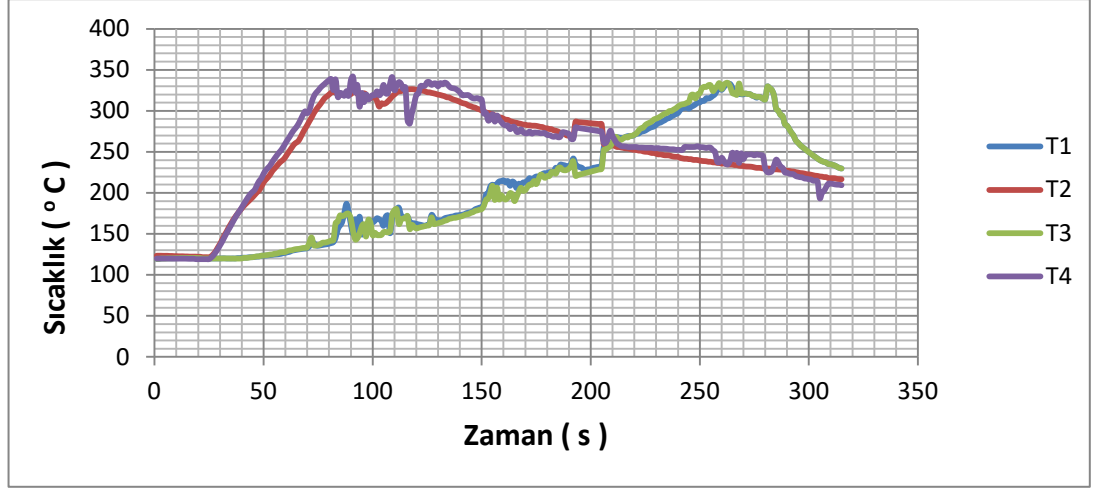
Al 7039 malzemesinin SKK yöntemi ile birleştirilmesi işleminde öncelikle sıcaklık dağılımları incelenmiştir. Oda sıcaklığında SKK yöntemi ile birleştirilen levhalara yerleştirilen termokupl uçlarından alınan sıcaklık değerleri grafik olarak şekil 4.55’ de verilmektedir. Karıştırıcı uç, malzemeye temas ettiği anda T2 ve T4 sıcaklık değerlerinde hızla artış başlamış ve bu artış omuzun malzemeye teması ile maksimum değere ulaşmıştır. Bu sıcaklıklar yığılma kenarına (RS) yerleştirilen T2 ve T1’de yaklaşık olarak sırasıyla 162 °C ve 66 °C, ilerleme kenarına (AS) yerleştirilen T4 ve T3’de ise yaklaşık olarak sırasıyla 135 °C ve 51 °C olarak kaydedilmiştir. SKK işlemi için gerekli ön ısıtma sıcaklığını belirleyebilmek için takımın dönmesi devam ettirilmiş fakat ilerleme verilmeyerek malzemenin soğuması beklenmiştir. Termokupl uçlarının bütün değerleri yaklaşık olarak 40 °C’ ye düştüğünde takıma ilerleme verilerek kaynak işlemi başlatılmıştır. T2 ve T4’ de ani bir sıcaklık artışı gözlemlenirken T1 ve T3’ de yavaş bir artış olmaktadır. Takım ve malzeme sıcaklığı düşük olduğundan dolayı T2 ve T4’ de ölçülen sıcaklık değeri yaklaşık olarak 183 °C olana kadar malzemeler arasında gözle görülür bir birleşim gerçekleşmemiştir. Sonrasında dikey yüzeyinde herhangi bir sorun görülmemekle birlikte T1, T2, T3 ve T4 sıcaklıklarının yaklaşık olarak 180 °C’ de eşitlendiği dikey bölgesinde, birleşimin sorunsuz olduğu gözlemlenmiştir.

Kaynak bitiminde sıcaklık değerleri T1’de yaklaşık olarak 300 °C, T3’ de yaklaşık olarak 330 °C olarak kaydedilmiştir. İlerleme kenarı ve yığılma kenarında oluşan sıcaklık farkları kaynağın başlangıç ve bitiş noktalarında yaklaşık olarak 30 °C olarak gözlemlenmiştir. Grafikten de anlaşılacağı gibi eğer başlangıçta soğutma işlemi için duraklama yapılmıyorsa, plakanın kaynak başlangıç sıcaklık değeri ortalama 150 °C, bitiş sıcaklık değeri ise ortalama 310 °C olması muhtemeldir.



Şekil 4.55 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilen Al 7039 alaşımının sıcaklık dağılımı

Oda sıcaklığında yapılan SKK sıcaklık dağılım grafiği incelendiğinde, takım tarafından üretilen sıcaklığın kaynak bölgesi dışındaki ana malzemeye dağılması ile birlikte bir enerji kaybı söz konusu olmaktadır. SKK uygulamalarında birleştirilen malzemelerin ısı iletkenlik değerleri bu enerji kaybı için değişkenlik göstermektedir. Oluşan ısı enerjisi kaybının, kaynak işlemini olumsuz etkilediği düşüncesi ile ve oda sıcaklığında yapılan birleştirme işleminde gözle görülür birleşimin 183 °C’ de oluşması nedeni ile Al 7039 ana malzemesi tavlama fırınında 200 °C’ de 30 dak bekletildikten sonra birleştirme işlemi için tezgâha bağlanmıştır. Aynı kaynak parametreleri ve aynı termokupl uç konumlandırılmasıyla gerçekleşen birleştirme işlemindeki sıcaklık dağılım grafiği şekil 4.56’ da verilmektedir.



Şekil 4.56 Ön ısıtma sonrası SKK ile birleştirilen Al 7039 alaşımının sıcaklık dağılımı

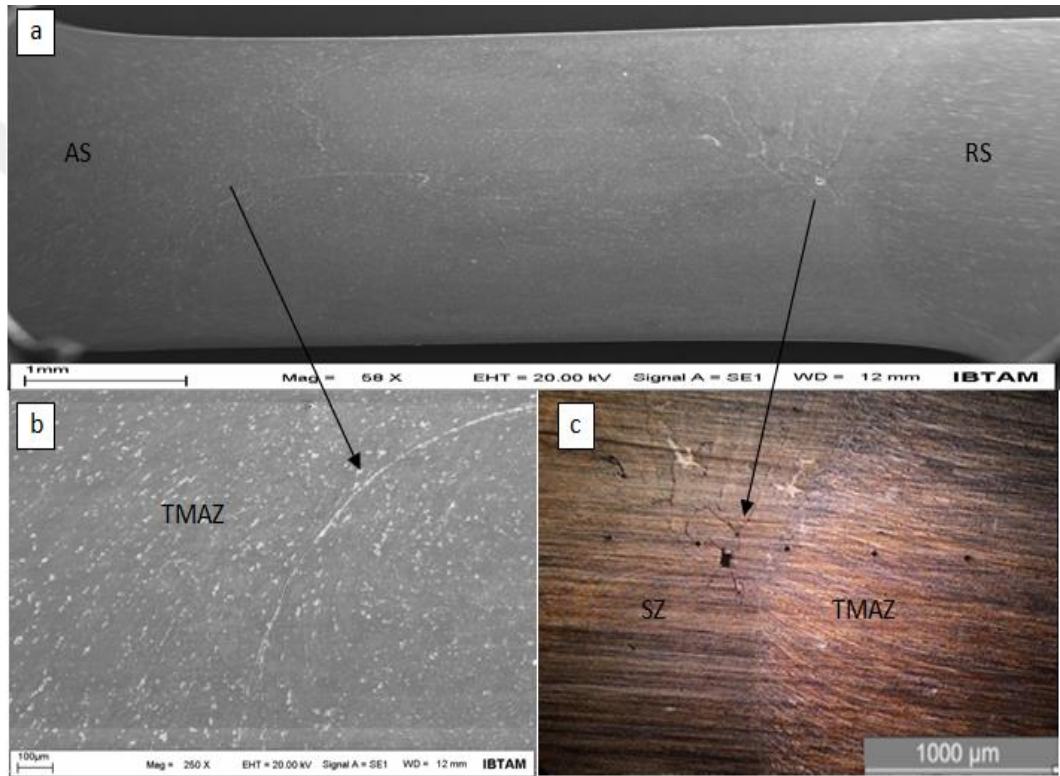
Malzemeler tezgâha bağlanana kadar geçen sürede, kaynak öncesi malzeme sıcaklığı her noktada yaklaşık olarak 120 °C olarak kaydedilmiştir. Takım omzunun teması ile T2 ve T4 sıcaklıkları ani bir artış göstererek yaklaşık olarak 325 °C' ye ulaşırken T1 ve T3 sıcaklıkları sırası ile 167 °C ve 143 °C' ye ulaşmıştır. T2 ve T4 sıcaklık değerleri kaynak bitiminde sırasıyla 232 °C ve 246 °C olarak kaydedilirken, T1 ve T3 sıcaklık değerleri kaynak bitiminde yaklaşık olarak 321 °C olmuştur.

Grafikten de anlaşılacağı gibi birleştirme işlemi başladığı andaki sıcaklık ile bittiği andaki sıcaklık neredeyse aynı değerdedir. Bu özellik, belirlenen ön ısıtma sıcaklığının doğruluğunu kanıtlamaktadır. Bir diğer dikkat çeken nokta ise, oda sıcaklığında ve ön ısıtma yolu ile birleştirme işleminde kaynak bitiş noktasında sıcaklıkların neredeyse aynı olmasıdır. Kaynak işlemi sırasında ayrı bir termokupl ile yapılan ölçümde kaynak bölgesinde oluşan maksimum sıcaklık değerinin yaklaşık olarak 360 °C, takımda oluşan maksimum sıcaklık değerinin ise yaklaşık olarak 420 °C olduğu tespit edilmiştir.

Ön ısıtma uygulayarak ve oda sıcaklığında birleştirilen levhaların, gözle görülen birleşim başladıktan sonra başlangıç, bitiş ve merkez dikiş bölgelerinden alınan numuneler, mikro yapı incelemeleri için hazırlanmıştır. Şekil 4.57' de kaynak başlangıç dikiş bölgesinden alınan numunenin SEM ve optik mikroskop görüntüleri verilmekte olup, şekil 4.57a' da alınan numunenin genel görüntüsü verilmektedir. İlerleme kenarında termo mekanik etkilenen bölge (TMAZ) ile karıştırma bölgesi (SZ) sınırında, birleşme sorununun gerçekleştiği tespit edilmiş olup, şekil 4.57b' de bu tespit net bir şekilde gösterilmiştir. Ayrıca yığılma kenarına yakın olan karıştırma

bölgesinde boşluk ve çatlamların (gap and crack) olduğu belirlenerek, bu kusurlar alınan optik mikroskop görüntüsü ile şekil 4.57c' de ayrıntılı olarak verilmektedir.

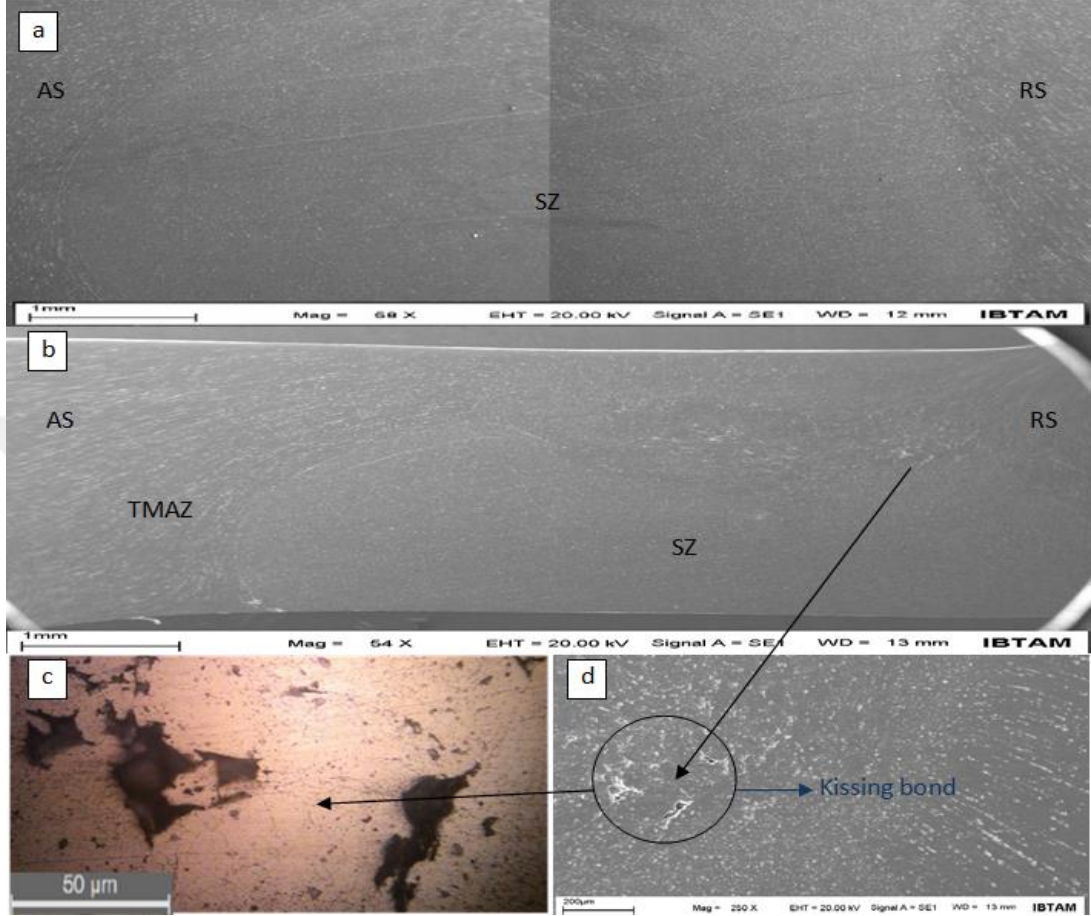
Oluşan bu sorunların ana malzemedeki sıcaklığın yeterli değere ulaşmadığından kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Karıştırma bölgesinde yüksek sıcaklığa ulaşmış olan yapının, ısıl iletkenliğinin yüksek olması nedeni ile sıcaklığını kaybetmiş Al 7039 ana malzemesindeki yapıyla uyuşmaması, yeterli sıcaklığa ulaşmadığı anlamına gelmektedir. Yeterli ısı girdisinin meydana gelmediği birleşimlerin tamamında bu sorunlarla karşılaşmakta olduğu bilinmektedir.



Şekil 4.57 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilmiş levhaların kaynak başlangıç dikiş bölgesinden alınan numunenin SEM ve optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.58' de birleştirilmiş levhaların sırasıyla merkez dikiş bölgesinden ve kaynak bitiş bölgesinden alınan numunelerin genel görüntüsü verilmektedir. Şekil 4.58a' da gösterildiği gibi merkez dikiş bölgesinde herhangi bir birleşim sorunuyla karşılaşmamıştır. Bunun nedeninin SKK sırasında karıştırıcı ucun bu bölgeye ulaşması ile birleştirilen levhaların başlangıç ve bitiş noktalarındaki sıcaklığın eşit (185 °C) olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 4.58b' de kaynak bitiş dikiş bölgesinden alınan numunenin genel görüntüsü verilmiş olup, bu çerçevede çok büyük birleşim kusurlarının oluşmadığı tespit edilmiştir. Ancak ayrıntılı incelemeler

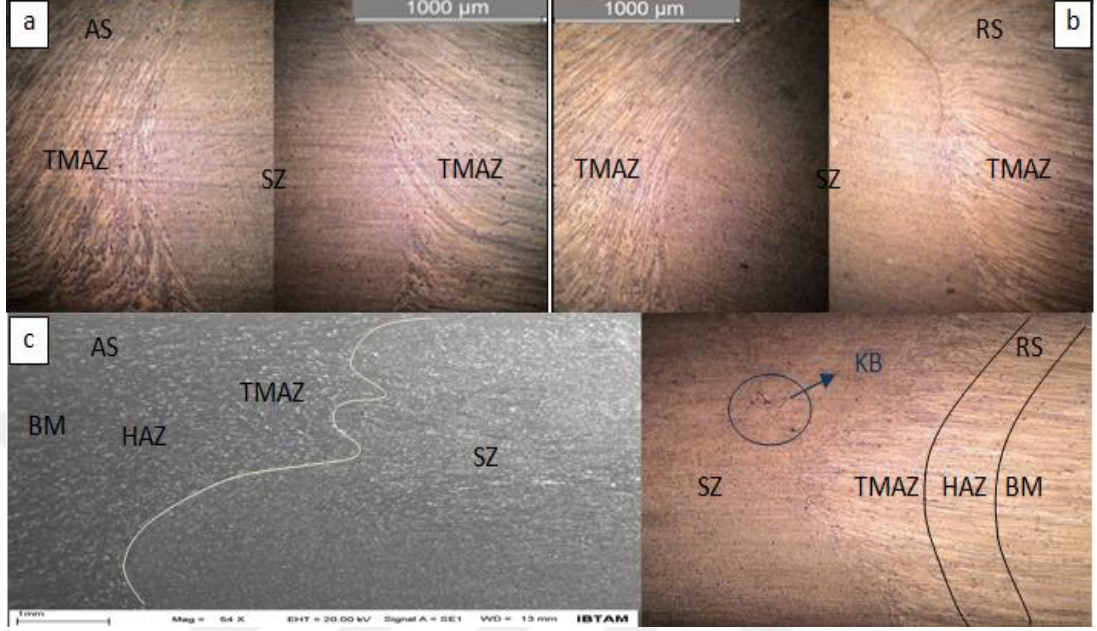
sonucunda şekil 7c-d’ de gösterilmekte olan yığılma kenarı SZ’ de, kissing bond (KB) diye adlandırılan ve ana malzeme yüzeyinde bulunan oksit tabakasının kaynak öncesi temizlenmemesinden oluşan [139] küçük birleşim kusurları görülmüştür.



