



**PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ İLE BAKIR-
TİTANYUM BİMETALİK KOMPOZİT MALZEME
ÜRETİLMESİ VE ARAYÜZEY ETÜDÜ**

**2023
DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Mehmet Serkan YILDIRIM

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Yakup KAYA**

**PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ İLE BAKIR-TİTANYUM BİMETALİK
KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ VE ARAYÜZEY ETÜDÜ**

Mehmet Serkan YILDIRIM

Tez Danışmanı

Doç. Dr. Yakup KAYA

T.C.

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında

Doktora Tezi

Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK

Temmuz 2023

Mehmet Serkan YILDIRIM tarafından hazırlanan “PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ İLE BAKIR-TİTANYUM BİMETALİK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ VE ARAYÜZEY ETÜDÜ ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Yakup KAYA

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 17/07/2023

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Behçet GÜLENC (GÜ)

Üye : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU (GÜ)

Üye : Doç. Dr. Yakup KAYA (KBÜ)

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Yusuf AYAN (KBÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Müslüm KUZU

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Mehmet Serkan YILDIRIM

ÖZET

Doktora Tezi

PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ İLE BAKIR-TİTANYUM BİMETALİK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİLMESİ VE ARAYÜZEY ETÜDÜ

Mehmet Serkan YILDIRIM

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Yakup KAYA

Temmuz 2023, 121 sayfa

Bu çalışmada, farklı patlayıcı oranları ($R=25$, $R=3$ ve $R=3,5$) kullanılarak bakır ve titanyum levhalar patlamalı kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve bimetalik kompozit levhalar üretilmiştir. Patlamalı kaynak işlemi sonrasında levhalara farklı sıcaklıklarda ($450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $850\text{ }^{\circ}\text{C}$) ısıl işlem uygulanmıştır. Patlayıcı oranın ve uygulanan farklı ısıl işlem sıcaklıklarının birleşme arayüzeyinde, karakterizasyon ve mekanik özellikler açısından yaratabileceği olası etkileri araştırmak için hazırlanan numunelere çeşitli testler uygulanmıştır. Arayüzeyde görüntülemeler yapmak için optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Arayüzeyde olası intermetalik bileşenlerin oluşumunun takibi için ise enerji dağılımlı spektrometre (EDS) ve X-ışını kırınımı (XRD) analizleri yapılmıştır. Üretilen numunelerin mekanik özelliklerinin kontrolü için ise mikrosretlik, çekme-makaslama, çentik darbe, eğme ve burulma testleri uygulanmıştır. Ayrıca üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerin korozyon davranışlarının belirlenmesi amacıyla da nötr tuz püskürtme

testleri gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde arayüzeyde dalgalı bir formun oluştuğu görülmüştür. Ayrıca dalgalanmanın artan patlayıcı oranı ile arttığı, buna paralel olarak da dalgaların boy ve genliklerinde bir artış meydana geldiği belirlenmiştir. Yapılan EDS ve XRD analizleri sonucunda ısıtma işlemi uygulanmamış R=2 patlayıcı oranı kullanılarak üretilen numuneler hariç tüm numunelerde intermetalik oluşumuna rastlanmıştır. Ayrıca OM ve SEM çalışmalarında, ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin arayüzeylerinde ısıtma işlem sıcaklığının artmasıyla birlikte kalınlığı artan bir difüzyon tabakasının oluştuğu görülmüştür. Mikrosertlik test sonuçları patlayıcı oranın artmasıyla malzemelerin sertliğinin arttığını, en yüksek sertlik değerlerinin birleşme arayüzeyinde olduğu bulunmuştur; ancak uygulanan ısıtma işlemleri sonrasında mikrosertlik değerlerinde bir düşüş olduğu da tespit edilmiştir. Gerçekleştirilen çekme-makaslama test sonuçları, patlayıcı oranı arttıkça çekme-makaslama dayanımlarının arttığını, fakat ısıtma işlem uygulaması sonucu artan ısıtma işlem sıcaklığı ile çekme-makaslama değerlerinin azaldığını göstermiştir. Ayrıca uygulanan çentik darbe test sonuçları patlayıcı oranın artmasının darbe tokluğu değerini düşürdüğü, ancak uygulanan ısıtma işleminin artan sıcaklığıyla birlikte darbe tokluğu değerinin arttığı tespit edilmiştir. Mekanik özelliklerde farklılıkları belirlemek için yapılan son deneyler olan eğme ve burulma testleri sonucunda ısıtma işlemleri uygulanmayan ve ısıtma işlemli tüm numunelerde birleşme arayüzeyinde herhangi bir sorun ile karşılaşılmamıştır. Uygulanan nötr tuz püskürtme testleri bimetallik kompozit numunelerin bakır taraflarında bir korozyonun meydana geldiğini, ancak titanyum tarafında herhangi bir korozyon oluşumunun olmadığını göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Bakır, titanyum, patlamalı kaynak, ısıtma işlemi, mikroyapı, mekanik özellikler, korozyon.

Bilim Kodu : 91415

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF THE JOINING INTERFACE OF COPPER-TITANIUM BIMETALLIC COMPOSITE MATERIALS MANUFACTURED USING EXPLOSIVE WELDING METHOD

Mehmet Serkan YILDIRIM

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Yakup KAYA

July 2023, 121 pages

In the study, copper and titanium sheets were joined by explosion welding method using different explosive ratios ($R=2,5$, $R=3$ and $R=3,5$) and bimetallic composite sheets were produced. After the explosion welding process, the plates were heat treated at different temperatures ($450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $850\text{ }^{\circ}\text{C}$). Various tests were applied to the prepared samples in order to investigate the possible effects of the explosive rate and the different heat treatment temperatures applied on the joining interface, in terms of characterization and mechanical properties. Optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) were used to make images at the interface. Energy dispersive spectrometry (EDS) and X-ray diffraction (XRD) analyzes were performed to monitor possible intermetallic formation at the interface. Microhardness, tensile-shear, notch impact, bending and torsion tests were applied to control the mechanical

properties of the interface. In addition, neutral salt spray tests were carried out to determine the corrosion behavior of the produced copper-titanium bimetallic composite materials. As a result of the microstructure investigations, it was observed that a wavy form was formed at the interface. In addition, it was observed that the waviness increased with the increasing explosive rate, and parallel to this, an increase in the length and amplitude of the waves occurred. EDS and XRD analyzes showed that there was intermetallic formation in all samples except the samples produced using the R=2 explosive ratio without heat treatment. In addition, in the OM and SEM studies, it was observed that a diffusion layer with an increasing thickness was formed at the interfaces of the heat treated samples with the increase in the heat treatment temperature. The microhardness test results showed that the hardness increased with the increase of the explosive rate, and the highest hardness values were at the joining interface, but it was also determined that there was a decrease in the microhardness values after the applied heat treatments. The tensile shear test results performed showed that the tensile shear strengths increased as the explosive rate increased, but the tensile shear values decreased with the increasing heat treatment temperature as a result of the heat treatment application. In addition, in the notch impact test results, it was determined that the increase in the explosive rate decreased the impact toughness value, but the impact toughness value increased with the increasing temperature of the applied heat treatment. As a result of bending and torsion tests, which are the last experiments to determine the differences in mechanical properties, no problems were encountered at the interface in all heat-treated or untreated samples. Finally, the neutral salt spray tests showed that the bimetallic composite samples showed corrosion on the copper side, but no corrosion on the titanium side.

Key Word : Copper, titanium, explosive welding, heat treatment, microstructure, mechanical properties, corrosion.

Science Code : 91415

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Yakup KAYA'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez izleme komitemin değerli üyeleri Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a ve Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU'ya ayrıca öğrencisi olmaktan gurur duyduğum Prof. Dr. Behçet GÜLENÇ'e bütün süreçlerdeki katkıları ve destekleri için teşekkür ederim.

Tez çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Onur ALTUNTAŞ, Öğr. Gör. Dr. Emre AYHAN, Öğr. Gör. Gözde ALTUNTAŞ, Ahmet Tolunay IŞIK ve Tuğba BİLGİN'e teşekkür ederim.

Eğitim hayatım boyunca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen sevgili aileme bu süreçte de yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

Son olarak güzel kızlarıma ve hayattaki en büyük destekçim sevgili eşime bu zor süreçte yanımda oldukları için sonsuz teşekkürler.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	4
BÖLÜM 3	17
PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ.....	17
3.1. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN TARİHSEL GELİŞİMİ	17
3.2. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN ÇALIŞMA PRENSİBİ.....	17
3.3. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİ GEOMETRİLERİ.....	20
3.4. PATLAMALI KAYNAK İŞLEM PARAMETRELERİ	21
3,5. JET OLUŞUMU	24
3.6. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNDE KULLANILAN PATLAYICI ÇEŞİTLERİ.....	25
3.7. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMLERİNDE BİRLEŞTİRİLECEK MALZEMELERDE GEREKLİ OLAN ÖZELLİKLER.....	27
3.7.1. Bakır	28
3.7.2. Titanyum.....	30

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 4	34
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	34
4.1. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİ İLE BİRLEŞTİRİLECEK MALZEMELER.....	34
4.2. PATLAMA İŞLEMİ İÇİN GEREKEN MALZEMELER VE HAZIRLIK AŞAMALARI	34
4.3. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN UYGULAMASI	37
4.4. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILACAK NUMUNELERİN HAZIRLIĞI.....	39
4.5. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	39
4.6. SEM ve EDS ANALİZLERİ.....	41
4.7. X-İŞİNİ KIRINIMI (XRD) ANALİZLERİ	43
4.8. MİKROSERTLİK TESTİ	43
4.9. ÇEKME-MAKASLAMA TESTLERİ	44
4.10. ÇENTİK DARBE TESTLERİ	46
4.11. EĞME TESTLERİ	48
4.12. BURULMA TESTİ	50
4.13. KOROZYON TESTİ.....	51
4.14. ISIL İŞLEM UYGULAMALARI	53
BÖLÜM 5	55
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	55
5.1. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ.....	55
5.2. SEM VE EDS ANALİZLERİ	62
5.3. XRD ANALİZLERİ.....	78
5.4. MİKROSERTLİK TESTİ	83
5.5. ÇEKME-MAKASLAMA TESTİ.....	91
5.6. ÇENTİK DARBE TESTİ.....	95
5.7. EĞME TESTİ.....	98
5.8. BURULMA TESTİ	101
5.9. KOROZYON TESTİ.....	103

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 6	108
SONUÇLAR	108
KAYNAKLAR	111
ÖZGEÇMİŞ	121

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 3.1.	Patlamalı kaynak işleminin ilk kurulumu.	18
Şekil 3.2.	Patlayıcının patlatılmasının başlamasının ardından kaynağın ilerleyişinin şematik gösterimi.	19
Şekil 3.3.	Patlamalı kaynak işlem süreçlerinde kullanılan levhaların yatay paralel (a) ve açısall (b) geometrilerinin gösterimleri. Patlama sonrası hem üst levhanın pararell (c) hemde açısall (d) geometrilerinin gösterimi.	21
Şekil 3.4.	Patlamalı kaynak işlemini etkileyen parametrelerin şematik gösterimi.	22
Şekil 3.5.	Jet oluşumunun şematik gösterimi.	25
Şekil 4.1.	Farklı patlayıcı miktarlarına göre hazırlanmış patlayıcılar.	35
Şekil 4.2.	Patlama işleminde kullanılan füyeler.	36
Şekil 4.3.	Patlama işleminde kullanılan jelatinit dinamit.	36
Şekil 4.4.	İçinde patlayıcı bulunan kutunun görüntüsü.	37
Şekil 4.5.	Patlatma esnasından görüntüler.	38
Şekil 4.6.	Patlamalı kaynak işlemi ile birleştirilmiş Cu-Ti malzeme çifti.	38
Şekil 4.7.	Tel erozyon yöntemi ile hazırlanmış numunelerin görüntüleri.	39
Şekil 4.8.	Bakalite alınmış Cu-Ti malzeme çiftinin görüntüsü.	40
Şekil 4.9.	Mikroyapı alma işlemlerinde kullanılan LEICA DMI 5000 M markalı OM görüntüsü.	41
Şekil 4.10.	Joel 6060 markalı taramalı elektron mikroskobunun görüntüsü.	42
Şekil 4.11.	Zeiss markalı taramalı elektron mikroskobunun görüntüsü.	42
Şekil 4.12.	Advance D8 Buruker marka X-ışını cihazının görüntüsü.	43
Şekil 4.13.	Q30 M Qness marka mikrosertlik ölçüm cihazının görüntüsü.	44
Şekil 4.14.	ASTM D3165-07 standardına göre çekme-makaslama test numunesi örneği.	44
Şekil 4.15.	Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan çekme-makaslama test numuneleri.	45
Şekil 4.16.	SHIMADZU marka çekme test cihazının görüntüsü.	45
Şekil 4.17.	ASTM E 23-98 standartına göre Charpy V çentik darbe test numunesi örneği.	46
Şekil 4.18.	Charpy V çentik açma cihazı.	46
Şekil 4.19.	Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan çentik darbe numuneleri.	47

Şekil 4.20.	Devotrans markalı çentik darbe test cihazının görüntüsü.....	47
Şekil 4.21.	ASTM A263-12 standardına göre eğme numunesi.	48
Şekil 4.22.	Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan eğme test numuneleri. ...	49
Şekil 4.23.	Eğme testleri için hazırlananmış kalıbın görüntüsü.....	50
Şekil 4.24.	Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan burulma test numuneleri.	51
Şekil 4.25.	Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan nötr tuz püskürtme test numuneleri.	52
Şekil 4.26.	SAL 600 TL tipi tuzlu sis korozyon cihazı görüntüsü.....	52
Şekil 4.27.	SFL (sc 1206 model) marka ısıtma fırınının görüntüsü.....	54
Şekil 5.1.	Isıl işlem uygulanmamış Bakır- titanyum bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).....	56
Şekil 5.2.	450 °C ısıtma işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).	58
Şekil 5.3.	650 °C ısıtma işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).	58
Şekil 5.4.	850 °C ısıtma işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).	59
Şekil 5.5.	Farklı sıcaklıklarda ısıtma işlem uygulanmış numunelerin difüzyon tabaklarındaki kalınlık değişimleri (a 450 °C, b 650 °C ve c 850 °C).60	
Şekil 5.6.	(a) R=2,5 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS çizgi analizinin sonucu.....	62
Şekil 5.7.	(a) R=3 için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları	63
Şekil 5.8.	(a) R=3,5 için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları.....	64
Şekil 5.9.	Cu-Ti ikili faz diyagramı.	65
Şekil 5.10.	(a) 450 °C'de ısıtma işlem görmüş R=2,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.	66
Şekil 5.11.	(a) 650 °C'de ısıtma işlem görmüş R=2,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.	67

Şekil 5.12.	(a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=2,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.	67
Şekil 5.13.	(a) 450 °C’de ısıl işlem görmüş R=3 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.	68
Şekil 5.14.	(a) 650 °C’de ısıl işlem görmüş R=3 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları.	69
Şekil 5.15.	(a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=3 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-l) EDS noktasal analiz sonuçları.	70
Şekil 5.16.	(a) 450 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.	73
Şekil 5.17.	(a) 650 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.	74
Şekil 5.18.	(a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.	75
Şekil 5.19.	Farklı ısıl işlem sıcaklıklarında oluşan difüzyon tabaksının mikroyapı ve SEM görüntüleri	77
Şekil 5.20.	R=3 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri	79
Şekil 5.21.	R=3,5 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozitlerinin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri	79
Şekil 5.22.	450 °C’de ısıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozitlerinin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.	81
Şekil 5.23.	650 °C’de ısıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozitlerinin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.	81
Şekil 5.24.	850 °C’de ısıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozitlerinin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.	82
Şekil 5.25.	Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları	83
Şekil 5.26.	450 °C’de Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.	86

Şekil 5.27.	650 °C’de Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.	87
Şekil 5.28.	850 °C’de Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.	88
Şekil 5.29.	Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin çekme-makaslama testleri sonrası kopma yüzeylerinin makro görüntüleri ve test sonuçları.....	92
Şekil 5.30.	Farklı sıcaklıklarda (450 °C, 650 °C, 850 °C) ısıl işlem uygulanmamış bakır- titanyum bimetalik kompozit malzemelerinin çekme-makaslama testleri sonrası makro görüntüleri.	93
Şekil 5.31	Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonrası makro görüntüleri.....	96
Şekil 5.32.	Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonrası makro görüntüleri.	97
Şekil 5.33.	Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri.....	99
Şekil 5.34.	Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri.....	100
Şekil 5.35.	Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri.	101
Şekil 5.36.	Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri.	102
Şekil 5.37.	24. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.	104
Şekil 5.38.	48. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.	105
Şekil 5.39.	72. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.	106

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 3.1. Patlama kaynak işleminde kullanılan farklı patlayıcılar.....	26
Çizelge 3.2. Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirilebilen metal ve alaşımlar.....	28
Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan bakır ve titanyum malzemelerin kimyasal içerikleri (ağırlıkça %).	34
Çizelge 4.2. Çalışmalarda kullanılan Elbar-5 toz patlayıcının kimyasal içeriği (ağırlıkça %).	35
Çizelge 4.3. Patlamalı kaynak işlemlerinde kullanılan kaynak parametreleri.	37
Çizelge 4.4. NSS korozyon deneyi uygulama değerleri.	53
Çizelge 5.1. Isıl işlem uygulanmamış numunelerin çekme-makaslama testlerinin sonuçları.....	92
Çizelge 5.2. Isıl işlem uygulanmış numunelerin çekme-makaslama testlerinin sonuçları.....	94
Çizelge 5.3. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonuçları.	96
Çizelge 5.4. Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonuçları.	97

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Cu	: bakır
Ti	: titanyum
Ag	: gümüş
Al	: alüminyum
H ₂	: hidrojen
O	: oksijen
Mg	: magnezyum
Fe	: demir
Zr	: zirkonyum
Si	: silisyum
Zn	: çinko
Al	: alüminyum
C	: karbon
N	: azot

KISALTMALAR

- SEM : Scanning Electron Microscope (Elektron Tarayıcı Mikroskop)
NSS : Notr Salt Spey (Nötr Tuz Püskürtme)
EDX : Electron Diffraction Techniques (Elektron Kırınım Tekniği)
TEM : Transmission Electron Microscope (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
EDS : Enerji Dispersive Spectrum (Enerji Dağıtıcı Spektrum)
XRD : X-Ray Diffraction (X-R Yayınımı)
OM : Optik mikroskop
ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
TIG : Tungsten Inert Gas (Tungsten Inert Gaz)
MKE : Makine ve Kimya Endüstrisi Kurumu

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Teknolojik gelişmelerle birlikte geleneksel malzemeler ihtiyaçları karşılama konusunda yetersiz kalmaktadır. Bu durum gereksinimleri karşılamak için yeni malzemeler üretilmesi beklentisini ortaya çıkarmaktadır. Bu sebeple malzeme bilimi teknolojik ilerlemede önemli bir yere sahiptir. Teknolojik olarak meydana gelen ilerleme sonucunda kullanılan malzemelerin özelliklerinin iyileştirilmesiyle birlikte malzemelerin yapısal olarak da çeşitliliği arttırılmaktadır. Malzemelerin performanslarının ve yapılarının geliştirilmesi sonucunda yeni malzeme türleri ortaya çıkmaktadır. Bu yapısal ve yüksek performanslı malzemelerin üretiminde bimetallik kompozit malzemeler çok önemli bir yere sahiptir [1].

Bimetallik kompozit malzemeler; birbirinden farklı iki veya daha fazla metalin birbirlerinden üstün özelliklerini tek bir malzemede bir araya getirmek için farklı malzemelerin çeşitli yöntemlerle birleştirilmesi sonucu üretilen kompozit malzemelerdir. Bimetallik malzemeler; korozyon, maliyetlerin azaltılması, aşınma dirençlerinin arttırılması, malzemelerin daha hafif olmasının sağlanmasının yanısıra mekanik ve fiziksel özellikleri geliştirmek gibi farklı amaçlar için üretilebilirler [2,3]. Bimetallik malzemelerin üretiminde birçok farklı imalat yöntemi kullanılmaktadır. Bunların arasında toz metalurjisi, döküm, haddeleme, ekstrüzyon, kaynak gibi yöntemler sayılabilir [4-9].

Bimetallik kompozit malzeme üretiminde en sık kullanılan üretim şekillerinden biri de kaynak yöntemidir. Kaynak, fizyon ve katı hal olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Fizyon kaynaklarında ergime derecesi birbirinden farklı metallerin birleştirilmesinde yaşanan sorunlardan dolayı katı hal kaynak yöntemleri özellikle farklı metallerin birleştirilmesinde sıklıkla kullanılmaktadır. Katı hal kaynak yöntemleri difüzyon

kaynağı, sürtünme kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı, patlamalı kaynak, ultrasonik kaynak, yüksek frekans kaynağı olarak sıralanmaktadır [10].

Patlamalı kaynak, iyi bilinen bir kompozit işleme teknolojisi olarak endüstriyel üretimde yaygın olarak kullanılmaktadır [11-13]. Patlamalı kaynak, iki veya daha fazla metalin birleştirilmesi için kontrollü patlayıcı enerjisi kullanılan bir katı hal kaynak tekniğidir [14]. Patlamalı kaynak ile birleştirilecek plakalar aralarında ara boşluk mesafesi bırakılarak bir üst plaka ve bir taban plakası olacak şekilde yerleştirilirler. Üst plakanın üzerine yerleştirilen patlayıcı yükün patlamasından sonra, patlama sonucu oluşan enerjiden kazandığı hızla üst plaka taban plakasına doğru hareket eder. Üst plakanın taban plakası üzerine yüksek bir hıza ulaşarak çarpması sonucu üretilen basınçla birlikte metaller arasındaki gaz boşalırken, temas yüzeyinde tekrar tekrar çeşitli enerji transferi, Emilimi, dönüşümü ve dağılımı meydana gelir. Son olarak, metallerin plastik deformasyonu, atomlar arasında ergime ve difüzyon ile oluşan arayüzeyde ince bir tabaka, iki metalin kuvvetli bir şekilde birleşmesini sağlar [15].

Patlamalı kaynak aynı tür metallerin yanı sıra birleştirilmesi zor olan farklı tür metallerin arasında da bağlantılar üretmek için kullanılır [16]. Neredeyse tüm benzer olmayan metal kombinasyonları, patlamalı kaynak ile yüksek gerilme oranlarında yeterli süneklik ve tokluğa sahip olmaları koşuluyla birleştirilebilir [17]. Patlamalı kaynak sadece levhalar için değil aynı zamanda karmaşık şekillerin bileştirmeleri için de kullanılır. Gün geçtikçe patlamalı kaynak ile üretilen bağlantı çeşitliliği artmaktadır [18]. Ti/elik, Ti/Al, Ti/Cu, elik/elik ve Cu/Al gibi metal çiftleri patlamalı kaynak ile yapılan farklı türdeki metallerin birleştirilmelerine örnek gösterilebilir [12,19].

Bakır ve alaşımları mükemmelen ısı ve elektriksel iletkenliğe ayrıca iyi derecede de aşınma direncine sahiptir [20,21]. Titanyum ve alaşımları ise yüksek özgül mukavemete, tokluğa, mükemmelen korozyon direncine ve yüksek sıcaklık sürünme direncine sahiptir [22,23]. Bakır/titanyum kaynaklı yapılar sadece elektriksel ve termal iletkenlik gereksinimlerini karşılamakla kalmaz, aynı zamanda yüksek mukavemet ve hafiflik taleplerini de karşılar [24-27]. Bu stn özelliklerinden dolayı bakır ve titanyum malzemeler bimetalik kompozit malzeme olarak kullanılmak için sıklıkla birleştirilerek kullanılmaktadır. Cu ve Ti'un etkili bir şekilde birleştirilmesi için çeşitli

yöntemler kullanılmaktadır [14,28-33]. Bu yöntemlerden biri de patlamalı kaynaktır [14]. Ancak çok az sayıda yayın, mikroyapı gözlemlerine, kimyasal faz ölçümlerine ve mekanik özelliklerine dayanan Cu/Ti patlamalı birleşmelerinin arayüzeyini sistematik olarak rapor etmiştir [19].

Bu çalışmada, özellikle son zamanlarda korozyona dayanıklı elektrik endüstrisi uygulamalarında sıklıkla kullanılan malzeme çiftlerinden Cu-Ti bimetalik kompozitlerin patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak üretilmesi amaçlanmıştır. Çalışmalarda 170 mm x 120 mm x 2 mm ebatlarında bakır malzemeler ile 170 mm x 120 mm x 1,5 mm ebatlarında titanyum malzemelerin kullanılması belirlenmiştir. Patlamalı kaynak işlemi, paralel levha geometrisinde, sabit ara boşluk mesafesi (s) ve farklı miktarlarda patlayıcı oranı ($R=2,5, 3$ ve $3,5$) kullanılarak gerçekleştirilmesi hedeflenmiştir. Çalışmalarda üretilecek olan Cu-Ti bimetalik malzemelere farklı sıcaklık derecelerinde ısıl işlemler uygulanması ve OM, SEM, EDS, XRD, sertlik, çekme-makaslama, çentik darbe, eğme, burulma ve korozyon incelemelerinin yapılması amaçlanmıştır.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Fernando vd. [34], yapmış oldukları çalışmada, Çelik-Titanyum-Alüminyum ve Çelik-Pirinç-Alüminyum olmak üzere iki farklı kompozit levha konfigürasyonunun performansı, eşit toplam plaka boyutlarına sahip monolitik bir çelik konfigürasyonu ile karşılaştırılmıştır. Patlamalı kaynak ile birleştirilen plakalar, 20-65 mm arasındaki mesafelerde 250 g silindirik Bileşim-B yüklerinin ve 200 mm ve 250 mm araboşluk mesafelerinde küresel 1 kg Nitrometan yüklerinin patlatılmasıyla üretilen oldukça yoğun patlama yüklerine maruz bırakılmıştır. Monolitik ve kompozit plakalarının ayrıntılı sayısal modelleri, doğrusal olmayan sonlu elemanlar analiz yazılımı LS-DYNA kullanılarak geliştirilmiş ve deneysel deformasyon ölçümleri kullanılarak doğrulanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda Monolitik plakalardan daha hafif yoğunlukta empedans dereceli kompozit plakaların, gelişmiş süneklikleri sayesinde yüksek yoğunluklu patlama yüklerine karşı koydukları gözlenmiş olup sayısal çalışmaların sonuçları, deneylerin sonuçlarıyla iyi bir uyum göstermiştir. Sayısal modeller, sapmalardaki varyasyonları ve plakalardaki gerilmeleri yakalayabilmiştir. Bu nedenle, bu onaylanmış modellerin gelecekteki çalışmalar için bir tahmin aracı olarak kullanılabilmesi belirtilmiştir.

Zhang ve Liu [35], yapmış oldukları çalışmada, yüksek patlayıcılı patlamayı ve plaka üzerindeki etkilerini göz önünde bulundurarak tüm patlamalı kaynak işlem sürecini başarılı bir şekilde modellemek için yoğunluk uyarlamalı düzleştirilmiş parçacık hidrodinamiği (SPH) yöntemini, patlamalı kaynaktaki dalga oluşum mekanizması ve kaynaklanabilirlik pencereleri gibi mekanizmaları araştırmak için uygulamıştır. JWLL++ modeli, ANFO'nun patlamasını simüle etmek için yoğunluk uyarlamalı SPH'ye dahil edilmiştir. Patlama, TNT veya ANFO patlayıcı ile patlamalı kaynak, geliştirilmiş modeller kullanılarak simüle edilmiştir. Patlayıcı, dalgalı arayüzey, jet oluşumu ve kaynaklanabilirlik pencereleri dahil TNT veya ANFO ile oluşturulan patlamalı

kaynaktaki bazı tipik özellikler karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Elde edilen sonuçların TNT veya ANFO patlayıcı patlamaların simülasyon sonuçları referans sonuçlarıyla iyi bir uyum içinde olduğu belirtilmiştir. TNT kullanılarak yapılan patlamadaki patlama basıncı patlama bölgesinden patlama dalgasının önünde monoton bir şekilde artarken, reaksiyon bölgelerinin varlığı nedeniyle ANFO kullanılarak yapılan patlamada bunun belirgin olmadığı açıklanmıştır. Arayüzey dalgası ve jet oluşumlarının patlama basıncı ile belirlenebileceği belirtilmiştir. Çelik-çelik malzemelerin kaynağı için, ANFO patlayıcı kullanılarak yapılan patlamalı kaynak işleminde sadece küçük dalga boyutlu düz veya dalgalı arayüzey üretebilirken, TNT ile yapılan patlama kaynak işleminde eriyen dalgalı arayüzey ve jet oluşumu eğilimi görüldüğü belirtilmiştir. ANFO ile yapılan patlama kaynak işleminin kaynaklanabilirlik bölgesi (kaynaklanabilirlik penceresi) TNT ile yapılan patlamalı kaynak işleminin kaynaklanabilirlik bölgesinden çok daha küçük olduğu; fakat kaynaklanabilirlik penceresi II'nin, ANFO patlamalı kaynak işleminin tarafından verilen farklı kaynak modlarının dağılımları TNT patlamalı kaynak işleminin tarafından belirlenen kaynaklanabilirlik bölgeleri ile büyük uyum içinde olduğu söylenmiştir. Bu nedenle, farklı kaynak arayüzeylerinin geçişinin esas olarak çarpışma hızı ve kaynak açısı gibi bazı işlem parametrelerine bağlı olduğu belirtilmiştir.

Chen vd. [36], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı sıkıştırma-kaynak sinterlemesinin korelasyon teorilerini tanıtmışlar ve patlamalı sıkıştırma-kaynak için gereken basıncın hesaplamasına yönelik bir yöntem belirlemişlerdir. Bir kalıp plakası yükleme deneyi içeren makroskobik bir bağlanma mekanizması çalışması, bir şok dalgasının patlama açısının patlamalı sıkıştırma-kaynak işleminde önemli bir rol oynadığı ve toz katmanlarındaki şok dalgalarının yayılma yasasının AUTODYN-2D yazılımı kullanılarak sayısal olarak analiz edilebileceği ortaya konulmuştur. Mikroskobik bağlama mekanizması çalışmasında, patlamalı sıkıştırma-kaynağın mikroskobik bağlama modları bir Cu tel kaplama ve Cu altlık ile araştırılmış ve yumuşatılmış parçacık hidrodinamiği sayısal simülasyon yöntemi, belirli basınçlar altında Cu teli ve Cu altlık arasındaki boşluk kapatma işlemini simüle etmek için kullanılmıştır. Sayısal simülasyon ve deneylerin sonuçları karşılaştırılarak sürtünme kaynağı, patlamalı kaynak, jet enjeksiyonu ve sıvı sinterlemenin mikro bağlama modları belirlenmiştir. Patlamalı sıkıştırma-kaynak tekniğinde uygulanan

sinterlemenin, malzemelerdeki artık stresi ve iç kusurları ortadan kaldırdığı belirtilmiştir. Patlamalı sıkıştırma-kaynak işlemi sinterleme yönteminin mikroskobik bağlama mekanizması sürtünme kaynağı, patlama kaynağı, jet enjeksiyonu, sıvı sinterleme içerdiği belirtilmiştir. Mikro bağlanma modlarının süreçleri ve spesifik alanları SPH yöntemi kullanılarak sayısal simülasyon ile incelenmiştir. Patlamalı sıkıştırma-kaynak sırasındaki özel bağlama modlarının, yüksek bir yapışma gücü sağladığı ve belirli bir basınç aralığında, yapışma kuvvetinin doğrudan basınçla ilgili olduğu belirtilmiştir.

Baoxiang vd. [37], yapmış oldukları çalışmada; eksenel simetrik 30CrMnSi boru ile tungsten alaşımlı bir çubuk patlamalı kaynak ile birleştirmiş, kaynaklanabilirlik penceresi ile arayüzey morfolojisi üzerine çalışmalar gerçekleştirmiştir. Teorik analizle, farklı patlayıcı miktarlarında kaynak arayüzeyi morfolojisinin tahmin edilmesini mümkün kılabilen bu iki metalin kaynaklanabilirlik penceresi elde edilmiştir. Numunelerin mikroyapısı, sertliği ve bileşimi ile ilgili analitik araştırmalar yapılmıştır. Sonuçlar, 30CrMnSi çelik boruların ve tungsten alaşımlı çubukların birlikte başarılı bir şekilde kaynaklanabileceğini göstermiş ve farklı patlayıcı miktarlarında üretilen kompozit çubukların kaynak arayüzeylerinin farklı morfolojik özelliklere sahip olduğu belirtilmiştir. Patlayıcı miktarındaki artışla, kaynak arayüzeyi düz bir arayüzeyden dalgalı bir arayüze dönüşmüş ve hatta arayüzeyde bir ergime geçiş bölgesi oluşmuştur. Geçiş bölgesinin kimyasal bileşimleri, bölgenin iki tür kaynaklı malzemedan oluştuğunu göstermiştir. Kaynak işlemi sırasında arayüzeydeki sıcaklığın, tungsten alaşımının ergime sıcaklığını aştığını ve bu durumun her iki kaynaklı malzemede ergime meydana getirdiği belirtilmiştir.

Zheng vd. [11], yapmış oldukları çalışmada, farklı gaz ortamları altında titanyum / çelik plakaları patlamalı kaynak ile birleştirip kompozit plakalar üretmiş ve gaz altındaki ortamın kompozit plakaların arayüzey mikroyapısı ve mekanik özellikler üzerine etkilerini değerlendirmişlerdir. Sonuçlar incelendiğinde, farklı gaz ortamları altında patlamalı kaynak ile üretilen kompozit malzemelerin arayüzey morfolojisinde ve mekanik özelliklerinde önemli farklılıklar olduğu belirtilmiştir. Hava ortamı altında geleneksel patlamalı kaynağın aksine, düşük yoğunluklu helyum ortamında yapılan birleştirmelerin kaynak işlemini pürüzsüzleştirdiği ve arayüzeyde daha kararlı bir

periyodik dalga oluşturduğu belirtilmiştir. Buna ek olarak; soy bir gaz olarak helyum gazının, arayüzeyde oksit oluşumunu etkili bir şekilde engellediği, mekanik özellikleri ve kaynak kalitesini iyileştirdiği belirtilmiştir. Hava ortamı altında üretilen kaynaklı numunenin ergime bölgesinin sertliği yaklaşık 612 HV, helyum ortamı altında üretilen numunenin ergime bölgesinin sertliği yaklaşık 454 HV olarak ölçülmüş; bu duruma hava ortamında üretilen numunenin ergime bölgesinde oluşan büyük miktarda kırılğan safsızlıkların oluşmasının sebep olduğu ifade edilmiştir. Ayrıca helyum ortamında kaynak yapılan numunenin kayma mukavemeti yaklaşık 420 MPa'dan yaklaşık 490 MPa'ya ve gerilme mukavemeti 500 MPa'dan 550 MPa'ya yükseldiği açıklanmıştır.

Hanliang vd. [38], yapmış oldukları çalışmada, Zr60Ti17Cu12Ni11 dökme metalik cam (Zr bazlı BMG) ve alüminyum 1060 plakaları, üç farklı miktarda amonyum fuel oil (ANFO) patlayıcı kullanarak su altı patlamalı kaynak işlemi ile birleştirilmiştir. Yüzeyler arası mikroyapı karakterizasyonlarını ve elde edilen kompozitlerin element kompozisyonu; optik mikroskop (OM), eleman analizi ile taramalı elektron mikroskopisi (SEM), yüksek çözünürlüklü transmisyon elektron mikroskopisi (HRTEM) ve mikrosertlik test cihazı kullanarak karakterize edilmiştir. Kaynaklanabilirlik penceresi, Zr bazlı BMG / Al'ın kaynaklanabilirliğini doğrulamak için hesaplanmış ve çeşitli kalınlıktaki patlayıcıların kaynaklı arayüzey üzerindeki etkileri kinetik enerji kaybı teorisine dayandırılarak tartışılmıştır. Sonuçlar, su altı patlamalı kaynak işleminin Zr bazlı BMG / Al kompozitlerinin üretmenin etkili bir yolu olduğunu göstermiştir. Zr esaslı BMG ve Al plakaları, görünür kusurlar olmadan başarılı bir şekilde kaynaklanmış ve yaklaşık 7 µm kalınlığında geçiş katmanı oluşturulmuştur. Yapılan HRTEM analizi, ara tabakanın kaynak işlemi sırasında kristalleştiğini ortaya çıkarmıştır. Mikro-sertlik deney sonuçları incelendiğinde Zr tabanlı BMG ve Al'ın sertliğinin birleştirme arayüzeyinin yakınında arttığı belirtilmiştir.

Zeng vd. [39], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak ile üretilen Mg / Al kompozitlerin kalitesini arttırmak için inert gaz atmosferi altında kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Mg-AZ31B / Al-1060 kompozit plakalar helyum atmosferi altında üretilmiş ve aynı parametrelerle hava atmosferi altında üretilen özdeş plakalarla karşılaştırılmıştır. Bağlanma arayüzünün mikroskobik morfolojisi, element dağılımı

ve mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Helyum atmosferi altında üretilen kaynaklı kompozitlerin arayüzey morfolojisi, gazlı ortamdaki şok dalgalarının farklı basıncı nedeniyle hava ortamında yapılan birleştirmelerden önemli ölçüde farklı olduğu ve helyum atmosferi altında üretilen kompozitin arayüzeyinde neredeyse hiç oksit oluşmadığı belirtilmiştir. Helyum atmosferi altında üretilmiş AZ31B / 1060 kompozit plakaların, arayüzeylerinde belirgin bir kırılğan metallar arası bileşik katmanı peroksit bulunmayan daha dar bir eleman difüzyon bölgesi oluştuğu görülmüştür. Al-1060 alaşımında plastik deformasyon sertleştirme etkisinden dolayı arayüzeyden uzakta ve Mg-AZ31B arayüzeyinde vickers sertliğinin önemli ölçüde arttığı, bu arada Al-1060'ın arayüzeye yakın sertliğin termal yumuşama etkisinden dolayı önemli ölçüde azaldığı belirtilmiştir. Helyum atmosferi altında kaynaklı numunede oluşan sabit bir ergimiş tabaka ve düzgün bir arayüzey oluşmasından dolayı; kesme mukavemeti yaklaşık 55 MPa'dan yaklaşık 64 MPa'ya yükselirken çekme mukavemeti 96 MPa'dan 147 MPa'ya yükselmiştir. Bu nedenle soy gaz atmosferi altında patlamalı kaynak ile üretilen Mg-Al kompozit plakaların özelliklerinin geliştirilmesinde önemli bir rol oynadığı ve soy gaz korumasının, hareketli dalga metal patlamalı kaynaklarında etkili bir üretim yöntemi olduğu belirtilmiştir.

Paul vd. [14], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak ile birleştirilen titanyum ve bakır plakaların arayüzey yapısının elektro-mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. Mekanik testler sonucunda, 2000 ila 3000 m s⁻¹ arasında değişen patlama hızları ve 1,5 ila 9,0 mm ara boşluk mesafeleri kullanarak, kaliteli bir birleştirme için dayanım kriterlerini karşılayan bağlantıların üretilebileceği kanıtlanmıştır. Taramalı elektron mikroskobu ile elde edilen görüntülerin, tüm arayüzeylerin dalgalı bir karaktere sahip olduğu belirtilmiştir. Ara boşluk mesafeleri ve patlama hızları arttıkça, ergime bölgelerinin büyüklüklerinin yanı sıra dalgaların genliği ve periyodunun da arttığı ifade edilmiştir. Ayrıca, eriyik bölgelerinin arayüzey dalgalanması ve hacim kesimi arttıkça, dirençliliğin önemli ölçüde arttığı söylenmiştir. Deneysel veriler, her iki metal arasındaki bağın her zaman bir nanometrenin onda birinin yüzeyini eriterek elde edildiğini ve bunun sadece transmisyon elektron mikroskobu ile tespit edilebileceği belirtilmiştir. Ergime bölgeleri içinde oluşan fazların çoğunun denge faz diyagramında görünmediği ve bir amorf / nano taneli yapı

olduğu açıklanmıştır. $CuTi_3$, Cu_3Ti , Cu_4Ti_3 gibi çok az miktarda denge fazının, senkrotron X-ışını difraksiyonu kullanılarak ortaya çıkarıldığı bildirilmiştir.

Yang vd. [1], tarafından; patlamalı kaynak ile üretilen Cu/Fe kompozit malzemenin arayüzey değişimlerini, mekanik özellikleri ve ilgili yönetim mekanizmalarını araştırmak için SPH (pürüzsüzleştirilmiş parçacıklar hidrodinamiği) simülasyonu ve gelişmiş karakterizasyonunu bir araya getiren kapsamlı bir çalışma yapılmıştır. Çalışmanın simülasyon sonuçlarına dayanılarak, dalga oluşumunun ayrıntılı bir değişim modeli verilmiş ve girdap oluşumu için yeni bir açıklama önerilmiştir. Yapılan mikroyapı analizleri sonucunda; birleşme arayüzeyine bitişik tane yapılarının büyük ölçüde değiştiği, burada sırasıyla Fe ve Cu tarafında iki farklı eş eksenli ve sütunlu tane morfolojisinin tespit edildiği ve girdap alanının ultra ince eş eksenli nanometre tanelerinden oluştuğu ortaya konulmuştur. Bu mikroyapı değişiklikleri, mekanik özelliklerle ilişkilendirilmiş ve değişim süreçleri, farklı derecelerde kristal büyüme ve deformasyon ile birlikte dinamik iyileşme ve yeniden kristalleşme ile açıklanmıştır. SPH simülasyonu ile, yeniden kristalleşme tabakasının ve sertleştirilmiş tabakanın tahmin edilen genişliklerinin deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu ve patlamalı kaynak işlemi sırasında mikroyapı gelişimini nicel bir şekilde tahmin etmeye imkan sağlayacağı belirtilmiştir.

