

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİ KULLANILARAK YÜZEYİNE SiC
PARÇACIK TAKVİYE EDİLEN NAB ALAŞIMININ TRİBOLOJİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mak. Müh. Mohammad Javad AZIMI IGDİR

**KASIM 2016
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİ KULLANILARAK YÜZEYİNE SiC PARÇACIK
TAKVİYE EDİLEN NAB ALAŞIMININ TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Makina Mühendisi Mohammad Javad AZIMI IGDİR

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

"MAKİNA YÜKSEK MÜHENDİSİ"

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 24 / 10 / 2016

Tezin Savunma Tarihi : 04 / 11 / 2016

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Makina Mühendisliği Anabilim Dalında
Mohammad Javad AZIMI IĞDIR tarafından hazırlanan**

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİ KULLANILARAK YÜZEYİNE SiC PARÇACIK
TAKVİYE EDİLEN NAB ALAŞIMININ TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

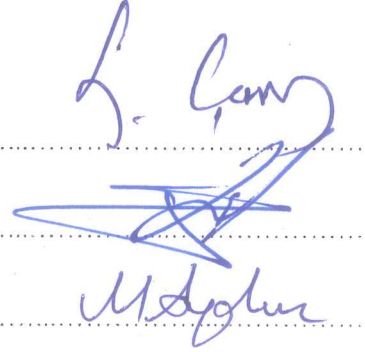
**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 25/ 10 /2016 gün ve 1673 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
YÜKSEK LİSANS TEZİ
olarak kabul edilmiştir.**

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Gürel ÇAM

Üye : Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Üye : Doç. Dr. Murat AYDIN



Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Gerek derslerimde ve gerekse tez çalışmalarında, bana danışmanlık ederek, beni yönlendiren ve her türlü olanağı sağlayan, mühendislik anlamında beni yetiştirmek için araştırma yapılması amacıyla sanayide geniş bir kullanım alanı olan bu güncel konuyu öneren, bilgi ve tecrübesini benimle paylaşan danışman hocam Sayın Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'na, sonsuz teşekkürlerimi sunar ve yaptığı yardımları hiçbir zaman unutmayacağımı belirtmek isterim.

Hazırlamış olduğum bu tezin her aşamasında yardımlarını esirgemeyen Öğr. Gör. Semih Mahmut AKTARER'e, Arş. Gör. Dursun Murat SEKBAN'a ve doktora öğrencisi Yaşar SERT'e teşekkürlerimi sunarım. Bu günlere gelmemde büyük emekleri olan ve hiçbir zaman desteğini esirgemeyen aileme, özellikle anne ve babama teşekkür ederim. Son olarak ise Türkiye'ye misafirperverliği için sonsuz teşekkürler ederim.

Mohammad Javad AZIMI IGDİR

Trabzon 2016

TEZ ETİK BEYANNEMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİ KULLANILARAK YÜZEYİNE SiC PARÇACIK TAKVİYE EDİLEN NAB ALAŞIMININ TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. Dr. Tevfik Küçükömeroğlu'nun sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 04/11/2016

Mohammad Javad AZIMI IGDİR

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNEMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET.....	VII
SUMMARY.....	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIV
SEMBOLLER DİZİNİ.....	XV
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Nikel Alüminyum Bronz.....	2
1.2.1. Alüminyum Bronz Alaşımaları ve Nikel Alüminyum Bronzu.....	4
1.2.2. Nikel Alüminyum Bronz Gelişimi.....	7
1.2.2.1. Nikel-Alüminyum-Bronz Alaşımının Mikroyapısı.....	8
1.3. Yüzeysel Kompozit Üretimi.....	13
1.3.1. Kompozit Malzemeler.....	13
1.3.1.1. Parçacık Takviyeli Kompozitler.....	14
1.3.1.2. Metal Matrisli Kompozitler (MMC).....	17
1.3.1.2.1. Sıvı Hal İşlemleri.....	18
1.3.1.2.2. Katı Hal İşlemleri.....	18
1.3.1.2.3. Deformasyon Yöntemi.....	19
1.3.1.2.4. Toz İşlem Tekniği.....	20
1.3.1.2.5. Sinter-Dövme İşlemi.....	21
1.4. Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP).....	22
1.4.1. SKP İşleminde Oluşan Mikro Yapılar.....	26
1.4.2. SKP ile Yüzeysel Kompozit Üretimi.....	27
1.4.3. SKP İşleminde Mekanik Özelliklerin Gelişimi.....	30
1.4.4. Sürtünme Karıştırma İşleminde Takım.....	32
1.4.4.1. Takım Pim Şekilleri.....	33
1.4.4.2. Takım Malzemeleri.....	35
1.5. Aşınma Mekanizmaları.....	39
1.5.1. Adhezif Aşınma.....	39
1.5.2. Abrazif Aşınma.....	40

1.5.3.	Yorulma Aşınması.....	41
1.5.4.	Korozyon Aşınması.....	42
1.6.	Çalışmanın Amacı.....	42
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	44
2.1.	Deney Malzemesi.....	44
2.2.	Sürtünme Karıştırma Proses Düzenegi.....	46
2.3.	Karıştırıcı Uç.....	47
2.4.	SKP Parametreleri.....	47
2.5.	Sıcaklık Ölçümü.....	48
2.5.1.	Sıcaklığın NAB Alaşımının İyapısına Etkisi.....	48
2.6.	Deneyler İçin Hazırlanan Numuneler.....	51
2.7.	Mikro Sertlik Deneyi.....	52
2.8.	Metalografik Deneyler.....	54
2.9.	Aşınma.....	54
3.	BULGULAR VE İRDELEME.....	56
3.1.	Malzemenin Başlangıç Özelliklerinin Belirlenmesi.....	56
3.2.	Makro İncelemeler.....	57
3.3.	Mikro Yapı.....	58
3.4.	Mikrosertlik İncelemeleri.....	77
3.5.	Aşınma Deneyi.....	90
4.	SONUÇLAR.....	111
5.	ÖNERİLER.....	112
6.	KAYNAKLAR.....	113

ÖZGEÇMİŞ

ÖZET

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİ KULLANILARAK YÜZEYİNE SiC
PARÇACIK TAKVİYE EDİLEN NAB ALAŞIMININ TRİBOLOJİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Mohammad Javad AZIMI IGDİR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU
2016, 120 Sayfa,

Bu çalışmada, Nikel Alüminyum Bronz (NAB) alaşımının yüzeyi SiC partikülleri sürtünme karıştırma prosesi (SKP) yardımıyla takviye edilerek kompozit esaslı bir yüzey tabakası elde edilmiştir. Gerçekleştirilen SKP işlemi, SiC parçacıkları ile 5 farklı oranda (%10, %20, %30, %40 ve %50), bir ve iki paso proses edilerek uygulanmıştır. Uygulanan SKP takım ilerleme hızı 65 mm/dk ve takım devir sayısı 1250 dev/dk olarak uygulanmıştır. NAB alaşımı yüzeyinde oluşturulan kompozit yapının mikro yapı ve mekanik özellikleri ile aşınma davranışı incelenmiştir. Aşınma deneyleri 5 N yük altında ball-on-disk düzeneğinde gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri sonrasında aşınmış bölgeler optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak incelenip oluşan aşınma oranları optik profilometre ile ölçülmüştür. Uygulanan SKP ile Nikel Alüminyum Bronzu (NAB) malzemesinin yüzeyinde kompozit bir bölgenin oluştuğu görülmüştür. Proses, seçilen takım geometrisi ve parametreler kullanılarak elde edilen yapının, özellikle birinci pasoda oldukça heterojen yapıda olmasına rağmen ikinci pasoda nispeten daha homojen yapıda oluştuğu tespit edilmiştir. Gerçekleştirilen incelemeler sonucunda, takviye edilmiş olan NAB alaşımının aşınma direncinin % 40 takviye oranında ham durumdaki NAB alaşımının aşınma direncine oranla yaklaşık dört kat artmakta olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Sürtünme Karıştırma Prosesi, NAB alaşımı, Kompozit Yapı, Aşınma

Master Thesis

SUMMARY

THE INVESTIGATION OF TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF SiC PARTICLES
REINFORCED NICKEL ALUMINUM BRONZE ALLOY BY USING FRICTION STIR
PROCESS

Mohammad Javad AZIMI IGDİR

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU
2016, 120 Pages,

In this study, wear and mechanical properties of nickel aluminum bronze (NAB) alloys reinforced with silicon carbide (SiC) particles produced using friction stir processing (FSP) were investigated. During the experiments, five different ratios (% 10, %20, %30, %40 and %50) of SiC reinforcing particles were used and they were applied by 1 and 2 passes. As important parameters, travel and rotation speeds of 65 mm/min and 1250 rpm were used, respectively. This study aimed at exploring the wear and microstructure behaviour of surface composite. Wear experiments on the ball-on-disc geometry were carried out under the 5 N load. After the wear test, the worn zones were investigated by Scanning electron microscopy and the wear rate was evaluated by optical profilometer. The result revealed that a composite zone was composed by applying friction stir processing (FSP) on nickel aluminum bronze alloy. In NAB alloys that was reinforced with SiC particles, a considerable amount of improvement in the physical and mechanical properties of the alloy could be obtained. Due to selected parameters and tool geometry, the obtained microstructures were heterogenous after the first passes, but following the second passes they have become relatively homogeneous. The result of the investigations revealed that the wear resistance of the reinforced alloy containing 40% reinforcing particles was four times higher than that of the as-received NAB alloy.

Key Words: Friction Stir Processing (FSP), SiC, NAB, Composite, Wear.

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	NAB (C95800)'dan yapılmış yüksek basınçlı santrifüj döküm ile üretilmiş denizaltı fırlatma sisteminde kullanılan flanş.....	5
Şekil 2.	Savurma döküm ile üretilmiş NAB'dan imal edilmiş pervane mili	contası 6
Şekil 3.	NAB (C95800) alaşımından üretilen gemi pervane göbeği	6
Şekil 4.	Savurma döküm ile NAB'dan üretilmiş büyük hidroelektrik türbin aşınma halkaları	7
Şekil 5.	Cu- %9 Al- %5 Ni- %5 Fe faz diyagramı içinden dikey kesit [8]	8
Şekil 6.	NAB alaşımının β fazı bozunumu şematik gösterimi [8].....	10
Şekil 7.	Cu- %9Al-%5 Ni- %5 Fe fa diyagramı içinden dikey kesit [8].....	11
Şekil 8.	Ham döküm mikroyapı gösterimi; a) Kum döküm NAB'un faz dağılımları optik mikyografi [9], b) Döküm NAB içinde mikroyapı dağılımının şematığı	13
Şekil 9.	NAB fazlarının kafes yapıları a) HMK β , b) κ_{III} fazı B2 (NiAl), c) $\kappa_{I, II, IV}$ - fazı $D0_3(Fe_3Al)$ yapıları [8].....	13
Şekil 10.	Tungsten yoğunluğu- elastisite modülü ilişkisi.....	16
Şekil 11.	Metal matrisli kompoitlerin sınıflandırılması [17].....	17
Şekil 12.	Difüzyonla yapıştırma işlemi; (a) metal folyo uygulayarak istenilen şekilde kesilir, (b) birleştirmek istenilen katlar sıralanır, (c) imalat sıcaklığında vakum ve ısı kapsülü, (d) basınç uygulanır ve pekiştirme döngüsü için basınç uygulanır, (e) basınç	19
Şekil 13.	Tabakalı MMC üretmek için silindirle yapıştırma yöntemi ile metalürjik bağ oluşturma süreci [24].....	20
Şekil 14.	Parçacıklı veya kısa elyaf takviyeli MMC üretmek için toz işlem, sıcak presleme ve ekstrüzyon işlemi [25].....	21
Şekil 15.	Nete yakın şekil, MMC üretmek için Sinter-Dövme tekniği [26].....	22
Şekil 16.	Sürtünme karıştırma kaynağının şematik çizimi [20]	25
Şekil 17.	7075Al-T651 malzemesinde SKP sonucu oluşmuş çeşitli mikro bölgelerin makro grafik görüntüsü (standart dişli pim, 400 rpm ve 51 mm/dk) (THAZ: Termo mekanik bölge, HAZ: Isıdan etkilenmiş bölge, Nugget: Karıştırılma/Kaynak bölgesi) [29].	27
Şekil 18.	Kapak plakası kullanarak (c) oluk, (b) yüzey kompozit, (a) üretiminde takviye parçacıkları yerleştirmek için açılmış delikler [67].....	29
Şekil 19.	SKP sonucu AZ31 Mg alaşımı için Hall-Petch [29]	31
Şekil 20.	Burkulma hızının bir fonksiyonu olarak, SKP 7075, Al-T651 bir süperplastik uzaması üzerinde tane büyüklüğüne etkisi [69]	32
Şekil 21.	SKK takımının şematik çizimi [28]	33

Şekil 22.	SKP uç omuz şekil tasarımları [70].....	34
Şekil 23.	SKP/FSW pim şekilleri [70]	35
Şekil 24.	Aşınma türleri: a) adhezif aşınma, b) abrazif aşınma, c) yorulma aşınması, d) korozyon aşınması [93]	39
Şekil 25.	Adhezif aşınma bölgesinden bir görüntü [93].....	40
Şekil 26.	Abrazif aşınma [93].....	41
Şekil 27.	Yorulma sonucu yüzeyde çatlak oluşumu ve büyümesi [95].....	42
Şekil 28.	Kanalların proses bölgesine göre yerleşiminin şematik görünümü	45
Şekil 29.	Kullanılan SiC partiküllerin SEM görüntüsü	45
Şekil 30.	Sürtünme karıştırma işlemin tezgâh görüntüsü.....	46
Şekil 31.	SKP takımının teknik çizimi ve imalat resmi.....	47
Şekil 32.	Sıcaklık etkisinin NAB alaşımının içyapısına etkisi,.....	50
Şekil 33.	SKP'nin şematik görüntüsü ve hazırlanan deney numunelerinin proses bölgesindeki konumları	52
Şekil 34.	Mikro sertlik ölçüm düzeneği	53
Şekil 35.	SKP numunesinin enine kesit yatay ve dikey sertlik ölçüm noktaları	53
Şekil 36.	Ball-on-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneği.....	55
Şekil 37.	Sürtünme aşınma deney düzeneğinin ayrıntılı görünümü.....	55
Şekil 38.	Ana malzemenin elektron mikroskop görüntüsü.	57
Şekil 39.	SKP sonrası tüm numune yüzeylerinin makro görüntüleri.	58
Şekil 40.	Proses edilmiş olan numunede genel olarak oluşan farklı bölgelerin görüntüleri	59
Şekil 41.	Proses edilmiş durumdaki numunelerde oluşan farklı bölgelerin ayrıntılı optik mikroskop görüntüleri.	60
Şekil 42.	Proses edilmiş durumdaki numunelerde ortaya çıkan farklı bölgelerin yüksek çözünürlüklü görüntüleri.	61
Şekil 43.	%10 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	63
Şekil 44.	%20 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	64
Şekil 45.	%30 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	65
Şekil 46.	%40 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	66
Şekil 47.	%50 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	67
Şekil 48.	%10 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	68

Şekil 49.	%20 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	69
Şekil 50.	%30 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	70
Şekil 51.	%40 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	71
Şekil 52.	%50 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.	72
Şekil 53.	%10 takviye elemanı içeren numunede (1 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi, a) SKP takımının malzemedeki konumu, b) 1 paso işlem uygulanmış, c) 2 paso işlem uygulaması.	74
Şekil 54.	%20 takviye elemanı içeren numunede (2 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.....	75
Şekil 55.	%30 takviye elemanı içeren numunede (3 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.....	75
Şekil 56.	%40 takviye elemanı içeren numunede (4 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.....	76
Şekil 57.	%50 takviye elemanı içeren numunede (5 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.....	76
Şekil 58.	%10 takviye olunmuş, 1 pasonun yatay sertlik ölçümü	78
Şekil 59.	%10 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü	78
Şekil 60.	%20 takviye olunmuş, 1pasonun yatay sertlik ölçümü	79
Şekil 61.	%20 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü	79
Şekil 62.	%30 takviye olunmuş, 1pasonun yatay sertlik ölçümü	80
Şekil 63.	%30 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü	80
Şekil 64.	%40 takviye olunmuş, 1 pasonun yatay sertlik ölçümü	81
Şekil 65.	%40 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü.	81
Şekil 66.	%50 takviye olunmuş, pasonun yatay sertlik ölçümü.	82
Şekil 67.	%50 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü	82
Şekil 68.	1 paso olan numunelerin yatay sertlik ölçümleri	83
Şekil 69.	2 paso olan numunelerin yatay sertlik ölçümleri	83
Şekil 70.	%10 takviye olunmuş,1 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	84
Şekil 71.	%10 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	84
Şekil 72.	%20 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	85
Şekil 73.	%20 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	85

Şekil 74.	%30 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	86
Şekil 75.	%30 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	86
Şekil 76.	%40 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	87
Şekil 77.	%40 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	87
Şekil 78.	%50 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	88
Şekil 79.	%50 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü.....	88
Şekil 80.	1 paso olan numunelerin dikey sertlik ölçümleri.	89
Şekil 81.	2 paso olan numunelerin dikey sertlik ölçümleri.	89
Şekil 82.	%10 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.....	92
Şekil 83.	%20 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.....	92
Şekil 84.	%30 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.....	93
Şekil 85.	%40 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.....	93
Şekil 86.	%50 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.....	94
Şekil 87.	Takviyesiz olarak 1 paso ve 2 paso proses edilmiş ve işlenmemiş NAB alaşımı numunelerinde sürtünme katsayısının çevrim sayısına göre değişimleri.	94
Şekil 88.	% 40 takviyeli numunenin aşınma yolunun farklı bölgelerinden alınan element analizleri. a) Numune üzerindeki analiz bölgelerinin görünümü, b) 1 numaralı, c) 2 numaralı, d) 3 numaralı, e) 4 numaralı bölgeden elde edilen spektrum ve analiz değerleri,	96
Şekil 89.	%10 takviye içeren numune nin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.	99
Şekil 90.	%20 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.	100
Şekil 91.	% 30 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve Optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.	101
Şekil 92.	% 40 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.	102
Şekil 93.	%50 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.	103
Şekil 94.	NAB alaşımının takviyesiz olarak proses edilmiş ve edilmemiş durumuna ait SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1 paso, b) 2 paso, c) Ana malzeme.	104
Şekil 95.	Tüm numunelerin hacimsel aşınma miktarı	107
Şekil 96.	Numunelerin hacimsel aşınma miktarı.....	108

Şekil 97. Yüzeyi 1mm aşındırılmış numunelerin hacimsel aşınma miktarı..... 109



TABLolar DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1.	NAB ve bazı alüminyum bronz bileşim kimyasal özellikleri [5].....	3
Tablo 2.	NAB ve alüminyum bronz alaşımlarının bazı tipik mekanik özellikleri [5].....	4
Tablo 3.	Döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde fazlar [10].	9
Tablo 4.	NAB içindeki fazların kimyasal analizi [11].....	9
Tablo 5.	Kompozit çeşitleri için şematik sınıflandırma [65].....	15
Tablo 6.	SKP kullanarak kompozit üretim üzerindeki araştırmaların özet.	37
Tablo 7.	SKP parametreleri	48
Tablo 8.	NAB alaşımında takviye oranına (kanal sayısı) göre erişilen sıcaklık değerleri .	48
Tablo 9.	Triboloji deneyi parametreleri:.....	54
Tablo 10.	Temin edilen NAB malzemenin ölçülen kimyasal bileşim oranları	56
Tablo 11.	Tüm numunelerin sürtünme deneyinden elde edilen sürtünme katsayıları.....	91
Tablo 12.	Tüm numunelerin hacimsel aşınma miktarı.	106

SEMBOLLER DİZİNİ

NAB	: Nikel Alüminyum Bronz
Al	: Alüminyum
SiC	: Silisyum Karbur
ASTM	: Amerikan Test ve Malzemeler Derneği
Cu	: Bakır
Fe	: Demir
GPa	: Gigapascal
IEB	: Isıdan Etkilenmiş Bölge
TM	: Temel Malzeme
TEB	: Termomekanik olarak Etkilenmiş Bölge
KB	: Karıştırma Bölesi
Ni	: Nikel
OM	: Optik Mikroskop
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskopu
Si	: Silisyum
SKK	: Sürtünme Karıştırma Kaynağı
SKP	: Sürtünme Karıştırma Prosesi
Ti	: Titanyum
TWI	: Kaynak Enstitüsü (İngiltere)
VSD	: Vickers Sertlik Değeri
W	: Tungsten
WC	: Tungsten Karbür
α	: Alfa
β	: Beta
γ	: Gama
κ	: Kappa
μ	: Mikron
Al	: Alüminyum
Al ₂ O ₃	: Alüminyum Oksit (Alümina)
MMK (MMC)	: Metal matrisli kompozit

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Sürtünme ve aşınma kaynaklı kayıpları azaltmak için çözüm geliştirme ve optimizasyona yönelik çok disiplinli bir bilim, teknoloji ve mühendislik alanı olarak tanımlanan triboloji, yaşamın her alanında önemli bir konuma sahiptir.

Yeryüzünde kullanılan enerjinin büyük kısmı, sürtünmeleri yenmek veya sürtünme direnci oluşturmak için kullanılır. Her iki durumda da kullanılan enerjinin önemli kısmı ısı gibi istenmeyen formlara dönüşmektedir. Oluşan ısı, sistem elemanlarında değişik türde bozunmalara neden olmaktadır. Hatta bazı durumlarda oluşan ısıyı sistemden uzaklaştırmak için ilave enerji harcanmaktadır. Tribolojik etkiler sonucunda yüzeyde oluşan ve istenmeyen malzeme kaybı anlamına gelen aşınma, canlı cansız tüm fiziksel sistem elemanlarının en önemli kullanım dışı kalma sebebidir. Genel olarak aşınma, diğer bozunma mekanizmalarının da başlangıç aşamasını oluşturur. Bu yüzden günümüzde önem kazanan bakım teknolojilerinin temel verileri büyük ölçüde triboloji kaynaklıdır.

İki veya daha fazla sayıdaki aynı veya farklı grupta malzemelerin, en iyi özelliklerini bir araya toplamak ya da ortaya yeni bir özellik çıkarmak amacıyla, bu malzemelerin makro seviyede birleştirilmesiyle oluşan malzemelere “Kompozit Malzeme” denir. Başka bir deyişle birbirlerinin zayıf yönünü düzelterek üstün özellikler elde etmek amacı ile bir araya getirilmiş değişik tür malzemelerden veya fazlardan oluşan malzemeler olarak adlandırılabilir.

Bu malzeme birleşimi genel olarak bir ana yapı ve takviye malzeme olarak oluşturulmaktadır, bu malzeme dağılımı ana malzemenin tümünde ya da bir kısmında (yüzeyi gibi) dağıtılabilir. Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP) kompozit ya da yüzeysel kompozit üretiminde kullanılan en yaygın yöntemlerden biridir. SKP Sürtünme Karıştırma Kaynağından (SKK) oluşan bir yöntemdir.

NAB genel olarak, geçmişte yapılan incelemelere bakıldığında mükemmel özelliklere sahiptir. SKP işlemi ile NAB'un kavite direnci, sertlik değeri ve aşınma direnci gibi özellikleri artırılabilir ve bu sayede malzemenin veya makine elemanının kullanım ömrü dikkate değer bir artış göstermektedir. NAB, denizcilik ve denizaltı sanayisi ve hidroelektrik türbinlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Teknolojik

gelişmeler ile birlikte, ticari amaç olarak gemilerin hızlanması ve daha fazla yük ve yolcu taşımaya ihtiyaç artmıştır. NAB alaşımları bu doğal ihtiyaç artışı nedeniyle çoğunlukla gemilerin pervanelerinde, vanalarında, pervanelerin şaftları ve kaymalı yataklarda mekanik özelliklerinden dolayı yaygın olarak tercih edilmektedirler. Bu arada şaftlar ve pervaneler ve NAB cinsinden olan bağlantılarda sürtünme etkisi ve hasarları ortaya çıkabilir. Bu çalışmada, bahsi geçen sürtünme etkisi ve hasarlarından minimum şekilde etkilenmek için Nikel Alüminyum Bronz (NAB) alaşımı üzerinde SKP yöntemi ile Silisyum Karbür (SiC) parçacıkları uygulanmıştır.

1.2. Nikel Alüminyum Bronz

Nikel alüminyum bronzu, geleneksel bakır alaşımlarının dışında kalan ve yüksek oranda nikel ve alüminyum içeren bir seri bakır alaşımına verilmiş olan addır. Nikel alüminyum bronzları, ortalama olarak % 8 ile 13 alüminyum, % 3 ile 5 nikel, % 3 ile 5 demir ve % 0 ile 3 mangan ana alaşım elementlerini içermektedir. Kalay ve çinko (ikisi de $< \% 0,2$) ve Si ($< \% 1,0$) gibi ikinci derece daha küçük miktarda elementler bu alaşımlarda bulunur. Nikel alüminyum bronzlara katılan diğer alaşım elementleri, yaşlanma sertleşmesi (antimon, arsenik, kadmiyum, indiyum, fosfor, kalay, titanyum, vanadyum ve zirkonyum) ve gerilmeli korozyon direncini (kadmiyum, arsenik ve zirkonyum) kontrol edebilmek için eklenmiştir [1].

Alüminyum bronzları, bakır esaslı diğer alaşımlara göre üstün daha mekanik ve kimyasal özellikler sağlamaktadır. Bu özellik nedeniyle zorluk derecesi yüksek uygulamalarda ilk tercih edilmesi gereken alaşım olarak görülebilir. Alüminyum bronz alaşımlarının ana özelliği olarak; yüksek mukavemet, iyi korozyon direnci, yüksek sıcaklık direnci, iyi yorulma direnci, iyi oksidasyon direnci, sürünmeye karşı dayanıklılık, kolay döküm ve imalat özelliği, yüksek sertlik ve aşınma direnci, süneklik, iyi kaynaklanabilirlik, düşük manyetik duyarlılık ve hazırda bulanabilme özelliği sayılabilir [2].

NAB (Ni-Al bronzu) alaşımı bronz değildir. Aralarındaki tek benzerlik, her iki alaşımın da bakır içermesidir. Milattan 4 binyıl kadar önce Tunç Çağında keşfedilen bronz, bakır ve kalay birleşiminden oluşmaktadır. Alüminyum bronzu ve NAB (Ni-Al bronzu) ise nispeten daha yeni buluşlardır [3].

2. Dünya Savaşı'ndan sonra, gemilerin büyüklüğü ve hızlarının artması nedeniyle gemi pervaneleri üzerindeki ihtiyaçlar değişti. Pervanelerin boyutu ve kalınlığı artmış olsa da kavitasyon, erozyon, korozyon ve yorulma ile ilgili sorunların artması endişeye neden oldu. Aynı dönemde, bu sorunları hafifletmeye yardımcı olmak için yeni pervane alaşımları getirilmiştir. Nikel Alüminyum Bronzu (NAB) ise 1946 yılında geliştirilen bir alaşımdır [4].

NAB alaşımında; 9 % - 12 % Al, 6 % nikel, 3- 4,5 % Fe (demir) ilavesi bulunmaktadır. Bu oranlar ASTM B148 tarafından denizcilik uygulamalarında ihtiyaç duyulan mükemmel korozyon direnci, yüksek kırılma dayanıklılığı, yüksek sönümleme kapasitesi ve iyi yorulma direnci için kullanılır [2,3]. NAB ve bazı Alüminyum bronz alaşımlarının kimyasal bileşim Tablo 1'de ve mekanik özellikleri Tablo 2'de görülmektedir.

Tablo 1. NAB ve bazı alüminyum bronz bileşim kimyasal özellikleri [5].

UNS numarası	Külçe numarası	Nominal Kompozisyon (% ağırlık)				
		Cu	Fe	Ni	Al	Diğerleri
C95200	415	88	3		9	
C95300	415	89	1		10	
C95400	415	86	4	2	10	
C95410	415	84	4	2	10	
C95500	415	81	4	4	11	
C95800	415	81,5	4	4,5	9	1 Mn
C96400		68	1	30		1 Nb

Tablo 2. NAB ve alüminyum bronz alaşımlarının bazı tipik mekanik özellikleri [5].

UNS numarası	Külçe numarası	Mekanik özellikleri						Sertlik (BSD)	Darbe dayanımı
		Akma Dayanımı MPa ^a		Çekme Mukavemeti MPa ^a		Uzama % ^a			
C95200	415	172	200	448	522	20	38	120	35
C95300	415	172	186	448	522	20	25	140	30
C95400	415	207	248	517	634	12	18	156	15
C95410	415	207	248	517	662	12	15	176	15
C95500	415	276	303	621	703	6	12	200	13
C95800	415	241	255	586	662	15	25	160	20
C96400		221	255	414	469	20	28	140	78 ^b

a) Sol sütun endüyük; Sağ sütun en yüksek değerleri göstermektedir.

b) Darbe dayanımı, çentik (ft-lb).

1.2.1. Alüminyum Bronz Alaşımları ve Nikel Alüminyum Bronzu

Alüminyum bronzlar; yüksek mukavemet, yüksek korozyon direnci ve kullanılabilirliği özelliklerine göre değişebilmekte ve geniş sanayi alanında kullanılmaktadır. Asıl kullanım alanları; deniz suyu ile irtibatlı aletler, su temin servisi, kimya ve petrokimya endüstrileri ve bazı yüksek sıcaklık ve korozif atmosferlerdir [6].

Gemi teknolojisinde yüksek hıza duyulan ihtiyaç nedeniyle pervane malzemelerinin dayanımı önem kazanmıştır. Bu da, manganez-bronz ve paslanmaz çeliğe göre korozyona karşı iki kat daha dirençli olan NAB alaşımını daha çok tercih edilen bir malzeme haline getirmiştir [3]. Petrol alanındaki tesislerde, itfaiye pompalarında, gemi pompaları, valfleri ve ısı değiştiricilerinde ayrıca su ile teması olmadığı halde deniz suyu ile soğutma işlemi yapılan tesislerdeki gereksinimler nedeniyle de NAB alaşımlarının kullanımı arttı. Ayrıca, NAB alaşımının yüksek mukavemet ve iyi kaynaklanabilme özelliklerinin olması deniz kuvvetlerinde kullanımını da arttırmıştır [3, 6]. NAB alaşımının kullanıldığı yerlere ait bazı örnekler Şekil 1-4'de verilmiştir [2]. NAB alaşımlarının öne çıkan bazı uygulamaları aşağıdaki gibidir.

- Gemi ve Denizaltı Pervaneleri

NAB yüksek mukavemetli olmasının yanında korozyona, erozyona ve kavitasyona karşı diğer birçok malzemeye oranla daha dayanıklı olması bu tür uygulamalarda kullanımı yaygın hale getirmiştir [6].

- Su Pompası

NAB alaşımının yüksek korozyon, erozyon ve kavitasyon direnci nedeniyle santrifüj pompalarında kullanılır. Uzun ömürlülük ve güvenilirlik nedeniyle pompa gövdelerinde, mil ve bağlantı elemanlarında da kullanılır. Bazı su pompalarında Tunç, NAB, Monel veya östenitik paslanmaz çelik çarklar ile dökme demir organları vardır [6].

- Vanalar

Bakır alaşımli boruların kullanıldığı sistemlerdeki vanalar genellikle Nikel-Bronz veya Nikel-Bakır kaplıdır. Nikel-Bronz daha dayanıklıyken Bakır-Nikel genellikle daha pahalıdır.



Şekil 1. NAB (C95800)'dan yapılmış yüksek basınçlı santrifüj döküm ile üretilmiş denizaltı fırlatma sisteminde kullanılan flaş



Şekil 2. Savurma döküm ile üretilmiş NAB'dan imal edilmiş pervane mili contası



Şekil 3. NAB (C95800) alaşımından üretilen gemi pervane göbeği



Şekil 4. Savurma döküm ile NAB'dan üretilmiş büyük hidroelektrik türbin aşınma halkaları

1.2.2. Nikel Alüminyum Bronz Gelişimi

Nikel Alüminyum Bronzu, Bakır ve alüminyuma dayalı dördü bir alaşım sistemidir. Bu alaşımlara ait kimyasal bileşim aralıkları Tablo 1'de verilmiştir.

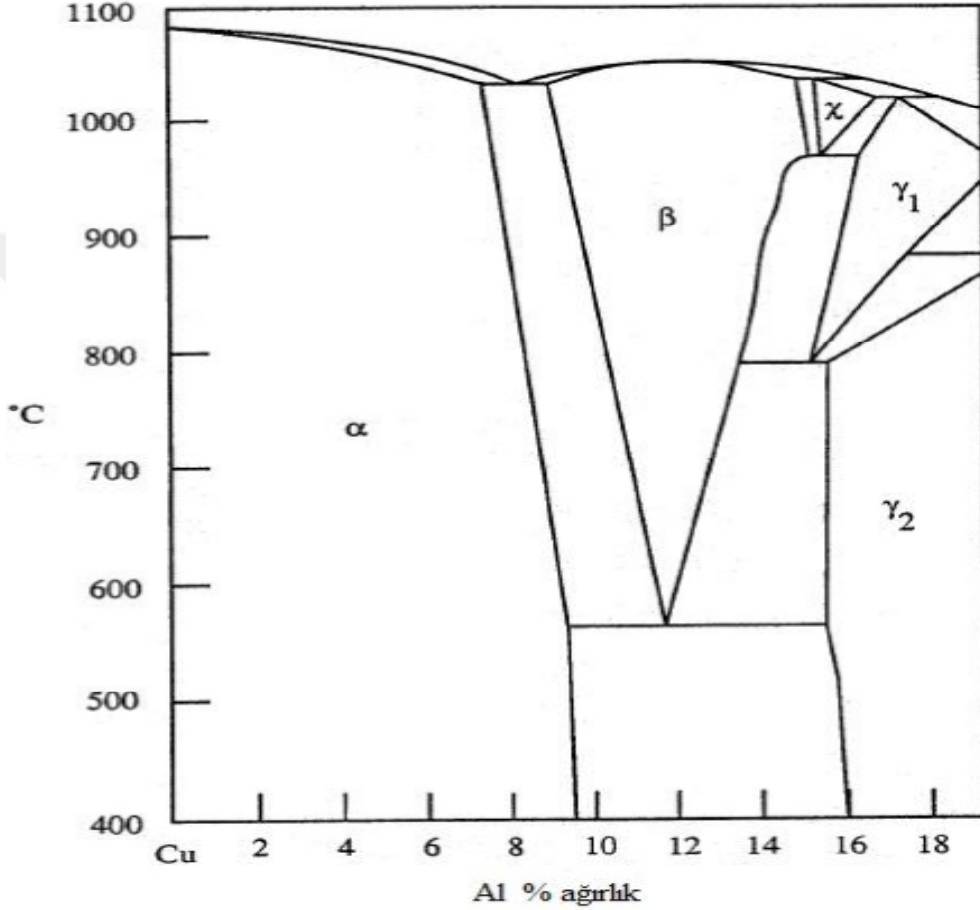
a) % 7'den az alüminyum içeren alaşımları tek fazlı alfa (α) olarak kuvvetlendirmek için, katı çözelti oda sıcaklığına kadar soğutulduktan sonra yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısı ile ve bu alfa fazında muhafaza edilir.

b) Daha fazla % 9.4 ağırlık ile Al alaşımları hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahiptir ve tek fazlı beta (β) katı çözeltisi olarak katılaştır. Bu β fazı yavaş soğutma ile α fazını oluşturur ve bir ötektoid reaksiyon ile kalan β , α + gama (γ) dönüşür. Alüminyumun zengin γ fazı, Bakırın zengin α fazına göre daha düşük elektrokimyasal potansiyele sahiptir. Bu alaşım, tercihli korozyon veya da alüminleştirme ile sonuçlanır [2].

Cu-Al alaşım sistemine eklenen Nikel ve Demir, γ fazının oluşumunu engellerken α fazındaki Al çözünürlüğünü artırır [2,7].

Ağırlıkça % 3'ten fazla Fe ihtiva eden alaşımlarda tane boyutu azalır ve katılma aralığı daralır. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda tane büyümesine karşı direnç artar. Yüksek Fe oranı (% 3-5 ağırlık) malzemenin yüksek sıcaklığa karşı direncini artırır. Nominal olarak % 4 Fe oranı genel olarak aşınma direnci ve yorulma dayanımı açısından, optimum miktar olarak kabul edilir [7].

Ni (% 0-5 ağırlıkça) ilavesi mukavemeti artırır ve Fe gibi tanelerin yapısını inceltici etki sağlar. Ni ve Fe eklemeler ise NAB yapısında alüminyumun çözünürlüğünü artırır. Yapıdaki Al oranı ağırlıkça % 8,8-10 değerlerine yükseldikçe sertlik ve dayanım ile korozyon direnci artmaktadır. Bununla birlikte, Al içeriğinin fazla yükselmesi tane sınırları boyunca bulunan lamelli κ_{III} fazının fazla miktarlarda oluşmasına ve lamel uzamalarında bir azalmaya neden olur [7].



Şekil 5. Cu- %9 Al- %5 Ni- %5 Fe faz diyagramı içinden dikey kesit [8]

1.2.2.1 Nikel-Alüminyum-Bronz Alaşımının Mikroyapısı

Ham döküm NAB mikro yapısı; bakırca zengin α -fazı, artık β ve çeşitli çökeltiler, toplu olarak Fe_3Al veya $NiAl'$ ye dayanan κ - fazı olarak adlandırılan yapılardan oluşur. Yüzey merkezli α ana yapısı ortalama bakır - %7 alüminyum - %3 nikel- %3 demir den oluşan bileşime sahiptir [9]. β fazı, NAB' in yüksek sıcaklık katı çözelti fazıdır ve hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Bununla birlikte, β fazı ortam sıcaklıklarında durağan bir faz değildir. Çeşitli β dönüşüm ürünleri, soğumanın sonucu olarak şekillenir [8]. Yüksek

sıcaklıklı hacim merkezli β -fazı bölgeleri, soğumada yayılım ayrışmasına gitmeyen ('artık β ' olarak adlandırılır) yüksek yoğunluklu NiAl çökeltisi içeren karmaşık martensitik yapıya dönüşür [9]. Tablo 9 da döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde bulunan fazlar gösterilmektedir. Ayrıca örnek olması açısından Tablo 5' de NAB' daki fazların kimyasal bileşimi gösterilmektedir.

Tablo 3. Döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde fazlar [1]

Gösterim	Tanımlama	Kristalografik Yapı
α	Bakırca zengin katı çözelti	ymk A1
β	Yüksek sıcaklık katı çözelti	hmk A2
κ_I	Çekirdeği demirce zengin parçacıklar	Demirce zengin hmk dâhil çeşitli yapılar, $Fe_3Al(D0_3)$ ve $FeAl(B2)$
κ_{II}	Demirce zengin parçacıklar (Fe_3Al)	BiF_3 $D0_3$
κ_{III}	Nikelce zengin (NiAl)	$CsCl$ B2
κ_{IV}	İnce demirce zengin parçacıklar (Fe_3Al)	BiF_3 $D0_3$
γ_2	Geniş çözünürlük sahasının metallerearası bileşimi. Nikel alüminyum bronzda şekillenmeyebilir. Cu_2Al	γ pirinç $D8_3$
Kalan β içinde parçacıklar	NiAl tipi	$CsCl$ B2

Tablo 4. NAB içindeki fazların kimyasal analizi [10]

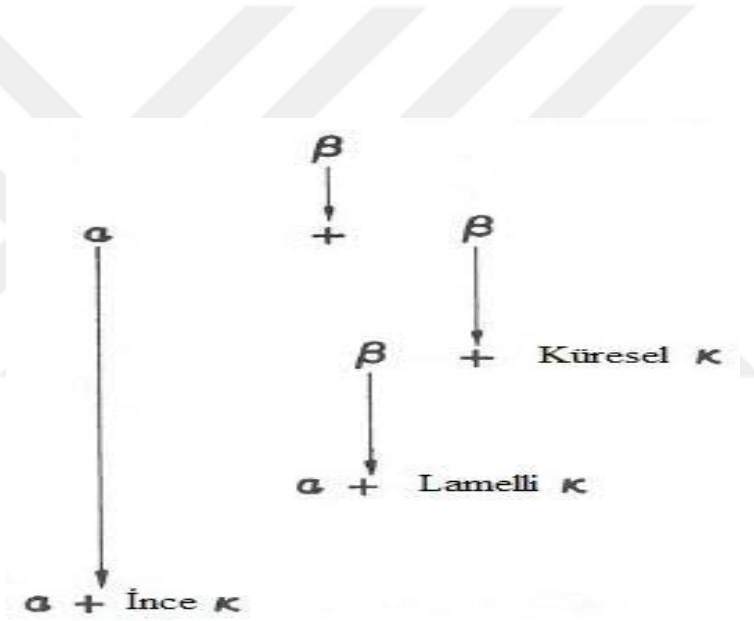
Faz	Cu	Al	Ni	Fe	Mn
Alfa	85,4	8,3	2,5	2,7	1,4
Beta	85,2	8,7	3,5	1,6	1
Kappa I	8,4	17,5	3	65,6	2,7
Kappa II	9,3	22,2	6,6	53	1,9
Kappa III	12	44,3	31,5	10,2	1,6
Kappa IV	2	18,9	6,1	63,8	2,1
Alaşım	80	9,4	4,9	4,4	1,2

- Alfa (α) Fazı

1030 °C altında daha fazla soğuma ile β fazı içinde α fazı gözlemlenir [11, 12, 13]. α fazı, HMK 0.364 nm lik kafes parametresine sahip katı bir fazdır [11]. Bu faz Cu açısından zenginken az miktarda Ni, Fe ve çeşitli çökeltilerden oluşur. Fe_3Al ya da $NiAl$ toplu olarak K fazında olduğu söylenir. Soğuma sırasında difüzyona uğramayan β fazı, yüksek sıcaklık bölgelerinde $NiAl$ içeren yüksek yoğunluklu martenzitik bir yapıya dönüşür [14, 15].

- Kappa (κ) Fazları

Soğuma sonrası, Ni-Fe-Al κ -fazları, α ve β fazlarından çöker. Weill-Couly ve Arnaud 'a göre gözlemledikleri ayrı morfolojiler κ -fazlarını κ_I , κ_{II} , κ_{III} ve κ_{IV} olarak dört ayrı tipe sınıflandırılır. NAB' ın soğuma sonrası faz ayrışma sıralaması Şekil 6' de özetlenmektedir [8].



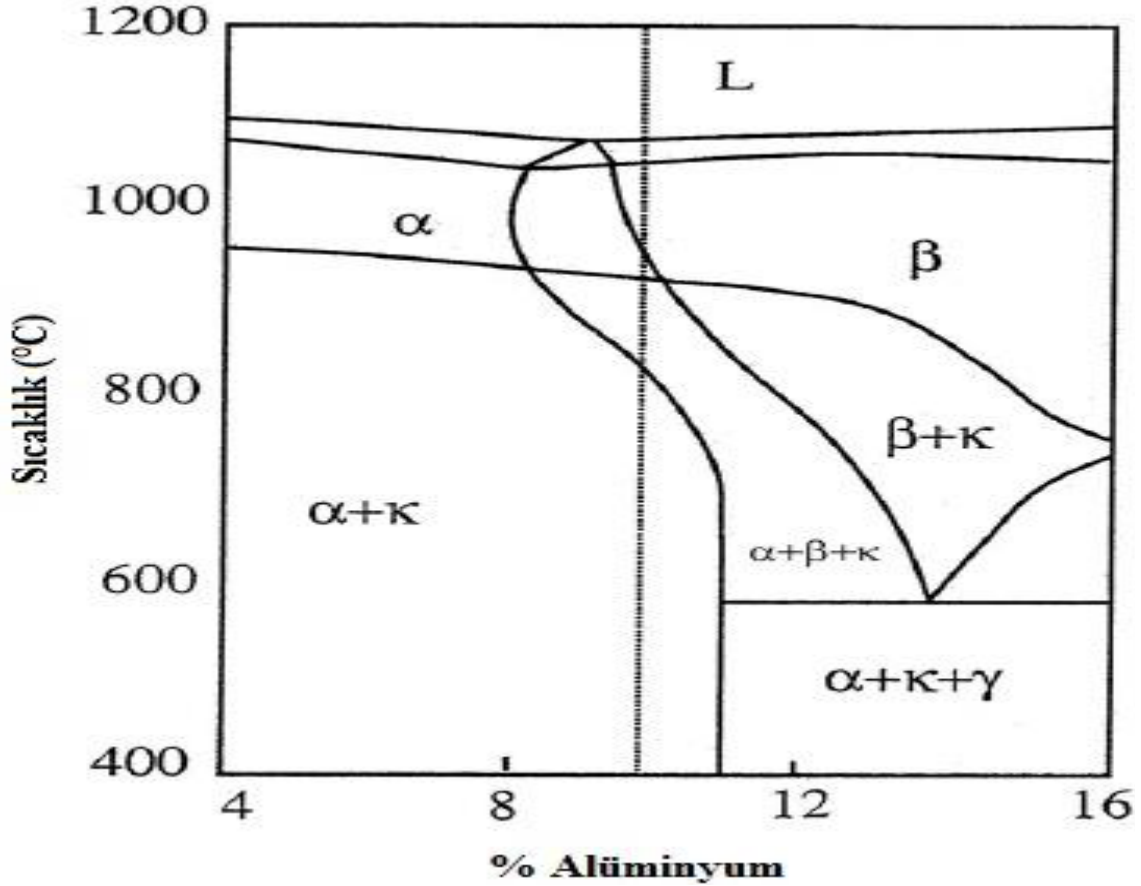
Şekil 6. NAB alaşımının β fazı bozunumu şematik gösterimi [8]

- Kappa I (κ_I) Fazı

κ_I fazı, sadece %5 Fe'den daha büyük demir içeriği ile NAB içinde gözlemlenmiş, geniş ve dallantılı (rozet şekilli) parçacıktır. Demirce zengin κ_I parçacıkları, tipik olarak 20 ile 50 μm boyutunda ve α tanelerinin merkezlerinde bulunurlar. Jahanafrooz ve diğerleri κ_I fazının Fe_3Al 'ye yakın kimyasal bileşimi ile $D0_3$ kafes yapısına sahip olduğunu belirledi. $D0_3$ yapısı Şekil 9(a)' da gösterilen sekiz hücre tarafından tanımlanan hacim merkezli düzenli örgü sıralı olarak kabul edilir [8].

Yüksek demir içeren NAB alaşımları içinde, soğumanın erken safhaları süresince κ_I parçacıklarının α için çekirdeklenme yerleri olarak davranarak ve geniş büyüyerek β

fazından şekillendiği öne sürülmüştür. Şekil 7’ de $\beta + \kappa$ bölgesi, böyle alaşımlarda yukarı ve sola doğru uzanır. Bu yüzden, ham döküm mikro yapıda geniş κ_I parçacıkları daima α fazı tarafından çevrelendiği görünmektedir [8].



Şekil 7. Cu- %9Al-%5 Ni- %5 Fe fa diyagramı içinden dikey kesit [8]

- Kappa II (κ_{II}) Fazı

κ_I bileşimi ve yapısına benzer κ_{II} , 5 ile 10 μm çapında ve κ_I parçacığından bir miktar küçük olmasına rağmen, demirce zengin dendritik parçacıktır (aynı zamanda küresel veya rozet şekilli olarak tanımlı). Bununla birlikte geniş κ_{II} parçacıkları κ_I ile kolayca karıştırılabilir. κ_{II} çökeltileri $a = 5,71 \text{ \AA}$ kafes parametresi ile aynı zamanda $D0_3$ yapısına sahip olduğunu göstermiştir [8].

Şekil 9’ da dikkat edilmeli ki, κ_{II} fazı düzensizin bir “düzenli versiyon”udur, yüksek sıcaklık β fazı, böylece kendi dendritik morfolojisini açıklar. κ_{II} parçacıklarının mikro yapının lamelli ötektoid bölgesinde oluştuğu ve Widmanstatten α fazı olarak benzer sıcaklık oranı içerisinde şekillendiği gözlemlendi [8].

- Kappa III (κ_{III}) Fazı

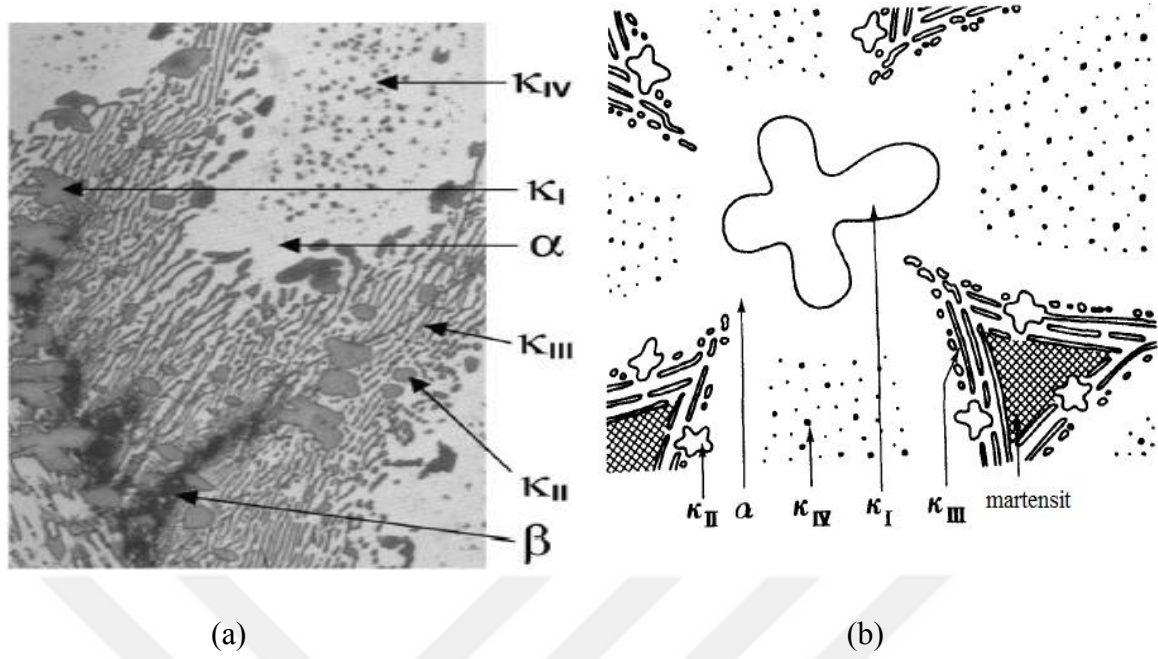
Yaklaşık 580°C’de, κ -fazının bir nikelce zengin lamelli (veya küresel) ötektoid formu κ_{III} , β fazından çökeler. κ_{III} ün başlangıç çökeltilerinin küresel, sonrakilerin lamelli olduğu gözlenmiştir. κ_{III} fazının $a = 2,88 \text{ \AA}$ kafes parametresi ile B2 yapısı ile uyularak NiAl bileşime sahip olduğu gözlenmiştir. Bu kafes parametresi ortalama κ_I , κ_{II} ve κ_{IV} fazlarının kafes parametresinin yarısıdır. Şekil 9(b)’de görüldüğü gibi, NiAl için B2 yapısı bir düzenli yapıdır ki (aynı zamanda daha genel olarak CsCl tip yapı olarak bilinir) β fazının düzenli versiyonuna benzerliği içinde κ_{II} fazı ile karşılaştırılabilir. Bu yüzden κ_{II} parçacıkları, κ_{III} parçacıklarının şekillenmesi için bir taban olarak hareket etmesi mümkündür. Proötektoid α , β ötektoid ayrılmasının $\alpha + \kappa_{III}$ haline başlaması için “aktif çekirdek” olduğu öne sürülmüştür. Proötektoid α/β ara yüzünde κ_{III} çökeltisi sadece ötektoid koloninin gelişimi için gereken çekirdekleşme olayıdır. α' nın yeniden çekirdeklenmesi ötektoid kolonileri oluşturmak için gerekli değildir [8].