Şekil 4.58 Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilmiş levhaların a) merkez dikiş bölgesi genel SEM görüntüsü, b) kaynak bitiş bölgesi genel SEM görüntüsü, c) KB kusuru optik mikroskop görüntüsü, d) KB kusuru SEM görüntüsü

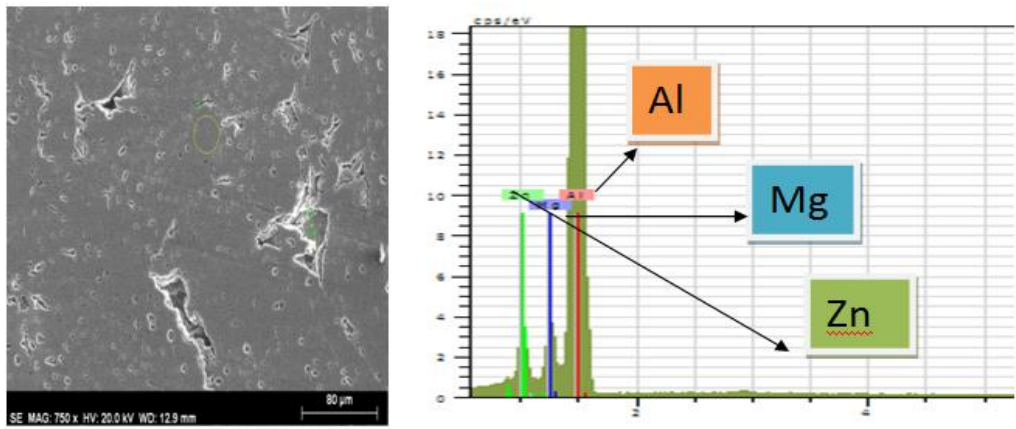
Ön ısıtma uygulanarak birleştirilen levhaların kaynak başlangıç ve merkez dikiş bölgelerinden alınan numunelerde her hangi bir kusur görülmemiş olup, mükemmel bir bölgesel dizilim sergilemişlerdir. Şekil 4.59a-b’ de sırasıyla bu numunelerin ilerleme ve yığılma kenarlarındaki SZ ve TMAZ birleşim hatlarından alınan mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Bu yapılarda ön ısıtmadan dolayı Al 7039 malzemesinde bulunan $MgZn_2$ çökelmelerinin SZ’ de ve sınır bölgelerinde yoğunlaştığı, özellikle SZ’ de çökelmelerin küçülerek homojen olarak dağıldığı net olarak tespit edilmiştir. Şekil 4.59c’ de kaynak bitiş dikiş bölgesinden alınan numunenin genel mikro yapı görüntüsü verilmekte olup, SZ, TMAZ, ısı tesiri altında kalan bölge (HAZ) ve ana metal (BM) sınırları bu görüntüde belirlenmiştir. Oda sıcaklığında yapılan birleşimde tespit edildiği gibi, ön ısıtma uygulamalı SKK

yönteminde de aynı bölgede fakat daha hafif olarak KB kusuru görülmektedir. Ön ısıtma vasıtasıyla ana metal üzerindeki oksit tabakasının parçalanması ile oluşan kusurun azaldığı tahmin edilmektedir.



Şekil 4.59 Ön ısıtma uygulanarak SKK ile birleştirilmiş levhaların a) kaynak başlangıç dikiş bölgesi görüntüsü, b) kaynak merkez dikiş bölgesi görüntüsü, c) kaynak bitiş dikiş genel görüntüsü

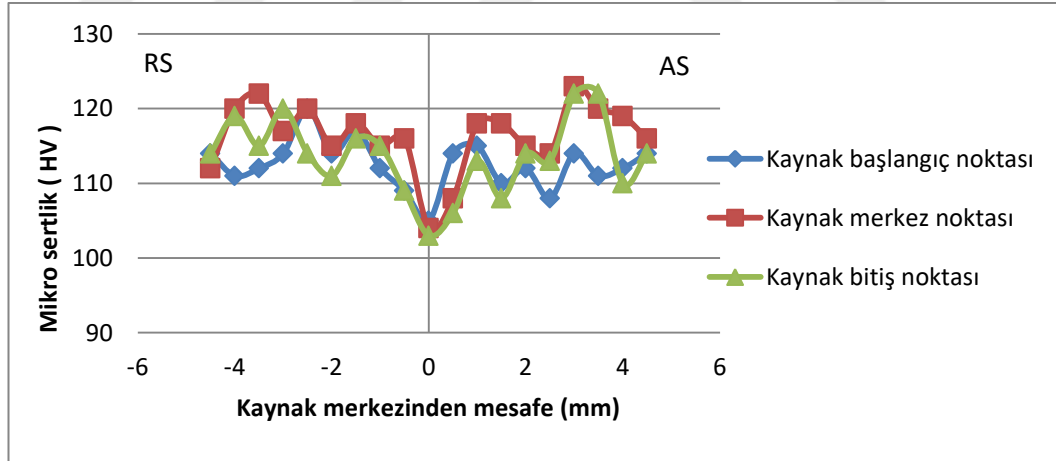
Karıştırma bölgesi, ilerleme ve yığılma bölgeleri ve ana metalde yapılan EDX analizi sonuçları tamamen Al Mg Zn bütünlüğünü korumuş olup, numunelerin hiçbir bölgesinde intermetalik bir bileşiğin oluşmadığı tespit edilmiştir. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen SKK sonrasında karıştırma bölgesinden alınan EDX analiz sonucu şekil 4.60' da verilmektedir.



Şekil 4.60 Karıştırma bölgesinden alınan EDX analiz sonucu

Oda sıcaklığında FSW ile birleştirilen numunelerin kaynak dikişinin başlangıç, bitiş ve merkez bölgelerine uygulanan mikro sertlik deney sonuçları şekil 4.61’ de grafik olarak verilmiştir. Her dikiş bölgesi için yığılma kenarında bulunan ana metal yapısından başlayarak sırasıyla ısı tesiri altında kalan bölge, termo-mekanik etkilenen bölge, karıştırma bölgesi ve ilerleme kenarındaki ters sıralı bölgelerden sertlik sonuçları alınmıştır. Şekil 4.57c’ de siyah noktalar şeklinde görülmekte olan izler, sertlik ölçümü sonucunda oluşmuştur.

Grafikte belirtilen kırmızıçizgi, kaynak dikişinin merkez noktasından alınmış numuneye ait olup, bu bölgede malzeme başlangıç ve bitiş noktalarında sıcaklığın eşit olduğunu önceden belirtmiştik. Oluşturulan sertlik grafiğinde SZ merkezinde 105 HV olan sertlik değeri TMAZ’a yaklaştıkça artmakta ve hem ilerleme kenarı hem de yığılma kenarı TMAZ’ larında yaklaşık olarak ortalama 118 HV değerine ulaşmaktadır. Her iki kenarın HAZ’larında ise sertlikte eşit oranda küçük bir düşüşün olduğu görülmüş olup bu değer yaklaşık olarak ortalama 115 HV olarak tespit edilmiştir. Genel olarak bu numuneden alınan sertlik değerleri her bölge için birbirine çok yakın olmuştur.



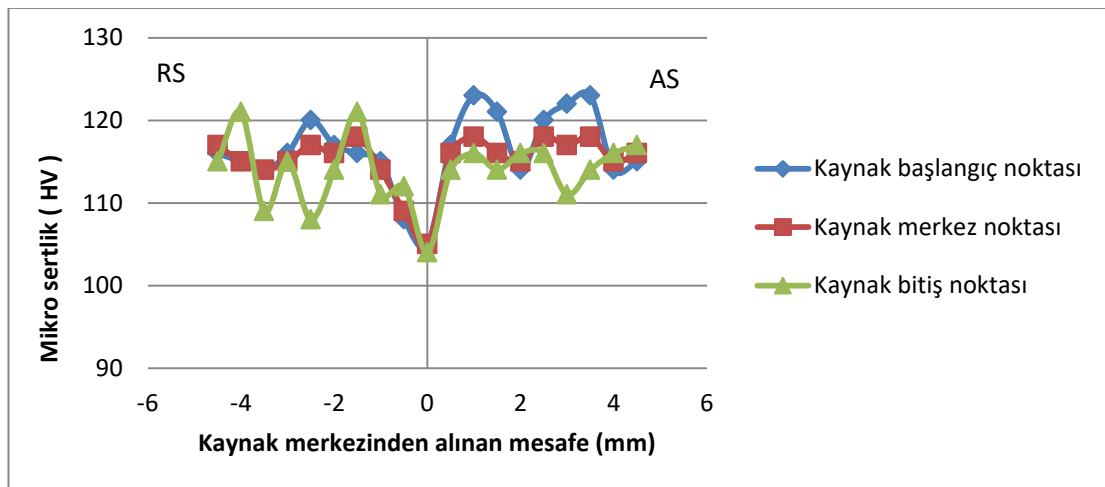
Şekil 4.61 Oda sıcaklığında SKK yöntemi ile birleştirilen plakaların mikro sertlik sonuçları

Kaynak dikişinin başlangıç noktasından alınmış numuneye ait olan mavi çizgi incelendiğinde, yığılma kenarı ile ilerleme kenarı TMAZ’ larında sertlik değerlerinin yaklaşık olarak sırasıyla ortalama 118 HV ve 124 HV olduğu tespit edilmiştir. HAZ’ larında ise yaklaşık olarak ortalama 114 HV sertlik değeri belirlenmiştir. Kaynak dikişinin bitiş bölgesinde ise yığılma kenarı ile ilerleme kenarı TMAZ’ larında sertlik değerleri sırasıyla yaklaşık olarak ortalama 121 HV ve 116 HV iken, HAZ’ ları ise

yaklaşık olarak ortalama 110 HV olarak tespit edilmiştir. Genel olarak bakıldığında alınan tüm numunelerin ana metal sertlik değeri ortalama 115 HV iken karıştırma bölgesi ortalama 105 HV olarak belirlenmiştir. Kaynak başlangıcında ilerleme kenarında elde edilen sıcaklığın, yığılma kenarına göre az oluşu TMAZ’ daki sertlik değerini artırmış olup, kaynak bitiş noktasında ise bu işlemin tam tersi olduğundan yığılma kenarındaki TMAZ sertliği fazla çıkmıştır.

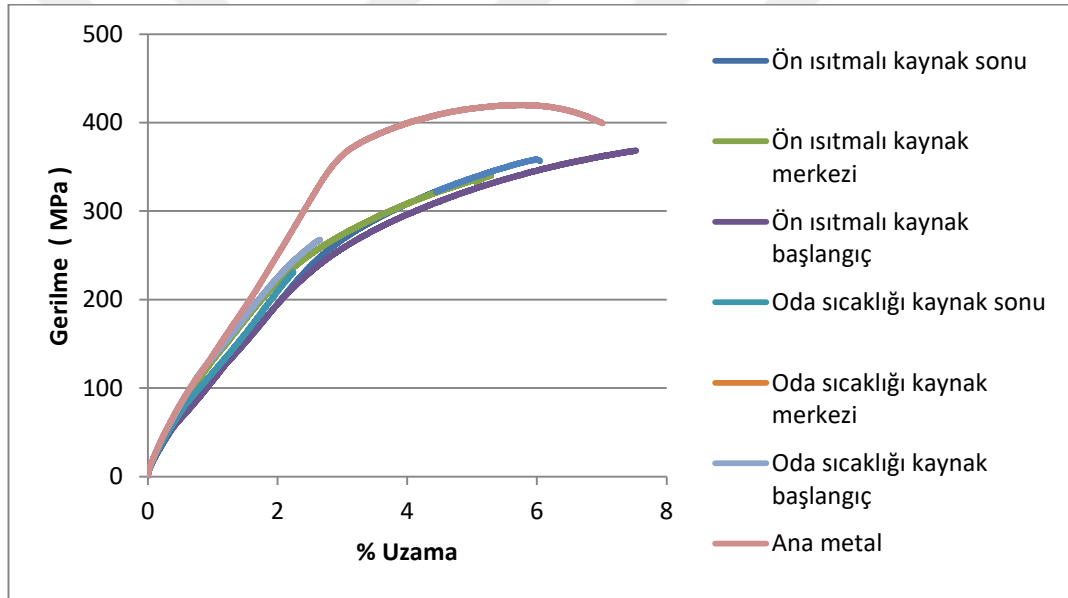
Ön ısıtma sonrası SKK ile birleştirilen numunelerin kaynak dikişinin başlangıç, bitiş ve merkez bölgelerine uygulanan mikro sertlik deney sonuçları şekil 4.62’ de grafik olarak verilmiştir. Kaynak dikiş merkezinden alınan numunenin yığılma ve ilerleme kenarlarındaki TMAZ’ larda sertlik değeri yaklaşık olarak sırasıyla 116 HV ve 118 HV, HAZ’ ları ortalama 115 HV ve SZ ise 105 HV olarak belirlenmiştir. Alınan üç numunenin de SZ sertlik değerleri ve ana metal sertlik değerleri yaklaşık olarak aynı çıkmıştır. Kaynak dikiş başlangıç bölgesinden alınan numunenin yığılma ve ilerleme kenarlarındaki TMAZ’ larda sertlik değeri yaklaşık olarak sırasıyla 113 HV ve 115 HV, yığılma ve ilerleme kenarlarındaki HAZ’ larda sertlik değeri yaklaşık olarak sırasıyla 117 HV ve 111 HV olarak tespit edilmiştir. Kaynak dikiş bitiş bölgesinden alınan numunenin yığılma ve ilerleme kenarlarındaki TMAZ’ larda sertlik değeri yaklaşık olarak sırasıyla 116 HV ve 113 HV, HAZ’ ları ortalama 112 HV olarak belirlenmiştir.

Ana numunenin ortalama sertlik değeri 115 HV olduğu düşünüldüğünde, ön ısıtma ile SKK uygulaması sonrasında her bölgeden alınan numunelerin sertlik değerleri çok büyük değişiklikler göstermemiştir.



Şekil 4.62 Ön ısıtma sonrası SKK yöntemi ile birleştirilen plakaların mikro sertlik sonuçları

Sürtünme karıştırma kaynağı sonrası her iki numunenin arka yüzeylerinde EK 5a' da gösterildiği gibi tam bir birleşim gözlemlenmiştir. Buna rağmen çekme deney sonuçlarının yanıltıcı olmaması düşüncesi ile kaynak yüzeyinde oluşan çukur bölgenin ortadan kaldırılması için numunenin her iki yüzeyinden talaş alınarak EK 5b' de gösterildiği gibi numuneler 4 mm kalınlığa düşürülmüştür. Oda sıcaklığında SKK ile birleştirilen numune, ön ısıtma uygulanarak SKK ile birleştirilen numune ve kaynaklı Al 7039 numune, EK 6' da verilen ölçülerde tel erozyon tezgâhında kesilmiştir. Her iki kaynaklı numuneden kaynak başlangıç, kaynak merkez ve kaynak bitiş bölgeleri olmak üzere üç adet çekme numunesi alınmıştır. Kaynaklı ana numuneden alınan üç adet numune ise kaynaklı numunelerle kıyaslama yapmak için değerlendirilecektir. Çekme testi sonuçları grafik olarak şekil 4.63' de verilmektedir.



Şekil 4.63 Oda sıcaklığında ve ön ısıtma ile yapılan SKK işlemi sonrası alınan numunelerin çekme testi grafiği.

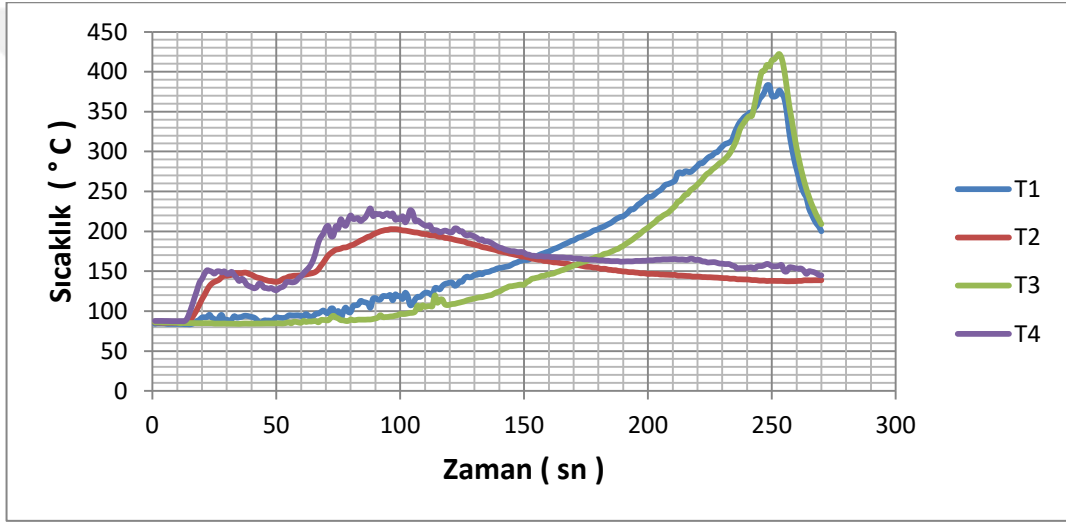
Oda sıcaklığında SKK işlemi sonrası alınan numunelerde en iyi çekme dayanımının 267 MPa ile kaynak dikiş merkezi ve bitiminde gerçekleştiği belirlenmiş olup, kaynak dikiş başlangıcında bu değer 231 MPa olarak görülmüştür. Ön ısıtma işlemi ile yapılan SKK işlemi sonrasında en iyi çekme dayanımının 381 MPa ile kaynak dikiş başlangıcında, sonrasında 358 MPa ile kaynak dikiş bitiş ve son olarak da 340 MPa ile kaynak dikiş merkezinde gerçekleştiği görülmektedir.