Zhao vd. [40], yapmış oldukları çalışmada; Ag/316L kompozit levha, patlamalı kaynak işlemi ile imal edilmiştir. Üretilen Ag/316L kompozit levhanın mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Ag/316L kompozit levhanın, ortalama periyodu 900 μm ve ortalama yüksekliği 400 μm olan tipik arayüzey dalgalı bir yapıya sahip olduğu ifade edilmiştir. Ag/316L kompozit malzemenin arayüzeyi boyunca; geçiş katmanı, erimiş bölge ve Ag açısından zengin katmanın süreksiz olarak oluştuğu ve γ -Fe partiküllerinin, nispeten homojen dağılımla ergimiş bölgede yayıldığı belirtilmiştir. Ayrıca ergimiş bölgede bazı Fe_2O_3 oksitlerinin oluştuğu da açıklanmıştır. Patlamalı kaynak sonucu şiddetli çarpışmanın, arayüzeye bitişik bölgede büyük deformasyona neden olduğu; bunun da Ag tarafında tamamen yeniden kristalleşmeyi ve 316L paslanmaz çelik tarafında ise büyük dönüşümleri teşvik ettiği belirtilmiştir. Böyle bir mikroyapı değişiminin, arayüzeye bitişik bölgenin mikrosertliğini arttırdığı görülmüştür. Ag/316L kompozit levhanın, herhangi bir arayüzey çatlağı olmaksızın

iyi bir eğilme özelliği sergilediği ve sırasıyla 350 MPa, 690 MPa, 177 MPa ve %39'luk ortalama akma mukavemetine, çekme mukavemetine, kesme mukavemetine ve % uzamaya sahip olduğu belirtilmiştir. Bu tür mekanik özellikler, iyi arayüzey yapısına ve rafine tanelere atfedilmiştir.

Li vd. [41], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak ile zirkonyum/titanyum/çelik'den oluşan üç-metallic kompozit plakalar üretilmiştir. Üretilen kompozit plakalara bir kapak plakasının kaynaklanması ve çeşitli yöntemlerle kesilmesinden sonra kalan gerilme dağılımını araştırmak için kompozit plakadan yapılmış iki numune hazırlanmıştır. Numunelerin iki kenarını kesmek için alevle kesme yöntemi ve aşındırıcı su jeti ile kesme yöntemi kullanılmış; bir numunenin kaplama tabakasına gaz tungsten ark kaynağı yöntemiyle zirkonyumdan bir kapak plakası kaynaklanmıştır. Kompozit levhada alevle kesme ve aşındırıcı su jeti ile kesmenin neden olduğu gerilmeler ayırt edilmiş; kaplama levhası kaynaklı ve kaynaklanmış kompozit levhadaki arayüzey gerilme dağılımları incelenmiştir. Zirkonyum kaplama levhasının kaynaklanmasından sonra kompozit levhanın titanyum/çelik arayüzeyinde yaklaşık 200 MPa büyüklüğünde uzunlamasına çekme gerilmesinin meydana geldiği ve çelik taraftaki çekme gerilmesinin çeliğin akma mukavemetine ulaştığı belirtilmiştir. 60 mm genişliğindeki kapak plakasının kompozit plakaya kaynaklanmasından sonra; kapak plakasının bir tarafının kaynaklanmasının neden olduğu gerilimin, kapak plakasının diğer tarafının kaynaklanmasıyla oluşturulan gerilim üzerinde hemen hemen hiçbir etkisi olmadığı ifade edilmiştir. Alevle kesme yönteminde, çelik taban plakasında çeliğin akma dayanımına eşit büyüklükte ve 22 mm genişliğe kadar büyük bir çekme gerilimi olduğu açıklanmıştır. Su jeti ile kesmenin, kesme kenarındaki stres üzerinde nispeten daha az etkiye sahip olduğu belirtilmiştir.

Wu ve Yang [42], yapmış oldukları çalışmada; darbeli TIG kaynağı termal çevrimi sırasında patlamalı kaynakla birleştirilmiş, Ti/çelik kompozit malzemenin arayüzeyinin mikroyapısı, arayüzey bileşikleri ve mekanik özellikleri incelenmiştir. 692–1283 °C tepe sıcaklık (T_m) aralığında termal döngüyü simüle etmek için bir Gleeble-1500D termo mekanik simülatörü kullanılmıştır. İntermetalik bileşiklerin kalınlığının T_m 'nin artmasıyla arttığını ifade edilmiştir. T_m 1283 °C olduğunda, çelik

tarafında α -Fe, α -Fe + Fe₂Ti ötektik, Fe₂Ti ve eser miktarda α -Fe, FeTi, FeTi + β -Ti'den Ötektik, β -Ti ve Ti tarafında eser miktarda FeTi, β -Ti + α -Ti ve α -Ti oluşan termal döngü sırasında patlamalı kaynak arayüzeyini sıvılaştırmıştır. Önemli derecede kırılğan fazların (yani, Fe₂Ti ve FeTi) arayüzeyde çatlaklara neden olabileceği ve arayüzey kombinasyonunu bozabileceği belirtilmiştir. Ayrıca, artan Tm ile patlamalı kaynak arayüzeyinin çekme ve kesme mukavemetinin azaldığı belirtilerek bu azalmalar esas olarak arayüzey bileşiklerinin büyümesine atfedilmiştir.

Bian vd. [43], yapmış oldukları çalışmada; patlamalı kaynak ile kaplanmış plakaların, patlamalı kaynaktan sonra gelişen aşırı deforme olmuş mikroyapılar nedeniyle genellikle zayıf sünekliğe sahip olduğu belirtilmiştir. Bu çalışmada, patlamalı kaynak ile Mg-6Al-1Zn-1Ca (AZX611)/Al-0.6Mg 0.6Si-0.1Fe (A6005C) (tümü ağırlıkça % olarak) kaplı bir levhanın patlamalı kaynak işlemi sonrasında sıcak haddeleme ile mekanik özelliklerini iyileştirmek üzerine araştırmalar yapılmıştır. Geçiş başına kalınlık azalmasının % 10'dan % 28'e çıkarılmasının veya haddeleme sıcaklığının 430 °C'den 250 °C'ye düşürülmesinin, çekme özelliklerini iyileştirdiği ifade edilmiştir. 250 °C'de haddelenmiş bağlantı levhası, geçiş başına % 28'lik bir kalınlık azalması ile %15'lik büyük bir kopma uzaması göstermiş; bunun da patlamalı kaynak ile kaplanmış levhanınkinden (% 1.2) yüksek olduğu belirtilmiştir. Taramalı elektron mikroskobu, elektron geri saçılım kırınımı ve transmisyon elektron kapsamı aracılığıyla mikroyapı karakterizasyonu, süneklikteki önemli iyileşmenin, AZX611 ve A6005C alaşım levhalarında birikmiş gerilmenin önemli ölçüde azalması ve patlamalı kaynak sırasında oluşan arayüzey delaminasyonunun ortadan kaldırılmasıyla yakından ilişkili olduğu belirtilmiştir. AZX611 ve A6005C alaşımlı levhalardan kaynaklanan mekanik anizotropiye atfedilebilecek, haddeleme koşullarından bağımsız olarak tüm levhalarda belirli bir derecede anizotropik mekanik özellikler olduğu gözlemlenmiştir.

Yang vd. [44], yapmış oldukları çalışmada, Fe üzerine Ag kaplama üretmek için patlamalı kaynak işlemi kullanılmıştır. Ag/Fe bağlantıların arayüzeyleri, mikroyapı gelişimleri ve çarpışma işlemi sırasında gerçekleşen mekanizmaları, gelişmiş karakterizasyonlar ve düzgünleştirilmiş parçacık hidrodinamik simülasyonları ile kapsamlı bir şekilde araştırılmıştır. Yapılan patlamalı kaynak işlemi sonucunda, Ag/Fe arayüzeyinde ve Ag plaka yüzeyinde geometrik kusurların olmamasıyla, yüksek

kaliteli Ag kaplamalarının etkin bir şekilde elde edilmesinin sağlandığı ifade edilmiştir. Elde edilen simülasyon sonuçlarıyla, deneylerde gözlemlenen dalgali arayüzeylerin ve girdap yapısının doğru bir şekilde yeniden üretildiği belirtilmiştir. Burada, dalganın gelişimi yeniden yapılandırılmış ve girdabın oluşum mekanizması ortaya çıkarılmıştır. Yapılan mikroyapı analizleri, Ag/Fe arayüzeyine yakın tane yapısının dikkate değer bir çeşitlilik ortaya çıkarttığı ifade edilmiştir. Dinamik yeniden kristalleşme ile ilgili olarak da eş eksenli ince tanelerin, arayüzlerinin yakınında ve ayrıca girdap içinde olduğu belirtilmiştir. Arayüzeyden biraz uzakta bulunan Fe matrisinin tanelerinin uzamış olduğu, bunun da deformasyon özelliklerini iyi yansıttığı ifade edilmiştir. Bu arada, girdap sınırında erimiş ve yeniden katılmış işlemlerle indüklenen sütunlu taneler gözlemlendiği belirtilmiştir. Bu tane yapılarındaki değişimin, nano girintilerin sertlik dağılımının homojen olmamasından kaynaklandığı bildirilmiştir.

Paul vd. [45], yapmış oldukları çalışmada; on bir katmanlı AZ31/AA1050 kompozit levha, tek atımlık bir patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilmiştir. Arayüzey katmanlarının mikroyapısal gelişimi, tarama ve transmisyon elektron mikroskobu kullanılarak kapsamlı bir şekilde araştırılmıştır. Kaplamaların mekanik özelliklerini değerlendirmek için mikroyapısal gözlemler, mikrosertlik ölçümleri ve eğilme testleri uygulanmıştır. Uygulanan patlama hızları altında sadece ilk arayüzeyin dalgali, diğerlerinin düz olduğu belirtilmiştir. Tüm arayüzeylerin yakınında, yerel ergime ve hızlı katılmanın çeşitli kimyasal bileşim ve yapılara sahip farklı fazlardan oluşan reaksiyon bölgelerinin oluşmasına yol açtığı belirtilmiştir. Reaksiyon bölgelerinde tanımlanan c-Mg₁₇Al₁₂ ve b-Mg₂Al₃'ün iki denge fazına ek olarak, katılmış eriyiğin önemli bir kısmının, amorf veya ultra ince taneli bir yapı sergileyen dengersiz fazlardan oluştuğu ifade edilmiştir. Daha sonra uygulanan tavlama işlemi sırasında, yüksek sertlikteki c-Mg₁₇Al₁₂ ve b-Mg₂Al₃ fazları tüm arayüzeylerin yakınında hızla büyürken, önceden var olan reaksiyon bölgelerinin içinde, çeşitli kimyasal bileşimlere sahip alanların sistematik olarak b-Mg₂Al₃ fazına dönüştüğü belirtilmiştir. 3 MPa'lık bir basıncın uygulanmasının, ısıtma sırasında örtülü delaminasyonun önlenmesinde önemli bir rol oynadığı bildirilmiş; ancak, b-Mg₂Al₃ fazında kompozitin şekillendirilebilirliğini önemli ölçüde azaltan lineer çatlakların oluşumunu engellemediği ifade edilmiştir.

Tian vd. [46], yapmış oldukları çalışmada, Tungstenin (W) kırılgenlığı ve yüksek ergime noktası nedeniyle, düşük sıcaklıklarda patlamalı kaynak işlemleri ile tungsten katmanlarını tahribatsız bir şekilde kaplamanın zor olduğunu belirtmişlerdir. Tian ve arkadaşları bu sorunun üstesinden gelmek için, yapılan çalışmada tungsten tabaka, yüksek dalga empedansı kısıtlanmalı patlamalı kaynak işlemi ile çatlaksız bir bakır levhaya başarılı bir şekilde kaynaklanmıştır. Arayüzeyin, patlama kaynak yönü boyunca küçük dalgalı bağlanma ve enine kesitte küçük düzensiz dalgalanmalar gösterdiği belirtilmiştir. Tungsten tabakasının yüksek sertlik özelliğini korurken, bakır tarafın daha düzgün bir sertlik dağılımına sahip olduğu ifade edilmiştir. Deforme olmuş taneler ve yeniden kristalleşmenin, yalnızca arayüzün yakınında meydana geldiği bunun da şiddetli deformasyondan kaynaklandığı bildirilmiştir. Tungsten/bakır kompozit levhanın gerilme mukavemetinin yaklaşık 391 MPa ve yüzde uzamasının %12'den fazla olduğu belirtilmiştir. Sonuç olarak yüksek dalga empedanslı kısıtlı patlama kaynak yönteminin, oda sıcaklığında nano ölçekli kırılgen malzemelerin kaplamalarını üretmek için etkili bir işlem olduğu ifade edilmiştir.

Zhou vd. [47], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen titanyum-çelik kompozit levhaların arayüzeyinin mekanik özellikleri üzerine mikroyapının etkilerini araştırılmıştır. Arayüzeylerin mikroyapısı optik mikroskop, taramalı elektron mikroskopu ve enerji dağılımlı spektrometre ile incelenmiştir. Başlangıç noktasının yakınındaki patlama, büyüme bölgesinde küçük dalgalı neredeyse düz bir arayüzeyin olduğu ve uzak uç sınırına yakın yansımadan etkilenen bölgede düzensiz dalgalı bir arayüzey olduğu belirtilmiştir. Sürekli patlama bölgesinde çeşitli kusurlara (örneğin mikro çatlaklar, boşluklar ve metaller arası bileşikler vb.) sahip periyodik dalgalı bir arayüzey olduğu bildirilmiştir. Özellikle, girdap alanındaki mikro çatlaklar, boşluk ve metaller arası bileşikler gibi kusurlar, bağlanma arayüzünün mekanik özelliklerinin üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu ifade edilmiştir. Bu arada, dalgalı arayüzeyin, neredeyse düz arayüzeye kıyasla, daha büyük bir bağlanma alanına ve aynı uzunluk bölgesi üzerinde daha yüksek bir bağlanma kuvvetine sahip olduğu belirtilmiştir. Periyodik dalgalı arayüzeyde, sırasıyla gerilme yönüne dik ve paralel bağlama arayüzeyinde çekme testlerinde 350-550 MPa ve 610-640 MPa'lık en yüksek gerilme mukavemeti değerlerinin elde edildiği bildirilmiştir.

Liu vd. [48], yapmış oldukları çalışmada tungsten (W) üzerine bakırın (Cu) iyi yapışma ile kaynaklanmasının, W ve Cu arasındaki fiziksel özelliklerdeki büyük farklılıklar nedeniyle zor olduğunu ayrıca kırılğan W'nin yüksek gerilme oranı altında çatlamasının, uygulamalarda kullanılabilirliğini sınırladığı ifade edilmiştir. Liu ve arkadaşları bu problemin üstesinden gelmek için sıcak-patlama kaynak tekniğini araştırmışlardır. 2 mm kalınlığında bir W levha 500 °C'ye önceden ısıtılmış ve W katmanında herhangi bir çatlak oluşmadan saf Cu levha ile başarıyla kaynaklanmıştır. W'ye uygulanan dinamik sünek-kırılğan geçiş sıcaklığının üzerindeki ön ısıtmanın ve kinetik enerjinin azaltılmasının, kalın W levhanın başarılı bir şekilde kaynaklanması için en önemli iki faktör olduğu belirtilmiştir. 500 °C'deki parametreler kullanılarak hesaplanan kaynaklanabilirlik penceresi ile, iyi bir dalgalı arayüzey oluşumu öngürülmüş ve W-Cu arayüzeyindeki mikroyapıların, OM, SEM, EBSD ve TEM araştırmaları yapılmıştır. Mekanik olarak karıştırılmış W-Cu fazı ve arayüzey boyunca 2~6 nm kalınlığındaki amorf tabaka, karışmayan W ve Cu arasında güçlü bir bağ oluşturduğu belirtilmiştir. Ölçülen arayüzey basınç kesme mukavemetinin 188 MPa'ya ulaştığı, bu değerinde arayüzeyin iyi bir bağlanma mukavemetine sahip olduğunu gösterdiği ifade edilmiştir.

Kuzmin vd. [49], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak sırasında ultrasonik titreşimlerin bimetal plakanın yapısını ve özelliklerini nasıl etkilediğini incelemek amaçlanmıştır. Ultrasonik titreşimlerle desteklenen patlamalı kaynak ile üretilen bimetal plakanın bağlantı oluşum kinetiğinin, yapı ve özelliklerindeki değişikliklerin etkisi belirlenmiştir. Ultrasonik titreşimlerin metallerin akma mukavemetinde bir azalmaya yol açtığı, bunun sonucunda metal yüzey katmanlarının özellikleri ve patlamalı kaynak işlemi sırasında bağlantının oluşum koşullarını değiştirdiği belirtilmiştir. Bununla birlikte ultrason olmadan yapılan patlamalı kaynak ile karşılaştırıldığında, ısıdan etkilenen bölge metalinin geliştirilmiş mukavemetinde ve mikrosertliğinde bir artışa ve dalga girdap alanlarındaki dalga parametrelerinin ve ergimiş metal miktarının azalmasına yol açtığı belirtilmiştir. Patlamalı kaynak işlemi yönüne göre karşıt ultrasonik maruziyetin en etkili olduğu kaynak yöntemi olarak ifade edilmiştir. Bu durum, ultrasonik titreşimlerin dikey olarak yayıldığı bir şemadan farklı olarak, ultrasonun sabit bir plaka üzerindeki etkisinin tüm patlamalı kaynak işlemi sırasında meydana gelmesi gerçeğiyle açıklanmıştır. Ultrasonik titreşim frekansının,

patlamalı kaynak ile elde edilen bağlantıların yapısı ve özellikleri üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğu belirtilmiştir. Bakır numuneler için en büyük çekme kuvveti değerlerine, 17 ila 20 kHz arasındaki frekanslarda elde edilirken, alüminyum numuneler içinse 20 ila 22 kHz arasındaki frekans değerleri aralığına ulaşıldığı ifade edilmiştir. Ultrason destekli patlama kaynağının, farklı metaller için kaynaklanabilirlik alanını önemli ölçüde genişlettiği ve kırılğan metal oluşumu olmadan tam mukavemetli yüksek kaliteli bağlantıların üretilmesini sağladığı bildirilmiştir.

Chen vd. [50], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak işleminde patlayıcı yüklerinin enerji verimliliğini daha da artırmak ve çevre üzerindeki etkiyi azaltmak için çoklu plakaların üretimi için yenilikçi bir patlama kaynak yöntemi EWMP önerilmiştir. Bu yöntemde, 6 metal plaka paralel olarak yerleştirilmiş ve bir patlama ile 3 kompozit plaka elde edilmiştir. Bağlantının mikroyapısını optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) ve elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) ile analiz edilmiştir. Geleneksel patlama kaynağı (TEW) ile karşılaştırıldığında, EWMP gürültü ve titreşimi önemli ölçüde azaltmış ve patlayıcıların enerji verimliliğini arttırdığı belirtilmiştir. EWMP'nin aynı miktarda kaynaklı plaka elde ederken geleneksel yöntemle karşılaştırıldığında, titreşim verilerini sırasıyla patlama merkezinden 3, 4, 5 ve 6 m uzaklıkta % 16,7, 16,4, 2,8 ve 1,5 oranında azalttığı ve EWMP'nin patlayıcı tüketimini de en az yarı yarıya düşürdüğü ifade edilmiştir. Sayısal simülasyon yoluyla elde ettikleri verileri incelediklerinde, kompozit plakanın çarpışma hızları sırasıyla 610, 516 ve 471 m/s'dir ve kompozit plakaların dalga biçimlerinin temel olarak deneyin sonucu ile örtüştüğü bildirilmiştir.

Lei vd. [51], yapmış oldukları çalışmada, patlamalı kaynak ile üretilmiş W/Cu kompoziti, yüksek performans ve yüksek mukavemet için uygun ve tercih edilebilir bir kaynak yöntemi seçme açısından araştırılmıştır. Seçilen malzemelerin hasar ve şok kaynaklı kusurlarının temel sorunlarını çözmek için SCTEW teknolojisi tercih edilmiştir. Bu kaynak teknolojisi ile hasarsız ve hatasız yüksek kaliteli W/Cu kompozit malzeme numuneleri elde edilmiştir. Mikroyapı deneysel analizi sonucunda, arayüzey gelişim süreçleri ve W/Cu patlayıcı kaynak arayüzeyi üzerindeki termodinamik çalışmayı araştırmak için SPH yöntemiyle yapılan sayısal simülasyonla karşılaştırılmıştır. SPH simülasyon doğrulamasını birleştirerek, önerilen güçlü

hapsetme termal patlamalı kaynak teknolojisinin (SCTEW) yüksek kaliteli W/Cu kompozit malzeme üretmek için uygun ve uygulanabilir bir yöntem olduğu belirtilmiştir.

BÖLÜM 3

PATLAMALI KAYNAK YÖNTEMİ

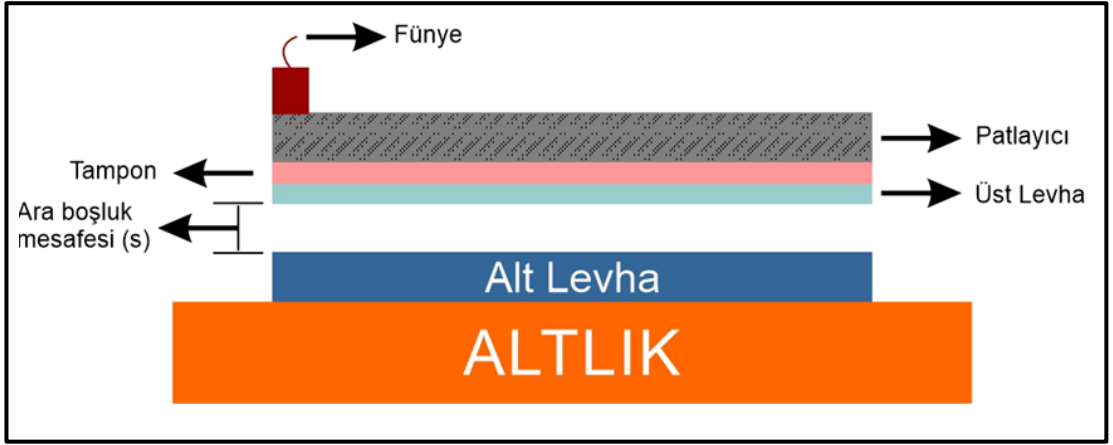
3.1. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN TARİHSEL GELİŞİMİ

Patlamalı kaynağın ilk olarak 1880'lerde yüksek hızlı topçu silahlarının kullanılmaya başlanmasıyla ortaya çıktığı düşünülmektedir [52]. Özellikle ikinci dünya savaşı sırasında zırh plakalarına ve diğer metal nesnelere bağlanmış şarapnel parçalarının bulunması patlamalı kaynak için bir dönüm noktası olmuştur [53]. Yapılan analizler üzerine metal parçalarda görülen bu bağlanmanın metalurjik olduğu keşfedilmiştir. Kaynak mekanizması (yani ısı) bulunmadığından, yüksek hızlı şarapnel üreten patlama kuvvetinin kaynaktan sorumlu olduğu belirlenmiştir. Patlamalı kaynak ile ilgili yayınlanmış en eski bilimsel yayının 1944'te kaleme alındığı bilinmektedir [54]. Bu çalışmada patlayıcı bir füneyi yüksek patlayıcılı bir güçlendiriciden ayıran pirinç şimlerin birbirine kaynaklandığı kaydedilmiştir. Patlamalı kaynak ile ilgili ilk patent başvurusu 1962'de Philipchuk ve Bois tarafından yapılmıştır [55-58]. DuPont firmasına patlamalı kaynak yöntemi ile ilgili 23 Haziran 1964'te patent hakkı verilmiştir [59]. Uzun yıllar beklendiği kadar geniş bir gelişme yelpazesine sahip olmasa da, günümüzde patlamalı kaynak ve mekanizmaları daha iyi anlaşılmiş ve geliştirilmeye devam edilmektedir. Bu anlayışla, bir üretim aracı olarak patlamalı kaynak kullanılmaktadır. Patlamalı kaynak, geleneksel kaynağın yapamadığını yani farklı malzemeleri ve geleneksel olmayan geometrileri birleştirmeyi başarmıştır [53].

3.2. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN ÇALIŞMA PRENSİBİ

Patlamalı kaynak, bir üst levhanın bir alt levhaya yüksek hızda çarpmasını sağlamak için belirli miktarda patlayıcının patlatılmasının kullanıldığı bir katı hal kaynak tekniğidir. Patlamalı kaynak sonucu oluşan çarpışma hızı 0,6 ila 3 mm/ μ s arasındadır, yüksek hızlı çarpışma tarafından üretilen yüksek basınç ise 10 ila 100 kbar arasında

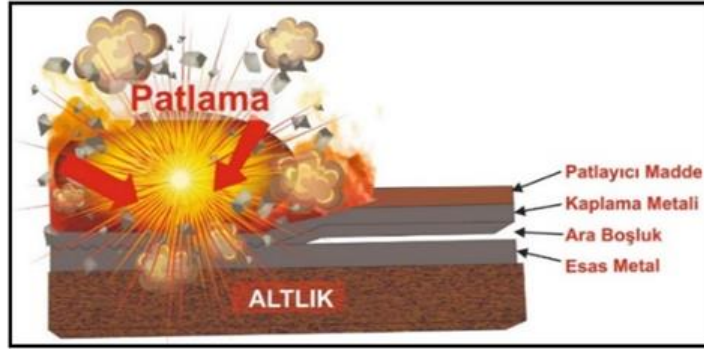
değerlere ulaşmaktadır. Bu hız ve basınç değerleri neredeyse bilinen tüm malzemelerin plastik deformasyonunu indükleyebilecek değerler arasındadır, yani patlamalı kaynak teknolojisi kullanılarak çok geniş bir malzeme birleştirme çeşitliliğine sahip olunabileceği bildirilmiştir [37,60]. Şekil 3.1 büyük bir altlığın üstüne yerleştirilmiş sabit duran bir alt levha ve alt levhanın üstüne arada araboşluk mesafesi olarak adlandırılan belirli hesaplamalara göre belirlenmiş mesafe bırakılacak şekilde yerleştirilmiş patlama ile hareketlenen bir üst levhayı gösteren patlamalı kaynak işleminin ilk kurulumunu göstermektedir. Patlayıcı maddenin bulunduğu kap üst levhanın üzerine arada bir tampon malzeme olacak şekilde yerleştirilir. Araya yerleştirilen bu tampon malzemenin görevi üst levhayı patlama nedeniyle hasar görmekten korumaktır. Ana patlayıcıyı başlatmak için bir fünye kullanılır.



Şekil 3.1. Patlamalı kaynak işleminin ilk kurulumu.

Altlık, patlama sonrası bitmiş olan kompoziti düz tutmak ve alt levha için bir bağlantı noktası olarak hizmet eder. Ayrıca altlık, üst levha ve alt levhanın patlama sonrası çarpması ile oluşan basınç dalgasını yakalama amacına da hizmet eder. Altlık olarak kullanılan malzemeler kumdan metal plakalara kadar çeşitlilik gösterir. Tüm plaka düzenlemelerinde ve patlayıcı/metal kombinasyonlarında, patlayıcı ile temas halinde olan metalin yüzeyini korumak için bir tampon tabaka kullanılabilir. Tampon olarak kullanılan malzemeler kağıt ve banttan kauçuk ve ince metal levhalara kadar çeşitlilik gösterir [54].

Şekil 3.2’de patlamalı kaynak işleminde patlayıcının patlatılmasının başlamasından sonraki sürecin şematik gösterimi verilmiştir. Burada iki levhanın çarpıştığı ve bağ oluşumunun gerçekleştiği çarpışma noktası gözlemlenmektedir. Burada patlama kaynağı için en önemli kriterlerden biri olan ve aynı zamanda bağ oluşumu için gerekli bir koşul olan metal jetide oluşmaktadır. Metal levhaların yüksek basınçta çarpışma noktasında eğik olarak çarpışması levhaların yüzeylerinde bir tabakanın metal jeti şeklinde arayüzden uzaklaşmasına, eşleşen yüzeylerin temizlenmesine, oksit katmanlarından ve kirleticilerden arındırılmış yüzeyler oluşmasına sebep olur. Bu durum birleştirilecek malzemelerin patlamanın etkisiyle yüksek darbe basıncına maruz kalması sonucu malzemelerin atomik düzeyde etkileşime girmesine yardımcı olur. Bu işlem, yüksek enerji yoğunluğunu dağıtma kabiliyeti nedeniyle geniş yüzey alanlarını birleştirme yeteneğine sahiptir [58,61].



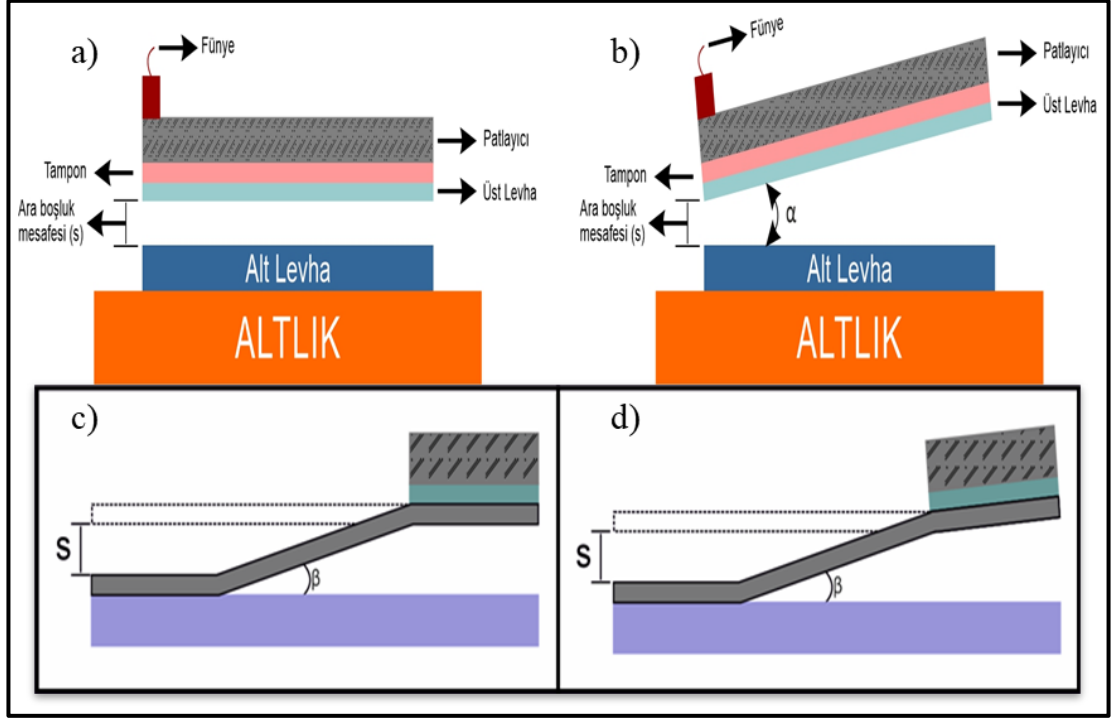
Şekil 3.2. Patlayıcının patlatılmasının başlamasının ardından kaynağın ilerleyişinin şematik gösterimi.

Patlamalı kaynak temel olarak iki adımda tanımlanabilir; ilk adım olarak jet oluşumu meydana gelir ve oksit tabakalarını temizler ve ikinci adım olarak da yüksek darbe basıncı, kaynak arayüzeyinde meydana gelen plastik deformasyonun oluşmasına sebep olur bu da levhalar arasında güçlü bir metalurjik bağ oluşturur. Bağlanma olayı saniyenin 10^{-6} gibi çok kısa bir süre içinde gerçekleşir [18,62,63]. Patlamalı kaynak işleminde plastik deformasyon, levhaların çarpışması sonucu oluşan basıncın malzemelerin akma dayanımını aşması ile oluşur. Plastik deformasyon sonucu eşleşen levhaların yüzeylerinin birbirine çok yakın hale geldiği ve eşleşen yüzeyler arasında atomik reaksiyonun gerçekleştiği yakın bir temas oluşur [64-66]. Plastik deformasyonun patlama kaynağı için en belirgin şekli arayüzeyde dalga oluşumdur [64,67]. Birleşen yüzeylerin yüksek plastik deformasyonunun meydana gelmesi, tane

incelmesine yol açar [64,68]. Şiddetli plastik deformasyon nedeniyle kaynak arayüzüne bitişik tane boyutunda farklılık gözlenir [64,69]. Çeşitli araştırmacılar, mikrosertlik inceleme çalışmalarında, patlamalı kaynak ile birleştirilmiş numunelerin kaynak arayüzünde yüksek sertlik değeri sonuçlarına ulaşmışlardır. Bu durumun esas olarak kaynak arayüzeyi boyunca gelişen yoğun plastik deformasyona bağlı olduğunu belirtmişlerdir. Patlamalı kaynak ile hazırlanan numunelerdeki plastik deformasyon seviyesinin, kaynak arayüzünden mesafe arttıkça kademeli olarak azaldığı ifade edilmiştir [64,70-72].

3.3. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİ GEOMETRİLERİ

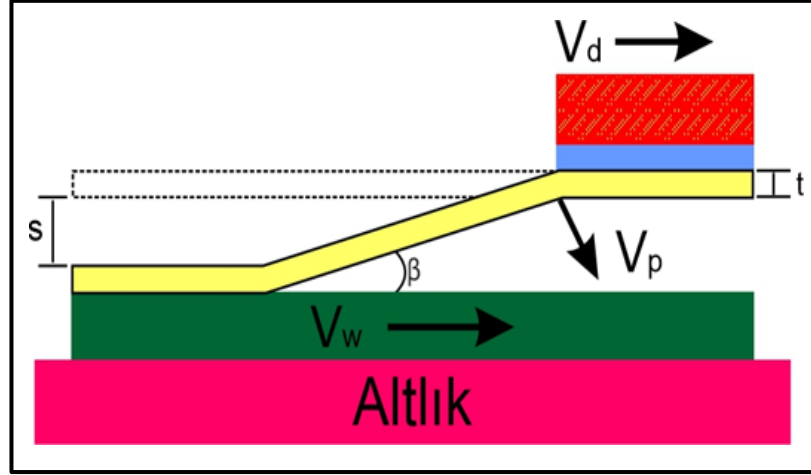
Patlamalı kaynak için farklı şekillerde levha geometrileri kullanılmaktadır. Bunlar Şekil 3.3 a'da verilen paralel levha geometrisi ve Şekil 3.3 b'de verilen açısız levha geometrileridir. Patlama sonrası üst levhanın hareketi ve oluşan geometriler Şekil 3.3 c ve Şekil 3.3 d'de verilmiştir. Bu geometri çeşitliliği, farklı malzeme kombinasyonlarının, kalınlık ve form faktörlerinin birleştirilmesini sağlamak için vardır. Yukarıda bahsedilen geometrilerde, kaynak yapılacak levhalar ile temas halinde bir patlayıcı tabakası yerleştirilir. Patlama daha sonra parçayı veya parçaları diğerine doğru hızlandırır. Levhaları uygun hıza ulaştırmak için levhalar arasında tipik olarak ara boşluk mesafesi (s) olarak adlandırılan bir başlangıç boşluğu olması gerekir. Patlama, levha boylamı boyunca ilerledikçe, levhanın öndeki kısmı eski konumundan hızla uzaklaşırken, levhanın önündeki levha nispeten bozulmamış halde kalır. Plakanın önceki konumundan ayrılması sonucu, plakanın bozulmamış kısmı ile plakanın hareket halindeki kısmı arasında bir (β) açısı oluşur ve bu şekilde kaynak arayüzeyi oluşarak kaynak işlemi devam eder [54].



Şekil 3.3. Patlamalı kaynak işlem süreçlerinde kullanılan levhaların yatay paralel (a) ve açısall (b) geometrilerinin gösterimleri. Patlama sonrası hem üst levhanın paralel (c) hemde açısall (d) geometrilerinin gösterimi.

3.4. PATLAMALI KAYNAK İŞLEM PARAMETRELERİ

Patlamalı kaynak işlemi ile iyi bir kaynak yapmak için birleştirilecek metallerin seçilmesinin yanı sıra, değiştirilebilecek bazı parametrelerde vardır [9]. Bu parametreler; ara boşluk mesafesi (s), eğimli düzlemler için başlangıç açısı (α), patlayıcı oranı (R), patlayıcı patlama hızı (V_d), üst levha çarpışma hızı (V_p), çarpışma açısı (β), kaynak hızı (V_w) ve eğik düzlemler için çarma açısı (γ)'dır [52,53,58,73,74]. Şekil 3.4'te patlamalı kaynak işlemi etkileyen parametreler gösterilmiştir [58].



Şekil 3.4. Patlamalı kaynak işlemini etkileyen parametrelerin şematik gösterimi.

Ara boşluk mesafesi (s) birkaç milimetre mertebesinde ve jetin düzgün bir şekilde tahliyesine izin verecek kadar büyük olmalıdır; ayrıca mümkün olduğu kadar küçük olmasına da çalışılır, çünkü bu değer ne kadar büyük olursa, kaynağı gerçekleştirmek için o kadar patlayıcıya ihtiyaç olacaktır. Bu mesafeyi sabit tutmak için, bazen iki plaka arasına destekler (plastikten veya plakanın bileşenlerinden birinden yapılmış) yerleştirilmelidir; bu destekler işlem sırasında ya erir yok olur ya da jet tarafından üflenir [52].

Başlangıç açısı (α) paralel geometri kullanımında sıfır (0) dır. Eğer açılı geometri kullanılacaksa başlangıç açısı önemli bir parametredir. Başlangıç açısı eğimli çarpışmayı oluşturacak şekilde üst levhanın yeterli derecede hızlanmasını sağlayacak ve levhalar arasında yeterli boşluk mesafesine sahip olmasını sağlayacak bir açı olmalıdır. Başlangıç açısı genellikle 5° - 25° arasında bir değerdir. [55,58,75].

Çarpışma açısı (β) plakanın ilk konumundan ayrılması sonucu, plakanın bozulmamış kısmı ile plakanın hareket halindeki kısmı arasında meydana gelen açıya denilmektedir. İki plakanın çarpışma noktasında meydana gelen çarpma ile dinamik çarpma açısı (γ) oluşur [54]. Paralel plaka düzeni için $\beta = \gamma$ 'dir. [54]. (β) açısı formül 3.1'e göre hesaplanır.

$$\beta = 2 \sin^{-1} \left(\frac{V_p}{2V_d} \right) + \alpha \quad (3.1)$$

Patlayıcı oranı (R) üst levhanın gereken hıza ve çarpışma açısına ulaşmasını sağlayacak şekilde olmalıdır. Bu oran üst levhanın ağırlığı ile orantılıdır. Patlayıcı oranı kaynaklanacak levhaların mekanik özellikleri ve yüzey durumlarına göre de değişiklikler gösterebilir. Patlayıcı oranı genellikle üst levhanın ağırlığının 1 ile 3 katı arasında bir değer olarak seçilir [55-57].

Patlamalı kaynak işlemi ile yapılacak olan birleştirmeler tasarlanırken birkaç farklı hız dikkate alınmalıdır. Bunlardan biri üst levhayı itmek için seçilen patlayıcı türüyle ilişkili patlama hızıdır (V_D). Patlama kaynağında kullanılan patlayıcıların genellikle patlama hızları 2500-3500 m/s değerleri arasında olmaktadır. Bu değer, bir tablo araması veya deney yoluyla elde edilir ve patlayıcı formülasyonun bir özelliğidir [53]. Yüksek patlama hızlarına sahip patlayıcılar kullanıldığı takdirde oluşan yüksek basıncın oluşturacağı yansıyan bir gerilme dalgası parçaların ayrılmasına sebep olabilmektedir. Eğer düşük patlayıcı hızlarına sahip patlayıcılar kullanılırsa, bu durumda da üst levha yeterince hızlanamayacaktır. Patlayıcı hızları patlayıcı oranı ile de doğru orantılı değişmektedir [55-57].

İkinci hız değeri ise, patlama meydana geldiğinde üst levhanın gerçek hızı olan üst levha hızıdır (V_P). Üst levha hızının (V_P) hesaplaması için Gurney denklemleri kullanılmaktadır [12,76,77]. Gurney denklemleri, patlayıcı olarak kullanılan plakaların, silindirlerin ve kürelerin hızını hesaplamak için basit bir ilk çalıştırma yaklaşımı olarak kabul edilir. V 'nin metal hızı olduğu plaka geometriler için Denklem 3.2 kullanılır; M metalin kütlesidir; C , patlayıcı yükün kütlesidir; ve $2E$, Gurney hız sabitidir. Gurney sabiti, tablolarda bulunan her patlayıcı madde için deneysel olarak belirlenebilir veya patlama hızı V_D 'nin 2,97'ye bölünmesiyle tahmin edilebilir. Ancak bazı araştırmacılar, farklı yazarların (V_P) değerinin belirlenmesi için alternatif yollar belirlendiğini, bu nedenle bu parametre için tek tip bir tanım bulmanın zor olabileceğini belirtmektedir [78]. Ayrıca plaka hızının malzemenin yığın ses hızını aşmaması gerektiği belirtilmiştir [12,78].

$$V_P^2 = 2E \frac{3}{\left[1 + 5\left(\frac{m}{c}\right) + 4\left(\frac{m^2}{c^2}\right)\right]} \quad (3.2)$$

Üst levha hızı artarsa birleşme arayüzeyinde oluşan dalgaların genliğinde bir artış meydana gelir. Bazı metal türlerinde dalgaların uç noktalarında ergime görülebilir. Tamamen ergimenin istenilmediği durumlarda düşük çarpışma hızları ile daha düze yakın arayüzeyler oluşturulabilir. Üst levhanın çarpışma hızı genellikle 1000 m/s üzerinde olacak şekilde tercih edilir [58].

Bir diğer hız değeri ise gerçek kaynak hızıdır (V_W). Bu değer, kaynağın plaka arayüzü boyunca hareket ettiği hızdır. (V_W), kaynaklanabilirlik penceresinde x eksenini kullanarak kullanıldığı için kritiktir. (V_W) değeri, (V_D), (V_P) ve (α)'nın bir fonksiyonudur. Gerçek kaynak hızı Denklem 3.3'e göre hesaplanır.