- Kappa IV (κ_{IV}) Fazı

α taneleri boyunca dağılan ince haç biçiminde, eş eksenli parçacıklar demirce zengin κ_{IV} parçacıklarıdır. Bu çökeltiler küçük ve 2 μm çapından daha düşük mertebesindedir. κ_I ve κ_{II} fazları olarak benzer Fe_3Al bileşimine sahip olarak, κ_{IV} parçacıkları aynı zamanda D_{03} kristal yapısı ve $a = 5,77 \text{ \AA}$ kafes parametresine sahiptir. Şekil 8(a) ve (b)’ de görülebileceği gibi, α taneleri dış kenarında bir çökelti serbest bölgesi mevcuttur [8].

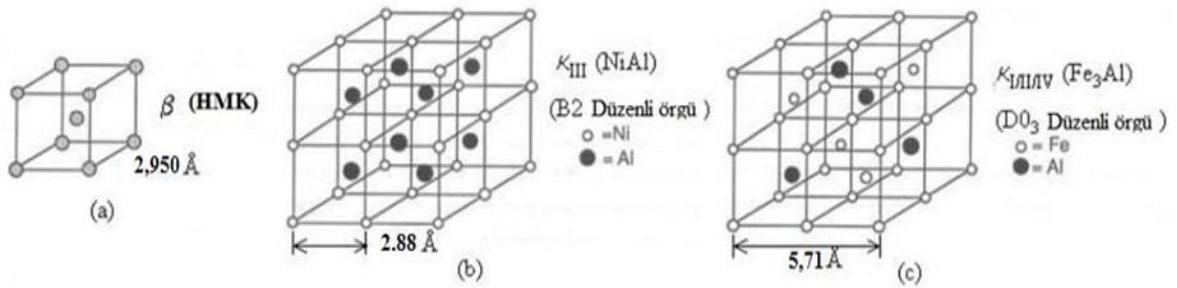
- Martenzitli Beta (β)

Dönüşüm sıcaklığı azaldığında, düşük sıcaklıklarda aynı zamanda β' nın ayrışma hızının azaldığı bulunmuştur. Bu yüzden normal soğuma hızlarında β' nın ayrışmasını tamamlamamış olması mümkündür. Reaksiyonun yavaşlaması ve kesilmesinden dolayı, herhangi kalan β bir yayınımsız evre dönüşümü martenzitli β olarak oluşur [8]. Çok yüksek soğuma hızlarında, martensitik dönüşüm ortaya çıkabilir ve orta seviyeli soğuma hızları altında, bir beynitik dönüşüm aynı zamanda mümkündür. Martenzitli β' $a = 2,85 \text{ \AA}$ kafes parametresi ile bir B2 yapısıdır [16].



Şekil 8. Ham döküm mikroyapı gösterimi; a) Kum döküm NAB'un faz dağılımları optik mikrografığı [9], b) Döküm NAB içinde mikroyapı dağılımının şematığı

Sürekli soğuma sonrası, β fazı α ana yapısı ve κ fazları haline dönüşür [8].



Şekil 9. NAB fazlarının kafes yapıları a) HMK β , b) κ_{III} fazı B2 (NiAl), c) κ_I, II, IV -fazı $D0_3(Fe_3Al)$ yapıları [8]

1.3. Yüzeysel Kompozit Üretimi

1.3.1. Kompozit Malzemeler

Kompozit malzeme; benzer olmayan iki veya daha fazla malzemenin doğal olmadan sentetik olarak birleşmesiyle oluşmuş bir malzemedir. Bir kompozit malzeme; açık bir ara yüz tarafından ayrılmış kimyasal olarak birbirinden farklı kuruculardan oluşması gerekir.

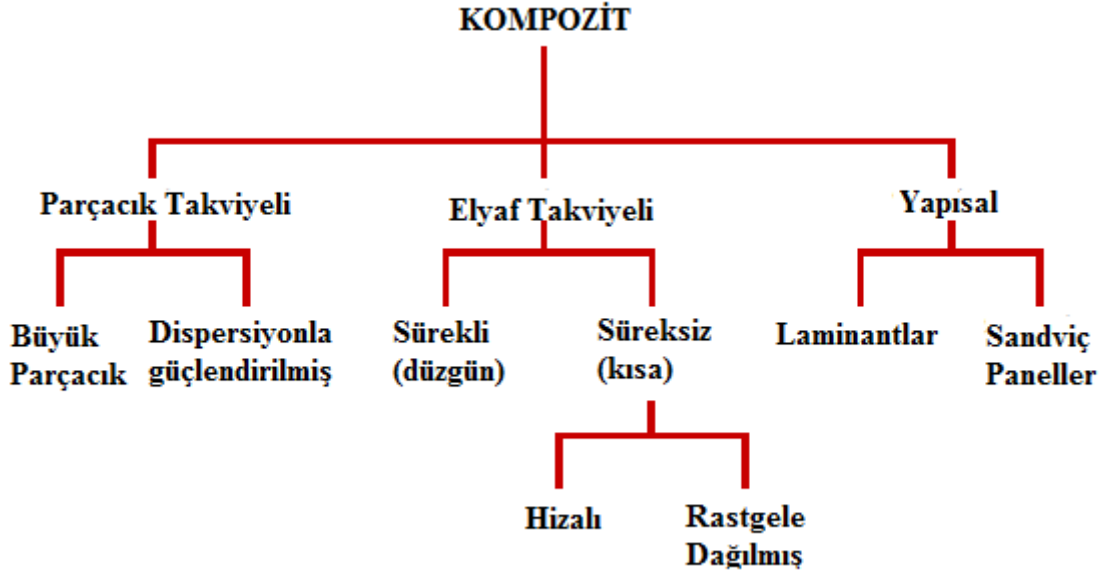
Metalik alaşımlar ve birçok seramik malzeme doğal bir olayın sonucunda oluştuğu için kompozit tanımına uymamaktadır. Çok sayıdaki kompozit malzeme iki farklı bileşimden oluşur, bunlardan biri sürekli dağılık takviye elemanı olarak adlandırılır diğeri ise kurucu ve çevreleyen yapı olan matristen oluşur. Bileşen fazı özelliklerini hacim oranı, şekilleri, parçacık boyutları, dağılım ve yönelimleri bileşik özelliklerini tanımlar [17].

Malzeme üretiminde kullanılan yöntem ve takviye şekilleri bakımından kompozitler parçacık takviyeli, elyaf takviyeli ve yapısal kompozitler olmak üzere üç ana gruba ayrılır. Her grup en az iki alt bölümden oluşur. Parçacık takviyeli kompozitler eş eksenli dağılmış faz yapısına (yani tanecik boyutları hemen hemen her yönden aynı), elyaf takviyeli kompozitler ise dağılık fazlı bir elyaf yapısına (yani büyük bir uzunluk/çap oranı) sahiptir. Yapısal kompozitler ise kompozit ve homojen malzeme karışımına sahiptir [17].

1.3.1.1. Parçacık Takviyeli Kompozitler

Parçacık takviyeli kompozitler büyük parçacıkla veya dispersiyonla güçlendirilmiş kompozit olmak üzere iki alt bölümden oluşur. Bu iki kategori bileşik mekanizmasını güçlendirmek için kullanılır. Bu iki mekanizmada büyük parçacıklar kullanıldığı için parçacık-matris ilişkisi atomik veya moleküler düzeyde değerlendirilemez. Bu kategorideki kompozitlerin çoğunun matris malzemesi sert parçacıklardan oluşur. Matris fazının içinde yer alan parçacıklar matris fazını güçlendirir. Çok fazla kullanılan gerilmelerin bir kısmı matris tarafından parçacıklara iletilir. Matris ve parçacığı ara faz oluşturarak sağlam bir şekilde bağlar ve kompozitlerin mekanik davranışlarını düzeltmede önemli rol oynar. Büyük parçacıklı kompozitlere beton örneği verilebilir. Bu kompozitte çimento matrisi, kum ve çakıl ise parçacık kısmını oluşturur [17].

Tablo 5. Kompozit çeşitleri için şematik sınıflandırma [17]



Büyük parçacıklı kompozitleri geliştirmek için metaller, polimerler ve seramikler olmak üzere üç farklı malzeme kullanılır. Örneğin sermentler büyük parçacıklı metal-seramik kompozit olarak sınıflandırılabilir. Çimentolu karbür, kobalt ya da nikel gibi bir metal matris ile çevrelenmiş tungsten karbür (WC) veya titanyum karbür (TiC) gibi ısıya son derece dayanıklı sert parçacıklar ile birleşerek Sermetleri oluşturur. Bu kompozitler kesici aletler için sertleştirilmiş çeliklerde yaygın olarak kullanılır [17].

Dispersiyonla güçlendirilmiş kompozitler büyük parçacıklı kompozitlerin aksine (10-100) ηm çapa sahip parçalara sahiptir. Güçlenme, malzemeye eklenen parçacıklar nedeniyle parçacık-matrisin atomik veya moleküler seviyede etkileşimi sonucunda oluşur. Güçlendirme mekanizması ani sertleştirme işlemine benzer. Matris üzerine gelen yükün büyük bir kısmını taşıırken parçacıkların küçük hareketlerini engellememelidir. Böylece plastik deformasyon sonuçlarını, verimi, çekme dayanımını ve sertliği iyileştirir. Matris boyunca dağılmış eşit ve küçük parçacıklar malzemenin güçlenmesini sağlar. Dağılmış parçacıklarla güçlendirme çökelme sertleştirmesinde olduğu kadar belirgin değildir. Bununla birlikte dağınık parçacıklarla güçlendirilmiş malzemede matris ile takviye elemanı tepkimeye girmez, parçacıkla güçlendirme sayesinde yüksek sıcaklarda daha uzun süre korunabilir. Yağışla sertleştirilmiş alaşımlarda dayanımı arttırmak için matris

malzemede, çökelti fazında çözünmeyi veya çökelti büyümesini azaltmak için ısı işlem uygulanabilir [17].

Kompozit malzemeyi oluşturan iki fazın hacimsel oranı kompozitin genel performansını etkiler. Bu nedenle parçacıkların içeriği mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemlidir. Bir kompoziti oluşturan iki fazın hacimsel oranının elastisite modülü ile ilişkisi matematiksel denklem olarak ifade edilmiştir. Bu denklemlerle elastisite modülü ile ilişkili olarak bir üst sınır bulunmalıdır [18].

$$E_c(u) = E_m V_m + E_p V_p \quad (2.1)$$

$$E_c(l) = \frac{E_m E_p}{V_m E_p + V_p E_m} \quad (2.2)$$

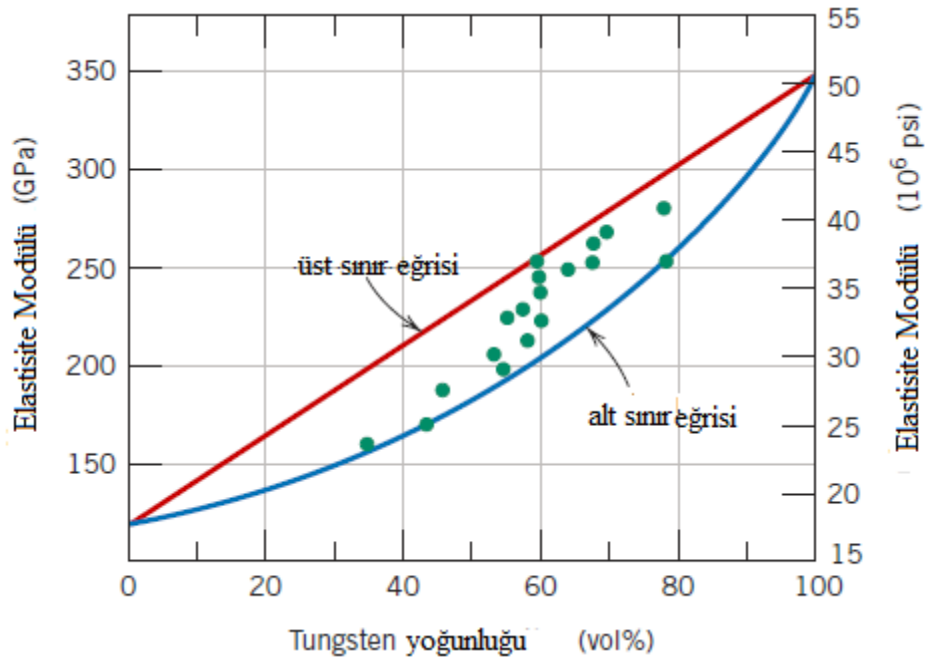
Bu formüllerdeki indisler:

c : kompozit ; **E** : Elastisite Modülü

m : matris ; **V** : Hacimsel Oran

p : parçacık

Aşağıdaki şekilde Tungsten parçacıklı Bakır fazlı bir bileşik için alt ve üst sınır eğrileri gösterilmiştir. Deneysel verilerden elde edilen veriler bu iki eğri arasına düştüğü gözlemlenebilir.



Şekil 10. Tungsten yoğunluğu- elastisite modülü ilişkisi

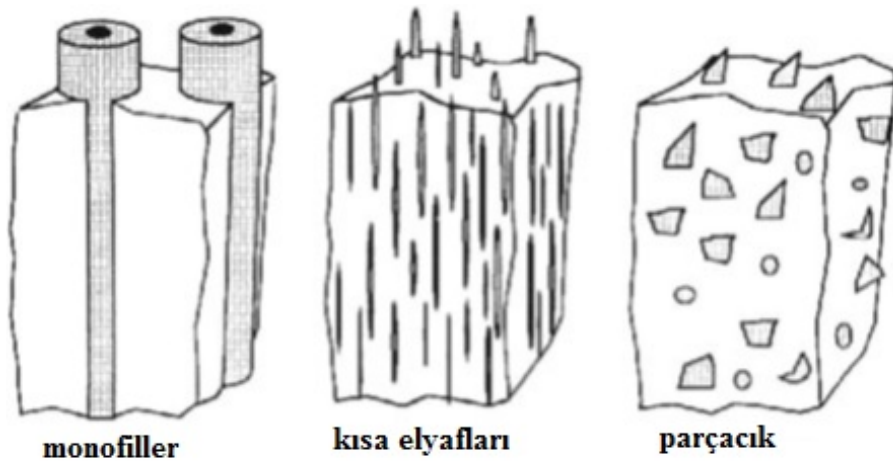
Şekil 10' de Bakır matris içinde dağılmış tungsten parçacıklarının hacim bakımından % tungsten yoğunluğunun elastisite modülü ilişkisi verilmiştir. Deneysel veriler noktalar halinde gösterilirken, (2,1) ve (2,2) denklemlerinden ise alt ve üst sınır eğrileri elde edilmiştir.

1.3.1.2. Metal Matrisli Kompozitler (MMC)

Matrisi metal olan bir kompozit metal matrisli kompozit olarak adlandırılır. Birçok bilim adama metal matrisli kompozit terimini hafif metal- matris bileşimleri ile ilişkilendirir [19]. Bir MMC yapı farklı mekanik özelliklere sahip olan iki farklı malzemelerden oluşmaktadır.

- 1) Matris, genel olarak Al, Ti, Mg, Cu ve Fe alaşımlarından ki nispeten yüksek sünekliğe sahip malzemedirler.
- 2) Takviye parçacıklar bir oksit, karbür veya nitrür seramik parçacıklarından olabilir [20].

Şekil 11'de MMC ler takviye elemanı özelliğine göre; parçacık takviyeli MMC' ler, lifler veya kısa kıl takviyeli MMC' ler, sürekli elyaf veya tabakalı MMC' ler olarak sınıflandırılmıştır.



Şekil 11. Metal matrisli kompozitlerin sınıflandırılması [17]

Alüminyum malzeme, metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak kullanılır. Ancak metal matris olarak bir tek Alüminyum düşünülmemelidir. Çünkü bazı özel MMC uygulamalarında Titanyum alaşımları da kullanılır. Bu titanyum alaşımları 400-500 °C de tutulmasıyla Al alaşımlarına göre daha fazla mukavemet-ağırlık oranları sağlanmıştır yani mukavemetleri arttırılmıştır. Fakat MMC lerde Titanyum maliyetin önemli olmadığı noktalarda kullanılır [21]. Öte yandan takviye elemanı olarak; metal teller, Bor, Karbon, Alüminyum oksit ve Silisyum karbür kullanılır [22]. Seramik oksitler, karbürler ve nitritlerin takviye elemanı olarak kullanılma nedeni üstün birleşik oluşturabilme yetenekleri, yüksek sıcaklığa olan dayanımları ve mukavemetli olmalarıdır [21].

Metal matrisli kompozitler üretmek için çeşitli yöntemler vardır. Bazı önemli yöntemler şu şekilde sıralanabilir.

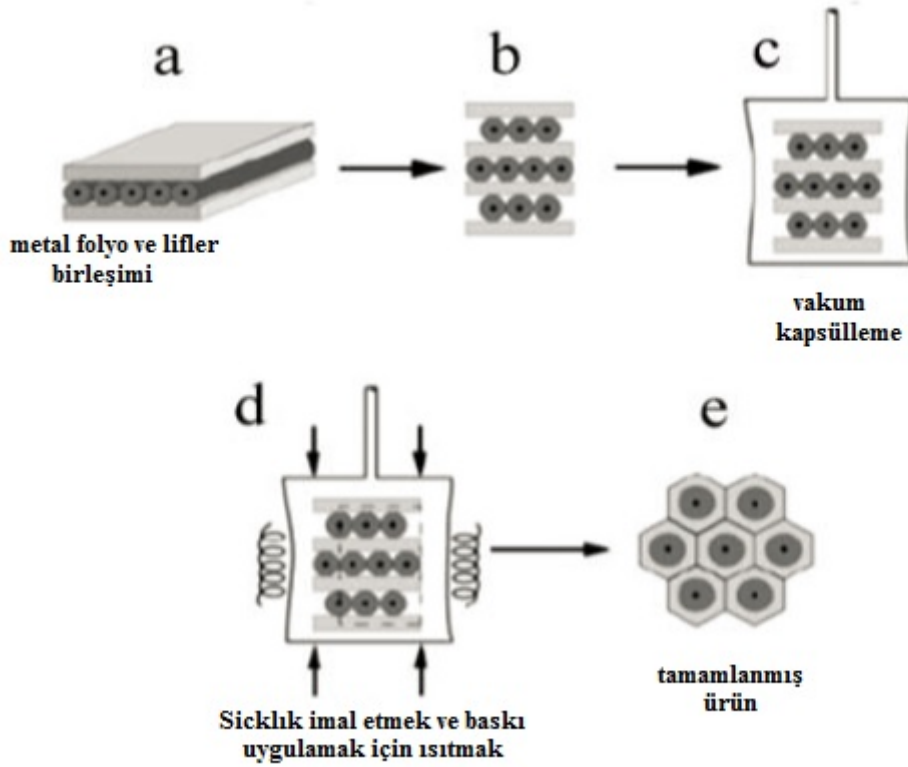
1.3.1.2.1. Sıvı Hal İşlemleri

Döküm veya sıvı infiltrasyonu, Sıvı metal tarafından lifli ya da parçacıklı takviye elemanlarının ıslatılması anlamına gelir. Sıvı fazlı infiltrasyonu sırasında erimiş metalin seramik takviye elemanını kötü ıslatması, MMC üretimi esnasında birçok zorluğa neden olur. Lif ve erimiş metal arasında tepkimeler olurken liflerin kırılarak fiber preformlar arasına sızmalar gerçekleşir. İnfiltrasyon ile önce lifler kaplanır, ara yüzey reaksiyonları engellenir. Fiber kaplamada yüzey oksidasyonu nedeniyle açık havaya maruz bırakılmamalıdır, bu durum dezavantajdır [23].

1.3.1.2.2. Katı Hal İşlemleri

Difüzyon bağı, aynı ya da farklı metallerin birleştirilmesi için kullanılan geleneksel bir katı hal işleme yöntemidir. Bağlar, yüksek sıcaklık altındaki birbirine temas eden yüzeylerin atomsal difüzyonu sonucu oluşur. Bu tekniğin asıl avantajı metal matrislerin ve lif yönlendirmesi ve hacimsel oranlarının kontrol edilebilmesidir. Bununla birlikte; uzun işlem süreleri, yüksek işlem sıcaklıkları ve basınçlara olan ihtiyaç bu yöntemin pahalı olmasını sağlayan dezavantajlardır. Bu aşamada difüzyonla birleştirme işlemleri, aynı anda tüm formlara basınç ve sıcaklık uygulaması ile olmaktadır. Bu yöntemde, bir matris alaşımı ve elyaf dizileri ya da tek katmanlı tabakalar daha önceden belirlenen sıraya göre

birleştirilir (Şekil 12). Metal matrisli kompozitler için vakumla sıcak presleme, difüzyonla yapıştırma işleminin en kritik aşamasıdır. Tek eksenli presleme, sıcak izo-statik preslemeye alternatif bir seçenektir, aynı zamanda bir kutu içinde bulunan kompozit karşı gaz basıncı ile kontrol edilir. İzo-statik presleme, tutarsız geometriye sahip yapılara yüksek sıcaklık ve basınç yardımıyla uygulanır [19].



Şekil 12. Difüzyonla yapıştırma işlemi; (a) metal folyo uygulayarak istenilen şekilde kesilir, (b) birleştirmek istenilen katlar sıralanır, (c) imalat sıcaklığında vakum ve ısı kapsülü, (d) basınç uygulanır ve pekiştirme döngüsü için basınç uygulanır, (e) basınç

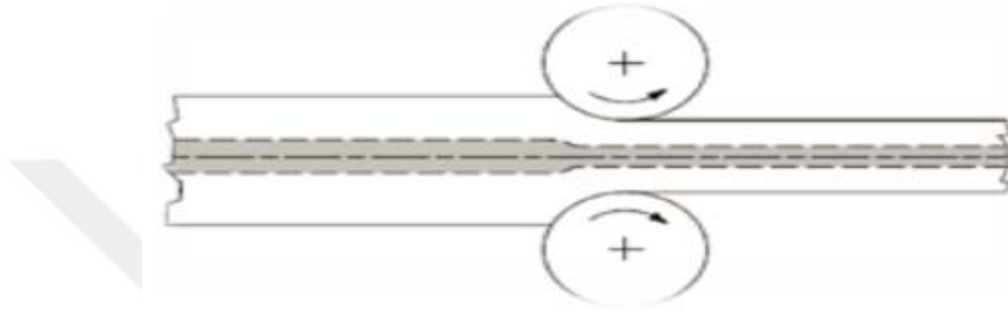
1.3.1.2.3. Deformasyon Yöntemi

Bu işlem kompozit malzemenin deformasyonu ve/veya yoğunlaştırmasına ait bir katı hal tekniğidir. Metal-metal bileşiğin mekanik işlenmesi (dövme, ekstrüzyon, çekme ya da haddeleme) sünekleşmeye ve bir fazın diğer faz içinde liflerinin oluşmasına yani iki fazın birlikte deforme olmasını tetikler. Üretilen malzemeler bazen in-situ kompozit olarak belirtilir. Başlangıçta kullanılan malzemelerin özellikleri, deformasyon yöntemi ile

oluşturulmuş malzemenin özelliklerini belirler. Başlangıçta malzemeleri normal olarak, döküm ya da toz metalurjisi ile üretilmiş iki fazlı bir alaşım kütük vardır [23].

Tabakalı kompozit üretmek için kullanılan başka bir yöntem ise silindirle yapıştırma tekniğidir. Bu teknikte üretilen kompozitlere tabakalı metal matrisli kompozitler denir. Katmanların düzenlenmesi farklı kompozitleri oluşturur [24].

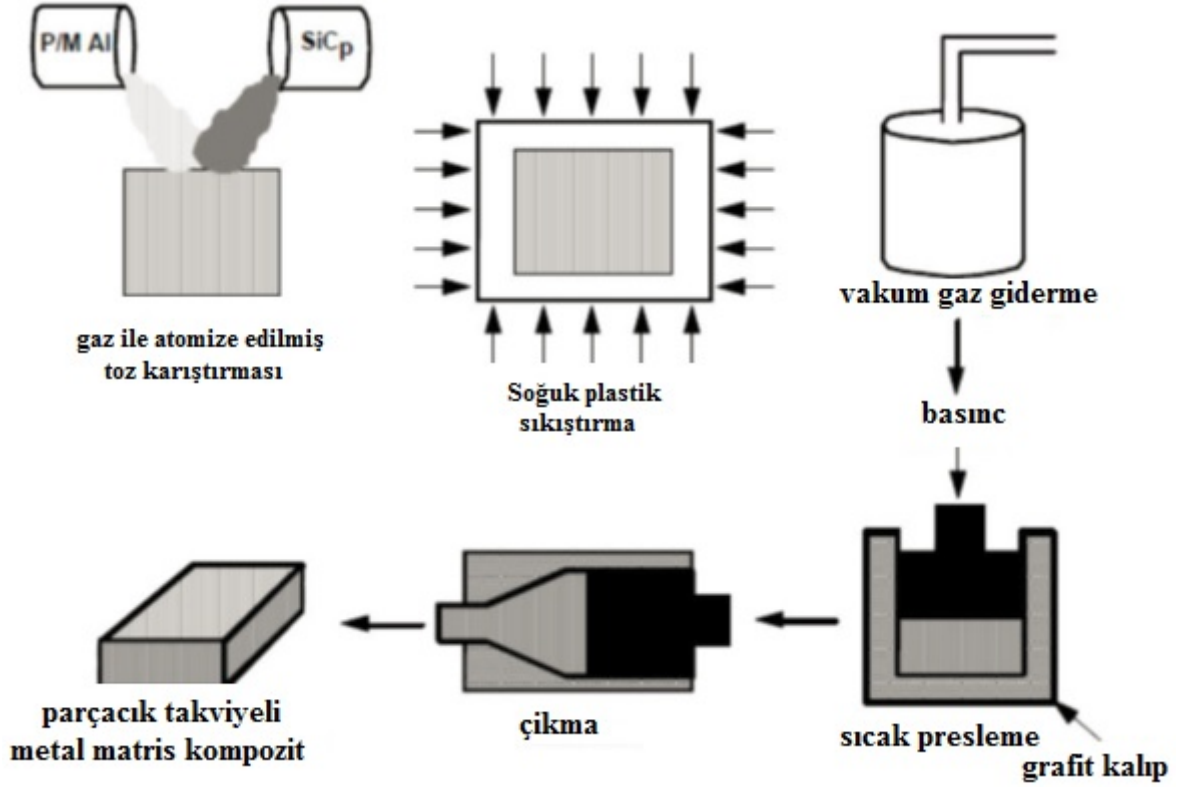
Rulo yapıştırma tekniği ile bir MMC üretme işlemi Şekil 13 de gösterilmiştir.



Şekil 13. Tabakalı MMC üretmek için silindirle yapıştırma yöntemi ile metalürjik bağ oluşturma süreci [24]

1.3.1.2.4. Toz İşlem Tekniği

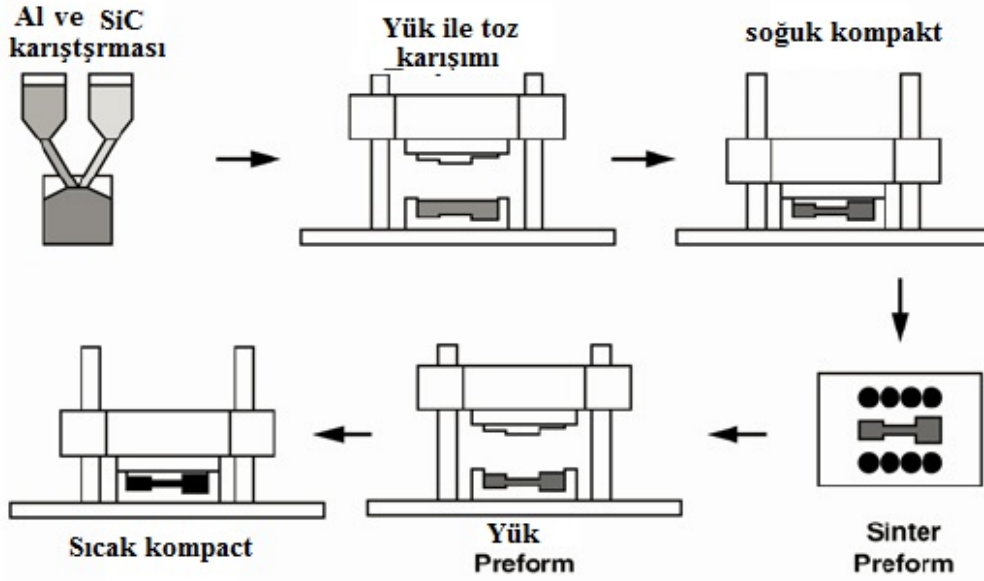
Bu teknik ile parçacık veya kısa elyaf takviyeli kompozit üretmek için kullanılır. Parçacık veya kısa elyaf takviyeli kompozit üretmek için soğuk presleme ve sinterleme veya sıcak presleme gerekir [24]. Düzgün bir dağılım için matris ve takviye tozları Şekil 14'deki gibi karıştırılır. Bu işlem sadece Soğuk presleme ile %80 yoğunluğa kadar yeşil gövde oluşturmak için uygulanan bir uygulamadır. Parçacık yüzeyinde oluşacak herhangi bir nemi ortadan kaldırmak için soğuk preslenmiş yeşil gövde havası alınmış kapalı bir kaptan muhafaza edilir. Tamamen yoğun bir kompozit üretmek için sıcak pres ve tek eksen veya izo-statik ve ekstrüzyon uygulanır. Matris deformasyonunu sert parçacıklar veya elyaflar önemli ölçüde artırır. Ayrıca sıcak ekstrüzyon sırasında parçacık/matris ara yüzeyinde dinamik tekrar kristalleşme, rastgele yönelmiş taneler ve orta gözenekli çok ara yüzeyli taneler oluşturur [25].



Şekil 14. Parçacıklı veya kısa elyaf takviyeli MMC üretmek için toz işlem, sıcak presleme ve ekstrüzyon işlemi [25]

1.3.1.2.5. Sinter-Dövme İşlemi

Bu yöntem ekonomik deformasyon oluşturmak için mükemmel bir tekniktir [26]. Bu yöntemde takviye ve matris toz karışımı; soğuk sıkıştırılmış, tavlanmış ve pratikte tam bir katı dövme yöntemidir (Şekil 15). Bu tekniğin en önemli faydası; dövme işlemindeki, operasyon ve malzeme israfını en aza indirmesidir. Düşük maliyet, çekme ve yorulma özellikleri sinter kompozit ekstrüzyon yoluyla üretilen malzemeye eşdeğerdir.



Şekil 15. Nete yakın şekil, MMC üretmek için Sinter-Dövmeye tekniği [26].

1.4. Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP)

Sürtünme karıştırma işlemi, 1991 yılında Kaynak Enstitüsü (TWI) tarafından geliştirilen temeli sürtünme karıştırma kaynağına dayanan bir katı hal işleme tekniğidir. Sürtünme karıştırma kaynak tekniği yaygın olarak son 20 yılda çıkan en önemli kaynak tekniklerinden biri olarak kabul edilir [20]. SKP işlemin ana fikri oldukça basittir. Karıştırma işlemi yapan takımın omuzu parçaya sürtünerek parçanın ısınmasını sağlar ve böylece sıcaklığı artan malzemenin şekil değiştirme kabiliyetinin artması sayesinde malzeme içerisine dalan takım pimi malzemeyi yüksek oranda plastik deformasyona uğratar. Bu işlem için kullanılan takım, erişilen sıcaklık seviyesinde, yeterli mukavemete sahip bir malzemedir imal edilir. Takımın dönme ve ilerleme hareketi pimin önden arkaya malzeme hareketine (Şekil 16) neden olarak karıştırma işlemi gerçekleştirir [27-30]. SKP işleminde ortaya çıkan mikroyapılar ilk olarak Mishra ve arkadaşları tarafından belirlenmiştir [31,32].

SKP işlemi benzer olarak döküm alaşımlarının ve toz metalurjisi ile üretilen metal matrisli kompozitlerin homojenizasyonu için de etkin olarak kullanılmaktadır [33-40]. Özellikle kompozit üretiminde SKP yöntemi çok fazla ilgi çektiği için araştırmalar bu alana yönelmiştir. Bu yöntemin kullanım amacına göre farklı malzeme çiftleri tercih edilmekte olup, bunlara ait bazı örnekler aşağıda verilmiştir:

Al matrisli kompozitler; Al / SiC [41-42] , Al / Al₂O₃ [46, 47] , Al / NiTi [48] , Al / CNT [49-51] , Al / Fulleren [52] , burada AL / Ni [53] , Al / TiO₂ [54]

Magnezyum matrisli kompozitler; (AZ31 / nano ZrO₂ ve nano SiO₂ [55] , AZ61 / SiO₂ [40] , AZ31 / SiC [56] , AZ31 / CNT [39] , AZ31 / C60 [53]) , Bakır matrisli kompozitler (Cu / SiC [41] , Cu / CNT [55]) ve Çelik matrisli kompozitler (L316 / SiC [56] , hafif çelik / nano TiC [57]) .

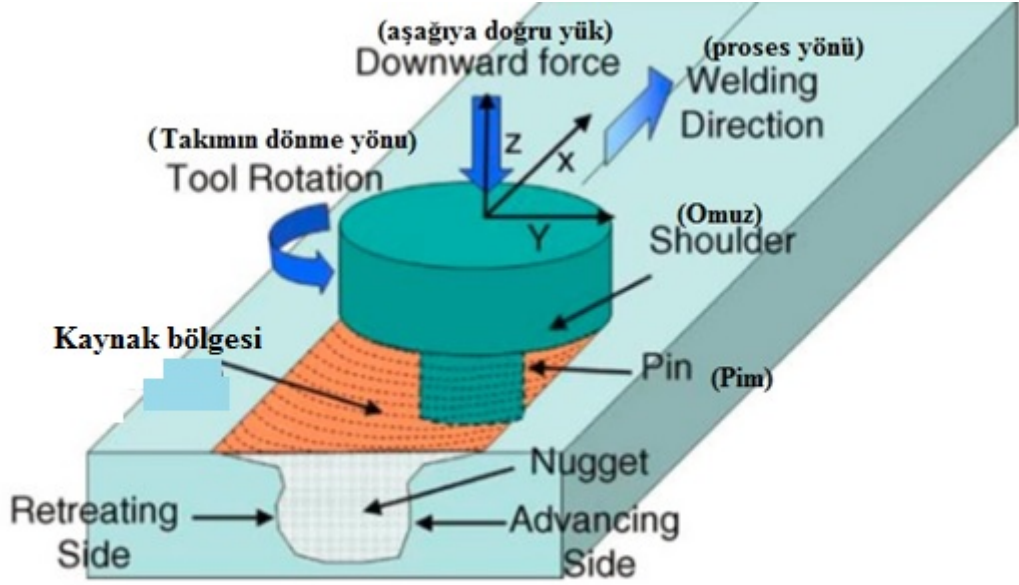
Genel olarak süreç; metal matris levha yüzeyi üzerinde, bir oluk ya da deliklere takviye malzemesinin doldurulması ve daha sonra SKP işleminin uygulanması ile yüzeysel kompozit tabakasının elde edilmesi sağlanmış olmaktadır. Bu işlem gerçekleştirilirken parçacık dağılımını homojen olarak elde edebilmek ve takviye parçacık kaybını en aza indirmek için kullanılan en yaygın çözüm açılan oluk içine takviye parçacıklarının yerleştirilip takım ile SKP işlemini yapmaktır [40, 46]. Lim ve Mahmoud bu işlemin uygulanmasında ince bir plaka ile kanalları üzerini örterek SKP işlemini uygulayan bir yöntem geliştirmişlerdir [49, 58]. Bu yöntem sayesinde takviye malzemesi kaybını önlenir ancak bu plaka ile ana malzeme arasında birleşme sorunu oluşmaktadır. Bu nedenle bu işlemi yapacak olan aracın tasarımında ve diğer işlem parametrelerindeki kontroller dikkate alınarak gerçekleştirilmelidir. Diğer bazı araştırmacılar ise daha karmaşık bir prosedür olan ilk geleneksel toz metalurjisini kullanarak takviye malzemesini kanal içerisine baskıyla yerleştirmeye çalışmışlardır [59-62]. Bu yöntem in-situ kompozit oluşturmak için geçerli bir yöntem olarak kabul edilmiştir [60-62]. Ancak bu işlem için özel ekipmanlara ve yüksek basınca ihtiyaç duyulmaktadır [59].

Kompozit malzemedeki düzgün bir dağılım elde etmek için takım geometrisi ve SKP işlem parametrelere değiştirilebilir. Proses parametreleri değiştirilerek farklı şekillerde partikül dağılımları elde edilebilir. Düşük bir aksel kuvvet veya sığ kanal derinliği kullanılması durumunda takviye parçacıklarında önemli kayıplar oluşmaktadır. Takım baskı kuvvetinin ve kanal derinliğinin yüksek tutulması takviye parçacık kaybının önemli oranda azalmasını sağlamaktadır [41,47]. Proses hızını (takım ilerleme hızı) arttırmak ise ısı girişinin azalmasına ve parçacıkların yeterli (homojen) dağılmamasına neden olabilmektedir [33]. Bu yüzden, homojen dağılımın elde edilebilmesi için SKP işleminin tekrar edilmesine ihtiyaç duyulmaktadır [49,41, 61]. Genel olarak dönme hızının artması ve yayınma hızının azalması parçacık dağılımının daha homojen olarak elde edilmesini sağladığı düşünülmektedir [39,40]. Daha yüksek bir ısı girişi sonucunda daha iyi bir karıştırma elde edilebilir. Bununla birlikte Mahmoud ve arkadaşlarından elde edilen

bilgiler göre iyi bir parçacık dağılımlı elde etmek için mümkün olduğu kadar düşük dönme hızları kullanılmalıdır [58, 63]. Öte yandan ısı girişin arttırılması matris içyapısındaki tanelerin büyümesine yol açabilmesinden dolayı proses bölgesinin mekanik özelliklerini olumsuz etkileyecektir [28]. Bu nedenle optimum işlem parametreleri her uygulama için ayrı ayrı belirlenmelidir. Takım pimi profilinin parçacık dağılımı üstündeki etkisinin de araştırılmaya ihtiyacı vardır [58].

Malzemelere yüzeysel olarak uygulanan iyileştirme işlemlerinden biri olan SKP işlemi, diğer yüzey işlem yöntemlerine göre bazı avantajlara sahiptir. Bunlardan en önemlisi, Katı hal prosesi olan SKP işleminin uygulanması sırasında ana malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerinin diğer uygulamalara oranla nispeten korunması ile oluşturulan yüzey kompozitinin proses amacı doğrultusunda üstün özellikler elde edilmesini sağlamak olarak ifade edilebilir. Bu avantajlara ek olarak;

- Proses işlemi sırasında aktif soğutma/ısıtma işlemi uygulanarak proses bölgesinin mikro yapısı, mekanik özellikleri kontrol edilerek yapıda yoğunlaşma ve homojenleşme elde edilebilir.
- Diğer metal işleme yöntemlerine oranla proses bölgesinin derinliği amaca bağlı olarak kontrol edilebilir.
- Malzeme imalatı, işlenmesi ve sentezlenmesi için kullanılabilecek bir yöntemdir.
- SKP, üretim sırasında ve sonrasında zararlı gaz, radyasyon ve gürültü gibi olumsuzluklara neden olmayan; ısı, sürtünme ve plastik deformasyona dayalı enerji tasarruflu bir tekniktir.
- SKP ile üretilen parçalarda boyutsal kararlılık sağlanabilmektedir.



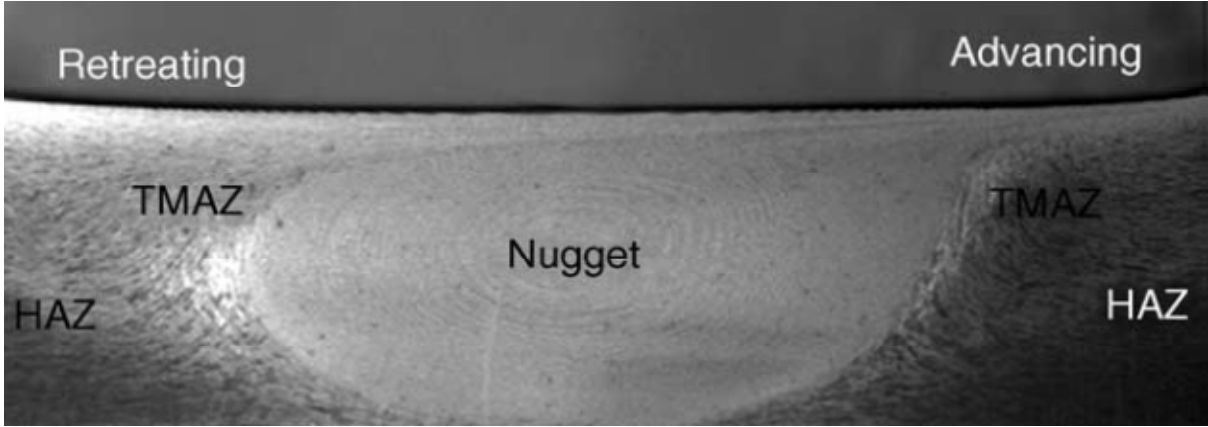
Şekil 16. Sürtünme karıştırma kaynağının şematik çizimi [20]

Yapılan literatür taramasında, Mahmoud ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, kare takım ucu kullanıldığında dairesel veya üçgen takım ucuna nazaran Al yüzeyi üzerinde kullanılan SiC parçacıklarının homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir [59]. Azizieh ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada ise, SKP kullanılarak üretilen AZ31/Al₂O₃ kompozitlerinde kullanılan vida şeklindeki takım piminin etkisi incelenmiştir ve raporda en iyi parçacık dağılımını vidalı pimine sahip bir takım ile elde edildiği bildirilmiştir [64]. Sürtünme karıştırma deneyinde kare, altıgen veya sekizgen uç geometrisine sahip olan takımlar ile Al/TiB₂ kompozit numunelerinde iyi mekanik özellikler elde edilmiştir, yapılan diğer bir incelemede ise, düz bir kare uç ile düzgün bir TiB₂ dağılımı görülmüştür [65]. Yapılan bir diğer çalışmada ise, SKP yöntemi Al 5059/MWCNT kompozit üretiminde de başarılı bir şekilde uygulanmıştır [64]. SKP yöntemi ile üretilen üstün özellikli takviye elemanları arasında B₄C kompoziti de bulunmaktadır. Yapılan incelemelerde, B₄C kompozitinin yüksek darbe ve aşınma direnci, düşük yoğunluk, yüksek ergime noktası, yüksek sertlik, iyi termal ve elektriksel iletkenlik gibi olağanüstü fiziksel ve mekanik özellikler sağladığı belirlenmiştir [66].

1.4.1. SKP İşleminde Oluşan Mikro Yapılar

SKP sırasında sürtünme karıştırma bölgesinde, büyük sürtünme ısı ve plastik deformasyon meydana gelirken; dinamik yeniden kristalleşme, eş eksenli aynı boyutlu taneler oluşması gibi iyi sonuçlar görülmektedir [29]. Böylece karıştırma bölgesinde mikro yapıda; dinamik yeniden kristalleşme, çekirdeklenme ve büyüme gibi faktörler tarafından olumlu etkilerden söz edilebilmektedir. Bunlar haricinde SKP üretim parametreleri, takım geometrisi, malzeme kimyası, iş parçası sıcaklığı gibi faktörler, tekrar kristalize olmuş tanelerin büyüklüğünü etkilenmesine neden olur [29].

Aşağıdaki Şekil 19’da gösterildiği gibi, üretilen parça, taneler ve çökeltilerin mikro yapısına göre; karıştırılma bölgesi (Nugget), termo-mekanik etkilenen bölge (TMAZ) ve ısıdan etkilenmiş bölge (HAZ) olmak üzere üç bölgeden oluşur. Çeşitli bölgelerdeki mikro yapı değişiklikleri kaynak sonrası mekanik özellikler üzerinde önemli etkiye sahiptir. Bu nedenle sürtünme karıştırma kaynağı/sürtünme karıştırma işlemi (FSW/SKP) sırasında oluşan mikro yapı gelişimi araştırmacılar tarafından incelenmiştir. Karıştırılma bölgesi içinde oluşan ince taneli yeniden kristalize olmuş mikro yapı sürtünme karıştırma kaynağı/sürtünme karıştırma işlemi (FSW/SKP) sırasında daha çok plastik deformasyona uğrar ve daha çok sürtünme ısı açığa çıkar. Bu bölge genellikle, kaynak bölgesi ya da dinamik olarak yeniden kristalize olmuş bölge (DXZ) olarak adlandırılır. Bazı FSW/SKP işleminde kaynak bölgesinde soğan halkasına benzer bir yapı gözlemlenir. Yeniden kristalize olmuş tanelerin içinde genellikle düşük dislokasyon yoğunluğu vardır. Ancak bazı araştırmacıların incelemelerine göre, kaynak bölgesi içinde küçük yeniden kristalize tane alt sınırlar tespit edilmiştir ve aynı zamanda yüksek yoğunluklu bu tane alt sınırları ise dislokasyonlar içermektedir. Kaynak bölgesi ve ana metal arasındaki ara yüzeyde görülen yeniden kristalleşme, takımın geri çekilen tarafında nispeten yaygındır, ancak takımın ilerleyen tarafında ise oldukça keskindir [29].



Şekil 17. 7075Al-T651 malzemesinde SKP sonucu oluşmuş çeşitli mikro bölgelerin makro grafik görüntüsü (standart dişli pim, 400 rpm ve 51 mm/dk) (THAZ: Termo mekanik bölge, HAZ: Isıdan etkilenmiş bölge, Nugget: Karıştırılma/Kaynak bölgesi) [29].

Şekil 17’de SKK/SKP sonucunda ana malzeme ve karıştırma bölgesi arasında, bir geçiş bölgesi olan termo mekanik bölge görülmektedir. Bu bölgede SKK/SKP sırasında aynı anda sıcaklık ve deformasyon oluşmakta ve yüksek deformasyona uğramış yapı ile karakterize edilmektedir. Karıştırma bölgesinde ana malzeme deformasyonu yukarı doğru akan ince uzun taneler şeklindedir. Termo mekanik bölgeye plastik deformasyon uygulanmasına rağmen deformasyon zorlanmasının yetersiz olması nedeniyle yeniden kristalleşme olmamıştır. Bununla birlikte termo mekanik bölgede bazı çökeltilerin çözülmesi görülmüştür [29].

1.4.2. SKP ile Yüzeysel Kompozit Üretimi

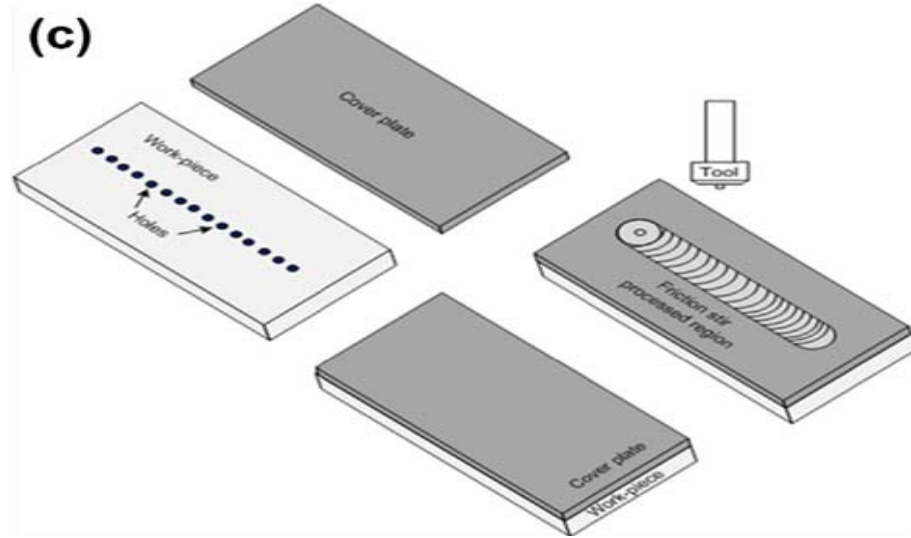
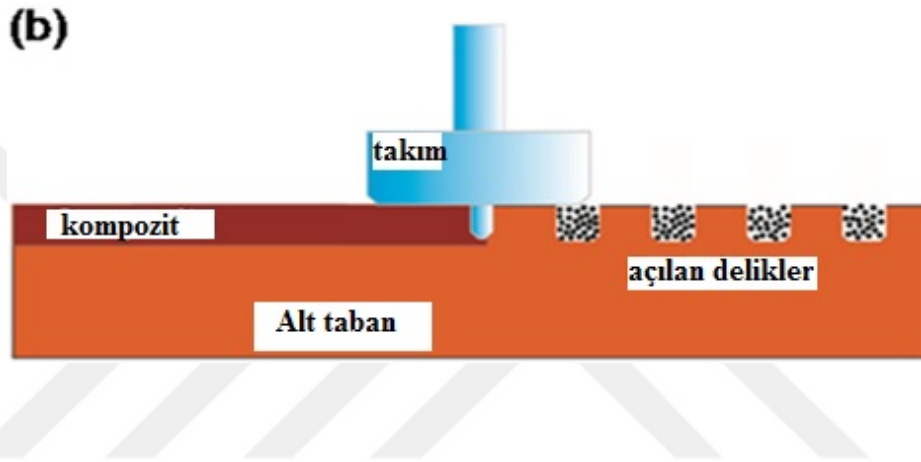
Yüzeysel kompozit katmanı ana malzemenin özelliklerini koruyacak şekilde yüzey bölgesinde geliştirilmiş bir yüzey işlemidir. (SKP) sürtünme karıştırma işlemi yüzey kompozit üretimi ve mikro yapısal özelliklerini değiştirmek için kullanılan tekniklerden biridir [67]. MMK üretmek için SKP işleminin avantajları şunlardır.