Ana metalden alınan numunelerin ortalama çekme dayanımı 420 MPa olup, bu değer ile birleştirme yöntemleri kıyaslandığında, ön ısıtma uygulaması sonucunda

çekme dayanımı ve tokluk değerlerinin ana malzemeye daha yakın olduğu tespit edilmiştir.

4.6 Hibrit Özellikli FDMMK Levhaların SKK Yöntemi ile Birleştirilmesi Sonucu Elde Edilen Mikro Yapı ve Mekanik Özellikler

Üretimi tamamlanan hibrit özellikli FDMMK levhalar için kaynak öncesi hazırlıklar yapılmış ve önceden belirlenmiş olan kaynak parametreleri ve termokupl uç konumlandırılmasıyla SKK işlemi gerçekleştirilmiştir. İşlem sırasında kullanılan termokupl sayesinde oluşturulan sıcaklık dağılım grafiği şekil 4.64' de verilmektedir.



Şekil 4.64 Ön ısıtma sonrası SKK ile birleştirilen hibrit özellikli FDMMK levhanın sıcaklık dağılım grafiği

Yapılan ön ısıtma işlemi sonrasında tezgâha bağlanan levhaların sıcaklıkları yaklaşık 90 °C' ye düşmüş olup, kompozitler bu sıcaklıkta iken takım ucu malzemeye daldırılmıştır. Takım omzunun kompozit levhaya temas etmesi ile birlikte T2 ve T4 sıcaklığı sırası ile 208 °C ve 230 °C değerine ulaşmıştır Bu konumda T1 sıcaklığı 120 °C, T3 sıcaklığı ise 100 °C değerini göstermektedir. Yaklaşık olarak kaynak dikiş merkezine gelindiğinde, bütün termokupl uçlarında ortalama sıcaklık değeri 165 °C olarak kaydedilmiştir. Kaynak bitiş noktasına gelindiğinde sırasıyla T1 ve T3 sıcaklık değeri 380 °C ve 420 °C olarak belirlenirken, T2 ve T4 sıcaklıkları sırasıyla 140 °C ve 150 °C değerine ulaşmıştır.

Elde edilen değerler matris malzemesinin ön ısıtmalı SKK uygulamasında oluşan sıcaklık değerleri ile kıyaslandığında, hibrit özellikli FDMMK numunenin kaynak bitiş sıcaklığı hariç bütün sıcaklık değerlerinin düşmüş olduğu gözlemlenmektedir. Bu durumun, partiküllerin ilave edilmesi sonucunda kompozit malzemenin termal iletkenliğinin düşmesi nedeni ile ortaya çıktığı düşünölmektedir. Partikül takviyesi olarak kullanılan Al_2O_3 , B_4C ve SiC seramiklerin ortalama termal iletkenlik değerleri 11 – 30 W (mK) aralığında bulunurken, Al 7039 matrisin termal iletkenlik değeri 140 W (mK) olarak bilinmektedir. Bu şartlar altında gerçekleştirilen SKK işleminin sırasında düşük sıcaklık aktarımlarının meydana gelmesi olağan bir durum olarak karşılanmaktadır.

Kaynak bitişinde elde edilen yüksek sıcaklık değerinin ise partiküllere sürtünen takımın artan sıcaklığından ve kompozitin termal iletkenliğinin azalmasından kaynaklandığı düşünölmektedir. Kaynak bitişinde sıcaklık değerinin ortalama 400 °C olması fakat aynı anda kaynak başlangıcında bu değerin yaklaşık 150 °C ölçölmesi termal iletkenliğin düşmesini açıklayan bir diğer sonuç olarak karşımıza çıkmaktadır.

Termal iletkenliğin düşmesi kaynak edilecek bölgede elde edilen sıcaklık değerinin kaybolmaması anlamına gelmektedir. Bu yüzden, oluşan bu durumun SKK uygulaması açısından bir avantaj doğurduğu, bilindik bir kanı olarak karşımıza çıkmaktadır.



Şekil 4.65 Hibrit özellikli FDMMK levhaların SKK ile birleştirilmesi sonrası görüntüsü

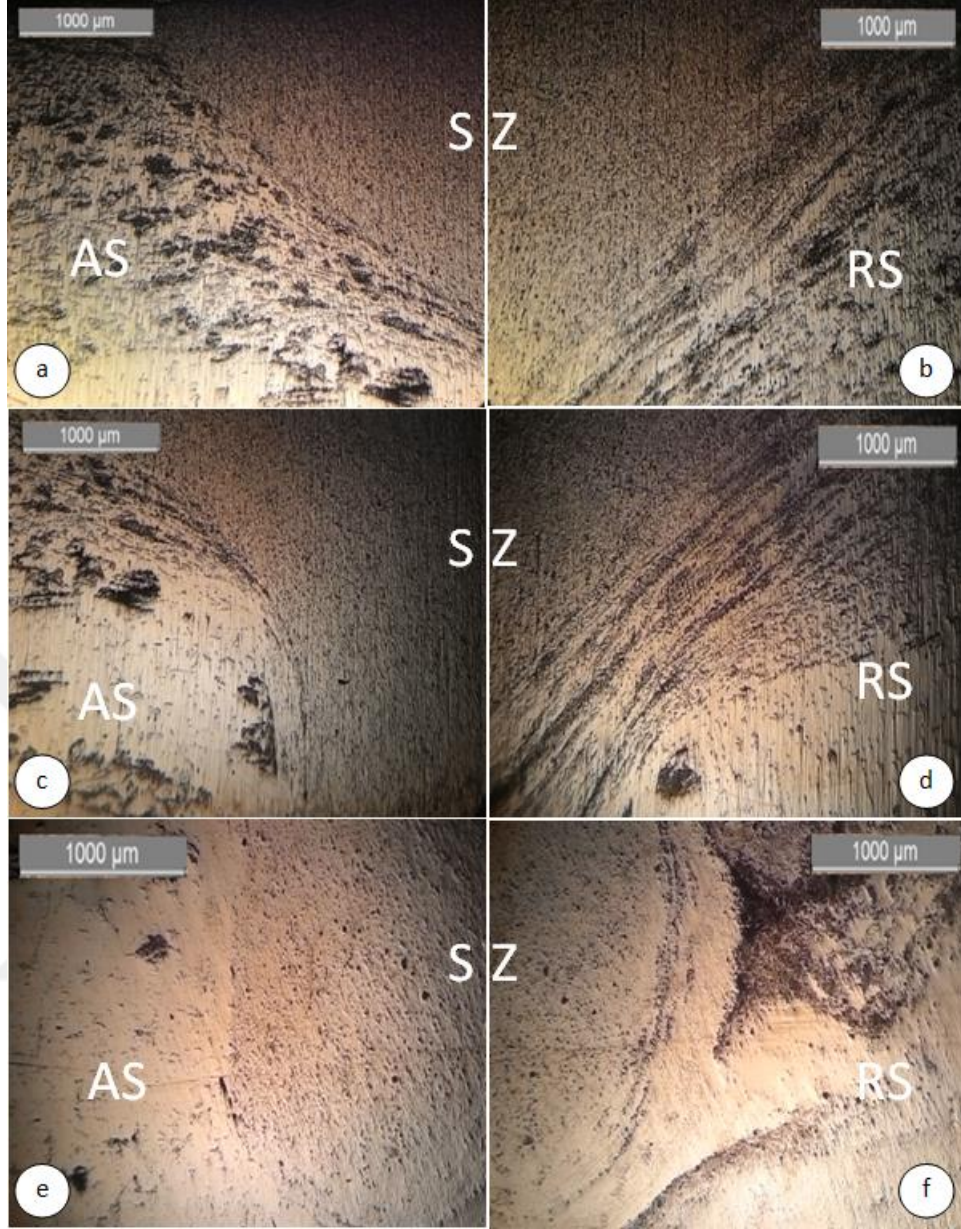
Şekil 4.65’ de verilen kaynak sonrası dikiş görüntüsü incelendiğinde birleşim yüzeyinde herhangi bir soruna rastlanılmadığı belirlenmiştir. Fakat numune üzerinden alınan kesitler incelendiğinde, kaynak başlangıç bölgesinde boşluklu birleşimin olduğu ve kaynak merkez bölgesine doğru bu kusurun yok olduğu gözlemlenmiştir. Kaynak başlangıç bölgesinde gerekli ısının oluşmaması ve bu yüzden kaynak numunesinin plastize olmayışı, başlangıç bölgesinde birleşim kusurlarının görülmesine neden olmuş, sürtünmeden dolayı yeterli ısıya ulaşıldıktan sonra bu kusur yok olmuştur. Kusursuz bölgeden alınan makro görüntü şekil 4.66’ da görülmektedir.



Şekil 4.66 Hibrit özellikli FDMMK numunenin SKK ile birleştirilmesi sonrası oluşan makro görüntü

Şekil 4.67’ de kaynak merkez dikiş bölgesinden alınan mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Şekil 4.67a ve b’ de verilen mikro yapı görüntüleri sırasıyla AS ve RS kaynak yapısının üst kısmını oluşturan, % 8 SiC takviyeli bölgeden alınmıştır. Bu bölgeler incelendiğinde takviye partiküllerinin takım ucu vasıtasıyla yönlendikleri net olarak görülmektedir. Termo mekanik etkilenen bölge olarak bilinen bu alanda RS bölgesindeki yönlenmenin AS bölgesine göre daha yoğun olduğu görülmektedir. Bu yapı farkı, matris malzemesinin SKK kaynağı sonrası elde edilen mikro yapı görüntüsünde de göze çarpmaktadır.

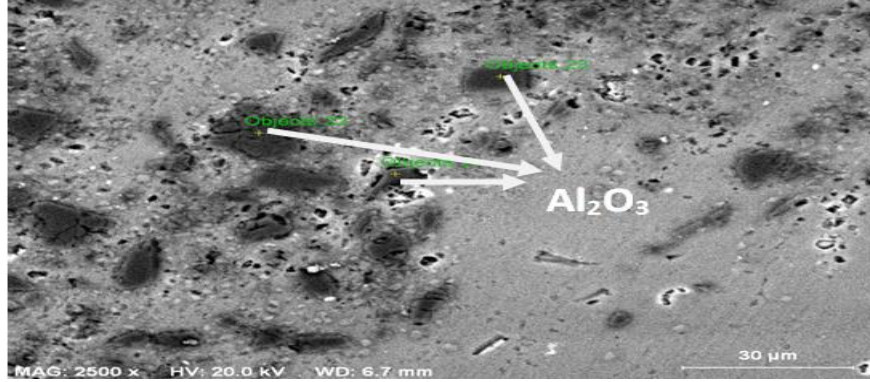
Şekil 4.67c ve d’ de kaynak yapısının orta kısmını oluşturan % 5 Al₂O₃ takviyeli bölgeden alınmış mikro yapı görüntüleri verilmektedir. Burada dikkat çeken oluşum, üst RS bölgesinde bulunan SiC partiküllerinin aşağıya doğru yönlenerken orta RS bölgesine geçiş yapmaları olmuştur. Aynı oluşum AS bölgesi için daha yumuşak gerçekleşmiş olmakla birlikte, Al₂O₃ partiküllerinin de bu bölgelerde aşağıya doğru yönlendiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.67 Hibrit özellikli FDMMK numunenin SKK ile birleştirilmesi sonrası oluşan mikro yapı görüntüleri a) SiC takviyeli AS bölgesi, b) SiC takviyeli RS bölgesi, c) Al₂O₃ takviyeli AS bölgesi, d) Al₂O₃ takviyeli RS bölgesi, e) B₄C takviyeli AS bölgesi, f) B₄C takviyeli RS bölgesi

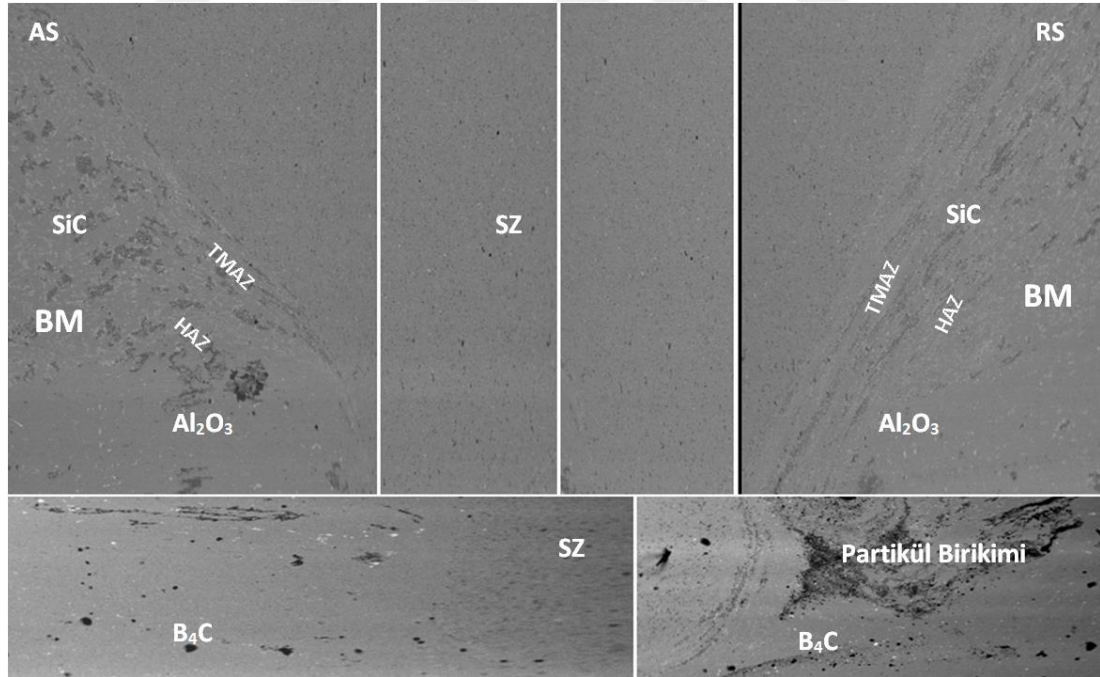
Son olarak şekil 4.67e ve f' de kaynak yapısının alt kısmını oluşturan % 2 B₄C takviyeli bölgeden alınmış mikro yapı görüntüleri verilmektedir. İncelenen yapıda, takviye oranının azlığı nedeniyle ana metalde B₄C partikülünün sadeliği görülsede, RS bölgesinde bir partikül birikiminin olduğu görülmektedir. Bu birikimin tamamen takım yoluyla üst RS bölgelerinden aktarıldığı düşünülmektedir. Bu durumun netleştirilebilmesi için o bölgeden SEM görüntüsü alınarak EDX analizi yapılmıştır. Şekil 4.68' de partikül birikimi bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve

EDX analizi sonucu değerlendirilmesi gösterilirken, EK 7' de EDX analiz sonucu verilmektedir.