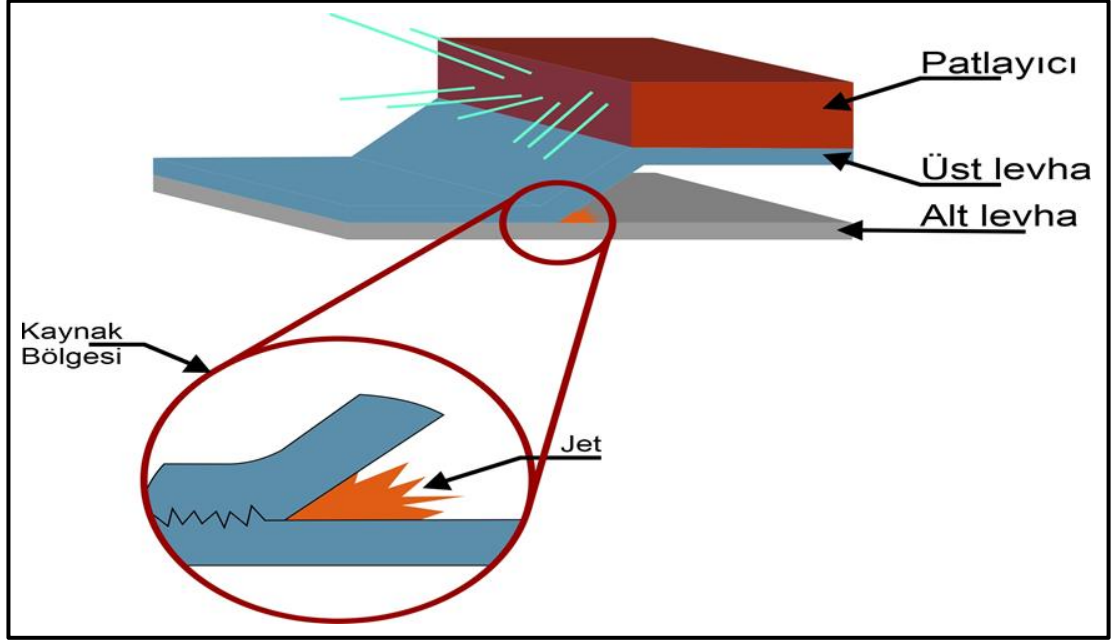
$$V_W = \frac{V_D V_P}{V_P + 2V_D \left(\sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)\right)} \quad (3.3)$$

Gerçek kaynak hızının belirli bir değerinin altında olması durumunda birleşme arayüzeyi dalgalı yerine düz bir şekilde oluşur. Kaynak hızının artması durumunda ise çarpışma noktası fişkırmının önüne geçip fişkırmının dışarı çıkmasını engelleyebilir. Bu durum metaller arası gevrek ve kırılğan yapıların oluşmasına sebep olur [79,80].

Çarpma açısı (β) metalürjik bağlanmanın oluşmasını engellemeyecek bir değer olmalıdır. [75]. Bazı araştırmacılara göre (β)'nin alt sınırı 2° ile 3° arasında, üst sınırı ise 31° 'dir [76]. Bu verilen değerler yaklaşık olmakla birlikte, açılarının belirlenmesini bir başlangıç noktası sağlar.

3.5. JET OLUŞUMU

Çarpışma noktasındaki jet oluşumunun, patlamalı kaynak işlemi kullanılarak bir kaynaklı bağlantı oluşturmak için kritik olduğu bilinmektedir. Bazı araştırmacılara göre, jetin oluşması için aşılması gereken kritik bir plaka çarpışma açısı vardır [81]. Bazı araştırmacılar ise β kritik açısının V_W kaynak hızının bir fonksiyonu olduğunu belirtirler [76]. Bunun, tamamen olmasa da doğru bir şekilde ayarlanmış patlamalı kaynak ile gerçekten elde edildiğine dair sonuçlar açıklanmıştır [82]. Şekil 3,5'te jet oluşumunun şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 3.5. Jet oluşumunun şematik gösterimi.

Gerekli metal jetini oluşturmak için Şekil 3.4'te gösterilen ara boşluk mesafesi, çarpışma açısı ve üst plaka kalınlığı gibi karşılanması gereken bazı temel geometrik parametreler vardır. Üst levha, gerekli metal jetini oluşturmak için alt levhaya çarpmadan önce yeterli bir hıza ulaşmalıdır. Bunun için kaynak başlatılmadan önce üst levha ile alt levha arasındaki ara boşluk mesafesinin belirlenmesi gerekir. Bazı araştırmacılar, kararlı durum hızına ulaşmak için ara boşluk mesafesini üst plakanın kalınlığının minimum 0,1 ila 1 katı arasında olması gerektiğini belirtmiştir [53]. Yapılan bazı deneysel çalışmalar incelendiğinde ise kararlı hal hızına ulaşılması için ara boşluk mesafenin üst levha kalınlığının yaklaşık 1/2 ila 1 katı aralığında olması gerektiği görülmektedir [53,76].

3.6. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNDE KULLANILAN PATLAYICI ÇEŞİTLERİ

Patlamalı kaynakta, kontrollü patlayıcı enerjisi, üst plakayı hızlandırıp, güçlü bir metalurjik bağ oluşturmak için alt levhaya çarpmasına yardımcı olmak için kullanılır. Patlayıcılar genellikle patlama hızları ve yoğunlukları ile karakterize edilir. Mühendislik malzemelerinin çoğunda, ses hızı 4-6 km/s arasındadır ve yaygın patlayıcıların ise çoğu 6 ile 7 km/s arasında değişen patlama hızlarına sahiptir. Bu

sebeple, patlamalı kaynak işlem sürecinde kullanılan levhaların yüksek patlama hızları kullanılarak birleştirilmesi, kaynaklı birleştirmelerin sökülmesi veya bazı durumlarda malzemeye zarar vermesinden dolayı tercih edilmez. Patlamalı kaynak işleminde, metal plakalar boyunca düzgün bir birleşmenin olmasını sağlayacak bir patlama elde etmek için, patlama hızları çoğunlukla 2-3 km/s aralığında uygulanır [75,83,84].

Birçok araştırmacı, dayanıklı bir kaynak elde etmek için farklı patlayıcılarla çalışmıştır. Yapılan çalışmalarda sıklıkla kullanılan patlayıcılar TNT ve ANFO'dur. Carpenter vd. [85], yapmış oldukları bir çalışmada patlama metalinin ses hızının 1.2 katından daha az patlama hızına sahip patlayıcıların önerildiği bildirilmiştir. Mühendislik metalleri için ses hızı genellikle 4-6 km/s'dir, patlayıcı olarak kullanılan TNT'nin patlama hızı ise yaklaşık 7 km / s'dir. Bu nedenle, TNT'nin patlama hızı, bazı metaller (örneğin, ses hızı 6 km/s'den daha büyük olan çelikler) hariç, çoğu metalin (ör. Bakır ve Titanyum) başarılı bir şekilde patlama kaynağı ile birleştirilmesi için çok yüksektir. Buna karşılık, ANFO'nun patlama hızı, çok çeşitli metaller için uygun olan 6 km/s'den daha azdır. Bu nedenle, bir çok araştırmacı çoğu pratik patlama kaynağı işleminde amonyum nitrat fuel oil (ANFO) karışımları gibi düşük hızlı patlayıcıların kullanıldığını belirtmişlerdir [86,87]. Son zamanlarda Sherpa vd. [88], yapmış oldukları bir çalışmada 50/50 oranında mutfak tuzu (NaCl) ve trimonit-1'den (80:10:10 oranında AN, TNT ve Al tozunun bir karışımıdır) oluşan düşük patlama hızlı patlayıcı kaynak (LVEW) işlemi geliştirmiş ve tuz ilavesinin, patlama hızının azaltılmasına yardımcı olduğu belirtilmiştir. Böylece patlama hızının 2 km/s'den az olduğu düşük patlama hızlı patlamalı kaynak işlemi gerçekleştirmiş (LVEW) ve dayanıklı bir kaynaklı bağlantı elde edildiği bildirilmiştir. Patlamalı kaynak işlemleri için kullanılan bazı patlayıcılar ve özellikleri Çizelge 3.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1. Patlama kaynak işleminde kullanılan farklı patlayıcılar.

Patlayıcı	Patlayıcı Hızı (m/s)	Yoğunluk (kg/m ³)
ANFO	2300-2800	650-700
SEP	7000	1300
Emülsiyon Patlayıcı	2200	1150
Elbar-5	3000-3800	700-800
PAVEX	2000-3000	530

3.7. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMLERİNDE BİRLEŞTİRİLECEK MALZEMELERDE GEREKLİ OLAN ÖZELLİKLER

Patlamalı kaynak ile ilgili yapılan ilk çalışmalar sınırlıdır fakat yapılan çalışmaların artmasıyla birlikte metallerin özelliklerinin kaynak yapma kabiliyetini etkilediği ortaya çıkmıştır. Patlamalı kaynak işlemi etkileyen malzemelerin, mekanik ve fiziksel özellikleri yoğunluk (ρ), elastisite modülü (E), akma dayanımı (σ_Y) ve sertliktir. Birleştirilen metallerin sahip oldukları yoğunluk değerlerinin belirli bir oranda farklı olması tavsiye edilmektedir. Yoğunluk değeri çarpışma noktasının etrafına malzemenin vermiş olduğu karşılıktan dolayı önemlidir. Çarpışma noktasında oluşan basınç değeri akma dayanımından çok daha yüksek bir değer ise malzemeler çarpışma noktası etrafında akışkanmış gibi hareket edip çarpışma noktasından uzaklaşırlar. Birleştirilen metaller yakın yoğunluk değerlerine sahip olduklarında, kaynak arayüzeyleri daha simetrik dalga görüntüleri sergiler [56,58]. Elastisite modülü (E), bir malzemenin sertliğinin bir ölçüsüdür, sert ve kırılğan malzemeler yüksek elastikiyet modülüne sahipken, yumuşak ve bükülebilir malzemeler düşük elastikiyet modülüne sahiptir. Atomik yapı ve bağ mukavemeti E 'yi etkiler ve bu nedenle metalin kaynaklanabilirliği için önemlidir [53]. Genel olarak % 5'den fazla süneklik özelliğine sahip metal ve alaşımlarının patlamalı kaynak işlemi ile kaynak edilebileceği belirtilmektedir [57]. $\Theta\gamma$ 'nin düşük gerinim oranlarında ölçülen statik bir mukavemet değeri olduğuna dikkat etmek önemlidir. Patlamalı kaynak, yüksek gerinim oranlarında meydana gelen dinamik bir işlemdir, bu nedenle düşük gerinim oranı değeri patlamalı kaynağa uygun bir değerle ilişkilendirmek için varsayımlar yapılmıştır. Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirilebilen önemli metal ve alaşım çiftleri Çizelge 3.2'de verilmiştir.

Çizelge 3.2. Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirilebilen metal ve alaşımlar [58].

	Karbon çelikleri	Alaşımlı çelikler	Paslanmaz	Al. Alaşımları	Bakır alaşımları	Nikel alaşımları	Titanyum	Tantal	Niyobyum	Gümüş	Altın	Platin	Kobalt alaşımları	Magnezyum	Zirkonyum
Zirkonyum															
Magnezyum															
Kobalt alaşımları															
Platin															
Altın															
Gümüş															
Niyobyum															
Tantal															
Titanyum															
Nikel alaşımları															
Bakır alaşımları															
Al. alaşımları															
Paslanmaz çelikler															
Alaşımlı çelikler															
Karbon çelikleri															

Bu çalışmada Çizelge 3.2’de patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak direkt birleştirilebildiği belirtilen bakır ve titanyum malzemeler kullanılmıştır.

3.7.1. Bakır

Bakır ve bakır alaşımları, günlük hayatımızı kolaylaştıran ve zenginleştiren çeşitli ürünlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Atom ağırlığı 63,54 olan 29 atom numaralı Cu, yüzey merkezli kübik kristal yapı sergiler [89-91]. Bakır bir geçiş elementidir, gümüş ve altınla aynı gruba (1B) aittir; bu sebeple renk, yüksek elektriksel ve termal iletkenlik, yüksek süneklik (tel çekmeyi kolaylaştırır) ve yüksek dövülebilirlik gibi bazı önemli özellikleri vardır. Bakır, nikel, çinko, kalay ve alüminyum gibi diğer elementler için yüksek çözünürlüğe sahiptir. Bakırın yoğunluğu 8,92 gr/cm³’dür. Bakır °C başına 0.39 kJ/kg özgül ısı ile yüksek bir ergime noktasına (1083 °C) sahiptir ve ergime ısısı 343 kJ/kg’dır; bu nedenle saf bakırın eritilmesi için teorik ısı gereksinimi, demir ve alüminyum gibi rakip metallere göre daha azdır. Arsenik,

kadmiyum, kurşun ve çinko gibi diğer demir dışı metallere kıyasla çok yüksek bir kaynama noktasına (2595 °C) ve çok düşük bir duman eğilimine sahiptir [89,90]. Bakır alaşımlarının rengindeki farklılıklar, öncelikle kimyasal bileşimdeki farklılıklardan kaynaklanır. Alaşımsız bakırlar kırmızı bir tona sahip iken diğer elementlerin eklenmesi sarı, bronz, gümüş veya griye doğru bir renk değişimine neden olur. Bakır, elektriksel ve termal iletkenlik açısından yalnızca gümüşten sonra ikinci sıradadır ve her iki kategoride de (sırasıyla altın ve alüminyum) üçüncü ve dördüncü en yüksek metallerden önemli ölçüde daha iyidir [89,91,92]. Bakırın yumuşak, dövülebilir bir metal olduğu iyi bilinmektedir. Bununla birlikte, bakır alaşımları, diğer alaşım sistemlerinde mevcut olmayan bir dereceye kadar uyarlanabilirliği yansıtan çok çeşitli mekanik özellikler ve kombinasyonlar sunar.

Bakır ve alaşımları, mükemmel korozyon dirençleri nedeniyle birçok ortamda ve uygulamada yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca birçok tuzlu çözeltiliye, alkali çözeltiliye ve organik kimyasallara dirençlidir. Bunun yanı sıra kendinden şekillendirilebilirlik ve korozyon direnci ile birleşen yüksek iletkenlik gibi özellikleri, bakır ve alaşımlarını elektrik iletkenliği açısından benzersiz kılar; bu da onları konektörler ve diğer elektrikli/elektronik ürünler için ideal hale getirir. Ayrıca bunların dışında bakır ve alaşımları antimikrobiyal özelliğede sahiptir; bakırın bu özelliğiyle ilgili birçok çalışma vardır. Bakırın bu özelliğinden dolayı dokunmatik yüzeylerdeki bakteri seviyelerini en aza indirmenin önemli olduğu durumlar için de idealdir [89,91]. Bakır ve bakır alaşımları, tel, kablo, levha, şerit, çubuk, boru, dövme, ekstrüzyon, döküm ve toz metalurjisi şekilleri dahil olmak üzere hem dövme hem de dökme ürünleri ticari olarak mevcuttur. Öte yandan, yassı haddelenmiş ürünlerin çoğu, çubuk, mekanik tel, dövme ve dökümle, bitmiş ürün olarak ortaya çıkmadan önce birden fazla metal işleme, bitirme ve/veya montaj işlemlerinden geçer. Bakır ve bakır alaşımları, lehim, kaynak, cıvata, perçin, kıvrıma ve yapıştırma gibi yaygın yöntemlerle ile kolayca birleştirilebilir [91]. Saf bakır, elektrik teli ve kablosu, elektrik kontakları ve elektrik akımını geçirmek için gerekli olan çeşitli diğer parçalar için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakır ve bakır alaşımlarının otomotiv radyatörleri, ısı eşanjörleri, ev ısıtma sistemleri, güneş kollektörleri ve bir metal bölüm boyunca hızlı ısı iletimi gerektiren çeşitli diğer uygulamalar için yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca korozyona karşı dayanıklılıkları nedeniyle; içme suyu, proses suyu veya diğer sıvılar

ve endüstriyel gazları taşıyan sistemlerde borular, vanalar ve bağlantı parçaları için de kullanılmaktadır [89,93].

3.7.2. Titanyum

Benzersiz bir metal olan Titanyum elementi, yerkabuğunda dördüncü en bol bulunan yapısal metaldir (~% 0,5) [94]. Titanyum geçiş elementleri adı verilen elementler grubunun üyesidir. Bu metaller, yüksek mukavemet ve allotropik (yani, farklı sıcaklık aralıklarında farklı katı hal kristal yapıları) davranışı dahil olmak üzere birçok önemli özelliğe sahiptir. Titanyum alaşımlama ve deformasyon işlemleriyle büyük ölçüde güçlendirilebilen düşük yoğunluklu birçok havacılık, tıbbi ve endüstriyel uygulama için çekici fiziksel, kimyasal (korozyon direnci, düşük biyoreaktivite) ve mekanik özelliklere sahip bir metaldir [95,96]. Titanyum manyetik değildir. Termal genleşme katsayısı çeliğinkinden biraz daha düşüktür ve alüminyumunkinin yarısından azdır. Titanyumun ergime noktası 1660 °C'nin üzerindedir, ancak çoğu ticari alaşım 538 °C'de çalışır. Titanyumun iki temel kristal yapısı vardır; birinde atomlar hacim merkezli kübik bir dizide düzenlenmiştir, diğerinde atomlar sıkı bir şekilde paketlenmiş altıgen bir dizide düzenlenmiştir. Kübik yapı, kübik yapıyı daha düşük sıcaklıklarda tutmak için titanyum diğer elementlerle alaşımlanmadıkça, yalnızca yüksek sıcaklıklarda bulunur. Titanyumun iki kristal yapısı yaygın olarak alfa ve beta olarak bilinir. Alfa aslında saf veya alaşımlı herhangi bir altıgen titanyuma atıfta bulunurken, beta, saf veya alaşımlı herhangi bir kübik titanyum anlamına gelir [97].

Titanyum ve titanyum alaşımları, çok çeşitli ürün formlarında üretilir. Titanyum dövülebilir, dökülebilir veya P/M teknikleriyle üretilebilir. Titanyum malzemeler ergitme kaynağı, sert lehimleme, yapıştırıcılar, difüzyonla birleştirme veya bağlantı elemanları vasıtasıyla birleştirilebilir. Titanyum ve alaşımları, makul özenin gösterildiği varsayılarak şekillendirilebilir ve kolayca işlenebilir [97]. Reaktif bir metal olan titanyum, korozyona dayanıklıdır. Titanyum atomları arasındaki yüksek bağlanma kuvvetleri, çok yüksek bir ergime noktası ve düşük bir termal genleşme ile sonuçlanır. Isı iletkenliği düşüktür; düşük termal iletkenliği ile birlikte titanyum, buna uygun olarak düşük bir elektrik iletkenliğine sahiptir. Özgül direnci, tüm metalik elementlerin en yüksekleri arasındadır. Titanyum biraz paramanyetiktir, bu da aletlerin

içinde ve çevresinde avantaj sağlar. Titanyum yüksek yorulma mukavemeti ve iyi elastisite modülü özelliklerine sahiptir.

Titanyumun, pasifleşme yeteneği nedeniyle çoğu mineral asit ve klorürün saldırılarına karşı yüksek derecede bağışıklık sergilemektedir. Saf titanyum toksik değildir; ticari olarak saf titanyum ve bazı titanyum alaşımları genellikle insan dokuları ve kemikleri ile biyolojik olarak uyumludur. Mükemmel korozyon direnci ve biyouyumluluk, titanyum ve alaşımlarını kimyasal ve petrokimya uygulamalarında, deniz ortamlarında ve biyomalzeme uygulamalarında faydalı kılar. Çeşitli titanyum alaşımları tarafından düşük veya yüksek sıcaklıklarda sağlanan yüksek mukavemet, sertlik, iyi tokluk, düşük yoğunluk ve iyi korozyon direnci kombinasyonu, havacılık yapılarında ve diğer yüksek performanslı uygulamalarda ağırlık tasarrufu sağlar [95].

Titanyumun kullanımları, doğal özelliklerine ve yeni alaşımların geliştirilmesine bağlı olarak genişlemiştir. Fakat ana kullanım yeri hâlâ motorlar, uçak gövdeleri, füzeler ve uzay araçları gibi havadaki uygulamalardır. Havacılık uygulamaları, yüksek sıcaklıklarda alaşımlı titanyumun düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemet-ağırlık oranına dayanmaktadır. Titanyumun korozyon direnci; onu deniz suyu, deniz ve deniz uygulamalarında kullanım için doğal bir malzeme yapar. Ayrıca, deniz suyuyla soğutulan enerji santrali kondansatörlerinde titanyumun kullanımı yaygındır. Titanyum ayrıca petrol rafinerilerinde, kağıt ve kağıt hamuru ağartma işlemlerinde, nitrik asit tesislerinde ve bazı organik sentez üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Titanyum tıp alanında kullanım bulmuştur. Titanyum ve titanyum alaşımlarının cerrahi implantlar olarak en büyük kullanımı kemik plakaları, vidalar, intramedüller çubuklar ve kalça çivileri için olmuştur. Kalça, diz, dirsek, çene, parmak ve omuz için kısmi ve tam eklem değiştirmeleri ticari olarak alaşımsız titanyumdan ve Ti-6Al-4V alaşımından üretilir. Alaşımsız titanyum kalp kapakçıkları ve titanyum ağılı mandibular kemik grefti tepsileri de mevcuttur. Korozyona dayanıklı metal, kalp pilleri için hava geçirmez şekilde kapatılmış bir kap olarak ve çeşitli tümörleri tedavi etmek için kullanılan iyodin-125 interstisyel implantlar için bir kapsülleyici malzeme olarak yaygın olarak kullanılmaktadır. Titanyum ayrıca vücut implantları için net şekle yakın bileşenler üretmek için kullanılır [94,98].

3.9. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN SAHİP OLDUĞU AVANTAJ VE DEZAVANTAJLAR

Patlamalı kaynak işlemi benzer ve farklı metalik malzemelerin birleştirilmesi gibi birçok avantaja sahiptir. Geleneksel kaynak yöntemlerini kullanarak farklı özelliklere sahip olan malzemelerin farklı metalürjik özellikleri sebebiyle birleştirilmelerinde sorunlar yaşanabilir. Patlamalı kaynak işleminin kullanımında ısının olmayışı sebebiyle ergitmeli kaynak, sıcak haddeleme ve lehimleme yöntemlerinde oluşan metalürjik karakteristiklerin birçoğu görünmez. Bu yöntemde, aynı özelliğe sahip iki ya da daha fazla metalik malzemeyi birleştirmek mümkün olabilir. Yöntemin ticari olarak en büyük potansiyeli, korozyon direncinin istendiği kaplamalı metalik malzeme üretimi ve farklı metalik malzemelerin birleştirilmesinde kullanılıyor olmasıdır [55-58].

Patlamalı kaynak işlemi uzay, havacılık, gemi imalatı, nükleer, kimyasal üretimlerin yapıldığı alanlarda; güç aktarım ürünleri üretimi gibi farklı uygulamalarda çarpıcı bir üretim metodu olarak görülmektedir [58].

Patlamalı kaynak işleminin sahip olduğu avantajlar şunlardır [55-58]:

- Hem benzer hem de farklı metallerin kombinasyonları birleştirilebilir.
- Geniş yüzey birleştirmeleri tek geçişte kaynak yapılabilir.
- Katı hal prosesidir; bu nedenle herhangi bir dolgu malzemesi, fluks vb. kullanılmaz.
- Yüksek mukavemet, bozulma, gözeneklilik ve malzemelerin mikroyapısında değişiklik olmadan yüksek kaliteli birleştirmeler üretir.
- Kaynak yüzeyi dışında ısıdan etkilenen bölge yoktur.
- Difüzyon yoktur.
- Sadece küçük ergimeler meydana gelir.
- Patlamalı kaynak, kaplama uygulamasına çok uygundur.
- İşlem basit ve hızlıdır.

Patlamalı kaynak işleminin sahip olduğu dezavantajlar ise şöyledir [55-58]:

- Yüksek tokluğa sahip sünek metaller kaynaklanabilir, fakat gevrek metallerin kaynağı için uygun değildir.
- Kaynak, büyük ölçüde proses parametrelerine bağlıdır.
- Bağlantı tasarımları sınırlıdır.
- Yalnızca basit şekilli parçalar birleştirilebilir.
- Patlayıcıları depolamanın ve kullanmanın güvenliği zordur.
- Patlayıcıların endüstriyel alanlarda kullanımı, patlamanın neden olduğu gürültü ve yer sarsıntıları nedeniyle daha yüksek güvenlik önlemleri alınarak yapılması kısıtlayıcıdır.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİ İLE BİRLEŞTİRİLECEK MALZEMELER

Bu çalışmada, mükemmel ısıl ve elektriksel iletkenliğe sahip bakır levhalar, mükemmel korozyon direncine sahip titanyum levhalar ile birleştirilmiştir. Yapılan işlemlerde 170 mmx 120 mmx 2 mm ebatlarındaki bakır levha ana malzeme, 170 mm x 120 mm x 1,5 mm ebatlarındaki titanyum levha ise kaplama malzemesi olarak kullanılmıştır. Patlamalı kaynak işlemlerinde kullanılan bakır ve titanyum malzemelerin kimyasal içerikleri Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan bakır ve titanyum malzemelerin kimyasal içerikleri (ağırlıkça %).

Alaşım (%)	Elementi	Si	Zn	Al	Cu	C	N	H	O	Ti
ASTM	C11000	0,001	0,001	0,0021	Kalan					
Bakır										
Grade 2	Titanyum	-	-	-	-	0,10	0,03	0,015	0,25	Kalan

4.2. PATLAMA İŞLEMİ İÇİN GEREKEN MALZEMELER VE HAZIRLIK AŞAMALARI

Yapılan patlamalı kaynak işlemlerinde MKE Barutsan A.Ş tarafından üretilen; Baranfo-10 (Şekil 4.1) toz patlayıcının içine % 3 oranında TNT’nin homojen olarak ilavesi ile elde edilen Elbar-5 toz patlayıcısı kullanılmıştır. Elbar-5 toz patlayıcısının kimyasal içeriği Çizelge 4.2’de verilmiştir.



Şekil 4.1. Farklı patlayıcı miktarlarına göre hazırlanmış patlayıcılar.

Çizelge 4.2. Çalışmalarda kullanılan Elbar-5 toz patlayıcının kimyasal içeriği (ağırlıkça %).

Elbar-5	Amonyumnitrat	Motorin	TNT
Miktar (%)	92	5	3

Patlayıcıların patlamasının sağlanması için fünüye (Şekil 4.2) ve toz patlayıcılar ile fünüye arasında gerçekleşecek geçişin sağlanması için de MKE Barutsan A.Ş tarafından üretilmiş 15 gr jelatinit dinamit (Şekil 4.3) kullanılmıştır.



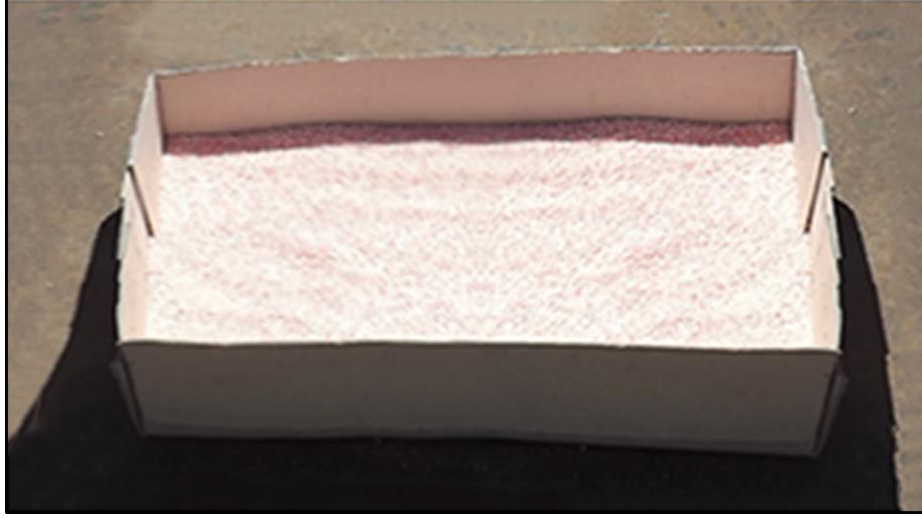
Şekil 4.2. Patlama işleminde kullanılan füyeler



Şekil 4.3. Patlama işleminde kullanılan jelatinit dinamit.

Elbar-5 toz patlayıcısının içinde bulunan uçucu özelliği olan maddeler ile ilgili sorun yaşanmaması adına toz patlayıcılar ağız kapalı olarak saklanmıştır. Patlama sırasında Elbar-5 toz patlayıcı ağırlıkça homojen dağılacak şekilde bir kutunun içine yerleştirilmiştir. Patlayıcının bulunduğu kutunun bir kenarından delik açılarak füyenin kablolarının geçmesi sağlanmıştır. Füyeye jelatinit dinamit yapıştırılmış ve toz patlayıcıların etrafa dağılmasını engellemek için patlayıcının içinde bulunduğu

kapaklı kutunun kapağı kapatılmıştır. Şekil 4.4'te içinde patlayıcı bulunan kutunun görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.4. İçinde patlayıcı bulunan kutunun görüntüsü.

4.3. PATLAMALI KAYNAK İŞLEMİNİN UYGULAMASI

Patlatmalı kaynak uygulamaları MKE Barutsan Roket ve Patlayıcı Fabrikasının personellerinin gözetiminde, fabrikanın tesislerinin içinde bulunan özel açık arazide uzaktan manyeto sistemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deneylerde kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 4.3'de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Patlamalı kaynak işlemlerinde kullanılan kaynak parametreleri.

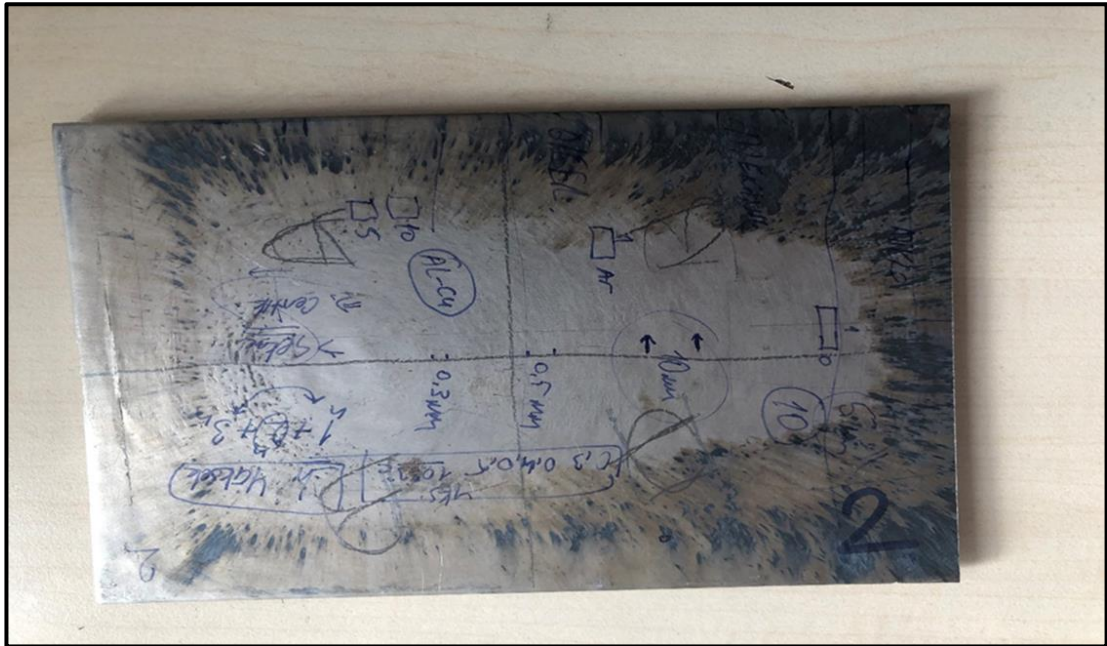
Patlayıcı Tipi	Patlayıcı yoğunluğu (g/cm ³)	Ara boşluk mesafesi s (mm)	Üst levha ağırlığı (g)	Patlayıcı oranı R	Patlayıcı miktarı (g)	Üst levha hızı (m/s)	Çarpışma Açısı β (°)
Elbar-5	0,8	1,5	140 ± 5	2,5	350	1460	26,37
				3	420	1580	28,58
				3,5	490	1680	30,43

Patlamalı kaynak işlemi kum havuzu içine yerleştirilmiş düzgün yüzeyli 2000 mm x 1500 mm x 200 mm ebatlarında bir çelik tablanın üzerine alt levha olarak kullanılan bakır levha ve bu levhanın üzerine gerekli ara boşluk mesafesinin (s) sağlanması için

üst levha kalınlığının kadar olacak şekilde metal pullar paralel bir şekilde yerleştirilmiştir. Bu metal pulların üzerine de paralel geometri kullanılarak kaplama levhası olan titanyum levha yerleştirilmiştir. Bu kaplama levhasının üzerine de bir kutu içinde bulunan patlayıcılar yerleştirilmiş ve patlamalı kaynak işlemleri her parametre için ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemi sonrasında numuneler açık havada soğumaya bırakılmıştır. Şekil 4.5'te patlamanın olduğu anın Şekil 4.6'da ise patlama ile birleştirilmiş Cu-Ti numunelerin görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.5. Patlatma esnasından görüntüler.



Şekil 4.6. Patlamalı kaynak işlemi ile birleştirilmiş Cu-Ti malzeme çifti.

4.4. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILACAK NUMUNELERİN HAZIRLIĞI

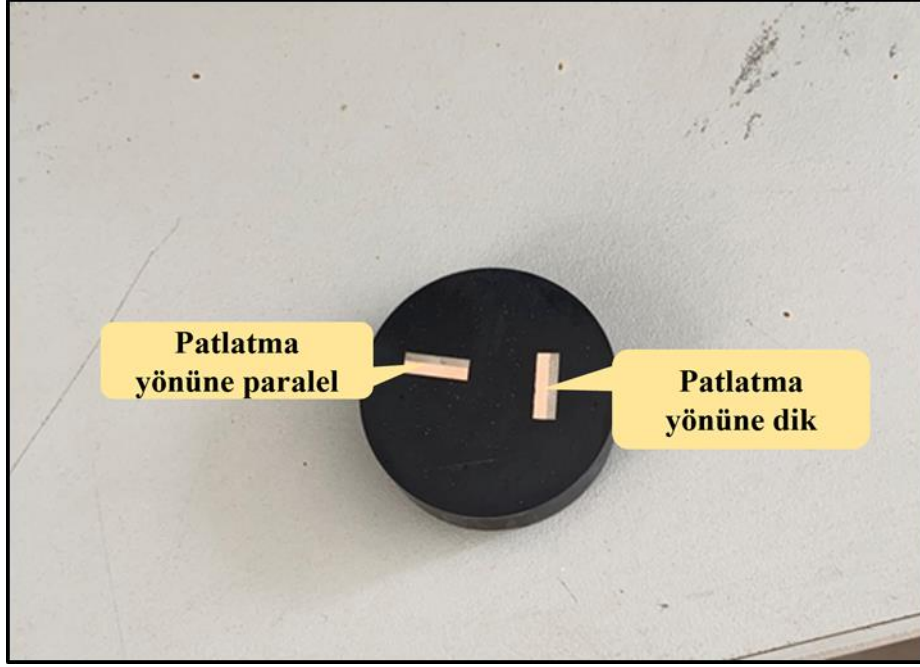
Patlamalı kaynak işlemi ile 170 mm x 120 mm boyutlarında üretilen Cu-Ti levhaların tüm kenarlarından patlamalı kaynak işlemi sırasında oluşan deformasyon nedeniyle 5'er mm kesilerek atılmış ve numunelerin boyutları 160 mm x 110 mm olmuştur. Bu numunelerin her birinden OM, SEM, EDS, XRD, sertlik, çekme-makaslama, çentik darbe, eğme, burulma ve korozyon incelemeleri için gerekli numuneler uygun boyutlarda tel erozyon yöntemi kullanılarak hazırlanmıştır. Şekil 4.7 'de tel erozyon yöntemi kullanılarak hazırlanmış numunelerin görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.7. Tel erozyon yöntemi ile hazırlanmış numunelerin görüntüleri.

4.5. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Patlamalı kaynak işlemi ile birleştirilen Cu-Ti kompozit levhalar, patlama yönüne paralel ve dik olacak şekilde her bir kaynaklı levhalardan 10 mm x 10 mm boyutlarında numuneler tel erozyon yöntemi ile kesilerek hazırlanmıştır. Şekil 4.8'de bakalite alınan Cu-Ti malzeme çiftlerinin bir örneği görülmektedir.



Şekil 4.8. Bakalite alınmış Cu-Ti malzeme çiftinin görüntüsü.

Hazırlanan numuneler, soğuk bakalite alma işlemiyle epoksi reçine içine gömülmüştür. Daha sonra bakalite alınan numunelere metalografik numune hazırlama işlemleri (parlatma ve zımparalama) uygulanmıştır. Parlatma ve zımparalama işlemlerinin bitiminde numunelere mikroyapılarının görülmesi için dağlama işlemi uygulanmıştır. Numunelerin Cu kısmı Kroll isimli çözelti kullanılarak, Ti kısmı ise karışım bir çözelti ile (10 ml HF, 5 ml HNO₃ ve 85 ml H₂O) dağlanmış ve mikroyapı görüntülenmesine hazırlanmıştır. Bu çalışmada mikroyapı görüntülemeleri Şekil 4.9'da görülen LEICA DMI 5000 M markalı OM kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 4.9. Mikroyapı alma işlemlerinde kullanılan LEICA DMI 5000 M markalı OM görüntüsü.

4.6. SEM ve EDS ANALİZLERİ

Patlamalı kaynak işlemi ile üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların mikroyapılarının incelemesi için hazırlanmış numunelere, ayrıca yapısal özelliklerinin incelenip daha ayrıntılı bilgilerin elde edilmesi için SEM ile de yüksek çözünürlüklü görüntülemeler yapılmıştır.

Ayrıca hazırlanan bu numunelere SEM ile entegre bir şekilde çalışmakta olan enerji dağılım spektroskopisi (EDS) analizleri yapılarak Cu-Ti numunelerin elementel kompozisyonları hakkında da ayrıntılı şekilde veriler elde edilmiştir.

Bu çalışmada, ısı işlem uygulanmamış numunelerin SEM görüntülemeleri ve EDS analizleri için Şekil 4.10'da görülen Joel 6060 taramalı elektron mikroskobu kullanılırken, ısı işlem uygulanmış numuneler için Şekil 4.11'de görülen Zeiss ultra plus taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır.



Şekil 4.10. Joel 6060 markalı taramalı elektron mikroskobunun görüntüsü.



Şekil 4.11. Zeiss markalı taramalı elektron mikroskobunun görüntüsü.

4.7. X-IŞINI KIRINIMI (XRD) ANALİZLERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların, mikroyapılarının incelemesi için hazırlanmış numunelere ayrıca kimyasal yapıları ile ilgili detaylı bilgiler edinmek için XRD analizleri gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada, XRD analizleri Şekil 4.12’de görülen Advance D8 Buruker marka X-ışını cihazı kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 4.12. Advance D8 Buruker marka X-ışını cihazının görüntüsü.

4.8. MİKROSERTLİK TESTİ

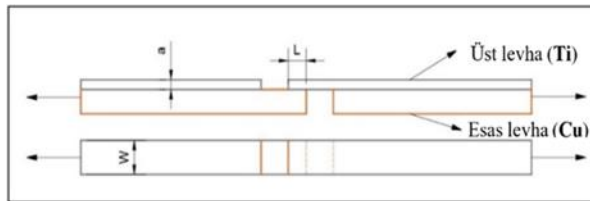
Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların sertlik değerlerinin belirlenmesi için mikrosertlik testleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri 500 g yük ($HV_{0,5}$) uygulanarak Şekil 4.13’te resmi verilen Q30 M Qness marka test cihazı ile ölçülmüştür. Ölçümler Cu, Ti malzeme ve birleşme arayüzlerinde farklı aralıklarla yapılmış ve sonuçlar her bir bölgede gerçekleştirilen 3 ölçümün ortalaması alınarak değerlendirilmiştir.



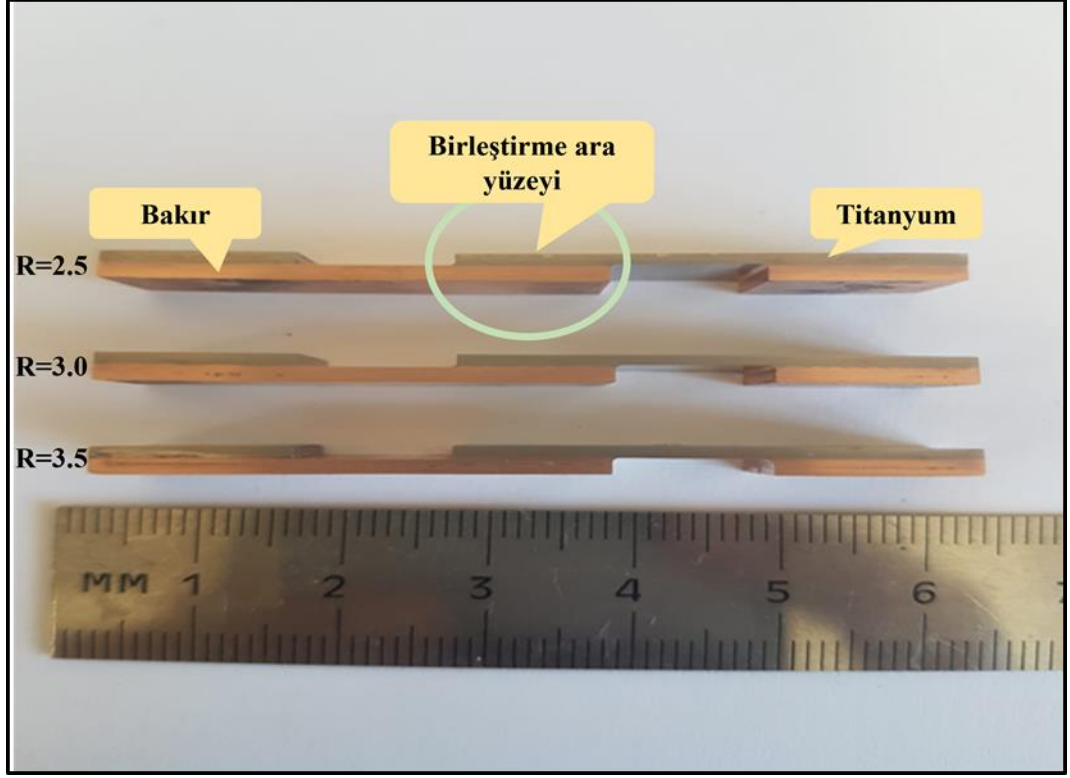
Şekil 4.13. Q30 M Qness marka mikrosertlik ölçüm cihazının görüntüsü.