- Aşırı plastik deformasyon oluşturur bununla birlikte ana fazların inceltmesinde kullanılır.
- Takviye parçacıkları geliştirmek için yüksek sıcaklık kullanarak meydana gelecek olan reaksiyonları hızlandırır.
- Yüksek yoğunluklu katı elde etmek için sıcak birleştirme uygulanır.

Diğer yandan takviye parçacıkları kullanımı metal matrisli kompozit yapısına uymayan kırılmalığa neden olur. Bu nedenle takviye parçacıkları eklemek yerine, yüzeye parçacık eklenmesi ile genel özellikleri değışmeden sadece yüzeyde bozulma sağlanarak aşınma özellikleri geliştirilir [67].

Partikül kompozit üretiminde esas zorluk iyi takviye parçacıklarını bir araya getirmektir. Doğru özellikte takım ve omuz tasarımı ile gerekli sürtünme ve kesme kuvveti üretilerek, parçacığın yığılma eğilim özelliğı kontrol edilebilir. Ayrıca SKP'de oluşan büyük plastik deformasyon sonucunda kırılan matris ve takviye elamanı arasındaki bağı, takviye parçacıklarını çevreleyen oksit filmidir. Ön takviye ile çok geçişli SKP birleştirilmesi, karıştırılma bölgesinde çok ince taneli homojen bir dağılıma neden olur. Sağlam bir kompozit üretmek için uygun ısı miktarı verilmelidir. Uygun ısı üretmek için işlem parametreleri optimize edilmelidir [68].

SKP de takviye ile ara yüzey reaksiyonu çok az oluşur ya da hiç oluşmaz. Böylece yüzey kompozitlerinin tüm çeşitleri üretilebilir. Daha önceki çalışmalarda kararsız bir ortamda seramik parçacıklardan oluşan bir harç ile yüzey kompoziti üretilmiştir. Halen numune plakası olarak seramik parçacıklarla güçlendirilmiş plakalar kullanılmaktadır [67]. SKP ile yüzey kompozit üretimindeki önemli gelişmeler Şekil 18'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 18. Kapak plakası kullanarak (c) oluk, (b) yüzey kompozit, (a) üretiminde takviye parçacıkları yerleştirmek için açılmış delikler [67].

İlk olarak, plaka üzerine oyuk açılır ve bu oyuk içine takviye parçacıkları yerleştirilir. İkinci olarak, oluk üzerinde takım ucunun olmadığı uygulamayı kapsar. Bu aşamada oluk tamamen doludur. Son aşamada, takım ucu dolu oluk üzerine yerleştirilir. Oluk boyutları, şekil ve sayısı, ikinci fazın istenen hacimsel oranını elde etmek için değiştirilebilir [67]. Yüzey kompozit imalatında Şekil (18 b)' de deliğin yeri gösterilmiştir. Takım ucu olmadan oluşturulmuş olukları kapatmak için yüzey kompoziti üretiminde delinmiş deliklerin takviye tarafından doldurulması ile ara basamak ortadan kalkar. Karıştırma bölgesinde takviye parçacıkların homojen bir şekilde dağılması nedeniyle delik kullanımı vardır. Şekil (18 c) de gösterildiği gibi bazı çalışmalarda, takviye parçacıkların fırlamasını önlemek için deliklerin veya olukların üzerine ince bir tabaka kaplanmıştır [67]. Bu şekilde kompozit üretmek yeni bir gelişmelerdir.

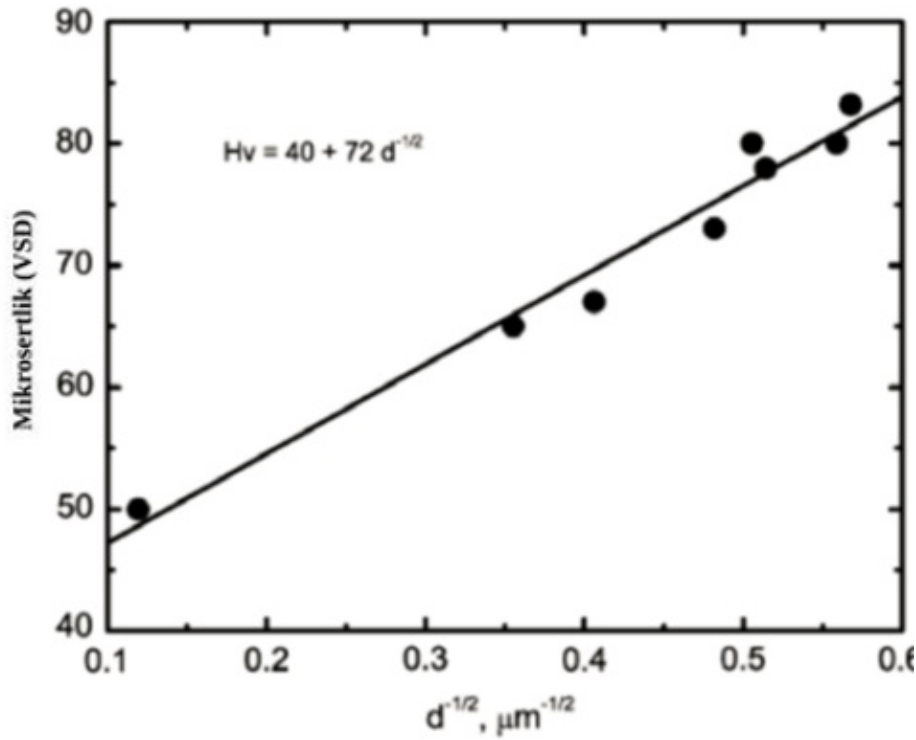
Oyukla yapılan yöntemde, parçacıkların dağılımı pim yerine omuz ile yapılır, güçlendirilmiş bölge yerine karıştırılan bölge ile sınırlıdır. Ayrıca SKP sonrasında doldurulmamış oluk gibi kusurların oluşma olasılığı vardır [67].

1.4.3. SKP İşleminde Mekanik Özelliklerin Gelişimi

Metalik malzemelerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için çeşitli yöntemler kullanılmaktadır. Bu yöntemler, termo-mekanik işlem (TMT), eşit kanallı açılmal presleme (EKP), çok eksenel alternatif dövme (MAF) ve birikimli hadde yapıştırma (ARB) yöntemleridir. Bu tekniklerle kıyaslandığında SKP'nin bazı avantajları vardır. Ancak SKP diğer işlemlere göre daha karmaşık ve zaman alıcı olmasının yanında ince taneli mikro yapı üretmek için tek aşamada uygulanabilen bir üretim şeklidir. Örneğin; TMT çözelti işlemi aşırı yaşlanma, çok geniş sıcaklıklarda haddeleme ile alternatif yeniden ısıtma ve yeniden kristalleştirme işlemlerini ve en az 4-6 paso uygulanması gerekir. SKP işlemi bölgesel olarak uygulanarak malzemenin mekanik özelliklerini bölgesel olarak değiştirmek mümkündür.

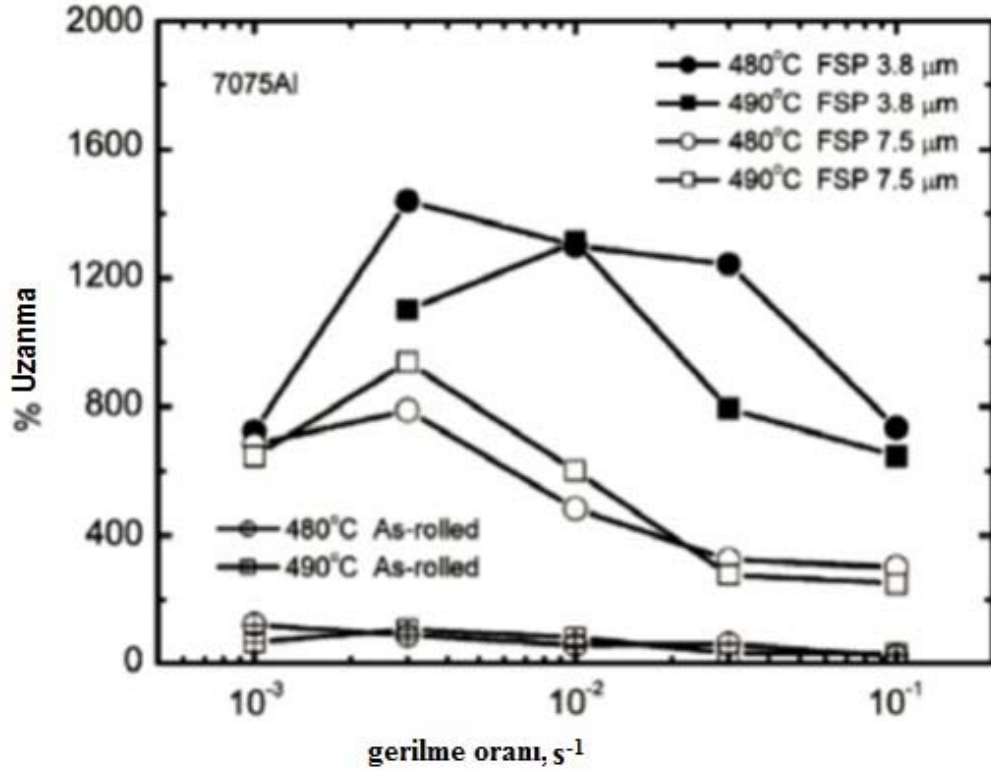
Metalik bir malzemenin mekanik özellikleri SKP ile özel olarak geliştirilebilir. Bunun için takım tasarımı, dikey basınç, aktif ısıtma/soğutma ve tanelerin mikro yapısı gibi SKP parametreleri optimize edilebilmektedir. SKP parametreleri en uygun şekilde optimize edilerek malzemenin akma dayanımı, sertliğinde dikkate değer bir artış sağlanabilmektedir. Ayrıca yapılan bir çalışmada, Al ve Mg alaşımlarının tane büyüklüğünde sürekli bir azalma gözlemlenmiştir [30]. Akma dayanımı ve sertlik değişimi Hall-Petch bağıntılarına

uygunluk gösterir. SKP de AZ31 için Hall-Petch ilişki karakteristiği Şekil 19'da gösterilmiştir. SKP de AZ31'in tane boyutunun küçülmesi ile ortalama mikro sertliğinde artışa neden olmuştur. Buna ek olarak yapısal süper plastisite nedeniyle hafif alaşımlarda mikro yapıda incelme meydana gelir. Yapılan bir çalışmada, SKP ile bahsi geçen mikro yapıdaki incelik önemli ölçüde geliştirilmekte, süper plastisite artmakta, akma gerilmesi düşmekte ve daha düşük sıcaklıklar için ideal yüksek dayanım oranları elde edilmektedir [30].



Şekil 19. SKP sonucu AZ31 Mg alaşımı için Hall-Petch [29]

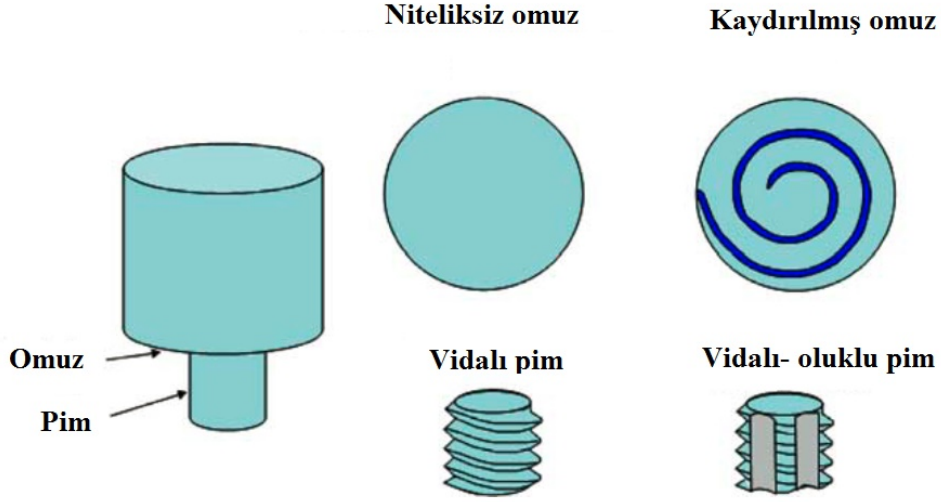
SKP sonucunda 7075Al alaşımlarının başlangıçtaki şekil değiştirme hızının bir fonksiyonu olarak süper plastisite üzerinde tane boyutunun etkisi Şekil 20'de gösterilmiştir. Çeşitli SKP alaşımlarının süperplastik özellikleri, tane boyutu, optimum şekil değiştirme hızı ve sıcaklık ile ilgili veriler Şekil 20'de verilmiştir. SKP uygulamasında Al ve Mg alaşımlarının süperplastik özelliklerini geliştirmek için yüksek gerilme oranları ve düşük sıcaklıklar kullanılmıştır [30].



Şekil 20. Burkulma hızının bir fonksiyonu olarak, SKP 7075, Al-T651 bir süperplastik uzaması üzerinde tane büyüklüğüne etkisi [69]

1.4.4. Sürtünme Karıştırma İşleminde Takım

Takım geometrisi, süreci geliştirmenin en etkili parametresidir. SKK işleminde uç geometrisi, malzeme akışında çok önemli bir rol oynamaktadır. Şematik olarak SKK ucu bir omuz ve bir pimden içerir (Şekil 21). Takım ucunun iki temel işlevi vardır. Bunlar bölgesel ısıtma ve malzeme akışını sağlamaktır. İlk olarak, iş parçasına dalmak, iş parçası ve uç arasındaki sürtünme sonucunda ısı açığa çıkarmaktır. Takım üzerindeki omuz iş parçasına değene kadar yaklaştırılır. Omuz ve iş parçası arasındaki meydana gelen sürtünme nedeniyle çok büyük oranda ısı elde edilir. Pimin omuza göre daha büyük seçilmesi oluşacak ısının üretilmesini ve kontrol altında tutulabilmesini sağlar. İkinci işlevi ise ana malzeme ve takviye malzemesinin etkin olarak karışmasını sağlamaktır. Mikro yapı, malzeme özellikleri ile sürecin büyük bir kısmı uç tasarımı ile kontrol edilebilmektedir. Yapılan geçmiş çalışmalarda başarılı uygulamalarda, genellikle iç bükey omuz ve silindirik, dişli uçlar kullanılır [28].

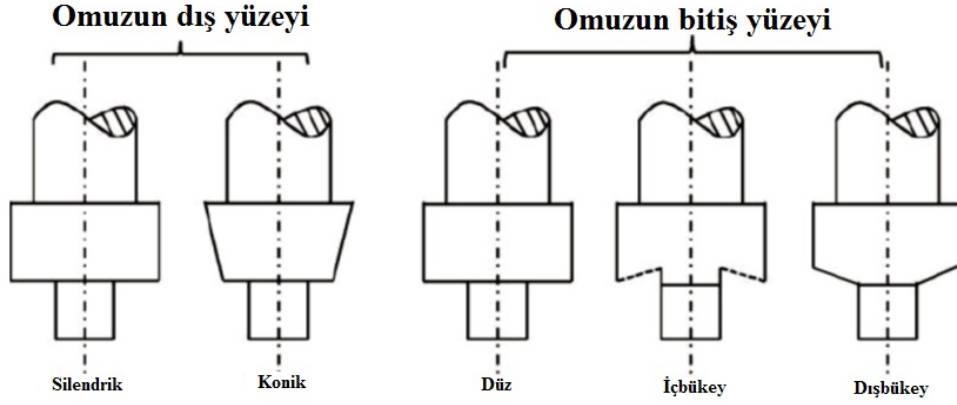


Şekil 21. SKK takımının şematik çizimi [28]

1.4.4.1. Takım Pim Şekilleri

Takımın omuz kısmı, proses sırasında ihtiyaç duyulan sıcaklığa erişebilmek için gereken sürtünme ısını üretme görevini üstlenmiştir. Diğer görevi ise omuz yüzeyi altındaki metali yumuşatmak ve malzemeyi pekiştirmek için malzeme yüzeyine baskı kuvveti uygulamaktır. Standart bir omuzun dış yüzeyi, alt uç yüzeyi ve son hali Şekil 21’de gösterilmiştir. Genel olarak omuzun dış yüzeyi silindirik veya konik bir geometride oluşur [35].

Omuz uç yüzeyi üç farklı şekilde olabilir (Şekil 21). En basiti omuz uç yüzeyinin düz olduğu tasarımdır. Bu tip uçta, omuz yüzeyi altında akan malzemeyi yakalamak mümkün değildir ve gereksiz malzeme kaybına neden olur. İç bükey bir omuz yüzeyi, omuz kenarlarında oluşacak malzeme ekstrüzyonunu sınırlamak amacıyla tasarlanmıştır [36]. Omuzun başka bir tasarım şekli ise dış bükey omuz yüzeyidir [31]. Bu dış bükey omuzun en büyük yararı, dış bükey ucun her hangi bir noktası ile iş parçasının temas edebilmesidir. Bu nedenle düz ya da iki komşu parça arasındaki kalınlık kolayca ayarlanabilir. Diğer taraftan pimin, malzeme yer değiştirmesindeki başarısızlığı da dış bükey omuz ile giderilebilir [70].



Şekil 22. SKP uç omuz şekil tasarımları [70]

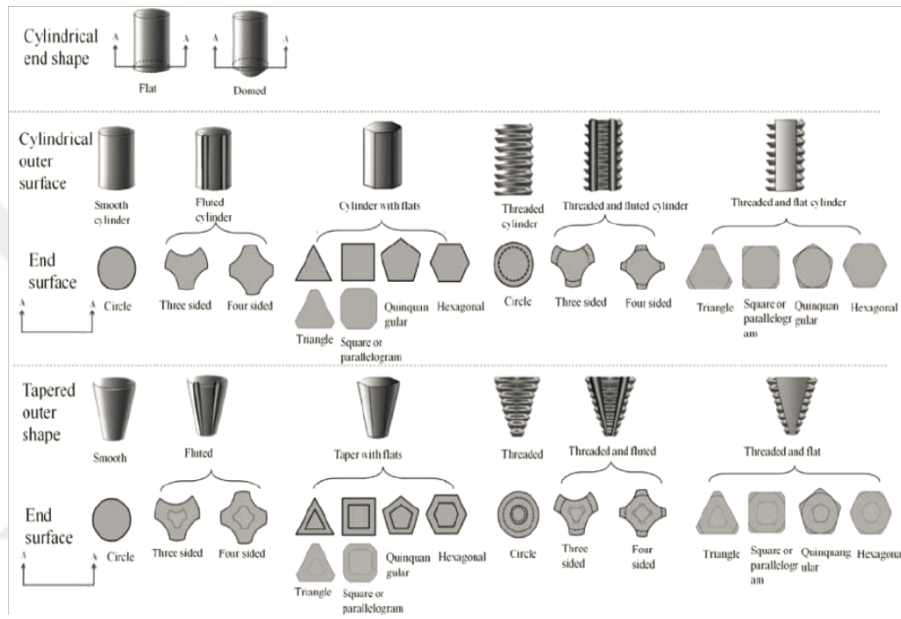
Karıştırma kalitesini arttırmak, malzeme sürtünmesini, kesme ve deformasyon gibi özellikleri geliştirmek için bazı omuz uç yüzeyleri eklenebilir. Şekil 23’de gösterildiği gibi normal omuz uç yüzeyleri sırtlar, tırtık, oluklar ve iç içe daireler içerir [38]. Bu özellikler düz, iç bükey veya dış bükey omuz uçları için geçerlidir. En sık kullanılan omuzun özelliği, kenardan merkeze doğru spiral kanallı, kesik bir düz uç yüzeyine sahiptir. Kanallar, pim ve omuz kenarından olacak olan malzeme akışını kolaylaştırır. Bu şekilde takım eğme ihtiyacı ortadan kalkar [70].

Pim ucunun esas görevi, iş parçasının temas yüzeyini dağıtmaktır. Takımın önündeki malzemeyi keserken uç arkasındaki malzemeyi sürükler. Pim geometrisi tarafından deformasyon derinliği, maksimum uç hareket hızı ile belirlenebilmektedir. Şekil 23’de görüleceği gibi pim ucu düz veya yuvarlak olabilir. Düz uç imalatı kolay olduğu için en çok bu uç geometrisi kullanılır. Bu tip pim, penetrasyon aşamasında aşırı dövme kuvvetine neden olur. Ancak kubbeli uç şekli batma esnasında alt dövme kuvvetini oluşturur. Böylece daha az bölgesel gerilim yığılması oluşturularak daha uzun takım ömrüne ve takımın daha az aşınmasını sağlar [70].

SKP takım pimi dış yüzeyi, silindirik veya konik bir şekle sahip olabilir. Konik pim yüzeyinde geniş temas alanı nedeniyle yüksek sürtünme ısısına ve artan plastik deformasyona sahiptir. Konik şekilden dolayı pimde yüksek bir aşınma ve kritik olan işlem bölgesinde yüksek hidrostatik basınca sebep olsa da malzeme karıştırılmasında oluşacak tek düzeliği geliştirmek için kullanılır [70].

Pim dış yüzeyi şekilleri oluk, daire veya konik şeklinde olabilir. Yüksek dayanımlı veya çok aşındırıcı alaşımların işlenmesinde vidasız ince pimler kolay aşınsa bile imatlarının kolay olması nedeniyle daha çok tercih edilirler. Özellikle saat yönünde

dönecek olan sol vidalı pim, uç yüzeyi boyunca iş parçasına aşağı doğru bir malzeme akışı sağlar [39]. Ayrıca pim yüzeyinin düz olmasıyla artan plastikleştirilmiş malzemenin, bölgesel deformasyon ve türbülanslı akışın artmasıyla, pim etrafındaki malzeme hareketi pimin yüzey yapısı ile değiştiği bilinmektedir [40]. Kesici bir kenar ile pim üzerindeki dişlerin ana işlevi aynıdır. Pime dairesel olarak sarılan malzeme daha sonra pimin arka bölgesinden ayrılarak etkin bir karıştırma sağlar [70].



Şekil 23. SKP/FSW pim şekilleri [70]

1.4.4.2. Takım Malzemeleri

Takımın imalatında kullanılan malzemenin belirlenmesinde en önemli iki parametre iş parçası malzemesi ve istenilen takım ömrüdür. Takım malzemesi seçilirken şu özellikler dikkate alınmalıdır:

- Takım üzerinde öngörülebilir dövme kuvvetinden daha yüksek sıcaklıkta üstün mukavemete ve akma dayanımına sahip olmalı.
- Boyutsal kararlılık ve sürünme direnci olmalı.
- Yüksek termal yorulma dayanımı, tekrarlı ısıtma ve soğutma döngülerine karşı dirençli olmalıdır.
- İş parçası ve malzeme arasında kimyasal etkileşim olmamalıdır.

- Takımın batma esnasında dövme kuvvetine karşı yüksek kırılma tokluğuna sahip olmalıdır.
- Termal gerilmeleri azaltmak için pim ve omuz arasındaki ısıl genleşme katsayısı farkı minimum olmalıdır.
- Şekillendirilme ihtiyacı için işlenebilirliği yeterli seviyede olmalıdır.
- Maliyeti uygun olmalıdır.

Al alaşımlarını işlemede en yaygın olarak kullanılan malzeme takım çeliğidir. Takım çeliklerinin arasında ise en çok AISI H13 tercih edilmektedir. Yüksek dayanımları, çok az sürünme ve korozyon direnci için takım malzemesi olarak Nikel ve Kobalt bazlı süper alaşımlar kullanılır. Bu geniş uygulamalara ek olarak tek dezavantaj dişli (oluk) ve düz yüzeye sahip takımların işleme zorluğudur. Ayrıca, yüksek sıcaklığa dayanıklı metallere örnek olarak tungsten, molibden, titanyum ve tantal verilebilir. Bu refakter metaller tek faz yapısı nedeniyle kullanıldığı sistemlerde yüksek sıcaklık mukavemeti, 1000-1500°C'ye kadar kararlı mekanik özellikler sağlar. Takım üretiminde bu metalleri kullanmak iyi sonuçlar verebilir. Ancak üretim süreçlerinin pahalı olması dezavantajdır (toz metalurjisi gibi). Karbür malzemeler; yüksek sıcaklıkta iyi aşınma direnci ve yeterli kırılma tokluğuna sahip olmaları nedeniyle takım malzemesi olarak kullanılmaktadır. Ayrıca, seramik parçacık takviyeli MMK'in kırılma doğası, penetrasyon aşamasında kırılma olasılığını yükseltir. Buna rağmen takım malzemesi olarak kullanılmaktadır. Ayrıca, mükemmel mekanik ve termal özellikleri nedeniyle çok kullanılmasına rağmen, çok kristalli kübik yapıya bor nitrür, PCBN, SKP/SKK takımı olarak yaygın olarak uygulanması nedeniyle nispeten yüksek üretim maliyetleri, boyut sınırlaması ve kötü işlenebilirlik gibi dezavantajları vardır [70].

Tablo 6. SKP kullanarak kompozit üretim üzerindeki araştırmaların özet.

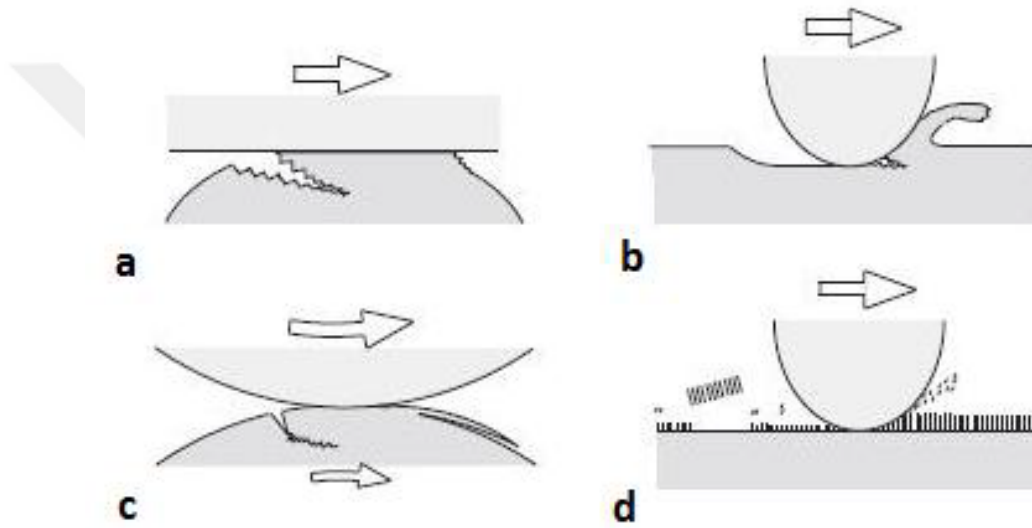
Ana malz.	Takviye	Yöntem	Boyutlar mm	Devir dev/dak	Hız mm/mi n	Sonuçlar	Kaynak
Cu	SiC	Kanal	1mm x1,2 mm	710-1120	40-200	İlerleme hız ve takviye parçacıkların etkisini inceltmiş, aşınma miktarını ve çekme dayanımını incelenmiş.	54
Cu	SiC	Kanal	1mm x1,2 mm	Optimum 900	40	Çoklu paso etkisini incelemiş, en yüksek sertlik derecesi 8 paso sonra 4 ve sonra 1paso. Saf bakırın çekme dayanımı artmış.	71
Cu	Al ₂ O ₃	Kanal	1mm x1mm	900	40	Sertlik artmış	72
Cu	B ₄ C	Kanal	4 farklı genişlikte 2,5mm derinlik	1000	45	Makro sertlik ana malzemeye göre oranında 80 den 195 HV ye artmış, %61 artış.	73
Cu	B ₄ C, Al ₂ O ₃ , SiC, TiC	Kanal	2,5mm x0,7mm	1000	40		74
Cu	Al ₂ O ₃	Kanal		900	40		75
Al	Al ₂ O ₃ (nano)	Kanal	1mm x 4mm	1250	135	3 ve 4 pasoda daha iyi bir sertlik değerini (312HV) sahip olduğunu gösterir, aşınma değeri artmış	76
Al	Al ₂ O ₃ nano	Delik	Ø1x 2 mm			Sertlik ve çekme deneyi yapılmış, kaç tane pasoda daha iyi ve homojen parçacıklar elde ediyor, sertlik ve çekme değeri artmış.	77
A356	Al ₂ O ₃	Delik		1600	200	Nano ve mikro parçacıkta sertlik çoğalmış	78
AA606 1-T6	SiC + Grafit SiC + Al ₂ O ₃	Kanal	2mm x3mm			Dönme hızının etkisini sertlik ve aşınmada incelemiş, çekme deneyi farklı hızda ve farklı takviye de incelemiş,	79
AA606 1-T6	Grafit/ Al ₂ O ₃ SiC	Kanal	3mm x3mm	600	56	Sertlik ve aşınmayı ölçülmüş.	80
AA508 3	B ₄ C	Kanal	1mm x 3mm	1000	35	3 paso yapılmış, pasolar artarken aşınma, sertlik ve çekme direnç de artıyor ve en iyi ve homojen sonuçlar 3 pasoda elde edilmiş.	81
AA508 3	SiC ve MoS ₂	Kanal	0.65mm X 2mm	1250	50	Sertlikte ana malzeme, normal proses, MoS ₂ , hybrid ve SiC sıralanmış. Aşınma testinde hybrid en üst seviyede.	82

Tablo 6'nın Devamı

AA508 3	SiC	Kanal	1,5 mm genişlik	1000	25 cm/min	Ucun kanala göre konumu. Kanal ucun altında olurken daha iyi bir sunuç elde ediliyor.	83
AZ31	Al ₂ O ₃	Kanal	1,2mm x 5mm	800, 1000, 1200	45	1200rpm de daha homojen proses, sertlik artmış.	64
AZ91	nano SiC ve Al ₂ O ₃	Kanal	0,8 mm x 1,2 mm	900	63	Her takviye prçacık için 8 ve 2 ve 1 paso yapılmış, Makro sertlikte SiC, Al ₂ O ₃ den daha iyiy bir sunuç elde edilmiş, çekme deneyinde en yuksek 8 paso Al ₂ O ₃ ve sonara 8 paso SiC, aşınma testi de SiC 8 paso en fazla aşınma direncine sahipdir.	84
AZ91	SiC	Kanal	0,8mm x1,2mm	1400	80	Takım açısı etkisi ve pin çapının etkisi belirlenmiş, optimum ilerleme ve dönme hızını belirlenmiş, sertlik değri 63'ten 96'ye artmış.	85
AZ91	Al ₂ O ₃	Kanal	0,8mm x 2mm	900	63	3 kanal en fazla sertlik 3 pasoda, parçacık boyu küçüldükçe daha sert yüzey elde ediliyor.	86
Ti	Al ₂ O ₃	Kanal	0,8-1,2-1,6 mm x3mm	500	150	Mukavemet, akma sınırının 1,5 katına yükselmiş, artan kanal genişliği sertliği olumlu etkilemiş.	87
AA606 1	Atık uçucu kül	Kanal	5,5mm x 0,4. 0,8. 1,2 mm	1600	60	Sertlik ve aşınma direnci artmış.	88
AA505 2	ZrSiO ₄	Kanal	3mm x 4mm	1000	14	1-4 paso yapılan işlemde. En fazla çekme dayanımı 4 paso da ve en fazla korozyon direnci 3 pasoda elde edilmiş.	89
Al7075	B ₄ C	Kanal	1,2 mm x 2,5mm	545	3 farklı hızda	3 farklı ilerleme hızında sertlik ve aşınma etkisi incelenmiş.	90
AA608 2	Al ₂ O ₃ B ₄ C SiC TiC	Kanal	5mm x1,5 mm	1600	60	Mikro sertlik ve çekme deneyi yapılmış ve TiC'lu kompozitle daha iyi sonuç elde edilmiş. Homojen bir şekilde dağılmış.	91
AA508 3	W	Kanal	1,5mm x 2mm	1200	24	W tozu homojen bir şekilde dağılmış ve sertlik ve aşınma direnci artmış.	92

1.5. Aşınma Mekanizmaları

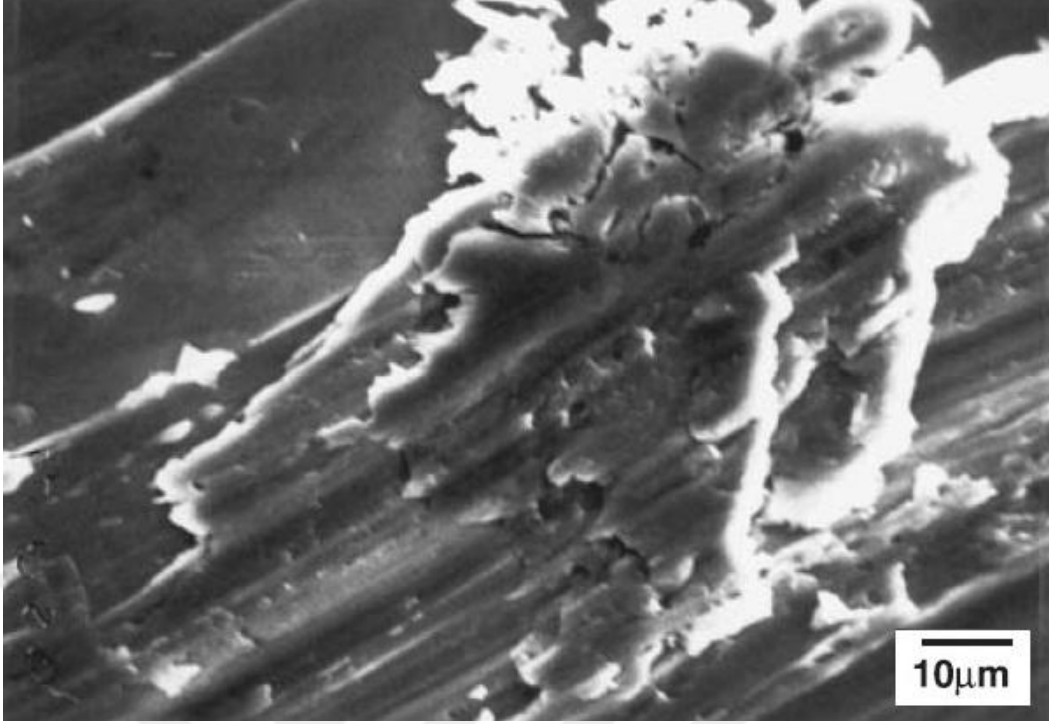
Aşınma, birbiri ile temas halinde bulunan yüzeylerde oluşan malzeme kaybı olarak tanımlanır. Birçok makine parçasının ömrü ve çalışma performansı, çalışması sırasında oluşan aşınma miktarı ile sınırlıdır. Aşınma bu bakımdan endüstriyel alanda büyük bir sorun teşkil etmektedir. Tribolojik etkileşim halinde bulunan metalik malzemelerde karşılaşılan en yaygın dört çeşit aşınma mekanizması mevcuttur. Bu aşınma mekanizmaları Şekil 24’de şematik olarak açıklanmıştır.



Şekil 24. Aşınma türleri: a) adhezif aşınma, b) abrazif aşınma, c) yorulma aşınması, d) korozyon aşınması [93]

1.5.1. Adhezif Aşınma

Birbirine göre izafi hareket eden iki yüzeyin temas halinde olması ve adhezif yapışma direnci oluşturacak kadar plastik teması sağlaması durumunda temas yüzeyinde büyük bir plastik deformasyon meydana gelir. Temas yüzeyindeki büyük plastik deformasyon sonucunda, çatlak oluşumu başlar ve büyür. Çatlak temas yüzeyine ulaştığı zaman aşınma parçacığı oluşur ve adhezif transfer tamamlanır (Şekil 24 a). Bu tür aşınma, temas yüzeyinde yeteri kadar yapışma meydana getirdiğinden adhezif aşınma adını almıştır [93].



Şekil 25. Adhezif aşınma bölgesinden bir görüntü [93]

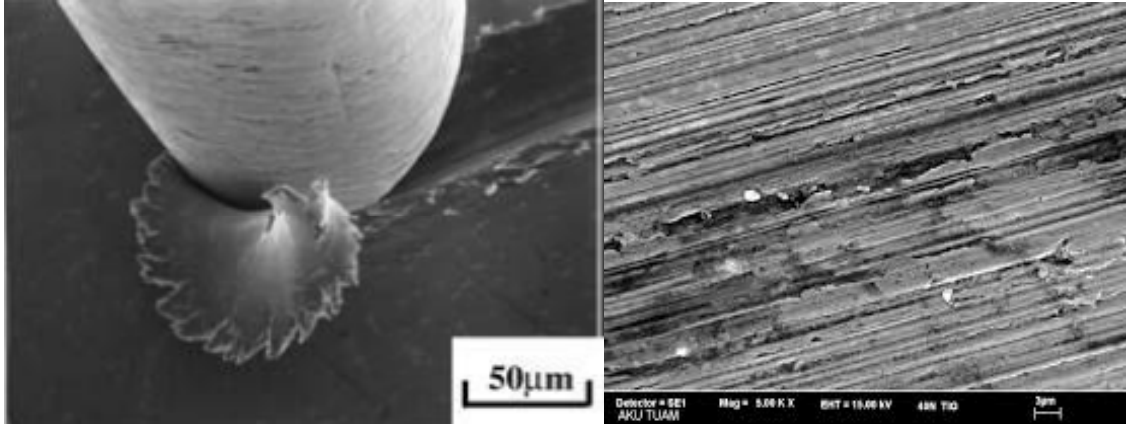
Adhezif aşınma sonucunda yüzeylerden kopan parçalar hareket halindeki yüzeyler arasında kalır ve katman oluştururlar (Şekil 25).

Temas yüzeylerindeki pürüzlülükler birbirine temas eder ve temas alanını artırır. Pürüzlülüklerin temas ettiği bu noktalarda fiziksel ya da kimyasal yolla bağ kurularak yapışma meydana gelir. İzafi hareket eden iki yüzeyde temas yerlerinden kopmalar meydana gelir. Yatak sarması, adhezif aşınmaya örnek verilebilir [94].

1.5.2. Abrazif Aşınma

Birbirine göre eğimli veya kıvrımlı temas halinde kenetlenmiş iki yüzeyin temas ara yüzeyinde hareketleri esnasında çizik meydana gelecektir. Çizik oluşması sonucunda yüzeyden bir miktar malzeme kaybı ve diğer yüzeye göre mekanik özellikleri zayıf olan yüzeyde kanallar meydana gelecektir (Şekil 24b). Bu tür aşınma mekanizmasına abrazif aşınma adı verilir [93].

Kırılma tokluğu yüksek olan yumuşak metaller, hatta seramikler kayma esnasında sert parçacıklar tarafından plastik akışa uğratılırlar. Kırılma tokluğu düşük olan gevrek malzemelerde, yüzey pürüzlülükleri kırılarak madde kaybına uğrarlar[94].



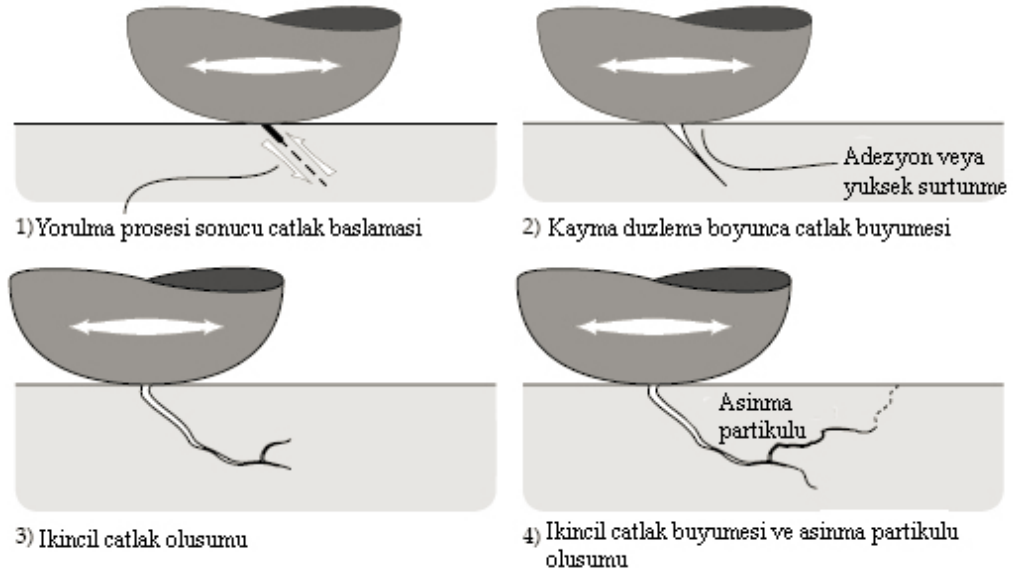
Şekil 26. Abrazif aşınma [93].

Metal şekillendirmede yaygın olarak kullanılan talaşlı imalat yöntemleri esasen abrazif aşınmaya dayanmaktadır. Şekil 26’da gösterildiği gibi sert parçacıkların yumuşak metale batması da abrazif aşınmaya neden olabilmektedir [94].

1.5.3. Yorulma Aşınması

Yorulma aşınması, titreşim zorlamalarında yorulma kırılması hasarı şeklinde ortaya çıkar. Şekil 27-1’de şematik olarak gösterilmiştir. Yorulma aşınması değişken, tekrarlı yüklemeler sonucunda meydana gelir. Tribolojik zorlamalar genel olarak yüzeyde görülen, büyüklüğü zamana ve konuma göre değişen mekanik gerilmeler sonucu meydana geldiklerinden, yorulma aşınması birçok aşınma prosesinde görülür. Sonuçta, malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur; bu da, yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine neden olur [95].

Çatlak oluşumu ve büyüme mekanizması şekil 27’de verilmektedir.



Şekil 27. Yorulma sonucu yüzeyde çatlak oluşumu ve büyümesi [95]

1.5.4. Korozyon Aşınması

Kimyasal veya korozyon aşınma, kayma işleminin korozif ortamda olması durumunda meydana gelir. Hava, içinde bulunan oksijen korozif etki oluşturur. Oksijen metal yüzeyinde oksit tabakası oluşturur ve temas eden parçalarla bu oksit tabakası aşınır (Şekil 24d). Ortamdaki oksijenin sürekli bulunmasından dolayı bu işlem de devamlı meydana gelir [94].

1.6. Çalışmanın Amacı

NAB, denizcilik sanayi ve hidroelektrik türbin uygulamaları başta olmak üzere birçok alanda etkin ve yaygın olarak kullanılmaktadır. Teknolojik gelişmeler ile birlikte, ticari amaç olarak gemilerin hızlanması ve daha fazla yük ve yolcu taşımaya ihtiyaç artmıştır. NAB alaşımları bu doğan ihtiyaç artışı nedeniyle çoğunlukla gemilerin pervanelerinde, vanalarında, pervanelerin şaftları ve kaymalı yataklarda mekanik özelliklerinden dolayı yaygın olarak tercih edilmektedirler. Bu arada şaftlar ve pervaneler ve NAB cinsinden olan bağlantılarda sürtünme etkisi ve hasarları ortaya çıkabilir. Bu çalışmada, ortaya çıkan ihtiyaçları karşılayabilmek için Nikel Alüminyum Bronz (NAB) alaşımının yüzeyel olarak aşınma direncinin artırılması amaçlanmıştır. Bu amaç doğrultusunda NAB alaşımı yüzeyinin SKP yöntemi ile aşınma direnci yüksek olan

parçacıklar ile desteklenmesi düşünülmüştür. Uygulanmak istenilen bu yöntemde silisyum karbür (SiC) parçacıklarının kullanımının uygun olacağı düşünülmüştür.

NAB genel olarak, geçmişte yapılan incelemelere bakıldığında mükemmel fiziksel ve mekanik özelliklere sahiptir. SKP işlemi ile NAB'un sertlik değeri ve aşınma direnci gibi özellikleri arttırılabilmektedir. Bu sayede malzemenin veya makine elemanının kullanım ömrü dikkate değer bir artış göstermektedir. Yapılan bu çalışmada ise işlem parametrelerine bağlı olarak mikro yapısal ve mekanik özelliklerdeki değişimlerin ve malzemede elde edilecek olan yüzeysel kompozit yapının aşınma davranışının incelenmesi amaçlanmıştır.



2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

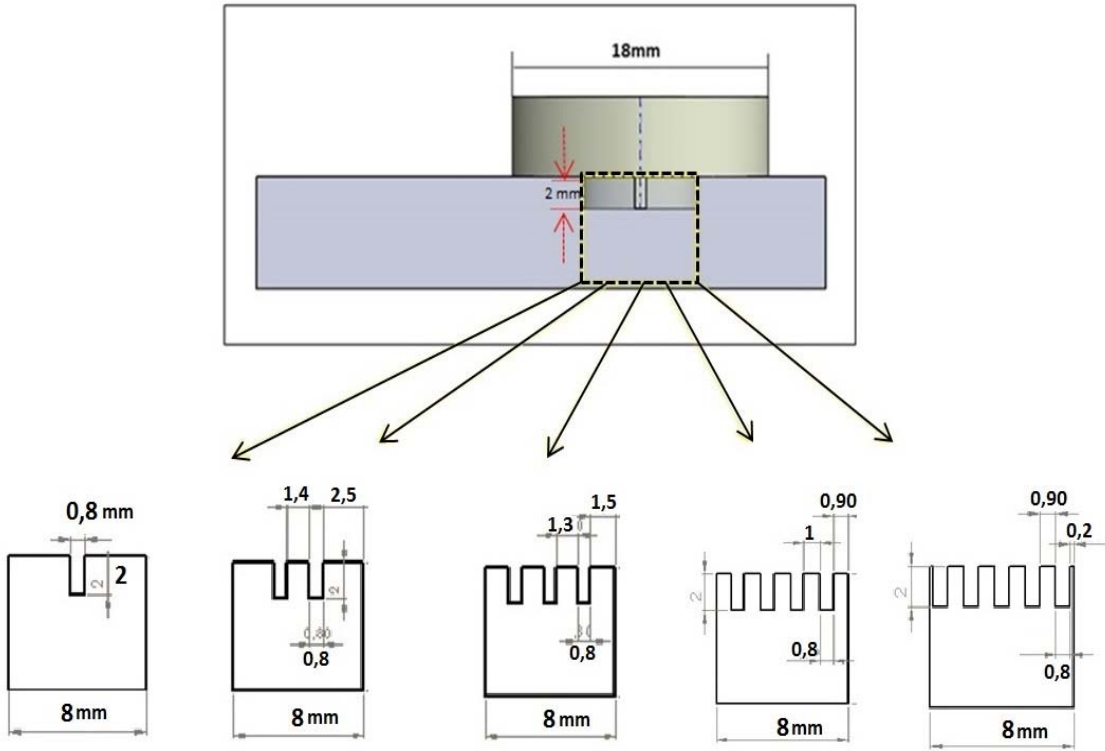
2.1. Deney Malzemesi

Bu çalışmada, SiC partikülleri sürtünme karıştırma proses yöntemi ile Nikel Alüminyum Bronz (C95800) plaka yüzeyine katılarak oluşturulacak kompozit tabakanın tribolojik özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

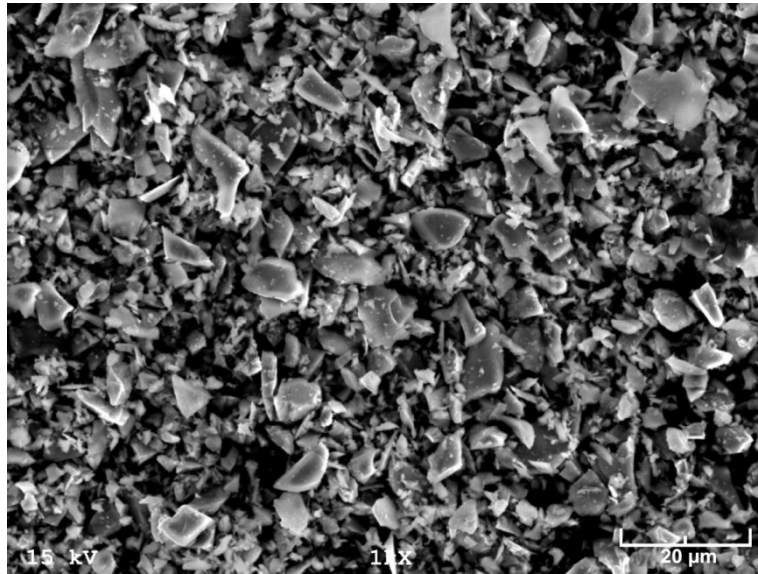
Çalışmada deney malzemesi olarak ham döküm yapıda nikel alüminyum bronzu (C95800) seçilmiştir. Bu malzeme piyasadan ticari olarak yaklaşık 11-12 mm kalınlığında plaka şeklinde temin edilmiştir. Daha sonra bu plakalar SKP ile kompozit üretmek için KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü - Takım Tezgâhları laboratuvarında boyutları 8 mm x 30 mm x 200 mm olacak şekilde hazırlanmışlardır. Hazırlanan plaka yüzeyine SiC tozlarının yapıya istenilen oranlarda katılabilmesi amacıyla 1 (%10), 2 (%20), 3 (%30), 4 (%40) ve 5 (%50) kanallı olmak üzere 0.8mm genişliğinde ve 2 mm derinlikte (hazırlanan pim boyu) kanallar açılmıştır. Söz konusu kanallar Şekil 28'den görüleceği gibi, karıştırıcı takım piminin tarayacağı hacmin içerisinde kalacak şekilde açılarak kanal hacmi ile pimin taradığı hacmin oranı takviye elemanı oranını olarak ifade etmektedir. Proses hacminin içerdiği SiC miktarı aşağıda verilen bağıntıyla hesaplanmış olup 1 kanal için %10; 2 kanal için %20; 3 kanal için % 30; 4 kanal için %40 ve 5 kanal için %50 olarak belirlenmiştir. Takviye elemanının yerleştirileceği kanalların şematik görünümü Şekil 28'de verilmiştir.