Şekil 4.68 Birikme bölgesinden alınan SEM görüntüsü ve EDX analizi sonucu değerlendirmesi

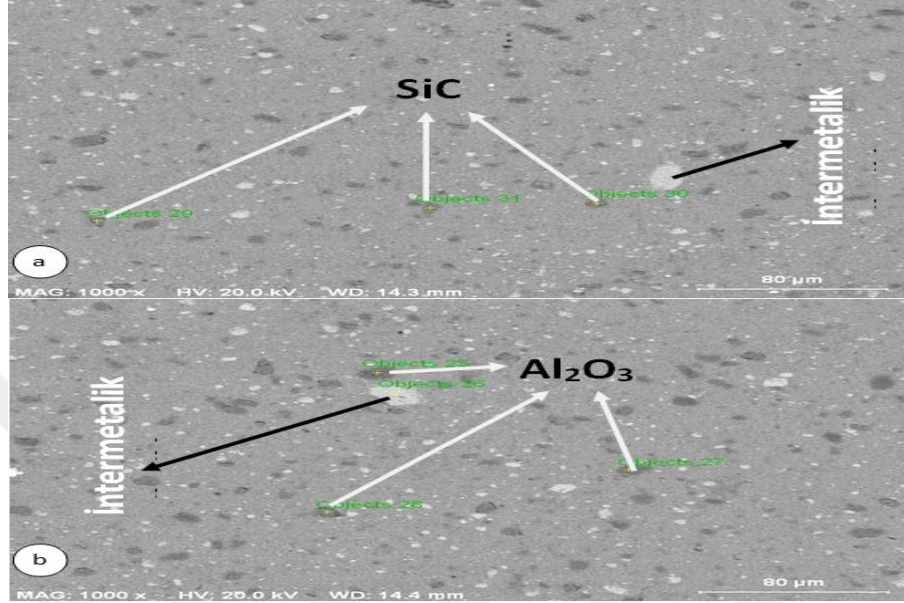
Yapılan değerlendirmeler sonucunda, karıştırma bölgesi kenarlarında bulunan partiküllerin takım sayesinde aşağıya doğru yönlendiği belirlenmiş ve B₄C partikül tabakasında bulunan RS bölgesinde, bir önceki tabakadan gelen partiküllerin biriktiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.69 Genel bölgelerin SEM görüntüleri bir araya getirilerek oluşturulmuş nihai SKK görüntüsü

Şekil 4.69' da genel bölgelerin SEM görüntüleri bir araya getirilerek oluşturulmuş nihai SKK görüntüsü verilmektedir. İlerleme ve yığılma kenar bölgelerinin TMAZ' larında meydana gelen oluşumlar değerlendirildikten sonra,

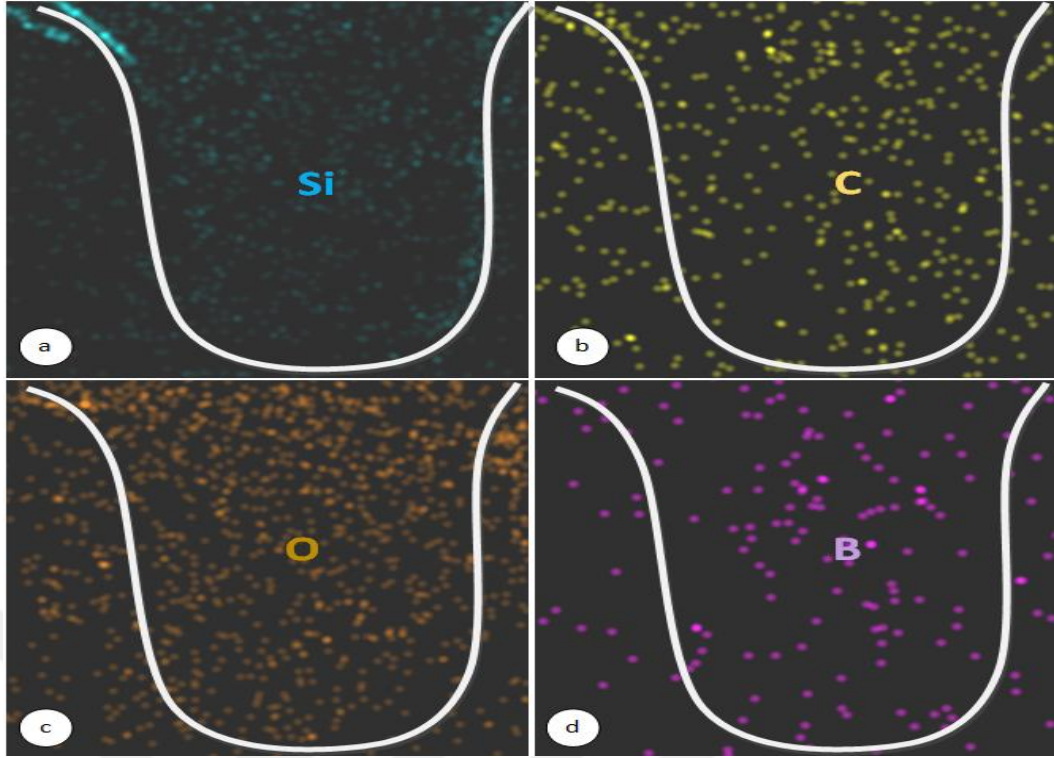
karıştırma bölgesinin incelenmesine başlanılmıştır. Şekil 4.67 ve şekil 4.69’ da açıkça görünen karıştırma bölgesinin, takviye partiküllerini içerip içermediği, içeriyorsa hangi boyutlarda içerdiği konusunu aydınlatabilmek için, bölgelerin SEM görüntüleri elde edilip EDX analizleri incelenmiştir. EK 8 ve 9’ da bölgelere ait EDX analiz sonuçları verilmektedir.



Şekil 4.70 Karıştırma bölgesinden elde edilen SEM görüntüleri a) üst karıştırma bölgesi, b) orta karıştırma bölgesi

Şekil 4.70a ve b’ de üst SZ ve orta SZ’ den elde edilen SEM görüntüleri verilmektedir. Yapılan incelemeler sonrasında çoğunlukla üst SZ’ de SiC partikülleri, orta SZ’ de ise Al₂O₃ partiküllerinin varlığı tespit edilmiştir. Genel olarak bakıldığında bu bölgede partiküllerin düzgün dağıldığı, BM bölgesinde olduğu gibi aglomera olmadıkları gözlemlenmiştir. Bunun yanı sıra karıştırma işleminin takviye partikülü boyutlarında herhangi bir değişime yol açmadığı görülmüştür. SEM görüntülerinde beyaz renkte görünen bölgelerin Fe, Cr ve C içerikli intermetalik bileşikler olduğu tespit edilmiş olup, EK 10’ da bu bölgenin EDX analiz sonuçları verilmiştir.

Son olarak alt SZ incelenmiş ve bu bölgede Al₂O₃ partiküllerinin yoğunlukta olduğu belirlenmiştir. Bunun yanı sıra karıştırma bölgesinde hangi partikülün hangi katmana kadar ilerlediğini tayin edebilmek için bu bölgeye mikro haritalama sistemi uygulanmıştır. Şekil 4.71’ de SZ bölgesinde yapılan haritalama görüntüleri verilmektedir.

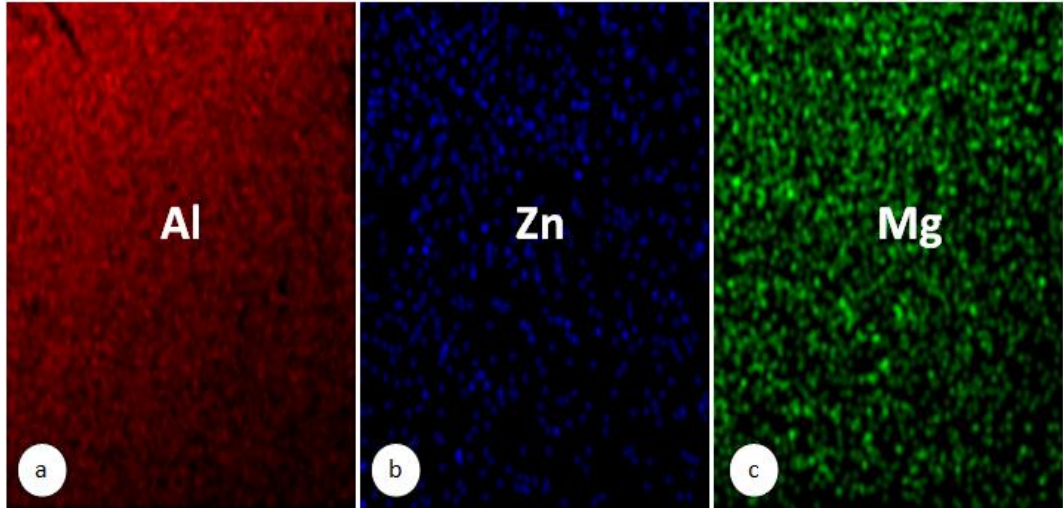


Şekil 4.71 Karıştırma bölgesinde yapılan mikro haritalama sistemi a) Si içeriği, b) O içeriği, c) C içeriği, d) B içeriği

Haritalama sistemi üzerinde yapılan incelemeler sonrasında, şekil 4.71a' da SZ bölgesinde bulunan Si içeriğinin yukarıdan aşağıya doğru seyrekleştiği görülmektedir. Bu durum SiC partikülünün bölge içerisindeki konumunu anlatırken, TMAZ' larda da SiC içeriğinin varlığının göstergesi olmuştur. Şekil 4.71b' de C içeriğinin bölge içerisindeki dağılımı verilmekte olup, alt SZ bölgesine doğru seyrekleşme burada da belirgin olarak görülmektedir. Böylelikle SiC partikülünün bölgenin her yerine kısmi olarak dağıldığını söyleyebilmek mümkün olmaktadır.

Şekil 4.71c' de O içeriğinin bölgede nasıl konumlandığı gösterilmiş olup, aynı seyrekleşmenin burada da görüldüğü tespit edilmiştir. Bu durumda, sadece Al_2O_3 partikülünde bulunan O içeriğinden bahsetmek çok anlamlı olmadığından, diğer partiküllerinde O ile etkileşime girdiğini söylemek mantıklı olacaktır. Son olarak şekil 4.71d' de bölgedeki B içeriği verilmiş olup, B' nin sade bir şekilde dağılımı görülmüştür. Buradan faydalanılarak B_4C partikülünün SZ bölgesine dağılım biçimi ortaya çıkmıştır.

Genel olarak bakıldığında, hibrit özelliğinde üretilen FDMMK numunesinde kullanılan seramik partiküllerinin SZ bölgesinin tamamına dağıldığı fakat bu dağılımın oransal olarak bölgesel değişimlere uğradığı ortaya çıkmaktadır.

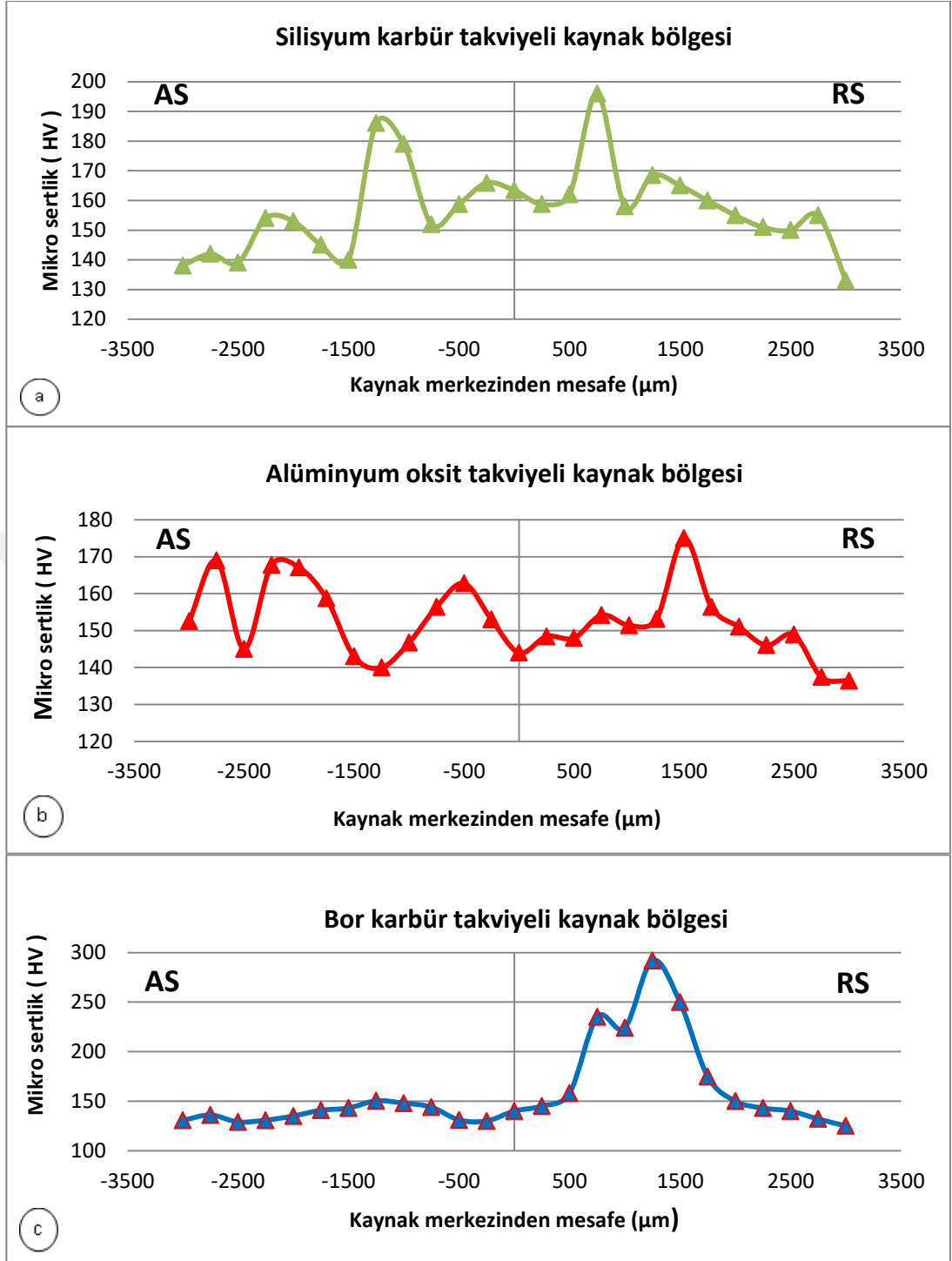


Şekil 4.72 Karıştırma bölgesinde yapılan mikro haritalama sistemi a) Al içeriği, b) Zn içeriği, c) Mg içeriği

Şekil 4.72’de SZ bölgesinde Al, Zn ve Mg içeriğindeki değişimin gözlemlenebilmesi için yapılan mikro haritalama sistemi verilmektedir. Elde edilen görüntülerde SZ ve BM bölgelerinin tamamen iç içe girdiği belirlenmiş olup, SZ bölgesinde gözle görülür bir değişimin olmadığı tespit edilmiştir. Böylelikle Al 7039 matris malzemesinin temel yapısını oluşturan elementlerin SZ bölgesinde de olduğu kanısına varılmıştır.

Tespit edilen kimyasal dağılımın, malzemenin fiziksel özelliği üzerine etkisinin belirlenmesi için, öncelikle kaynak bölgesinin mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Kaynaklı numunenin kesiti alındıktan sonra, kompoziti oluşturan her tabakanın orta kısmında bulunan kaynak bölgesinden, AS - RS yönünde alınan sertlik değerleri şekil 4.73a-c’ de grafik halinde verilmiştir.

Şekil 4.73a’ da SiC takviyeli tabakanın kaynak bölgesinden elde edilen grafik incelendiğinde, BM bölgesindeki partiküller arası bölgenin sertlik değerinin 130 -140 HV aralığında olduğu tespit edilmiştir. Yapıdaki TMAZ’ lara yaklaştıkça ortalama sertlik 155 HV olarak belirlenmiş, TMAZ’ lardan karıştırma bölgesine girildiğinde ise RS bölgesinde artış, AS bölgesinde ise bir düşüşle karşılaşmıştır. Merkezden ortalama 1000 µm uzaklıktaki RS ve AS bölgelerindeki sertlik değerleri sırasıyla 196 HV ve 186 HV olarak belirlenmiştir. Ölçülen bu değerler SZ bölgesinden alınan en yüksek sertlik değeri olmuş ve merkeze doğru sertlik değeri ortalaması 163 HV’ ye kadar düşmüştür.



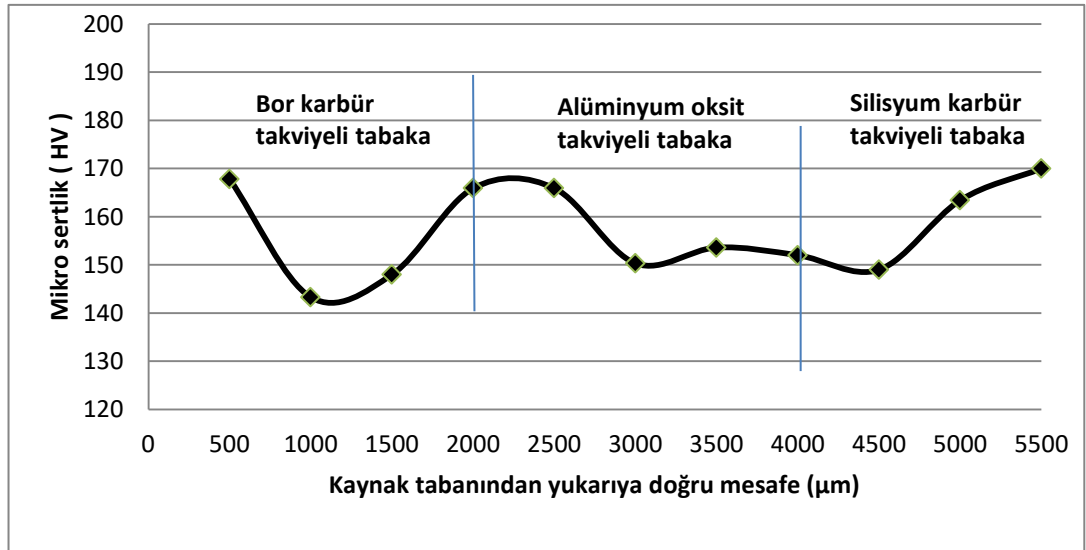
Şekil 4.73 FDMMK numuneyi oluşturan her tabakanın, orta kısmında bulunan kaynak bölgesinden alınan mikro sertlik değerleri a) SiC takviyeli, b) Al₂O₃ takviyeli, c) B₄C takviyeli kaynak bölgeleri

Şekil 4.73b' de Al₂O₃ takviyeli tabakaya ait kaynak bölgesinden elde edilen sertlik grafiği incelendiğinde, BM bölgesindeki partiküller arası sertlik değerinin 135-145 HV aralığında olduğu tespit edilmiştir. TMAZ' lara yaklaşıldığında sertlikte bir artışın olduğu gözlemlenirken, RS ve AS TMAZ' larında sertlik değeri sırası ile yaklaşık 150 HV ve 168 HV olarak tespit edilmiştir. İki kenardan SZ bölgesine

girilip merkezden 1500 μm mesafeye ulaşıldığında, RS kenarındaki sertliğin yükselerek 175 HV değerine ulaştığı fakat AS kenarındaki sertliğin düşerek 140 HV değerine gerilediği belirlenmiştir. Merkeze doğru ise ortalama sertlik değerinin 150 HV değerine ulaştığı gözlemlenmiştir.