4.9. ÇEKME-MAKASLAMA TESTLERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların, dayanımlarının belirlenmesi için çekme-makaslama testleri yapılmıştır. Çekme-makaslama test numuneleri ASTM D3165-07'ye göre Şekil 4.14'te olduğu gibi standartlara uygun olacak şekilde, freze tezgâhı kullanılarak işlenip Şekil 4.15'te görüldüğü gibi hazırlanmıştır. Testler her patlayıcı oranı ve ısıl işlem sıcaklığı için ayrı ayrı olacak şekilde yapılmış ve toplamda 36 adet numuneye uygulanmıştır.



Şekil 4.14. ASTM D3165-07 standardına göre çekme-makaslama test numunesi örneği.



şekil 4.15. Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan çekme-makaslama test numuneleri.

Çekme-makaslama testleri şekil 4.16’da gösterilen SHIMADZU marka çekme-makaslama test cihazında 0,5 mm/dk ilerleme hızında uygulanmıştır.

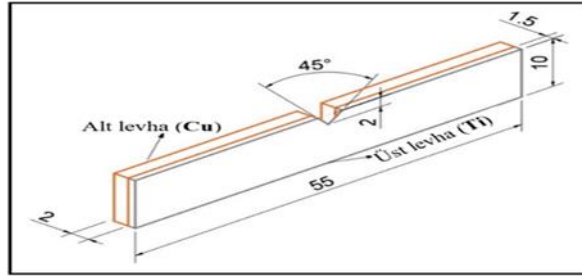


şekil 4.16. SHIMADZU marka çekme test cihazının görüntüsü.

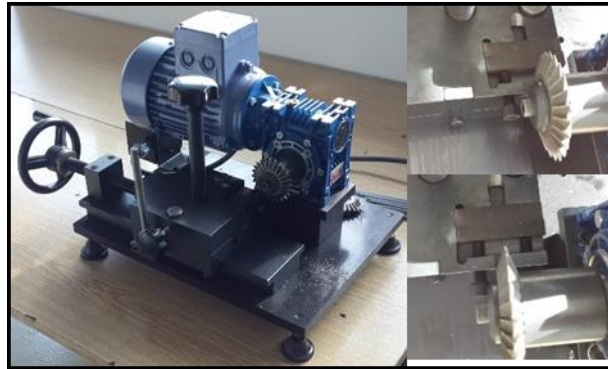
4.10. ÇENTİK DARBE TESTLERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların darbe tokluklarının belirlenmesi için çentik darbe deneyleri yapılmıştır. Çentik darbe test numuneleri, ASTM E 23-98'ye göre şekil Şekil 4.17'de görüldüğü gibi YILMAZ marka çentik açma cihazı (Şekil 4.18) kullanılarak hazırlanmıştır. Şekil 4.19'da test numuneleri gösterilmektedir.

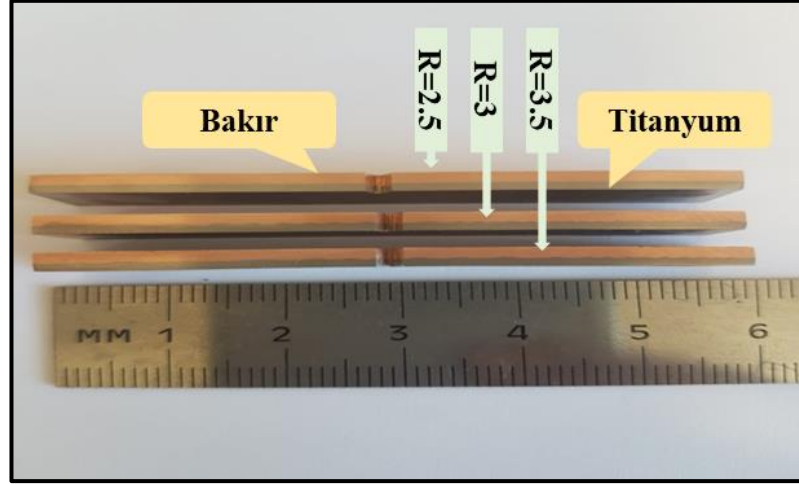
Çentik darbe testleri 48 Joule kapasiteli DEVOTRANS Charpy darbe cihazı (Şekil 4.20) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Testler her patlayıcı oranı ve ısıl işlem sıcaklığı için ayrı ayrı olacak şekilde yapılmış ve toplamda 36 adet numuneye uygulanmıştır.



Şekil 4.17. ASTM E 23-98 standartına göre Charpy V çentik darbe test numunesi örneği.



Şekil 4.18. Charpy V çentik açma cihazı.



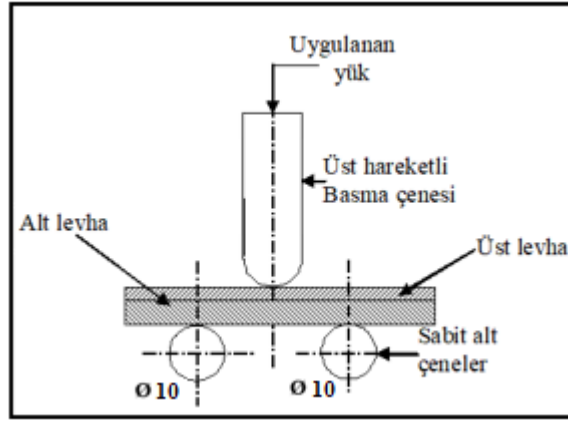
Şekil 4.19. Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan çentik darbe numuneleri.



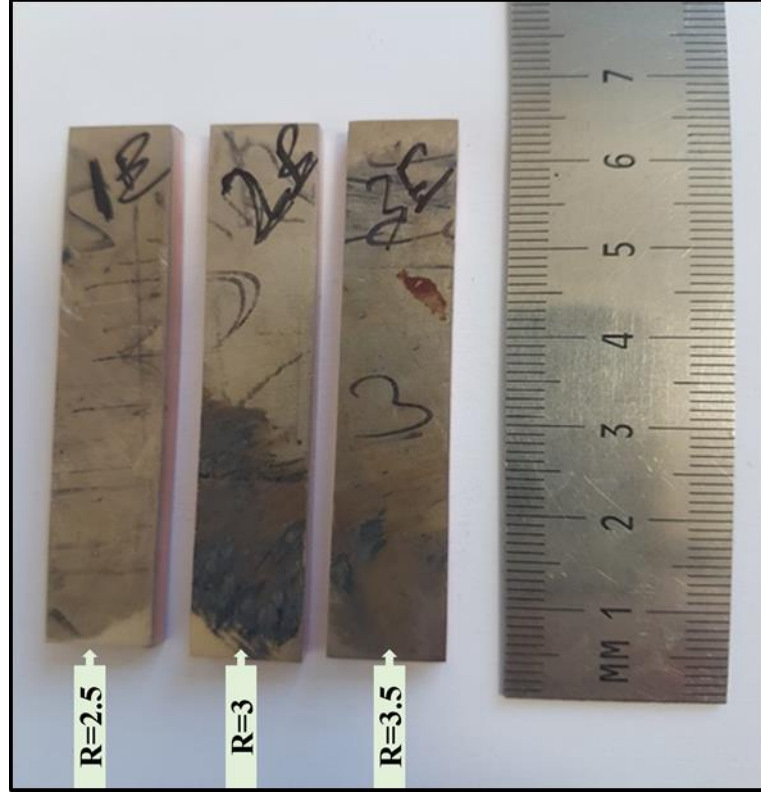
Şekil 4.20. Devotrans markalı çentik darbe test cihazının görüntüsü.

4.11. EĞME TESTLERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların birleşme arayüzlerinde, 180° eğilme sonucunda çatlak veya yırtılma gerçekleşip gerçekleşmediğini belirlemek amacıyla eğme testleri yapılmıştır. Eğme testleri için ASTM A263-12'ye göre Şekil 4.21'deki gibi standartlara uygun olarak numuneler hazırlanmıştır. Şekil 4.22'de ise eğme testleri öncesinde hazırlanan numuneler gösterilmiştir. Testler her patlayıcı oranı ve ısıl işlem sıcaklığı için ayrı ayrı olacak şekilde ve kaplama levhası hem iç hem de dış kısımda kalacak şekilde toplamda 36 adet numuneye uygulanmıştır.

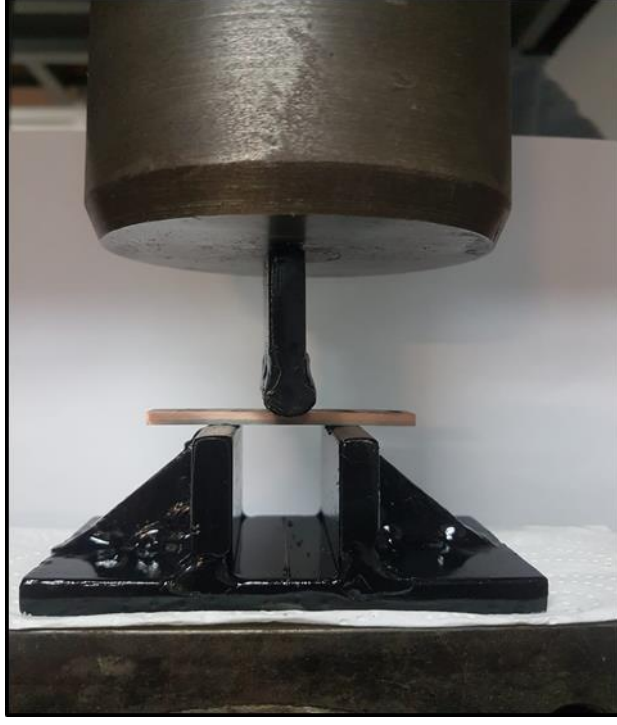


Şekil 4.21. ASTM A263-12 standardına göre eğme numunesi.



Şekil 4.22. Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan eğme test numuneleri.

Şekil 4.23'te görüldüğü gibi üç nokta eğme testlerine uygun olacak şekilde (mesnetler arasındaki mesafen ≤ 17 mm) bir kalıp tasarlanmış ve üretilmiştir. Hazırlanan kalıpta, hidrolik pres cihazı kullanılarak, 180° 'ye kadar eğme testleri yapılmıştır.



Şekil 4.23. Eğme testleri için hazırlananmış kalıbın görüntüsü.

4.12. BURULMA TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların birleşme arayüzelerinin, 180° burulma gerçekleştirildiği takdirde numunelerde çatlak veya yırtılma gerçekleşip gerçekleşmeyeceğini belirlemek amacıyla burulma testleri yapılmıştır. Testler her patlayıcı oranı ve ısıl işlem sıcaklığı için ayrı ayrı olacak şekilde ve kaplama levhası hem iç hem de dış kısımda kalacak şekilde toplamda 36 adet numuneye uygulanmıştır. Şekil 4.24'te burulma testleri öncesi hazırlanan numunelerin bazılarının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.24. Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan burulma test numuneleri.

Cu-Ti bimetalik kompozit levhalardan hazırlanan numunelerin bir tarafı mengeneye sabitlenmiş, diğer taraftan tork anahtarı kullanılarak gerekli açığa manuel olarak burularak getirilmiştir.

4.13. KOROZYON TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların korozyon davranışlarının belirlenmesi için nötr tuz püskürtme testi uygulanmıştır.

Patlamalı kaynak tekniği kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların korozyon davranışlarını araştırmak için nötr tuz püskürtme testleri yapılmıştır. Bu test için her bir patlayıcı oranı ve ısıl işlem sıcaklığından 10 mm x 10 mm boyutlarında toplam 36 adet numune tel erezyon yöntemi kullanılarak hazırlanmıştır. Her bir patlayıcı miktarı için ısıl işlemsiz numuneler kendi aralarında ve ısıl işlemliler de, ısıl işlem sıcaklıklarına göre gruplandırılarak soğuk bakalite alınarak kalıplanmıştır.

Şekil 4.25’de korozyon deneyleri öncesi numune örnekleri gösterilmektedir. Korozyon davranışlarının tespiti için yapılan testler, “TS EN ISO 9227 korozyon

deneyleri - yapay atmosferde tuz püskürtme deneyleri” standartına uygun olarak Metaltek Teknoloji Kimyasal Ürünler Ltd. Şti. gerçekleştirilmiştir. Testler % 5 NaCl çözeltisi ile tuz püskürtme kabinin (Nötr Tuz Püskürtme (NSS)) içerisinde ve SAL 600 TL tipi, tuzlu sis korozyon cihazında gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.28’de testlerde kullanılan SAL 600 TL cihazın görüntüsü verilmiştir. Korozyon testlerinin sonuçları firmada çalışan ve konunun uzmanı bir personel tarafından yorumlanıp raporlanmıştır.



Şekil 4.25. Cu-Ti kompozit malzemelerinden hazırlanan nötr tuz püskürtme test numuneleri.



Şekil 4.26. SAL 600 TL tipi tuzlu sis korozyon cihazı görüntüsü.

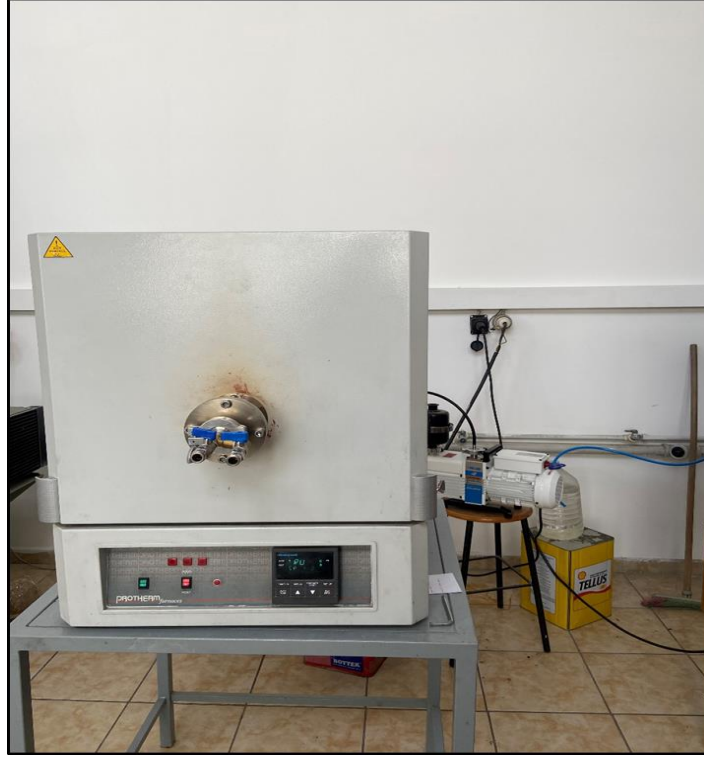
Testler Çizelge 4.4'te verilen parametreler kullanılarak yapılmıştır. Test numunelerinde yaşanan korozyon değişimlerini görebilmek için, testin 24. ve 48. saatlerinde ara kontroller yapılmıştır. Test numunelerinde korozyon değişiminin izlenmesinde sorun olmadan görüntülerin alınması için numuneler test kabininden çıktıktan sonra 30 dakika oda sıcaklığında kurutulmuş ve kurutulduktan sonra incelemeleri yapılmıştır.

Çizelge 4.4. NSS korozyon deneyi uygulama değerleri.

Uygulama	Sürekli spreyleme
Duruş açısı	Dikeyle 20° derecede duracak şekilde ($\pm 5^\circ$)
Korozif atmosfer	% 5 NaCl, tuzlu su ($\pm 0,5$ %)
pH değeri	6,5-7,2 25 °C'de (± 2)
Test kabini sıcaklığı	35 °C (± 2)
Toplam test süresi	72 saat (3 gün)

4.14. ISIL İŞLEM UYGULAMALARI

Patlamalı kaynak tekniği kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit levhaların iç yapılarında farklı ısıl işlem sıcaklıklarının uygulanması ile birlikte meydana gelmesi öngörülen difüzyon oluşumunu incelemek ve ısıl işlem süreçlerinin mekanik özellikler ve korozyon dayanımı üzerine etkilerini araştırmak için üretilen bimetallik kompozit numuneler vakum ortamında 450 °C, 650 °C ve 850 °C sıcaklıklara çıkartılmış bu sıcaklık değerlerinde 2 saat bekletilerek ısıl işlemler uygulanmıştır. Bu ısıl işlem uygulamaları her patlayıcı oranına her ısıl işlem sıcaklığı için ayrı ayrı uygulanmıştır. Isıl işlem uygulanan numunelere ayrıca OM, XRD, SEM, EDS, sertlik, çekme-makaslama, çentik darbe, eğme, burulma, korozyon incelemeleri yapılmıştır. Isıl işlem uygulamalarında Şekil 4.27'de görülen SFL (sc 1206 model) yatay yüksek sıcaklık fırını kullanılmıştır.



Şekil 4.27. SFL (sc 1206 model) marka ısıl işlem fırının görüntüsü.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

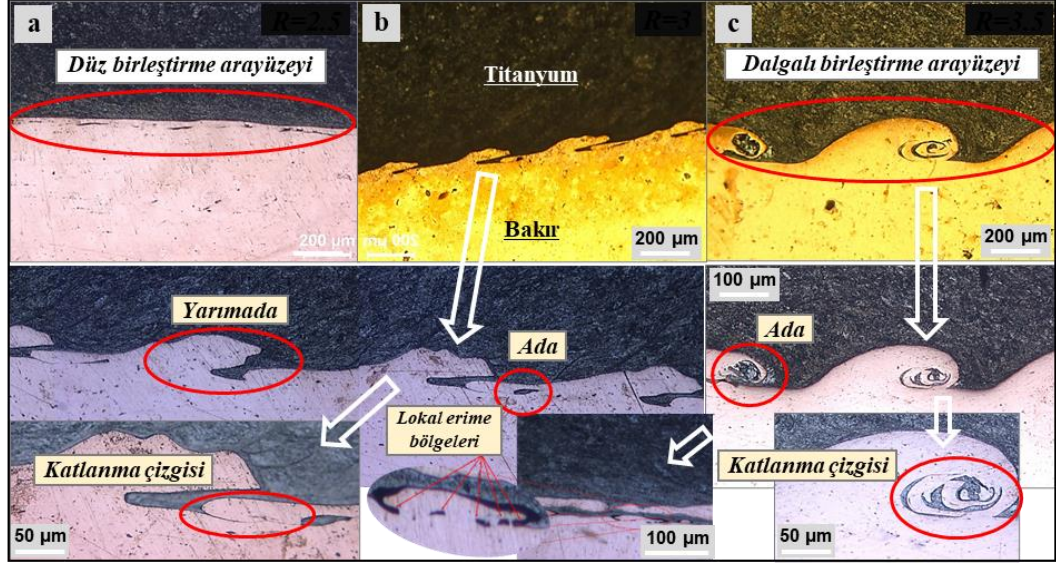
5.1. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların birleşme arayüzeyinin yapılarının incelenmesi amacı ile hazırlanan numunelere OM ile mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Yapılan incelemeler ısıtılmış numunelere ve ısıtılmış işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

Isıtılmış işlem uygulanmamış patlama yönüne dik ve paralel alınmış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan mikroyapı incelemelerinde elde edilen arayüzey mikroyapılarının görüntüleri Şekil 5.1’de verilmiştir.

Elde edilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, (R=2,5) oranında patlayıcı kullanılarak üretilen birleşme arayüzeyinde düz bir arayüzeyin meydana geldiği görülmektedir. Fakat patlayıcı oranının artması ile (R=3) birleşme arayüzeyi şeklinin dalgalı bir yapıya geçtiği belirlenmiştir. Burada oluşan dalgaların dalga boyu 375-400 µm genlikleri ise yaklaşık olarak 80 µm ölçülmüştür. En yüksek patlayıcı oranın kullanıldığı (R=3,5) birleştirmelerde yapılan incelemelerde birleşme arayüzeyinde oluşan dalgalı yapı daha da büyümüş dalga boyu 750-800 µm ve genlik de yaklaşık olarak 200 µm olarak ölçülmüştür. Patlayıcı oranının artması ile üst levha olarak kullanılan titanyumun alt levha olan bakırla çarpışma hızı da artmıştır. Bu hız değerleri R=2,5 patlayıcı oranı için 1460 m/s, R=3 patlayıcı oranı için 1580 m/s ve R=3,5 patlayıcı oranı için ise 1680 m/s olarak hesaplanmıştır. Artan çarpışma hızı ile darbe basınçlarında da artış görülmüştür. Artan darbe basıncına paralel olarak deformasyon oranında da bir artış meydana gelmiştir. Bunun sonucunda birleşme arayüzeyi çizgisi

düzden dalgalı bir yapıya geçiş göstermiştir. Artan patlayıcı oranı ile dalgaların boy ve genliklerinde de artışlar meydana gelmiştir.



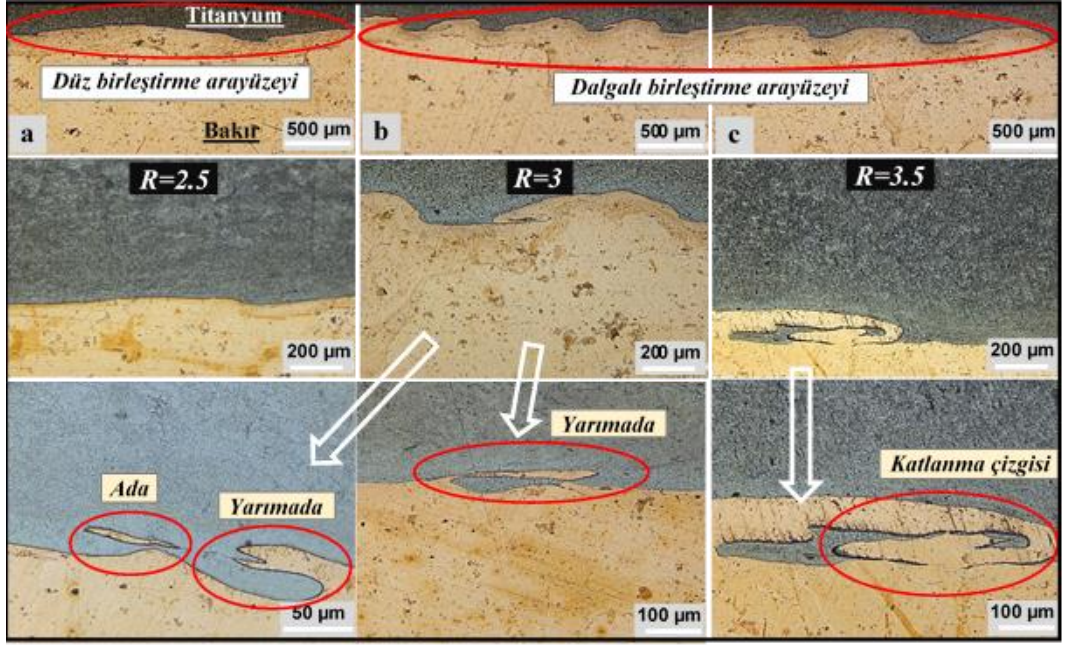
Şekil 5.1. Isıl işlem uygulanmamış Bakır- titanyum bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).

Şekil 5.1’de verilen birleşme arayüzlerinin detay görüntülerinde yapılan incelemelerde, R=3 patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirmenin arayüzeyinde dalgalanmanın etkisiyle ada ve yarımada benzeri yapılar oluşmuştur. Bunlara ek olarak arayüzeyde dalgalanma katmanlarının oluşturduğu girdap olarak tabir edilen bir yapının da meydana geldiği görülmektedir. Birleştirme işlemlerinde kullanılan en yüksek patlayıcı oranında (R=3,5) dalgalanmanın artmasından dolayı, arayüzeyde dalgalanma katmanlarında da bir artış olmuştur. Oluşan bu katmanların da kendi içinde ada benzeri yapılar meydana getirdiği görülmektedir. Ayrıca arayüzeyde yerel ergime bölgeleri oluşmaktadır. Arayüzeyde meydana gelen bu yapı ve dönüşümlerin birleşme esnasında ortaya çıkan yüksek basıncın bir sonucu olduğu düşünülmektedir.

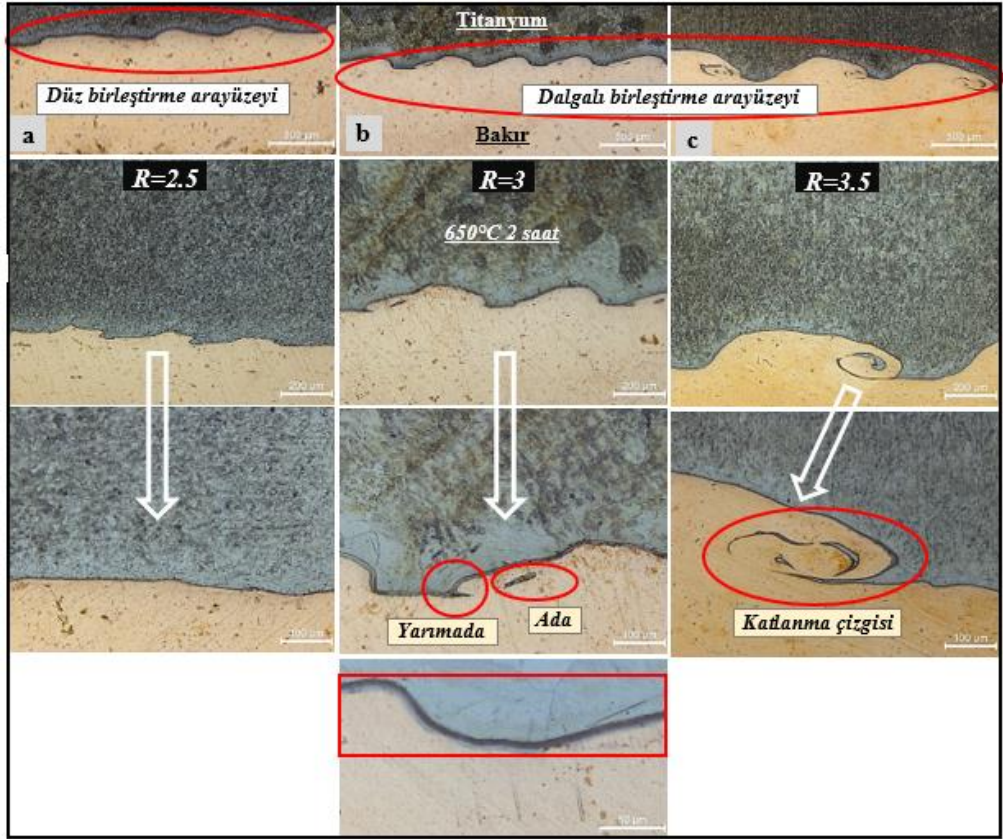
Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Szachogluchowicz vd. [99] yapmış oldukları çalışmada patlamalı kaynak kullanarak ürettikleri AA2519/Ti6Al4V sandviç laminatlarda ısıl işlemin düşük devirli yorulma özelliklerine ve yorulma çatlamaşının seyri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Yapılan çalışmalarda patlamalı kaynak ile yapılan birleştirmeler esnasında alt ve üst

levhaya özgü ve genellikle yüksek hızların verildiği bir basınç dalgasının üretildiği bildirilmiştir. Bunun yanı sıra levhaların yüksek hızlardaki bu çarpışmasının 1-2 atm×10⁵ Pa'a kadar bir basınç oluşturabileceği ve elde edilen bu basıncında statik yüklenmeler sonucunda elde edilemeyecek fiziksel durumları üretebileceği belirtilmiştir. Kaya [100] ise yapmış olduğu çalışmada patlamalı kaynak kullanarak alüminyum-bakır bimetalik kompozit malzemeler üretmiş ve patlayıcı oranın birleşme arayüzünün özelliklerine etkisini araştırmıştır. Yapılan araştırmada patlamalı kaynak işleminde ortaya çıkan yüksek patlama kuvvetinin metal girdap akışının etkisinden dolayı arayüzeyde ada ve yarımada benzer morfolojilerin oluşabileceğini belirtmiştir. Ayrıca oluşan bu yapıların birleşme yüzey alanını arttıracığı ve mekanik bir kilitleme sağlayacağı ifade edilmiştir. Miao vd.'nin [101] yapmış oldukları bir çalışmada ise çelik ve paslanmaz çelik malzemeler çift taraflı olarak patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirilmiştir. Yapılan araştırmada patlayıcı oranındaki artışa paralel olarak çarpışma hızı ve darbe basıncının arttığı, bunun da birleşme arayüzünde dalgalı bir yapının oluşmasına sebep olduğu belirtilmiştir. Ayrıca oluşan bu dalgalı arayüzey formunun düz arayüzey formuna göre daha büyük bir birleşme yüzey alanının elde edilmesini sağladığı, bunun da dayanıklılığı arttırdığı bu yüzden de patlamalı kaynak işlemlerinde bir tercih sebebi olduğu bildirilmiştir.

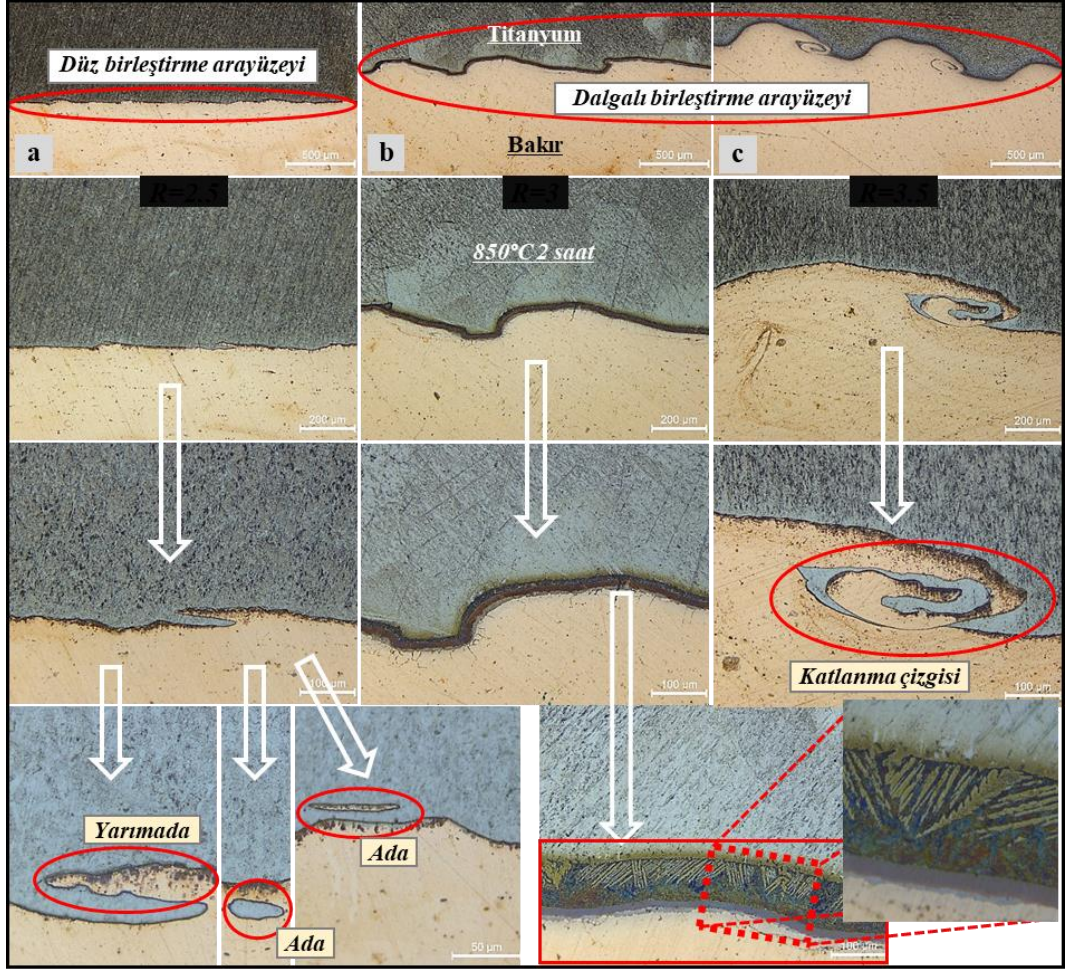
Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde, farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan mikroyapı incelemelerinde elde edilen arayüzey mikroyapılarının görüntüleri Şekil 5.2, Şekil 5.3 ve Şekil 5.4'te verilmiştir.



Şekil 5.2. 450 °C ısıtıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzeylerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).



Şekil 5.3. 650 °C ısıtıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzeylerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).



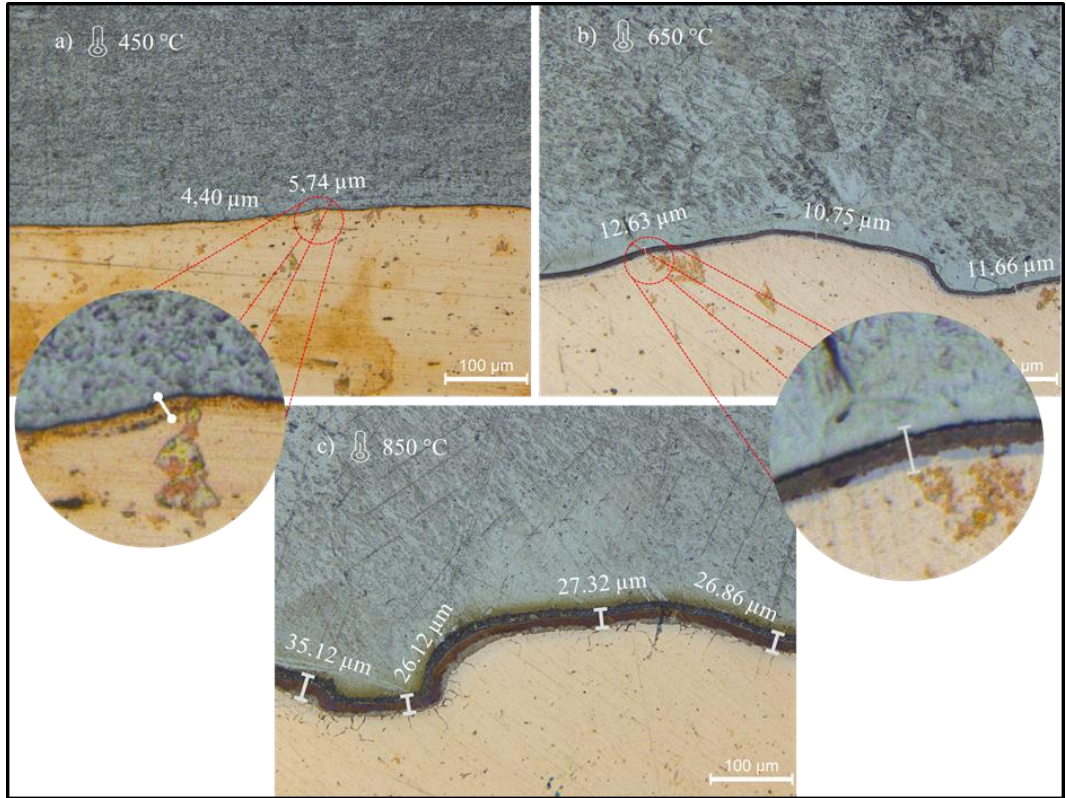
Şekil 5.4. 850 °C ısıtma işlemi uygulanmış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin birleşme arayüzlerinin mikroyapı görüntüleri (a R=2,5, b R=3 ve c R=3,5).

Isıl işlem uygulanmış numunelerin birleşme arayüzlerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 5.2, Şekil 5.3 ve Şekil 5.4'te verilmiştir. Arayüzeyde dalga oluşumunun, dalgaların boy ve genliklerindeki değişimin yanı sıra ada, yarımada, girdap benzeri yapıların oluşmasının sebebi yukarıda belirtildiği gibi patlamalı kaynak işlemi esnasında oluşan basınçtır. Arayüzeyde oluşan bu dönüşüm ve yapılar Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin ısıtma işlemi uygulanmış ve uygulanmamış incelemeleri için ortaktır. Sonuç olarak, ısıtma işlem uygulamalarının arayüzeylerde meydana gelen dalgalanmaların yanı sıra ada, yarımada ve girdap gibi şekillerin oluşumu üzerine bir etkisi olmadığı anlaşılmaktadır.

Uygulanan ısıtma işlemiyle birlikte rastgele dağılmış faz kümeleri birbirleriyle çarpışarak birleşirler, bu da Cu (Ti)'nin ayrı ayrı katı faz parçacıkları ile bir sıvı matrisin

oluşmasıyla sonuçlanır. Sıvı ile çevrili katı parçacıklar zamanla çözünür ve katı çözeltilinin kapladığı bölgenin tamamı bir sıvı filme dönüşür. Şekil 5.2, Şekil 5.3 ve Şekil 5.4'te verilen birleşme arayüzlerine ait detay görüntüleri incelendiğinde bir difüzyon tabakası oluşumu görülmektedir. 450 °C' de yapılan ısıl işlem sonucunda arayüzünde bir sıvı fazın varlığı söz konusu olmasından dolayı gerçekleşen difüzyon sonucu dar bir bant şeklinde bir difüzyon tabakası oluşmaya başladığı görülmektedir. Isıl işlem sıcaklığının 650 °C'ye yükseltilmesiyle, patlamalı kaynaklı bakır ve titanyum tabakalar arasındaki arayüzde oluşturduğu dalgalı profili kaplayan ve bakır yüzeyinde arayüz boyunca ilerleyen yüksek sıcaklıkla birlikte kalınlığı artan bir difüzyon tabakası oluşmuştur. En yüksek ısıl işlem sıcaklığı olan 850 °C'de yapılan ısıl işlemler sonrasında arayüzde oluşan difüzyon tabakasının kalınlığının daha da belirgin bir şekilde arttığı tespit edilmiştir.

Şekil 5.5'te farklı sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanmış numunelerin difüzyon tabakalarındaki kalınlık değişimleri verilmiştir.



Şekil 5.5. Farklı sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanmış numunelerin difüzyon tabakalarındaki kalınlık değişimleri (a 450 °C, b 650 °C ve c 850 °C).

Şekil 5.5'te sıcaklığa bağlı olarak difüzyon tabakasının dönüşümünü gösteren mikroyapı resimlerinde yapılan ölçümler sonucunda 450 °C'de uygulanan ısı işlem sonrası oluşan difüzyon tabakasının kalınlığı ortalama 5,07 µm'iken 650 °C'de uygulanan ısı işlem sonrası oluşan difüzyon tabakasının kalınlığı yaklaşık 11,68 µm, 850 °C'de uygulanan ısı işlem sonrası oluşan difüzyon tabakasının kalınlığı ise yaklaşık 29 µm olarak belirlenmiştir. Bu ölçümler arayüzeyde oluşan difüzyon tabakasının genişliğinin ısı işlem sıcaklığı ile arttığını göstermektedir. Birleşme arayüzeylerini içeren Şekil 5.2, Şekil 5.3 ve Şekil 5.4 incelendiğinde görülebileceği gibi, aynı tutma sürelerinde tavlama sıcaklığı arayüz mikroyapısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Ayrıca Şekil 5.3 b ve 5.4 b'de, ana malzemelerin üniform olmayan tanelerinin büyüdüğü, eş eksenli hale geldiği ve sonuç olarak mikroyapının bir şekilde homojenleştiği görülmektedir. İnce tanenin yeniden kristalleştirme işlemi üzerine elde edildiği açıktır. Ayrıca arayüzeyde oluşan tabakanın yapısının ise küçük dendritler ve yönlenmiş sütunlu tanelerin karışımından oluştuğu görülmektedir. Bu yaşanan değişimlerin sebebi olarak, arayüz boyunca bimetalik kompozit malzemeyi oluşturan ana elementlerin sıcaklıkla birlikte etkileşimlerinin daha da fazlalaşmış olması düşünülmektedir.

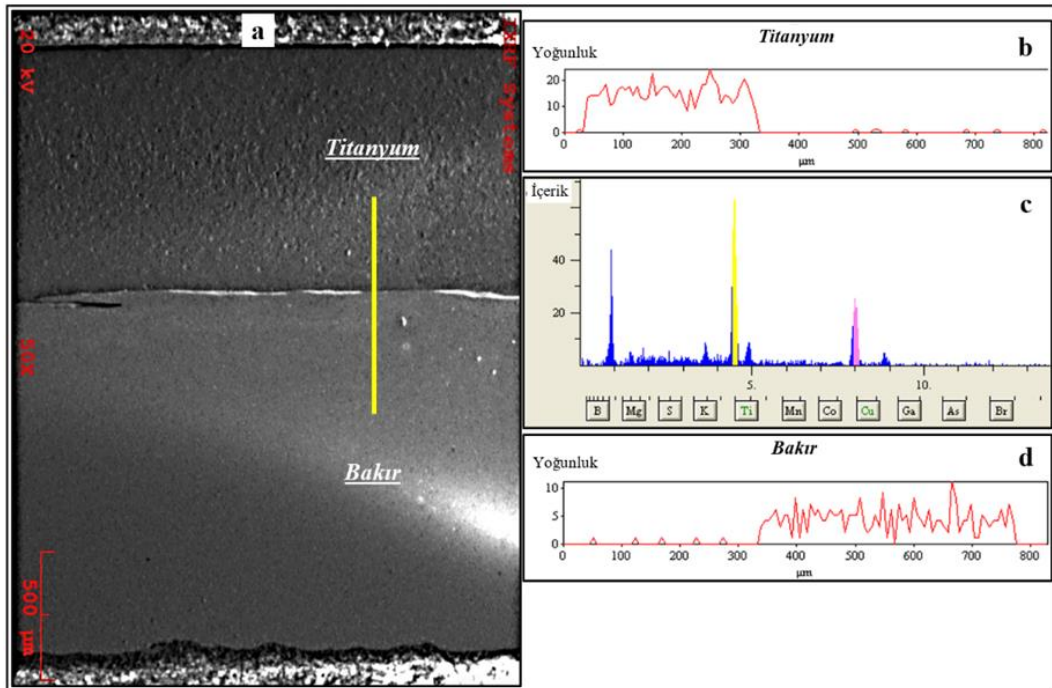
Yapılan literatür çalışmalarında ısı işlem uygulanmış numunelerin mikroyapı incelemelerinde deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Rao vd. [102] yapmış oldukları çalışmada; patlamalı kaynak kullanarak ürettikleri HSLA/AISI 304L bimetalik kompozit levhaların mikroyapı ve mekanik özelliklerini, sıcak haddeleme, sıcak tavlama ve herhangi bir işlem uygulanmamış olacak şekilde üç koşulda incelemiştir. OM çalışmalarına göre, bimetalik kompozit levhaların arayüzlerinin dalgalı olduğu ve sıcak haddeleme işleminin dalgalılığını önemli ölçüde azalttığı, fakat sıcak tavlama işleminin dalgalılık üzerine önemli bir etkisinin olmadığı bildirmiştir. Zhang vd. [103] yapmış oldukları çalışmada magnezyum alaşımları AZ31B/Alüminyum alaşımları 6061 kompozit levhaları patlamalı kaynak yöntemiyle birleştirmişler ve tavlamanın kompozit plakaların arayüzey mikroyapısına ve mekanik özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Yapılan çalışmalarda Mg ve Al elementlerinin, kompozit levhaların arayüzü boyunca patlamalı kaynaklı ve tavllanmış olarak yayıldığı; 2 saat boyunca 250°C'de ve üzerinde yapılan tavlamalarda, intermetalik bileşik katmanlarının belirgin bir şekilde oluştuğu bildirilmiştir. Ayrıca

tavlama sıcaklığı ve süresinin artmasıyla intermetalik bileşik tabakaların kalınlığının önemli ölçüde arttığı belirtilmiştir.