Takviye oranı = (kanal hacmi / karıştırıcı ucun taradığı hacim) x100

İşlem esnasında takviye elemanı olarak kullanılacak toz parçacıklar, tane boyutu 4 µm ile 12 µm arasında ve %99 saflık derecesine sahip olarak, toz halinde, piyasadan satın alınmıştır. Söz konusu SiC toza ait SEM görünümü Şekil 29'de verilmiştir.



Şekil 28. Kanalların proses bölgesine göre yerleşiminin şematik görünümü



Şekil 29. Kullanılan SiC partiküllerin SEM görüntüsü

2.2. Sürtünme Karıştırma Proses Düzeneği

Gerçekleştirilmek istenilen bu çalışmada, sürtünme karıştırma prosesi işlemi için Şekil 30'dan görüldüğü gibi SKP işlemi amacına uygun şekle dönüştürülen bir universal freze tezgâhı, hidrolik yükleme tablası ve kontrol ünitesi, deney esnasında verilerin kaydedilmesi için bilgisayar sistemi, kalibre edilmiş yük hücreleri ve veri okuma cihazı bir araya getirilerek SKP deney düzeneği hazırlanmıştır. Sürtünme karıştırma işlemi ile yüzeysel kompozit yapı üretmek için, bu tezgâh SKP deney düzeneği olarak kullanılabilir hale dönüştürülmüştür.

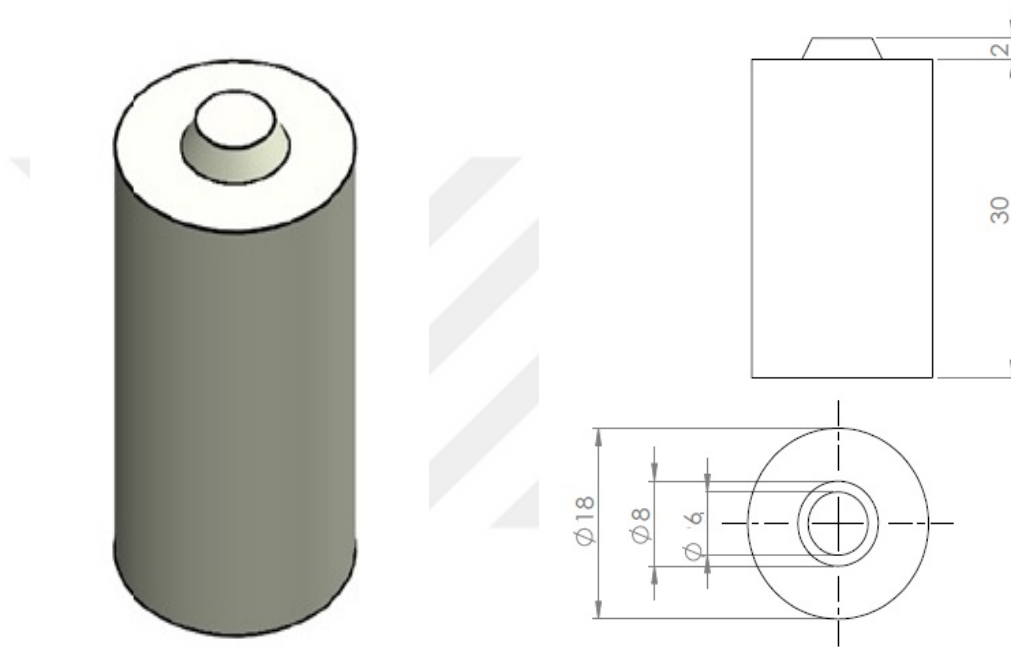
SKP düzeneği olarak dönüştürülen tezgâh STANKOIMPORT marka universal freze tezgâhıdır. Freze tezgâhı 7,5 kW gücünde olup ve devir sayısı 50-1600 dev/dak arasında ve ilerleme hızı 35-1020 mm/dak arasında çalışabilmektedir. Tezgâhı tablası üzerine takım baskı kuvvetini uygulamak ve kontrol etmek amacıyla hazırlanmış hidrolik üniteli deney tablası bulunmaktadır. Uygulanan baskı kuvvetini freze tezgâhı karşılamaktadır. Kullanılan freze tezgâhı ile SKP'nın takım dönme hızı ve tezgâhın tablasına montaj edilmiş hidrolik tablayı takıma dik doğrultuda hareket ettirerek takım ilerleme hızları kontrol edilmektedir.



Şekil 30. Sürtünme karıştırma işlemin tezgâh görüntüsü

2.3. Karıştırıcı Uç

Sürtünme karıştırma prosesi için karıştırıcı takım yüksek sıcaklıkta, yüksek sertlik ve mukavemete sahip olan Tungsten Karbür (WC) malzemeden imal edilmiş olup takım geometrisi Şekil 31’de verildiği gibi 2mm uzunluğunda ve 8mm çapında kesik uçlu konik şekilde hazırlanmıştır.



Şekil 31. SKP takımının teknik çizimi ve imalat resmi

2.4. SKP Parametreleri

Uygulanacak SKP işleminde kullanılacak olan proses parametreleri, çalışma kapsamında yapılan literatür araştırmaları ile gerçekleştirilen ön deneylerden elde edilen bulgular değerlendirilerek aşağıda Tablo 7’de belirtildiği şekilde belirlenmiştir. Belirlenen bu parametreler kullanılarak proses işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numune yüzeyine parçacık takviyesini istenilen oranlarda yapabilmek için numune yüzeylerine pim ile taranan hacmin belirlenen oranı ölçüsünde kanallar açılmıştır. Numune yüzeyine açılan bu kanallara takviye parçacıkları (SiC partükülleri) doldurularak, numenler bağlama aparatı yardımıyla proses tablası üzerine sabitlenmiştir. Gerçekleştirilen proses işlemlerinin tümünde Tablo 7’de belirtilen parametreler kullanılmıştır.

Tablo 7. SKP parametreleri

Takım Dönme Hızı (dev/dak)	Takım ilerleme Hızı (mm/dak)	Takım Baskı Kuvveti (N)	Takım Açısı (derece)
1250	65	3800 ±200	2,5°

2.5. Sıcaklık Ölçümü

SKP esnasında sürtünme sonucunda iş parçasında erişilen sıcaklık mertebesini tespit etmek amacı ile proses edilen yüzeye temas edecek şekilde yerleştirilen K tipi termo eleman kullanılmıştır. Proses işlemi için hazırlanan numunelerin alt yüzeylerine açılan kanal ve bu kanala yüzeyden dik doğrultuda açılan delik kullanılarak termo elemanların yüzey bölgesine erişebilmeleri sağlanmıştır. Açılan bu delik, termo elemanın sürtünme yüzeyindeki en yüksek sıcaklığı algılayabilmesi için, proses bölgesinin merkezinde ve yüzeye açık konumda bulunmasına dikkat edilmiştir. Bu nedenle her bir proses işlemi esnasında termo eleman takım pimi tarafından hasar görerek yenilenmektedir. Farklı oranlarda takviye edilmiş olan numunelerin birinci proses işlemleri esnasında ölçülen en yüksek sıcaklık dererleri Tablo 8’de verilmiştir. Uygulanan ikinci proses işlemi esnasında erişilen en yüksek sıcaklık değerleri yaklaşık olarak birbirlerine eşit olup 1 kanallı numunenin 1. paso işlemi sırasında erişilen sıcaklık değerine yakın oldukları gözlenmiştir.

Tablo 8. NAB alaşımında takviye oranına (kanal sayısı) göre erişilen sıcaklık değerleri

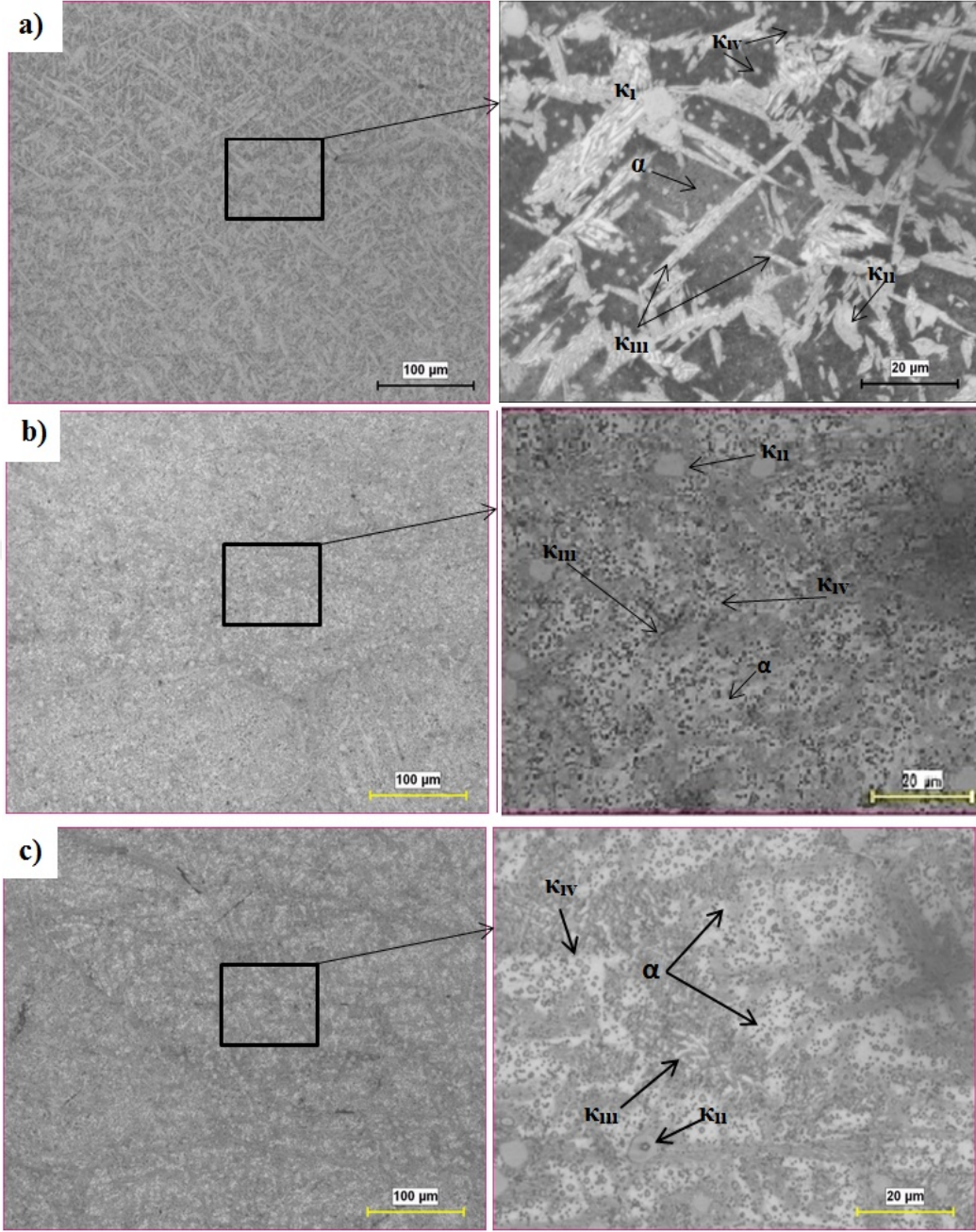
Kanal sayısı	1	2	3	4	5
Sıcaklık (°C)	800	770	740	700	650

2.5.1. Sıcaklığın NAB Alaşımının İy yapısına Etkisi

Proses işlemi sırasında malzemenin farklı bölgelerinin farklı sıcaklık mertebelerine eriştiği bilinmektedir. Bu nedenle NAB alaşımında uygulanan yüzey prosesi işleminin plastik deformasyon etkisine ek olarak erişilen sıcaklık mertebesinin oluşturabileceği yapısal etkileri belirleyebilmek amacıyla temperleme işlemi uygulanmıştır. Bu işlem için ham NAB malzemenin 8x20x8 mm³ boyutlarında numuneler hazırlanarak, proses

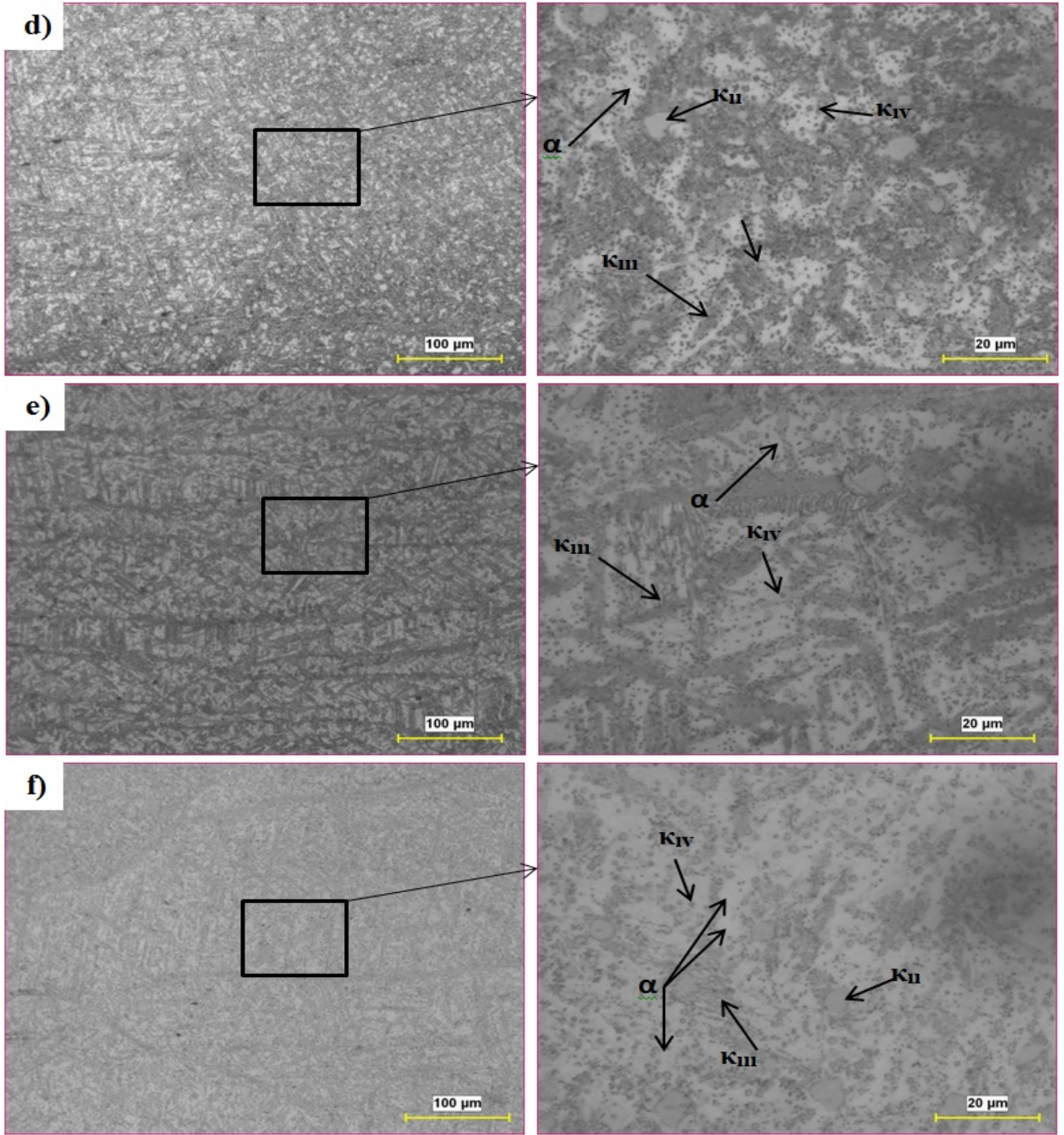
işlemindeki sıcaklık artışı ve hızlı soğumayı temsil edeceği düşünülen kontrollü ısıtma ve soğutma işlemi uygulanmıştır. Bu işlemin uygulanmasında, önceden farklı sıcaklık mertebelerine ısıtılmış (800, 770, 740, 700, 650°C) durumdaki fırın içerisine ayrı ayrı konularak bu sıcaklıkta yaklaşık 5 dakika kadar bekletilip ardından hızla soğutulmuşlardır. Bu sayede proses işlemi sırasında malzemede oluşan hızlı ısınma ve soğuma işlemi taklit edilmeye çalışılmıştır. Uygulanan ısı işlem sonucunda oluşan içyapıların görünümü Şekil 32’de verilmiştir. Bu içyapılarda kullanılan sıcaklık mertebeleri (650-800°C) içerisindeki düşük sıcaklıklarda NAB alaşımının ham yapısında önemli bir değişim gözlenmemiş iken artan sıcaklıklarda değişikliklerin oluştuğu görülmüştür.





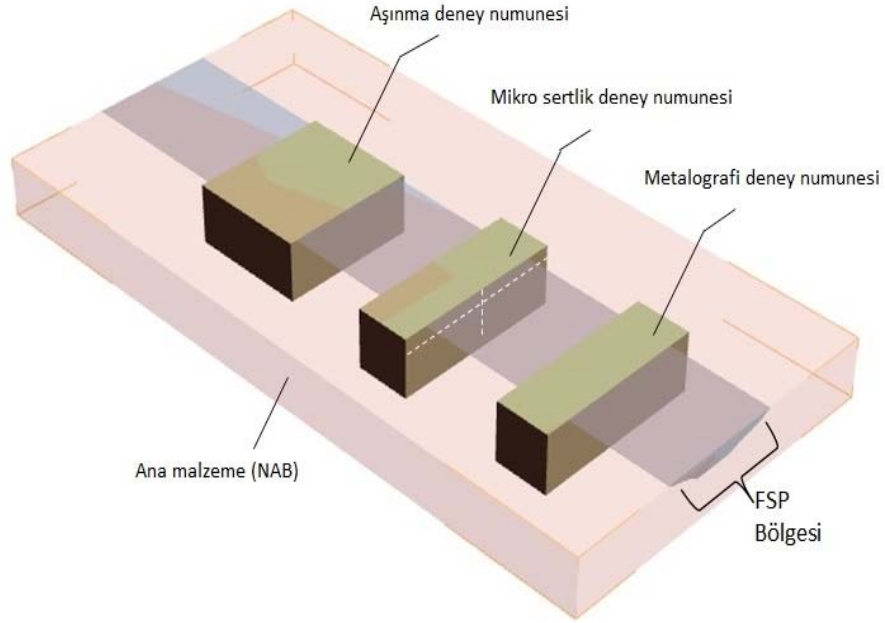
Şekil 32. Sıcaklık etkisinin NAB alaşımlarının içyapısına etkisi,
 a) Dökülmüş durumda,
 b) 650°C'a ısıtılmış durumda,
 c) 700°C'a ısıtılmış durumda,
 d) 740°C'a ısıtılmış durumda,
 e) 770°C'a ısıtılmış durumda,
 f) 800°C'a ısıtılmış durumda.

Şekil 32'nin devamı



2.6. Deneyler İçin Hazırlanan Numuneler

Deneyler için yapılan proseslerden metalografi, sertlik ve aşınma deney numuneleri tel erozyon tezgâhı ile her bir numuneden bir adet metalografi, bir adet sertlik ve iki adet aşınma numunesi şekil 33'da gösterildiği gibi kesilerek hazırlandı.

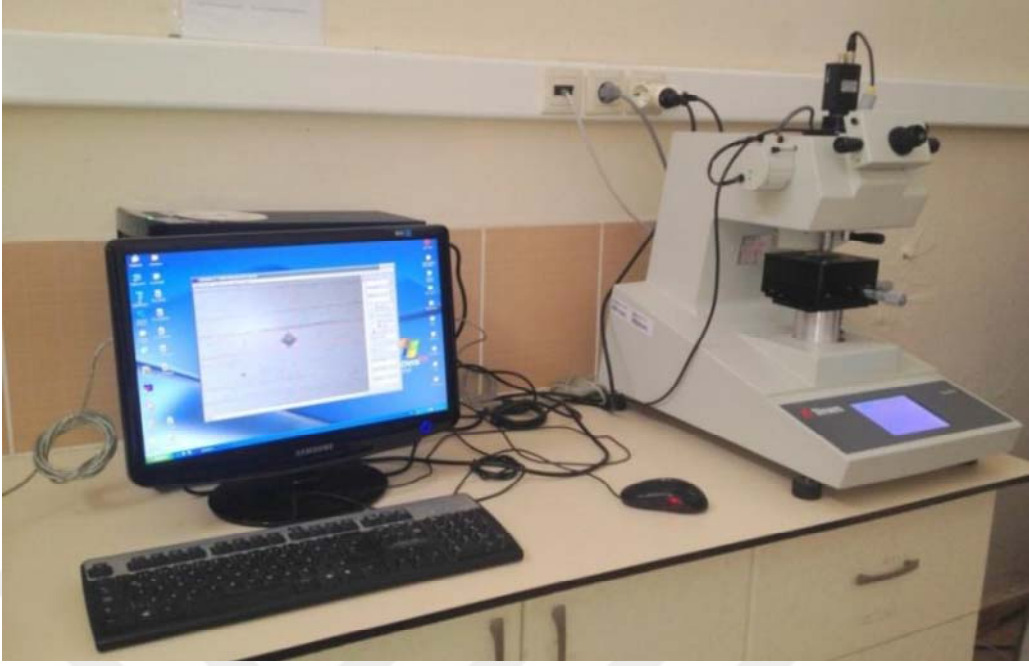


Şekil 33. SKP'nin şematik görüntüsü ve hazırlanan deney numunelerinin proses bölgesindeki konumları

Metalografi ve sertlik numunelerini dikkatli bir şekilde zımparalandı ve sonra $1\mu\text{m}$ alümina pasta ile parlatıldı. Aşınma numunelerini de keserek çıkartıldıktan sonra proses işleminin yüzeyde oluşturduğu ilerleme izlerini gidermek amacıyla yüzeysel olarak düzeltildi.

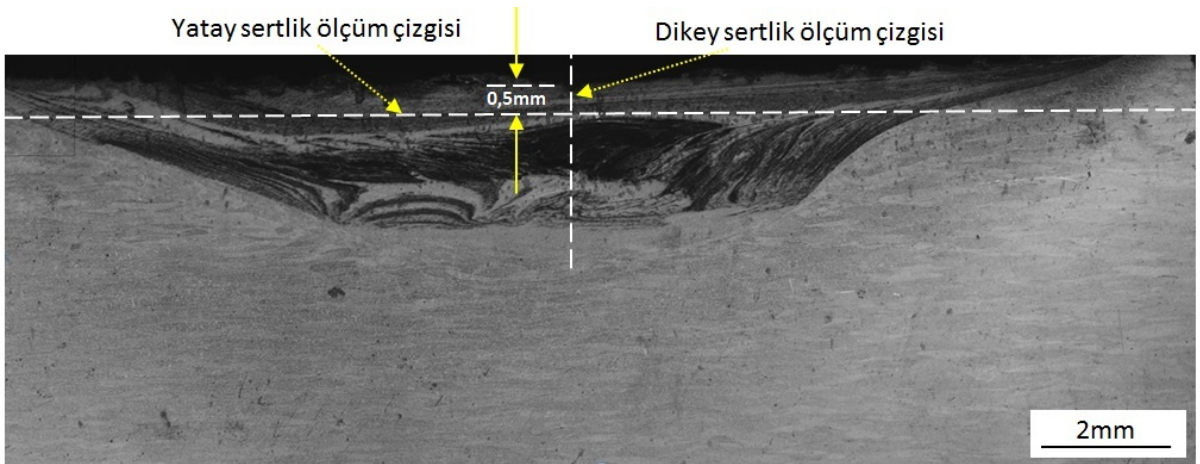
2.7. Mikro Sertlik Deneyi

Mikro sertlik ölçümleri mevcut STRUERS marka mikrosertlik ölçme cihazı KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme Bilimi Anabilim Dalı Laboratuvarında yapıldı. Şekil 34 mikrosertlik cihazının fotoğrafını göstermektedir.



Şekil 34. Mikro sertlik ölçüm düzeneği

Sürtünme karıştırma prosesi uygulanan numunelerin proses yüzeyinden 0,5 mm altında olacak şekilde yüzeye paralel bir doğru boyunca 0,5 mm'lik aralıklarla yatay sertlik değerleri ve proses bölgesinin merkezinden 0.25 mm'lik aralıklarla dikey sertlik değerleri ölçülmüştür (Şekil 35). Vickers sertlik yöntemi 4.91N yükte ve 5sn uygulama süresi kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 35. SKP numunesinin enine kesit yatay ve dikey sertlik ölçüm noktaları

2.8. Metalografik Deneyler

Metalografi numuneleri, standart metalografi teknikleri kullanılarak hazırlandı. Yüzeyi parlatmak için numuneler önce 1 µm alümina süspansiyon ile parlatılmıştır. Parlatma işleminden sonra dağlama işlemi için aşağıda verilmiş olan dağlayıcı kullanarak numuneler dağlanıp, metalografik inceleme için hazırlandı.

Dağlayıcı bileşim oranları:

5 gr FeCl₃

2 ml HCl

95 ml C₂H₅OH

Dağlama işlemi, yaklaşık 4-5 saniye arasında numuneleri dağlayıcı içinde daldırıp sonra bol su ile yıkayarak kurutma şeklinde uygulanmıştır. Dağlanan numunelerin optik mikroskopu ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) görüntüleri çekilip, proses olan bölgede element dağılım haritası ile noktasal ve bölgesel mikro analizler SEM yardımıyla yapılmıştır.

2.9. Aşınma

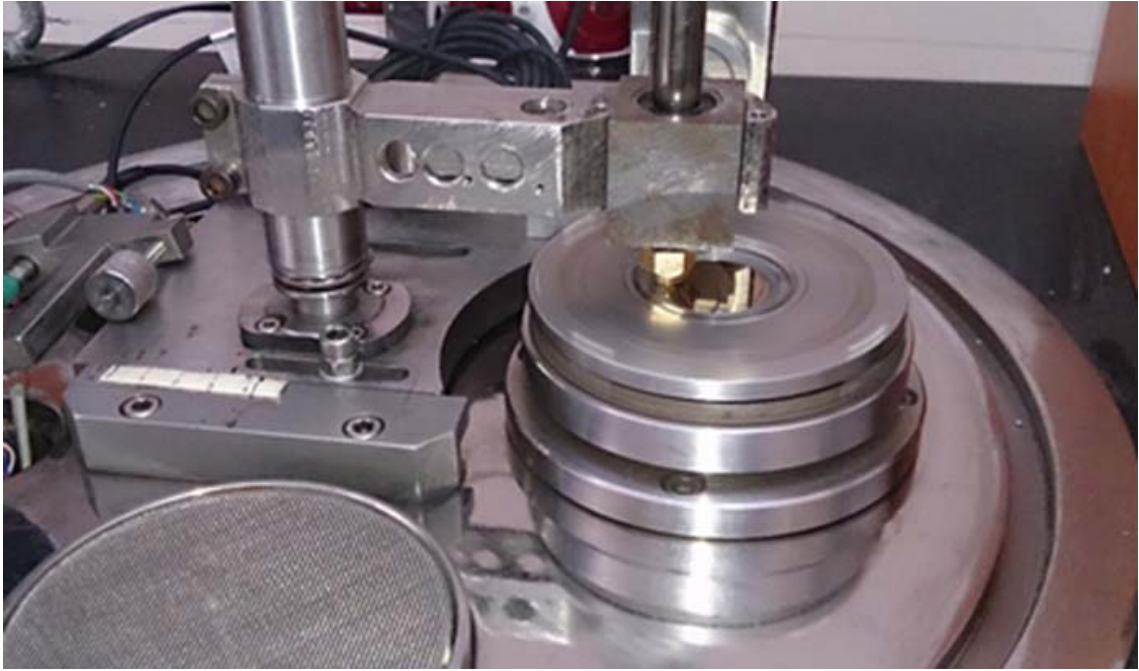
SKP sonrası yüzeyde oluşan kompozit tabakanın tribolojik özelliklerini belirlemek amacıyla, genel görünümü Şekil 36'da ve ayrıntılı görünümü Şekil 37'de verilen, DUCOM marka bilgisayar kontrollü ball-on disk aşınma test cihazı kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan parametreler Tablo 3'de verilmiştir.

Tablo 9. Triboloji deneyi parametreleri

Parametreler	
Aşınma izi Orta Eksen Çapı	6,85 (mm) ±0,05
Uygulanan yük	5 N
Aşındırıcı Bilye	Tungsten karbür (WC)
Aşındırıcı Bilye Çapı	6 mm
Çevrim Hızı	300 devir/ dakika
Deney Süresi (Çevrim Sayısı)	2100 devir
Alınan Yol	45,17 metre
Test Ortamı	Atmosfer
Ortamın Bağıl Nemi	%55-65
Ortam Sıcaklığı	20-24 °C



Şekil 36. Ball-on-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneği



Şekil 37. Sürtünme aşınma deney düzeneğinin ayrıntılı görünümü

3. BULGULAR VE İRDELEME

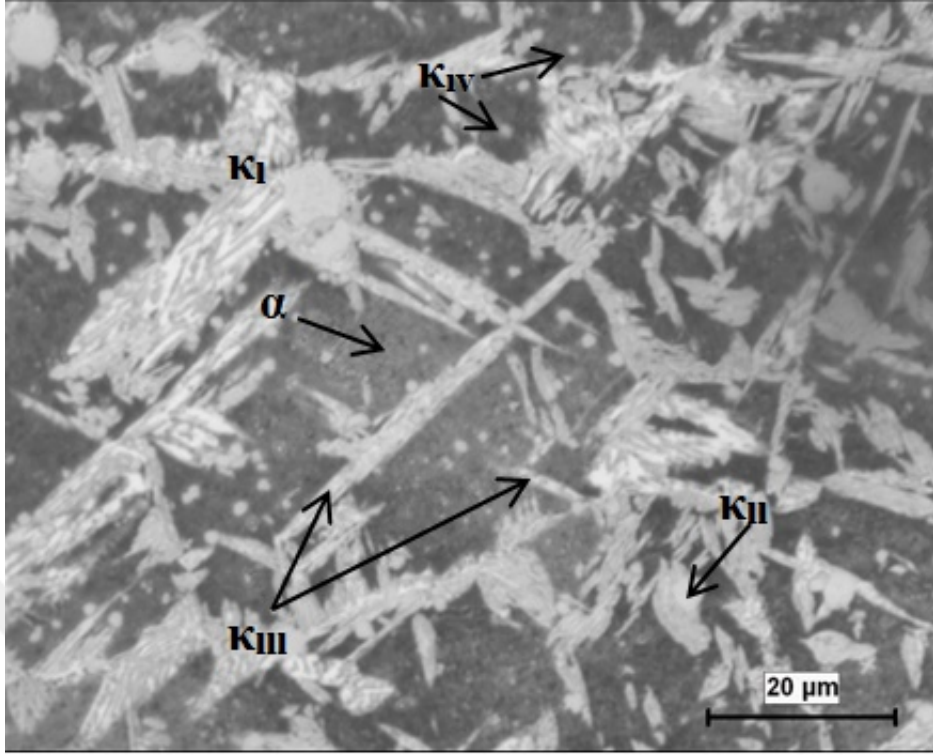
3.1. Malzemenin Başlangıç Özelliklerinin Belirlenmesi

Tedarikçiden temin edilen NAB (C95800) plakalar kimyasal bileşim ve sertlik incelemelerine tabi tutulmuşlardır. Ham döküm NAB plakalardan alınan numune üzerinde sertlik ölçümü yapılmıştır. Farklı noktalardan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması 285 VSD (Vickers Sertlik Değeri) olarak ölçülmüştür. Gerçekleştirilen ölçüm işlemlerinde hata payı ± 10 birim olarak gözlemlenmiştir. Tespit edilen bu değer tedarikçinin beyan ettiği 295 VSD değerine çok yakın ve teknik olarak kabul edilebilir sınırlarda olduğu belirlenmiştir. NAB malzemenin kimyasal bileşimi Tablo 10'daki gibi elde edilmiştir. ASTM B148 – 14'teki bileşim oranları aralıklarında olduğu ve dolayısıyla temin edilen malzemenin C95800 standardına uygun olduğu belirlenmiştir.

Tablo 10. Temin edilen NAB malzemenin ölçülen kimyasal bileşim oranları.

Kimyasal Bileşim							
Element	Cu	Al	Ni	Fe	Mn	Sn	Si
% Ağırlık	78,311	10,917	4,863	3,987	1,312	0,234	0,162
Element	Zn	Zr	Co	Pb	Mg	Be	Cr
% Ağırlık	0,132	0,045	0,021	0,009	0,004	0,002	0,001

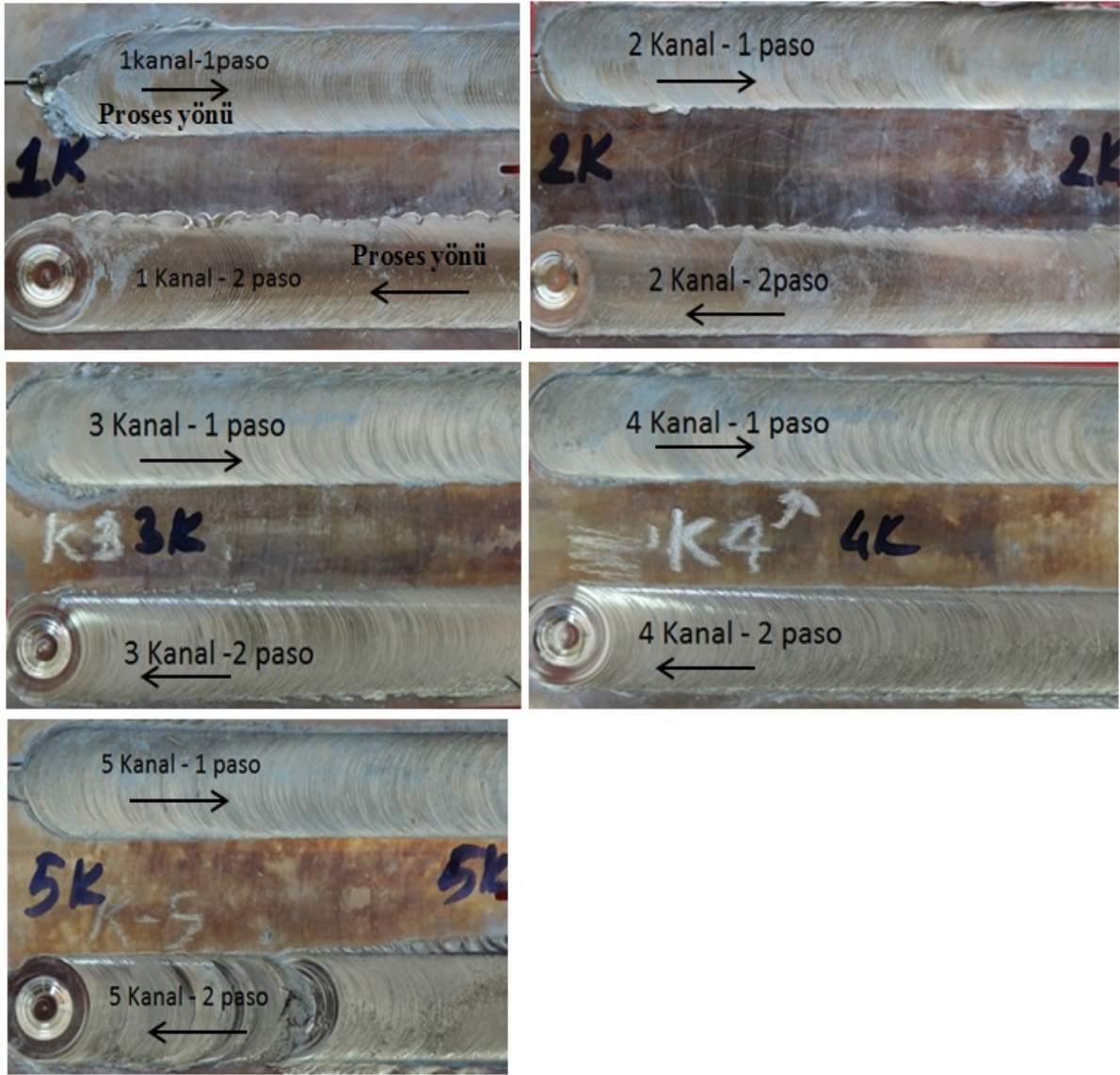
Ham dökülmüş durumdaki NAB malzemenin mikro içyapı görüntüleri Şekil 38 'de verilmiştir. Bu şekilde, kullanılmakta olan NAB alaşımının κ_1 , κ_{II} , κ_{III} , κ_{IV} , ve α fazlarından meydana gelmiş olduğu görülmektedir.



Şekil 38. Ana malzemenin elektron mikroskop görüntüsü.

3.2. Makro İncelemeler

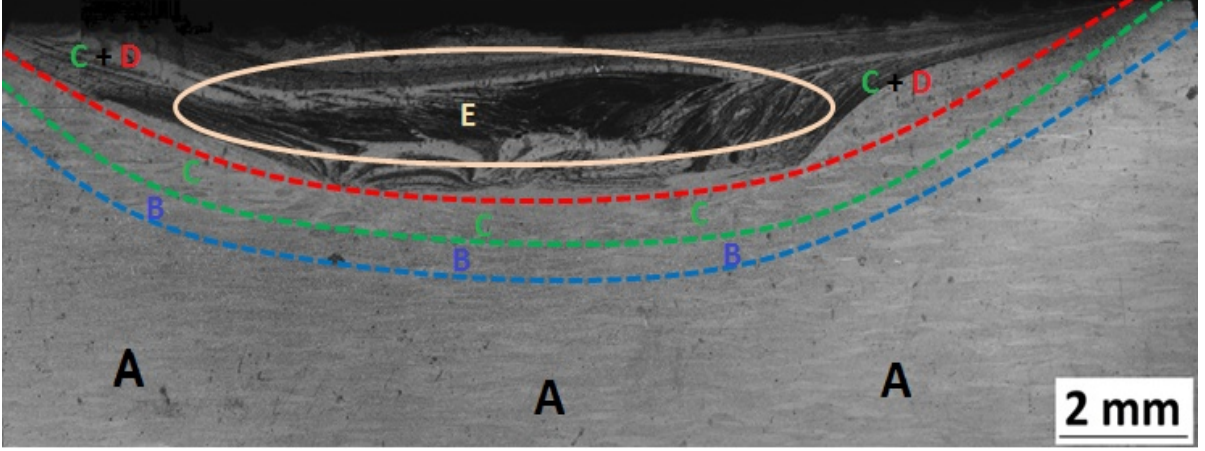
Yüzeysel kompozit tabakanın üretiminden sonra proses edilen numunelerin yüzeyleri makro olarak incelenmiştir. Şekil 39'da gerçekleştirilmiş olan deneylerden elde edilen numunelerin tümünün yüzey görünüşleri verilmiştir. Şekilde görülen 1 ve 2 paso proses işlemine tabi tutulmuş olan numunelerin yüzeylerinin tümü herhangi bir yüzeysel hata içermedikleri ve yeterli düzgünlüğe sahip oldukları görülmektedir.



Şekil 39. SKP sonrası tüm numune yüzeylerinin makro görüntüleri.

3.3. Mikro Yapı

Sürtünme karıştırma proses ve yüzey kompozit üretiminden sonrası var olan farklı mikroyapısal bölgelerin incelemesi optik ve elektron mikroskop araçları ile yapılmıştır. Bu kompozit üretiminde ortaya çıkan 5 farklı bölgenin optik mikroskop görüntüsünü Şekil 40'de karakteristik bir numune olan %50 takviyeli 2 paso proses edilmiş numune üzerinde örnek olarak gösterilmiştir. Burada A bölgesi ile temel malzeme (TM), B bölgesi ile ısıdan etkilenen bölge (IEB), C bölgesi ile termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TEB), D bölgesi ile Karıştırma Bölesi (KB) ve E bölgesi ile takviye tozun yoğun dağılım bölgesi kastedilmiştir. Bu bölgeler mikroyapısal olarak farklılıklar göstermektedir.

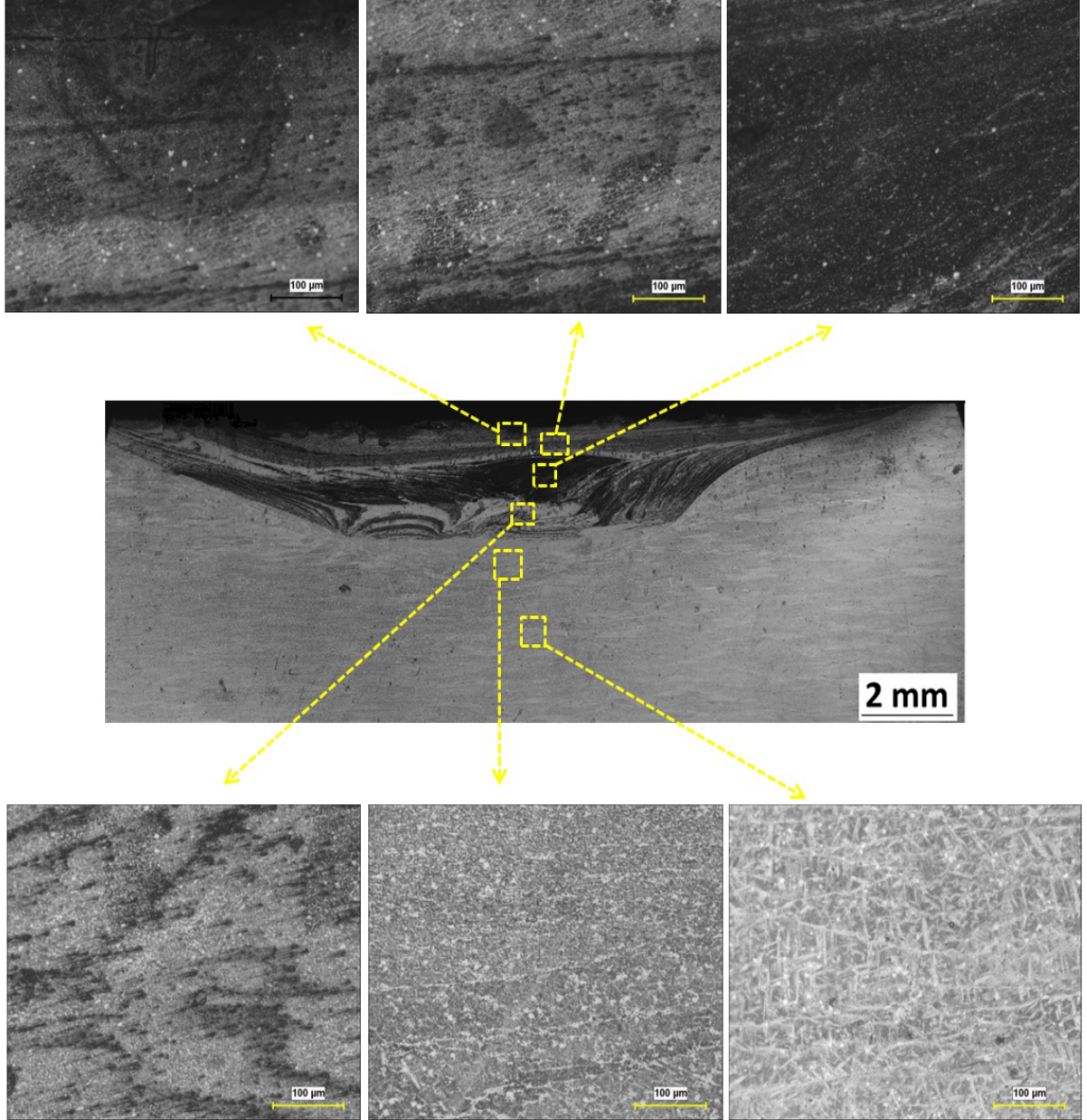


Şekil 40. Proses edilmiş olan numunede genel olarak oluşan farklı bölgelerin görüntüleri

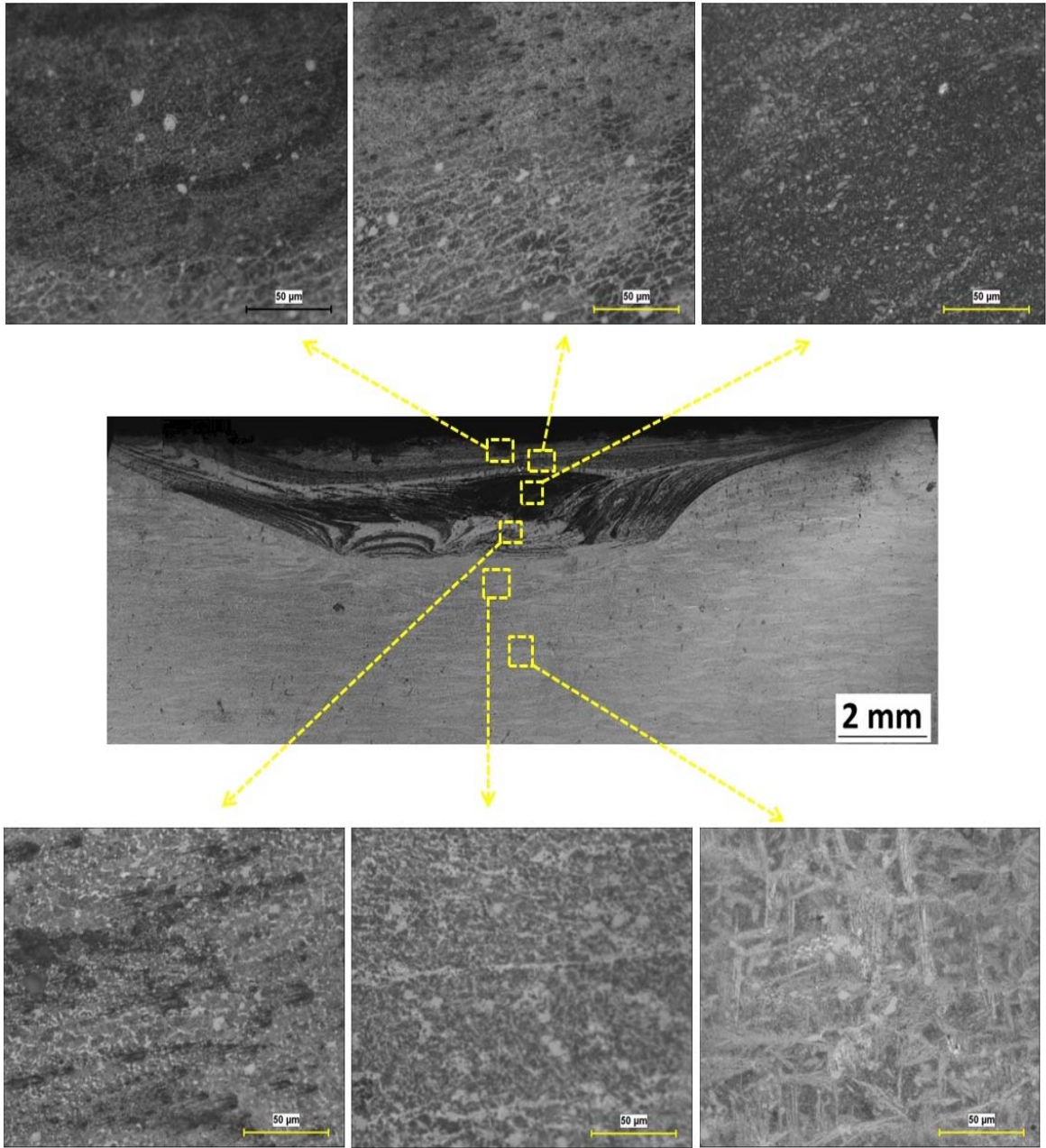
Tanımlanmış olan içyapı bilgilerini daha iyi açıklayabilmek için bu bölgelerden elde edilen daha yüksek çözünürlüklü görüntüler Şekil 41 ve 42 de verilmiştir. Proses edilmiş olan numunelerin SEM görüntüleri (Şekil 43-52) ve bu numunelerden elde edilen element dağılım haritaları (Şekil 43-52) incelendiğinde, yüzeye dik olarak açılmış olan kanal içerisindeki takviye parçacıklarının içyapıya gömülmüş olduğu ve karıştırıcı takımın sıvama etkisiyle yüzey bölgesine ana malzemenin tabaka şeklinde sıvandığı görülmüştür. Oluşan bu sıvama etkisinin proses işlemi sırasında takım piminin taradığı hacim dışında kalan bölgede, takım omuzunun dönerek sürtünmesi sırasında, kenar bölgedeki ana malzemeyi takviye edilen bölgenin üzerine sıvanması ile meydana geldiği anlaşılmıştır. Bu nedenle, takviye elemanlarının yüzeyden içyapıya doğru gömülme etkisiyle yüzey bölgesinde takviye elemanlarının miktarının azaldığı içyapı görüntülerinden de bariz olarak anlaşılmaktadır. Dolayısıyla, proses işlemine tabi tutulan parçaların yüzey bölgesinde takviye parçacıklarının etkisi oldukça azalır, proses edilmiş olan yüzey bölgesinin sertlik değerinde de mühendislik açısından anlamlı bir artış oluşmamıştır. Bu durum, Şekil 34, 35, 46 ve 47’de proses edilmiş olan numunelere ait sertlik profillerinden açıkça görülmektedir. Ortaya çıkan bu olumsuz durumun, proses işlemi için kullanılan takımın karıştırma etkisini artırıcı ve takviye parçacıklarının içyapıya gömülmesini engelleyici özel tasarımlar ile çözülebileceği düşünülmektedir.