Son olarak şekil 4.73c' de B_4C takviyeli tabakaya ait kaynak bölgesindeki sertlik değerlerinden elde edilen grafik incelendiğinde, BM bölgesindeki partiküller arası sertlik değerinin 125 - 130 HV aralığında olduğu belirlenmiştir. TMAZ' larda elde edilen sertlik değeri RS ve AS kenarında sırası ile yaklaşık 150 HV ve 135 HV' dir. RS kenarından SZ bölgesine girildiğinde sertlikte ani bir artış gözlemlenmiş ve değer 290 HV olarak ölçülmüştür, bu değer merkez kaynak bölgesine doğru ilerledikçe 140 HV değerine kadar düşmüştür. AS kenarındaki SZ bölgesinde ise en yüksek sertlik değerinin 150 HV olarak belirlendiği ve merkeze doğru sertlik değerinin sakin bir düşüşe geçtiği gözlemlenmiştir.

Kaynak bölgelerini oluşturan tabakaların yatay sertlik ölçüm değerleri belirlendikten sonra, SZ merkez bölgesinde B_4C takviye tabakasından başlayarak yukarıya doğru düşey sertlik ölçümleri yapılmıştır. Şekil 4.74' de bu ölçüm sonrası ortalama değerlerden elde edilen sertlik grafiği verilmiştir.



Şekil 4.74 FDMMK numunenin SZ merkez bölgesinden düşey olarak alınan ortalama sertlik değerleri

Yaklaşık olarak 140 HV ile 170 HV arasındaki sertlik değerlerinde dalgalanan grafik incelendiğinde, B_4C tabakasinda bir kararsızlık hali belirlenmiştir.

Karıştırma bölgesinde oluşan düzenli partikül ve yapı dağılımının istenilen özelliklere sahip olması nedeni ile bu bölgede kırılmanın oluşmaması beklenilir bir durum olarak karşımıza çıkmaktadır.



5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, hibrit özellikli fonksiyonel derecelendirilmiş metal matrisli kompozit üretimi için gerekli incelemeler yapılmış ve bu incelemeler doğrultusunda yeni bir üretim yaklaşımı ortaya konulmuştur. Bu yeni yaklaşım ile üretilen plakalar, önceden belirlenen parametreler kullanılarak SKK yöntemi ile birleştirilmiş ve elde edilen bulgular değerlendirilmiştir.

Çalışma konusunun büyük bir alana sahip olması nedeniyle, temel araştırmalardan başlanılmış ve elde edilen sonuçlar bir sonraki çalışmayı yönlendirmiştir. Bu şekilde araştırma halkaları arasında bir kopukluk olmaması sağlanmıştır.

Ekonomik özellikleri ve üretim kapasitesi açısından metal matrisli kompozit üretimi için karıştırma döküm yöntemi tercih edilmiştir. Yapılan araştırmanın olgunlaşması açısından, öncelikle kullanılacak matris malzemesinin bu yöntemle yeniden üretiminin araştırılması işlemine başlanılmıştır. Matris olarak belirlenen Al 7039 zırh malzemesi döküm, homojenleştirme, sıcak dövme, çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma gibi işlemler sonrasında nihai hale geldiği için, bu aşamalar teker teker incelenip üretim parametreleri belirlenmiştir.

- Matris malzemesinin ilk üretim aşaması olan döküm işlemi üzerinde yapılan çalışmada, Al 7039 numuneler ergitme işleminden sonra kalıba dökülmüş ve çeşitli soğutma ve sıkıştırma işlemlerine maruz bırakılmıştır. Bu işlemler basınçsız - ani soğutma, basınçlı - 500 °C' de ani soğutma, basınçlı - kalıp açıldıktan sonra havada soğutma, basınçlı - kalıp içinde havada soğutma ve basınçlı - fırında soğutma olarak adlandırılmıştır. Bu yöntemler incelendiğinde hem mikro yapıdaki düzenliliği, hem de sertlik değerindeki önceliği (120 HV) nedeniyle, basınçlı - kalıp içinde havada soğutma yöntemi en uygun döküm yöntemi olarak belirlenmiştir.

Döküm yönteminin belirlenmesi sonrasında, homojenleştirme işlem parametreleri araştırılmıştır. Yapılan araştırmalar, belirlenen döküm yöntemiyle üretilen numunelerin homojenleştirme işlemine gerek duyulmadan kullanılabileceği sonucunu ortaya koymuştur. Böylelikle bir sonraki işlem olan sıcak dövme yöntemine geçilmiştir.

Dövme sıcaklığının belirlenebilmesi için yapılan çalışmalar sonucunda 400 °C sıcaklığında yapılan dövme işleminin en iyi sonucu verdiği kanısına varılmıştır. Bu sıcaklığın üstünde ve altında yapılan dövme işleminde ise çatlamların oluştuğu belirlenmiştir. Dövme işlemi sonrasında malzeme tane yapısının ince ve uzun bir şekle büründüğü ve var olan boşluk kusurlarının yok olduğu gözlemlenmiştir. Elde edilen mikro sertlik değerinde ise herhangi bir büyük değişimin oluşmadığı tespit edilmiştir.

Çözeltiye alma ve su verme işleminde yapmış olduğumuz çalışmalarda, yapıda oluşan en iyi kümelenmenin 480 °C’ de 1 saat bekletme sonrasında su verme işlemi ile gerçekleştiği belirlenmiştir. Suni yaşlandırma işleminde ise 100 °C sıcaklıkta 48 saat bekleme süresinde en iyi ayrışma ve çökeltilerin oluştuğu gözlemlenerek, bu gözlem mikro sertlik ölçümleri ile teyit edilmiştir.

Böylelikle matris malzemesinin üretim aşamaları için bütün parametreler belirlenmiş ve belirlenen parametrelerle Al 7039 malzemesinin yeniden üretimi tamamlanmış ve yeniden üretilen numune ile ticari olarak elde edilen numune kendi aralarında kıyaslanmıştır.

Yapılan mikro yapı kıyaslamalarında, iki numunenin partikül yapıları ve boyutları ile tane yapı ve boyutlarında büyük bir benzerliğin söz konusu olduğu tespit edilmiştir. Yapılan mikro sertlik ölçüm sonuçları da yaklaşık olarak 148 HV civarında bulunarak, bu benzerliği onaylamıştır. Mikro yapı ve sertlik değerlerindeki yakın sonuçların kimyasal içeriklere yansıyor yansımadığını belirleyebilmek için ticari olarak elde edilen numune ile yeniden üretimi tamamlanan numunenin elemental analiz (XRF) ve EDX sonuçları alınmıştır. Alınan sonuçlara göre iki numunenin de Al, Zn, Mg içeriğini sağladığı ve hemen ardından Fe, Cr, Mn ve Si içeriklerinin belirgin olduğu tespit edilmiştir. Ancak her şeye rağmen yeniden üretilen numunenin Si içeriği hariç kimyasal element içeriğinde genel olarak bir düşüşün sergilendiği belirlenmiştir.

Bu iki numunenin çekme testi sonuçları incelendiğinde, yeniden üretimi tamamlanan Al 7039 malzemesinin belirlenen özellikleri, ticari Al 7039 malzemesine göre yaklaşık % 6 değerinde düşük çıkmıştır. Aşınma test sonuçları incelendiğinde ise 3,76 m/dk hızla 50 m kayma mesafesinde yapılan ön aşınma

testinde azda olsa ticari Al 7039 numunesinin üstünlüğü görünürken, hız yarıya indirildiğinde ve kayma mesafesi artırıldığında yeniden üretilen numunenin üstünlüğü belirlenmiştir.

- Matris malzemesinin üretim parametrelerinin belirlenmesi ile birlikte MMK üretimine geçilmiştir. MMK üretiminde kullanılmak üzere yaklaşık 10 µ boyutlarında Al₂O₃, SiC ve B₄C takviye partikülleri tercih edilmiş olup, bu partiküller ayrı ayrı hacimce % 2 oranında Al 7039 matris malzemesine karıştırma döküm yöntemi ile ilave edilmiştir. Islatma sürecinin oluşabilmesi adına takviye öncesi Al₂O₃ partikülleri 750 °C sıcaklıkta 1 saat, SiC partikülleri 600 °C sıcaklıkta 1 saat ve B₄C partikülleri 300 °C sıcaklıkta 1 saat tavlama fırınında bekletilmiştir. Karıştırma işlemi bittikten sonra matris üretimi için belirlenen üretim parametreleri uygulanmıştır. Böylelikle aynı hacim oranlarında üç farklı partikül kullanılarak elde edilmiş MMK levhaların üretimi tamamlanmıştır.

Üretimi tamamlanan üç farklı yapıdaki MMK numunenin mikro yapıları incelendiğinde, en iyi dağılım özelliği sergileyen takviye partikülünün SiC, en kötüsünün ise B₄C olduğu belirlenmiştir. Yapılan porozite hesaplamalarında ise 0,08 ile en iyi değer B₄C takviyeli kompozite aitken, en kötü değer 0,47 ile SiC takviyeli kompozitte tespit edilmiştir. Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitte ise bu değer 0,26 olarak hesaplanmıştır.

Üretilen her bir MMK levha üzerinde yapılan mikro sertlik ölçümlerinde, partiküller arası matris bölgesinden alınan değeri ile partiküllerden uzak matris bölgesinden alınan değer arasında farkların olduğu görülmüştür. Oluşan bu sertlik farkının nedenlerinin belirlenebilmesi için numunelerin kimyasal özellikleri incelenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda aynı üretim yöntemi ile imalatı tamamlanan levhaların bu türden yapı farklılıkları göstermesinin sebebinin, takviye elemanı ile matris malzemesi arasında oluşan kimyasal etkileşimden kaynaklandığı belirlenmiştir. Yapılar üzerinde uygulanan EDX analizi sonuçlarına göre en çok kimyasal etkileşime giren takviyenin SiC, en azının ise B₄C olduğu tespit edilmiştir.

Üç farklı partikülün aynı hacim oranlarında üretilmesi ile oluşturulan MMK levhaların, kendi aralarında kıyaslanabilmesi için çekme ve aşınma testi yapılmıştır. Çekme testi verilerine göre, B₄C takviyeli MMK numunenin akma noktasının 368

MPa, max gerilme değerinin 376 MPa ve max yüzde uzama değerinin 7,12 olduğu belirlenmiştir. Al₂O₃ takviyeli MMK numunenin sırası ile aynı değerleri 328,5 MPa, 330 MPa ve 4,82 olarak belirlenirken, SiC takviyeli MMK için bu değerler sırası ile 267,6 MPa, 267,6 MPa ve 2,31 olarak tespit edilmiştir. Elde edilen değerler neticesinde, kompozitlerin çekme özellikleri ile porozite oranı arasında ters orantının olduğu belirlenmiştir.

% 2 hacim oranında takviyeli kompozitlerin 3,76 m/dk hızla 50 m kayma mesafesinde yapılan aşınma testlerinde elde edilen bulgular değerlendirildiğinde, iyiden kötüye doğru aşınma dayanımı sıralaması partikül cinsine göre SiC, Al₂O₃ ve B₄C olarak belirlenmiştir. Hızın yarıya düşürülmesi ve kayma mesafesinin artırılması durumunda aşınma performansının değişmediği görülmekle birlikte, tespit edilen sertlik değerleri ile bu performansın örtüştüğü gözlemlenmiştir.

- Üretimi tamamlanan MMK levhalar üzerinde yapılan değerlendirmeler sonucunda, hibrit özellikli FDMMK üretimi için hacimce % 2 B₄C takviyeli MMK, % 5 Al₂O₃ takviyeli MMK ve % 8 SiC takviyeli MMK levha kullanılmasının uygun olacağı düşünölmüştür. FDMMK üretimine geçilmeden önce, belirlenen hacim oranlarında MMK levhalar üretilerek fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Elde edilen fiziksel özellikler değerlendirildiğinde, seçilen levhalar arasında en yüksek yoğunluğa ve porozite oranına sahip olan numunenin % 5 Al₂O₃ takviyeli kompozit olduğu belirlenmiştir. Bu sonuca göre, takviye oranının artması ile porozite oranında bir artışın olacağı kesinleşirken, bu artışın lineer olmadığı belirlenmiştir.

Numuneler üzerinde yapılan sertlik ölçümleri neticesinde, partikül takviye oranının artması ile partiküller arası bölge ile matris bölgesi iç içe girmiş ve tek bölge haline gelmiştir. Bu nedenle partiküller bölgesi dışında kalan bölgelerin sertlik değeri aynı ölçölmüştür. Bu değerler % 5 Al₂O₃ takviyesinde 152 HV, % 8 SiC takviyesinde 133 HV olarak belirlenmiştir. Partiküller bölgesinde ise partiküllerin yoğun olmasından dolayı bu değerler % 5 Al₂O₃ takviyesinde 188 HV, % 8 SiC takviyesinde 226 HV olarak belirlenmiştir. % 2 B₄C takviyeli kompozitin sertlik değerleri ise matris ve partiküller arası bölgede 138 HV, partiküller bölgesinde ise 227 HV olarak tespit edilmiştir.

Hibrit özellikli FDMMK üretimi için kullanılacak MMK numunelerin, ayrı ayrı çekme ve aşınma testleri yapılarak, elde edilen değerler üretim sonrası tahmini değerlendirmeler için kullanılacaktır. Yapılan çekme testi sonuçlarına göre, %5 Al₂O₃ takviyeli numunenin max gerilme ve uzama değerleri sırası ile 212 MPa ve 1,84 değerindeyken, % 8 SiC takviyeli numune için bu değerler sırası ile 193 MPa ve 1,63 olarak belirlenmiştir. Yapılan aşınma testi sonuçları gözlemlendiğinde, takviye oranındaki artış ile kısa mesafede ve yüksek hızda hesaplanan aşınma oranı düşmüştür, fakat düşük hızlarda ve uzun kayma mesafelerinde bu oranın yükseldiği hesaplanmıştır.

- Genel özellikleri belirlenen MMK numuneler, ortaya konulan yeni bir yaklaşım tekniği ile FDMMK haline getirilmiştir. Sıcaklık ve basıncın bir araya getirilmesi ile uygulanan yöntem sonrasında birleştirilen numunelere, döküm sonrası belirlenen aşamalar uygulanarak nihai üretim tamamlanmıştır. Böylelikle elde edilen hibrit özellikli FDMMK numunelerin belirlenen özellikleri incelenmeye başlanmıştır.

MMK plakaların bir araya getirilmesi işlemi sonrasında yapılan mikro yapı incelemelerinde, tabakalar arasında herhangi bir birleşim sorunu ile karşılaşılmanın, bunun yanı sıra birleştirme işlemi sırasında uygulanan basınç vasıtasıyla porozitenin azaldığı gözlemlenmiştir. Üretim işlemleri tamamlanan FDMMK numune üzerinde yapılan ölçümler ve hesaplamalar neticesinde % porozite değeri 0,1, yoğunluk ise 2,767 gr/cm³ olarak belirlenmiştir.

FDMMK numune üzerinde yapılan sertlik ölçümleri değerlendirildiğinde, tabakaların matris bölgelerinde sertlikte bir düşüş, Al₂O₃ ve SiC partikül bölgelerinde ise sertlikte bir artışın olduğu belirlenmiştir. Matris bölgesindeki sertlik düşüşüne rağmen partikül bölgesindeki sertlik artışının nedeninin ise partiküller etrafında toparlanan dislokasyonlardan kaynaklandığı düşünülmüştür.

Hibrit özellikli FDMMK numunenin çekme özellikleri incelendiğinde, akma ve max. gerilme değerinin 280 MPa, yüzde uzama değerinin ise 3.87 olduğu tespit edilmiştir. Bu durumda FDMMK numunesinin çekme özelliklerinin çok iyi sonuçlar vermediği net olarak ifade edilebilir.

Yapılan incelemeler sonucunda, çekme sırasında kırılmanın SiC bölgesinden başlayıp Al₂O₃ bölgesine geçtiği ve son olarak B₄C bölgesinde kopmaya neden olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, FDMMK numunenin çekme işlemi, paralel çekme modeli ile uyduğundan dolayı, tabaka halini almadan önce MMK' ların çekme değerleri kullanılarak yapılan hesaplamalarda elde edilen sonuçların, deneysel değerlere çok yakın olduğu belirlenmiştir.

FDMMK numune üzerinde yapılan aşınma deney sonuçları incelendiğinde, en iyi aşınma oranının kısa kayma mesafelerinde elde edildiği belirlenmiştir. Kayma mesafesinin artmasıyla aşınma oranının da yaklaşık olarak Al 7039 numunesinin aşınma oranı sınırları kadar arttığı tespit edilmiştir.

- Araştırmanın son aşamasında, üretilen hibrit özellikli FDMMK levhaların SKK yöntemi ile birleştirilmesi işlemine geçilmiştir. Bu işlem için kullanılan parametreler, önceden Al 7039 matris malzemesi üzerinde yapılan ön çalışmalar ile belirlenmiştir.

FDMMK plakalarının belirlenen bölgelerine yerleştirilen termokupl uçlar sayesinde, SKK işlemi sırasında oluşan sıcaklık değişimleri gözlemlenmiştir. Ön çalışmalarda elde edilen sıcaklık değişimleri ile kıyaslandığında, FDMMK numunelerin termal iletkenlik değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir. Kompozit üretiminde kullanılan farklı özellikteki seramik partiküllerin bu sonuca yol açtığı düşünülmektedir.