5.2. SEM VE EDS ANALİZLERİ

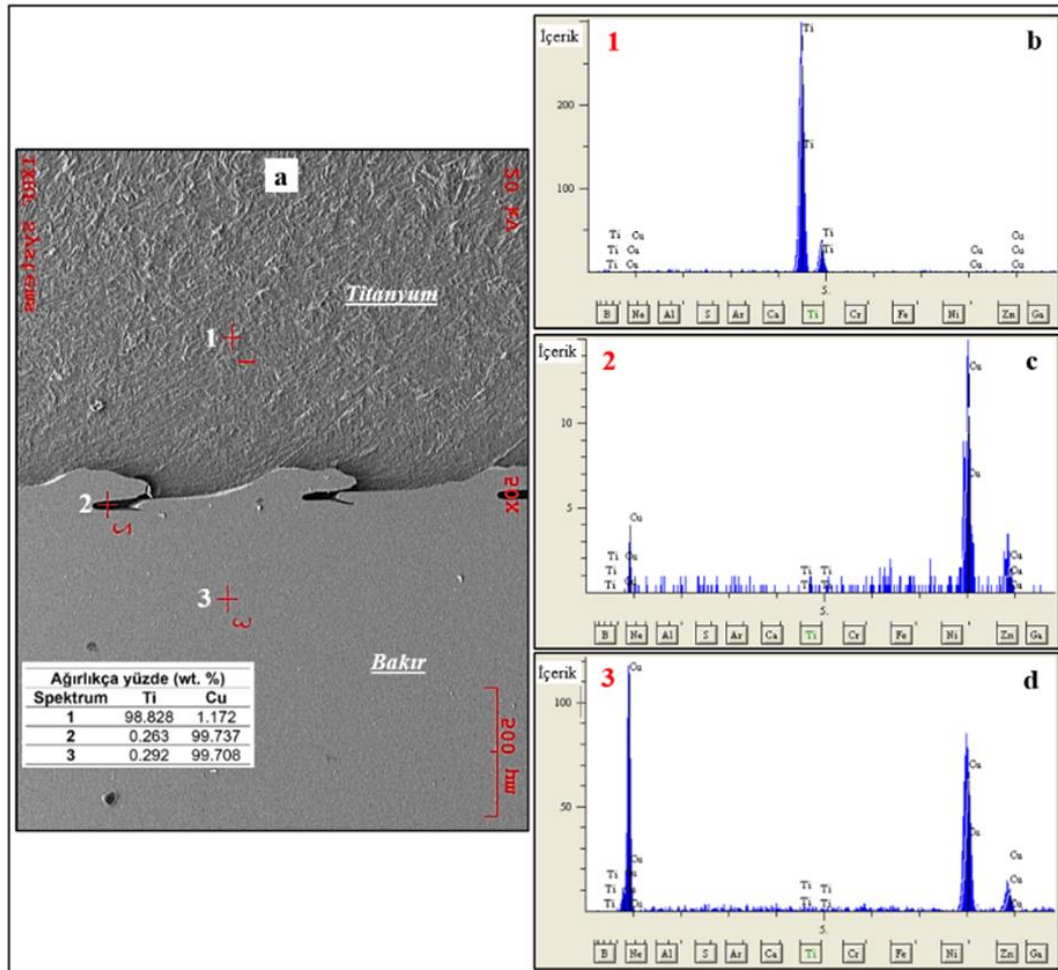
Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların birleşme arayüzlerinin daha yüksek büyütme oranlarında incelenmesi, difüzyon tabakasının ve intermetalik oluşumunun değerlendirilmesi amacı ile hazırlanan numunelere SEM ve EDS analizleri yapılmıştır. Yapılan testler ısıl işlemsiz numunelere ve ısıl işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

Isıl işlem uygulanmamış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan SEM görüntülemeleri ve EDS analizleri Şekil 5.6, Şekil 5.7 ve Şekil 5.8'de verilmiştir.



Şekil 5.6. (a) R=2,5 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS çizgi analizinin sonucu.

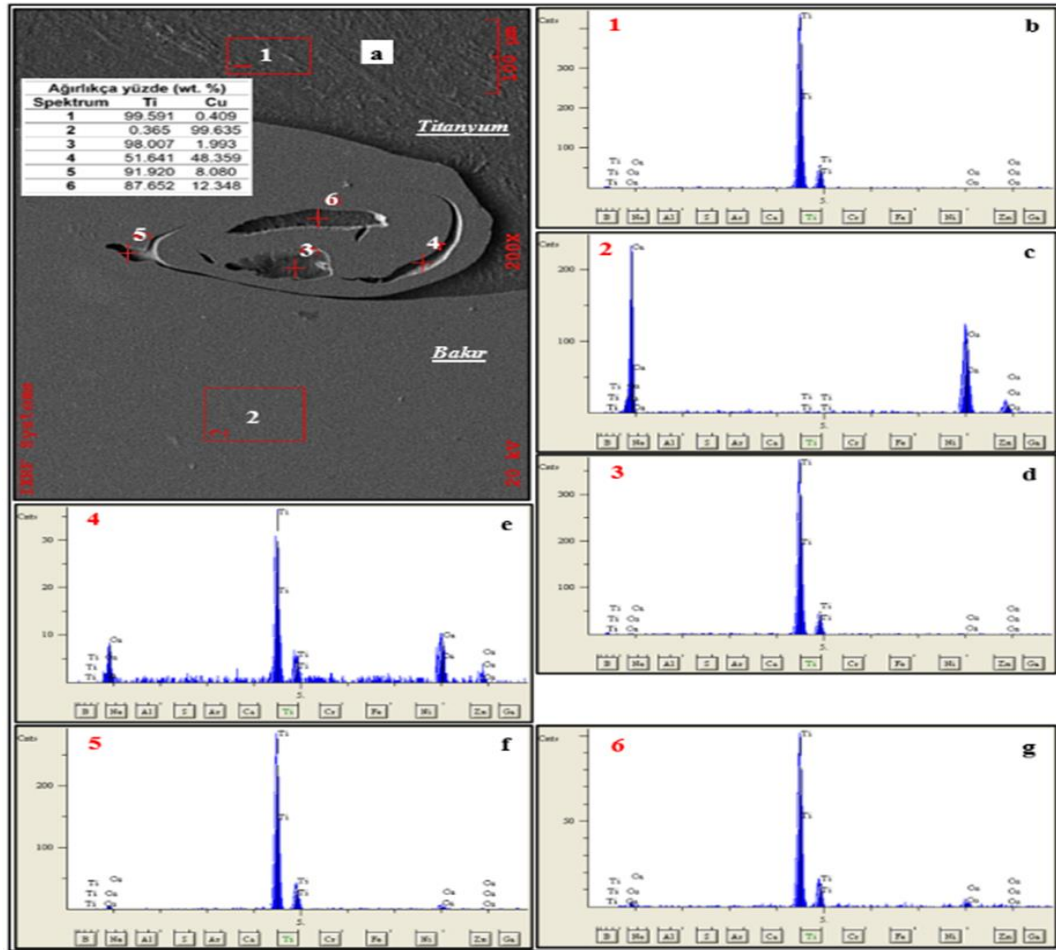
Elde edilen SEM görüntüleri ve EDS analizleri incelendiğinde, patlamalı kaynak kullanılarak Cu-Ti bimetalik kompozit levha üretiminde en düşük patlayıcı oranının kullanıldığı (R=2,5) birleştirmelerde üretilen numunlerin arayüzey SEM görüntüleri (Şekil 5.6 a) incelendiğinde, düz bir arayüzey görünümünün elde edildiği görülmektedir. SEM görüntülerindeki EDS çizgi analizine göre kaplama metali bölgesinin neredeyse tamamının Ti ana metal bölgesinin ise neredeyse tamamının Cu olduğu görülmektedir. Ayrıca EDS çizgi analizine göre R=2,5 patlayıcı oranında yapılan birleştirmelerde herhangi bir difüzyonun oluşmadığı, kimyasal yapının kaplama metali ve esas metal bölgeleri için aynı kaldığı görülmektedir.



Şekil 5.7. (a) R=3 için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları

Cu-Ti bimetalik kompozit levha üretiminde (R=3) patlayıcı oranının kullanıldığı birleştirmelerde üretilen numunelerin arayüzey SEM görüntüleri (Şekil 5.7 a)

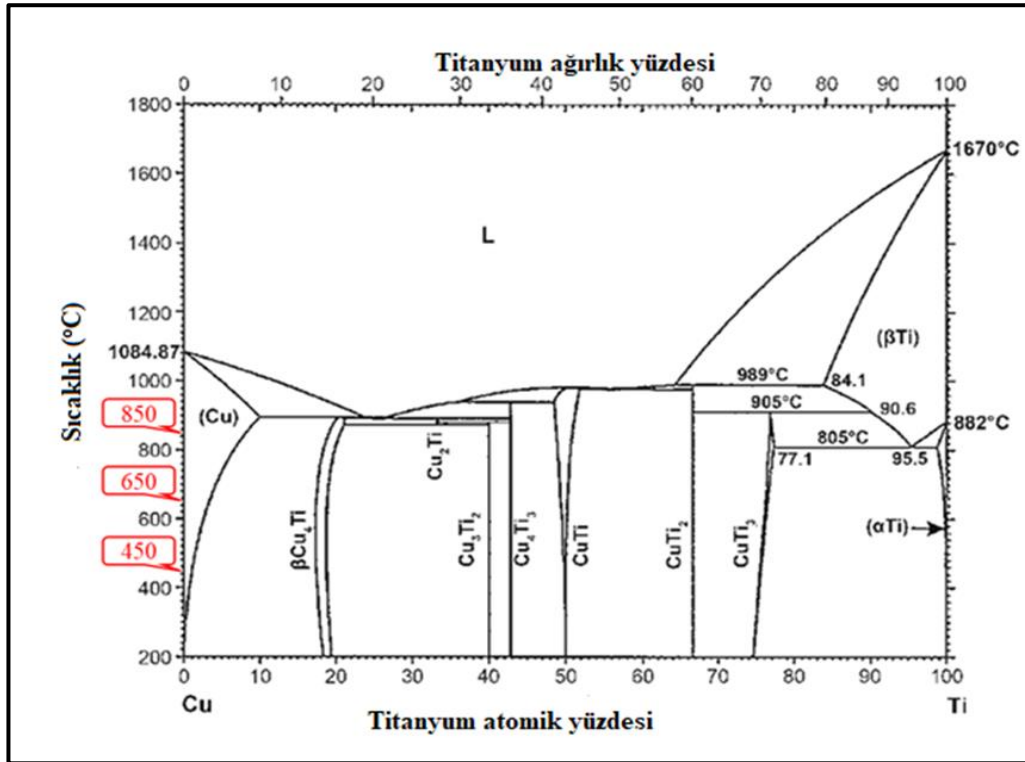
incelendiğinde, dalgalı arayüzey yapısının oluşmaya başladığı ve hemen hemen tüm arayüzeyi kapladığı görülmektedir. Patlayıcı oranın artmasıyla birlikte artan üst levha hızı ve levhalar üzerindeki basınç birleşme arayüzeyinde (Şekil 5.7) dalgalı bir yapının oluşmasına sebep olmuştur. SEM görüntülerinde yapılan noktasal EDS analizleri (Şekil 2 b-d) incelendiğinde kaplama metalini üzerinde bulunan 1 numaralı noktanın kimyasal bileşimi %98,828 Ti (%1,172 Cu (α Ti)), ana metal üzerindeki 3 numaralı noktanın kimyasal bileşimi ise %99,737 Cu olarak tespit edilmiştir. Şekil 5.7’de verilen noktasal EDS analizlerinde herhangi bir difüzyonun oluşmadığı ve kimyasal bileşimlerin patlamalı kaynak ile birleştirilen Cu ve Ti’nin kimyasal bileşimlerine benzediği belirlenmiştir.



Şekil 5.8. (a) R=3,5 için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları

Cu-Ti bimetalik kompozit levha üretiminde (R=3,5) patlayıcı oranının kullanıldığı birleştirmelerde üretilen numunelerin arayüzey SEM görüntüleri (Şekil 5.8 a)

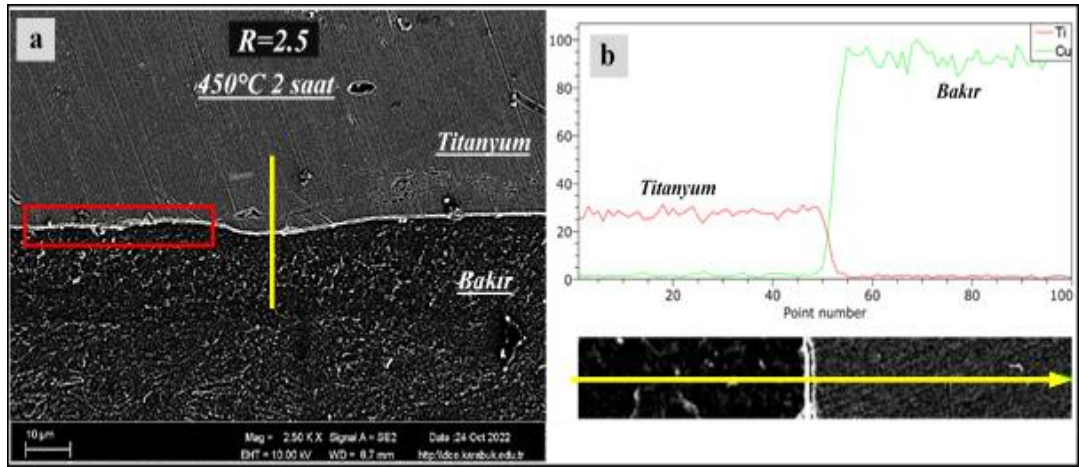
incelendiğinde, dalgalı bir arayüzey görünümünün elde edildiği belirlenmiştir. Patlayıcı oranın daha da artması ile birlikte üst levha hızı ve darbe basıncında bir artış meydana getirmiş bunun sonucunda birleşme arayüzeyinde ki dalgalanma artış göstermiştir. Ayrıca bu dalgaların boy ve genliklerinde de bir artış meydana gelmiştir (Şekil 5.8). SEM görüntülerinde yapılan noktasal EDS analizleri (Şekil 5.8 b-d) incelendiğinde kaplama metali üzerinde bulunan 1 numaralı noktanın kimyasal bileşimi %99,591 Ti, ana metal üzerindeki 2 numaralı noktanın kimyasal bileşimi ise %99,635 Cu olarak tespit edilmiştir. Şekil 5.8’de verilen noktasal EDS analizlerinde herhangi bir difüzyonun oluşmadığı ve kimyasal bileşimlerin patlamalı kaynak ile birleştirilen Cu ve Ti’nin kimyasal bileşimlerine benzediği belirlenmiştir. Birleşme arayüzeyinde oluşmuş katlanma çizgileri ve bu çizgiler üzerinde oluşan ada benzeri yapılara sahip olan 3 numaralı noktada kimyasal bileşim %98,007 Ti + %1,993 Cu (α Ti), 4 numaralı noktada %51,641 Ti + %48,359 Cu, 5 numaralı noktada %91,92 Ti + %8,08 Cu ve 6 numaralı noktada %87,652 Ti + %12,348 Cu olarak tespit edilmiştir. Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, 4 numaralı noktada CuTi , 5 ve 6 numaralı noktalarda ise CuTi_2 fazlarının oluşabileceği belirlenmiştir.



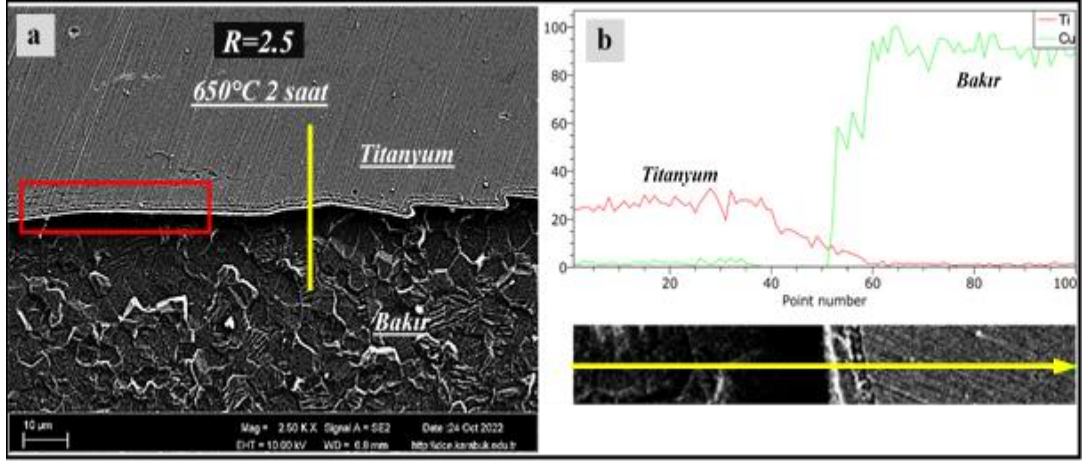
Şekil 5.9. Cu-Ti ikili faz diyagramı.

Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Cu ve Ti'nin patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirildiği farklı çalışmalarda yapılan SEM ve EDX analizleri sonucunda Paul vd. [14] Cu_4Ti_3 , Cu_3Ti ve CuTi_3 , Kim vd. [105] Cu_4Ti , CuTi , CuTi_2 ve Cu_3Ti , Chen vd. [106] Cu_4Ti , CuTi_2 , Cu_4Ti_3 ve CuTi , intermetalik fazlarının oluşabileceğini belirtmişlerdir.

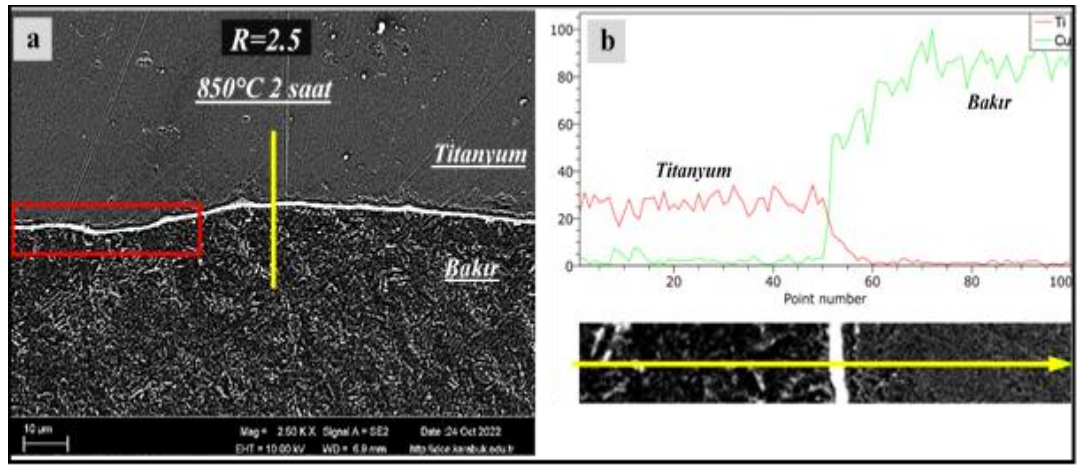
Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450°C , 650°C ve 850°C) kendi içinde olacak şekilde, farklı patlayıcı oranları ($R=2,5$, $R=3$ ve $R=3,5$) için ayrı ayrı yapılan SEM görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 5.10, Şekil 5.11, Şekil 5.12, Şekil 5.13, Şekil 5.14, Şekil 5.15, Şekil 5.16, Şekil 5.17 ve Şekil 5.18'de verilmiştir.



Şekil 5.10. (a) 450°C 'de ısıl işlem görmüş $R=2,5$ patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.



Şekil 5.11. (a) 650 °C’de ısıl işlem görmüş R=2,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.

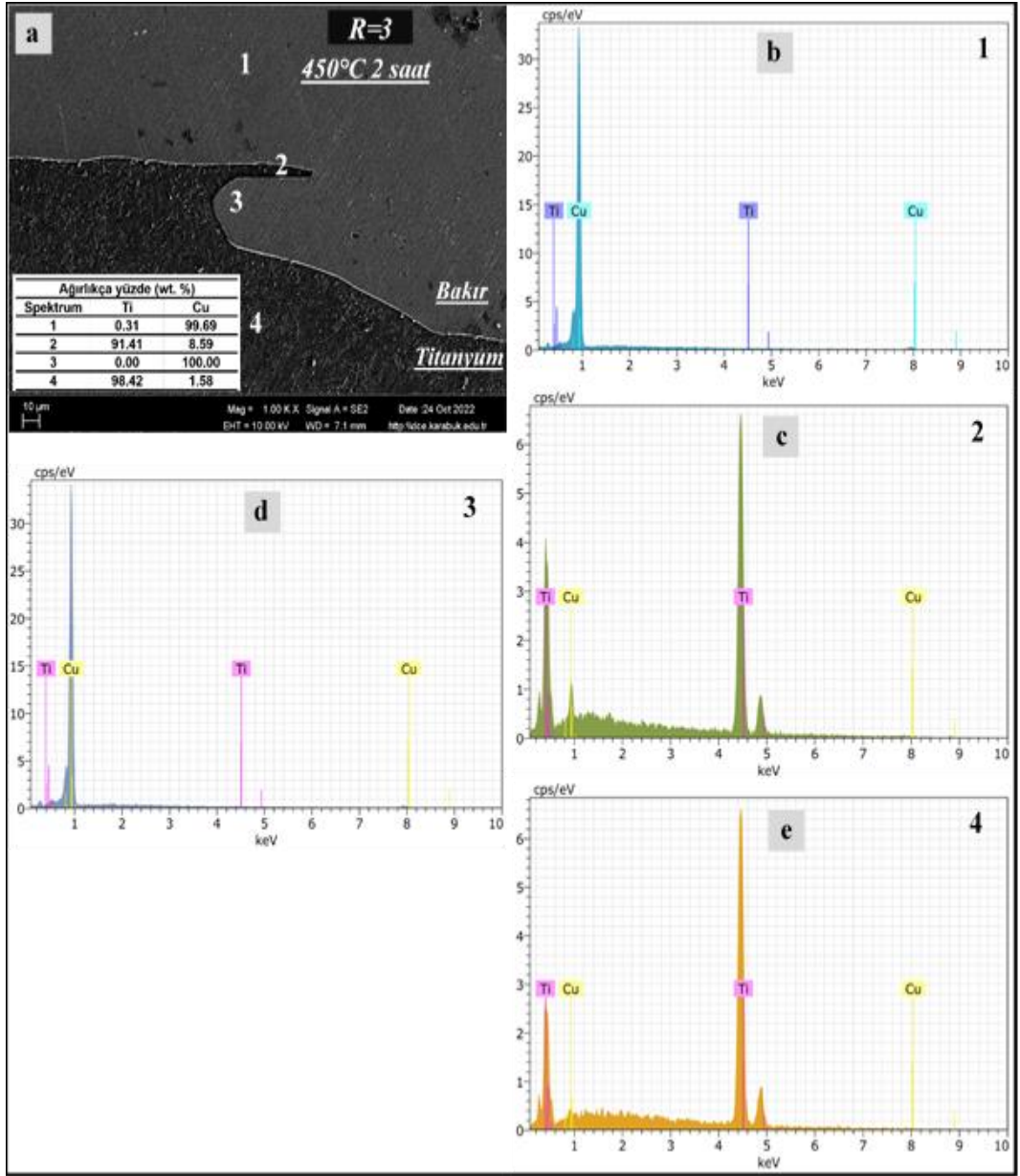


Şekil 5.12. (a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=2,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b) EDS çizgi analizinin sonucu.

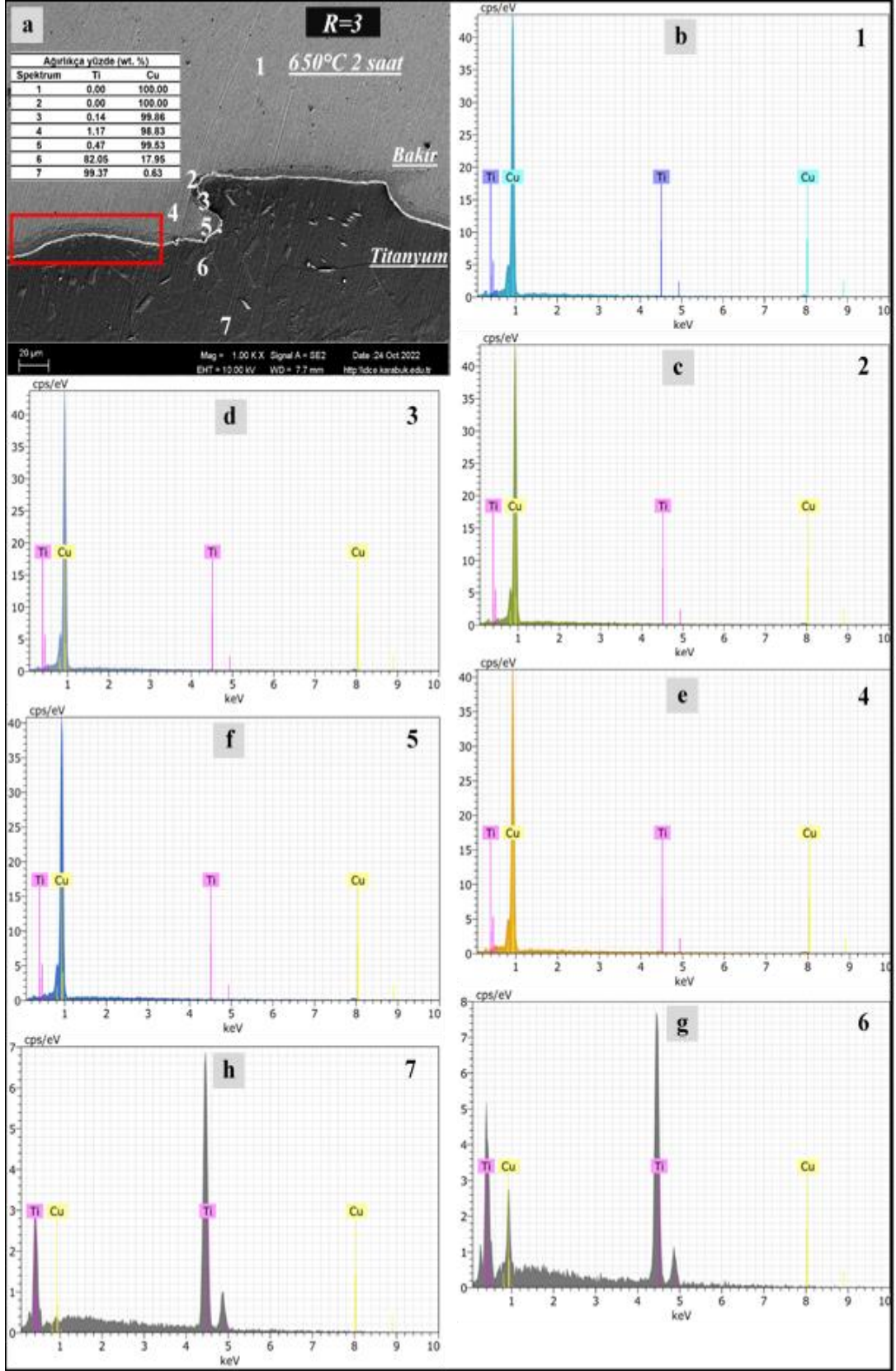
Patlamalı kaynak yöntemiyle en düşük patlayıcı oranı ($R=2,5$) kullanılarak yapılan birleştirmelere uygulanan tüm ısıl işlem sıcaklıklarına (450 °C, 650 °C ve 850 °C) ait SEM görüntüleri ve EDS analizlerinin sonuçları Şekil 5.10, Şekil 5.11 ve Şekil 5.12.’de verilmiştir. Sonuçlar değerlendirildiğinde, SEM görüntüleri değişen ısıl işlem sıcaklığına rağmen tüm patlayıcı oranları için düze yakın bir arayüzey formunun elde edildiğini göstermektedir. Ayrıca değişen ısıl işlem sıcaklığına rağmen, yapılan EDS çizgi analizi sonuçları kaplama metali tarafının tamamına yakınının Ti, ana metal tarafının ise tamamına yakınının Cu’dan oluştuğunu göstermektedir. Fakat değişen ısıl işlem sıcaklığı ile tüm ısıl işlem sıcaklıklarında (450 °C, 650 °C ve 850 °C) arayüzey

çizgisi üzerinde yapılan SEM görüntülemeleri ve EDS çizgi analizleri sonuçları, arayüzelerde difüzyonun meydana geldiğini ve bir difüzyon tabakasının oluştuğunu ortaya koymaktadır.

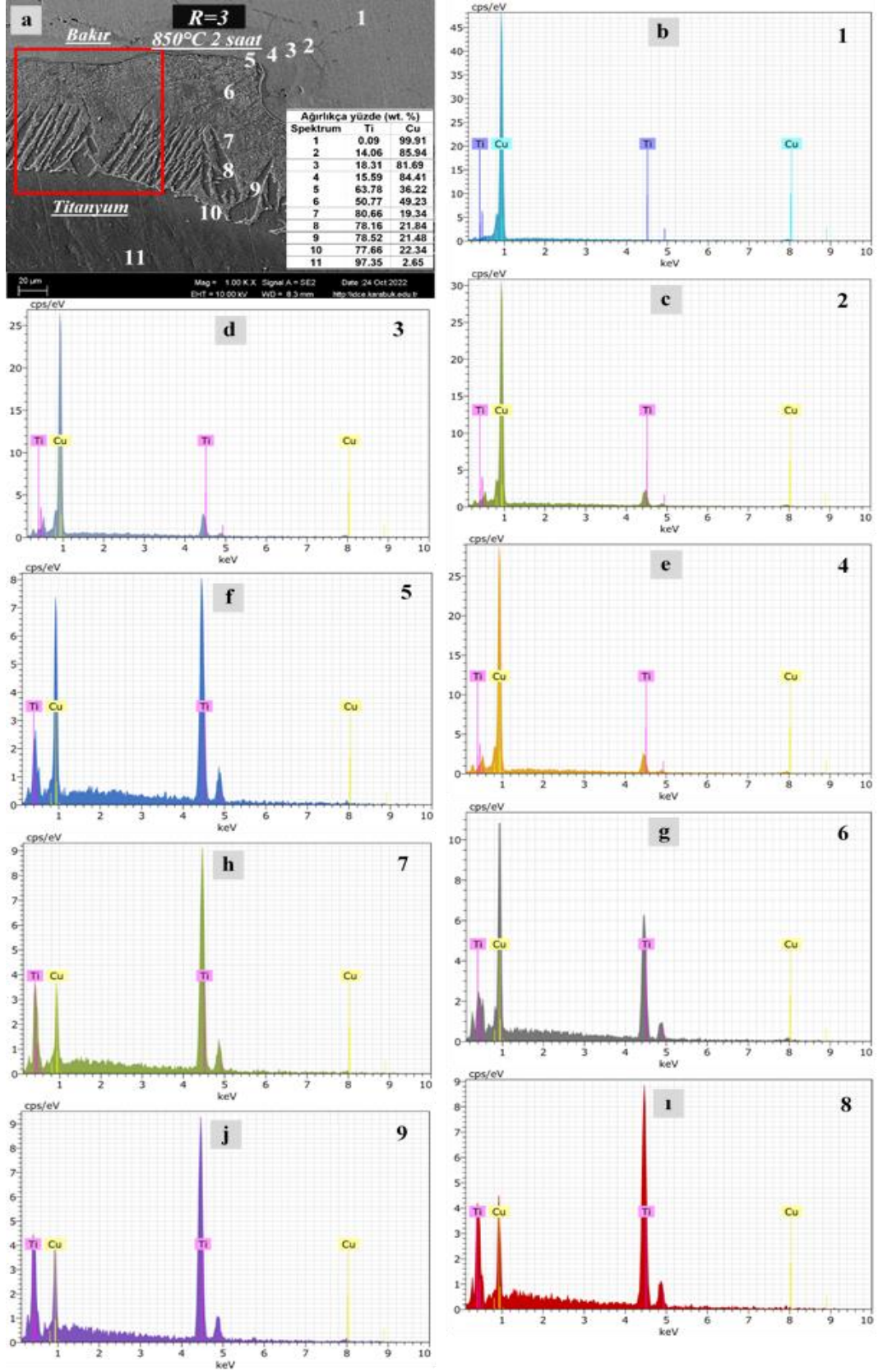
Patlamalı kaynak yöntemiyle (R=3) patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirmelere uygulanan tüm ısıl işlem sıcaklıklarına (450 °C, 650 °C ve 850 °C) ait SEM görüntüleri ve EDS analizlerinin sonuçları Şekil 5.13, Şekil 5.14 ve Şekil 5.15'te verilmiştir.



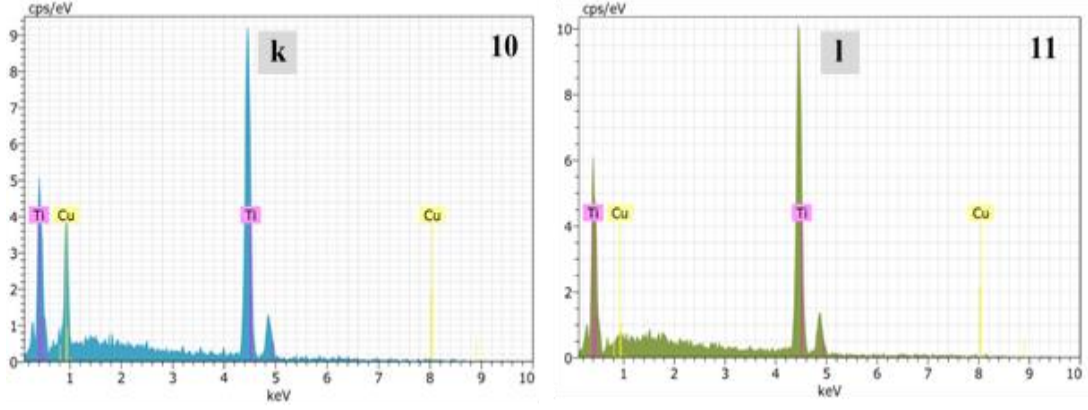
Şekil 5.13. (a) 450 °C’de ısıl işlem görmüş R=3 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetallik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.



Şekil 5.14. (a) 650°C 'de ısıl işlem görmüş $R=3$ patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetallik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-d) EDS noktasal analiz sonuçları.



Şekil 5.15. (a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=3 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetallik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-l) EDS noktasal analiz sonuçları.

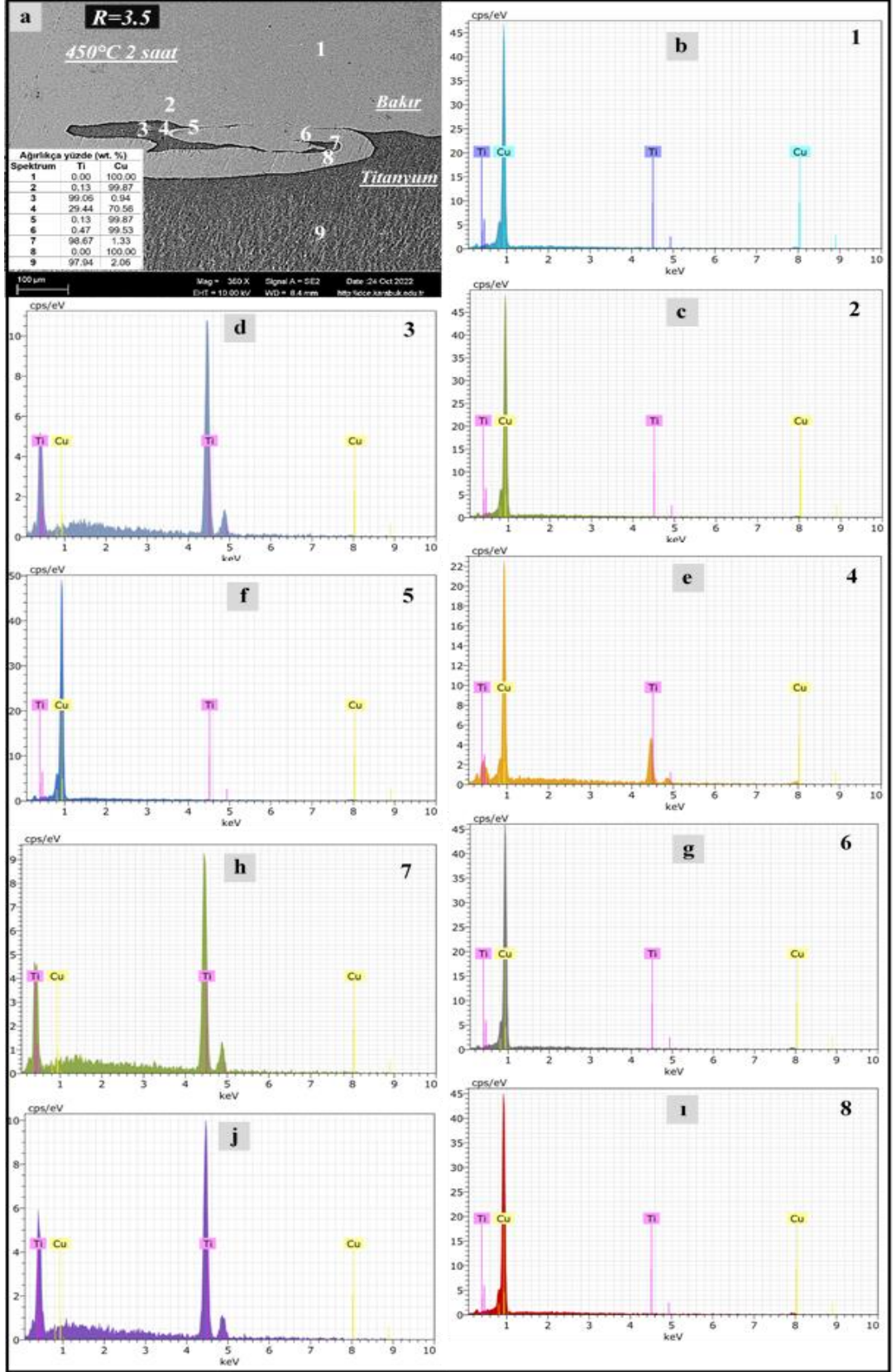


Şekil 5.15. (devam ediyor).