Kullanılan pim üçgen formu verilmiş kesik tepeli konik şekildedir. Pimin karıştırma etkinliğini artırmak için, literatürde de belirtilmekte olduğu gibi [28,70], pimin silindirik

yapıda ve ters helis vidalı şekilde hazırlanmasının beklenen bu işlevin gerçekleşmesini sağlayacağı düşünülmektedir.



Şekil 41. Proses edilmiş durumdaki numunelerde oluşan farklı bölgelerin ayrıntılı optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 42. Proses edilmiş durumdaki numunelerde ortaya çıkan farklı bölgelerin yüksek çözünürlüklü görüntüleri.

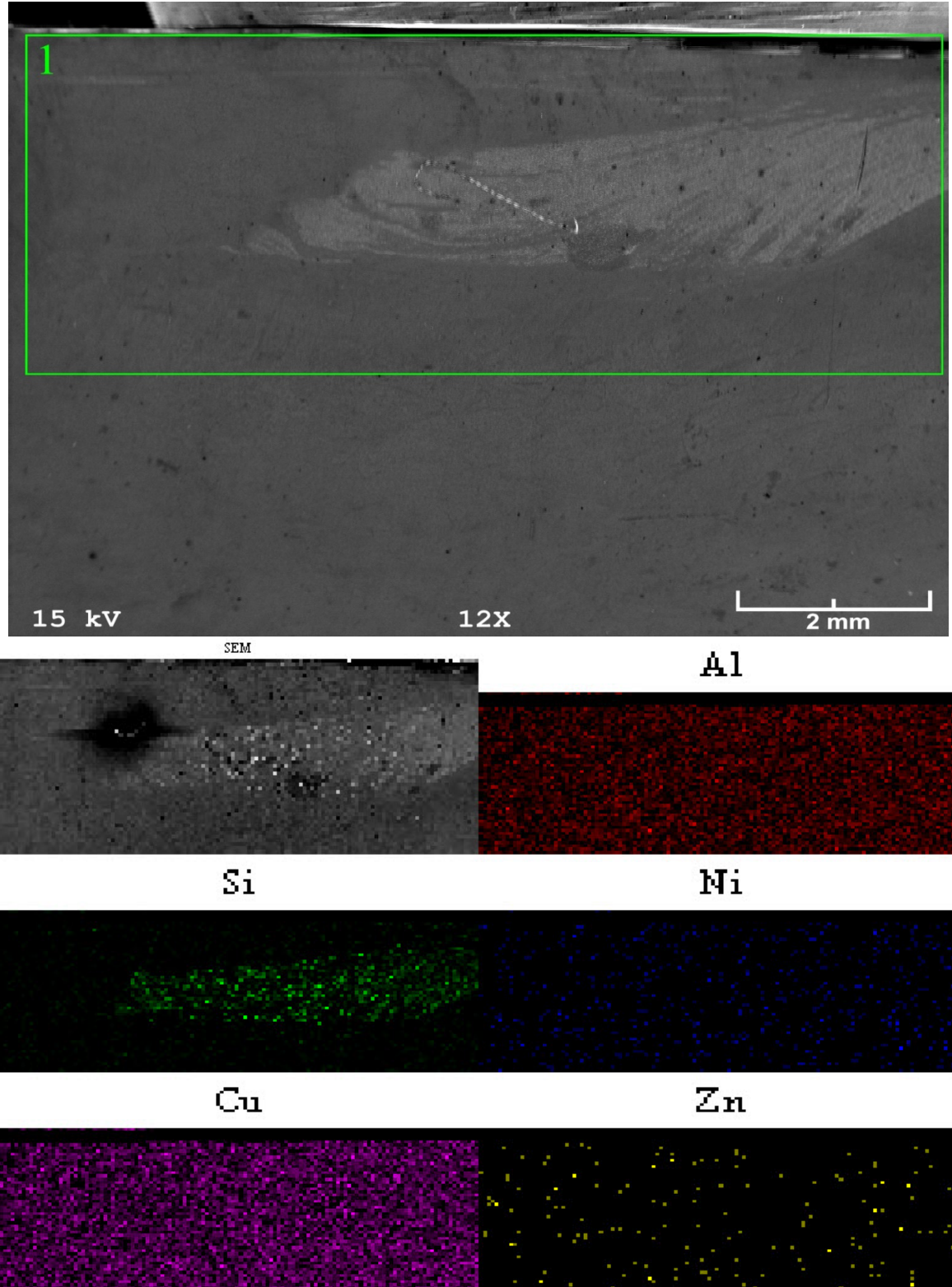
Farklı oranlarda (%10, %20, %30, %40, %50) takviye edilen kompozit yapıları numunelerin 1 ve 2 paso proses işlemine tabi tutulmuş durumdaki SEM görüntüleri ve bu numunelerden elde edilen EDS analizleri ile element dağılım haritaları Şekil 43-52'de verilmiştir. Bu haritalarda takviye elemanı olarak kullanılan SiC tozlarının karıştırma proses işlemine göre malzeme içerisindeki dağılımları bu şekillerden görülmektedir.

Şekil 43-47'den 1 paso prosese edilmiş olan numunelerdeki içyapıları ve element dağılım haritaları görülmektedir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, NAB alaşımının alaşım

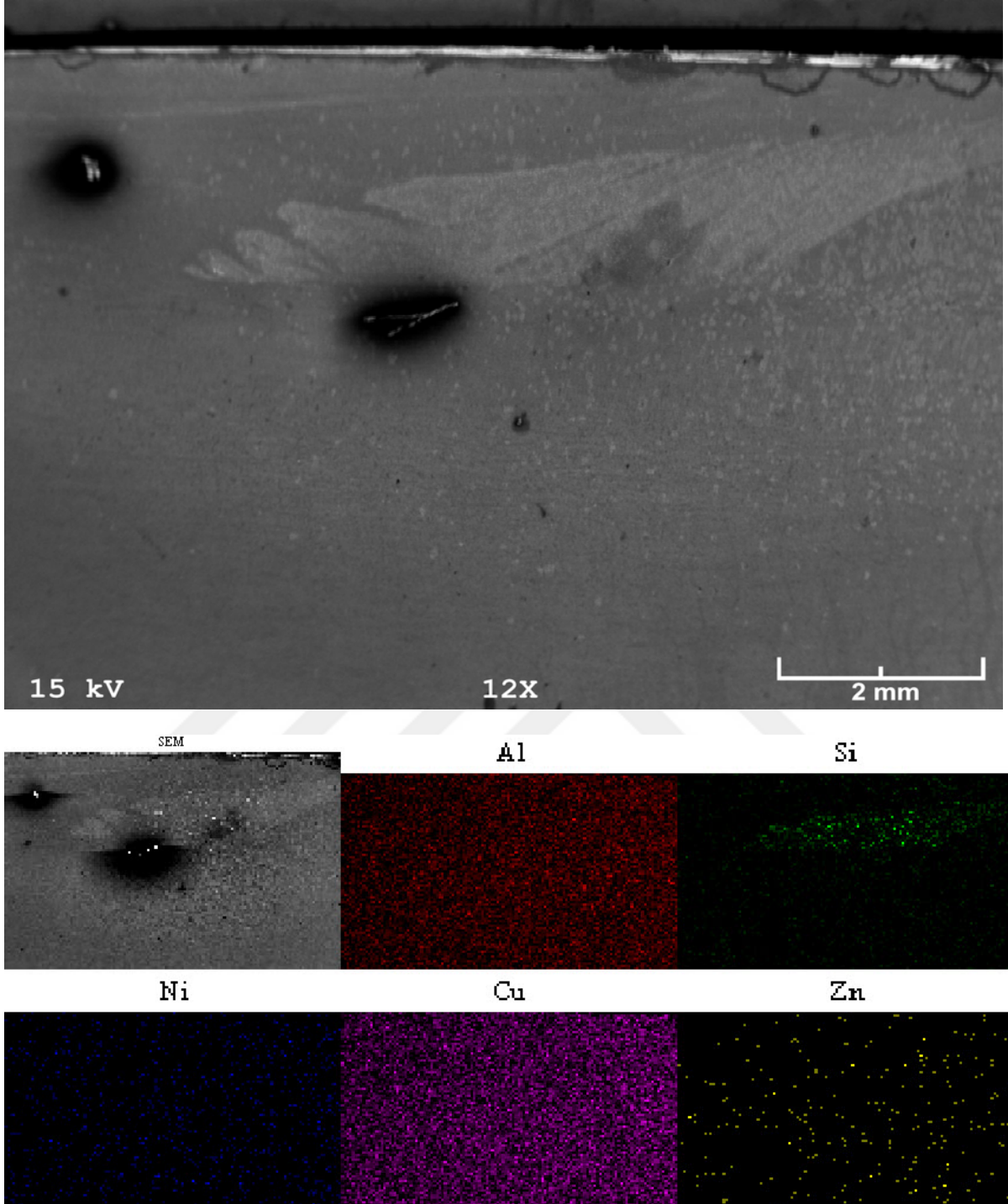
elementlerinden olan bakır, alüminyum, çinko ve nikel elementlerinin iç yapının tümünde ana yapıdaki dağılıma benzer şekilde hemen hemen homojen bir dağılım oluşturmaktadırlar. Bu numunelerde takviye elemanı olarak kullanılmış olan SiC parçacıklarının (haritada yeşil renk ile gösterilmiş) karıştırma etkisindeki bölgede karıştırma takım hareketi doğrultusunda homojen olmayan bir şekilde yayılmış olduğu görülmektedir. Bu yayılma etkisinin tüm takviye oranlarında birbirleriyle aynı şekilde olduğu belirlenmiştir. Çalışmada belirlenen proses parametreleriyle gerçekleştirilen proses işlemlerinde 1, 2 ve 3 kanallı numunelerde (Şekil 43, 44 ve 45) karıştırma bölgesinin boşluksuz bir yapıda oluşmasına rağmen 4 ve 5 kanallı numunelerde (Şekil 46 ve 47) karıştırma bölgesinde kanal şeklinde uzamış boşluklu bir yapının oluşmuş olduğu belirlenmiştir. Bu boşluk kusurunun proses işlemi için kullanılan parametrelerden kaynaklanmakta olduğu literatür bilgilerinden ve önceki çalışmalardan anlaşılmaktadır.

Bir kez proses işlemine tabi tutulan numunelerin ikinci kez proses işlemine tabi tutulmuş olması durumunda elde edilen numunelerin içyapıları ve element dağılım haritaları Şekil 48-52'den görülmektedir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, bir paso işlemine tabi tutulmuş olan NAB alaşımının yapısındaki alaşım elementlerinin iç yapının tümünde homojen bir dağılım gösterdikleri görülmektedir. Takviye elemanı olarak kullanılmış olan SiC parçacıklarının karıştırma etkisindeki bölgede karıştırma takımı hareketi doğrultusunda sınırlı bir bölge içerisinde bir paso uygulanmış numunelere oranda daha homojen olarak yayılmış oldukları görülmektedir. Bu yayılma etkisinin tüm takviye oranlarında birbirleriyle aynı şekilde olduğu gözlenmiştir. İki paso işlemine tabi tutulmuş olan numunelerde de bir paso işleme tabi tutulmuş olan numunelere aynı şekilde 1, 2 ve 3 kanallı numunelerde (şekil 48, 49 ve 50) karıştırma bölgesinin boşluksuz bir yapıda sahip olmasına rağmen 4 ve 5 kanallı numunelerde (şekil 51 ve 52) bir paso işleme tabi tutulan numunelerde oluşmuş olan boşlukların, numunelerin ikinci kez proses edilmesi durumunda da tam olarak giderilemeyip daha küçük boyutta da olsa mevcudiyetlerini sürdürmekte olduğu görülmüştür. Yapısal hata olan bu boşlukların meydana gelmesindeki en önemli etki, numunelerdeki takviye oranlarının değişmesine ve dolayısıyla takımla temas halinde olan numune yüzeyinin azalmasına rağmen, aynı proses parametrelerinin kullanılmış olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Gözlemlenen bu yapısal boşluk hatalarının giderilebilmesi için SKP işleminde kullanılan proses parametrelerinin değerlendirilerek amaca uygun olarak yeniden belirlenip uygulanması ile giderilebileceği düşünülmektedir.

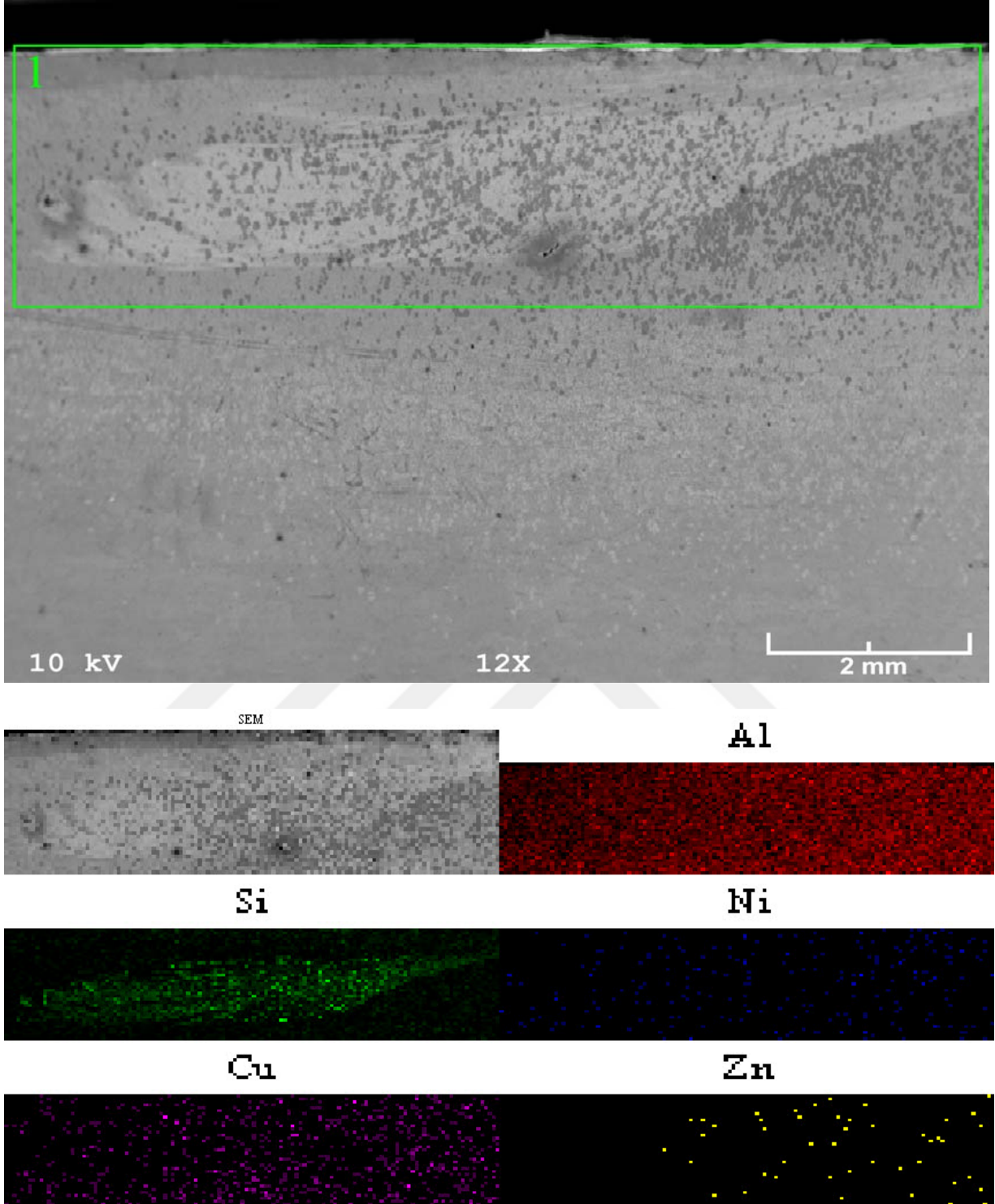
Bu olumsuz durumun proses parametrelerinin değiştirilerek iyileştirilebileceği, yüksek takviye oranlarda gerçekleştirilmiş olan proses işlemleri içeren yayınlardan görülmektedir.



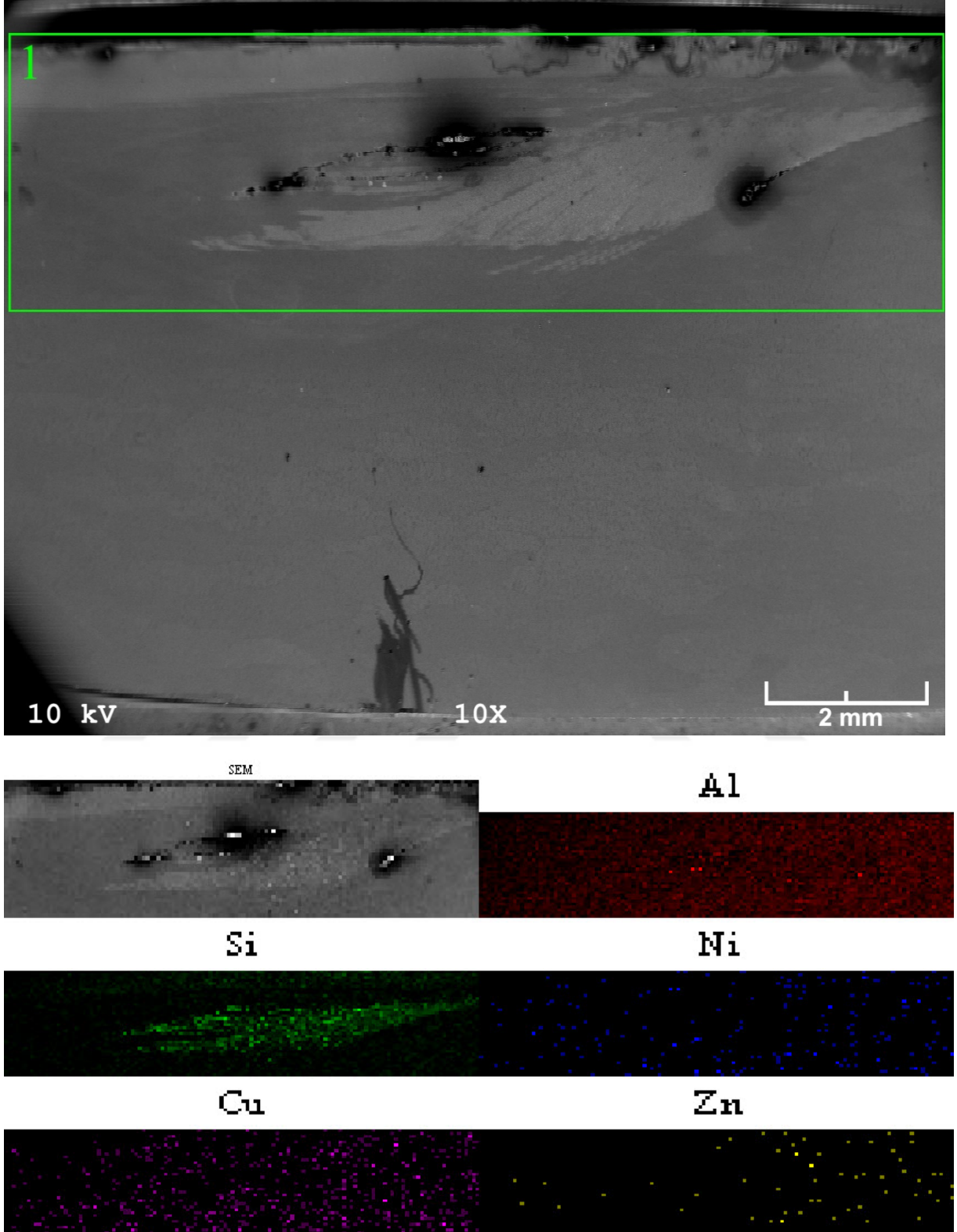
Şekil 43. %10 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



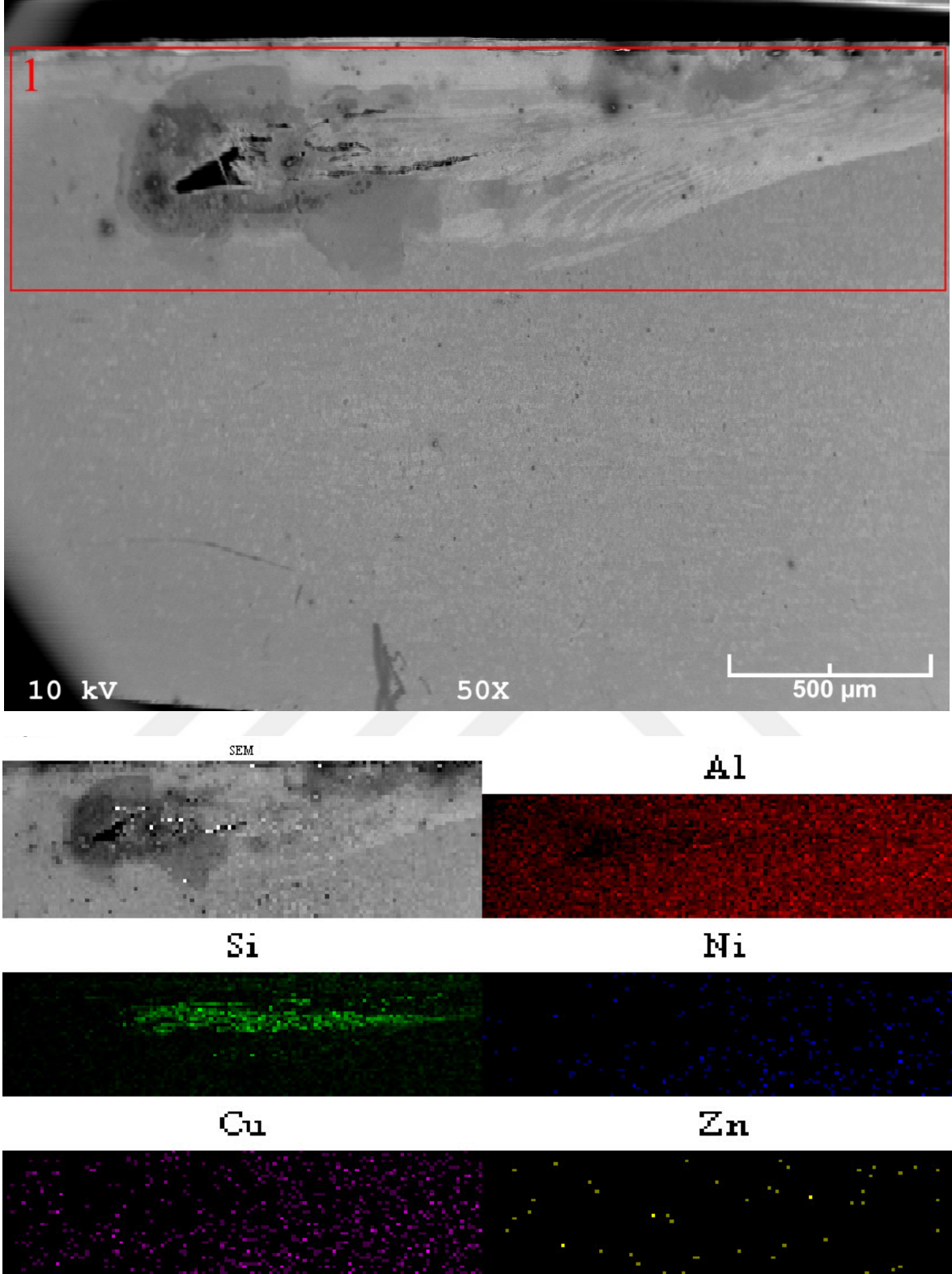
Şekil 44. %20 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



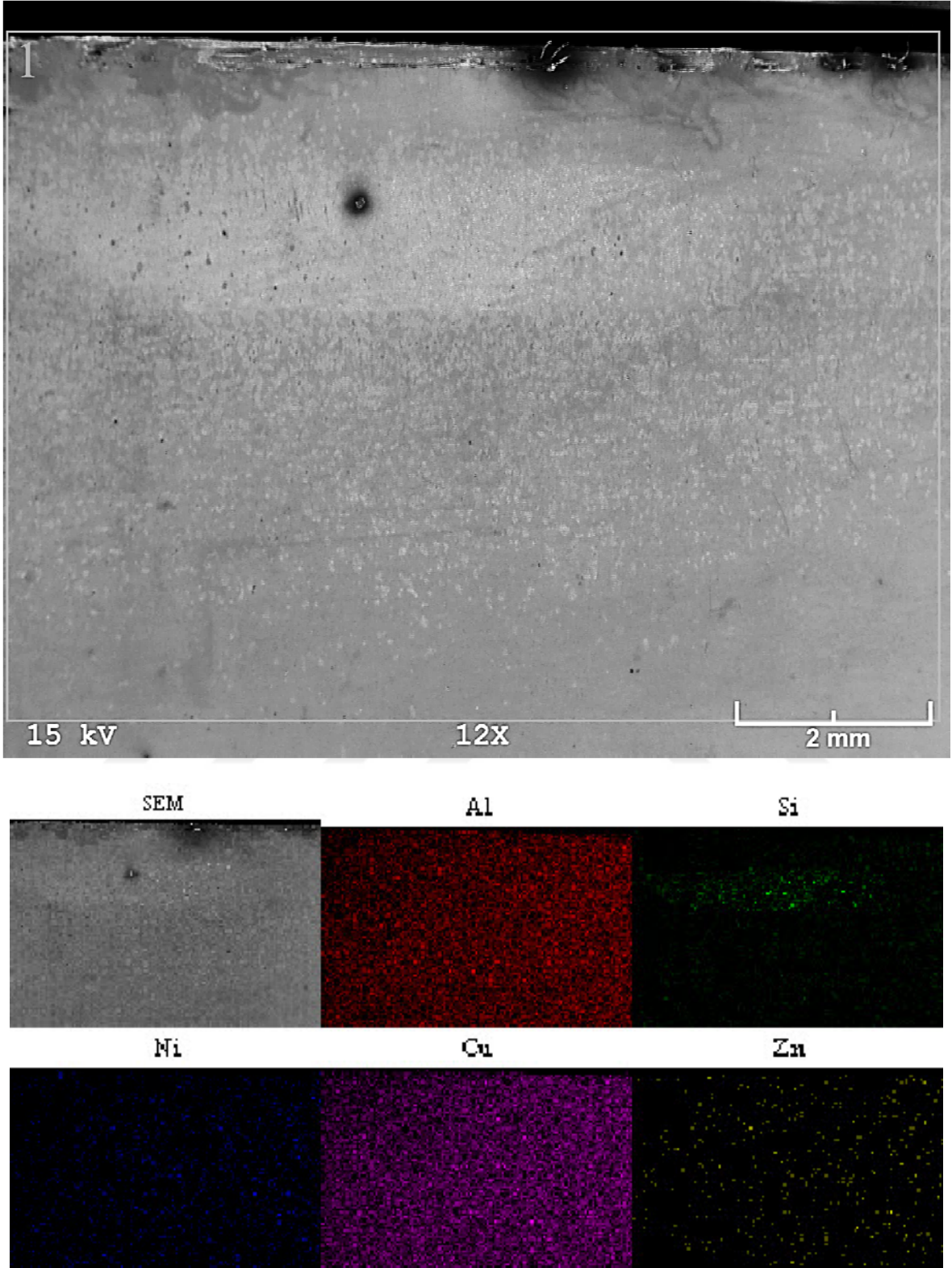
Şekil 45. %30 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



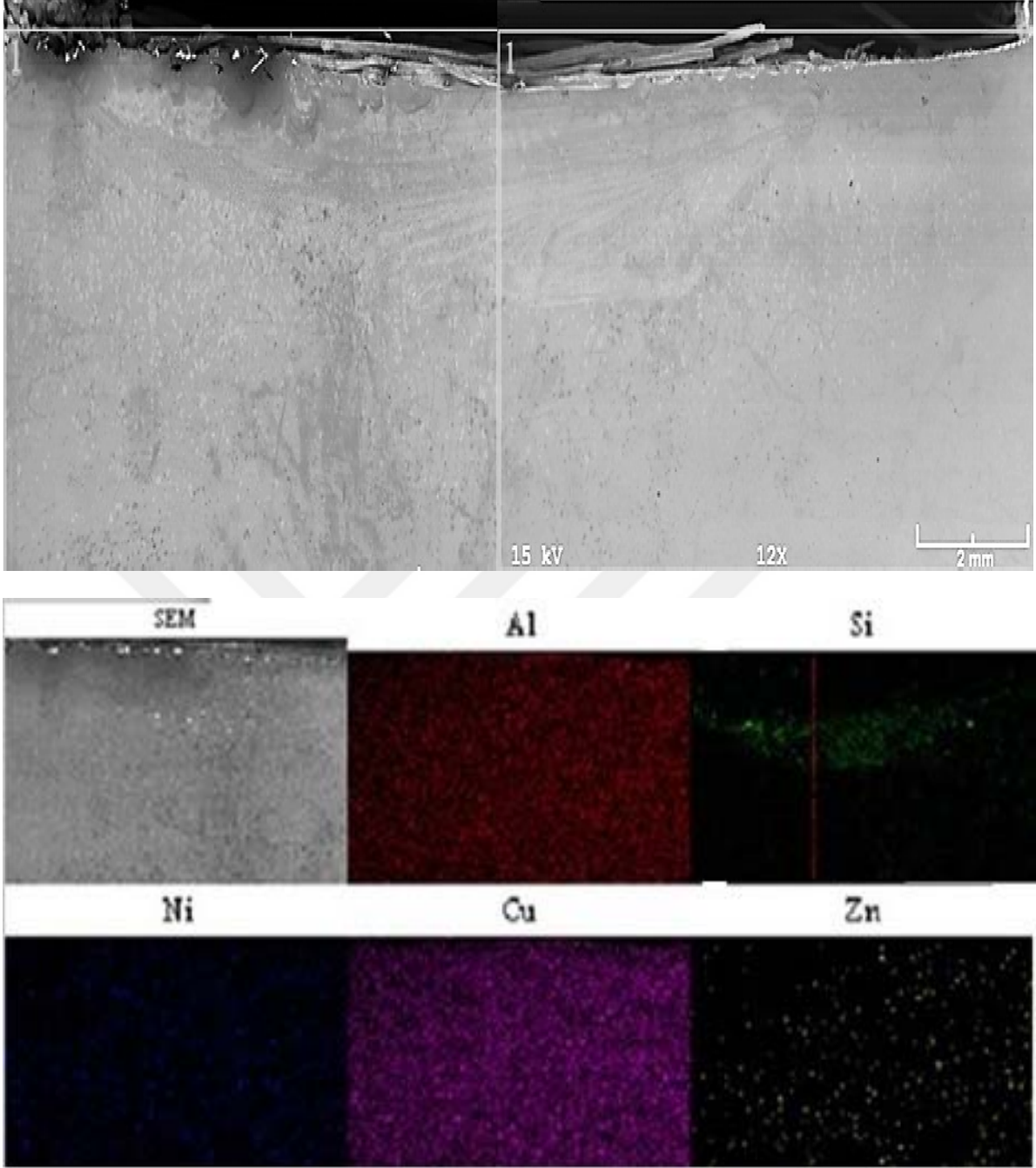
Şekil 46. %40 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



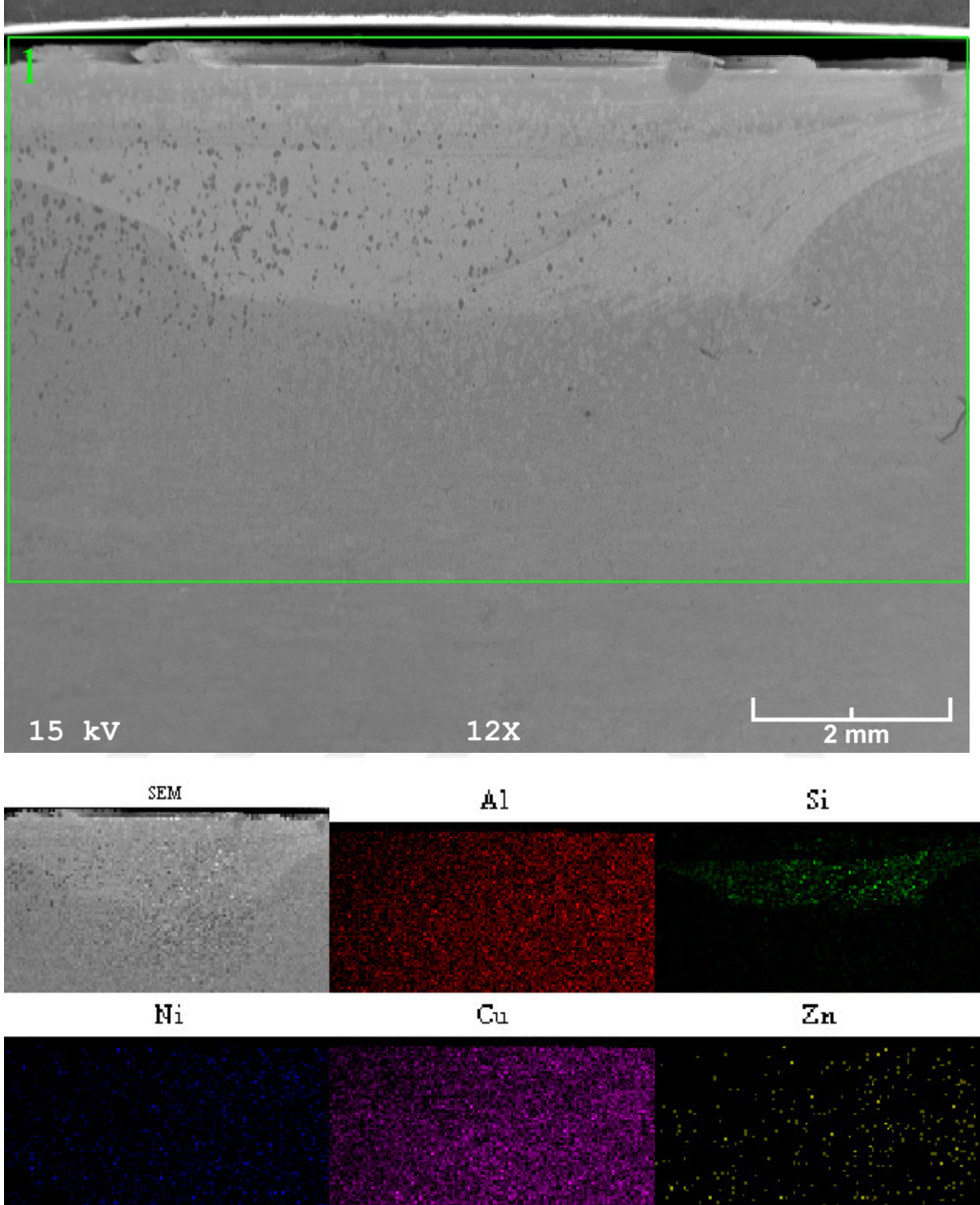
Şekil 47. %50 takviye oranı içeren, 1 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



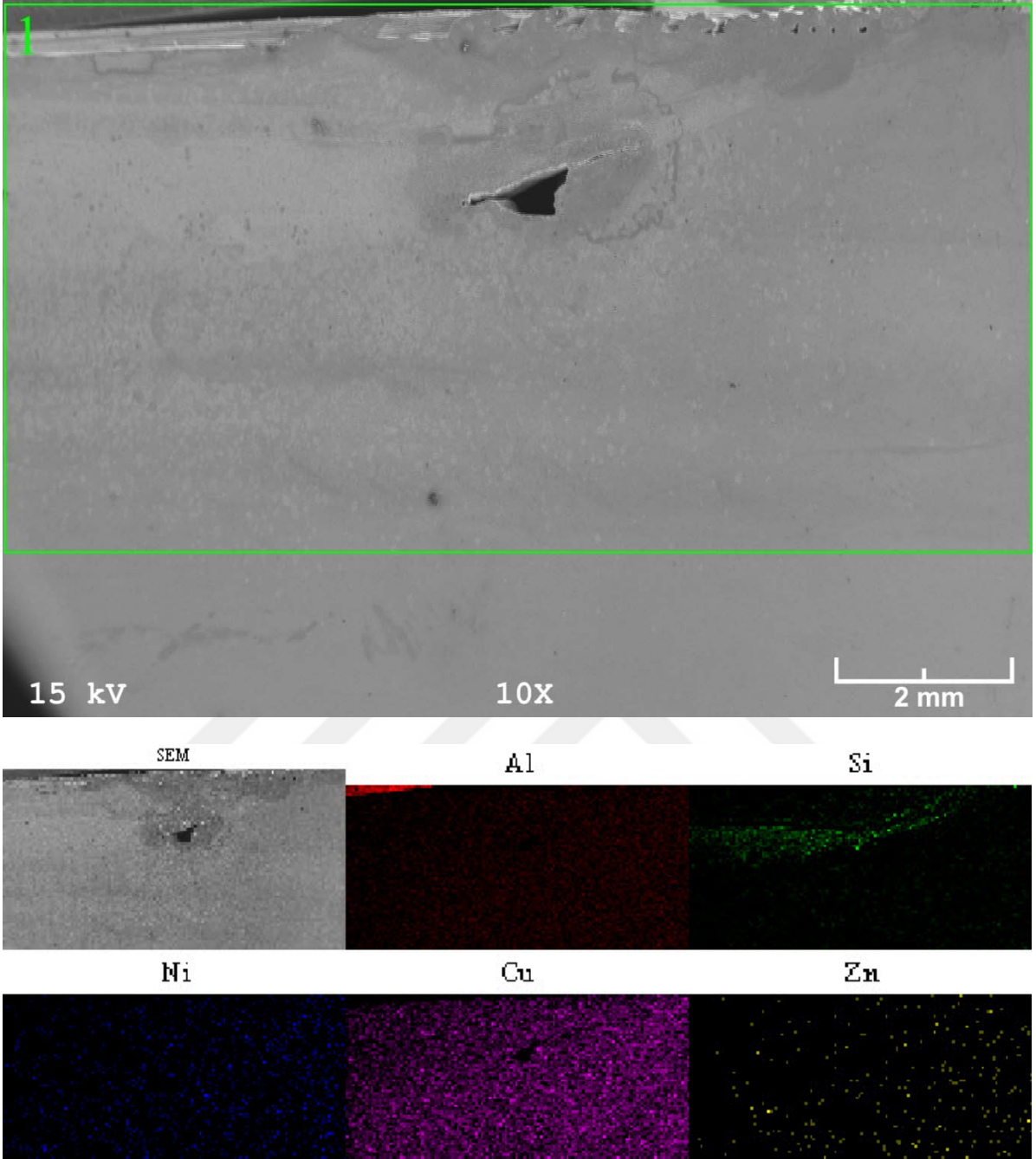
Şekil 48. %10 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



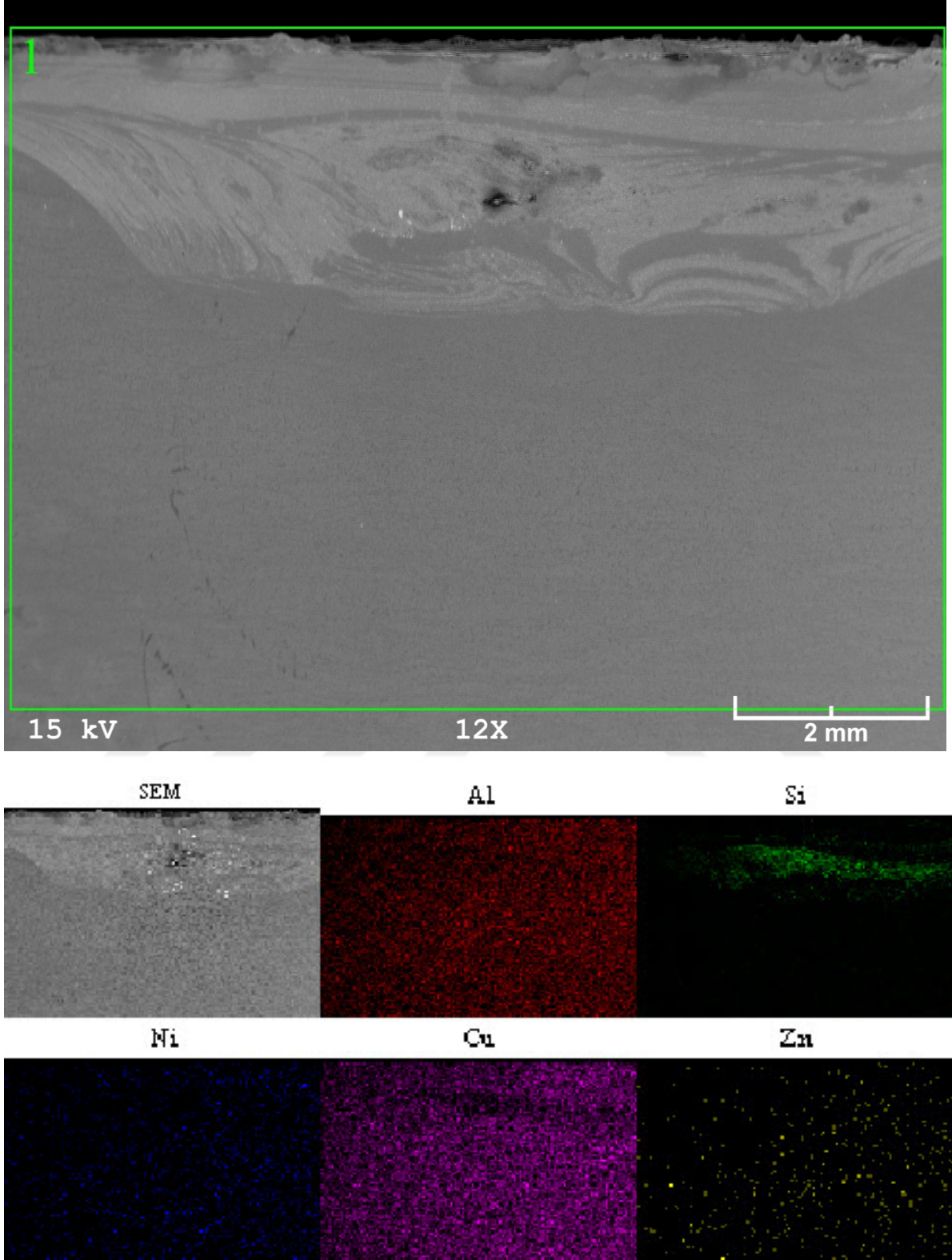
Şekil 49. %20 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



Şekil 50. %30 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



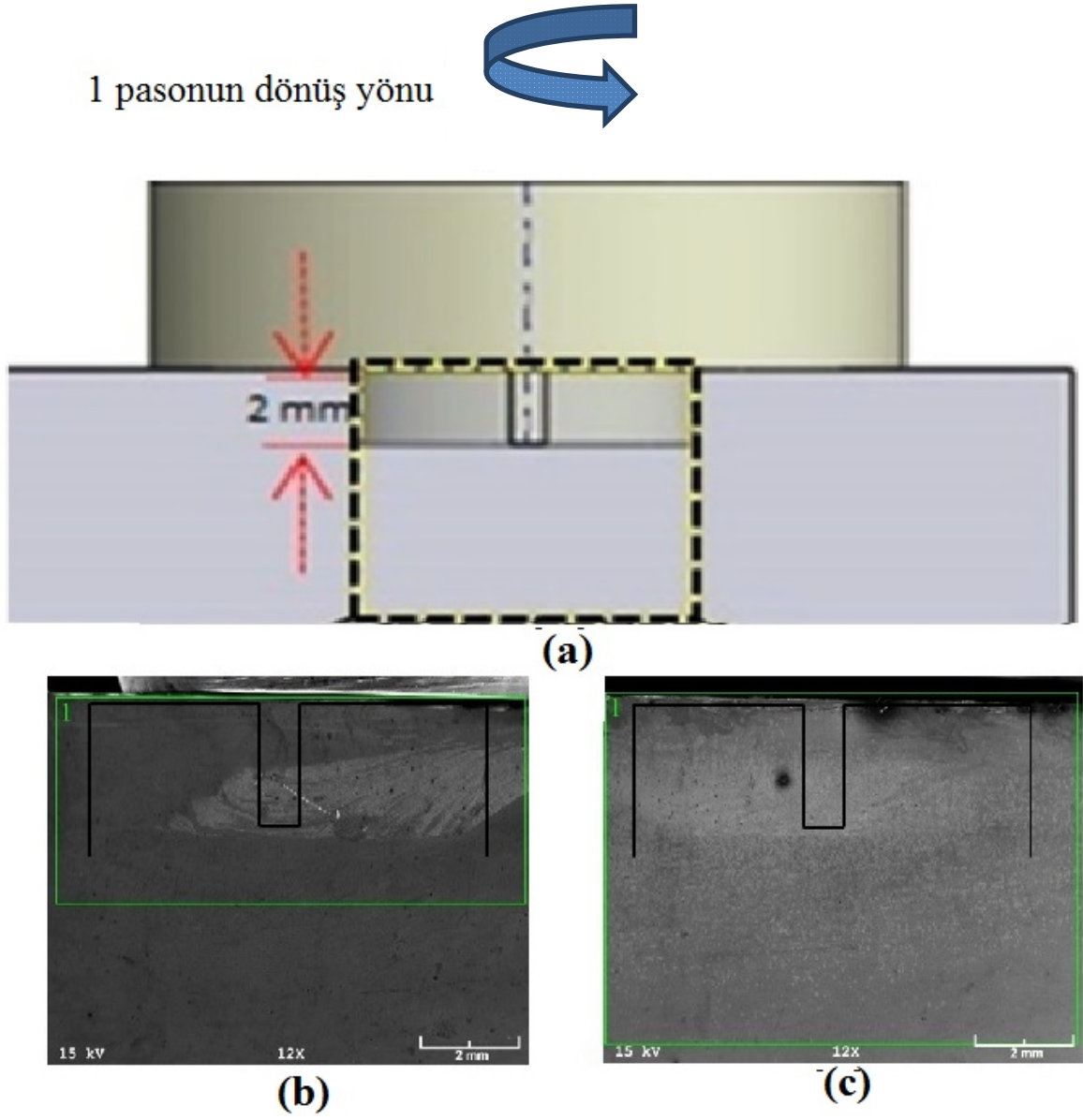
Şekil 51. %40 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.



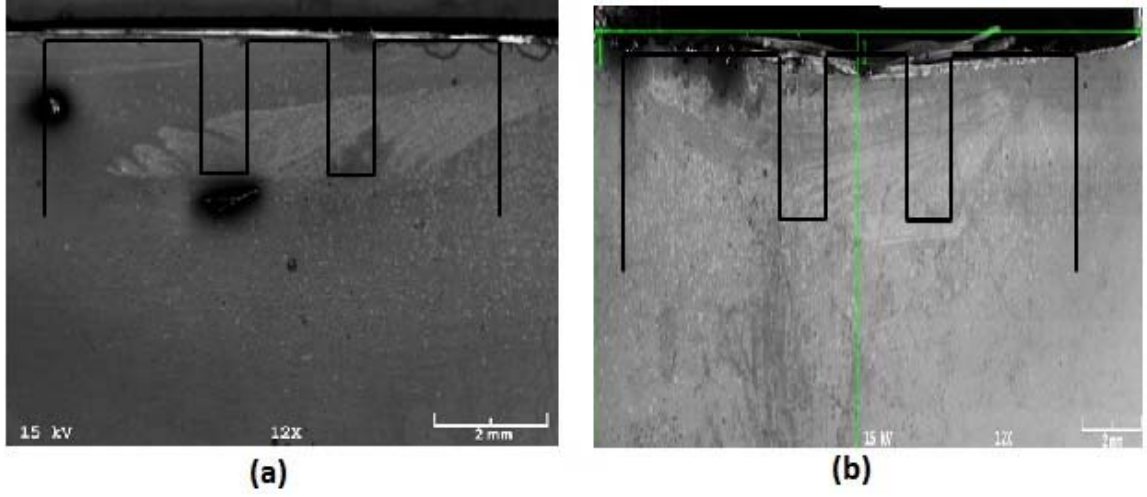
Şekil 52. %50 takviye oranı içeren, 2 pasonun SiC tozu olan bölgesinin SEM-EDS haritalaması.