Kaynak işlemi sonrasında yapılan makro ve mikro incelemeler sonucunda, karıştırıcı uç vasıtasıyla TMAZ bölgelerinde partiküllerin yönlendiği belirlenmiş ve bu yönlendmenin RS bölgelerinde daha çok yoğunlaştığı görülmüştür. SZ bölgesinde yapılan SEM, EDX ve mikro haritalama işlemlerinden sonra, partiküllerin bu bölgenin tamamına dağıldığı, fakat bu dağılımın oransal olarak bölgesel değişimlere uğradığı ortaya çıkmıştır.

Her tabakanın orta kaynak bölgesinden yatay olarak gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde, üç tabakanında RS bölgelerinde sertlikte bir artışın olduğu tespit edilmiştir. AS ve RS kenarlarında bulunan TMAZ bölgelerinden alınan sertlik değerleri ise her tabaka için aynı çıkmıştır. Düşey olarak yapılan sertlik

ölçümlerinde, tabakadan tabakaya partikül geçişleri nedeniyle sertlikte bir dalgalanmanın gerçekleştiği tespit edilmiştir.

Önceden belirtilen ölçülerde hazırlanan kaynaklı numunelere uygulanan çekme testinde akma ve max. gerilme değerinin 187 MPa, max yüzde uzama değerinin ise 1.57 olduğu tespit edilmiştir. Çekme deneyi sonrasında yapılan incelemeler sonucunda, numunelerin her zaman RS kenarında bulunan TMAZ bölgesinden kırıldığı belirlenmiştir. Yoğun olarak bu bölgede yönlene partiküllerin yapıda farklılıklar oluşturması, kırılmanın nedeninin açıklamaktadır.

ÖNERİLER

MMK üretimine geçilmeden önce, matris malzemesi üzerinde yapılan çalışmalardan elde edilen parametrelerin, her bir takviye türüne göre tekrardan araştırılması yeni bir inceleme konusu olarak karşımıza çıkabilir.

MMK plakaların FDMMK haline getirilmesi sırasında öne sürülen yaklaşım tekniği geliştirilebilir. Ayrıca plaka halinde elde edilen üretimin yuvarlak kesitli halde üretimi için gerekli çalışmalarda bulunulabilir.

FDMMK plakaların SKK kaynağı ile birleştirilmesi sırasında farklı uc geometrileri kullanılabilir. Aynı zamanda ön ısıtma sıcaklıkları değiştirilerek kaynaklı numunedeki değişimler incelenebilir.

Elde edilen plakaların farklı kaynak türleri ile birleştirilmesi incelenip, çeşitli kıyaslamalarda bulunulabilir.

Yapılan çalışmalar sonucunda elde edilen hibrit özellikli FDMMK plakaların, aşınma dayanımı, sertlik değerleri ve ısı dirençleri üstün çıktığından dolayı, roket, silah ve uzay sistemleri gibi alanlarda kullanımları uygun olabilir. Fakat geri dönüştürülmesinde karşılaşılan zorlukların da düşünülmesi bir zorunluluk haline gelmektedir.

6. KAYNAKLAR

- [1] W. D. Fei and L. D. Wang, *Thermal expansion behavior and thermal mismatch stress of aluminum matrix composite reinforced by β -eucryptite particle and aluminum borate whisker*, **Materials Chemistry and Physics**, 85-2, (2004), 450–457.
- [2] B. K. Show, D. K. Mondal, and J. Maity, *Dry Sliding Wear Behavior of 6351 Al- (4 vol .% SiC + 4 vol .% Al₂O₃) Hybrid Composite*, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 23-12, (2014), 4278–4288.
- [3] X. N. Zhang, L. Geng, and G. S. Wang, *Fabrication of Al-based hybrid composites reinforced with SiC whiskers and SiC nanoparticles by squeeze casting*, **Journal of Materials Processing Technology**, 176-3, (2006), 146–151.
- [4] A. K. Lakshminarayanan, C. S. Ramachandran, and V. Balasubramanian, *ScienceDirect Feasibility of surface-coated friction stir welding tools to join AISI 304 grade austenitic stainless steel*, **Defence Technology**, 10-4, (2014), pp. 360–370.
- [5] Ş. Yılmaz and E. Delikanli, *AA 2024 Alüminyum Alaşımında Çökelme Sertleşmesinin Mekanik Özelliklere Etkisi*, **SDU Teknik Bilimler Dergisi**, 2-4, (2012), 13-20.
- [6] P. A. Rometsch, Y. Zhang, and S. Knight, *Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 24-7, (2014), 2003–2017.
- [7] C. Wolverton, *Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al-Cu-Mg-(Si) and Al-Zn-Mg alloys*, **Acta Materialia**, 49-16, (2001), 3129–3142.
- [8] O. A. Kogtenkova et al., *Phase transformations in Al-Mg-Zn alloys during high pressure torsion and subsequent heating*, **Journal of Materials Science**, 48-13, (2013), 4758–4765.
- [9] G. M. Ludtka and D. E. Laughlin, *The Influence of Microstructure and Strength on the Fracture Mode and Toughness of 7XXX Series Aluminum Alloys*, **Metallurgical Transactions A**, 13A, (1982), 413-425.
- [10] S. J. Pérez-Bergquist, G. T. R. Gray, E. K. Cerreta, C. P. Trujillo, and A. Pérez-Bergquist, *The dynamic and quasi-static mechanical response of three*

- aluminum armor alloys: 5059, 5083 and 7039*, **Materials Science and Engineering A**, 528, (2011), 8733–8741.
- [11] P. A. Rometsch, Y. Zhang, and S. Knight, *Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 24-7, (2014), 2003–2017.
- [12] S. Chayong, H. V. Atkinson, and P. Kapranos, *Multistep induction heating regimes for thixoforming 7075 aluminium alloy*, **Materials Science and Technology**, 20-4, (2004), 490–496.
- [13] N. Nayan, S. Y. S. Narayana Murty, Gotvind, M. C. Mittal, and P. P. Sinha, *Optimization of homogenizing mode for aluminum alloy AA7075 using calorimetric and microstructural studies*, **Metal Science and Heat Treatment**, 51-7, (2009) 330–337.
- [14] V. S. Zolotarevskii, N. A. Belov, and M. Glazoff, *Casting aluminum alloys*. Elsevier eBook, 2007,183-184.
- [15] A. Chaijaruwanich, P. D. Lee, R. J. Dashwood, Y. M. Youssef, and H. Nagaumi, *Evolution of pore morphology and distribution during the homogenization of direct chill cast Al-Mg alloys*, **Acta Materialia**, 55-1, (2007), 285–293.
- [16] D. A. Isadare, M. O. Adeoye, A. R. Adetunji, and K. M. Oluwasegun, *The Influence of Homogenization Treatment on Aging Response of 6063 Aluminium Alloy*, **Advances In Research**, 5-3, (2015), 1–11.
- [17] W. Kai *et al.*, *Microstructure Evolution of a High Zinc Containing Al-Zn-Mg-Cu Alloy during Homogenization*, **Rare Metal Materials and Engineering**, 46-4, (2017), 928–934.
- [18] Y. Yang, Z. P. Xie, Z. Zhang, X. Li, Q. Wang, and Y. Zhang, *Processing maps for hot deformation of the extruded 7075 aluminum alloy bar: Anisotropy of hot workability*, **Materials Science and Engineering A**, 615, (2014), 183–190.
- [19] G. R. Ebrahimi, H. Keshmiri, A. R. Maldad, and A. Momeni, *Dynamic Recrystallization Behavior of 13%Cr Martensitic Stainless Steel under Hot Working Condition*, **Journal of Materials Science & Technology**, 28-5, (2012), 467–473.
- [20] Y. C. Lin, L. T. Li, and Y. C. Xia, *A new method to predict the metadynamic recrystallization behavior in 2124 aluminum alloy*, **Computational Materials Science**, 50-7, (2011), 2038–2043.

- [21] J. Zhang, W. Li, and Z. Guo, *Static recrystallization and grain growth during annealing of an extruded Mg-Zn-Zr-Er magnesium alloy*, **Journal of Magnesium and Alloys**, 1- 1, (2013), 31–38.
- [22] C. Shi, J. Lai, and X. G. Chen, *Microstructural evolution and dynamic softening mechanisms of Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot compressive deformation*, **Materials**, 7-1, (2014), 244–264.
- [23] P. Groover and Mikell, *Modern imalatin prensipleri*, Wiley, New York, 2016, 383-386.
- [24] Y. C. Lin, L. T. Li, Y. C. Xia, and Y. Q. Jiang, *Hot deformation and processing map of a typical Al-Zn-Mg-Cu alloy*, **Journal of Alloys and Compounds**, 550, (2013), 438–445.
- [25] W. Liu, H. Zhao, D. Li, Z. Zhang, G. Huang, and Q. Liu, *Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature*, **Materials Science and Engineering A**, 596, (2014), 176–182.
- [26] I. J. Polmear, *Wrought aluminium alloys*, **Materials Forum**, 21, (1997), 1–26.
- [27] F. Yan, W. Yang, S. Ji, and Z. Fan, *Effect of solutionising and ageing on the microstructure and mechanical properties of a high strength die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy*, **Materials Chemistry and Physics**, 167, (2015), 88–96.
- [28] K. Stiller, P. J. Warren, V. Hansen, J. Angenete, and J. Gjønnes, *Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C*, **Materials Science and Engineering A270**, 270, (1999), 55–63.
- [29] L. K. Berg *et al.*, *GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging*, **Acta Materialia**, 49-17, (2001), 3443–3451.
- [30] X. Z. Li, V. Hansen, J. Gjønnes, and L. R. Wallenberg, *HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys*, **Acta Materialia**, 47- 9, (1999), 2651–2659.
- [31] Y. Liu, D. Jiang, B. Li, W. Yang, and J. Hu, *Effect of cooling aging on microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy*, **Materials and Design**, 57-2, (2014), 79–86.
- [32] P. K. Rout, M. M. Ghosh, and K. S. Ghosh, *Influence of Aging Treatments on Alterations of Microstructural Features and Stress Corrosion Cracking Behavior of an Al-Zn-Mg Alloy*, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 24-7, (2015), 2792–2805.

- [33] I. Sevim, S. Sahin, H. Cuz, E. Cevik, F. Hayat, and M. Karali, *Effect of Aging Treatment on Surface Roughness, Mechanical Properties, and Fracture Behavior of 6Xxx and 7Xxx Aluminum Alloys*, **Strength of Materials**, 46- 2, (2014), 190–197.
- [34] I. Sevim, F. Hayat, and Y. Kaya, *The study of MIG weldability of heat-treated aluminum alloys*, **Strenght of Materials**, 46-2, (2013), 1825–1834.
- [35] F. Hayat, *Materials Science & Engineering A Effect of aging treatment on the microstructure and mechanical properties of the similar and dissimilar 6061-T6 / 7075-T651 RSW joints*, **Materials Science & Engineering A**, 556, (2012), 834–843.
- [36] Donald R. Askeland, P. P. Fulay, and W. J. Wright, *The Science and Engineering of Materials*, 6th ed. Australia: Cenage Learning, 2011,571-572.
- [37] K. Konopka, *Alumina Composites with Metal Particles in Ceramic Matrix*, **Powder Metallurgy and Metal Ceramics**, 54-5, (2015), 374–379.
- [38] Anonymous, (2017),<http://www.accuratus.com/alumox.html>, 2017.
- [39] Anonymous, (2017), <http://www.azom.com>.
- [40] Anonymous, (2017), <http://www.bortechnic.com/tr/ürünlerimiz/bor-karbur-savunma-kullanımı.html>.
- [41] C. Xing, Y. Chengxiao, G. Leding, and Y. Biao, *TiB₂/Al₂O₃ ceramic particle reinforced aluminum fabricated by spray deposition*, **Materials Science and Engineering A**, 496-1, (2008), 52–58.
- [42] S. Soltani, R. Azari Khosroshahi, R. Taherzadeh Mousavian, Z. Y. Jiang, A. Fadavi Boostani, and D. Brabazon, *Stir casting process for manufacture of Al-SiC composites*, **Rare Metals**, 36-7, (2017), 581-590.
- [43] H. Abdizadeh, H. R. Baharvandi, and K. S. Moghaddam, *Comparing the effect of processing temperature on microstructure and mechanical behavior of (ZrSiO₄ or TiB₂)/aluminum composites*, **Materials Science and Engineering A**, 498-1, (2008), 53–58.
- [44] H. Kala, K. K. S. Mer, and S. Kumar, *A Review on Mechanical and Tribological Behaviors of Stir Cast Aluminum Matrix Composites*, **Procedia Materials Science**, 6, (2014), 1951–1960.
- [45] U. Avci, M. Erdem, and M. Karabulut, *Vorteks Yöntemi İle Al₂O₃ Takviye Edilen 7039 Al Alaşımı Levhanın Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilmesi, Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması*, **El-Cezeri Fen ve Mühendislik Dergisi**, 2017-3, (2017), 560–567.

- [46] U. Avci, *A New Approach to the Production of Laminated Composites Consisting of Al₂O₃ Reinforced and Unreinforced 7039 Al Alloy Sheets*, **Middle East Journal of Science (MEJS)**, 2, (2016), 1–10.
- [47] M. R. Roshan, R. Taherzadeh Mousavian, H. Ebrahimkhani, and A. Mosleh, *Fabrication of al-based composites reinforced with Al₂O₃-TiB₂ ceramic composite particulates using vortex-casting method*, **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, 49-3, (2013), 299–305.
- [48] B. Bihari and A. K. Singh, *An Overview on Different Processing Parameters in Particulate Reinforced Metal Matrix Composite Fabricated by Stir Casting Process*, **Journal of Engineering Research and Applications**, 7-1, (2017), 42–48.
- [49] K. Özdin, İ. Mutlu, C. Öner, *Vorteks Metoduyla Metal Matrisli Kompozitlerde Partikül Boyutu Ve Partikül Hacim Oranının Poroziteye Etkisinin İncelenmesi*, **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**, 4, (2006), 29–34.
- [50] K. Ozdin, *Production of metal matrix composites by the vortex method and investigation of the effect of changing casting temperature on particles ratio of product-composite*, **Experimental Techniques**, 38-6, (2014), 16–20.
- [51] O. Yılmaz and S. Buytoz, *Abrasive wear of Al₂O₃ reinforced aluminium-based MMCs*, **Composites Science and Technology**, 61, (2001), 2381–2392.
- [52] N. Valibeygloo, R. Azari Khosroshahi, and R. Taherzadeh Mousavian, *Microstructural and mechanical properties of Al-4.5wt% Cu reinforced with alumina nanoparticles by stir casting method*, **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, 20-10, (2013), 978–985.
- [53] M. T. Sijo and K. R. Jayadevan, *Analysis of Stir Cast Aluminium Silicon Carbide Metal Matrix Composite: A Comprehensive Review*, **Procedia Technology**, 24, (2016), 379–385.
- [54] J. Hashim, L. Looney, and M. S. J. Hashmi, *Metal matrix composites: production by the stir casting method*, **Journal of Materials Processing Technology**, 92–93, (1999), 1–7.
- [55] J. Hashim, L. Looney, and M. S. J. Hashmi, *The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy*, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 119–3, (2001), 324–328.
- [56] S. Kumar and V. Balasubramanian, *Effect of reinforcement size and volume fraction on the abrasive wear behaviour of AA7075 Al/SiCp P/M composites-A statistical analysis*, **Tribology International**, 43-1, (2010), 414–422.

- [57] B. S. Ünlü, *Investigation of tribological and mechanical properties Al₂O₃-SiC reinforced Al composites manufactured by casting or P/M method*, **Materials and Design**, 29-10, (2008), 2002–2008.
- [58] V. Balaji, N. Sateesh, and M. M. Hussain, *Manufacture of Aluminium Metal Matrix Composite (Al7075-SiC) by Stir Casting Technique*, **Materials Today: Proceedings**, 2- 4, (2015), 3403–3408.
- [59] W. Zhou and Z. M. Xu, *Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites*, **Journal of Materials Processing Technology**, 63, (1997), 358–363.
- [60] D. Patidar and R. S. Rana, *Effect of B₄C particle reinforcement on the various properties of aluminium matrix composites: a survey paper*, **Materials Today: Proceedings**, 4- 2, (2017), 2981–2988.
- [61] D. P. Myriounis, S.T. Hasan, and T. E. Matikas, *Influence of Processing Conditions on The Micro-Mechanical Properties of Particulate-Reinforced Aluminium Matrix Composites*, **Advanced Composites Letters**, 17-3, (2008), 75-85.
- [62] B. C. Kandpal, J. Kumar, and H. Singh, *Fabrication and characterisation of Al₂O₃/aluminium alloy 6061 composites fabricated by Stir casting*, **Materials Today: Proceedings**, 4- 2, (2017), 2783–2792.
- [63] G. Mrowka-Nowotnik, *Intermetallic Phases Examination in Cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 Aluminium Alloys in As-Cast and T6 Condition*, **Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys**, 21, (2011), 19–40.
- [64] D. M. K. KhademeelJamea, *Particulate Distribution improvement for Al/SiC MMC and Al/MgO MMC Prepared by Modified Liquid State Stir Mixing-Casting*, **IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering**, 14-1, (2017), 50–63.
- [65] H. S. Chen, W. X. Wang, Y. L. Li, P. Zhang, H. H. Nie, and Q. C. Wu, *The design, microstructure and tensile properties of B₄C particulate reinforced 6061Al neutron absorber composites*, **Journal of Alloys and Compounds**, 632, (2015), 23–29.
- [66] V. Bharath, M. Nagaral, V. Auradi, and S. A. Kori, *Preparation of 6061Al-Al₂O₃ MMC's by Stir Casting and Evaluation of Mechanical and Wear Properties*, **Procedia Materials Science**, 6, (2014), 1658–1667.
- [67] K. Amouri, S. Kazemi, A. Momeni, and M. Kazazi, *Microstructure and mechanical properties of Al-nano/micro SiC composites produced by stir casting technique*, **Materials Science and Engineering A**, 674, (2016), 569–578.