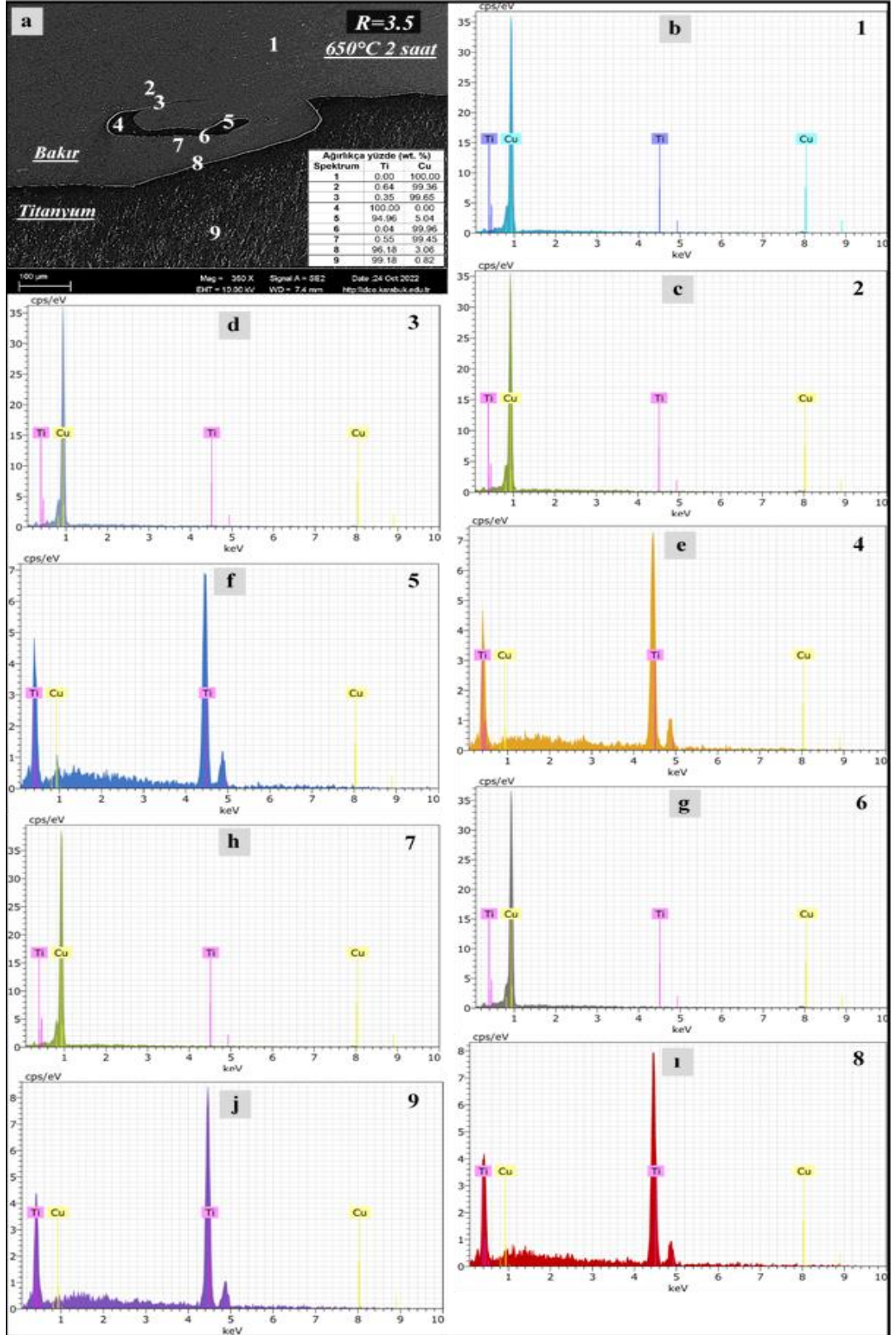
Patlamalı kaynak yöntemiyle (R=3) patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirmelere uygulanan tüm ısıl işlem sıcaklıklarına (450 °C, 650 °C ve 850 °C) ait SEM görüntüleri ve EDS analizlerinin sonuçları değerlendirildiğinde, artan patlayıcı oranı ile arayüzey formunun dalgalı bir yapıya dönüştüğünü görülmektedir. 450 °C’de ısıl işlem görmüş numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.13 b-d) incelendiğinde ana metal olan Cu üzerinde bulunan 1 numaralı noktanın analizi kimyasal bileşimin %99,69 Cu, kaplama metalini olan Ti malzeme üzerinde bulunan 4 numaralı noktada ise analiz sonuçları kimyasal bileşimin %98,42 Ti olduğunu göstermiştir. Fakat arayüzeyde bulunan yarımada benzeri yapının bulunduğu bölgeden alınan 2 numaralı noktada kimyasal içerik %91,41 Ti + %8,59 Cu olarak belirlenmiştir. Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, 2 numaralı noktada α Ti fazının oluşabileceği belirlenmiştir. 650 °C’de ısıl işlem görmüş numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.14 b-g) incelendiğinde arayüzey üzerinde oluşan dar difüzyon tabakasının yakınlarında bulunan 2 numaralı noktanın analizi kimyasal bileşimin %100 Cu, 5 numaralı noktanın analizi kimyasal bileşimin %99,53 Cu ve 6 numaralı noktada ise analiz sonuçları kimyasal bileşimin %82,06 Ti + %17,95 Cu olduğunu göstermiştir. Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, bu noktada α Ti fazının oluşabileceği belirlenmiştir. 850 °C’de ısıl işlem görmüş numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.15 b-g) incelendiğinde arayüze yakın ana metal olan Cu üzerinde bulunan noktalarda yapılan analizlerde kimyasal bileşimlerin 2 numaralı noktada %14,06 Ti + %85,94 Cu 3 numaralı noktada %18,31 Ti + %81,69 Cu, 4 numaralı noktada %15,59 Ti + %84,41 Cu olduğu tespit edilmiştir. Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104]

incelendiğinde, 2, 3 ve 4 numaralı noktalarda Cu_4Ti fazının oluşabileceği belirlenmiştir. Ayrıca arayüzeyde oluşan difüzyon katmanı üzerinde bulunan noktalarda yapılan analizlerde; kimyasal bileşimlerin 5 numaralı noktada %63,78 Ti + %36,22 Cu, 6 numaralı noktada %50,77 + %49,23 Cu, 7 numaralı noktada %80,66 Ti + %19,34 Cu, 8 numaralı noktada %78,16 Ti + %21,84 Cu, 9 numaralı noktada %78,52 Ti + %21,48 Cu, 10 numaralı noktada ise %77,66 Ti + %22,34 Cu olduğu tespit edilmiştir. Şekil 5.9'da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, 5 numaralı noktada CuTi_2 , 6 numaralı noktada CuTi , 7 numaralı noktada αTi , 8,9 ve 10 numaralı noktada ise CuTi_3 fazlarının oluşabileceği belirlenmiştir.

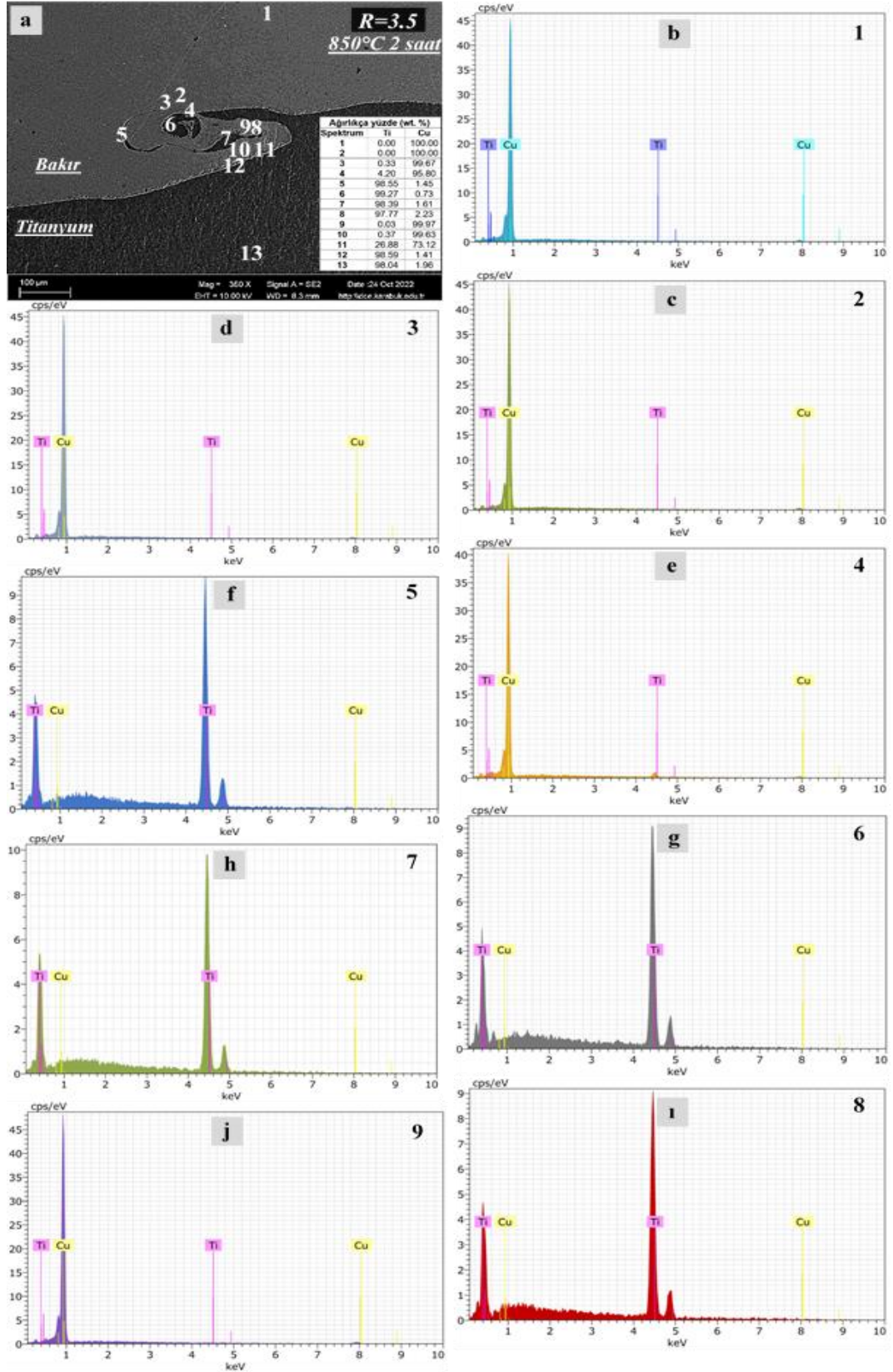
Patlamalı kaynak yöntemiyle en yüksek patlayıcı oranı ($R=3,5$) kullanılarak yapılan birleştirmelere uygulanan tüm ısıl işlem sıcaklıklarına (450 °C, 650 °C ve 850 °C) ait SEM görüntüleri ve EDS analizlerinin sonuçları Şekil 5.16, Şekil 5.17 ve Şekil 5.18'de verilmiştir.



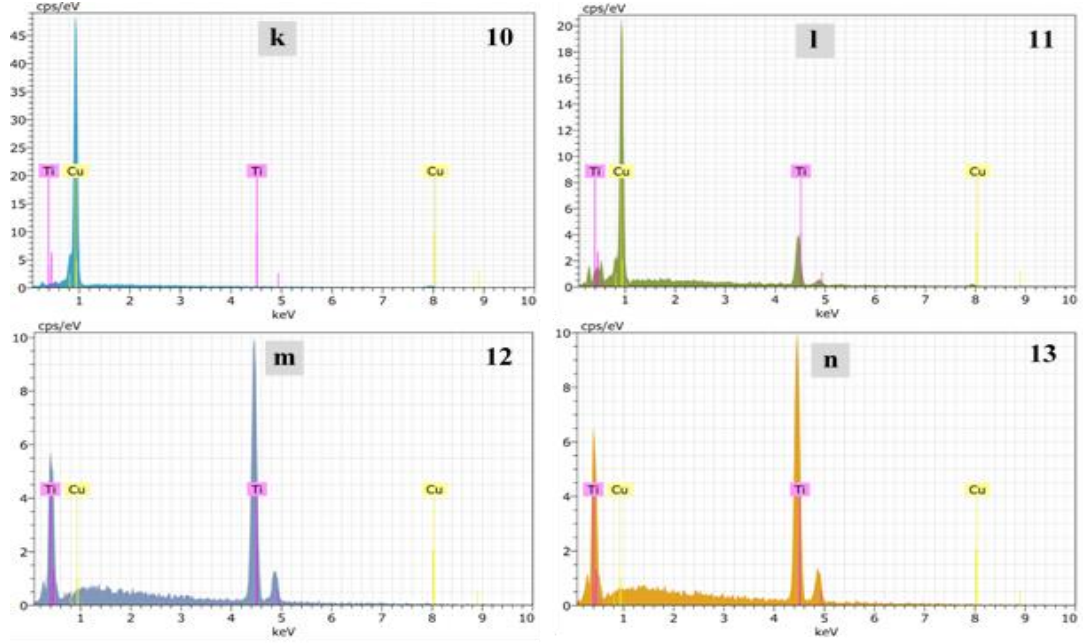
Şekil 5.16. (a) 450 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.



Şekil 5.17. (a) 650 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.



Şekil 5.18. (a) 850 °C’de ısıl işlem görmüş R=3,5 patlayıcı oranı ile birleştirilmiş Cu-Ti bimetalik kompozit numunelerin arayüzey SEM görüntüsü ve (b-e) EDS noktasal analiz sonuçları.

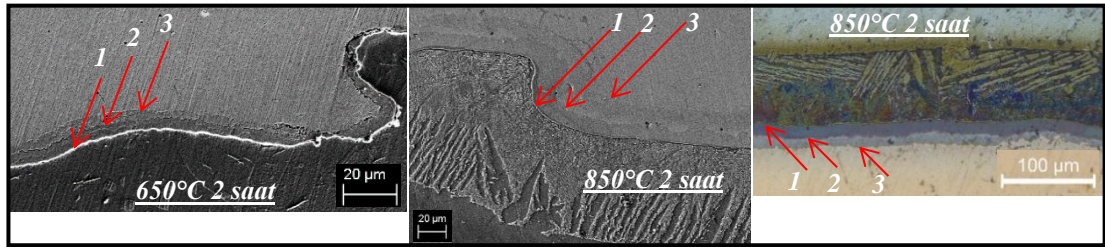


Şekil 5.18. (devam ediyor).

Patlamalı kaynak yöntemiyle en yüksek patlayıcı oranı ($R=3,5$) kullanılarak yapılan birleştirmelere uygulanan tüm ısıl işlem sıcaklıklarına ($450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $850\text{ }^{\circ}\text{C}$) ait SEM görüntüleri ve EDS analizlerinin sonuçları değerlendirildiğinde, SEM görüntüleri patlayıcı oranın artmasıyla birlikte arayüzde oluşan dalgalı formun boy ve genliklerinde artış meydana geldiğini göstermektedir. $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ısıl işlem görmüş numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.16 b-1) incelendiğinde, arayüzde bulunan katmanların oluşturduğu ada benzeri yapının üzerinde bulunan noktaların analizleri kimyasal bileşimin, 3 numaralı noktada %99,05 Ti, 4 numaralı noktada %29,44 Ti + %70,56 Cu, 5 numaralı noktada %98,828 Ti, 6 numaralı noktada %98,828 Ti, 7 numaralı noktada %98,67 Ti, 8 numaralı noktada %100 Cu olduğu belirlenmiştir. Şekil 5.9'da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, 4 numaralı noktada Cu_3Ti_2 fazının oluşabileceği belirlenmiştir. $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ısıl işlem görmüş numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.17 b-1) incelendiğinde, arayüzde katmanlar kaynaklı oluşan ada benzeri yapının üzerinde bulunan noktaların analizleri kimyasal bileşimin, 3 numaralı noktada %99,65 Cu, 4 numaralı noktada %100 Ti, 5 numaralı noktada %94,96 Ti+ %5,06 Cu, 6 numaralı noktada %99,06 Cu olduğu belirlenmiştir. Ayrıca arayüzey çizgisi üzerinde bulunan 8 numaralı noktanın kimyasal bileşiminin %96,18 + Ti %3,06 Cu olduğu tespit edilmiştir. Şekil 5.9'da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, αTi

fazının oluşabileceği belirlenmiştir. 850 °C’de ısıtılmış numunelerin noktasal EDS analizlerinin sonuçları (Şekil 5.18 b-n) incelendiğinde, arayüzey çizgisi üzerinde bulunan 2 numaralı noktada %100 Cu, 3 numaralı noktada %99,67 Cu, 11 numaralı noktada %26,88 Ti + %73,12 Cu, 12 numaralı noktada %99,59 Ti olduğu belirlenmiştir. Ayrıca arayüzeyde katmanlar kaynaklı oluşan ada benzeri yapının üzerinde bulunan noktaların analizleri kimyasal bileşimin, 4 numaralı noktada %4,20 Ti + %95,80 Cu, 6 numaralı noktada %99,27 Ti, 7 numaralı noktada %98,39 Ti olarak tespit edilmiştir. Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, 4 numaralı noktada Cu_4Ti , 11 numaralı noktada Cu_3Ti_2 fazının oluşabileceği belirlenmiştir.

Şekil 5.19’da birleştirme arayüzeyinde oluşan difüzyon katmanının OM ve SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.19. Farklı ısıtılmış sıcaklıklarında oluşan difüzyon tabakasının mikroyapı ve SEM görüntüleri

Yapılan SEM incelemeleri genel olarak değerlendirildiğinde, bağlantıların yüksek kalitesini doğrulamaktadır. Arayüz boyunca ana malzemelerde herhangi bir kırılma ve süreksizlik kaydedilmemiştir. SEM incelemeleri OM görüntülerinde belirtilen patlayıcı oranın ($R=3$) artmasıyla arayüzeyde dalgalı bir yapının ortaya çıkmasını ve artan patlayıcı oranı ($R=3,5$) ile oluşan dalgaların boy ve genliklerinin artmasını kanıtlar niteliktedir. Ayrıca OM görüntülerinde belirlenen arayüzeyde oluşan arayüzey difüzyon katmanının oluşumu burada da tespit edilmiştir. Oluşan bu katmanın kendi içinde de farklı katmanlardan oluştuğu Şekil 5.19’da verilen OM ve SEM görüntülerinde net bir şekilde görülmektedir. Bu intermetalik katman bir sıvı fazın varlığında difüzyon şartlarının oluşumu ile patlama kaynağının bakır ve titanyum tabakaları arasındaki arayüzeyde oluşturduğu dalgalı yapının üzerinde ve bakır

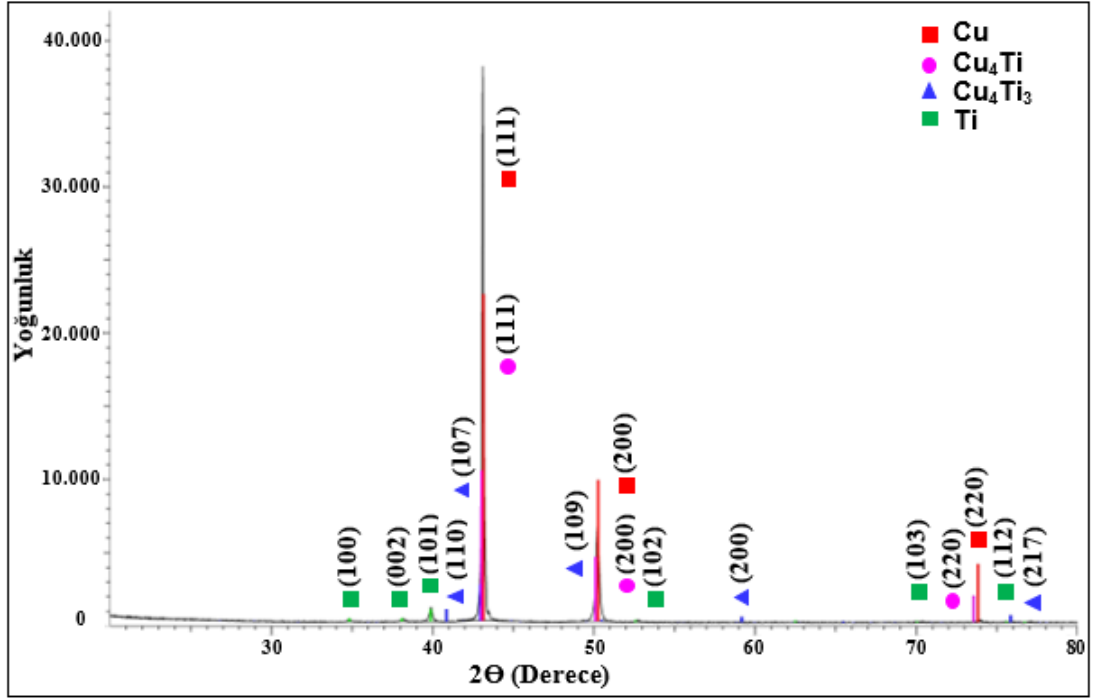
yüzeyinde oluşmaktadır. SEM incelemelerinde katılmış ergiyik bölgesinin yapısının küçük dendritler ve sütunsal tanelerin karışımından oluştuğu görülmektedir. EDS analizlerinde katılmış ergiyik bölgesinde düzensiz olarak dağılmış farklı kimyasal bileşimlere sahip ergimiş bölgeler gözlemlenmiştir. Nokta EDS analizleri, büyük katılmış ergimiş bölgenin kimyasal bileşiminin oldukça çeşitli olduğunu göstermektedir. Bu bölgede Şekil 5.9'da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, Cu-Ti faz denge diyagramında gözlemlenen, dört denge fazına karşılık gelen (Cu_4Ti , CuTi_2 , CuTi ve Cu_3Ti_2) küçük kimyasal bileşim alanların oluştuğu tespit edilmiştir. Cu ve Ti'nin meydana getirdiği bu karışım alanının oluşumu patlamalı kaynak işlemi sırasında hem metalurjik hem de mekanik bağlanmanın olduğu anlamına gelebilir. Bu katmanın yapısının ve faz bileşiminin, uygulanan ısı işlemlerdeki sıcaklık miktarı ve reaksiyona girmemiş bileşenlerin ağırlık içerikleri tarafından belirlendiği düşünülmektedir.

Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Cu ve Ti'nin patlamalı kaynak işlemi kullanılarak birleştirildiği ve ısı işlem uygulandığı farklı çalışmalarda yapılan SEM ve EDX analizleri sonucunda Paul vd. [14] Cu_4Ti_3 , Cu_3Ti ve CuTi_3 , Kim vd. [105] Cu_4Ti , CuTi , CuTi_2 ve Cu_3Ti , Chen vd. [106] Cu_4Ti , CuTi_2 , Cu_4Ti_3 ve CuTi , intermetalik fazlarının oluşabileceğini belirtmişlerdir. Ayrıca bu çalışmalarda arayüzeyde oluşan difüzyon katmanının sıcaklık ile kalınlığının arttığı ve içinde farklı kimyasal yapılara sahip ergimiş bölgeler olduğu belirtilmiştir.

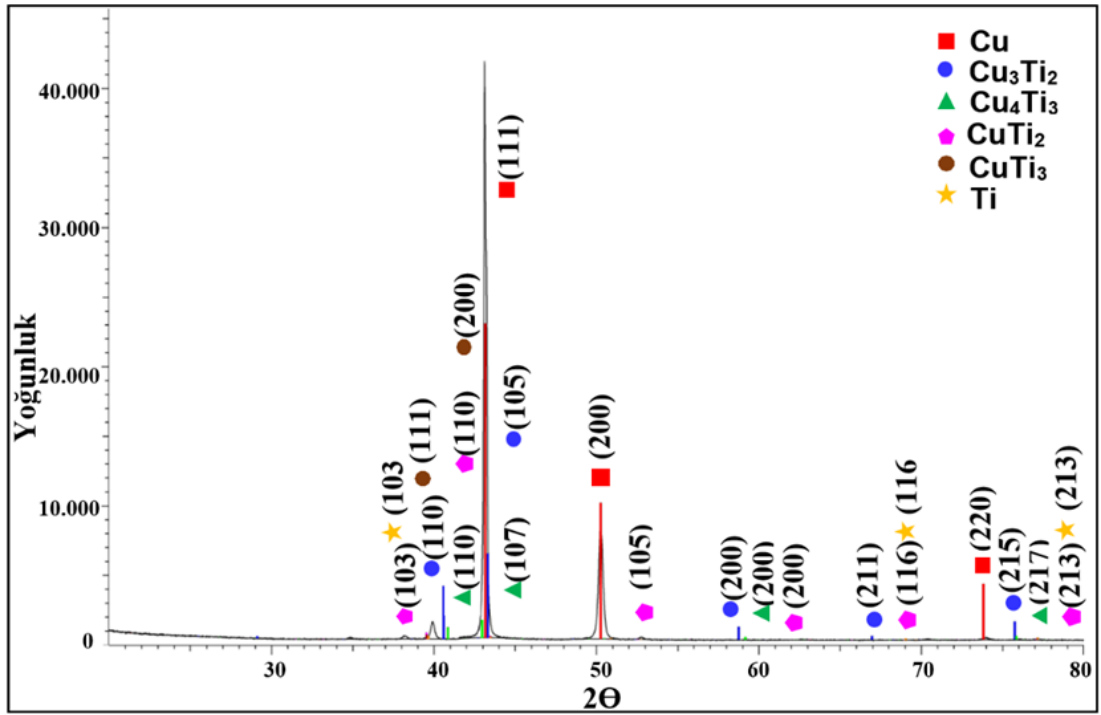
5.3. XRD ANALİZLERİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit birleşme arayüzeylerinin mikroyapı detaylarında görülmekte olan patlayıcı oranlarının değişmesiyle birlikte meydana gelen ada, yarımada ve girdap şekilli bölgelerde oluşan fazların belirlenmesi amacıyla XRD analizleri yapılmıştır.

Isıl işlem uygulanmamış numunelere farklı patlayıcı oranları için ($R=3$ ve $R=3,5$) ayrı ayrı yapılan XRD analizleri sonucunda elde edilen sonuçlar Şekil 5.20 ve Şekil 5.21'de verilmiştir. $R=2,5$ patlayıcı oranında herhangi bir intermetalik oluşumunu gösteren pik oluşmadığı için bu patlayıcı oranın sonuçları verilmemiştir.



Şekil 5.20. R=3 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozitlerin birleşme arayüzünün XRD analizleri



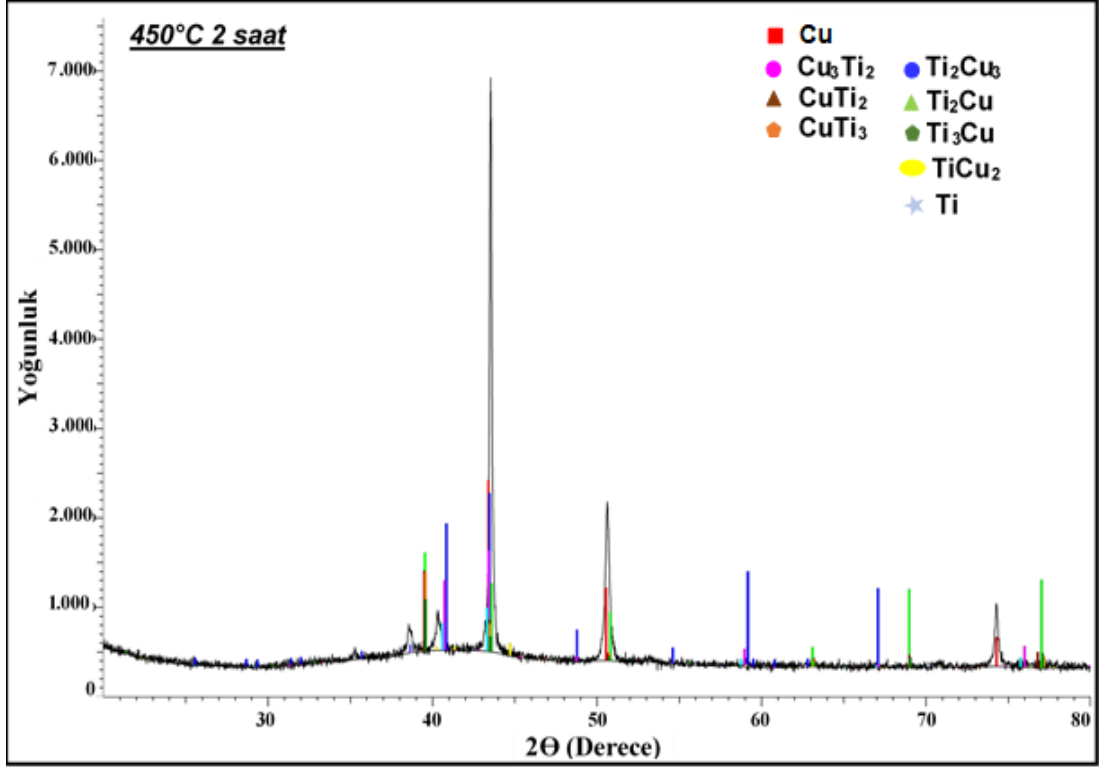
Şekil 5.21. R=3,5 patlayıcı oranı için Cu-Ti bimetalik kompozitlerinin birleşme arayüzünün XRD analizleri

Elde edilen XRD analizlerinin sonuçları incelendiğinde, R=3 patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirme işleminde üretilen numunenin XRD analizleri incelendiğinde Cu, Ti, Cu₄Ti ve Cu₄Ti₃ kırınım pikleri olduğu tespit edilmiştir. Bu durum patlamalı kaynak işlemi sürecinde Cu ve Ti'nin Cu₄Ti₃ ve Cu₄Ti intermetaliklerinin oluşması için reaksiyon gerçekleştirdiğini göstermektedir. R=3,5 patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirme işleminde üretilen numunenin XRD analizleri incelendiğinde ise Cu, Ti, Cu₄Ti₃, Cu₃Ti₂, CuTi₃ ve CuTi₂ kırınım pikleri olduğu tespit edilmiştir. R=3 ve R=3,5 oranında yapılan patlamalı kaynak işlemi oluşan tüm fazların Şekil 5.9'da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, Cu-Ti denge diyagramında bulunan fazlar olduğu görülmektedir. Denge diyagramı dışında fazlar oluşmamasının sebebi hızlı soğuma ve yüksek basınç olmamasına atfedilebilir.

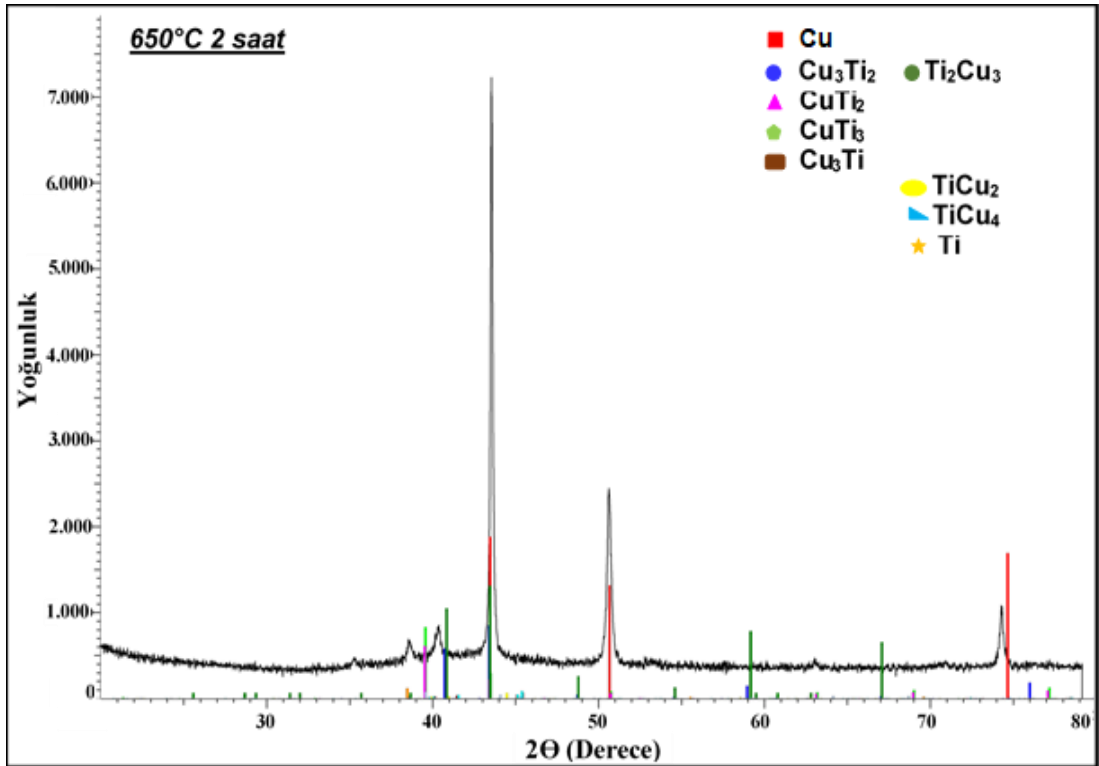
Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Cu ve Ti'nin patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirildiği farklı çalışmalarda yapılan XRD analizlerinde Paul vd. [14] Cu₄Ti₃, Cu₃Ti ve CuTi₃, Kim vd. [105] Cu₄Ti, CuTi, CuTi₂ ve Cu₃Ti, Chen vd. [106] Cu₄Ti, CuTi₂, Cu₄Ti₃ ve CuTi, intermetalik fazlarının oluştuğunu belirtmişlerdir.

Ayrıca Paul vd. [14] yapmış oldukları çalışmada Cu-Ti denge diyagramına göre birleşme arayüzeyinde oluşabilecek intermetalik fazları (CuTi₂, CuTi, Cu₄Ti₃, Cu₃Ti₂, Cu₂Ti ve Cu₄Ti) olarak belirtmişlerdir. Fakat patlamalı kaynak yönteminde deformasyon için gerekli enerjinin çok büyük olması ve yeni fazların oluşması için gerekli aktivasyon enerjisinin ise küçük olması gerektiğini ifade etmişlerdir. Bu sebepten dolayı literatürde belirtilen Cu-Ti denge diyagramında görülmeyen intermetaliklerin patlamalı kaynak birleştirmelerinde patlama oranının artmasıyla birlikte ek olarak oluşabileceğini bildirmişlerdir.

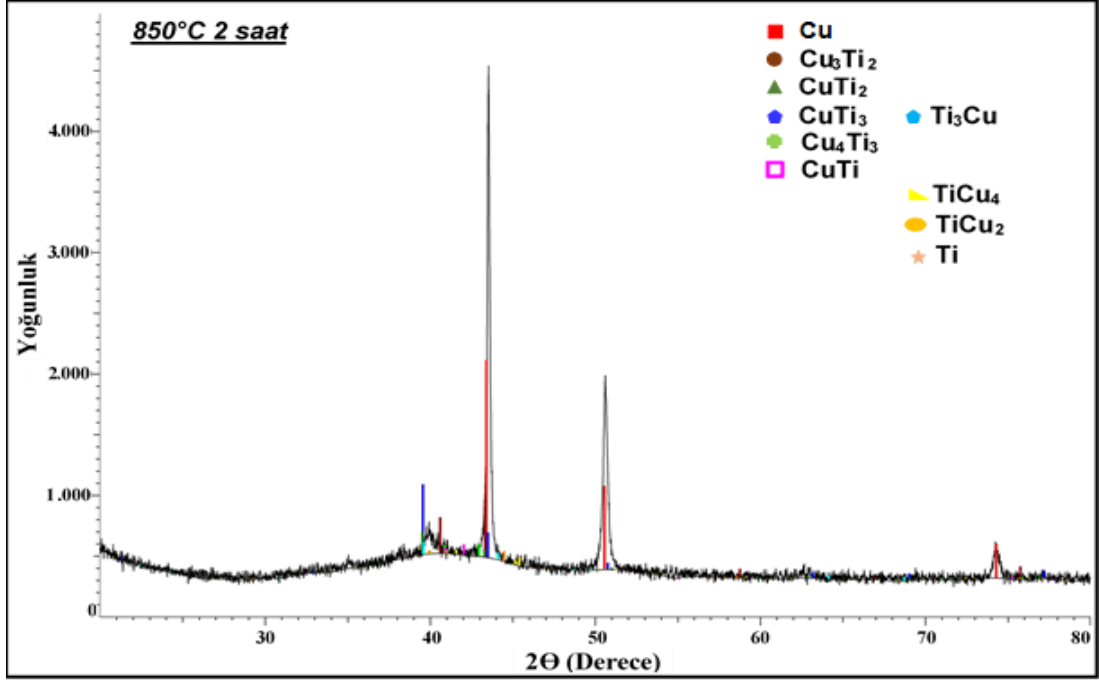
Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi sıcaklığı (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde, farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan XRD analizleri sonucunda elde edilen sonuçlar Şekil 5.22, Şekil 5.23 ve Şekil 5.24'te verilmiştir.



Şekil 5.22. 450 °C’de ısıtılmış Cu-Ti bimetallik kompozitlerinin birleşme arayüzünün XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.



Şekil 5.23. 650 °C’de ısıtılmış Cu-Ti bimetallik kompozitlerinin birleşme arayüzünün XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.



Şekil 5.24. 850 °C’de ısıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozitlerinin birleşme arayüzeyinin XRD analizleri sonucunda oluşan kırınım pikleri.

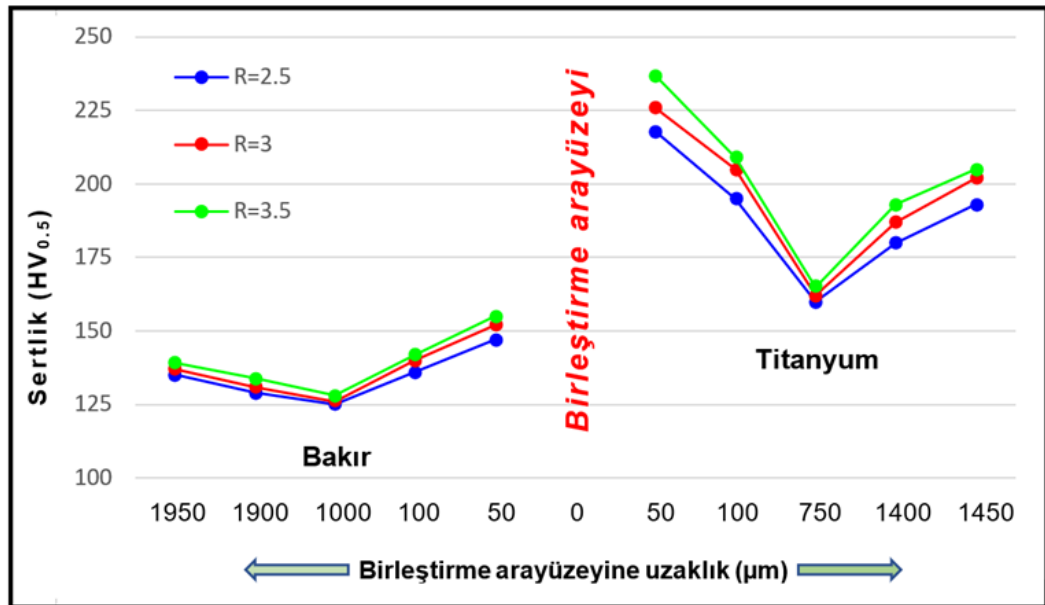
Farklı ısıl işlem sıcaklıkları (450 °C, 650 °C ve 850 °C) uygulanmış numunelere ait birleşme arayüzeylerinin XRD analizleri sonuçları incelendiğinde; 450 °C’de ısıl işlem uygulanmış numunelerin XRD analizlerinde Cu_3Ti_2 , CuTi_2 , CuTi_3 ve TiCu_2 intermetalik fazlarının kırınım piklerinin oluştuğu görülmektedir. 650 °C’de ısıl işlem uygulanmış numunelerin XRD analizlerinde Cu_3Ti_2 , CuTi_2 , CuTi_3 , Cu_3Ti , TiCu_2 ve TiCu_4 intermetalik fazlarının kırınım piklerinin oluştuğu görülmektedir. Son olarak 850 °C’de ısıl işlem uygulanmış numunelerin XRD analizlerinde Cu_3Ti_2 , CuTi_2 , CuTi_3 , Cu_4Ti_3 , CuTi , TiCu_2 ve TiCu_4 intermetalik fazlarının kırınım piklerinin oluştuğu görülmektedir. X-ışını kırınım modelleri incelendiğinde kırınım pikleri Cu ve Ti elementlerinin intermetalik oluşumlar için reaksiyona girdiğini ve farklı intermetalik fazlar oluşturduklarını göstermiştir. XRD analiz sonuçları, alaşımların farklı atom oranlarından kaynaklanan farklı fazlardan oluştuğunu göstermektedir. Bu oluşan tüm intermetalik fazlar Şekil 5.9’da verilen Cu-Ti denge diyagramı [104] incelendiğinde, Cu-Ti denge diyagramında tanımlı (Cu_4Ti , Cu_2Ti , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , CuTi , CuTi_2 ve CuTi_3) olan fazlar olduğu görülmektedir. Ayrıca ısıl işlem uygulanmamış numunelerde R=2,5 oranında yapılan birleştirmelere uygulanan XRD analizlerinde herhangi bir intermetalik faz oluşumunun meydana gelmediği tespit edilmiş olmasına rağmen, R=2,5 oranında yapılan birleştirmelere ısıl işlem

uygulamasıyla XRD analizlerinde arayüzeyde ısıl işleme birlikte başlayan difüzyon yoluyla oluşmuş intermetalik bileşikler tespit edilmiştir. Bu durum en düşük ısıl işlem sıcaklığı olan 450 °C'nin Cu ve Ti atomlarının difüzyonu için yeterli bir sıcaklık olduğunu göstermektedir. Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Cu ve Ti'nin patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirildiği ve ısıl işlem uygulanan farklı çalışmalarda yapılan XRD analizlerinde Chen vd. [106], Cu₄Ti, CuTi₂, Cu₄Ti₃ ve CuTi, Youn vd. [107], Cu₄Ti, CuTi₂, Cu₄Ti₃ ve CuTi, intermetalik fazlarının oluştuğunu bildirmişlerdir.

5.4. MİKROSERTLİK TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhalarda mikrosertlik değerlerinin belirlenmesi amacı ile hazırlanan numunelere sertlik ölçümleri yapılmıştır. Yapılan testler ısıl işlemsiz numunelere ve ısıl işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

Isıl işlemsiz numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan mikrosertlik ölçümleri sonucunda elde edilen sonuçlar Şekil 5.25'te verilmiştir.



Şekil 5.25. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları

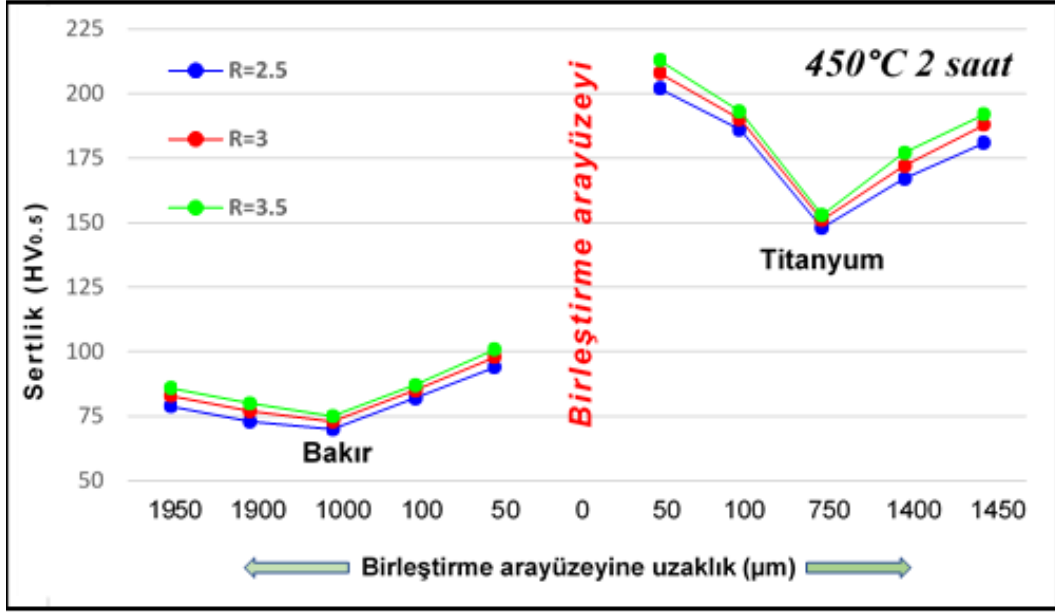
Şekil. 5.25'deki sonuçlar, orijinal sertlik değeri ~125 HV olan bakır levha ile orijinal sertlik değeri ~160 HV olan titanyum levhanın sertlik değerlerinde değişimler meydana geldiğini göstermektedir. En düşük patlayıcı oranı $R=2,5$ kullanılarak yapılan birleştirmede bakır levhanın sertliği arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 147 HV, 100 μm mesafede 136 HV, levhanın orta kısmına yakın 1000 μm mesafede 125 HV, 1900 μm mesafede 129 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 μm mesafede ise 135 HV olarak ölçülmüştür. Aynı patlayıcı oranında titanyum levha tarafında ise arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 218 HV, 100 μm mesafede 195 HV, levhanın orta kısmına yakın 750 μm mesafede 160 HV, 1400 μm mesafede 180 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 μm mesafede ise 193 HV olarak ölçülmüştür. $R=3$ patlayıcı oranı kullanılarak yapılan birleştirmede bakır levhanın sertliği arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 152 HV, 100 μm mesafede 140 HV, levhanın orta kısmına yakın 1000 μm mesafede 126 HV, 1900 μm mesafede 131 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 μm mesafede ise 137 HV olarak ölçülmüştür. Aynı patlayıcı oranında titanyum levha tarafında ise arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 226 HV, 100 μm mesafede 205 HV, levhanın orta kısmına yakın 750 μm mesafede 162 HV, 1400 μm mesafede 187 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 μm mesafede ise 202 HV olarak ölçülmüştür. En yüksek patlayıcı oranı $R=3,5$ kullanılarak yapılan birleştirmede bakır levhanın sertliği arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 155 HV, 100 μm mesafede 142 HV, levhanın orta kısmına yakın 1000 μm mesafede 128 HV, 1900 μm mesafede 134 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 μm mesafede ise 139 HV olarak ölçülmüştür. Aynı patlayıcı oranında titanyum levha tarafında ise arayüze en yakın mesafe olan 50 μm 'da, 237 HV, 100 μm mesafede 209 HV, levhanın orta kısmına yakın 750 μm mesafede 165 HV, 1400 μm mesafede 193 HV ve levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 μm mesafede ise 205 HV olarak ölçülmüştür.