Gerçekleştirilen proses işlemlerinde, farklı oranlarda takviye edilmiş malzeme yüzeyi elde edebilmek için numune yüzeylerine proses takımının karıştırma bölgesinde kalacak

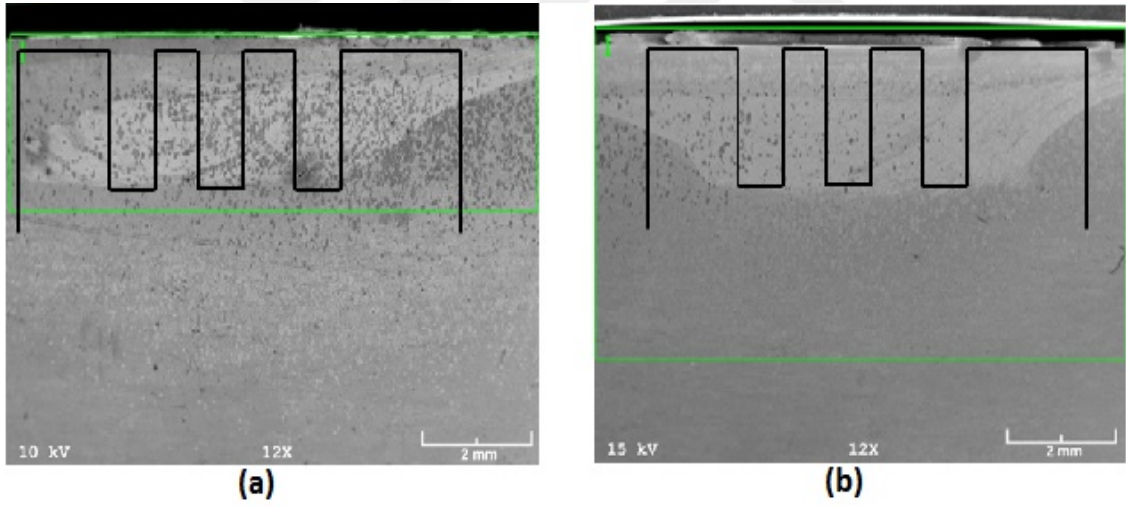
şekilde farklı sayıda kanal açılarak takviye parçacıkları bu kanallara doldurulmuştur. Bu kanallara doldurulan takviye parçacıklarının mekanik alaşımlama ile numune yüzeyinin proses bölgesinde dağılımı sağlanmaya çalışılmıştır. Yapılan bu proses işlemi sonucunda elde edilen takviye edilmiş bölgeler EDS analizi ile incelenmiştir. Bu analizlerden elde edilen element dağılım haritaları Şekil 53-57'den görülmektedir. Bu haritalar, takviye elemanlarının uygulanan takviye oranı ve proses sayısına göre, numunelerin iç yapılarında farklı dağılıma sahip olduklarını göstermektedir. Numunelerde takviye elemanı oranının (açılan kanal sayısının) ve proses sayısının proses sırasında takımın taradığı alanda takviye elemanlarının dağılımları Şekil 53-57'den görülmektedir. Bu şekillerden, bir paso işlem uygulanmış olan numunelerde takviye parçacıklarının proses bölgesinin alt kısmına basılmış ve şekilde görüldüğü gibi takım dönüş yönünde yönlenmiş durumda oldukları görülmüştür. Bu nedenle, proses bölgesinde takviye elemanları heterojen bir şekilde dağılmış durumdadır. Bunun önüne geçilebilmesi için belli önlemlerin alınabileceği düşünülmektedir. Bunlardan en önemlisi seçilen takım ucunun geometrisidir. Bu çalışmada kullanılan takımın uç geometrisi Şekil 31'de verilmiştir. Bu takımında bulunan pim kesik uçlu konik şekil yerine karıştırma etkisi radyal doğrultuda olacak şekilde hazırlanan vida açılmış silindirik pim kullanarak daha homojen bir yapının elde edilmesinin sağlanabileceği düşünülmektedir]. Bu sayede takviye parçacıklarının daha homojen dağıtılması sağlanabilecektir. Alınabilecek diğer bir önlem ise, iki paso uygulanan numunelerde ikinci paso sırasında takımın birinci pasonun tersi yönde döndürülmesi etkisiyle buldukları alt konumda daha homojen bir dağılım gösterdikleri belirlenmiştir. Proses edilen numunelerde takviye oranlarının artışıyla birlikte takviye elemanlarının parçaların kalınlığı ve genişliği doğrultularında yayılmakta olduğu gözlemlenmiştir.



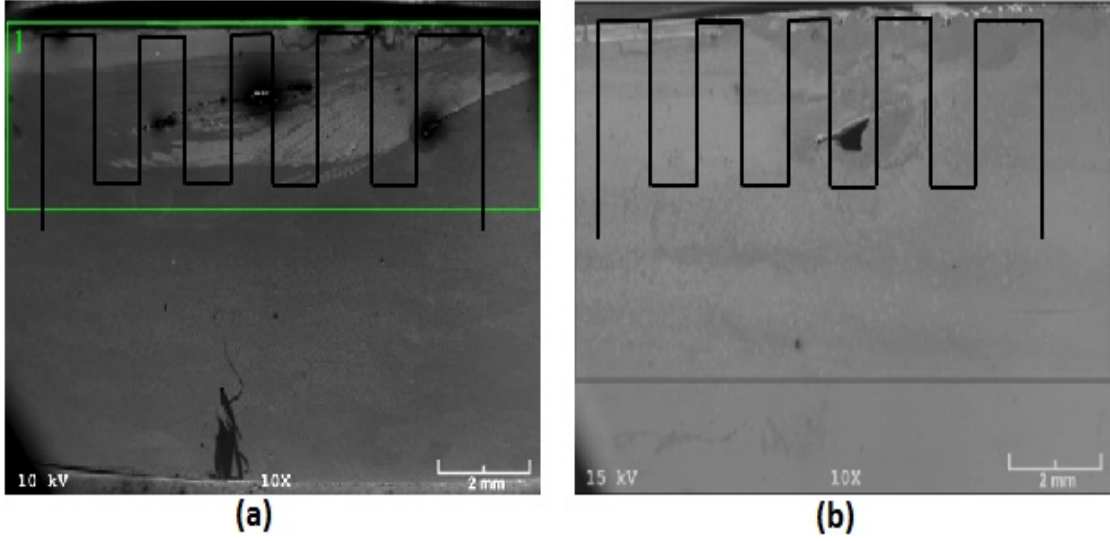
Şekil 53. %10 takviye elemanı içeren numunede (1 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımlına etkisi, a) SKP takımının malzemedeki konumu, b) 1 paso işlem uygulanmış, c) 2 paso işlem uygulaması.



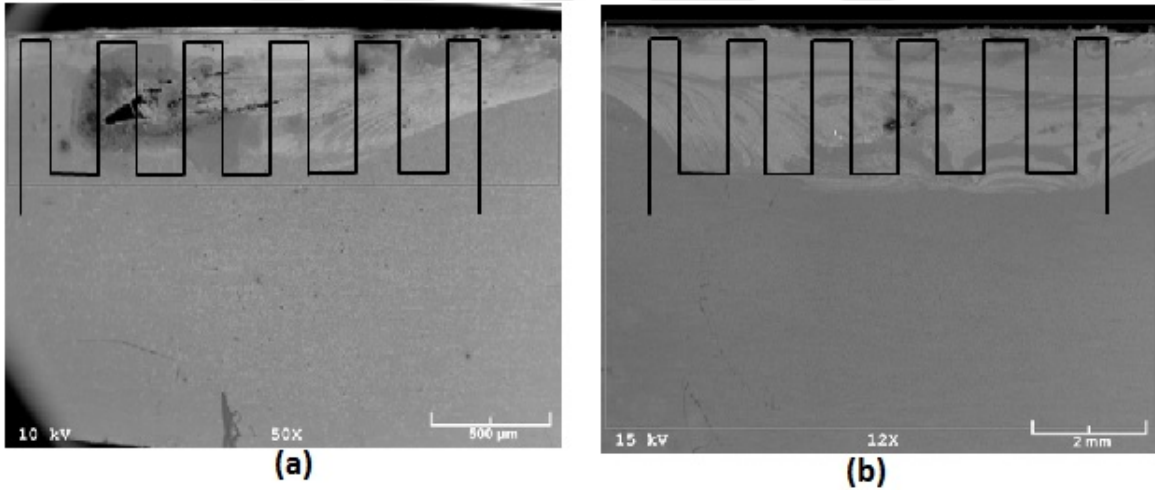
Şekil 54. %20 takviye elemanı içeren numunede (2 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması



Şekil 55. %30 takviye elemanı içeren numunede (3 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması



Şekil 56. %40 takviye elemanı içeren numunede (4 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.



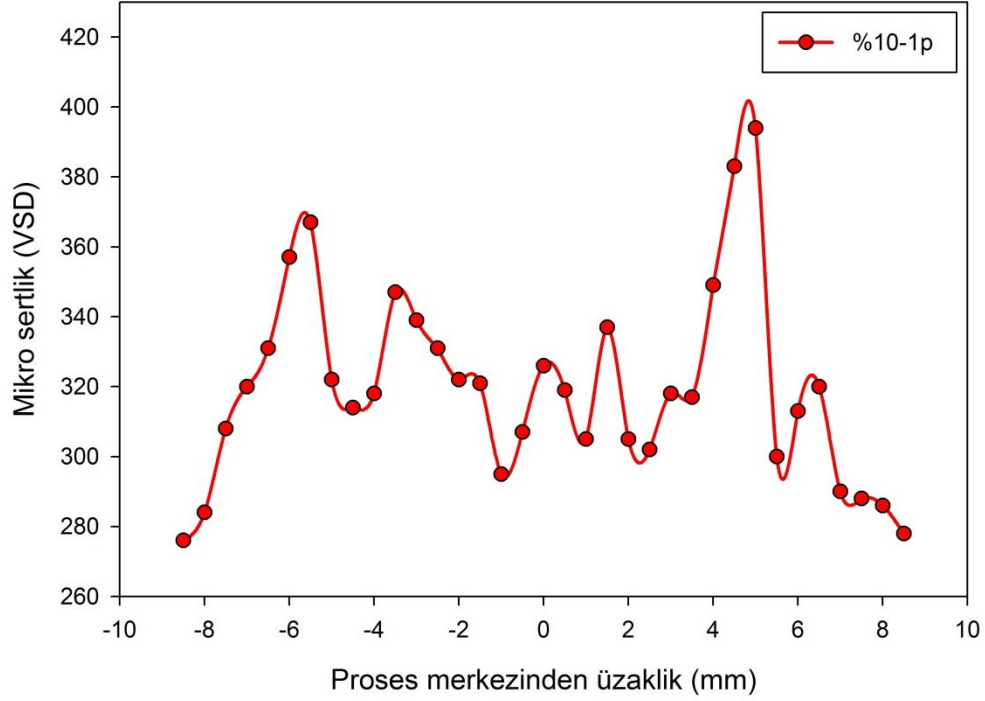
Şekil 57. %50 takviye elemanı içeren numunede (5 kanal) SKP takımının karıştırma işleminin parçacık dağılımına etkisi. a) 1 paso işlem uygulanmış, b) 2 paso işlem uygulaması.

3.4. Mikrosertlik İncelemeleri

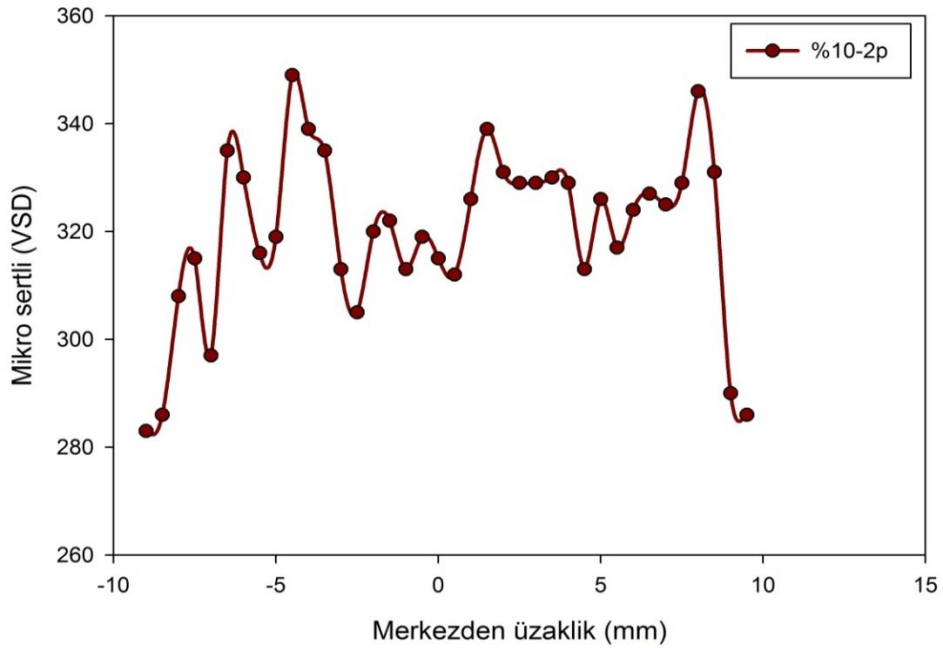
Yüzeysel kompozit üretiminden sonra oluşan farklı mikroyapısal bölgelerin incelemesi optik mikroskop ve SEM aracılığıyla yapılmıştır. Bu proses yönteminde proses bölgesinde dört farklı yapıya ait bölge Şekil 35’de örnek bir numunenin optik mikroskop görüntüsü üzerinde gösterilmiştir. Burada karıştırma bölgesi, takviye edilmiş bölge, termomekanik etkilenmiş bölge (TEB) ve ana yapı bölgesi bulunmaktadır. Bu bölgelerden başka proses işlemi sırasında oluşan sıcaklık etkisinde kalmış olan ısıdan etkilenen bölge meydana gelmektedir. Bu bölgeler fiziksel ve mikroyapısal olarak farklılıklar gösterirler.

Proses edilmiş olan numunelerin sertlik profillerinin belirlenmesi için hazırlanan numuneler üzerinden Şekil 35’de belirtildiği gibi proses bölgesi merkezinden başlayarak dikey ve yatay doğrultuda ölçümler yapılmıştır. Gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde sertlik profilinin gerçekçi bir şekilde (hassas olarak) elde edilmesinde bir birine yakın sertlik ölçümleri gerçekleştirebilmek için yük değeri 0,5 kg olarak kullanılmıştır. Ancak bir birine yakın izler elde edebilmek için küçük sertlik izleri elde edilmiş olması nedeniyle, yaklaşık 20 µm boyuta sahip olan takviye elemanlarının yapıda homojen olarak dağılmamış olması nedeniyle, sertlik izine etkileri farklı olduğundan sertlik ölçüm değerlerinde de bazı saçılmalar ortaya çıkmıştır. Bu durum elde edilen sertlik profillerinde takviye oranı ile uyuşmayan sertlik değerlerinin oluşmasına yol açmıştır. Elde edilen sertlik değerlerini gösteren grafikler dikey ve yatay doğrultularda takviye bölgesinden olmak üzere takviye elemanı miktarına ve uygulanan proses (paso) sayısına göre ayrı ayrı gruplar halinde aşağıda verilmiştir. Elde edilen sertlik profilleri incelendiğinde yüzey bölgelerin sertlik değerlerinin hemen hemen takviye oranından bağımsız olarak yaklaşık aynı mertebelerde elde edildiği görülmektedir (Şekil 58-69). Yüzeye dik doğrultuda elde edilen grafiklerde sertliğin yüzey tabakasından derine gidildikçe artmakta olduğu ve takviye elemanlarının yoğun olarak bulunduğu bölgede en yüksek değere eriştikten sonra azalarak yaklaşık aynı sertlik değerlerine ulaşmaktadırlar (Şekil 70-81). Numunelerin takviye elemanı içeren bölgelerindeki sertlik değerlerinin beklenildiği gibi artan takviye elemanı oranı ile artmakta olduğu ve uygulanan proses sayısı ile önemli oranda değişmediği tespit edilmiştir. Numunelerin dik doğrultudaki sertlik profilleri incelendiğinde artan takviye elemanı oranı ve proses sayısı ile yüksek sertliğe sahip olan bölgenin genişlemekte olduğunu bariz bir şekilde göstermektedir. Bu sertlik dağılımındaki

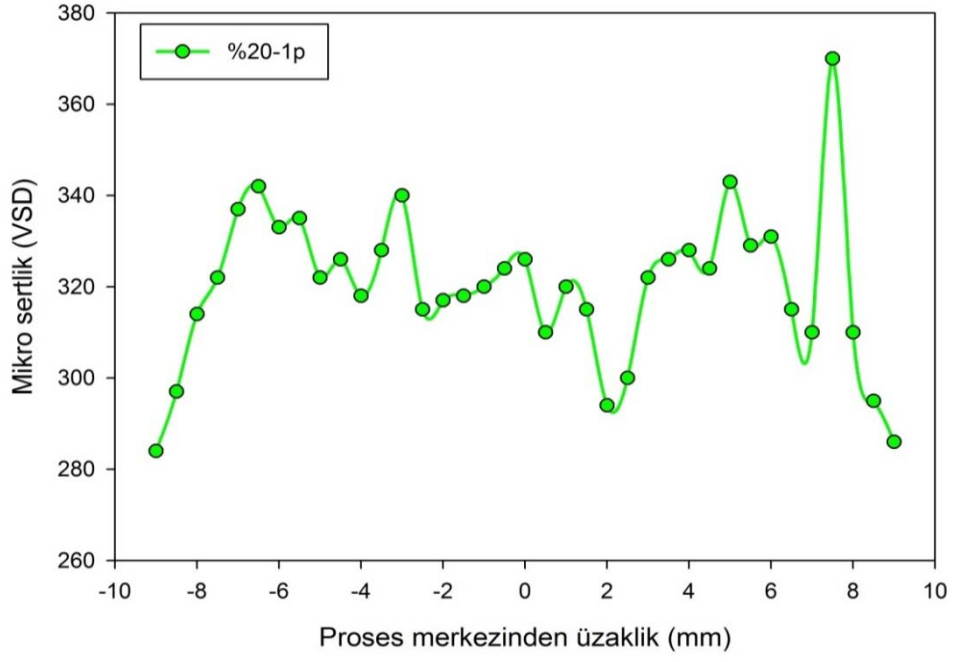
istikrarsızlığın takviye elemanlarının yapıda homojen olarak dağıtılabilmemesinin sağlanması ile önemli oranda giderilebileceği düşünülmektedir.



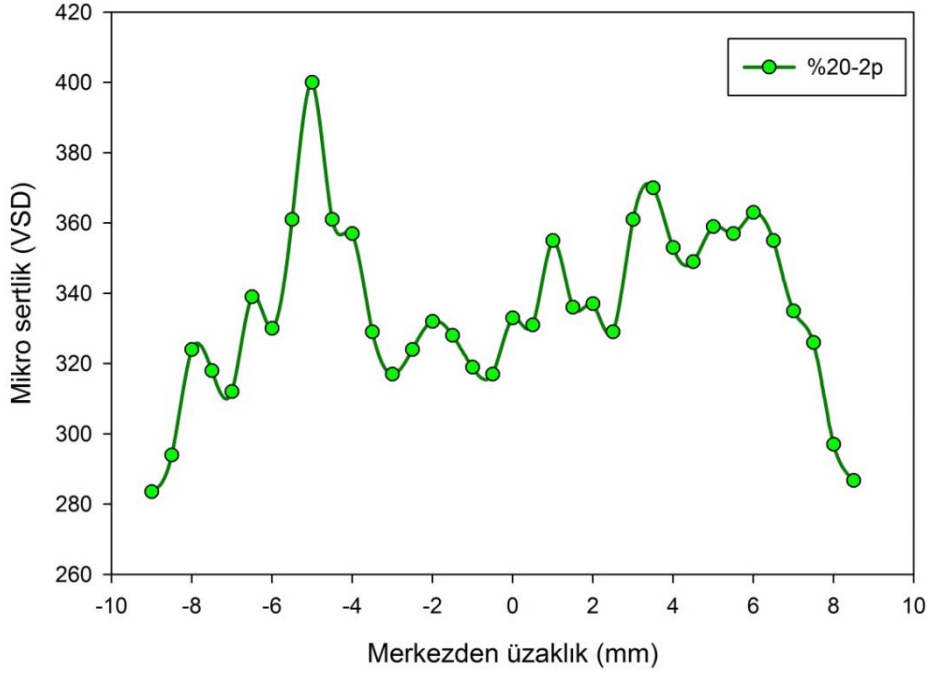
Şekil 58. %10 takviye olunmuş, 1 pasonun yatay sertlik ölçümü



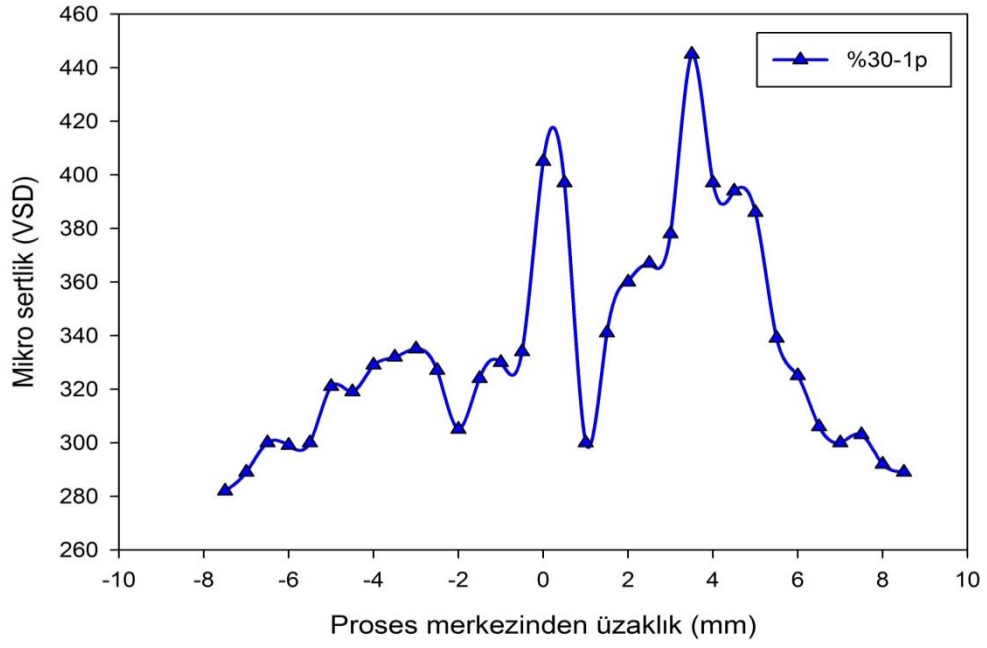
Şekil 59. %10 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü



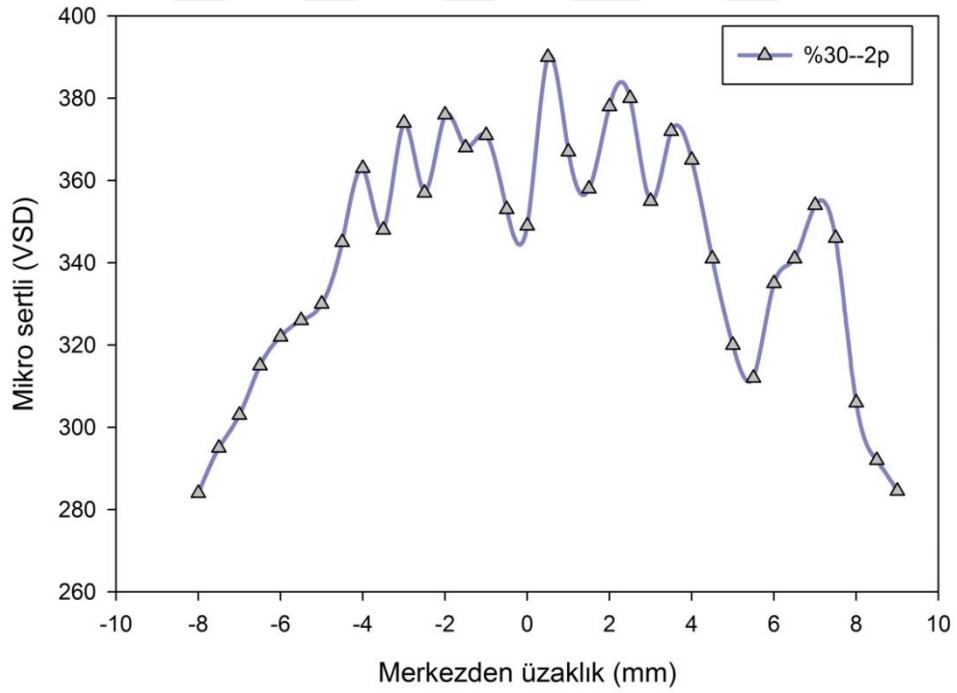
Şekil 60. %20 takviye olunmuş, 1pasonun yatay sertlik ölçümü



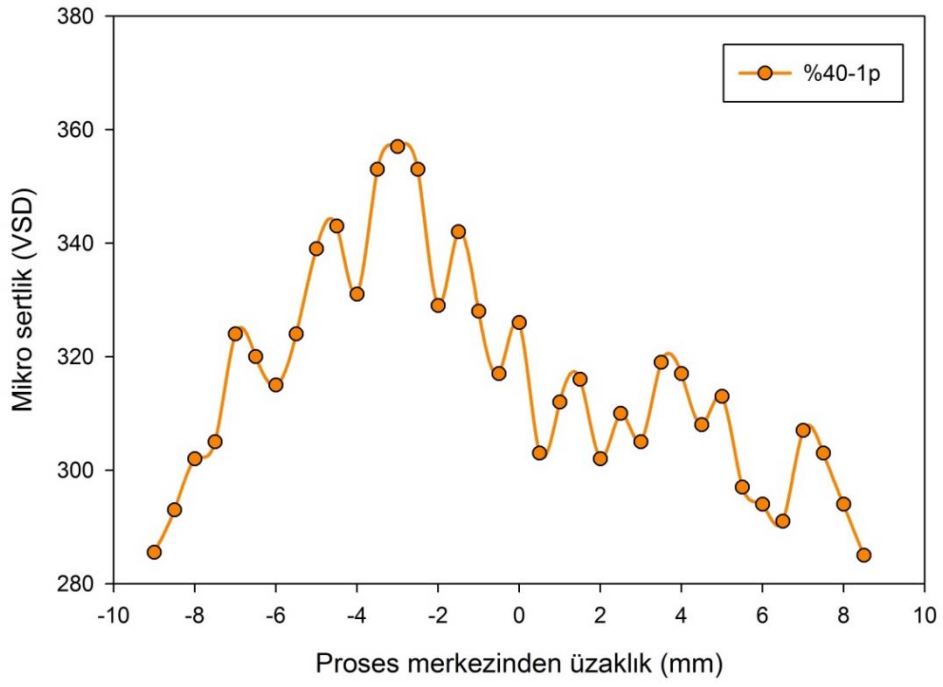
Şekil 61. %20 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü



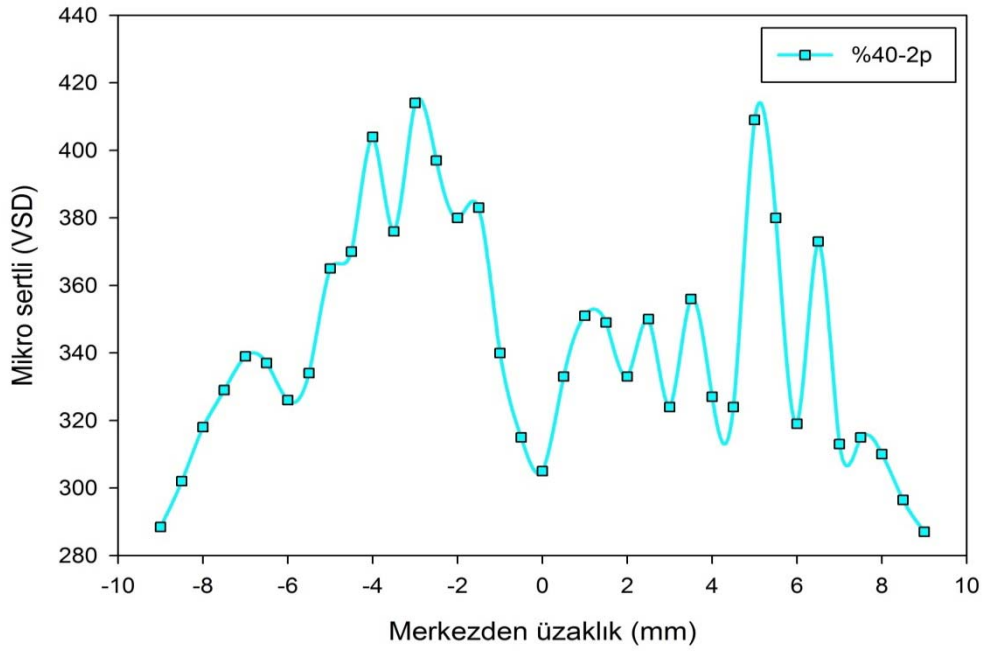
Şekil 62. %30 takviye olunmuş, 1pasonun yatay sertlik ölçümü



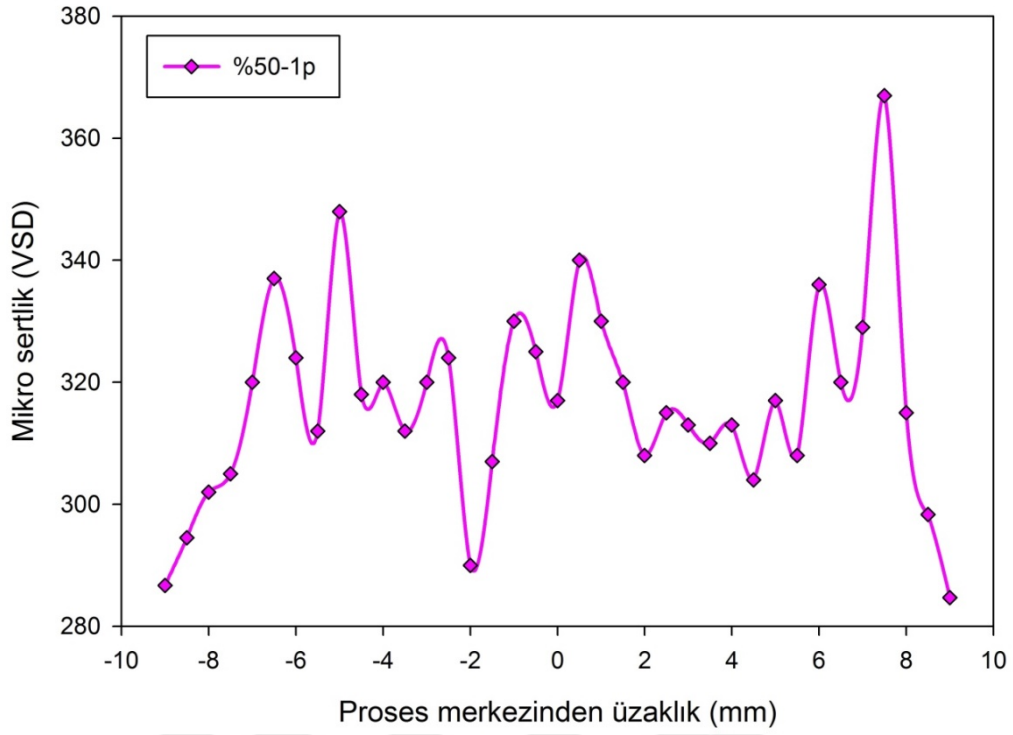
Şekil 63. %30 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü



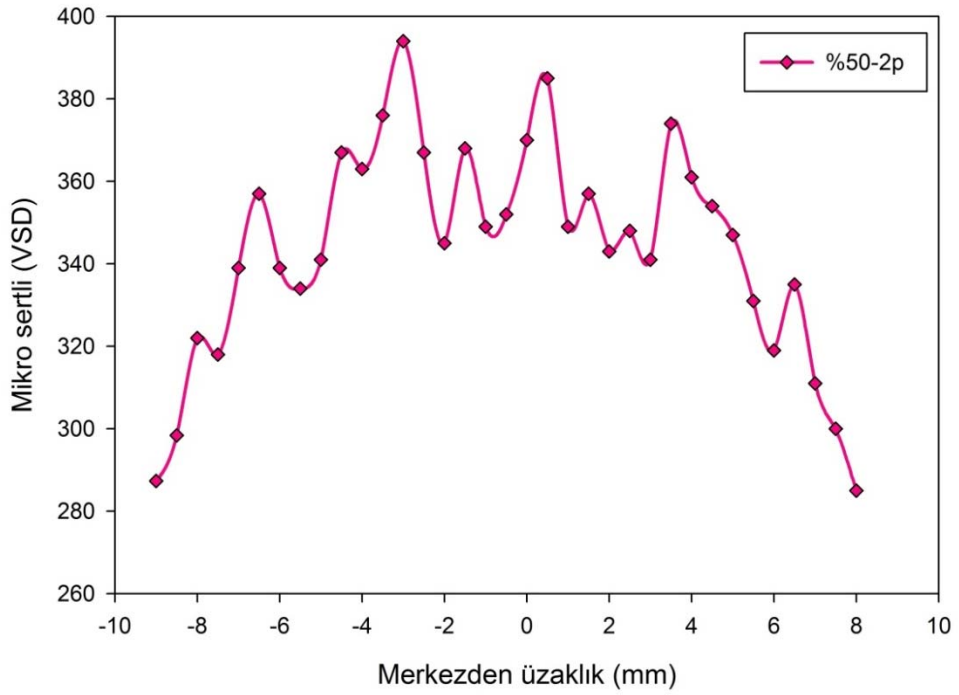
Şekil 64. %40 takviye olunmuş, 1 pasonun yatay sertlik ölçümü



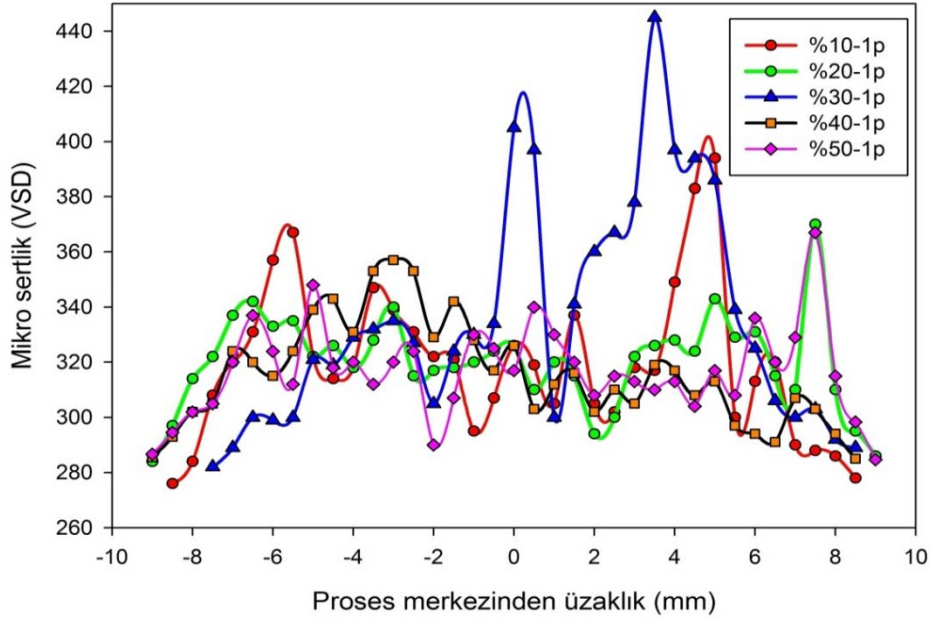
Şekil 65. %40 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü.



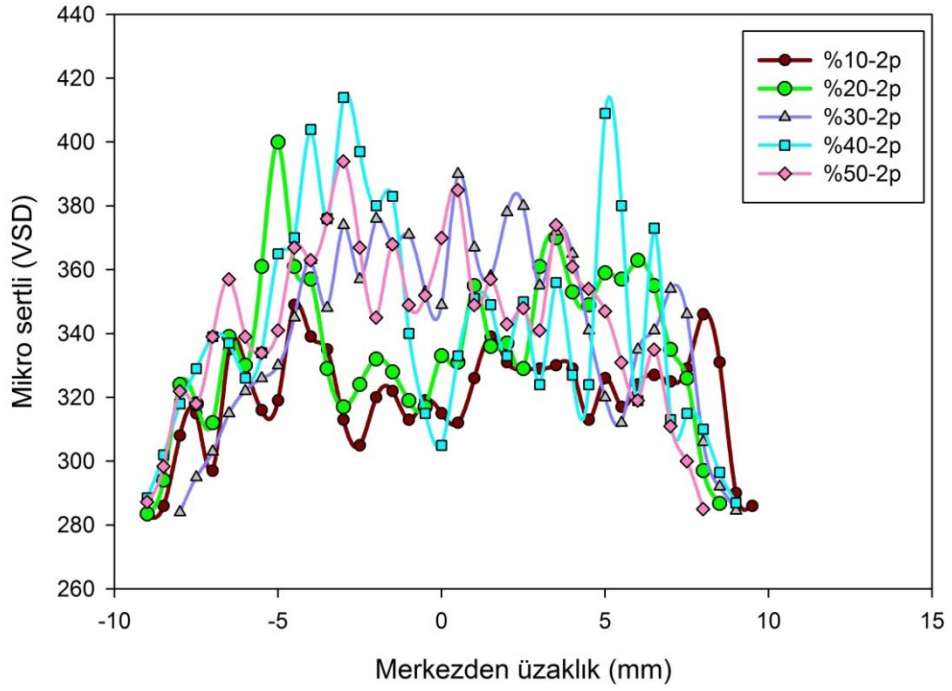
Şekil 66. %50 takviye olunmuş, pasonun yatay sertlik ölçümü.



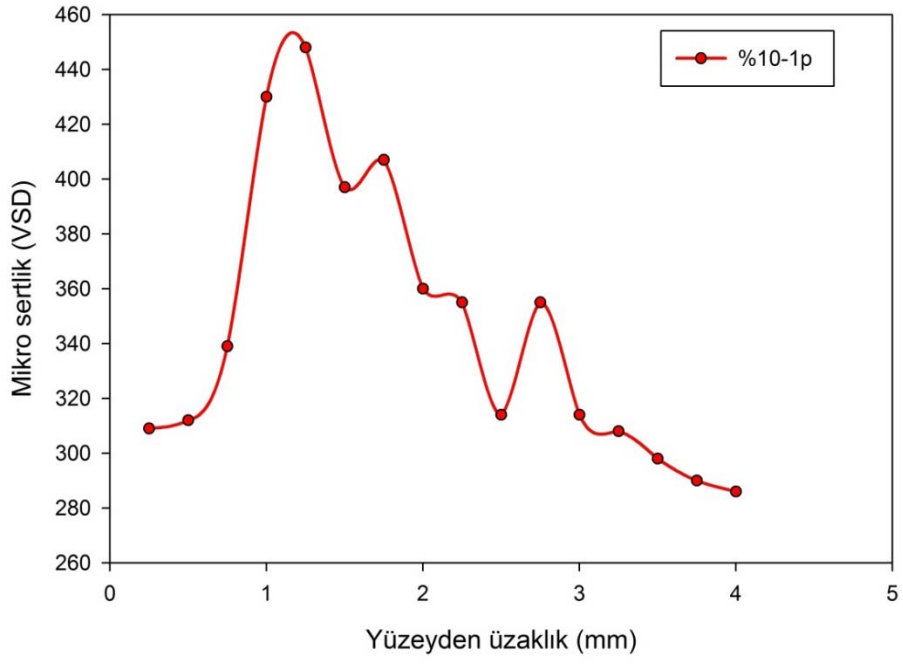
Şekil 67. %50 takviye olunmuş, 2 pasonun yatay sertlik ölçümü



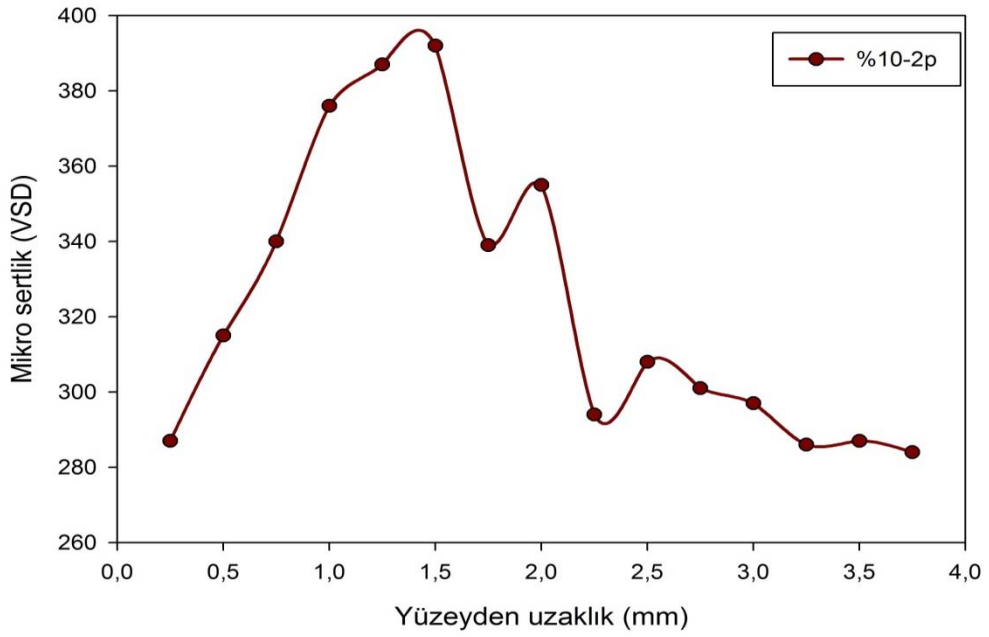
Şekil 68. 1 paso olan numunelerin yatay sertlik ölçümleri



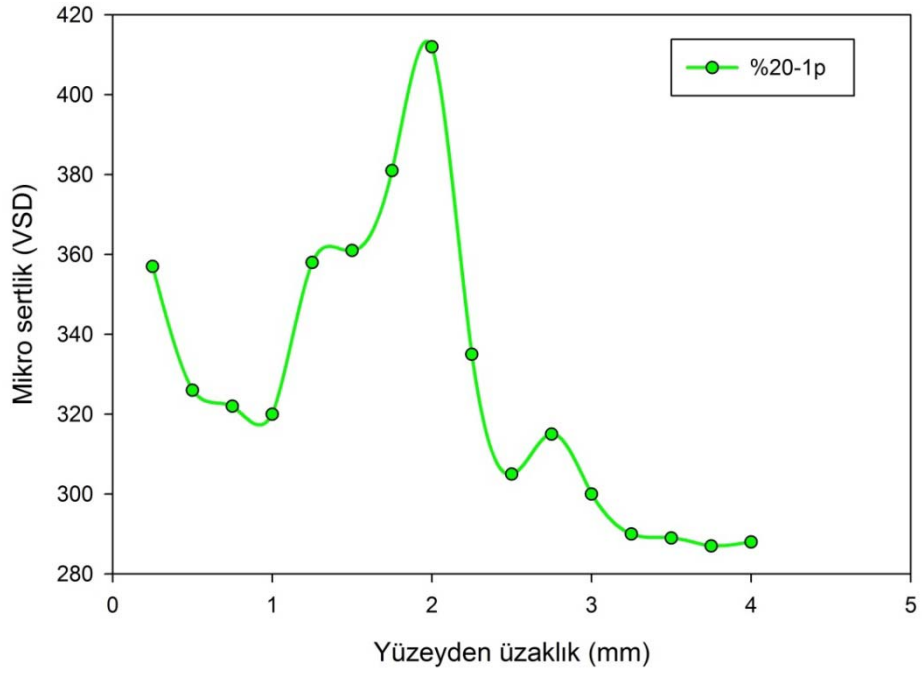
Şekil 69. 2 paso olan numunelerin yatay sertlik ölçümleri



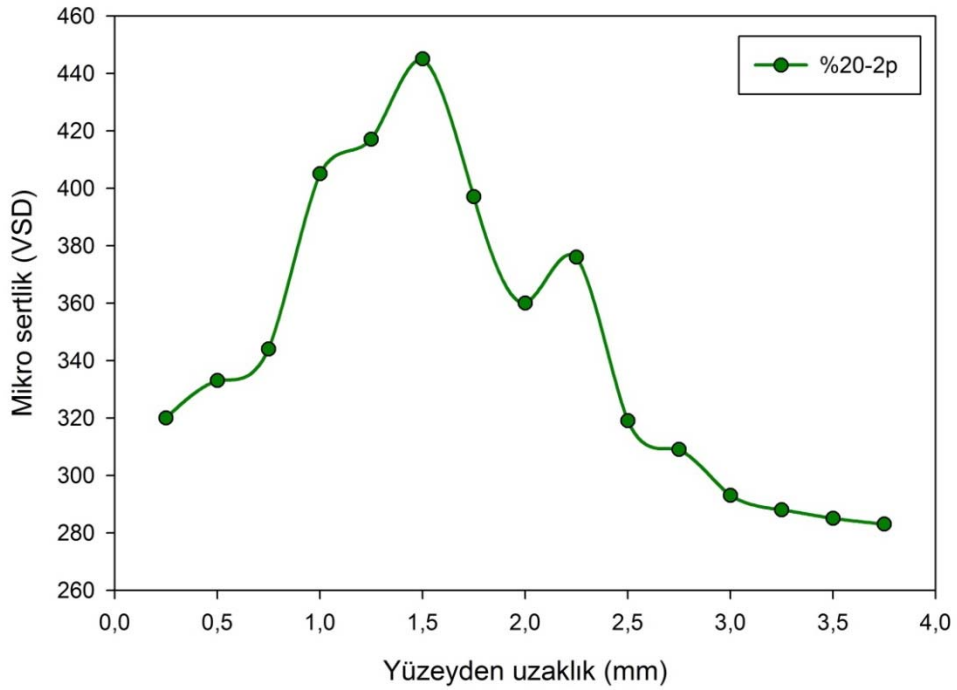
Şekil 70. %10 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü



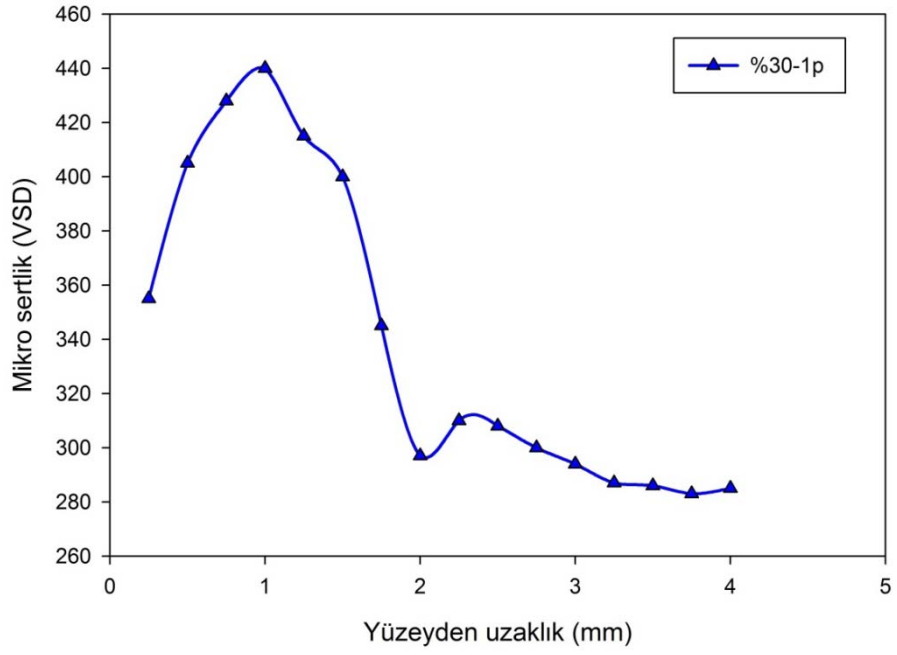
Şekil 71. %10 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü



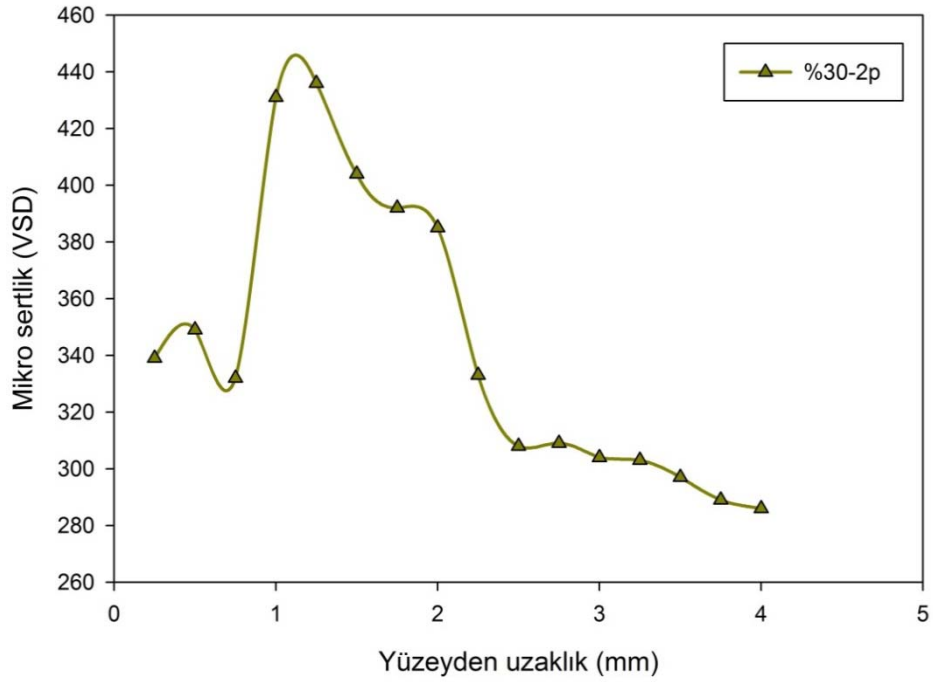
Şekil 72. %20 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü



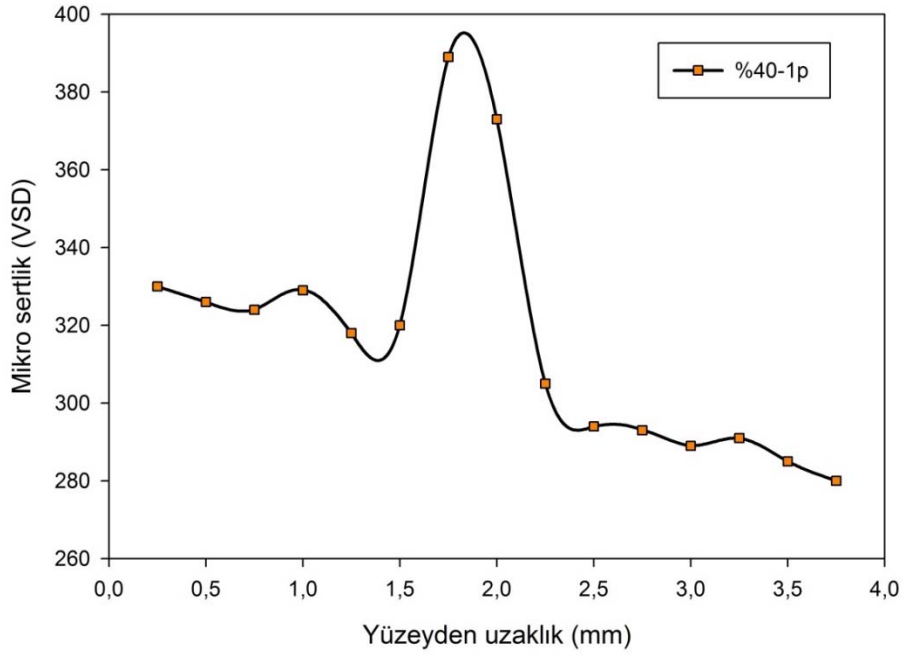
Şekil 73. %20 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü



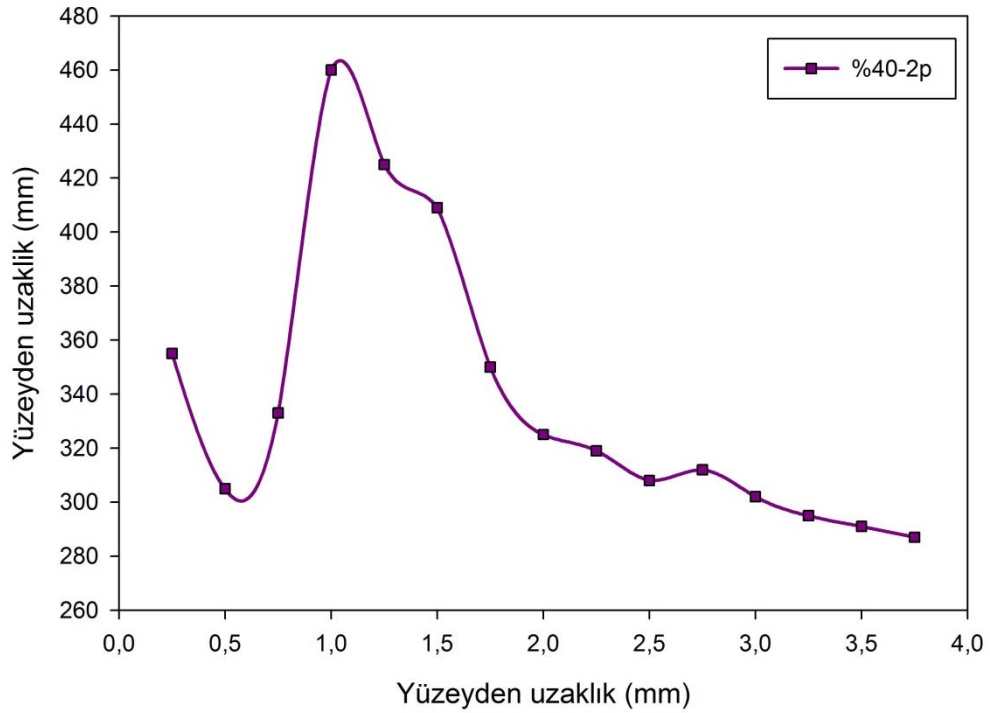
Şekil 74. %30 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü



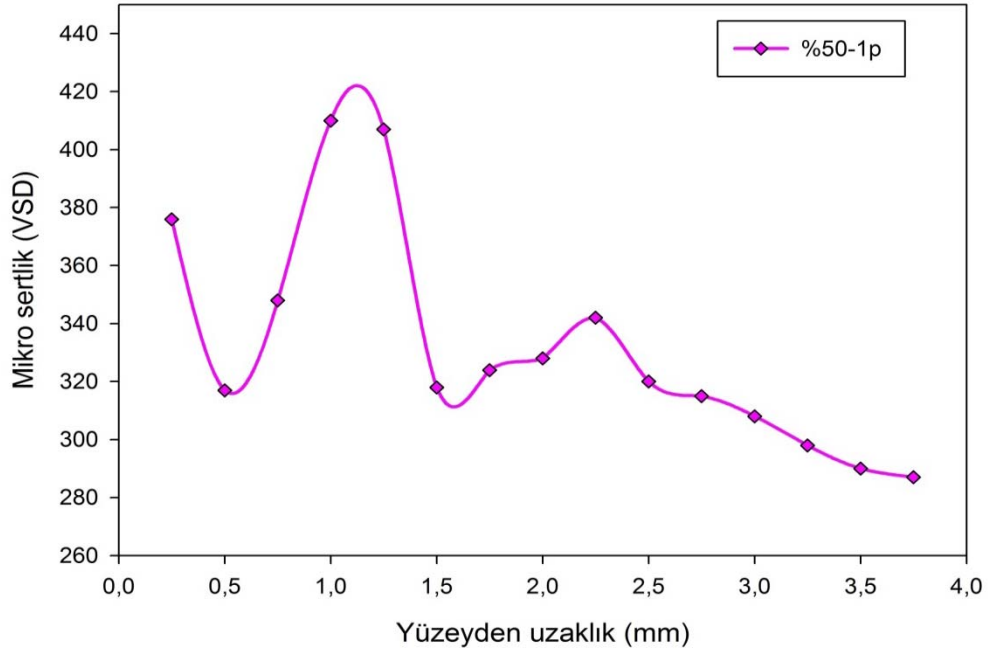
Şekil 75. %30 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü



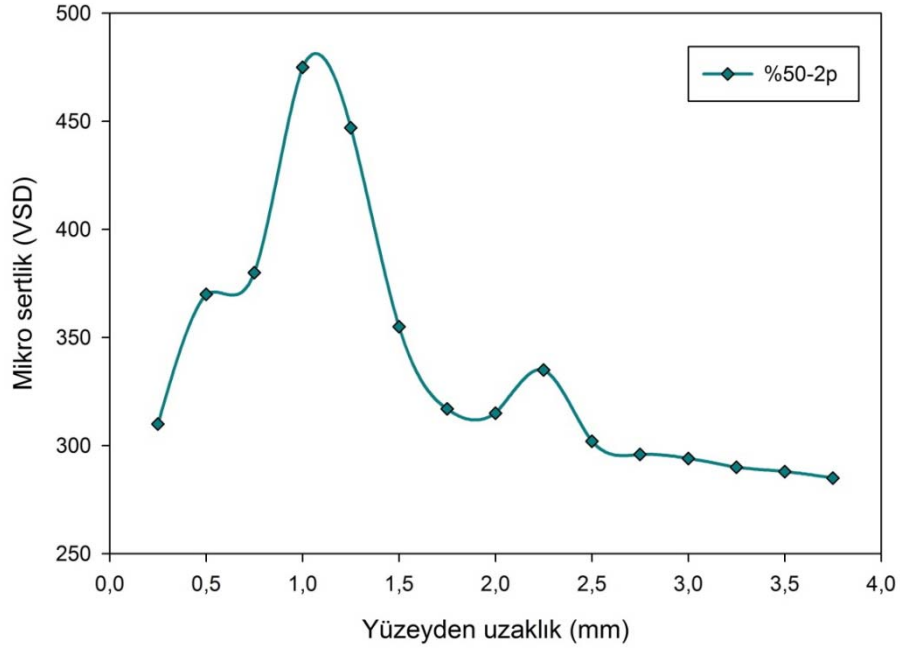
Şekil 76. %40 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü



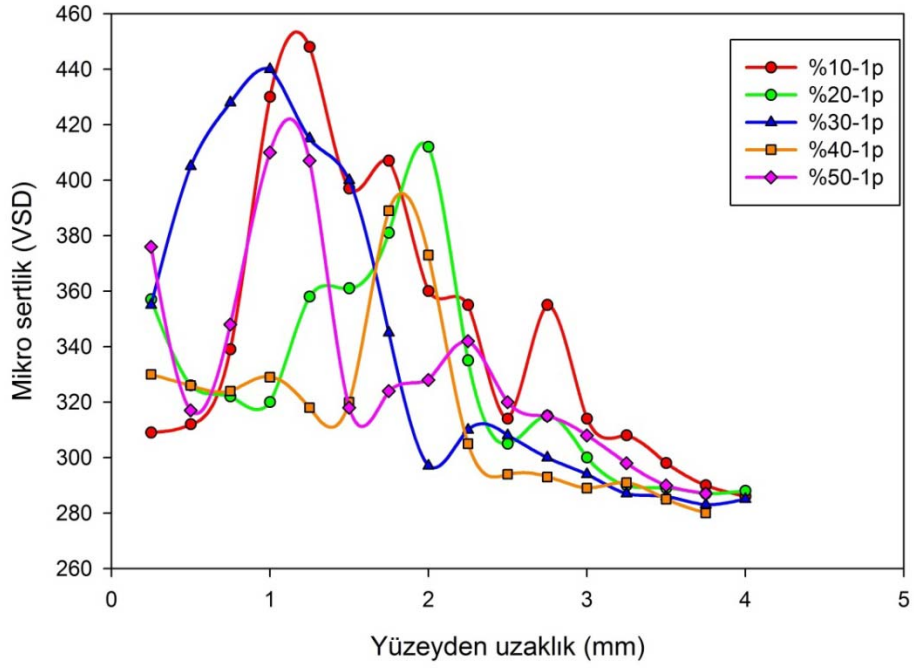
Şekil 77. %40 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü



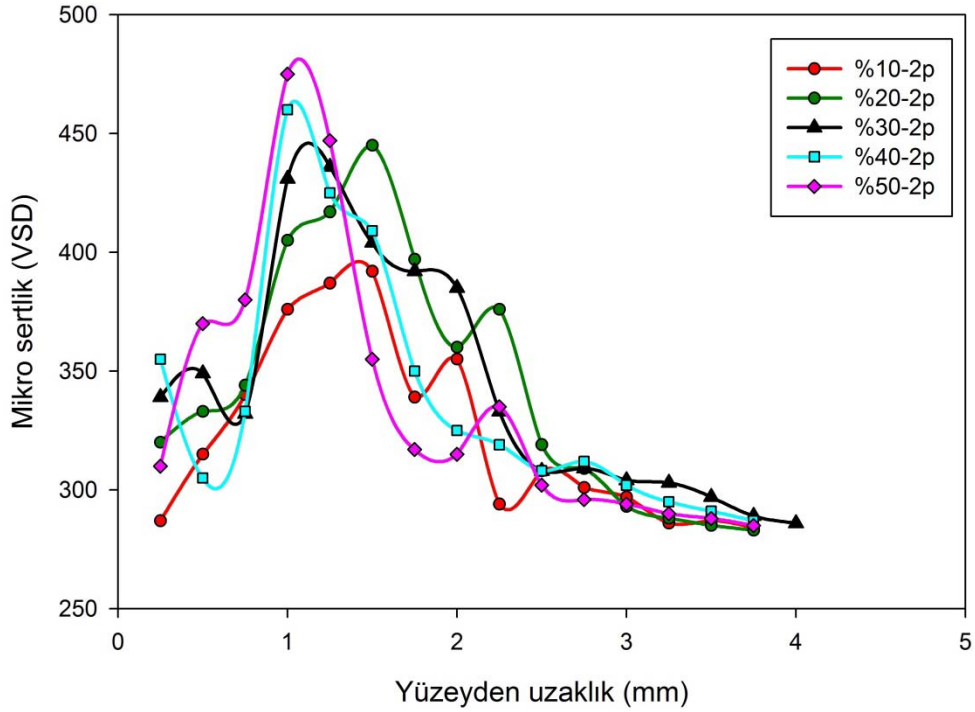
Şekil 78. %50 takviye olunmuş, 1 pasonun dikey sertlik ölçümü



Şekil 79 %50 takviye olunmuş, 2 pasonun dikey sertlik ölçümü



Şekil 80. 1 paso olan numunelerin dikey sertlik ölçümleri.



Şekil 81. 2 paso olan numunelerin dikey sertlik ölçümleri.

3.5. Aşınma Deneyi

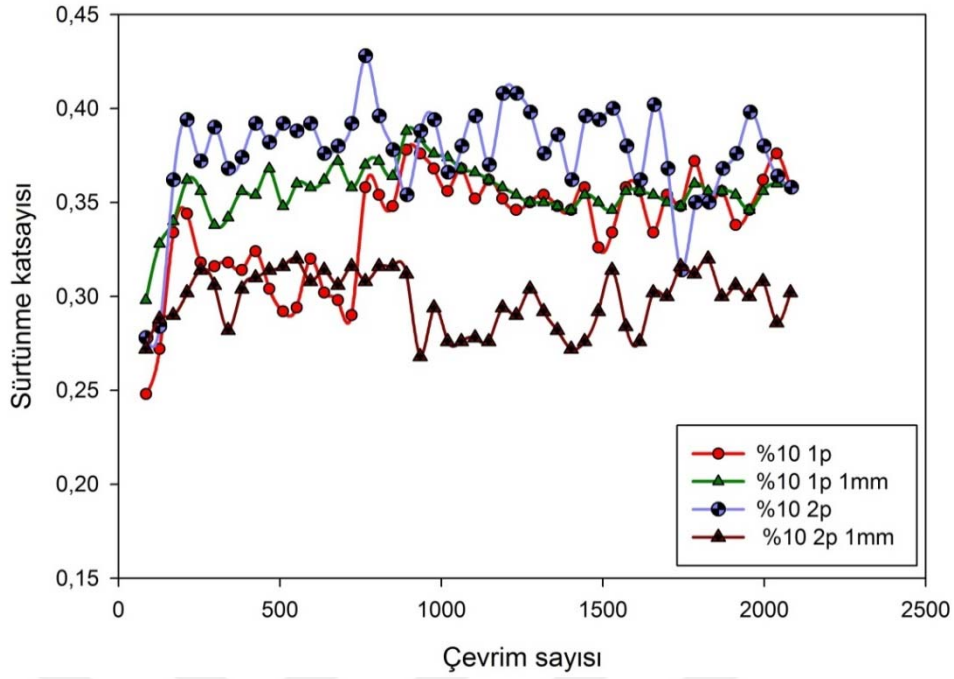
Üretilen yüzey kompozit numunelerin aşınma davranışları oda sıcaklığında karşı yüzey olarak tungsten karbür (WC) bilya kullanılarak, ball-on-disk triboloji deney düzeneği yardımıyla incelenmiştir. Bu çalışmada gerçekleştirilen aşınma deneylerinde karşı yüzey olarak tungsten karbür (WC) bilye, sert SiC parçacıklarıyla oluşturulan kompozit malzemenin aşındırılmasında, metalik karakterli (tungsten karbür (WC)) bir karşı yüzeyin kullanılmış olmasını sağlamak için tercih edilmiştir. Aynı zamanda, tungsten karbür (WC) bilye, sertlik değeri açısından kullanılabilir uygun sertlik değerine sahip bulunmaktadır. Sürtünme Karıştırma Prosesi deneylerinden elde edilen farklı takviye oranlarına sahip olarak proses edilmiş numunelerin, takviyesiz olarak sadece proses edilmiş numunelerin ve proses işlemi uygulanmamış numunenin aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri çevrim sayısına göre Şekil 82-87’de gösterilmiştir. Elde edilen grafikler incelendiğinde dökülmüş durumda bulunan numunenin diğer durumdaki (proses edilmiş ve takviyeli proses edilmiş) numuneler oranla genelde daha yüksek bir sürtünme katsayısına sahip olduğu görülmüştür. Takviye yapılmamış olup sadece 1 ve 2 paso proses işlemine tabi tutulmuş olan numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin dökülmüş durumdaki numunelere oranla bir miktar azalmakta olduğu tespit edilmiştir. Sadece proses işlemine tabi tutulmuş numuneler arasında ise 2 kez proses edilmiş numunede uygulanan işleminin numunenin sürtünme katsayısını azaltıcı bir etki yaptığı belirlenmiştir. Takviye edilmiş durumda proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı grafikleri incelendiğinde ölçülen sürtünme katsayısı değerlerinin tümünün genelde dökülmüş durumdaki malzemenin sürtünme katsayısı değerinin altına inmiş olduğu, takviyesiz olarak proses edilmiş durumdaki numunelerle karşılaştırıldığında ise yaklaşık olarak aynı aralıklar arasında kaldıkları gözlenmiştir.

Takviye edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerleri incelendiğinde, Aynı koşullarda (Proses sayısı ve yüzeyden derinlik) gerçekleştirilen sürtünme deneylerinde, artan takviye oranı ile elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinin genel olarak azalmakta olduğu ve en düşük sürtünme katsayısı değerinin %40 oranında elde edilmekte olduğu belirlenmiştir. Ayrıca numunelerin yüzey bölgelerinde ölçülen sürtünme katsayısı değerlerinin artan proses sayısı ile artmakta olduğu, yüzey bölgesinden daha derine inildikçe (1,0 mm) artan paso sayısı ile azalmakta olduğu tespit edilmiştir. Bu etkiler, %40 oranının üzerinde takviye edilmiş olan numunelerde ters yönde ortaya çıkmaktadır. Bu

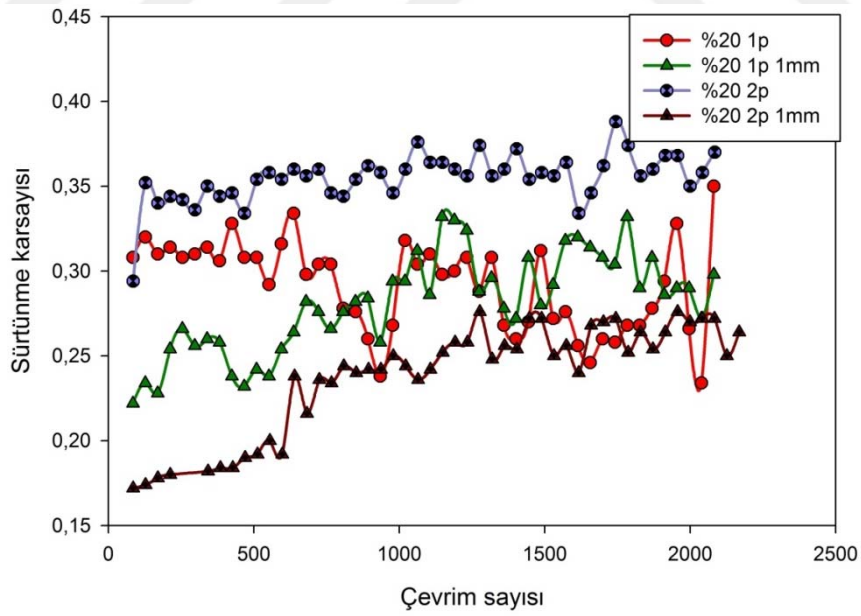
durum, yüzeye yüksek oranda takviye elemanı katabilmek için açılacak kanal sayısının artması sonucunda, uygulanan proses işleminde sürtünme yüzeyinin azalmasının etkisiyle üretilen ısının azalması nedeniyle ana malzemenin yeterince ısıtılamamıştır. Dolayısıyla, malzemeye uygulanan proses işlemi, erişilen sıcaklık mertebesinin düşük kalması nedeniyle malzemenin şekil değiştirme kabiliyetinin nispeten düşük kalması sonucunda, beklenen etkinlikte gerçekleşmemiştir. SiC takviye parçacıklarının numune yapısında homojen olarak dağıtılamamış olup farklı derinliklerde yoğunlaşmış olmaları nedeniyle aşınma dirençlerinin bölgesel farklılık gösterdiği düşünülmektedir.

Tablo 11. Tüm numunelerin sürtünme deneyinden elde edilen sürtünme katsayıları.

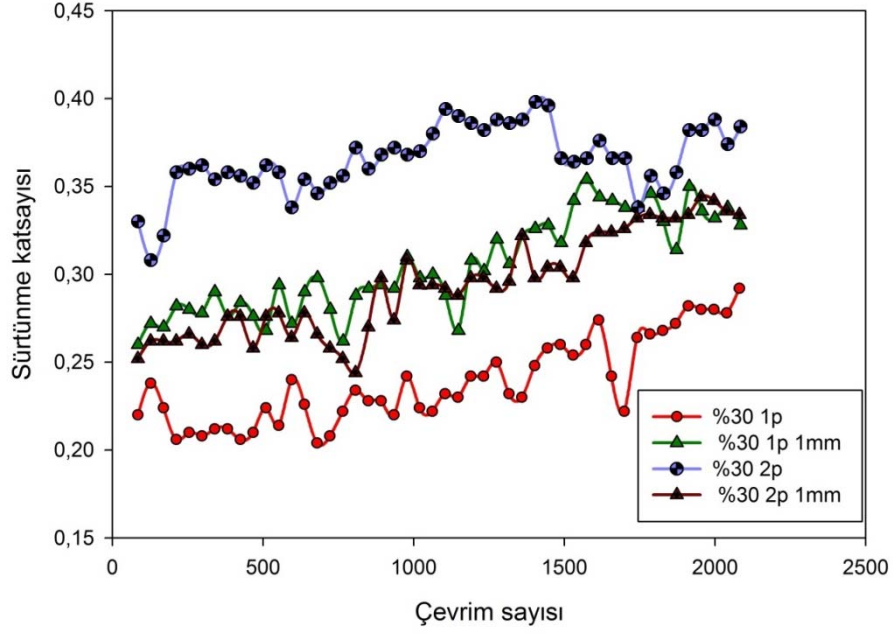
Numune		Sürtünme katsayısı	
Ana malzeme		0,38	
Takviyesiz	1 paso	0,37	
	2 paso	0,34	
%10	1 paso	Yüzey	0,34
		1mm	0,36
	2 paso	Yüzey	0,38
		1mm	0,31
%20	1 paso	Yüzey	0,29
		1mm	0,29
	2 paso	Yüzey	0,36
		1mm	0,24
%30	1 paso	Yüzey	0,24
		1mm	0,31
	2 paso	Yüzey	0,37
		1mm	0,31
%40	1 paso	Yüzey	0,19
		1mm	0,2
	2 paso	Yüzey	0,36
		1mm	0,32
%50	1 paso	Yüzey	0,33
		1,0mm	0,38
	2 paso	Yüzey	0,30
		1mm	0,35



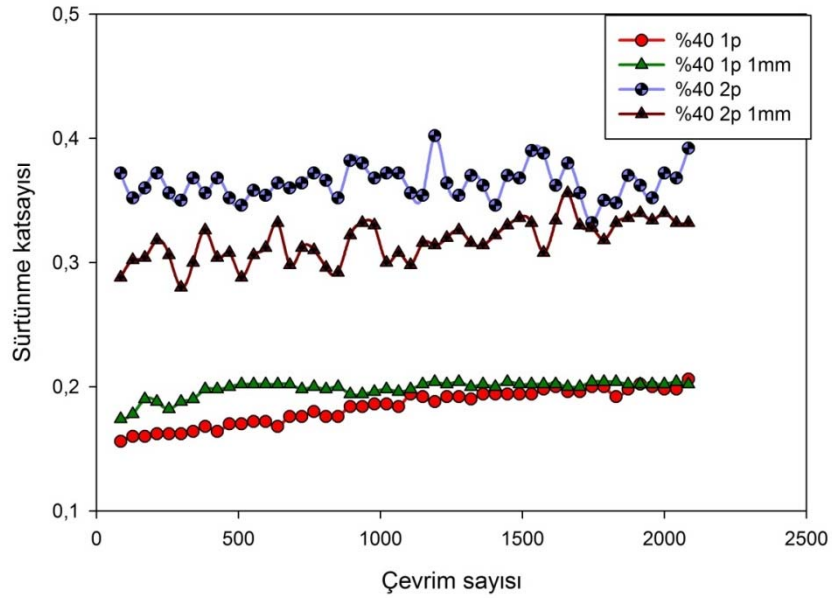
Şekil 82. %10 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri



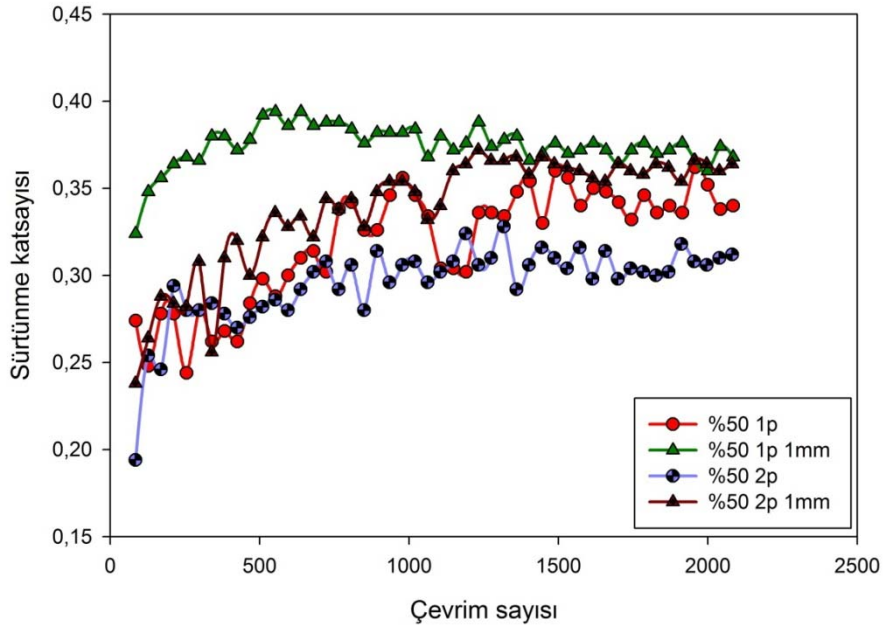
Şekil 83. %20 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.



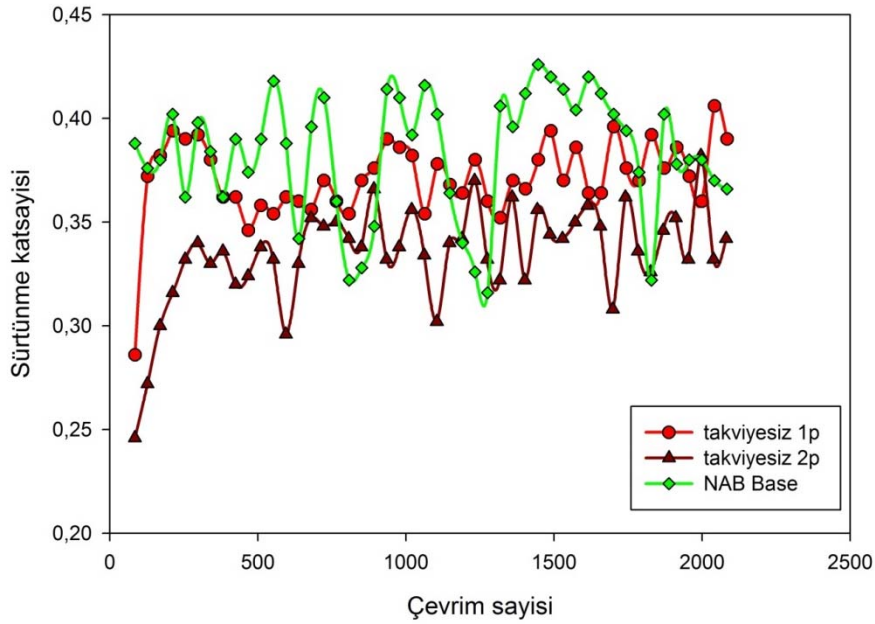
Şekil 84. %30 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.



Şekil 85. %40 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.



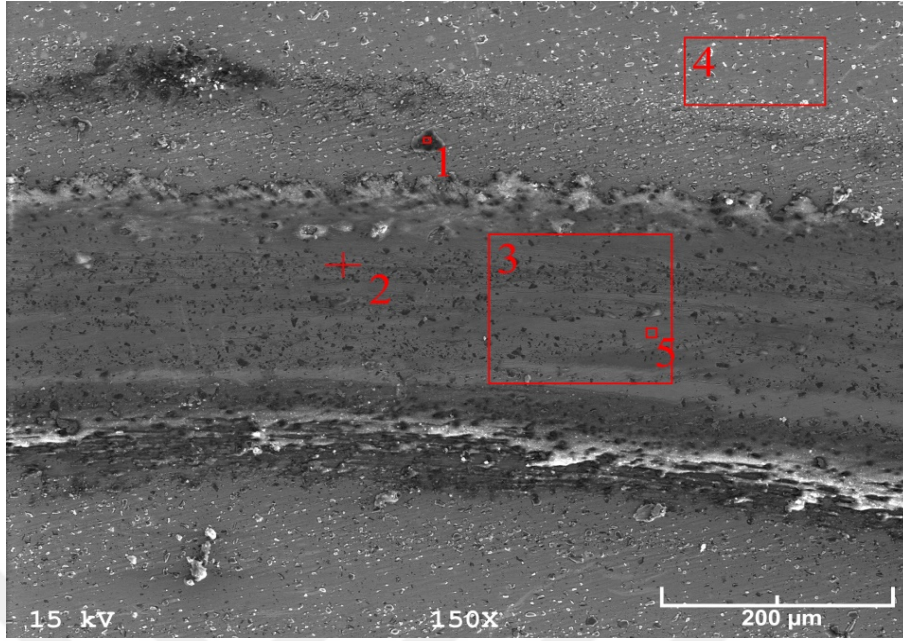
Şekil 86. %50 oranında takviye edilerek 1 paso ve 2 paso proses edilmiş numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimleri.



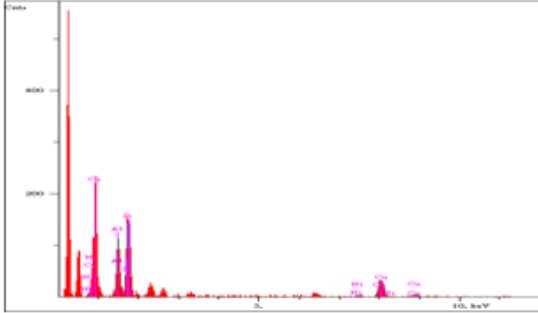
Şekil 87. Takviyesiz olarak 1 paso ve 2 paso proses edilmiş ve işlenmemiş NAB alaşımı numunelerinde sürtünme katsayısının çevrim sayısına göre değişimleri.

Aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yollarından elde edilen SEM ve optik profilometre görüntüleri Şekil 89-94'de verilmiştir. Bu şekillerde aşınma yolunun

SEM ve optik profilometre ile elde edilen topoğrafik görüntülerinde aşınma yollarının dengesiz (aşındırıcı bilye geometrisinden farklı şekilde ve bölgesel farklılık) bir şekilde aşınmış oldukları görülmektedir. Bu dengesiz aşınma durumu numunelerdeki SiC takviye parçacıklarının yüzeyden aynı derinlikte ve homojen olarak dağılmamış olmasının yanında, aşınan parçacıkların üçüncü parçacık etkisi ile malzeme yüzeyinde abrazyon etkisi yapmasından kaynaklandığı, numunelere ait aşınma yolu görüntülerinden, Şekil 89-94'deki SEM içyapı görüntülerinden ve element dağılım haritalarından anlaşılmaktadır. Bu olumsuz durum numune bünyesindeki takviye elemanlarının numune yüzeyine paralel ve dik konumda daha homojen olarak dağıtılması ile giderilebilecektir. İncelenen SEM görüntülerinden, düşük takviye oranlarında genel aşınma mekanizmasının baskın olarak abrazyon karakterli olduğu görülürken artan takviye oranlarında adheziv karakterli aşınma mekanizmasının daha baskın duruma geldiği görülmektedir. Nino ve çalışma arkadaşları tarafından yapılmış olan çalışmadan da görülebileceği gibi aşındırıcı olarak kullanılan tungsten karbür (WC) karşı yüzey bilye ile takviye elemanı olarak kullanılan silisyum karbürün etkileşime girerek daha kuvvetli bağlar oluşturmakta olduğu anlaşılmaktadır [96]. Bu durum artırılan SiC takviyesi ile aşınma yolunda görülen aşınma türünün daha baskın olarak adheziv karakterli olmasını doğrulamaktadır. Numunelerin aşınma yolunda ve bu yolun dışında kalan bölgeden alınan element analizlerine bir örnek olarak, Şekil 88'de % 40 oranında takviyeli numunenin aşınma yolunun farklı bölgelerinden alınan element analizleri görülmektedir. Analiz sonuçlarına göre, ölçüm yapılan bölgelerin (3 ve 4 numaralı bölgeler) ortalama analiz değerleri benzer bileşim oranlarına sahip oldukları belirlenmiştir. Ölçüm yapılan bölgeler arasında en yüksek Si (%82) değerinin aşınma yolu içerisinde bulunan 2 numaralı bölgede, en düşük Si oranının ise %13 ile aşınma yolu dışında kalan 4 numaralı yüzeysel bölgede bulunduğu tespit edilmiştir. Bu durum, numunelerin kesitlerinden elde edilen sertlik profillerinde belirlenen sertlik dağılımının heterojen yapıda olması ile örtüşmektedir. Aynı zamanda, numunelerin aşınma deneylerinde ölçülen sürtünme katsayısının geniş bir band aralığında salınımlı davranmasına yol açan önemli bir etken olduğu düşünülmektedir. Aşınma deneylerinde, belirlenen aşınma izlerinin homojen olmadıkları, aşınma yolu boyunca farklılık gösterdikleri belirlenmiştir. Bu durum takviye edilmiş numunelerin kesit görünümülerinden ve aşınma deneyi sırasında ölçülen sürtünme katsayılarının değişken karakterde davranmalarından anlaşılmaktadır.



a)

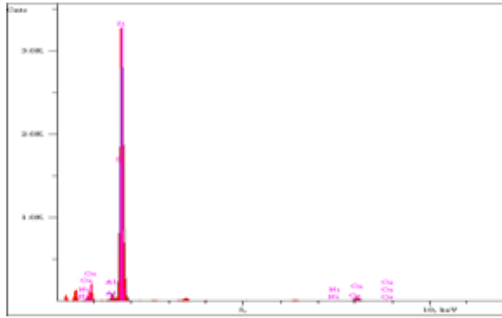


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	Units	
Al	Ka	70,64	4,896	19,816	wt.%	
Si	Ka	97,21	5,424	28,263	wt.%	
Ni	Ka	3,45	1,609	3,794	wt.%	
Cu	Ka	30,77	2,939	48,127	wt.%	
				100,000	wt.%	Total

b)

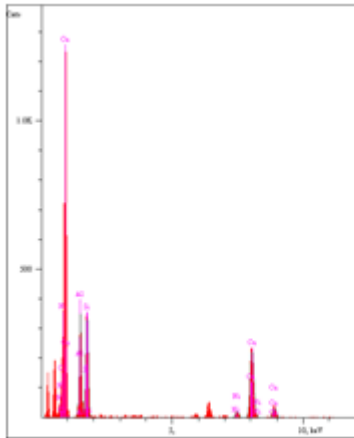
Şekil 88. % 40 takviyeli numunenin aşınma yolunun farklı bölgelerinden alınan element analizleri. a) Numune üzerindeki analiz bölgelerinin görünümü, b) 1 numaralı, c) 2 numaralı, d) 3 numaralı, e) 4 numaralı bölgeden elde edilen spektrum ve analiz değerleri,

Şekil 88'in devamı



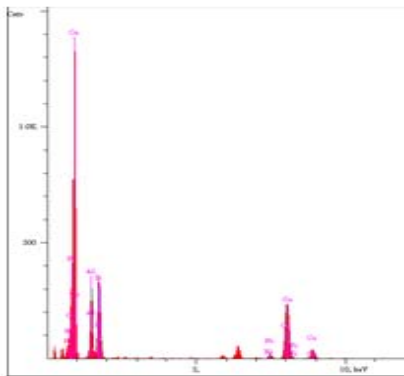
Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	Units	
Al	<u>Ka</u>	46,13	3,985	2,423	wt.%	
Si	<u>Ka</u>	1.447,01	15,838	82,507	wt.%	
Ni	<u>Ka</u>	2,77	1,437	0,928	wt.%	
Cu	<u>Ka</u>	30,39	2,549	14,142	wt.%	
				100,000	wt.%	Total

c)



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	Units	
Al	<u>Ka</u>	156,85	5,616	14,191	wt.%	
Si	<u>Ka</u>	159,08	5,668	13,716	wt.%	
Ni	<u>Ka</u>	14,51	2,259	4,244	wt.%	
Cu	<u>Ka</u>	159,82	5,301	67,849	wt.%	
				100,000	wt.%	Total

d)

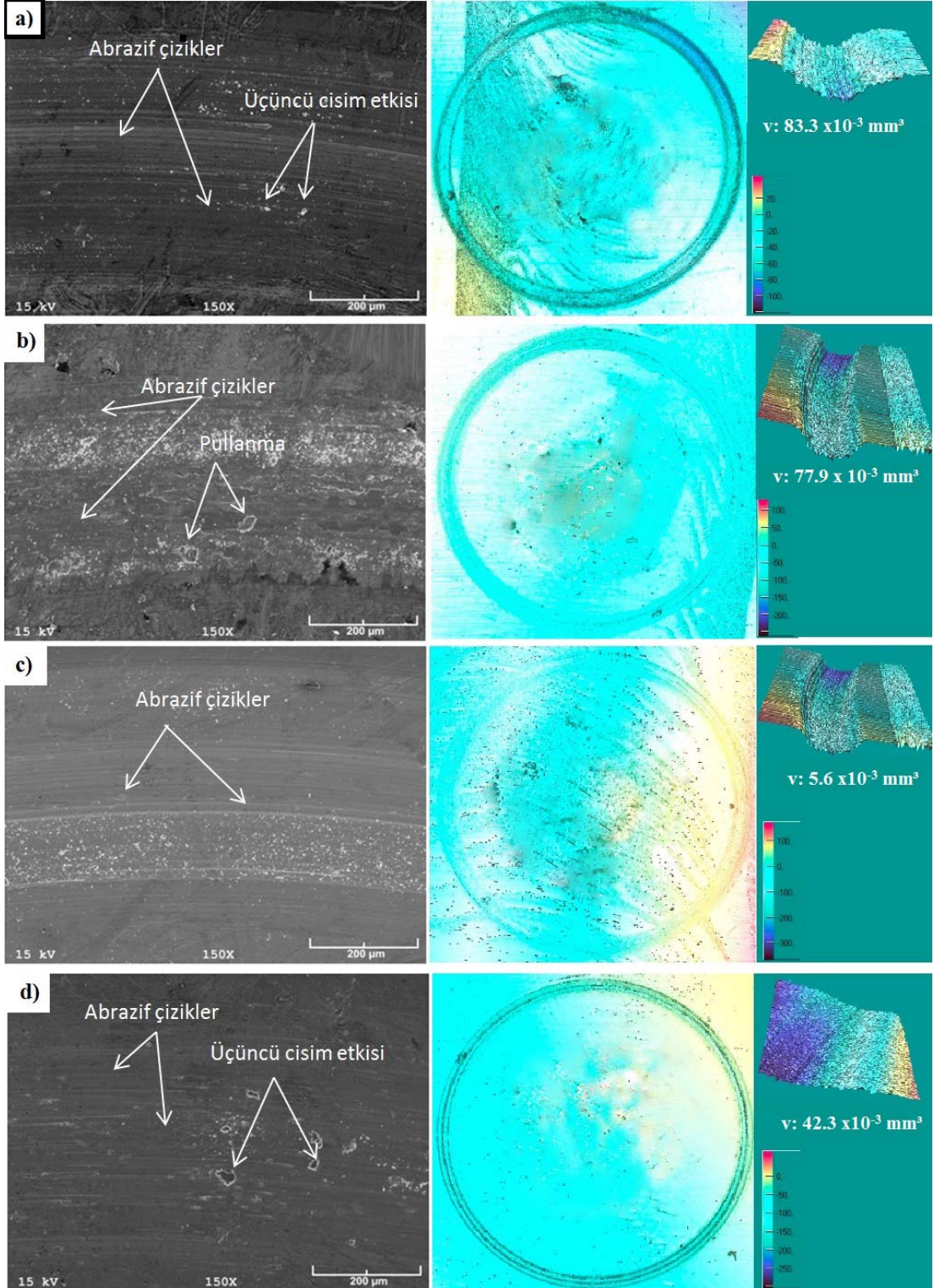


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	Units	
Al	<u>Ka</u>	162,75	6,313	12,745	wt.%	
Si	<u>Ka</u>	180,16	6,578	13,283	wt.%	
Ni	<u>Ka</u>	14,40	2,550	3,574	wt.%	
Cu	<u>Ka</u>	194,45	6,378	70,398	wt.%	
				100,000	wt.%	Total

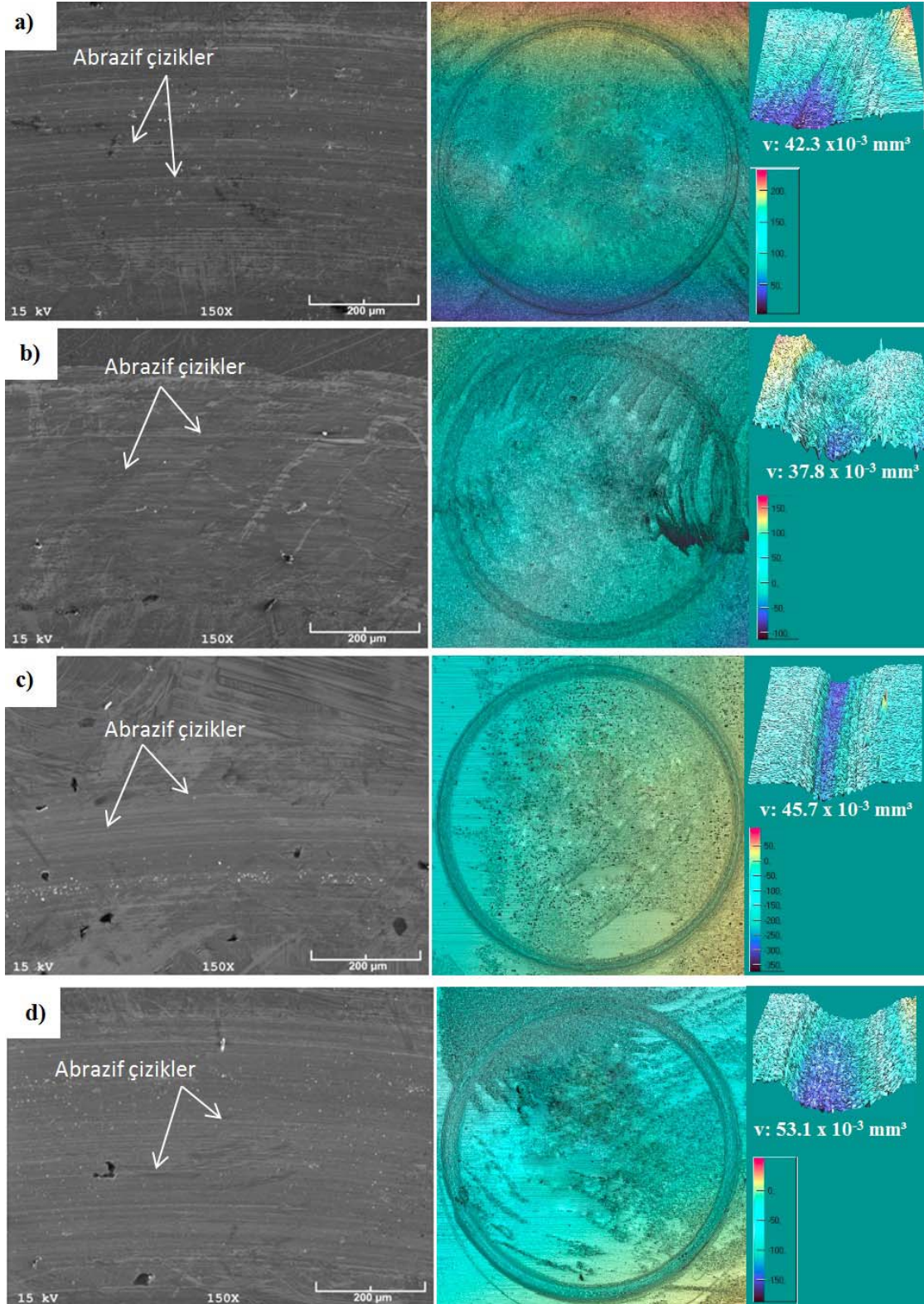
e)

Şekil 67- 72'den aşınma deneyine tabi tutulmuş numunelerin aşınma izlerinin SEM ve optik profilmetre görüntüleri ile aşınma yolunda oluşan iz profilleri incelendiğinde numunelerin farklı aşınma davranışı gösterdikleri belirlenmiştir. Şekil 89'da görülen %10 takviyeli numunelerde aşınma mekanizmasında abrazif çiziklerin baskın olduğu ve yer yer

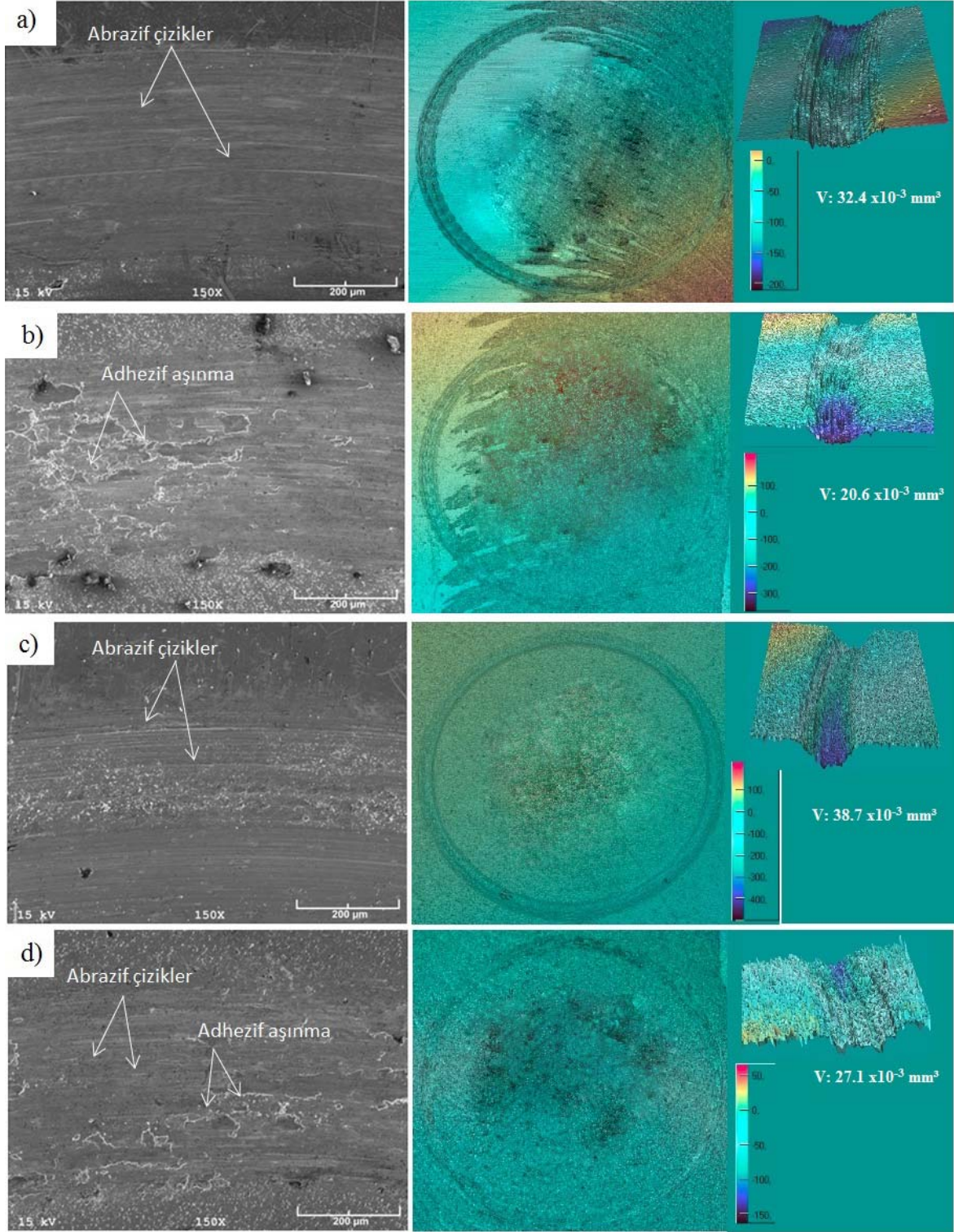
adhezif aşınma etkilerinin (adhezif kopma) meydana geldiği görülmektedir. Ayrıca oluşan bu abrazif etkinin aşınma parçacıklarının aşınma yolunda birikerek üçüncü cisim etkisine neden olduğu ve abrazif etkiyi artırdığı düşünülmektedir. Şekil 89-b’de görülen numunede ise işlenmiş yüzeyin küçük pullar halinde koptuğu görülmüştür. Şekil 90’da görülen %20 takviyeli numunelerde baskın aşınma mekanizmasının abrazif aşınma olduğu görülmektedir. Ayrıca proses edilmiş numunelerin aşınma yollarında proses işlemi esnasında oluşmuş olan bazı gözeneklerin (boşluk) bulunduğu görülmektedir. Bu gözeneklerin, ana malzemede ve takviye elemanı içermeyen proses edilmiş malzemede görülmemesi, uygulanan proses işlemi sırasında oluşmuş olduklarını doğrulamaktadır. Numunelerde takviye oranı artıkça abrazif çiziklerle birlikte baskın olarak adhezif kopmaların meydana geldiği görülmektedir. Numunelerde takviye oranı artıkça abrazif çiziklerle belirlenen adhezif kopmaların baskın olarak meydana geldiği görülmektedir.