- [68] F. Khodabakhshi and A. Simchi, *Materials & Design The role of microstructural features on the electrical resistivity and mechanical properties of powder metallurgy Al-SiC-Al₂O₃ nanocomposites*, **Materials & Design**, 130, (2017), 26–36.
- [69] J. B. Ferguson, X. Thao, P. K. Rohatgi, K. Cho, and C. S. Kim, *Computational and analytical prediction of the elastic modulus and yield stress in particulate-reinforced metal matrix composites*, **Scripta Materialia**, 83, (2014), 45–48.
- [70] A. Sanaty-Zadeh, “Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall-Petch effect,” **Materials Science and Engineering A**, 531, (2012), 112–118.
- [71] Z. Zhang and D. L. Chen, *Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength*, **Scripta Materialia**, 54-7, (2006), 1321–1326.
- [72] J. F. Tan, Y. J. Jia, and L. X. Li, *A series-parallel mixture model to predict the overall property of particle reinforced composites*, **Composite Structures**, 150, (2016), 219–225.
- [73] Z. Hashin and S. Shtrikman, *A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 11-2, (1963), 127–140.
- [74] N. Chawla and Y.-L. Shen, *Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites*, **Advanced Engineering Materials**, 3- 6, (2001), 357–370.
- [75] Y. C. Feng, L. Geng, P. Q. Zheng, Z. Z. Zheng, and G. S. Wang, *Fabrication and characteristic of Al-based hybrid composite reinforced with tungsten oxide particle and aluminum borate whisker by squeeze casting*, **Material & Design**, 29, (2008), 2023–2026.
- [76] H. Ahlatci, T. Koc, and E. Candan, *Wear behaviour of Al / (Al₂O_{3p} + SiC_p) hybrid composites*, **Tribology International**, 39, (2006), 213–220.
- [77] M. V. Krishna and A. M. Xavier, *An investigation on the mechanical properties of hybrid metal matrix composites*, **Procedia Engineering**, 97, (2014), 918–924.
- [78] L. Poovazhagan, K. Kalaichelvan, A. Rajadurai, and V. Senthilvelan, *Characterization of hybrid silicon carbide and boron carbide nanoparticles-reinforced aluminum alloy composites*, **Procedia Engineering**, 64, (2013), 681–689.

- [79] J. J. S, K. Venkatesan, P. Kuppan, and R. Ramanujam, *Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite Reinforced With SiC*, **Procedia Engineering**, 97, (2014), 1018–1026.
- [80] C. Velmurugan, R. Subramanian, S. S. Ramakrishnan, S. Thirugnanam, T. Kannan, and B. Anandavel, *Experimental investigations on the effect of heat-treatment parameters on the wear behavior of aluminum hybrid composites*, **Industrial Lubrication and Tribology**, 66- 4, (2014), 545–554.
- [81] Z. Chen, X. Wu, H. Hu, Q. Chen, and Q. Liu, *Effect of individual layer shape on the mechanical properties of dissimilar al alloys laminated metal composite sheets*, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 23- 3, (2014), 990–1001.
- [82] J. Oh, W. C. Lee, S. G. Pyo, W. Park, S. Lee, and N. J. Kim, *Microstructural analysis of multilayered aluminide sheets fabricated by hot rolling and heat treatment*, **Metall. Mater. Trans. A**, 33, (2002), 3649–3659.
- [83] A. Hosseini Monazzah, H. Pouraliakbar, R. Bagheri, and S. M. Seyed Reihani, *Al-Mg-Si/SiC laminated composites: Fabrication, architectural characteristics, toughness, damage tolerance, fracture mechanisms*, **Composites Part B: Engineering**, 125, (2017), 49–70.
- [84] M. Ma, P. Huo, W. C. Liu, G. J. Wang, and D. M. Wang, *Microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminated composites prepared by roll bonding*, **Materials Science and Engineering: A**, 636, (2015), 301–310.
- [85] M. Fan *et al.*, *Effect of original layer thicknesses on the interface bonding and mechanical properties of TiAl laminate composites*, **Materials and Design**, 99, (2016), 535–542.
- [86] L. Qin *et al.*, *Characterization and Formability of Titanium/Aluminum Laminate Composites Fabricated by Hot Pressing*, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 26- 7, (2017), 3579–3587.
- [87] B. Zhu, W. Liang, and X. Li, *Interfacial microstructure, bonding strength and fracture of magnesium-aluminum laminated composite plates fabricated by direct hot pressing*, **Materials Science and Engineering A**, 528-21, (2011), 6584–6588.
- [88] S. S. Seyyed Afghahi, M. Jafarian, M. Paidar, and M. Jafarian, *Diffusion bonding of Al 7075 and Mg AZ31 alloys: Process parameters, microstructural*

analysis and mechanical properties, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 26-7, (2016), 1843–1851.

[89] V. I. Mali *et al.*, *Microstructure and mechanical properties of Ti/Ta/Cu/Ni alloy laminate composite materials produced by explosive welding*, **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, (2017), 1–10.

[90] A. Apuzzo *et al.*, *A closed-form model for torsion of nanobeams with an enhanced nonlocal formulation*, **Composites Part B**, 108, (2017), 315–324.

[91] R. Barretta, L. Feo, R. Luciano, F. Marotti, D. Sciarra, and R. Penna, *Functionally graded Timoshenko nanobeams: A novel nonlocal gradient formulation*, **Composites Part B**, 100, (2016), 208–219.

[92] M. Koizumi, *FGM activities in Japan*, **Composites Part B: Engineering**, 28-1, (1997), 1–4.

[93] K. Swaminathan and D. M. Sangeetha, *Thermal analysis of FGM plates - A critical review of various modeling techniques and solution methods*, **Composite Structures**, 160, (2017), 43–60.

[94] R. Barretta and R. Luciano, *Analogies between KIRCHHOFF plates and functionally graded SAINT -VENANT beams under torsion*, **Continuum Mechanics and Thermodynamics**, 7- 3, (2015), 499–505.

[95] A. Apuzzo, R. Barretta, R. Luciano, F. Marotti, D. Sciarra, and R. Penna, *Free vibrations of Bernoulli-Euler nano-beams by the stress-driven nonlocal integral model*, **Composites Part B**, 123, (2017), 105–111.

[96] D. K. Jha, T. Kant, and R. K. Singh, *A critical review of recent research on functionally graded plates*, **Composite Structures**, 96-2, (2013), 833–849.

[97] F. Erdemir, A. Canakci, and T. Varol, *Microstructural characterization and mechanical properties of functionally graded Al₂O₃/SiC composites prepared by powder metallurgy techniques*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, 25-11, (2015), 3569–3577.

[98] N. Radhika and R. Raghu, *Development of functionally graded aluminium composites using centrifugal casting and influence of reinforcements on mechanical and wear properties*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 26-4, (2016), 905–916.

[99] C. E. J. Dancer, M. Achintha, C. J. Salter, J. A. Fernie, and R. I. Todd, *Residual stress distribution in a functionally graded alumina-silicon carbide material*, **Scripta Materialia**, 67-3, (2012), 281–284.

- [100] T. P. D. Rajan, R. M. Pillai, and B. C. Pai, *Centrifugal casting of functionally graded aluminium matrix composite components*, **International Journal of Cast Metals Research**, 21-4, (2008), 214-219.
- [101] M. Pourmajidian and F. Akhlaghi, *Fabrication and characterization of functionally graded Al/SiCp composites produced by remelting and sedimentation process*, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 23-2, (2014), 444–450.
- [102] A. Sharma, B. Vijendra, K. Ito, K. Kohama, and M. Ramji, *A new process for design and manufacture of tailor-made functionally graded composites through friction stir additive manufacturing*, **Journal of Manufacturing Processes**, 26, (2017), 122–130.
- [103] E. Maleki, *Artificial neural networks application for modeling of friction stir welding effects on mechanical properties of 7075-T6 aluminum alloy*, **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, 103-4, (2015), 1-15.
- [104] F. Sarsılmaz, N. Özdemir, *Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmiş AA6061/AA7075 Kaynaklı Bağlantıların Yorulma Özelliklerinin Araştırılması* International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, 16-18 May, (2011), 196–200.
- [105] M. Dixit, R. S. Mishra, and K. K. Sankaran, *Structure-property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys*, **Materials Science and Engineering A**, 478-2, (2008), 163–172.
- [106] S. Sinhar, D. K. Dwivedi, and V. Pancholi, *Friction Stir Processing of AA 7039 Alloy*, International Conference on Production and Mechanical Engineering, Bangkok, Dec. 30-31, (2014), 75-78.
- [107] C. SHARMA, V. UPADHYAY, D. K. DWIVEDI, and P. KUMAR, *Mechanical properties of friction stir welded armor grade Al–Zn–Mg alloy joints*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, 27- 3, (2017), 493–506.
- [108] F. Sönmez and H. Başak, *Al-7075-T6 malzemenin sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak parametrelerinin etkisi*, **Dicle Üniversitesi Mühendislik Dergisi**, 8-3, (2017), 599–608.
- [109] P. Ji, Z. Yang, J. Zhang, L. Zheng, V. Ji, and V. Klosek, *Residual stress distribution and microstructure in the friction stir weld of 7075 aluminum alloy*, **Journal of Materials Science**, 50-22, (2015), 7262–7270.

- [110] A. T. Chaitanya Sharma, Vikas Upadhyay, *Effect of welding processes on tensile behaviour of Aluminium alloy joints*, **International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering**, 9-12, (2015), 1999–2002.
- [111] B. Çevik, Y. Özçatalbaş, İ.Uygur, 7075 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmesi, International Conference on Welding Technologies and Exhibition, Ankara, 23-25 Mayıs, (2012), 369-375.
- [112] T. U. Seidel and a. P. Reynolds, *Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique*, **Metallurgical and Materials Transactions A**, 32-11, (2001), 2879–2884.
- [113] A. P. Reynolds, *Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds*, **Science and Technology of Welding and Joining**, 5-2, (2000), 120–124.
- [114] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, and P. J. Withers, *Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds*, **Acta Materialia**, 51-16, (2003), 4791–4801.
- [115] R. K. R. Singh, C. Sharma, D. K. Dwivedi, N. K. Mehta, and P. Kumar, *The microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Zn-Mg alloy in as welded and heat treated conditions*, **Materials and Design**, 32-2 (2011), 682–687.
- [116] K. Kumar and S. V. Kailas, *On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy*, **Materials and Design**, 29-4, (2008), 791–797.
- [117] P. Cavaliere, G. Campanile, F. Panella, and A. Squillace, *Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by Friction Stir Welding*, **Journal of Materials Processing Technology**, 180–3, (2006), 263–270.
- [118] C. Sharma, D. K. Dwivedi, and P. Kumar, *Influence of pre-weld temper conditions of base metal on microstructure and mechanical properties of friction stir weld joints of Al-Zn-Mg alloy AA7039*, **Materials Science and Engineering A**, 620, (2014), 107–119.
- [119] H. Aydın, A. Bayram, A. Uğuz, and K. S. Akay, *Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state*, **Materials & Design**, 30- 6, (2009), 2211–2221.

- [120] Y. Chen, H. Liu, and J. Feng, *Friction stir welding characteristics of different heat-treated-state 2219 aluminum alloy plates*, **Materials Science and Engineering A**, 420-2, (2006), 21–25.
- [121] Z. Zhang, X. Yang, J. Zhang, G. Zhou, X. Xu, and B. Zou, *Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded 5052 aluminum alloy*, **Materials and Design**, 32–9, (2011), 4461–4470.
- [122] H. Mohammadzadeh Jamalian, H. Ramezani, H. Ghobadi, M. Ansari, S. Yari, and M. K. Besharati Givi, *Processing-structure-property correlation in nano-SiC-reinforced friction stir welded aluminum joints*, **Journal of Manufacturing Processes**, 21, (2016), 180–189.
- [123] F. Khodabakhshi, H. Ghasemi Yazdabadi, A. H. Kokabi, and A. Simchi, *Friction stir welding of a P/M Al-Al₂O₃ nanocomposite: Microstructure and mechanical properties*, **Materials Science and Engineering A**, 585, (2013), 222–232.
- [124] P. Periyasamy, B. Mohan, V. Balasubramanian, S. Rajakumar, and S. Venugopal, *Multi-objective optimization of friction stir welding parameters using desirability approach to join Al/SiCp metal matrix composites*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 23- 4, (2013), 942–955.
- [125] G. Minak, L. Ceschini, I. Boromei, and M. Ponte, *Fatigue properties of friction stir welded particulate reinforced aluminium matrix composites*, **International Journal of Fatigue**, 32-1, (2010), 218–226.
- [126] L. Ceschini, I. Boromei, G. Minak, A. Morri, and F. Tarterini, *Microstructure, tensile and fatigue properties of AA6061/20 vol.%Al₂O₃p friction stir welded joints*, **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, 38-4, (2007), 1200–1210.
- [127] A. H. Feng, B. L. Xiao, and Z. Y. Ma, *Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiCp composite*, **Composites Science and Technology**, 68-9, (2008), 2141–2148.
- [128] L. Ceschini, I. Boromei, G. Minak, A. Morri, and F. Tarterini, *Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10 vol.%Al₂O₃ composite*, **Composites Science and Technology**, 67-4, (2007), 605–615.

- [129] A. D. Number, N. E. W. L. Change, T. Page, and I. S. Unclassified, *Unclassified New Limitation Change Subsonic Unsteady Aerodynamics, Program*, (1981).
- [130] R. N. Razooqi, N. S. Abtan, M. M. Mitab, and S. E. Yusuf, *Effect of Fast Isothermal and Solution (T6) Heat Treatments on A319 Alloy properties produced by Squeeze Casting Method*, **Australian Journal of Basic and Applied Sciences**, 7-6, (2013), 274–284.
- [131] R. Raj and D. G. Thakur, *Qualitative and quantitative assessment of microstructure in Al-B4C metal matrix composite processed by modified stir casting technique*, **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, 16-4, (2016), 949–960.
- [132] R. P. Garrett, J. Lin, and T. A. Dean, *An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: Experimentation and modelling*, **International Journal of Plasticity**, 21- 8, (2005), 1640–1657.
- [133] X. liang ZOU, H. YAN, and X. hui CHEN, *Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, 27-10, (2017), 2146–2155.
- [134] S. A. Sajjadi, H. R. Ezatpour, and H. Beygi, *Microstructure and mechanical properties of Al-Al₂O₃ micro and nano composites fabricated by stir casting*, **Materials Science and Engineering A**, 528-30, (2011), 8765–8771.
- [135] A. Bolouri, M. Shahmiri, and E. N. H. Cheshmeh, *Microstructural evolution during semisolid state strain induced melt activation process of aluminum 7075 alloy*, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, 20-9, (2010), 1663–1671.
- [136] M. Vogelsang, R. J. Arsenault, and R. M. Fisher, *An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites*, **Metallurgical Transactions A**, 17-3, (1986), 379–389.
- [137] M. F. Ibrahim, H. R. Ammar, A. M. Samuel, M. S. Soliman, A. Almajid, and F. H. Samuel, *Mechanical properties and fracture of Al–15 vol.-%B₄C based metal matrix composites*, **International Journal of Cast Metals Research**, 27- 1, (2014), 7–14.

[138] Şener Karabulut, U. Gökmen, and H. Çinici, *Study on the mechanical and drilling properties of AA7039 composites reinforced with $Al_2O_3/B_4C/SiC$ particles*, **Composites Part B: Engineering**, 93, (2016), 43–55.

[139] N. Z. Khan, A. N. Siddiquee, Z. A. Khan, and S. K. Shihab, *Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys*, **Journal of Alloys and Compounds**, 648, (2015), 360–367.