Elde edilen mikrosertlik sonuçları incelendiğinde, patlayıcı oranın artmasıyla Cu-Ti kompozit numunelerin arayüzeyinin her iki tarafında da sertlik değerlerinde belirgin bir artış meydana geldiği görülmektedir. Arayüzey yakınlarındaki bu artış üst levha olarak kullanılan titanyumun alt levha olarak kullanılan bakırla yüksek hızda çarpışması sonrası meydana gelen deformasyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. Bakır/titanyum bimetalik kompozitin dış kısımlarında ise arayüze kıyasla daha az

miktarda da olsa bir artış meydana gelmiştir. Dış yüzeylerde meydana gelen bu sertlik artışının sebepleri üst levha olan titanyum kısmı için patlama sonucunda meydana gelen şok dalgalarının sebep olduğu soğuk deformasyon kaynaklıyken, alt levha olarak kullanılan bakır levha için ise altlıktan yansıyan darbe basıncından kaynaklanan soğuk deformasyon sebep olmaktadır. Bimetalik kompoziti oluşturan bakır ve titanyum malzemelerin orta kısımlarında sertlik değerlerinin ise orijinal levhaların sertlik değerlerine yakın değerler olduğu görülmüştür. Ölçümlerde bimetalik kompozit levhaların üretiminde üst levha olarak kullanılan titanyum kısmında da arayüzeyden uzaklaşıldığında sertlik değerlerinde azalma görülmüştür. Titanyum kısmının orta noktasına yakın yerlerde yapılan ölçümlerde titanyumun orijinal sertlik değerine yakın bir değer ölçülmüş, titanyum tarafın dış kısmına doğru ilerledikçe sertlik ölçümlerinde tekrar bir artış görülmüştür.

Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Kahraman vd. [108] yapmış oldukları çalışmada patlamalı kaynak kullanarak Cu-Ti bimetalik kompozit malzemeler üretmiş ve hazırladıkları numunelerin sertlik değerlerini ölçmüşlerdir. Yapılan ölçümler sonrasında artan patlayıcı miktarı ile sertlik değerlerinde bir artış meydana geldiğini ifade etmişlerdir. Ayrıca en yüksek sertlik değeri ölçümünü birleşme arayüzeyine yakın bölgelerde ölçtüklerini bildirmişlerdir. Arayüzeğe yakın bölgelerdeki yüksek sertlik değeri ölçümlerinin nedeni olarak da patlamalı kaynak sırasındaki yüksek hızdaki çarpışma esnasında oluşan soğuk deformasyonu göstermişlerdir. Bakır ve titanyum kısımların orta noktalarına yakın yerlerde elde orijinal levhaların sertliklerine yakın sertlik değerleri ölçmüşler bunun da levhaların orta kısımlarında patlama etkisinin diğer bölgelere göre daha az olması olduğu belirtilmiştir. Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların dış kısımlarına doğru ilerledikçe sertlik değerlerinde tekrar bir artış meydana geldiğini ifade etmişlerdir.

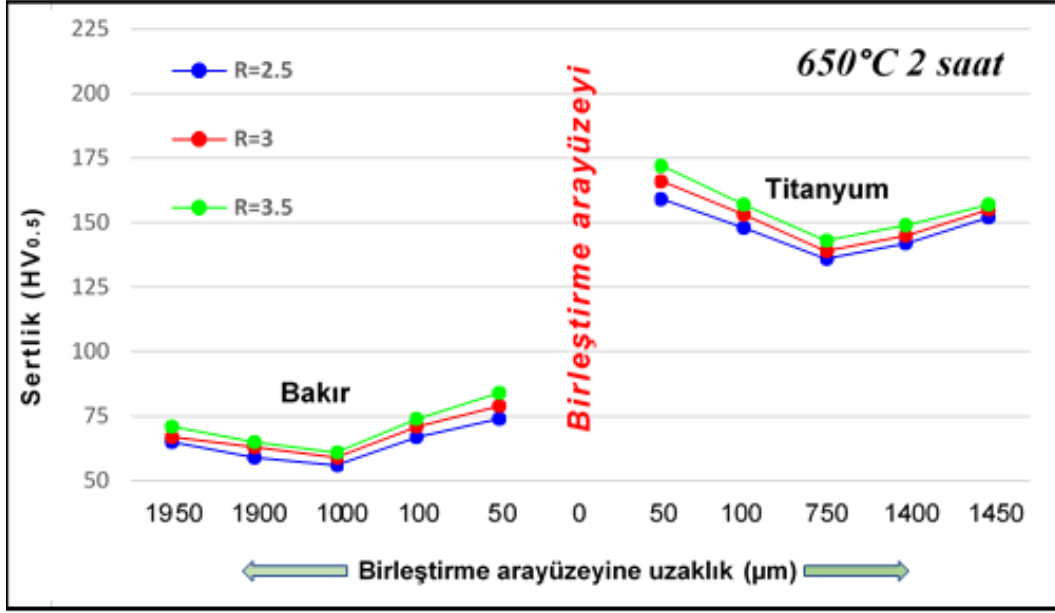
Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde, farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonuçları Şekil 5.26, Şekil 5.27 ve Şekil 5.28'de verilmiştir.



Şekil 5.26. 450 °C’de ısıtılmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.

Şekil 5.26 incelendiğinde en düşük ısıtılmış sıcaklığı olan 450 °C’de ısıtılmış görmüş farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) kullanılarak elde edilen numunelere uygulanan mikrosertlik ölçümlerinin sonuçları görülmektedir. En düşük patlayıcı oranı olan R=2,5 kullanılarak üretilen numunelerde mikrosertlik değerleri birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 µm mesafelerinde sırasıyla 92, 82, 70, 73 ve 79 HV olarak ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 µm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 202, 186, 148, 167 ve 181 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. R=3 patlayıcı oranında yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000 ve 1900, 1950 µm mesafelerinde sırasıyla 98, 85, 73, 77 ve 83 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 µm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 208, 190, 151, 172 ve 188 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. En yüksek patlayıcı oranı R=3,5 kullanılarak yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 µm mesafelerinde sırasıyla 101, 87, 75, 80 ve 86 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde

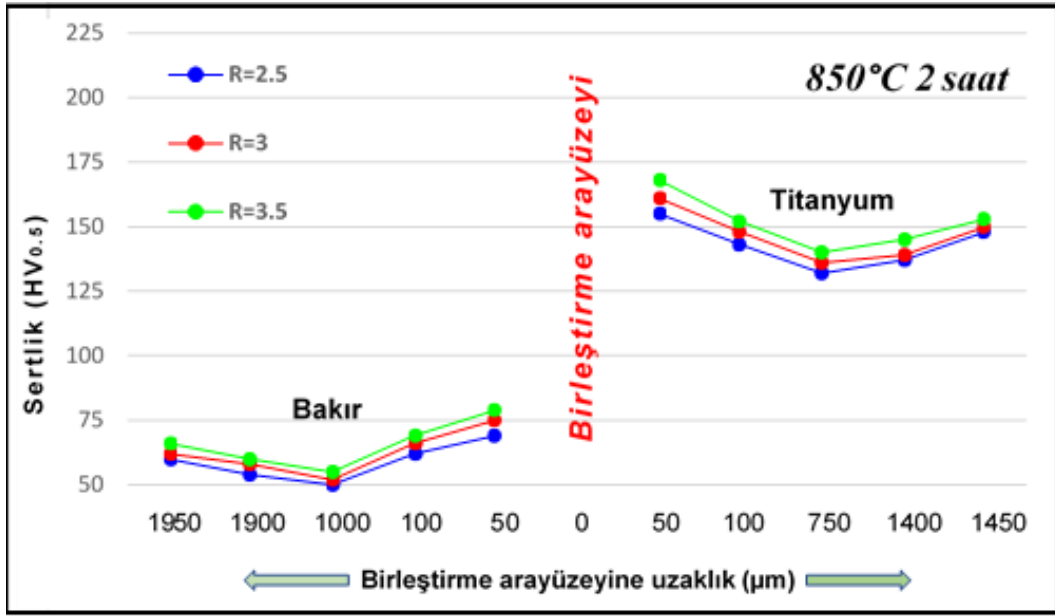
hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 213, 193, 153, 177 ve 192 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır.



Şekil 5.27. 650 °C’de Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.

Şekil. 5.27 incelendiğinde 650 °C’de ısıl işlem görmüş farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) kullanılarak elde edilen numunelere uygulanan mikrosertlik ölçümlerinin sonuçları görülmektedir. En düşük patlayıcı oranı olan R=2,5 kullanılarak üretilen numunelerde mikrosertlik değerleri birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900,1950 μm mesafelerinde sırasıyla 74, 67, 56, 59 ve 65 HV olarak ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 159, 148, 136, 142 ve 152 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. R=3 patlayıcı oranında yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 μm mesafelerinde sırasıyla 79, 71, 59, 63 ve 67 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 166, 153, 139, 145 ve 155 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. En yüksek patlayıcı oranı

R=3,5 kullanılarak yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 μm mesafelerinde sırasıyla 84, 74, 61, 65 ve 71 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 172, 157, 143, 149 ve 157 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır.



Şekil 5.28. 850 °C’de Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin sertlik testlerinin sonuçları.

Şekil. 5.28 incelendiğinde en yüksek ısı işlem sıcaklığı olan 850 °C’de ısı işlem görmüş farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) kullanılarak elde edilen numunelere uygulanan mikrosertlik ölçümlerinin sonuçları görülmektedir. En düşük patlayıcı oranı olan R=2,5 kullanılarak üretilen numunelerde mikrosertlik değerleri birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900, 1950 μm mesafelerinde sırasıyla 69, 62, 50, 54 ve 60 HV olarak ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 155, 143, 132, 137 ve 148 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. R=3 patlayıcı oranında yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket

edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 μm mesafelerinde sırasıyla 75, 66, 52, 58 ve 62 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 161, 148, 136, 139 ve 150 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır. En yüksek patlayıcı oranı $R=3,5$ kullanılarak yapılan birleştirme işleminde elde edilen numunelere yapılan mikrosertlik ölçümlerinin sonucunda birleşme arayüzeyinden bakır levha yönünde hareket edilirken 50, 100, 1000, 1900 ve 1950 μm mesafelerinde sırasıyla 79, 69, 55, 60 ve 66 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Arayüzeyden titanyum levha yönünde hareket edilerek 50, 100, 750, 1400 ve 1450 μm mesafelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde ise sırasıyla 168, 152, 140, 145 ve 153 HV sertlik değerleri sonuçlarına ulaşılmıştır.

Şekil 5.25'te verilen ısıtma işlemi uygulanmamış numunelerin mikrosertlik değerleri ile Şekil 5.26, Şekil 5.27 ve Şekil 5.28'de verilen ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin mikrosertlik değerleri arasında bir kıyaslama yapılmıştır. Yapılan bu kıyaslama sonucunda ısıtma işleminin etkili olduğunu gösteren mikrosertlik farkları görülmüştür. Örnek olarak $R=2,5$ oranında patlayıcı kullanılarak yapılan birleştirme işlemi ile elde edilen numunelere ısıtma işlemleri, 450 °C, 650 °C ve 850 °C'de ısıtma işlemi uygulanarak mikrosertlik değerlerindeki değişimler incelenmiştir. Isıtma işlemi uygulanmayan olarak yapılan birleştirme işleminde numunenin bakır levha tarafında sertlik değerleri arayüzeye en yakın olarak 50 μm mesafede 147 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 1000 μm mesafede 125 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 μm mesafede ise 135 HV olarak ölçülmüştür. Levhanın titanyum tarafında ise sertlik değerleri arayüzeye en yakın olarak 50 μm mesafede 218 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 750 μm mesafede 160 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 μm mesafede ise 193 HV olarak bulunmuştur. 450 °C'de ısıtma işlemi görmüş numunenin bakır levha tarafında sertlik değerleri arayüzeye en yakın olarak 50 μm mesafede 79 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 1000 μm mesafede 70 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 μm mesafede ise 94 HV olarak ölçülmüştür. Levhanın titanyum tarafında ise sertlik değerleri arayüzeye en yakın olarak 50 μm mesafede 202 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 750 μm mesafede 148 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 μm mesafede ise 181 HV olarak bulunmuştur. 650 °C'de ısıtma işlemi görmüş numunenin bakır levha tarafında sertlik değerleri arayüzeye en yakın olarak 50 μm mesafede 74

HV, levha arayüzeyinin ortası olan 1000 µm mesafede 56 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 µm mesafede ise 65 HV olarak ölçülmüştür. Levhanın titanyum tarafında ise sertlik değerleri arayüze en yakın olarak 50 µm mesafede 159 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 750 µm mesafede 136 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 µm mesafede ise 152 HV olarak bulunmuştur. 850 °C 'de ısıtma işlem görmüş numunenin bakır levha tarafında sertlik değerleri arayüze en yakın olarak 50 µm mesafede 60 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 1000 µm mesafede 50 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1950 µm mesafede ise 69 HV olarak ölçülmüştür. Levhanın titanyum tarafında ise sertlik değerleri arayüze en yakın olarak 50 µm mesafede 155 HV, levha arayüzeyinin ortası olan 750 µm mesafede 132 HV, levhanın dış yüzeyine yakın olan 1450 µm mesafede ise 148 HV olarak bulunmuştur. Verilen sonuçlarda ısıtma işlem uygulamalarının ardından sertlik değerlerinde bir düşüş olduğu görülmektedir. Sertlik değerlerindeki bu azalmanın tanelerin yeniden kristalleşmesinden kaynaklanan yumuşama ve arayüzeydeki stresin azalması nedeniyle meydana gelmesinden kaynaklanabilir. Ayrıca ısıtma sıcaklığının artması ile tüm sıcaklık değerlerinde mikrosertlik değerlerinin azaldığı görülmüştür. Fakat bu azalma 450 °C'de, çok hızlı olurken 650 °C ve 850 °C'de uygulanan ısıtma işlemlerde birbirine yakın olarak gerçekleşmiştir. Bu azalma, daha yüksek ısıtma sıcaklıklarının, şok dalgalarının oluşturduğu doğrusal ve noktasal kusurları ortadan kaldırması ve kaynak artık gerilmelerinin serbest bırakılmasından dolayı olduğu düşünülmektedir. İntermetaliklerin oluşumunda sertlik değerlerini etkilemektedir fakat her intermetalik türü farklı mikrosertlik değerlerine sahiptir. Chen vd. [109] yapmış oldukları çalışmada Cu ve Ti kaynaklı oluşan intermetaliklerin sertlik değerlerinin $CuTi_2 > \beta-Cu_4Ti > Cu_2Ti > \alpha-Cu_4Ti > Cu_3Ti_2 > CuTi > Cu_4Ti_3$ şeklinde sıralandığını bildirmişlerdir. Yapılan XRD çalışmaları incelendiğinde yukarıda belirtilen fazların oluştuğu görülmüştür ve bu fazların oluşumu ve yoğunluklarında sertlik değerlerini etkileyeceği düşünülmektedir.

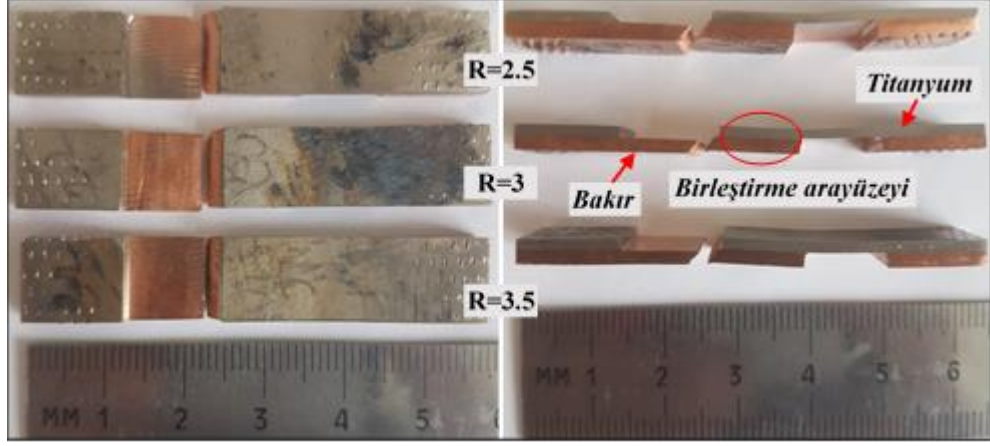
Yapılan literatür çalışmalarında deneysel çalışmalara paralel sonuçlar görülmüştür. Shmorgun vd. [110] yapmış oldukları çalışmada patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirdikleri Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelere farklı tutma sürelerinde (5, 15, 60 ve 180 dakika) farklı ısıtma sıcaklıkları (900 °C, 970 °C ve 1010 °C) uygulamalarının ardından hazırladıkları numunelerin mikrosertlik

değerlerini ölçmüşlerdir. Tutma süresi arttıkça sertlik değerlerinde bir azalma meydana geldiği, ayrıca 5 dakika tutma süresinde en düşük sertliğin 900 °C’de elde edildiği bildirilirken; 15 dakika tutma süresi itibariyle tüm tutma sürelerinde en düşük sertlik değeri 970 °C’de elde edildiği açıklanmıştır. Shirana vd. [111] yapmış oldukları çalışmada ise patlamalı kaynak kullanarak ürettikleri çok katmanlı Cu/Al/Cu numunelerin ısıtılma işleminden sonra üst ve alt arayüzlerinde bağlantıların mikroyapı gelişimi ve mekanik özelliklerini incelenmiştir. Patlamalı kaynak işleminde mikrosertliğin, kimyasal bileşim, farklı IMC’lerin oluşumu, ısı değişikliği, patlama yükü ve bağlantı mesafesinin bir fonksiyonu olduğu belirtilmiştir. İncelenen sonuçlara göre, artan patlayıcı oranı ile numunelerin sertlik değerlerinde bir artış meydana geldiği ifade edilmiştir. Fakat ısıtılma işlem uygulaması ile artan ısıtılma sıcaklıklarının da mikrosertlik değerlerinde bir azalma meydana getirdiği belirtilmiştir. Bu duruma, kırılma intermetaliklerin, sünek ve daha yumuşak bileşiklere dönüşmesine yardımcı olan daha yüksek miktarda Cu difüzyonuna, ayrıca plakalar çarpışırken yaratılan gerilmelerin ısıtılma işlemle birlikte salınmasının sebep olmuş olabileceği belirtilmiştir.

5.5. ÇEKME-MAKASLAMA TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhalarda çekme-makaslama dayanımlarının belirlenmesi amacıyla hazırlanan numunelere çekme-makaslama testleri yapılmıştır. Yapılan testler ısıtılmamış numunelere ve ısıtılma işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

Isıtılma işlem uygulanmamış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan çekme-makaslama testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüleri Şekil.5.29’da çekme-makaslama testleri sonuçları ise Çizelge 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5.29. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerin çekme-makaslama testleri sonrası kopma yüzeylerinin makro görüntüleri ve test sonuçları.

Çizelge 5.1. Isıl işlem uygulanmamış numunelerin çekme-makaslama testlerinin sonuçları.

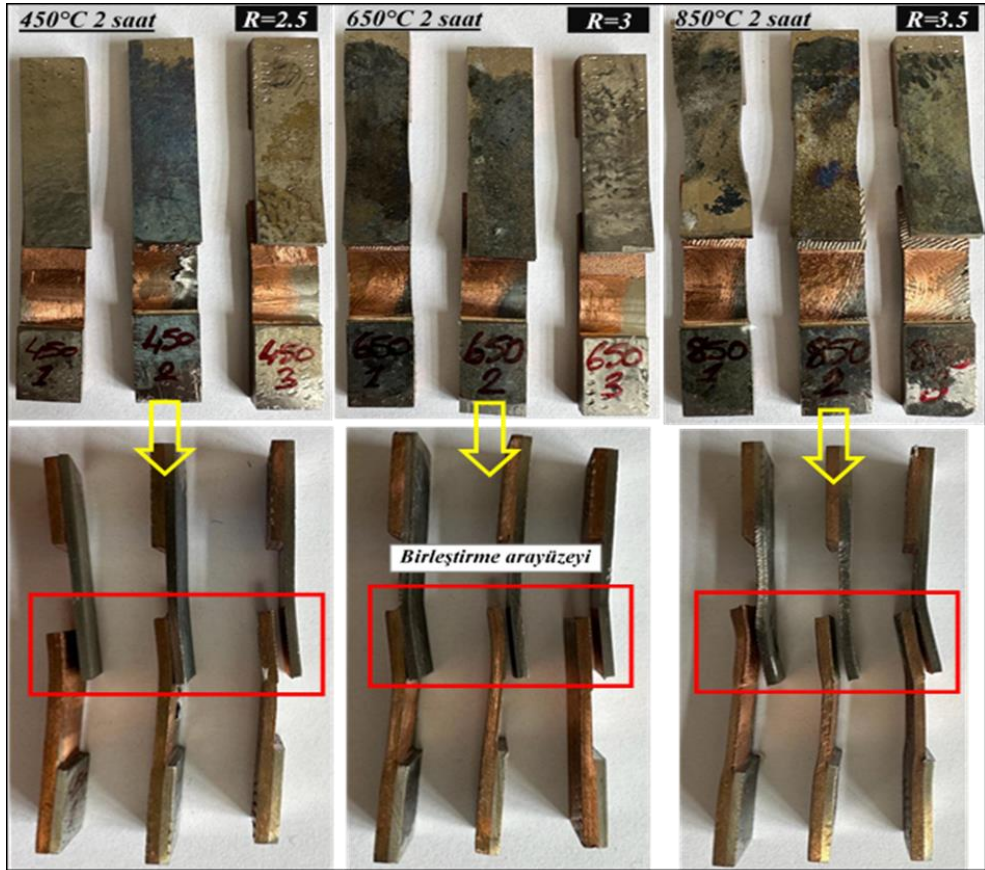
Çekme-Makaslama Dayanımı (MPa)			
R=2,5	R=3	R=3,5	Kopma Bölgesi
423 ± 5	451 ± 5	458 ± 5	Bakır

Yapılan testlerin sonuçları incelendiğinde, patlayıcı oranı olarak en düşük R=2,5, R=3 ve en yüksek R=3,5 patlayıcı oranın kullanıldığı birleştirmelerde çekme-makaslama dayanımları sırasıyla 423, 451 ve 458 MPa olarak ölçülmüştür. Sonuçlar artan patlayıcı oranı ile çekme-makaslama dayanımlarının arttığını göstermiştir. Bu artışlar patlayıcı oranın artması ile artan üst levha çarpma hızının yükselmesiyle ilişkilidir. Üst levhanın çarpma hızının artması darbe basıncını arttırmakta, darbe basıncının artması sonucunda da deformasyon oranı artmaktadır. Bunun sonucunda ise deformasyon sertleşmesi miktarında bir artış meydana gelmektedir. Deformasyon sertleşmesinde yaşanan bu artış çekme-makaslama dayanımlarını arttırmaktadır. Şekil 5.29 incelendiğinde çekme-makaslama testleri sonrasında tüm kopmaların bakır malzemeden gerçekleştiği görülmektedir. Bu durum birleşme arayüzeyinin mukavemetinin bakır levhaninkinden daha yüksek olduğunu göstermektedir.

Yapılan literatür taraması sonucunda, bu sonuçların diğer araştırmacılar tarafından gerçekleştirilen deneysel çalışmaların sonuçlarıyla paralel olduğu görülmüştür. Paul

vd. [14] yapmış oldukları çalışmada; bakır ve titanyum malzemeler patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirmiş, farklı patlama hızlarının ve ara boşluk mesafelerinin mekanik özellikler üzerine etkileri araştırılmıştır. Araştırmacılar, çekme-makaslama testlerinin sonuçlarının, arayüzeyin mukavemetinin bakır levhaninkinden daha yüksek olduğunu gösterdiğini (kırılma bakır levha içinde meydana geldiği için) belirtmişlerdir. Çekme-makaslama dayanımlarının 185 ile 205 MPa arasında değerlere ulaştığını belirten araştırmacılar, bu dayanımın artan mesafe ve patlama hızı ile arttığını ifade etmişlerdir.

Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde, farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan çekme-makaslama testleri sonrası, elde edilen numune örneklerinin makro görüntüleri Şekil 5.30'da sonuçları ise Çizelge 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.30. Farklı sıcaklıklarda (450 °C, 650 °C, 850 °C) ısıl işlem uygulanmamış bakır- titanyum bimetalik kompozit malzemelerinin çekme-makaslama testleri sonrası makro görüntüleri.

Çizelge 5.2. Isıl işlem uygulanmış numunelerin çekme-makaslama testlerinin sonuçları

Çekme-Makaslama Dayanımı (MPa)				
	R=2,5	R=3	R=3,5	Kopma Bölgesi
450 °C 2 Saat	282 ± 5	308 ± 5	313 ± 5	
650 °C 2 Saat	255 ± 5	263 ± 5	270 ± 5	Birleştirme Arayüzeyi
850 °C 2 Saat	247 ± 5	251 ± 5	257 ± 5	

Artan patlayıcı oranı ile (R=2,5, R=3 ve R=3,5) üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelere yapılan çekme-makaslama testleri sonuçları; en düşük ısıl işlem sıcaklığı olan 450 °C'nin uygulanmasından sonra sırasıyla 282, 308 ve 313 MPa, artan ısıl işlem sıcaklığıyla 650 °C'nin uygulanmasından sonra sırasıyla 255, 263 ve 270 MPa, en yüksek ısıl işlem sıcaklığı olan 850 °C'nin uygulanmasından sonra ise sırasıyla 247, 251 ve 257 MPa olarak tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar ısıl işlem uygulanmış numunelerin çekme-makaslama dayanımlarında ısıl işlem uygulanmamış numunelerle kıyaslandığında bir düşüş olduğunu göstermiştir. Çekme-makaslama dayanımlarındaki bu düşüslere, sıcaklık artışı ile sertlik değerlerinde yaşanan düşüşün ve intermetalik fazların kabalaşması sonucu dayanımda meydana gelen azalmanın sebep olduğu ifade edilebilir. Ayrıca arayüzey çevresinde yeniden kristalize olmuş yapıların, katılmış eriyik bölgesi içinde kolayca çatlakların yayılmasına sebep olduğu ve bu durumun da kaplamanın mukavemetinde genel bir azalmaya yol açtığı düşünülebilir. Isıl işlem uygulanmış numunelerde çekme-makaslama testleri sonrasında kopmalar, ısıl işlem uygulanmayan numunelerden farklı olarak arayüzeyden gerçekleşmiştir. Bu duruma yukarıda bahsedilen intermetalik bileşiklerin kabalaşması ve intermetalik katmanın kalınlığının artmasının sebep olduğu düşünülmektedir. Bunun yanı sıra çekme gerilimi altında oluşacak çatlakların metaller arası bileşik katmanında oluşması da çatlakların arayüzey boyunca uzama olasılığını arttırmış; bu durumun da kopmanın Cu-Ti arayüzeyinde gerçekleşmesine neden olabileceği varsayılmaktadır.

Yapılan literatür taraması sonucunda, bu sonuçların diğer araştırmacılar tarafından gerçekleştirilen deneysel çalışmaların sonuçlarıyla paralel olduğu görülmüştür. Paul vd. [14]'nin yapmış oldukları çalışmada bakır ve titanyum malzemeleri patlamalı kaynak yöntemi kullanarak birleştirilmiş ve çekme-makaslama testleri için hazırlanmış olan numunelere 700 °C'de tavlama işlemi uygulanmış; çekme-makaslama test değerlerinde önemli ölçüde düşüş olduğu belirtilmiştir. Bu düşüşlerin ışıl işlemlerle birlikte kaynak arayüzündeki stresin ortadan kalkması ve deforme olmuş tanelerin yeniden kristalleşme büyümesini teşvik etmesinden kaynaklanabileceği ifade edilmiştir. Chen vd.'nin [106] yapmış oldukları bir çalışmada ise patlamalı kaynak yöntemi kullanarak birleştirilmiş bakır ve titanyum malzemelerden hazırlanan numunelere farklı sıcaklıklarda ışıl işlemler uygulanmıştır. Ti ve Cu arasındaki arayüzde Cu_4Ti , Cu_4Ti_3 , $CuTi$ ve $CuTi_2$ olmak üzere dört intermetalik faz bölgesi içeren bir geçiş tabakası bulunduğu bildirilmiştir. 473 K sıcaklığında ışıl işlem uygulanan numune ile ışıl işlemsiz numune kıyaslandığında intermetalik katmanın kalınlığında neredeyse hiç artış olmadığı yapılan çekme-makaslama testleri sonucunda dayanım değerlerinde artış meydana geldiği ifade edilmiştir. Ardından (673,873 ve 1073 K) sıcaklık değerlerinde ışıl işlem uygulanmış numunelere yapılan çekme-makaslama testleri sonucunda sıcaklığın artmasıyla intermetaliklerin kalınlıklarının arttığını ve dayanım değerlerinde buna bağlı olarak azalma gözlemlendiğini; ayrıca kırılmaların esas olarak geçiş tabakası ve Cu arasındaki arayüzde meydana geldiğini belirtilmişlerdir. Bu durumun ışıl işlemden sonra, başarısızlığın esas olarak geçiş tabakası içinde meydana geldiğini ortaya koyduğu ifade edilmiştir.

5.6. ÇENTİK DARBE TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhalarda darbe tokluklarının belirlenmesi amacı ile hazırlanan numunelere oda sıcaklığında çentik darbe testleri yapılmıştır. Yapılan testler ışıl işlemsiz numunelere ve ışıl işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

ışıl işlem uygulanmamış numunelere her patlayıcı oranı için ($R=2,5$, $R=3$ ve $R=3,5$) ayrı ayrı yapılan çentik darbe testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüsü Şekil 5.31'de, sonuçları ise izelge 5.3'te verilmiştir.



Şekil 5.31. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonrası makro görüntüleri.

Çizelge 5.3. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonuçları.

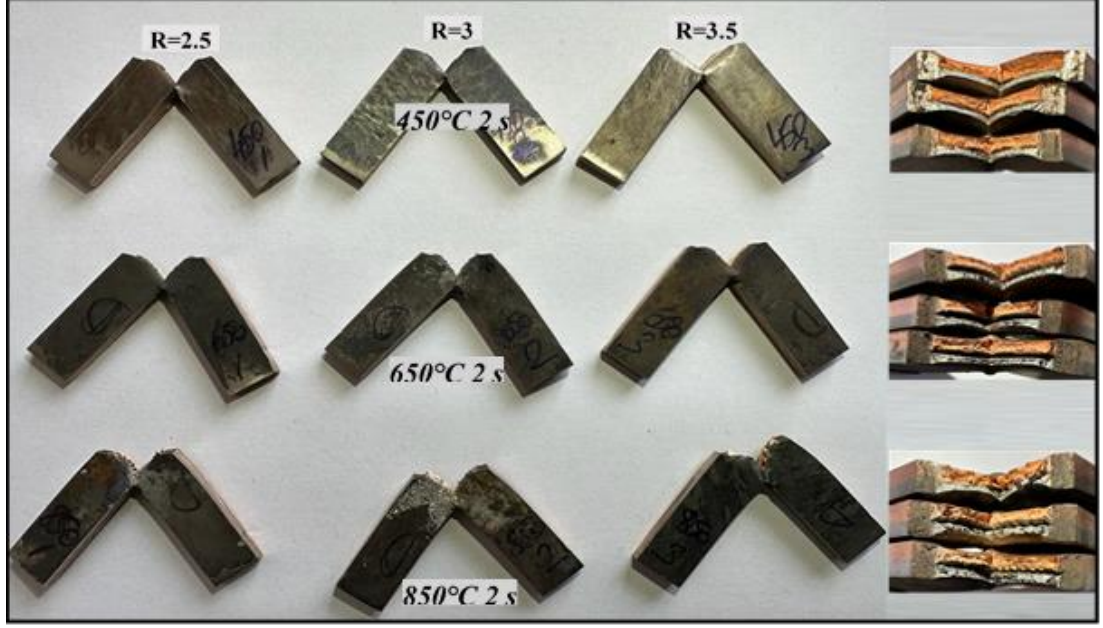
Charpy Darbe Tokluğu (J)		
R=2,5	R=3	R=3,5
14.1 ± 0.3	13.7 ± 0.3	13.2 ± 0.3

Çizelge 5.3'te verilen ısıl işlem uygulanmamış numunelerin çentik darbe test sonuçları incelendiğinde, patlamalı kaynak işlemlerinde kullanılan patlayıcı oranın (R=2,5, R=3 ve R=3,5) değişimiyle birlikte sırasıyla 14,1, 13,7 ve 13,2 darbe tokluğu değerlerinin elde edildiği görülmektedir. Sonuçlar artan patlayıcı oranı ile Cu-Ti bimetallik kompozit numunelerin darbe tokluğu değerlerinde azalma meydana geldiğini göstermektedir. Artan patlayıcı oranı darbe basıncını arttırmış, bunun sonucunda numunelerdeki deformasyon miktarında artış meydana gelmiştir. Buna paralel olarak numunelerin birleşme arayüzündeki sertlik değerleri artmış, bu artış değerleri sonucunda patlamalı kaynak ile üretilen Cu-Ti numunelerin darbe tokluğu değerleri azalmıştır.

Yapılan literatür taramalarında; Kaya [100]'nın patlamalı kaynak yöntemini kullanarak ürettiği gemi sacı-alüminyum bimetallik kompozit levhalara çentik darbe testleri uyguladığı ve darbe tokluklarının artan patlayıcı oranı ile azaldığını bildirdiği görülmüştür. Araştırmacı, artan patlayıcı oranı ile malzemelerdeki deformasyon miktarının arttığını; bununla birlikte darbe tokluğunun azalmasının numunelerdeki yüksek plastik deformasyonun bir sonucu olduğunu belirtmiştir.

Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5)

için ayrı ayrı yapılan çentik darbe testleri sonucunda, elde edilen numune örneklerinin makro görüntüleri Şekil 5.32’de sonuçları ise Çizelge 5.4’te verilmiştir.



Şekil 5.32. Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonrası makro görüntüleri.

Çizelge 5.4. Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin çentik darbe testleri sonuçları.

Charpy Darbe Tokluğu (J)			
	R=2,5	R=3	R=3,5
450 °C 2 Saat	21,5 ± 0.3	20,3 ± 0.3	19,8 ± 0.3
650 °C 2 Saat	23,7 ± 0.3	22,4 ± 0.3	21,7 ± 0.3
850 °C 2 Saat	24,8 ± 0.3	23,6 ± 0.3	22,8 ± 0.3

Şekil 5.32’de verilen ısıl işlem uygulanmış numunelerin çentik darbe testleri sonrasında elde edilen makro görüntüler incelendiğinde ısıl işlemsiz numunelerde olduğu gibi numunelerin hiçbirinde ayrılma meydana gelmediği görülmüştür. Çizelge 5.4’te artan patlayıcı oranı ile (R=2,5, R=3 ve R=3,5) üretilen Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelere yapılan çentik darbe testleri sonuçları; en düşük ısıl işlem

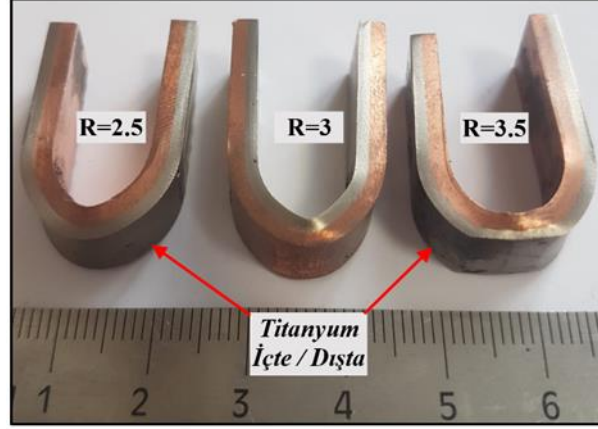
sıcaklığı olan 450 °C'nin uygulanmasından sonra sırasıyla 21,5, 20,3 ve 19,8 J, artan ısı işlem sıcaklığıyla 650 °C'nin uygulanmasından sonra sırasıyla 23,7, 22,4 ve 21,7 en yüksek ısı işlem sıcaklığı olan 850 °C'nin uygulanmasından sonra ise sırasıyla 24,8, 23,6 ve 22,8 olarak tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar değerlendirildiğinde ısı işlem uygulanmış numunelerin darbe tokluklarında, ısı işlem uygulanmamış numunelerle kıyaslandığında bir artış meydana geldiği görülmektedir. Fakat ısı işlem uygulanmamış numunelerde olduğu gibi artan patlayıcı miktarı ile azalan darbe tokluğu ısı işlemli numunelerin darbe test sonuçlarında da görülmektedir. Ayrıca artan ısı işlem sıcaklığı ile darbe tokluğu değerlerinde de bir artış meydana geldiği görülmektedir. Isıl işlem uygulanmış numunelerin darbe tokluklarındaki bu artışlar ısı işlem sonucunda, sünekliğin artmasıyla çarpışma sertleşmesinin neden olduğu tokluk düşüşünün önlenmesine bağlanabilir.

Yapılan literatür taraması sonucunda, bu sonuçların diğer araştırmacılar tarafından gerçekleştirilen deneysel çalışmaların sonuçlarıyla paralel olduğu görülmüştür. Yazdani vd. [112] yapmış oldukları çalışmada ısı işlemin, patlamalı kaynakla birleştirilmiş Ck60 çeliği-St37 çeliğinin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Bu amaçla kompozitler 600 ve 700 °C sıcaklık değerlerinde bir saat ısı işleme tabi tutulmuştur. Yapılan darbe testlerinin sonuçlarına göre, ısı işlemin numuneler tarafından emilen enerjiyi arttırdığı belirtilmiştir. Bunun sebebi olarak ısı işlem ile çarpışma sertleşmesinin önüne geçilmiş olunması gösterilmiştir. Kaynaklı numunenin farklı sıcaklıklarda en yüksek darbe tokluğu değerini en yüksek ısı işlem sıcaklığı olan 700°C'de ısı işlem görmüş olan numunede kaydettikleri de yine araştırmacılar tarafından ifade edilmiştir.

5.7. EĞME TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhalarda eğme durumunda malzemelerin arayüzeylerinde herhangi bir çatlak ya da kırılma oluşup oluşmadığının belirlenmesi amacı ile hazırlanan numunelere çift yönlü olacak şekilde 180° eğme testleri yapılmıştır. Yapılan testler ısı işlemsiz numunelere ve ısı işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

Isıl işlem uygulanmamış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan 180° eğme testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüsü Şekil 5.33'te verilmiştir.

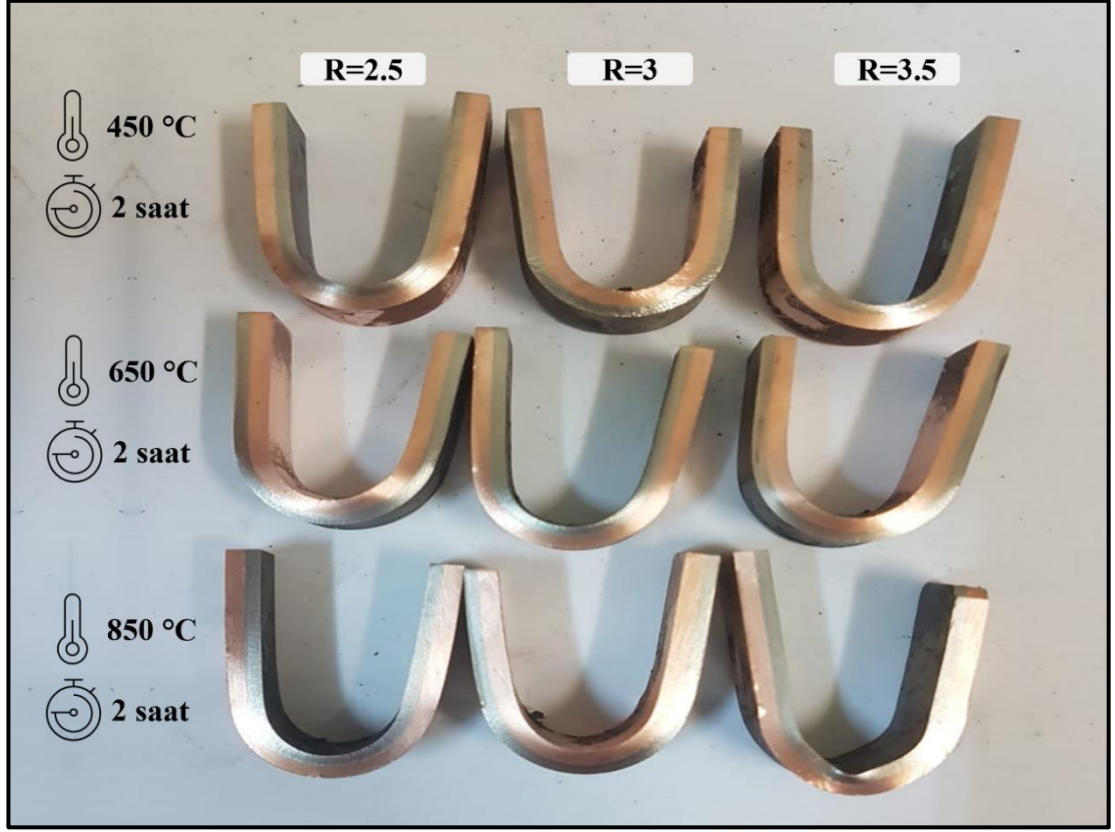


Şekil 5.33. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetalik kompozit malzemelerin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri.