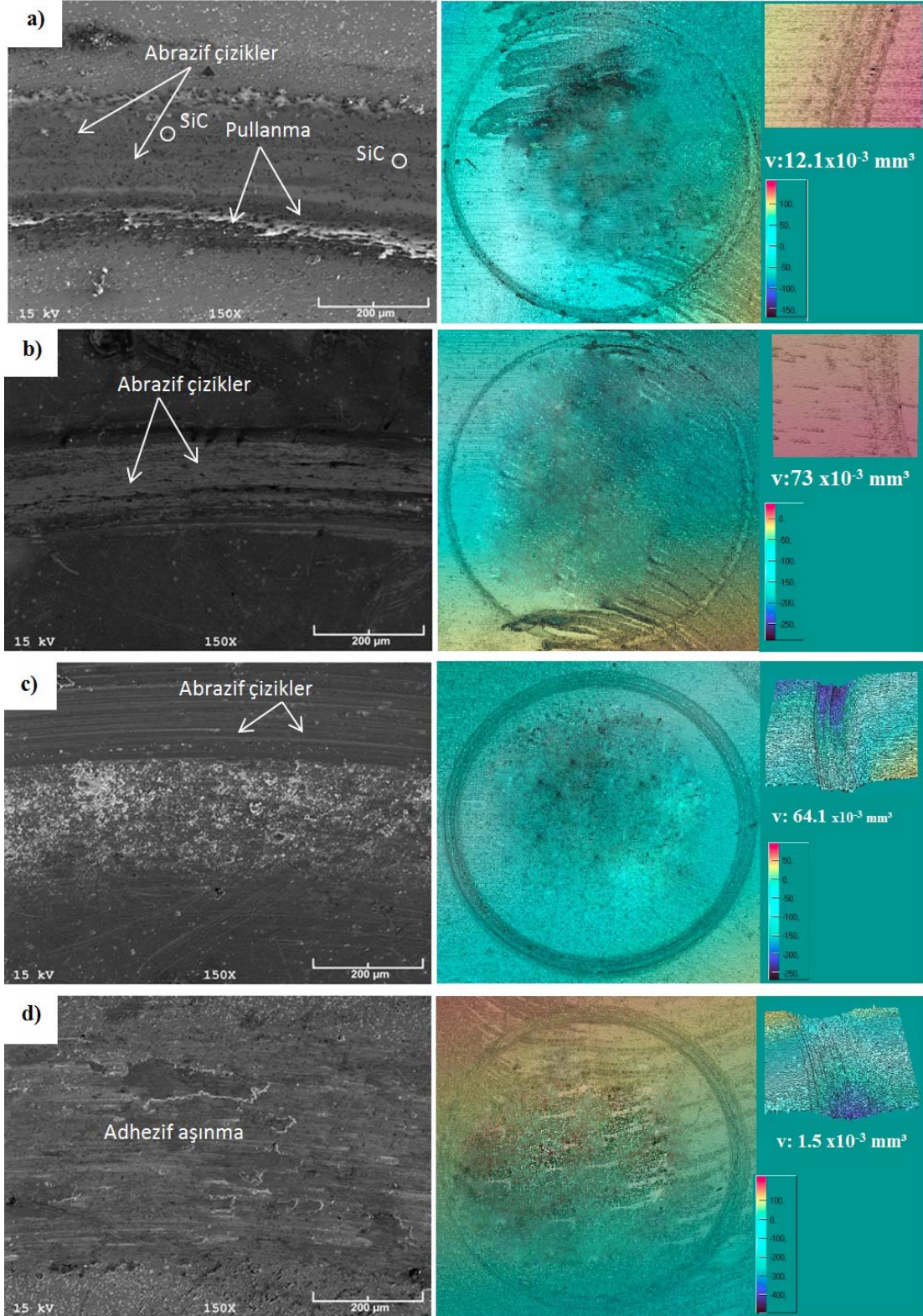
Şekil 89. %10 takviye içeren numune nin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.



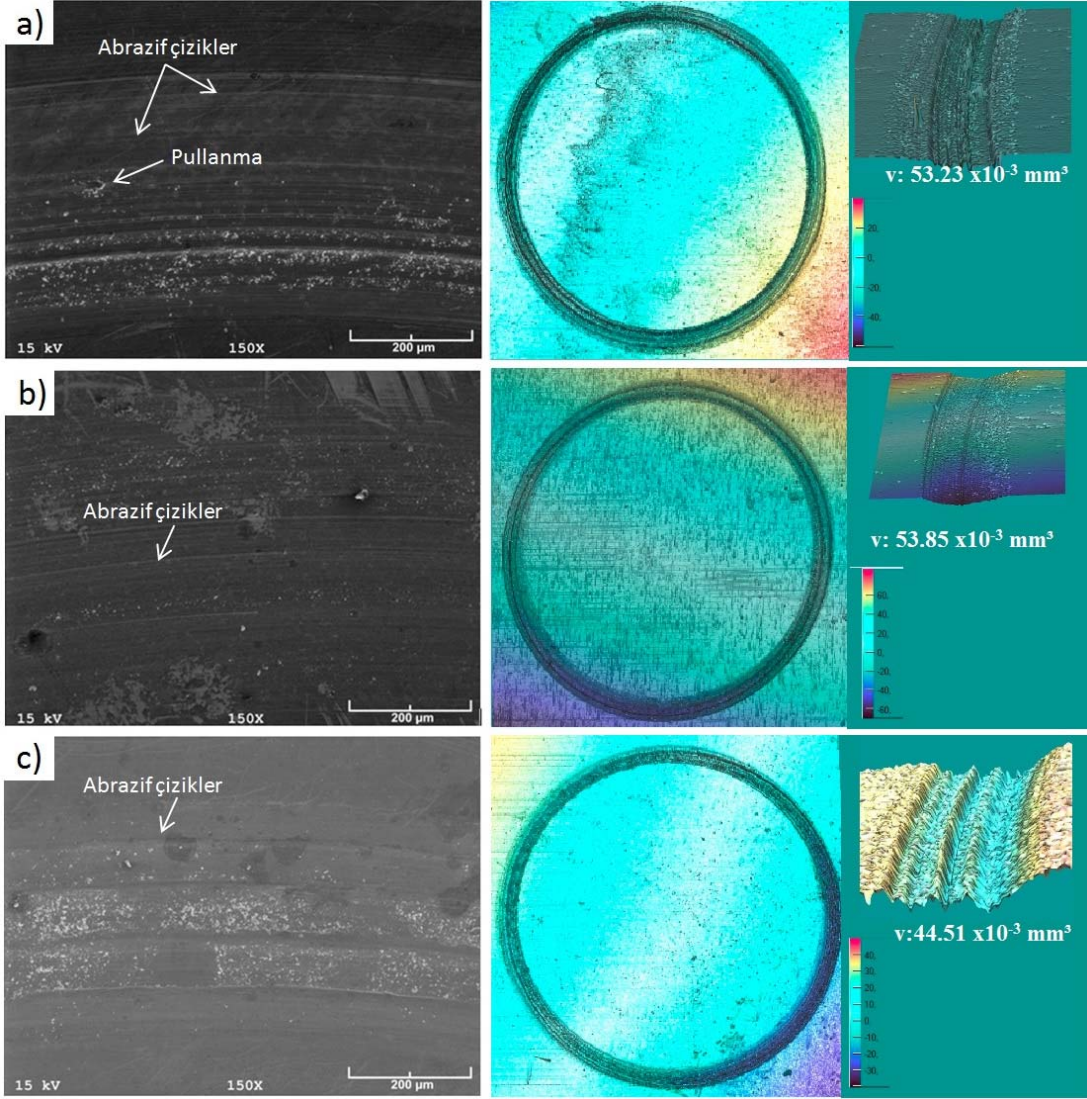
Şekil 90. %20 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.



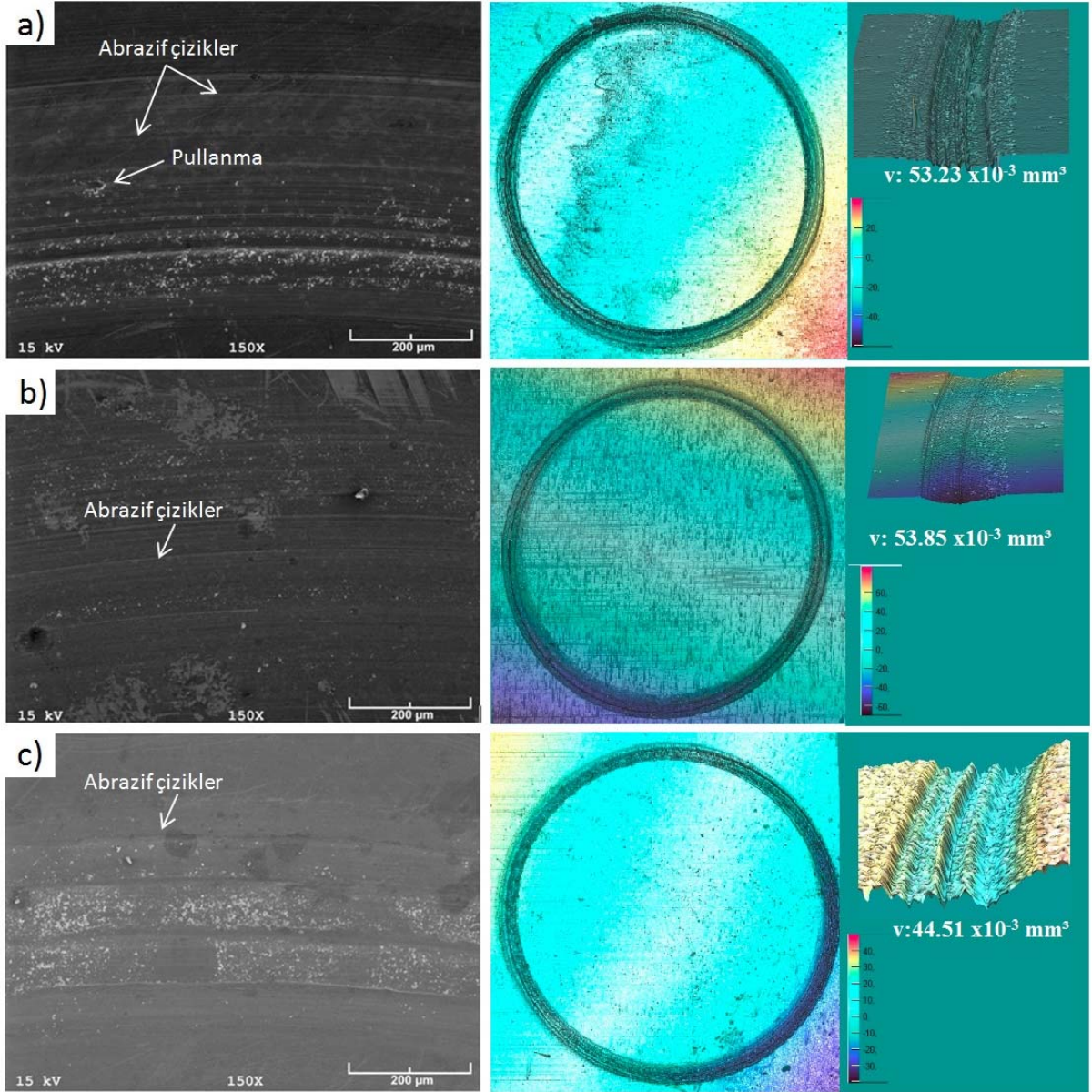
Şekil 91. % 30 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve Optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.



Şekil 92. % 40 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.



Şekil 93. %50 takviye içeren numunenin aşınma yolunun SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1paso; b) 1paso, 1mm; c) 2paso; d) 2paso, 1mm.



Şekil 94. NAB alaşımının takviyesiz olarak proses edilmiş ve edilmemiş durumuna ait SEM ve optikprofilometre görüntüleri. a) 1 paso, b) 2 paso, c) Ana malzeme.

Aşınma numunelerinin optik profilometre görüntüleri kullanılarak hesaplanan aşınma hacmi kayıpları, Tablo 6'da gösterildiği gibi, ana malzemeye göre takviyesiz ve % 10 takviyeli numuneler arasında anlamlı bir fark belirlenmemiştir. % 20 ve daha yüksek oranda takviye edilen numunelerden ölçülen aşınma kayıplarının azalmakta olduğu belirlenmiştir. Bir paso olarak uygulanan proses işleminden sonra yüzey bölgelerinde yapılan aşınma testlerinde aşınma kayıplarının belirgin olarak azalmakta olduğu tespit edilmiştir. İki paso olarak proses uygulanmış numunelerde ise %40 takviye oranına kadar aşınma kayıplarında bir azalma gözlenirken takviye oranı %50 değerine çıkarılınca aşınma

kaybının bir miktar artmakta olduğu görülmüştür. Bu aşınma artışının, hazırlanan numunenin yüzeyinde açılan kanallarının takım pimi ile aynı genişliğe sahip olması nedeniyle karıştırma etkisinin yetersiz kalmasına yol açarak malzeme bünyesinde boşluk tipi hataların oluşmasından kaynaklandığı düşünölmektedir. Bu görüş, proses edilmiş olan numunelerin içyapı görüntüleri ile doğrulanmaktadır.

Bir ve iki paso olarak gerçekleştirilmiş olan proses işlemlerinden sonra yüzey bölgesinde ve yüzeyden 1 mm'lik tabaka kaldırılarak gerçekleştirilen aşınma testlerinde elde edilen aşınma miktarlarının uygulanan takviye oranlarına bağlı olarak beklenen uyuma sahip olmadıkları tespit edilmiştir. Bu durum, gerçekleştirilen takviye işlemlerinde, açılan yüzeysel takviye kanalları dışında kalan bölgedeki malzemenin takım tarafından proses sırasında takviye için kanal açılmış olan bölgenin yüzey kısmına taşınarak takviye elemanı içeren bölgenin taşınan ana malzeme ile örtölerek, takviye elemanlarının yüzeyin alt kısımlarına doğru itmesine yol açmasından kaynaklandığı düşünölmektedir. %40 ve %50 oranlarında proses edilmiş durumdaki numunelerin içyapıları incelendiğinde, proses öncesi açılmış olan kanallların etkisiyle oluştuğu düşünölen boşlukların, malzemelerin yüksek oranda takviye edilmiş olmasına rağmen, aşınma miktarlarının artmasına katkı sağladıkları yorumunu doğrulamaktadır. Dolayısıyla, takviye edilmiş proses bölgesinde oluşan bu düzensiz ve heterojen yapının, malzemenin aşınma direncinin bölgesel olarak farklılık göstermesine neden olduğu düşünölmektedir. Ayrıca takviye işlemi için kullanılan kanalların dar bir bölgede farklı sayılarda bulunması ve proses takımının kesik konik yapısının etkisiyle uygulanan proses işlemleri sonucunda yüzeyden farklı derinliklere itilmekte olmaları, numunelerin aşınma dirençlerinin yüzeyde ve daha derin kısımlarda değişkenlik göstermesine yol açmaktadır. Bu yorum, test edilen numunelerin takviye edilmiş bölgelerinden elde edilen element dağılım haritaları ile de örtüşmekte olduğu görölmektedir.

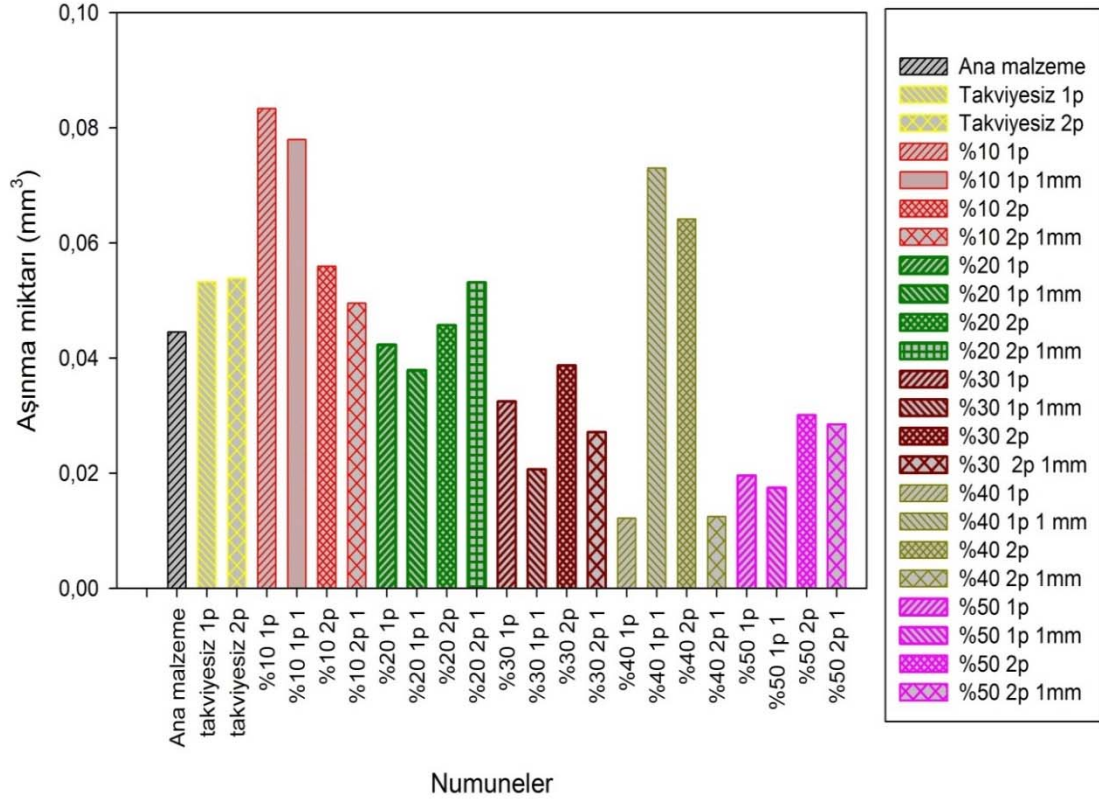
Tablo 12. Tüm numunelerin hacimsel aşınma miktarı

				Numune	Hacim kaybı x10⁻³ mm³	
				Ana malzeme	44,51	
				Takviyesiz	1 paso	53,23
				Takviyesiz	2 paso	53,85
Takviye Oranı	%10	1 paso	Yüzey	83,34		
			1mm	77,92		
		2 paso	Yüzey	56		
			1mm	49,5		
	%20	1 paso	Yüzey	42,3		
			1mm	37,8		
		2 paso	Yüzey	45,7		
			1mm	53,1		
	%30	1 paso	Yüzey	32,4		
			1mm	20,6		
		2 paso	Yüzey	38,7		
			1mm	27,1		
	%40	1 paso	Yüzey	12,1		
			1mm	73		
2 paso		Yüzey	64,1			
		1mm	12,5			
%50	1 paso	Yüzey	19,5			
		1,0mm	17,47			
	2 paso	Yüzey	30,1			
		1mm	28,4			

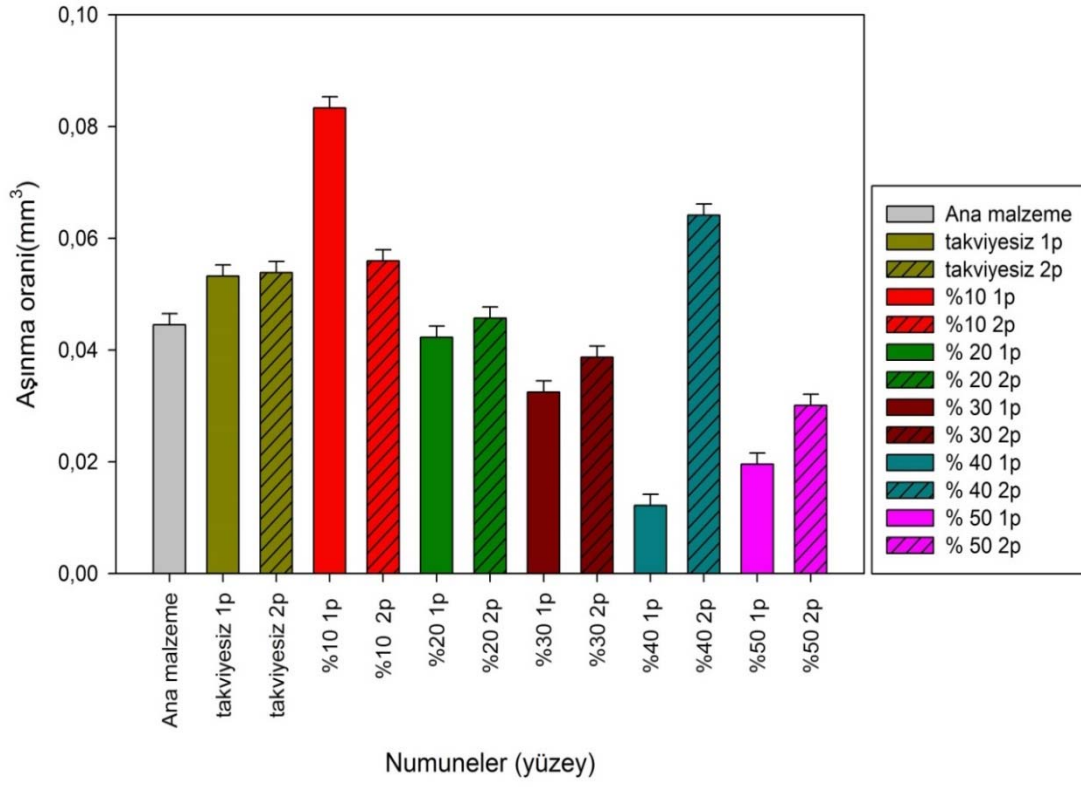
Aşınma miktarından elde edilen sonuçlara göre (Şekil 95-97), proses edilen takviyesiz ve düşük oranda takviye içeren numunelerin aşınma miktarlarının ana malzemeye göre daha fazla aşınmış oldukları görülmektedir. Ancak takviye oranının artışıyla, aşınma miktarlarında dikkate değer azalmalar görülmüştür. Aşınma diyagramı bu düşüşün yaklaşık olarak %40 takviye içeren numunede en düşük seviyeye eriştiğini göstermektedir.

Takviyesiz olarak proses edilen numunelerin aşınma davranışlarındaki bu olumsuz durumun, dökülmüş durumdaki ana malzemenin (NBA) yapısındaki düzensizliklerin ve kısmi deformasyon etkisinin proses işlemi sırasında oluşan yüksek sıcaklık etkisiyle ortaya çıkan yeniden kristalleşme ve gerilim giderme ısıl işlemlerinin etkilerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu durum, ham yapıdaki (piyasadan tedarik edildiği şekilde) NAB alaşımına ait iç yapının uygulanan tavlama işlem sıcaklığına göre değişimini gösteren Şekil

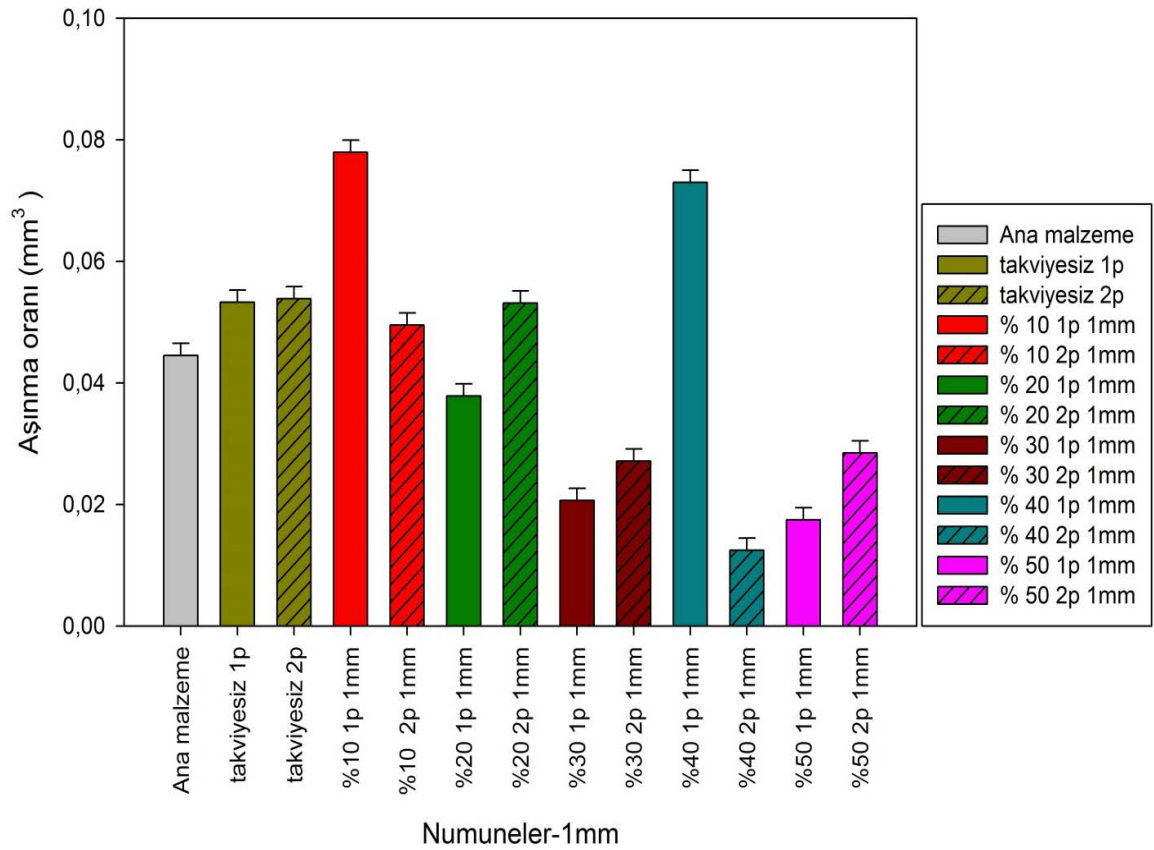
32'den anlaşılmaktadır. Şekil 32'de görülmekte olan içyapıların artan sıcaklıkla doğru orantılı olarak kaba taneli ham döküm yapısının giderek incelmekte ve proses esnasında erişilen 800°C sıcaklıkta lamel yapıya sahip olan Kappa ve martenzit fazlarının parçalanarak yapıya homojen dağılımlarından ve nispeten küreselleşmiş daha ince boyutlu bir yapıya dönüşmüş oldukları görülmektedir.



Şekil 95. Tüm numunelerin hacimsel aşınma miktarı



Şekil 96. Numunelerin hacimsel aşınma miktarı



Şekil 97. Yüzeği 1mm aşındırılmış numunelerin hacimsel aşınma miktarı.

Çalışma kapsamında, SiC parçacıkları ile takviye edilmiş olan NAB numunelerin aşınma deneyi bulgularına toplu olarak bakıldığında, hazırlanan numuneler üzerinde gerçekleştirilen aşınma deneylerinden elde edilen aşınma dirençlerinin nispeten istikrarsız bir dağılım göstermekte olduğu görülmektedir. Gözlemlenen bu kısmi istikrarsızlığın numunelerdeki takviye elemanlarının homojen dağıtılamamış olmasının yanında takviye elemanlarının iç bölgelere doğru homojen dağılmamış durumda olmasından kaynaklanmaktadır. Takviye edilmiş olan NAB alaşımının aşınma miktarları genel olarak değerlendirildiğinde, en düşük aşınma kaybı miktarının diğer bir ifade ile en yüksek aşınma direncinin belirgin olarak % 40 oranında takviye edilmiş olan numunelerde elde edildiği görülmektedir. Bu numunelerde, bir paso proses edilmiş durumda yüzey bölgesinde ve iki paso proses edilmiş durumda yüzeyden 1 mm derinde olmak üzere yaklaşık aynı aşınma miktarlarına sahip oldukları belirlenmiştir. Bu bulgu, esas olarak kullanılan geometriye sahip takımın etkisiyle aynı numunede tekrarlanan proses işlemlerinde takviye parçacıklarının yüzeyden daha derin bölgelere doğru itilmesine yol

açmış olduğu görüşünü de doğrulamaktadır. Gerçekleştirilen aşınma deneylerinden elde edilen bu bulgular, SiC parçacıkları kullanarak takviye edilen NAB alaşımının aşınma direncinin teknik olarak anlamlı oranda artırılabilceğini göstermektedir. Gerçekleştirilen SKP işlemlerinde karşılaşılan olumsuz durumların ise uygulanan proses işlem parametrelerinin ve kullanılan takımın geometrik yapısının uygulanacak işlemin amacı doğrultusunda yeniden tasarlanması ile giderilebileceği düşünülmektedir.



4. SONUÇLAR

Bu çalışmada kullanılan, C95800 Nikel Alüminyum Bronzu yüzeyine açılan kanallara yerleştirilen boyutu 12 µm olan SiC parçacıklarıyla %10, %20, %30, %40 ve %50 oranlarında takviye edilerek gerçekleştirilen sürtünme karıştırma prosesi (1250 dev/dak, 65 mm/dak, 3800 N ve 2,5°) işlemine tabi tutulan numunelerin incelenmesinden elde edilen bulguların değerlendirilmesiyle çıkartılan sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

1. Sürtünme Karıştırma Proses yöntemi, uygulanan proses parametreleri kullanılarak, NAB alaşımı yüzeyinde kompozit bir tabaka başarılı bir şekilde elde edilebilir.
2. Uygulanan sürtünme karıştırma yüzey proses işleminde meydana gelen içyapılar, sürtünme karıştırma kaynak işleminde elde edilen içyapılar ile benzer şekilde oluşmaktadır.
3. Malzeme yüzeyine kanal açılarak uygulanan proses işleminde ilk paso uygulamasında takviye parçacıklarının dağılımı heterojen yapıda oluşurken, artan paso sayısı ile daha homojen dağılmış bir yapı elde edilmiştir.
4. Yüzeysel proses işleminde etkin karışma ve homojen bir dağılım elde etmek için kullanılacak takımın pimi konik yapıda olmayıp, silindirik bir yapıda olması gereklidir.
5. SiC parçacıkları ile yüzeysel olarak takviye edilen malzemelerde bir paso işleminde elde edilen heterojen bir yapı nedeniyle erişilen sertlik değerlerinin yüzeysel dağılımı takviye oranından bağımsız olarak değişirken, ikinci paso işlemi sonucunda takviye oranı ile uyumlu olarak değişmiştir.
6. Gerçekleştirilen yüzeysel takviye işlemlerinde sertlik değerlerinin derinliğe göre değişimleri benzer görünüme sahipken, erişilen sertlik seviyeleri takviye oranı ile doğru orantılı değişmiştir.
7. Takviye edilmiş NAB alaşımının aşınma dirençleri düşük takviye oranlarında ana malzemeyle uyumlu seviyede oluşurken, artan takviye oranlarında ana malzemeye oranla yaklaşık dört kat artmıştır.
8. Takviye edilmiş NAB alaşımında en düşük aşınma hacimi (en yüksek aşınma direnci) %40 takviye oranında elde edilmiştir.

5. ÖNERİLER

Sürtünme Karıştırma Proses yöntemi kullanılarak elde edilmek istenilen parçacık takviyeli kompozit bir yapının oluşturulması çalışmalarında incelenmesi önerilen konular aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

1. Etkin karışma ve homojen bir dağılım elde edebilmek için kullanılacak farklı takımın pim geometrisinin etkisi araştırılmalıdır.
2. Etkin karışma ve homojen bir dağılım elde edebilmek için uygulanması gereken en uygun proses sayısı ve işlem adımları araştırılmalıdır.
3. Sürtünme Karıştırma Proses yöntemi kullanılarak parçacık takviyeli kompozit yapının elde edilmesinde takviye elemanı parçacık boyut ve cinsinin etkisi araştırılmalıdır.
4. Sürtünme Karıştırma Proses yöntemiyle kompozit yapı elde etme çalışmalarında takviye elemanının malzeme yüzeyine yerleştirilme şeklinin etkisi incelenmelidir.

6. KAYNAKLAR

1. Hyatt C. V., Review of Literature Related to Microstructure Development During Laser Surface Engineering of Nickel Aluminium Bronze, Defence Research Establishment Atlantic, Canada, Technical Memorandum, Mart 1997, 96,227.
2. Culpan E.A. ve Rose G., Corrosion Behaviour of Cast Nickel Aluminium Bronze in Sea Water, British Corrosion Journal, 14 (1979) 160-166.
3. Strang J. R. C., Nickel-Aluminium Bronze for Seawater: Flattered by Comparison, Shipham Valves.
4. Webb, A. W. O., Eames, C. F. W., Tuffrey, A., Propellers '75, Philadelphia PA, Temmuz 22- 23, 9-1 -9-34, 1975.
5. Mechanical Engineer's Handbook, second edition, Editor: Myer Kutz, chapter 4, cooper and its alloys, 2002.
6. Aluminium Bronze Alloys Corrosion Resistance Guide, Copper Development Association, 80 (1981).
7. Weston G.M., Survey of Nickel-Aluminium-Bronze Casting Alloys on Marine Applications. Australia Dept. of Defence Report, DSTO MRL, Melbourne, Victoria, MRLR- 807, 1981.
8. Cuevas A. M., Microstructure Characterization of Friction-Stir Processed NickelAluminium Bronze through Orientation Imaging Microscopy, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, Eylül 2002.
9. Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer G. W. ve Ridley N., The Morphology, Crystallography, and Chemistry of Phases in As-Cast Nickel Aluminium Bronze, Metallurgical Transactions A, 13A, 8 (1982) 1337-1345.
10. Pierce F. A., The Isothermal Deformation of Nickel Aluminium Bronze in Relation to Friction Stir Processing, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, Eylül 2004.
11. Nelson E.A., Microstructural Effects of Multiple Passes During Friction Stir processing of Nickel Aluminum Bronze, Yüksek lisans tezi, Naval Postgraduate School, Monterey, CA, Ekim 2009.
12. Culpan E.A. ve Rose G., Microstructural Characterization of Cast Nickel Aluminum Bronze, Journal of Material Science, 13 (1978) 1647-1657.

13. Weston G. M., Survey of Nickel Aluminum Bronze alloy on marine applications, Australia Dept. of Defence Report, DSTO MRL, Melbourne, Victoria, MRL-R-807,1981.
14. Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer G. W. ve N. Ridley, The Morphology, Crystallography, and Chemistry of Phases in As-cast Nickel-Aluminum-Bronze, Metallurgical Transactions A, 13(1982), 1337.
15. Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer G. W. ve N. Ridley, Microstructural development in complex Nickel-Aluminum Bronze, Metallurgical Transactions A, 14 (1982).
16. England C. J., Analysis of Microstructure Refinement During Single-Pass and Multi-Pass Friction Stir Processing of NiAl Propeller Bronze, Thesis, Naval Postgraduate School, Lüksek Lisans Tezi, California, eylül 2010.
17. Callister W. D., Materials Science and Engineering, An Introduction. York, PA: John Wiley & Sons, Inc., 2007.
18. Krock, R. H., in ASTM Proceeding Philadelphia, PA, 1963.
19. Kainer, K. U., Metal Matrix Composites. Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, , 2006.
20. Çam, G. Friction Stir Welded Structural Materials: Beyond Al alloys, International Materials Reviews, 56 (2011), 1-48.
21. Rosso, M., Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties, Materials Processing Technology, 175 (2006), 364–375.
22. Cardarelli, F., Materials Handbook A Concise Desktop Reference. London: Springer- Verlag London Limited, 2008.
23. Nourbakhsh, S., Liang, F. L. ve Margolin, H., Interaction of Al₂O₃-ZrO₂ fibres with a Ti-Al matrix during pressure casting, Metallurgical Transactions A, 21 (1990), 213–219.
24. Chawla, K. k. ve Godfroid, L. B., Fracture behavior of Al 1100/Al 2024 laminate Composites in Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6), New Delhi, India, 1984.
25. Hunt, W. H., Processing and Fabrication of Advanced Materials, in The Minerals and Metal Materials Society, 1994, 663–683.
26. Chawla, N., Williams, J. J. ve Saha, R., J. Light Metals, 2 (2002), 215-227.

27. Feng A. H. ve Ma Z. Y., Enhanced mechanical properties of Mg-Al-Zn cast alloy via friction stir processing, Scripta Materialia, 56 (2007), 397-400.
28. Mishra R. S. ve Ma Z. Y., Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering, 50 (2005), 1-78.
29. Arora H. S., Singh H., ve Dhindaw B. K., Some observations on microstructural changes in a Mg-based AE42 alloy subjected to friction stir processing, Metallurgical and Materials Transactions, 43 (2012), 92-108.
30. Cavaliere P., ve De Marco P. P., Friction stir processing of AM60B magnesium alloy sheets, Materials Science and Engineering, 462 (2007), 393-397.
31. Mishra, R. S., Mahoney, M. W., McFadden, S. X., Mara, N. A. ve Mukherjee, A. K., High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy, Scripta Materialia, 42 (2000), 163-168.
32. Ma, Z. Y., Mishra, R. S. ve Mahoney M. W., Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy, Acta Materialia, 50 (2002), 4419-4430.
33. Tsujikawa M., Chung S. W., Tanaka M., Takigawa Y., Oki S., ve Higashi K., Highstrengthening of Mg - 5.5 mass % Y-4.3 mass % Zn cast alloy by friction stir processing, Materials Transactions, 46 (2005), 3081-3084.
34. Bauri R., Yadav D., ve Suhas G., Effect of friction stir processing (FSP) on microstructure and properties of Al-TiC in situ composite, Materials Science and Engineering A, 528 (2011), 4732-4739.
35. Berbon, P. B., Bingel, W. H., Mishra, R. S., Bampton, C. C. ve Mahoney, M. W., Friction stir processing: A tool to homogenize nanocomposite aluminum alloys, Scripta Materialia, 44 (2001), 61-66.
36. Cavaliere, P., Mechanical properties of Friction Stir Processed 2618/Al₂O₃ metal matrix composite, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 36 (2005), 1657-1665.
37. Hodder, K. J., Izadi, H.A., McDonald, G. ve Gerlich, A. P., Fabrication of aluminum–alumina metal matrix composites via cold gas dynamic spraying at low pressure followed by friction stir processing, Materials Science and Engineering, 556 (2012), 114-121.
38. Morisada, Y., Fujii, H., Mizuno, T., Abe, G., Nagaoka, T. ve Fukusumi, M., Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing, Surface and Coatings Technology, 204 (2010), 2459-2464.

39. Morisada, Y., Fujii, H., Nagaoka, T. ve Fukusumi, M., MWCNTs/AZ31 surface composites fabricated by friction stir processing, Materials Science and Engineering A, 419 (2006), 344-348.
40. Lee, C. J., Huang, J. C. ve Hsieh P. J., Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing, Scripta Materialia, 54 (2006), 1415-1420.
41. Mishra, R. S., Ma, Z. Y. ve Charit, I., Friction stir processing: A novel technique for fabrication of surface composite, Materials Science and Engineering A, 341 (2003), 307-310.
42. Liu, P., Shi, Q., X. Bian, Xu, S. ve Ren, G., Microstructure of a novel Al-based amorphous reinforced aluminum metal matrix composite, Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution, 30 (2009), 13-16.
43. Mahmoud, E. R. I., Takahashi, M., Shibayanagi, T., ve Ikeuchi, K., Wear characteristics of surface-hybrid-MMCs layer fabricated on aluminum plate by friction stir processing, Wear, 268 (2010), 1111-1121.
44. Tewari, A., Spowart, J. E., Gokhale, A. M., Mishra, R. S., ve Miracle, D. B., Characterization of the effects of friction stir processing on microstructural changes in DRA composites, Materials Science and Engineering A, 428 (2006), 80-90.
45. Wang, W., Shi, Q. y., Liu, P., Li, H. k. ve Li, T., A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing, Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009), 2099-2103.
46. Shafiei-Zarghani A., Kashani-Bozorg S. F. ve Zarei-Hanzaki, A., Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing, Materials Science and Engineering A, 500 (2009), 84-91.
47. Yang, M., Xu, C., Wu, C., Lin, K. C., Chao, Y. J. ve An L., Fabrication of AA6061/Al₂O₃ nano ceramic particle reinforced composite coating by using friction stir processing, Journal of Materials Science, 45 (2010), 4431-4438.
48. Dixit, M., Newkirk, J. W. ve Mishra, R. S., Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite, Scripta Materialia, 56 (2007), 541-544.
49. Lim D. K., Shibayanagi T. ve A. P. Gerlich, Synthesis of multi-walled CNT reinforced aluminium alloy composite via friction stir processing, Materials Science and Engineering A, 507 (2009), 194-199.
50. Johannes, L. B., Yowell, L. L., Sosa, E., Arepalli, S. ve Mishra, R. S., Survivability of single-walled carbon nanotubes during friction stir processing, Nanotechnology, 17 (2006), 3081-3084.
51. Izadi, H. ve Gerlich, A. P., Distribution and stability of carbon nanotubes during multi-pass friction stir processing of carbon nanotube/aluminum composites, Carbon, 50 (2012), 4744-4749.

52. Morisada, Y., Fujii, H., Nagaoka, T., Nogi, K. ve Fukusumi, M., Fullerene/A5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 38 (2007), 2097-2101.
53. Morisada, Y., Fujii, H., Nagaoka, T. ve Fukusumi, M., Nanocrystallized magnesium alloy-uniform dispersion of C molecules, Scripta Materialia, 55 (2006), 1067-1070.
54. Barmouz, M., Besharati Givi, M. K. ve Seyfi, J., On the role of processing parameters in producing Cu/SiC metal matrix composites via friction stir processing: Investigating microstructure, microhardness, wear and tensile behavior, Materials Characterization, 62 (2011), 108-117.
55. Chen, W., Huang, C. ve Ke L., A novel way to fabricate carbon nanotubes reinforced copper matrix composites by Friction Stir Processing, vol. 391-392, ed. Shenyang, Liaoning, 2012, 524-529.
56. Salekrostam, R., Givi, M. K. B., Asadi, P. ve Bahemmat, P., Influence of friction stir processing parameters on the fabrication of SiC/316L surface composite Defects and Diffusion Forum, 297-301 (2010), 221-226.
57. Ghasemi-Kahrizangi, A. ve Kashani-Bozorg, S. F., Microstructure and mechanical properties of steel/TiC nano-composite surface layer produced by friction stir processing, Surface and Coatings Technology, 209 (2012), 15-22.
58. Mahmoud, E. R. I., Takahashi, M., Shibayanagi, T. ve Ikeuchi, K., Effect of friction stir processing tool probe on fabrication of SiC particle reinforced composite on aluminium surface, Science and Technology of Welding and Joining, 14 (2009), 413-425.
59. Ke, L., Huang, C., Xing, L. ve Huang K., Al-Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing, Journal of Alloys and Compounds, 503 (2010) 494-499.
60. Hsu, C. J., Chang, C. Y., Kao, P. W., Ho N. J., ve C. P. Chang, Al-Al₃Ti nanocomposites produced in situ by friction stir processing, Acta Materialia, 54 (2006), 5241-5249.
61. Hsu, C. J., Kao, P. W. ve Ho, J., Intermetallic-reinforced aluminum matrix composites produced in situ by friction stir processing, Materials Letters, 61 (2007), 1315-1318.
62. Hsu C. J., Kao P. W. ve Ho N. J., Ultrafine-grained Al-Al₂Cu composite produced in situ by friction stir processing, Scripta Materialia, 53 (2005), 341-345.
63. Mahmoud, E. R. I., Ikeuchi, K. ve Takahashi, M., Fabrication of SiC particle reinforced composite on aluminium surface by friction stir processing, Science and Technology of Welding and Joining, 13 (2008), 607-618.

64. Azizieh, M., Kokabi, A. H. ve Abachi, P., Effect of rotational speed and probe profile on microstructure and hardness of AZ31/Al₂O₃ nanocomposites fabricated by friction stir processing, Materials and Design, 32 (2011), 2034-2041.
65. Vijay, S. J. ve Murugan, N., Influence of tool pin profile on the metallurgical and mechanical properties of friction stir welded Al-10wt.% TiB₂ metal matrix composite, Materials & Design, 31 (2010), 3585-3589.
66. Izadi H., Effect of Friction Stir Processing Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of AL 5059, in 9. International Conference on Trends in Welding Research, 2012.
67. Sharma, V., Prakash, U. ve Manoj Kumar, B.V, Surface composites by friction stir processing Journal of Materials Processing Technology, 224 (2015), 117-134.
68. Zhang, L., Chandrasekar, R., Howe, J. Y., West, M. K., Hedin, N. E., Arbegast, W. J., ve diğerleri., A Metal Matrix Composite Prepared from Electrospun TiO₂ Nanofibers and an Al 1100 Alloy via Friction Stir Processing, Applied Materials and Interfaces, 1 (2009), 987-991.
69. Fuller C. B. ve M. W. Mahoney, The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: Microstructural and mechanical analysis, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 37 (2006), 3605-3615.
70. Ishi K. Oh ve McNelley T. R., Microstructural modification of as-cast NiAl bronze by friction stir processing, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 35 (2004), 2951-2961.
71. Barmouz, M. ve Besharati givi M.K., Fabrication of in situ Cu/SiC composites using multi-pass friction stir processing: Evaluation of microstructural, porosity, mechanical and electrical behavior, Composites, 42 (2011) 1445-1453.
72. Suvarna raju, L. ve Kumar,A., A novel approach for fabricating of Cu-Al₂O₃ surface composite by friction stir processing, Procedia Materials Science. 5 (2014) 434-443.
73. Sathiskumara, R., Murugan,N., Dinaharan,I. ve Vijay,S.J., Characterization of boron carbide particulate reinforced in situ copper surface composites synthesized using friction stir processing, , Materials Characterization, 84 (2013) 16-27.
74. Dinaharan, I., Sathiskumar, R. ve Murugan N. Effect of ceramic particulate type on microstructure and properties of copper matrix composites synthesized by friction stir processing. Journal of Materials Research and Technology. 2016.
75. Suvarna Raju, L. ve Kumar, A. Influence of Al₂O₃ particles on the microstructure and mechanical properties of copper surface composites fabricated by friction stir processing. Defence Technology, 10(2014), 375-383.

76. Shafiei-Zarghani, A., Kashani-Bozorg, SF. ve Hanzaki, AZ. Wear assessment of Al/Al₂O₃ nano-composite surface layer produced using friction stir processing, Wear, 270(2011), 403-12.
77. Guo, JF., Liu, J., Sun, CN., Maleksaeedi, S., Bi, G., Tan, MJ. ve diğerleri. Effects of nano-Al₂O₃ particle addition on grain structure evolution and mechanical behaviour of friction-stir-processed Al, Materials Science and Engineering, 602 (2014), 143-149.
78. Mazaheri, Y., Karimzadeh, F. ve Enayati MH. A novel technique for development of A356/Al₂O₃ surface nanocomposite by friction stir processing, Journal of Materials Processing Technology, 211(2011): 1614-1619.
79. Aruri, D., Adepu, K., Adepu, K. ve Bazavada K. Wear and mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy surface hybrid composites [(SiC + Gr) and (SiC + Al₂O₃)] fabricated by friction stir processing, Journal of Materials Research and Technology, 2 (2013), 362-369.
80. Devaraju, A., Kumar, A. ve Kotiveerachari, B. Influence of addition of Grp/Al₂O₃p with SiCp on wear properties of aluminum alloy 6061-T6 hybrid composites via friction stir processing, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23 (2013), 1275-80.
81. Yuvaraj, N., Aravindan, ve Vipin, S. Fabrication of Al5083/B₄C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization, Journal of Materials Research and Technology, 4 (2015), 398-410.
82. Soleymani, S., Abdollah-zadeh, A. ve Alidokht SA. Microstructural and tribological properties of Al5083 based surface hybrid composite produced by friction stir processing, Wear, 41 (2012), 278–279.
83. Gandra J, Miranda R, Vilaça P, Velhinho A, Teixeira JP. Functionally graded materials produced by friction stir processing, Journal of Materials Processing Technology, 211 (2011), 1659-1668.
84. Asadi, P., Faraji, G., ve Masoumi, A. Experimental Investigation of Magnesium-Base Nanocomposite Produced by Friction Stir Processing: Effects of Particle Types and Number of Friction Stir Processing Passes, Metallurgical and Materials Transactions, 42 (2011), 2820–2832.
85. Asadi, P., Faraji, G. ve Besharati, M.K. Producing of AZ91/SiC composite by friction stir processing (FSP). The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 51 (2010), 247–260.
86. Faraji, G., Dastani, O.ve Mousavi, S.A.A.A. Effect of Process Parameters on Microstructure and Micro-hardness of AZ91/Al₂O₃ Surface Composite Produced by FSP, Journal of Materials Engineering and Performance, 20 (2011), 1583–1590.

87. Shafiei-Zarghani A, Kashani-Bozorg SF, Gerlich AP. Strengthening analyses and mechanical assessment of Ti/Al₂O₃ nano-composites produced by friction stir processing, Materials Science and Engineering, 631 (2015), 75-85.
88. Dinaharan I, Nelson R, Vijay SJ, Akinlabi ET. Microstructure and wear characterization of aluminum matrix composites reinforced with industrial waste fly ash particulates synthesized by friction stir processing, Materials Characterization, 118 (2016) 149-58.
89. Rahsepar M, Jarahimoghadam H. The influence of multipass friction stir processing on the corrosion behavior and mechanical properties of zircon-reinforced Al metal matrix composites, Materials Science and Engineering, 671 (2016), 214-20.
90. Rana, H.G., Badheka, H.J. ve Kumar,A., Fabrication of Al7075 / B4C surface composite by novel Friction Stir Processing (FSP) and investigation on wear properties. 3rd International Conference on Innovations in Automation and MechatronicsEngineering, ICIAME 2016. 2016, 519-528.
91. Dinaharan, I., Influence of ceramic particulate type on microstructure and tensile strength of aluminum matrix composites produced using friction stir processing, Journal of Asian Ceramic Societies, 2016, 209-218.
92. Shyam Kumar, C.N., Ranjit Bauri. ve Devinder Yadav., Wear properties of 5083Al–W surface composite fabricated by friction stir processing, Tribology International, 2016, 284-290.
93. Bhushan, B. (Ed.), Modern Tribology Handbook I, CRC Press, 755, 2000.
94. Can, A.Ç., Malzeme Bilgisi, Birsen Yayınevi Ltd. Şti., 317, 2006.
95. Buytoz, S., AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA kaynak ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 187 s, 2004.
96. Nino, A., Nakaibayashi, Y., Sugiyama, S. ve Taimatsu, H., Microstructure and Mechanical Properties of WC-SiC Composites, Materials Transaction, 52 (2011), 1641-1645.

ÖZGEÇMİŞ

Mohammad Javad AZIMI IGDİR 1987 yılında İran'ın Şiraz ilinde doğdu. ilk, orta ve lise öğrenimini Şiraz'da tamamladı. 2006-2007 öğretim döneminde Marvdaşt Azad Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünü kazandı ve 2010 yılında bu bölümden makine mühendisi ünvanı ile mezun oldu. 2013 yılında KTÜ Fen Bilimleri Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek lisans öğrenimine başladı.