EKLER

EK 1. Soğuk haddeleme sonucu elde edilen kompozit levhanın görünümü



EK 2. 400 °C üzeri ısıtılarak dövülme sonucu elde edilen kompozit levhanın görünümü



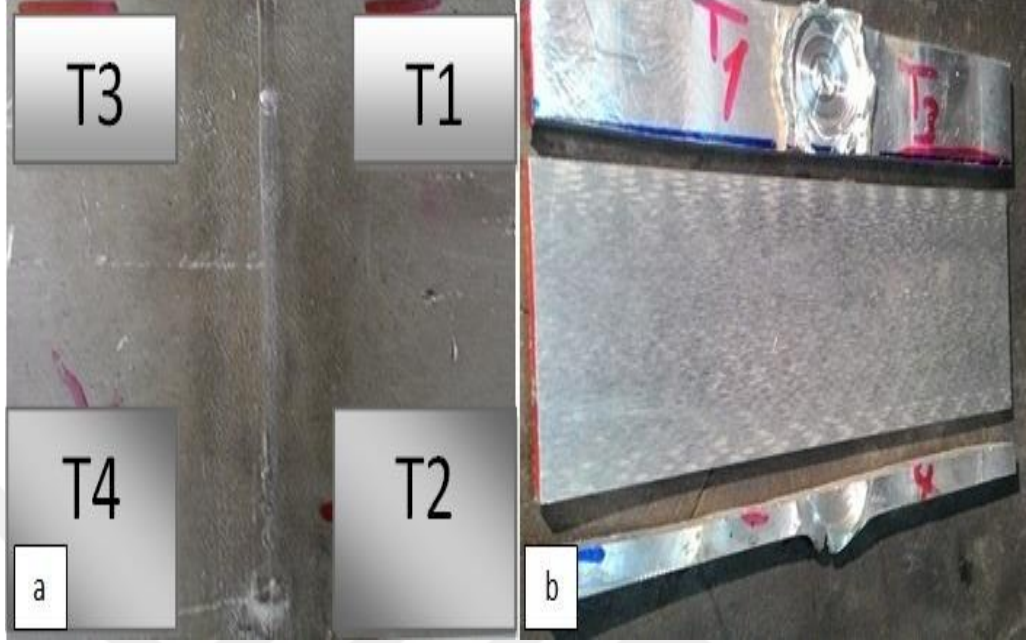
EK 3. 520 °C sıcaklıkta 2 saat bekletilerek çözeltilmeye alınan ve ani su verme işlemi sonrası elde edilen mikro yapı görüntüsü



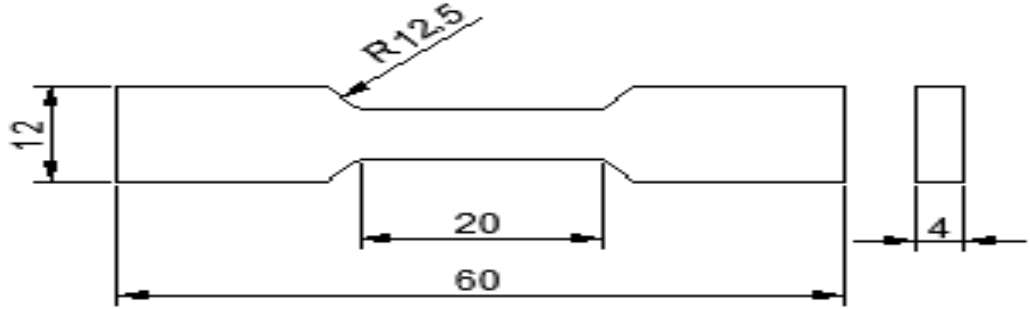
EK 4. Farklı bölgelerden 8 mm ve 3 mm çapında iz bırakılarak elde edilmiş aşınma numunesinin resmi



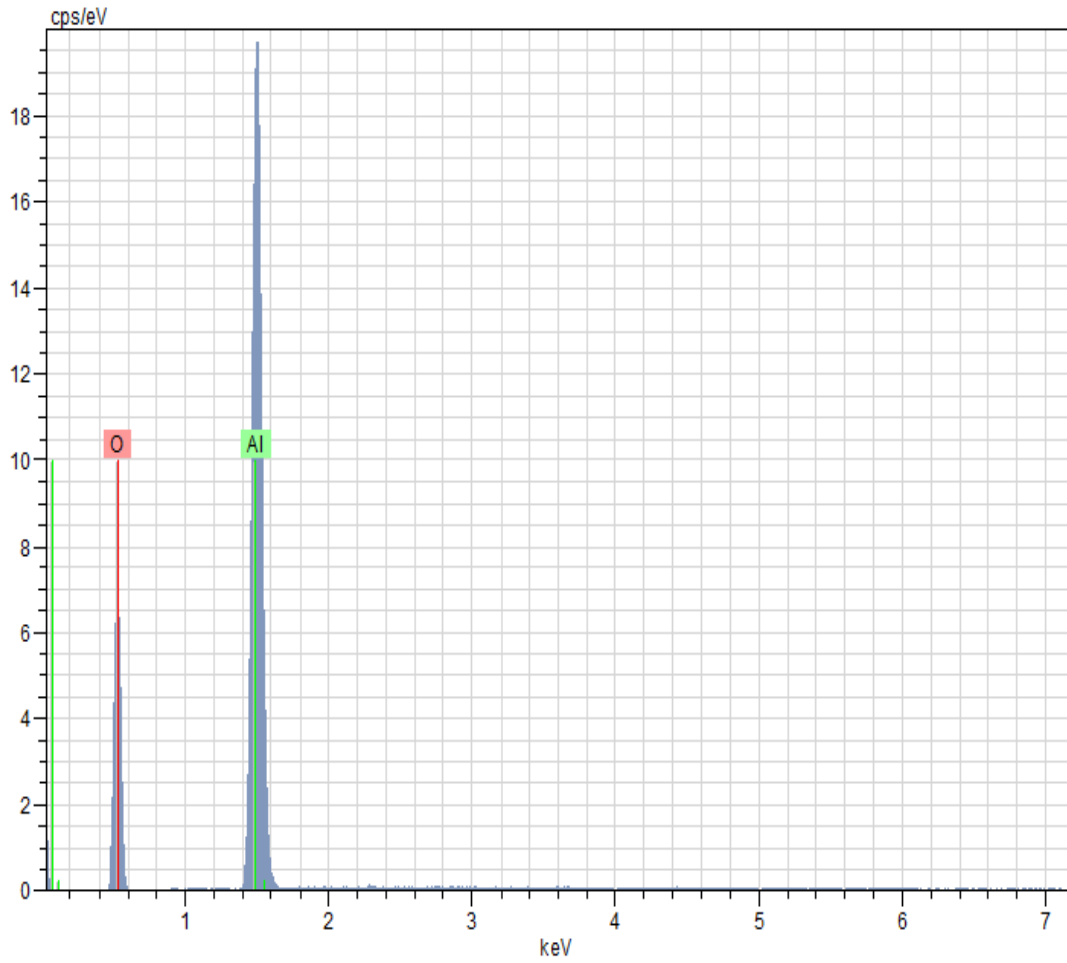
EK 5. a) Kaynak sonrası numunenin arka birleşim görüntüsü, b) çekme testi öncesi numunenin temizlenmiş görüntüsü



EK 6. 4 mm kalınlığa sahip numunelerin çekme testi ölçüleri (mm)



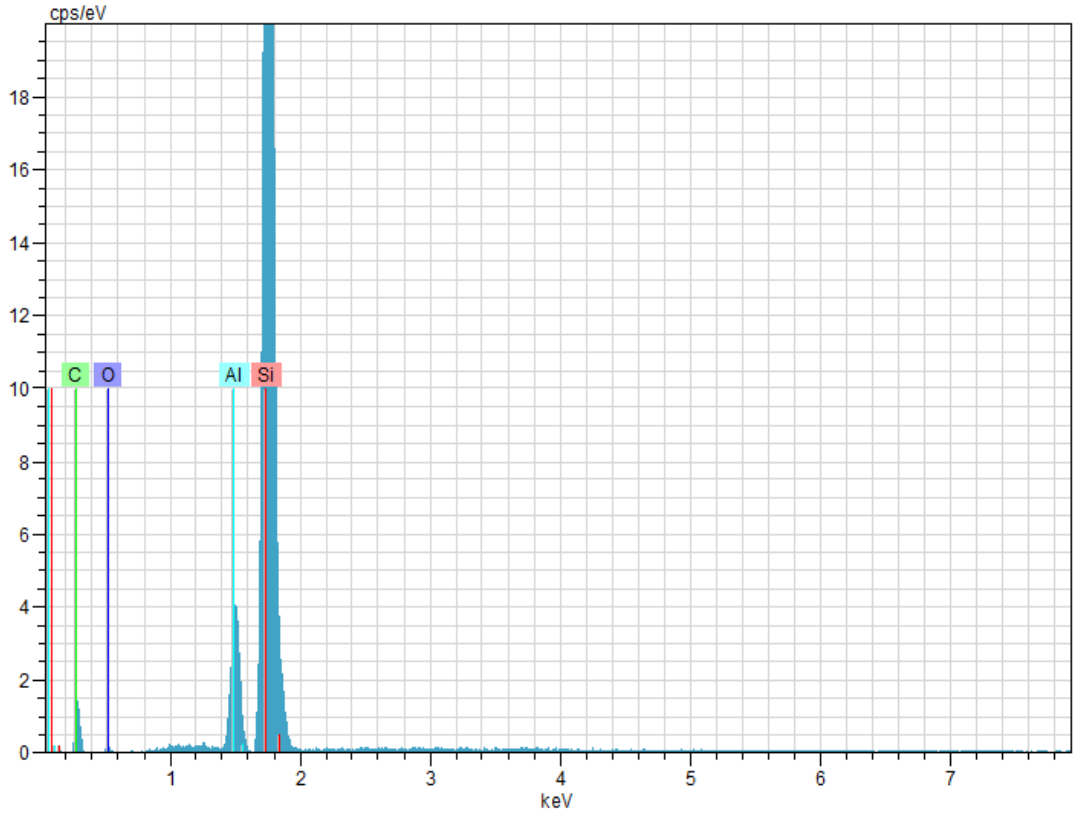
EK 7. Birikim bölgesinden elde edilen EDX sonucu



Spectrum: Objects 24

El	AN	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Al	13	K-series	54.05	40.07	28.39	2.6
O	8	K-series	80.83	59.93	71.61	11.1
Total:			134.88	100.00	100.00	

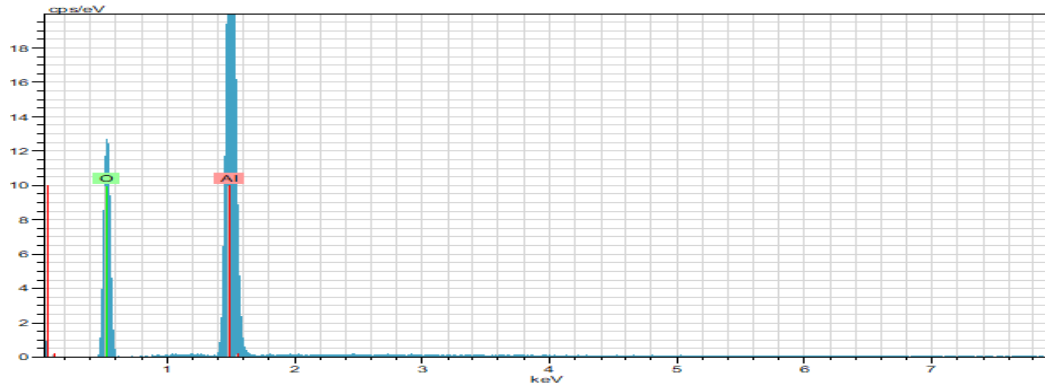
EK 8. Üst karıştırma bölgesi EDX analiz sonuçları



Spectrum: Objects 29

El	AN	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Si	14	K-series	74.83	74.89	59.82	3.2
C	6	K-series	18.12	18.13	33.87	3.6
Al	13	K-series	6.08	6.09	5.06	0.3
O	8	K-series	0.89	0.89	1.25	0.4
Total:			99.92	100.00	100.00	

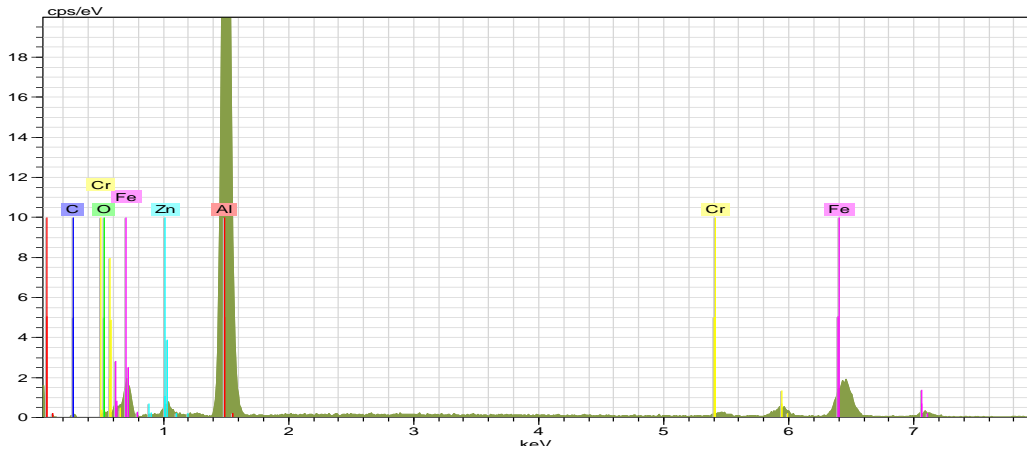
EK 9. Orta karıştırma bölgesi EDX analiz sonuçları



Spectrum: Objects 25

El	AN	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Al	13	K-series	63.20	40.91	29.11	3.1
O	8	K-series	91.27	59.09	70.89	11.7
Total:			154.46	100.00	100.00	

EK 10. Karıştırma bölgesinde bulunan intermetaliklerin EDX analiz sonuçları



Spectrum: Objects 26

El	AN	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Al	13	K-series	74.17	71.13	80.19	3.6
Fe	26	K-series	19.93	19.11	10.41	0.6
Cr	24	K-series	4.07	3.90	2.28	0.2
Zn	30	K-series	3.55	3.40	1.58	0.2
C	6	K-series	1.42	1.37	3.46	0.6
O	8	K-series	1.13	1.09	2.07	0.6

Total: 104.27 100.00 100.00

ÖZGEÇMİŞ

Uğur AVCI – 1982 yılında Adana’ da doğdu. Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metalurji Eğitimi Bölümünden mezun olduktan hemen sonra, 2003-2006 yılları arasında aynı üniversite ve aynı bölümde Mekanik Metalurji Ana Bilim Dalında yüksek lisansını tamamladı. 2005-2014 yılları arasında Ankara'da özel bir şirkette üretim müdürü olarak görev yaptı. 2014 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulunda Öğretim Görevlisi olarak görev yapmaya başladı.

YAYIN ÖZGEÇMİŞİ

Yurt dışı dergiler

Avcı U, Temiz Ş. A new approach to the production of partially graded and laminated composite material composed of SiC-reinforced 7039 Al alloy plates at different rates. Composites Part B: Engineering 2017;131:76–81. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.002.

Avcı U, Temiz S. Production method and microstructure investigations of functionally graded SiC reinforced, International Journal of Mechanical and Production Engineering 2018:36–9.

Yurt içi dergiler

Avcı U, Temiz Ş. Developer Effects of Pre-Heating Applied to the Al7039 Armor Plates Prior to the Friction Stir Welding, El-Cezeri Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi, 2018, 5:773-784.

Avcı U, Erdem M, Karabulut M. Vorteks Yöntemi ile Al₂O₃ Takviye Edilen 7039 Al Alaşımı Levhanın Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmesi, Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması. El-Cezeri Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi,2017,4:560-567.

Avci U. A new Approach to the Production of Laminated Composites Consisting of Al_2O_3 Reinforced and Unrenforced 7039 Al Alloy Sheets. Middle East J Sci 2016;2:1–10. DOI: [10.23884/mejs/2016.2.1.01](https://doi.org/10.23884/mejs/2016.2.1.01).

Uluslararası konferanslarda sunulan sözlü bildiriler

Avci U, Temiz Ş. Determination of Remanufacturing Parameters of Al7039 Armor Alloy, III. Uluslararası Mesleki ve Teknik Bilimler Kongresi (UMTEB 2018), 21-22 Haziran,2018, Gaziantep, Turkey, 3826-3833.

Avci U, Temiz Ş. Al_2O_3 Takviyeli 7XXX Serisi Alüminyum Matrisli Kompozit Levha Üretim Aşamaları ve Mikroyapı İncelemeleri, III. Uluslararası Mesleki ve Teknik Bilimler Kongresi (UMTEB 2018), 21-22 Haziran, 2018, Gaziantep, Turkey, 3820-3825.

Avci U, Temiz Ş. Conversion of Al 7039 Armor Material to Functionally Graded Metal Matrix Composite and Investigation of Mechanical Properties, International Engineering and Technology Symposium (IETS 2018), May 3-5, 2018, Batman, Turkey, 44-48.

Avci U, Temiz Ş. Effect on Microstructure and Microhardness Properties of Heat Distribution During Friction Stir Welding of 7039 Al Alloy, 2nd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'17), October 11-13, 2017, Nevsehir, Turkey, 314-318.

Avci U. A new Approach to the Production of Laminated Composites Consisting of Al_2O_3 Reinforced and Unrenforced 7039 Al Alloy Sheets. International Engineering, Science and Education Conference, December 1-3, 2016, Diyarbakır, Türkiye,

Avci U, Erdem M. Investigation of the Effect to the Mechanical Properties and Aging of Heat Deformation Exposed to the Particle Reinforced 7039 Al Alloy. International Conference on Natural Science and Engineering (ICNASE'16) March 19-20, 2016, Kilis, Turkey, 1201-1206.

Avci U, Erdem M, Karabulut M. Vorteks Yöntemi ile Al_2O_3 Takviye Edilen 7039 Al Alaşımı Levhanın Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmesi, Mikro Yapı ve

Mekanik Özelliklerinin Araştırılması. 4th International Conferance on Welding Technologies and Exhibition 11-13 Mayıs 2016, Gaziantep University, Gaziantep/ Turkey, 1252-1260.

Avci U, Erdem M. Investigation of the Micro Structure and Mechanical Properties of the 7xxx Serial Al Alloy Joined by Friction Stir Welding. Uluslararası Malzeme Bilimi ve Teknolojisi Konferansı Kapadokya (IMSTEC'16), 6-8 Nisan 2016, Nevşehir, Türkiye, 5-8.