Şekil 5.33'te verilen ısıl işlem uygulanmamış numunelerin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri incelendiğinde, numunelerin yüzeylerinde herhangi bir çatlak veya yırtılmaya rastlanmamıştır.

Yapılan literatür taramalarında Kaya vd.'nin [113] gemi çeliği-AISI 2304 paslanmaz çelik malzemeleri patlamalı kaynak ile birleştirerek ürettikleri numunelere 180° eğme testleri uyguladıkları görülmüştür. Araştırmacılar eğme işlemi uygulanmış numunelerde herhangi bir çatlak veya yırtılma gözlemlenmediğini ve patlama yönünün 180° eğme testlerinde hiçbir etkisi olmadığını belirtmişlerdir.

Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan 180° eğme testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüsü Şekil 5.34'te verilmiştir.



Şekil 5.34. Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri.

Şekil 5.34'te verilen ısıl işlem uygulanmış numunelerin 180° eğme testleri sonrası makro görüntüleri incelendiğinde, numunelerin yüzeylerinde ısıl işlem görmemiş numunelerde olduğu gibi herhangi bir çatlak veya yırtılmaya rastlanmamıştır.

Yapılan 180° eğme testleri sonucunda ısıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış tüm numunelerin yüzeylerinde herhangi bir çatlak veya yırtılmanın meydana gelmemesi patlamalı kaynak ile yapılan birleştirmenin başarılı olduğunu ve üretilen kompozitlerin gerektiğinde bükülerek kullanabileceğini göstermektedir. Eğme testlerinde ayrılma olmaması, mikroyapı incelemelerinde görülen mekanik kitlenmelerin arayüzey dayanımını artırmasına atfedilebilir.

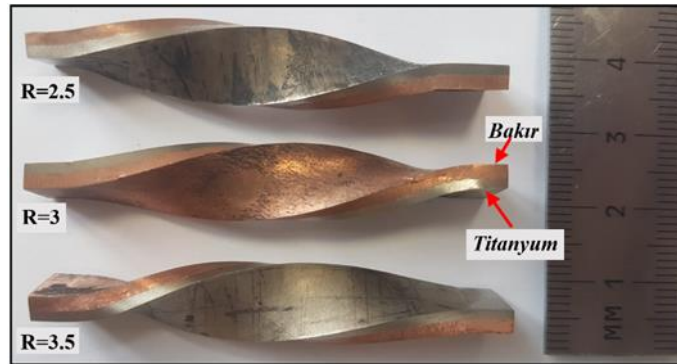
Yapılan literatür taramalarında Acarer vd. [114] ise yapmış oldukları çalışmada aynı tür çelik malzemeleri patlamalı kaynak yöntemini kullanarak birleştirmiş, ısıl işlem uygulanmamış ve uygulanmış numunelere 180° eğme testleri yapmışlardır. Testler sonrasında ısıl işlem uygulanmamış bazı numunelerde ayrılmalar olduğunu, fakat ısıl

işlem uygulanmış numunelerde herhangi bir ayrılma gözlemlenmediğini açıklamışlardır. Isıl işlem uygulanmayan numunelerde oluşan ayrılmaların patlama bölgesinde oluşan yüksek deformasyon sertleşmesine bağlı olduğu, ısıl işlem uygulanan numunelerde yeniden kristalleşme olduğu için önceki deformasyonların istenmeyen etkilerinin ortadan kalktığı ve bu sebeple de herhangi bir ayrılma oluşmadığını belirtmişlerdir.

5.8. BURULMA TESTİ

Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetelik kompozit levhalarda burulma durumunda numune yüzeylerinde kırılma, ayrılma veya yırtılma gibi durumlar oluşup oluşmadığının belirlenmesi amacı ile 180° burulma testleri uygulanmıştır. Yapılan testler ısıl işlemsiz numunelere ve ısıl işlem uygulanmış numunelere her bir patlayıcı oranı için ayrı ayrı uygulanmıştır.

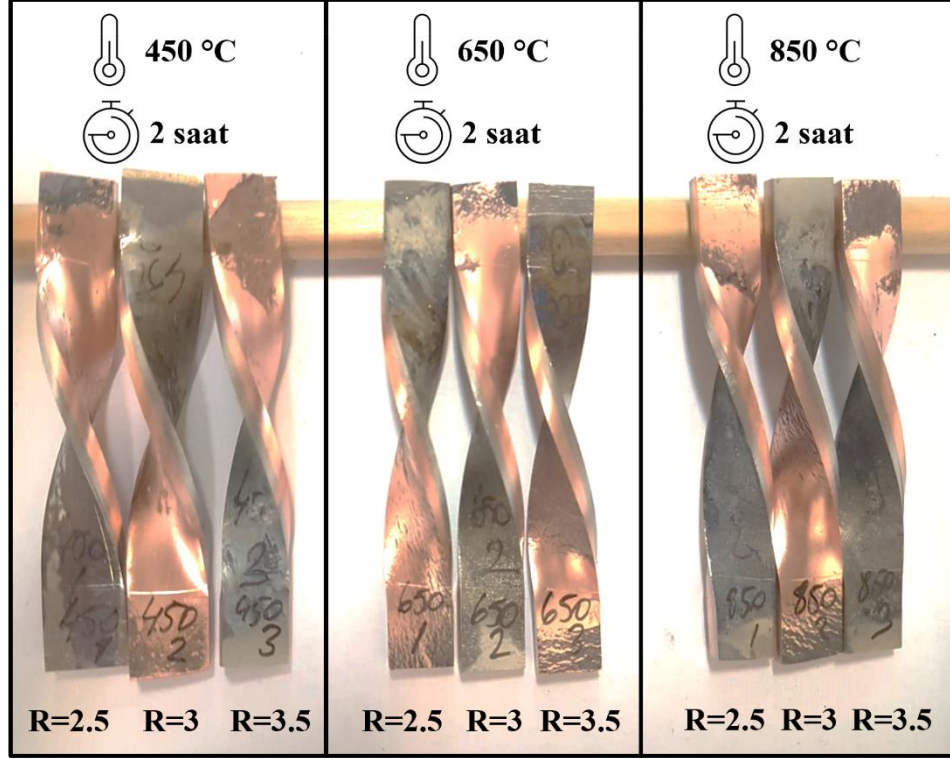
Isıl işlem uygulanmamış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ayrı ayrı yapılan 180° burulma testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüsü Şekil 5.35'te verilmiştir.



Şekil 5.35. Isıl işlem uygulanmamış Cu-Ti bimetelik kompozit malzemelerinin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri.

Şekil 5.35'te verilen ısıl işlem uygulanmamış numunelerin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri incelendiğinde, numunelerin yüzeylerinde herhangi bir kırılma, ayrılma veya yırtılmaya rastlanmamıştır.

Isıl işlem uygulanmış numunelere her bir farklı ısıl işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı yapılan 180° burulma testleri sonucunda elde edilen numune örneklerinin makro görüntüsü Şekil 5.36'da verilmiştir.



Şekil 5.36. Isıl işlem uygulanmış Cu-Ti bimetallik kompozit malzemelerin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri.

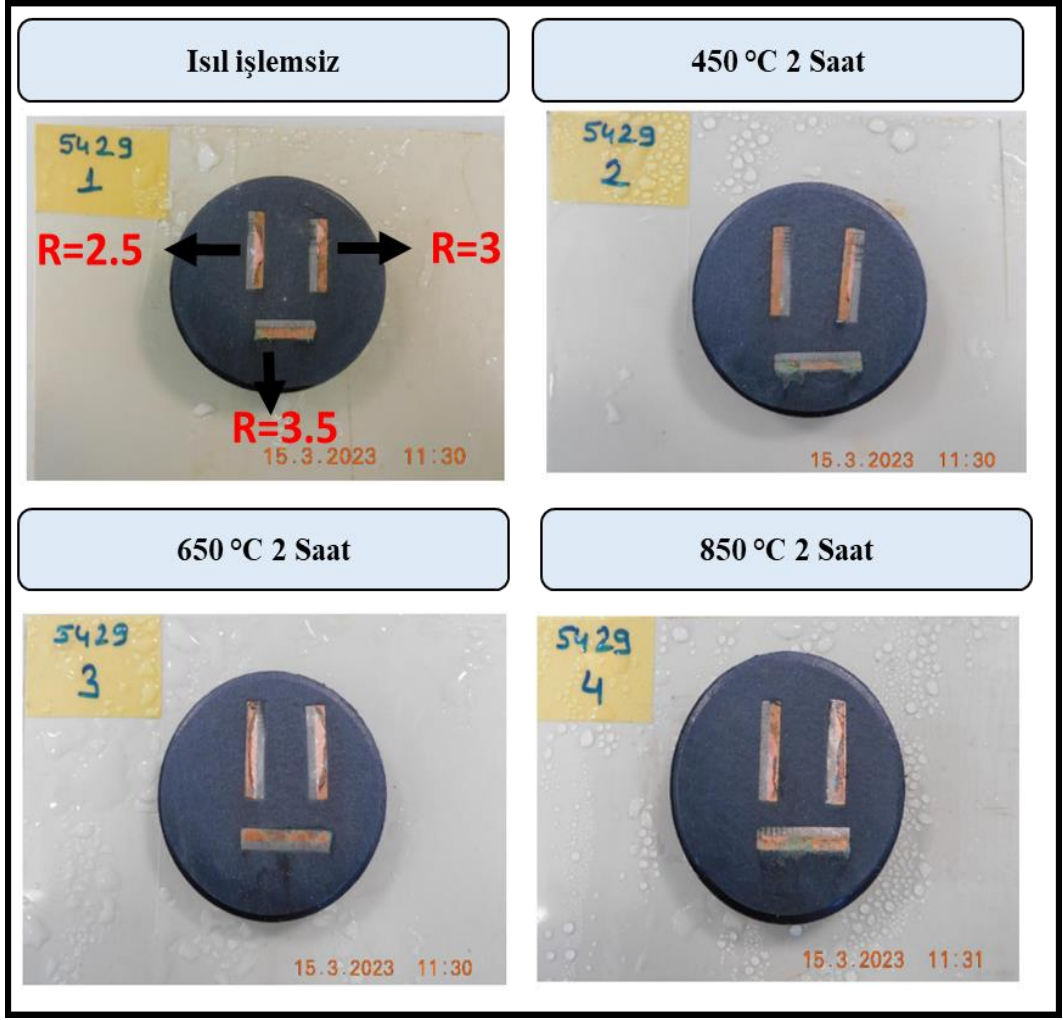
Şekil 5.36'da verilen ısıl işlem uygulanmış numunelerin 180° burulma testleri sonrası makro görüntüleri incelendiğinde, numunelerin yüzeylerinde ısıl işlem görmemiş numunelerde olduğu gibi herhangi bir kırılma, ayrılma veya yırtılmaya rastlanmamıştır.

Yapılan 180° burulma testleri sonucunda ısıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış tüm numunelerin yüzeylerinde patlamalı kaynak sırasında maruz kaldıkları soğuk deformasyona ek olarak burulma testiyle ikinci bir soğuk deformasyona maruz bırakılmalarına rağmen herhangi bir hataya rastlanmamış olması, bimetallik kompozit malzemelerin birleştirme arayüzlerinin gerekli kaliteye sahip olduğunu göstermektedir.

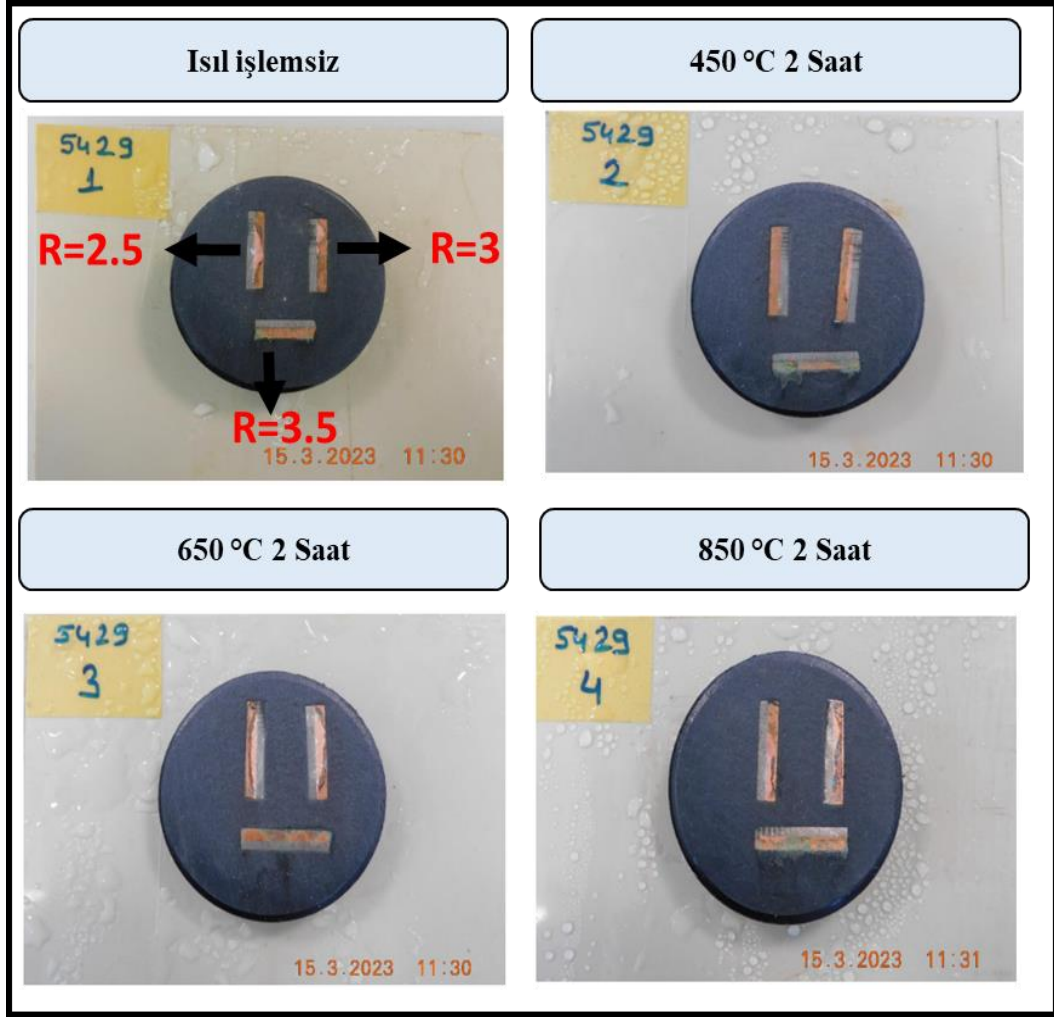
Yapılan literatür taramalarında Wang vd'nin [13] TU1/316 L malzemeleri nükleer füzyon ekipmanı olarak kullanmak amacıyla patlamalı kaynak yöntemini kullanarak birleştirdikleri görülmüştür. Elde edilen TU1/316L kompozit malzemelere 180° burulma testleri uygulanmış; testler sırasında numunelerde herhangi bir kırılma, ayrılma veya yırtılma bulunmamıştır. Test sonuçlarının, ortak arayüzün gücünün nükleer füzyon ekipmanın teknik gereksinimlerini karşıladığını gösterdiği belirtilmiştir. Ayrıca Wang vd. [115] patlamalı kaynak işlemi kullanarak ürettikleri bakır-çelik kaplı plakaların arayüzey mukavemetini doğrulamak amacıyla burulma testi gerçekleştirmişlerdir. Test sonuçları sonrasında, yüksek derecede deformasyon ve sertleşmeye rağmen birleşme arayüzeyinde herhangi bir çatlak olmadığı belirtilmiştir. Yapılan literatür taramalarında patlamalı kaynak ile üretilmiş ve sonrasında ısıtılma işlemi uygulanmış numunelere burulma deneyinin yapılması ile ilgili herhangi bir çalışmaya rastlanmamıştır.

5.9. KOROZYON TESTİ

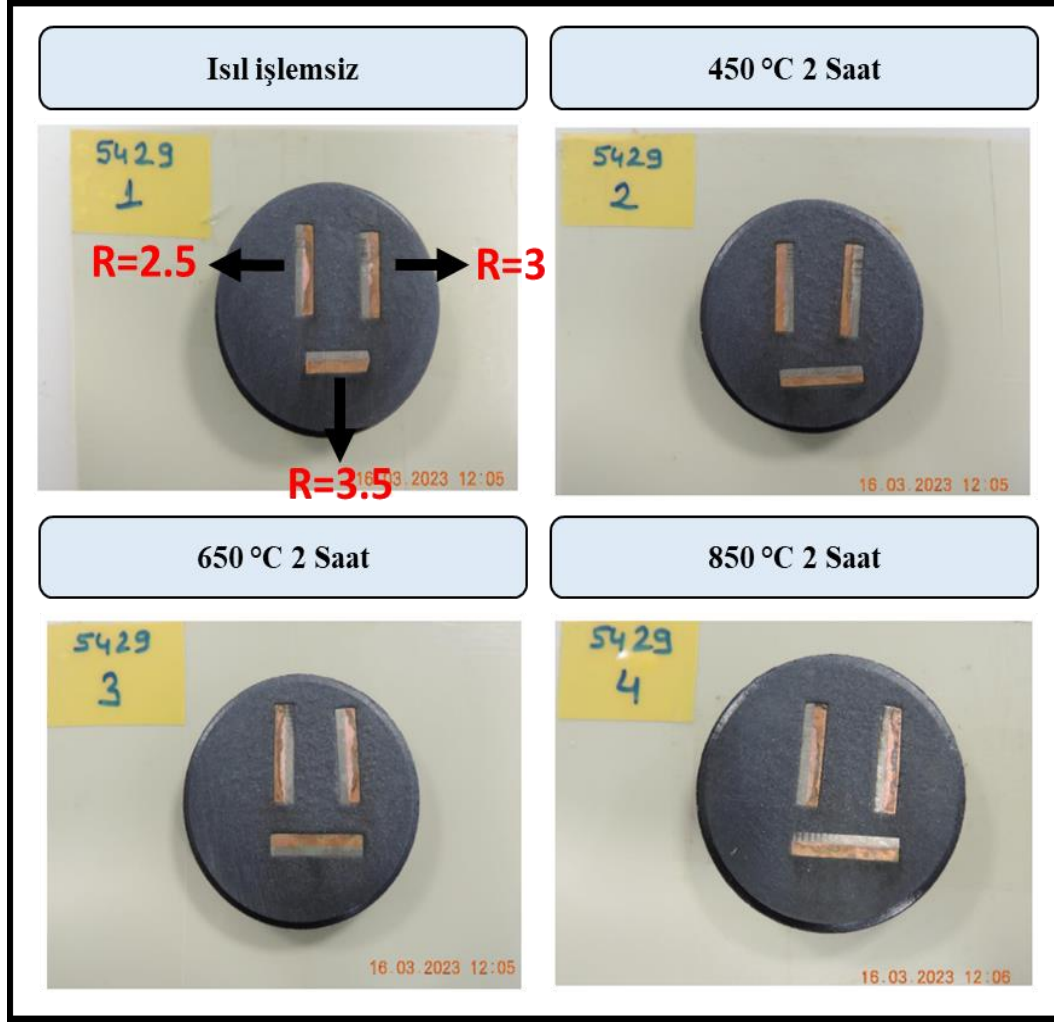
Patlamalı kaynak işlemi kullanılarak üretilen Cu-Ti bimetalik kompozit levhaların deniz suyu ortamında korozyona karşı davranışlarının belirlenmesi amacı ile 35 °C sıcaklıkta, % 5 NaCl çözeltik ortamında 72 saat süren nötr tuz püskürtme testleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerde zamanla oluşabilecek korozyon değişimlerinin incelenmesi amacı ile 24. (Şekil. 5.37) ve 48. (Şekil. 5.38) saatlerin sonlarında ara kontroller yapılarak numunelerden makro görüntüler alınmıştır. Yapılan testler ısıtılma işlemi uygulanmış numunelere her patlayıcı oranı için (R=2,5, R=3 ve R=3,5) ve ısıtılma işlemi uygulanmış numunelere her bir farklı ısıtılma işlem parametresi (450 °C, 650 °C ve 850 °C) kendi içinde olacak şekilde farklı patlayıcı oranları (R=2,5, R=3 ve R=3,5) için ayrı ayrı uygulanmıştır. Ara kontroller ve deney sonucunda numunelerden alınan makro görüntüler Şekil 5.37, Şekil 5.38 ve Şekil 5.39'da verilmiştir.



Şekil 5.37. 24. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.



Şekil 5.38. 48. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.



Şekil 5.39. 72. saat sonunda nötr tuz püskürtme testi uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.

Cu-Ti bimetalik kompozit levhalara uygulanan nötr tuz püskürtme deneyinin ara kontrollerinde ve deney sonundaki görüntüler incelendiğinde, 24. saat sonunda yapılan ara kontrolde ısıtılmış işlem uygulanmamış olan numunelerde herhangi bir oksitlenme görülemedi. Fakat ısıtılmış işlem uygulanmış numunelerin bakır taraflarında oksitlenmelerin olduğu tespit edilmiştir. Deneyin 48. saatindeki ara kontrolde ise ısıtılmış işlemli ve ısıtılmamış tüm numunelerin bakır taraflarında oksitlenmeler görülmüştür. Test sonu olan 72. saatte ise tüm numunelerin bakır taraflarında oksitlenen alanların miktarının arttığı tespit edilmiştir.

NSS testlerinin sonuçları değerlendirildiğinde ısıtılmış işlemli numunelerde oksitlenmenin daha geç başladığı tespit edilmiştir. Bu durumun ısıtılmamış

numunelerde intermetalik oluşumunun daha az olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Farklı patlayıcı miktarlarında üretilen numuneler birbirleri ile karşılaştırıldığında, patlayıcı miktarının korozyon miktarına belirgin bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Korozyon testlerinin ara kontrollerinde ve test sonunda ısı işlem uygulanmamış ve uygulanmış tüm numunelerin titanyum taraflarında herhangi bir oksitlenmeye rastlanmazken bakır taraflarda oksitlenmeler oluşmuştur. Bu sonuçlar ışığında bakır yüzeylere patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak yapılacak titanyum kaplamaların, bakır yüzeyleri korozyona karşı koruyacağı tespit edilmiştir.

Yapılan literatür taramalarında Kaya vd. [116]'nin yapmış oldukları çalışmada gemi çeliği-titanyum bimetallik kompozit malzemeleri patlamalı kaynak ile ürettikleri ve hazırladıkları numunelerin korozyon davranışlarını incelemek için 24. saatte ara kontrollü 48 saatlik nötr tuz püskürtme testleri uyguladıkları görülmüştür. Ara kontrollerde gemi çeliğinin korozyona uğradığı titanyumun ise korozyona uğramadığı belirtilmiştir. Deney sonunda ise gemi çeliğinin neredeyse tamamının korozyona uğradığı, titanyum tarafında hâlâ korozyona uğramadığı bildirilmiştir. Rahimi vd. [117] yapmış oldukları çalışmada patlamalı kaynak yöntemi kullanarak ürettikleri bakır ve titanyum numunelerin korozyon özelliklerini incelemiş ve intermetalik oluşumunun farklı davranışlara sahip Ti-Cu intermetaliklerinin kaynak arayüzünün galvanik birleştirme etkisinin bu bölgede ciddi bir bozunmaya neden olduğunu bildirmiştir. Bu sonuçlara paralel bir şekilde Kahraman vd. [57], titanyum-alüminyum malzemeleri patlamalı kaynak yöntemi ile birleştirdikleri çalışmalarında deniz suyu ortamında yüksek korozyon direnci değerleri için, tek başına Al malzemeler kullanmak yerine; patlamalı kaynak ile üretilmiş Al-Ti bimetallik kompozit malzemelerinin kullanılması gerekliliğini bildirmiştir.

BÖLÜM 6

SONUÇLAR

Bu çalışmada, farklı oranlarda (R=2,5, R=3 ve R=3,5) patlayıcılar kullanılarak patlamalı kaynak yöntemi ile bakır ve titanyum levhalar birleştirilerek bimetalik kompozit levhalar üretilmiştir. Patlamalı kaynak kullanılarak elde edilen bu bimetalik kompozit levhalara daha sonra farklı sıcaklıklarda (450 °C, 650 °C ve 850 °C) ısıtma işlemleri uygulanmıştır. Birleşme arayüzeyinde oluşabilecek morfolojik ve kimyasal değişimlerin takibi için, OM, SEM, EDS ile XRD analizleri yapılmıştır. Bimetalik kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için de mikrosertlik, çekme-makaslama, çentik darbe, eğme ve burulma testleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca üretilen numunelerin korozyon dayanımlarının belirlenmesi amacıyla da nötr tuz püskürtme testleri uygulanmıştır. Cu ve Ti malzemelerin patlamalı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirildiği numunelerde patlayıcı oranının ve kaynak sonrası uygulanan ısıtma işleminin etkilerinin araştırıldığı bu çalışmanın sonucunda;

1. Birleştirmelerin arayüzeyleri incelendiğinde, en düşük patlayıcı oranının (R=2,5) kullanıldığı numunelerde düz bir arayüzey formu elde edilirken patlayıcı oranının artmasıyla birlikte artan soğuk deformasyon sonucunda dalgalı bir arayüzey formunun oluştuğu ve aynı zamanda oluşan dalgaların dalga boylarında ve genliklerinde bir artış meydana geldiği tespit edilmiştir.
2. Isıtma işlemi uygulanmış numunelerin arayüzeylerinde yapılan görüntülemelerde ısıtma işlemi sıcaklığının artışıyla birlikte kalınlığı artan bir difüzyon tabakası oluşumu olduğu görülmüştür.
3. Isıtma işlemi uygulanmamış numunelerde yapılan XRD ve EDS analizlerinde en düşük patlayıcı oranının (R=2,5) kullanıldığı birleştirmelerde herhangi bir intermetalik oluşumunun olmadığı fakat R=3 ve R=3,5 patlayıcı oranının kullanıldığı birleştirmelerde Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , Cu_4Ti , Cu_4Ti_3 , ve $CuTi_2$ intermetalik fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir.

4. Isıl işlem uygulanmış numunelerde yapılan XRD ve EDS analizlerinde tüm patlayıcı oranlarında değişen ısı işlem sıcaklığı ile birlikte Cu_4Ti , CuTi_2 , CuTi , CuTi_3 , Cu_3Ti_2 ve Cu_4Ti_3 intermetalik fazlarının oluştuğu belirlenmiştir.
5. Isıl işlem uygulanmamış numunelerde yapılan mikrosertlik ölçümlerinde artan patlayıcı oranı ile birlikte sertlik değerlerinin arttığı, ayrıca patlayıcı oranın artmasıyla birlikte deformasyon sertleşmesinin artmasından kaynaklı en yüksek mikrosertlik değerlerinin de birleşme arayüzeyinde olduğu tespit edilmiştir.
6. Isıl işlem uygulanmış numunelerde yapılan mikrosertlik ölçümlerinde ısı işlem uygulanmayan numunelere göre ısı işlem uygulanmasının artık gerilmeleri azaltması sebebiyle sertlik değerlerinin azaldığı görülmüştür. Burada yaşanan azalma $450\text{ }^\circ\text{C}$ 'de çok hızlı gerçekleşirken $650\text{ }^\circ\text{C}$ ve $850\text{ }^\circ\text{C}$ 'de uygulanan ısı işlemlerde birbirine yakın olarak azalmıştır.
7. Isıl işlem uygulanmamış numunelerde yapılan çekme-makaslama testleri sonunda artan patlayıcı oranı ile birlikte artış gösteren deformasyon sertleşmesi sebepli dayanım değerlerinin arttığı belirlenmiştir. Ayrıca tüm kopmalar bakır yüzeyden gerçekleşmiştir.
8. Isıl işlem uygulanmış numunelerde yapılan çekme-makaslama testleri sonunda ısı işlem uygulanmamış numunelere göre ısı işlem uygulanmasından dolayı sertlik değerlerindeki düşüştür kaynaklanan dayanım değerlerinde bir azalma meydana gelmiştir. Ayrıca burada gerçekleşen tüm kopmalar arayüzeyde meydana gelmiştir. Bu durumun arayüzeyde oluşan intermetalik katmanları sebebiyle olduğu düşünülmektedir.
9. Isıl işlem uygulanmamış numunelerde yapılan çentik darbe testlerinin sonuçları artan patlayıcı oranı ile birlikte sertlik değerlerindeki artışa bağlı olarak darbe tokluğu değerlerinde bir azalma meydana geldiği tespit edilmiştir.
10. Isıl işlem uygulanmış numunelerde yapılan çentik darbe testlerinin sonucunda artan ısı işlem sıcaklığı ile birlikte sertlik değerlerinde bir azalma meydana gelmesi nedeniyle darbe tokluğu değerlerinde bir artış meydana gelmiştir.
11. Isıl işlemli ve ısı işlemsiz tüm numunelere yapılan eğme ve burulma deneyleri sonucunda numunelerde gözle görülebilir herhangi bir ayrılma, kırılma veya yırtılmaya rastlanmamıştır.

12. Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz tüm numunelere farklı sürelerde (24,48 ve 72 saat) yapılan nötr tuz püskürtme testleri sonrasında ısıl işlem görmemiş numunelerin daha geç korozyona uğradığı görülmüştür. Bimetalik kompozit levhaların bakır taraflarının korozyona uğradığı artan işlem süresiyle birlikte korozyon bölgesinin büyüdüğü fakat titanyum tarafta herhangi bir korozyon olmadığı tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

1. Yang, M., Junfeng, Xu J., Ma, H., Lei, M., Ni, X., Shen, Z., and Tian, J., “Microstructure development during explosive welding of metal foil : morphologies, mechanical behaviors and mechanisms”, *Composites Part B* 212 (108586) 1-12, (2021).
2. Öztürk, E., “Mg/Al bimetal kompozitlerin döküm ve ekstrüzyon yöntemleriyle üretimi ve karakterizasyonu” Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 1-173, (2020).
3. Xiuling, S., “Computer Aided Optimization of An Investment Bi-Metal Casting Process”, PhD Thesis, *Department of Research and Advanced Studies of the University of Cincinnati*, Cincinnati, Ohio, ABD (2001).
4. Gecü, R., ve Karaaslan, A., “Bimetal ve geleneksel olarak üretilen alüminyum esaslı metal-metal kompozitlerin mekanik özellikleri”, *Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Metalurji* 180, 26-30, (2016).
5. Bhagat, R. B., “Growth kinetics of interface intermetallic compounds in stainless steel fibre reinforced aluminium matrix composites”, *Journal of Materials Science* 24:(4), 149-1502, (1989).
6. Paramsothy, M., Srikanth, N., and Gupta, M., “Solidification processed Mg/Al bimetal macrocomposite: Microstructure and mechanical properties”, *Journal of Alloys and Compounds*, 461:(1-2), 200-208, (2008).
7. Chang, H., M. Zheng, M., Gan, W., Xu, C., and Brokmeier, H. G., “Texture Evolution of the Mg/Al Laminated Composite by Accumulative Roll Bonding at Ambient Temperature”, *Rare Metal Materials and Engineering*, 42(3): 441–446, (2013).
8. Khosravifard, A., and Ebrahimi, R., “Investigation of parameters affecting interface strength in Al/Cu clad bimetal rod extrusion process”, *Materials and Design*, 31:(1), 493–499, (2010).
9. Bauri, R., Yadav, D., Kumar, C. N.S., and Ram, J.G.D., “Optimized process parameters for fabricating metal particles reinforced 5083 Al composite by friction stir processing”, *Data in Brief*, (5), 309–313, (2015).
10. Kahraman, N., Gülenç, B., *Modern Kaynak Teknolojisi*, 4. Baskı, Epa-Mat Basım Yayın Ltd. Şti, Ankara (2020).

11. Zeng, X., Wang, Y., Li, X., Li, X., and Zhao, T., “Effects of gaseous media on interfacial microstructure and mechanical properties of titanium/steel explosive welded composite plate”, *Fusion Engineering and Design*, 148 (111292), 1-9, (2019).
12. Findik, F., “Recent developments in explosive welding”, *Materials and Design*, 32 1081-1093, (2011).
13. Wang, Y., Li, X., Wang, X., and Yan, H., “Fabrication of a thick copper-stainless steel clad plate for nuclear fusion equipment by explosive welding”, *Fusion Engineering and Design*. 137, 91-96, (2018).
14. Paul, H., Wojciech Skuza, W., Chulist, R., Miszczyk, M., Gałka, A., Prazmowski, M., and Pstrus, J., “The Effect of Interface Morphology on the Electro-Mechanical Properties of Ti/Cu Clad Composites Produced by Explosive Welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51A: 750-766, (2019).
15. Wang, X., Zheng, Y., Liu, H., Shen Z., Hu Y., Li W., Gao, Y., and Guo. C., “Numerical study of the mechanism of explosive/impact welding using Smoothed Particle Hydrodynamics method”, *Materials and Design* (35), 210-219 (2012).
16. Banker, J.G., and Reineke, E.G., “Explosive welding, metals handbook. 10th ed., vol. 6.” *ASM International*; (1993).
17. Aceves, M. S., Loza E.F., Elmer, W.J., and Huber, R., “Comparison of Cu, Ti and Ta interlayer explosively fabricated aluminum to stainless steel transition joints for cryogenic pressurized hydrogen storage”, *International Journal of Hydrogen Energy* (40), 1490-1503, (2015).
18. Grinberg, B. A., Pushkin, M. S., Patselov, A. M., Inozemtsev, A. V., Ivanov, M. A., Slautin O. V., and Besshaposnikov Y. P., “The structure of molten zones in explosion welding (aluminium–tantalum, copper–titanium)”, *Welding International*, 31:5, 384-393, (2017).
19. Guoyin, Z., Xiaobing, L., Jinghua, Z., and Hao Z., “Interfacial Characterization and Mechanical Property of Ti/Cu Clad Sheet Produced by Explosive Welding and Annealing”, *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 1198-1203, (2015).
20. Auwal, S.T., Ramesh, F. S., Yusof, F., and Manladan, S.M “A review on laser beam welding of copper alloys”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 96:475,490, (2018)
21. Wang, T., Han, K., Qi, T., Zhang, B., and Jicai, Feng J., “Effect of filler metal composition on microstructure and mechanical properties of electron beam welded titanium/copper joint, *Journal of Alloys and Compounds*. (776), 357-369, (2019).

22. Wang, L., Lu, W., Qin, J., Zhang, F., and Zhang, D., “Effect of precipitation phase on microstructure and superelasticity of cold-rolled beta titanium alloy during heat treatment,” *Materials and Design*, 30:(9) 3873–3878, (2009).
23. Wang, L., Lu, W., Qin, J., Zhang, F., and Zhang, D., “The characterization of shape memory effect for low elastic modulus biomedical β -type titanium alloy”, *Materials Characterization*, 61:(5), 535–541, (2010).
24. Guo, S., Qi, Z., Peng, Y., Xu, X., Diao, C., Kong, J., Luo, T. Y., Wang, K., and Zhu, J., “Study on strengthening mechanism of Ti/ Cu electron beam welding”, *Materials and Design* 121, 51–60, (2017).
25. Aydın, K., Kaya, Y., Nizamettin, N, “Experimental study of diffusion welding/bonding of titanium to copper”, *Materials and Design* 37, 356–368, (2012).
26. Sun, W., Guo, J., Zhang, W., Li, X., and Chen, X., “Microstructure and Strengthening Mechanism of Ti/Cu Laminated Composite Produced by Underwater Explosive Welding”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29:5069–5079, (2020).
27. Li, J., Zhou, P., Shi, H., and Wang, L., “Influence of filler metal on microstructure and properties of titanium/ copper weld joint by GTAW weldments”, *Materials Science & Engineering A* 833, 142508, 1-11, (2022).
28. Hemanth, J., “Scanning Electron Microscopy (SEM) Analysis and Hardness of Diffusion Bonded Titanium-Titanium and Titanium-Copper Plates with Static Force and without Interlayers”, *Open Journal of Composite Materials*, (7), 105-116, (2017).
29. Zhao Y., Wang W., Yan K., Liu C., and Zou J., “Microstructure and properties of Cu/Ti laser welded joints”, *Journal of Materials Processing Tech.* 257, 244–249, (2018).
30. Meshram, S.D., Mohandas, T., and Reddy, G.M., “Friction welding of dissimilar pure metals”, *Journal of Materials Processing Technology*, 184:(1),330–337, (2007).
31. Kumar, R. and Balasubramanian, M., “Experimental investigation of Ti–6Al–4V titanium alloy and 304L stainless steel friction welded with copper interlayer”, *Defence Technology*, 11:(1), 65–75, 2015.
32. Lee, J.S, Son H., Oh, I.H., Khan, C.S., Yun, C.H., Lim, S.C., and Kwon, H.C., “Fabrication and characterization of Ti–Cu clad materials by indirect extrusion”, *Journal of Materials Processing Technology*, (187-188), 653–656, (2007).
33. Hosseini, M., and Manesh H. D., “Bond strength optimization of Ti/Cu/Ti clad composites produced by roll-bonding”, *Materials & Design*, (81), 122–132, (2015).

34. Fernando, P.L.N., Mohotti, D., and Remennikov A., “Behaviour of explosively welded impedance-graded multi-metal composite plates under near-field blast loads”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 163, (105124): 1-14, (2019).
35. Zhang Z.L., and Liu M.B., “Numerical studies on explosive welding with ANFO by using a density adaptive SPH method”, *Journal of Manufacturing Processes*, 41 (208–220): 1-13, (2019).
36. Chen X., Lia, X., Wang X., Yana H., Lia K., and Zenga X., “Bonding mechanism of explosive compaction–welding sintering”, *Journal of Manufacturing Processes*, 46 (1-15): 1-15, (2019).
37. Baoxiang, R., Gang T., Peng W., and Changxing D., “Study on weldability window and interface morphology of steel tube and tungsten alloy rod welded by explosive welding”, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 84 (105005), 1-8, (2019).
38. Hanliang, L., Ning, L., Xiaojie, L., Xin S., Tao, S., and Zhanguo M., “Joining of Zr60Ti17Cu12Ni11 bulk metallic glass and aluminum 1060 by underwater explosive welding method”, *Journal of Manufacturing Processes*, 45, 115–122, (2019).
39. Zeng, X., Wang, Y., Li, X., Li X., and Zhao T., “Effect of inert gas-shielding on the interface and mechanical properties of Mg/Al explosive welding composite plate”, *Journal of Manufacturing Processes*, 45, 166–175, (2019).
40. Zhao, H., and Sheng, L., “Microstructure and mechanical properties of the Ag/316L composite plate fabricated by explosive welding”, *Journal of Manufacturing Processes*, 64, 265–275, (2021)
41. Li, N., Zhang, M., Ye, J., and Liu, C., “Experimental investigation on residual stress distribution in zirconium/ titanium/steel tri-metal explosively welded composite plate after cutting and welding of a cover plate”, *Journal of Manufacturing Processes*, 64, 455–463, (2021).
42. Wu, T., and Yang C., “Influence of pulse TIG welding thermal cycling on the microstructure and mechanical properties of explosively weld titanium/steel joint” *Vacuum*, 197 (110817), 1-11, (2022).
43. Bian, M., Huang, X., Saito N., and Chino Y., “Improving mechanical properties of an explosive-welded magnesium/ aluminum clad plate by subsequent hot-rolling”, *Journal of Alloys and Compounds*, 898 (162957), 1-10, (2022).
44. Yang, M., Xu, J., Chen, D., Ma, H, Shen, Z., Zhang, B., and Tian, J., “Understanding interface evolution during explosive welding of silver foil and Q235 substrate through experimental observation coupled with simulation”, *Applied Surface Science*, 566 (5):150703, 1-10, (2021).

45. Paul, H., Petrzak, P., Chulist, R., Maj, L., Mania, I, and Prazmowski, M., “Effect of impact loading and heat treatment on microstructure and properties of multi-layered AZ31/AA1050 plates fabricated by single-shot explosive welding”, *Materials & Design*, 214 (110411), 1-19, (2022).
46. Tian, Q., Sun, Y., Ma, H., Zhao, Y., Shen, Z., Ren, Z., Zhou, H., Tian, J., and Fu, S., “Performance of fine-grained W/Cu plate prepared by explosive welding with high wave impedance confinement at room temperature”, *Fusion Engineering and Design*, 172 (112855), 1-11, (2021).
47. Zhou, Q, Liu, R., Zhou, Q., Ran, C., Fan, K., Xie, J., and Chen, P., “Effect of microstructure on mechanical properties of titanium-steel explosive welding interface”, *Materials Science & Engineering A*, 830 (142260), 1-12, (2022).
48. Liu, K., Chen, P., Ran, C., Zhou, Q., Feng, J., Fan, X., and Zhu, L., “Investigation on the interfacial microstructure and mechanical properties of the W-Cu joints fabricated by hot explosive welding”, *Journal of Materials Processing Tech*, 300 (117400), 1-12, (2022).
49. Kuzmin, E.V., Lysak, V.I., Kuz'min, S.V., and Korolev, M.P., “Influence of structure formation and properties of bimetal produced by ultrasound-assisted explosive welding”, *Journal of Manufacturing Processes*, 71 (734-742), 1-9, (2021).
50. Chen, Z., Xu, J., Zhou, H., Chen, D., Ming, Yang, M., Ma, H., Shen, Z., and Zhang, B., “Experimental and numerical investigation on fabricating multiple plates by an energy effective explosive welding technique”, *Journal of Materials Research and Technology*, 14, 3111-3122, (2021).
51. Lei M., Yang M., Ni X., Ma H., and Xu S., “Experiment and simulation investigations on W/Cu components prepared by strong confinement thermal explosive welding”, *Nuclear Materials and Energy*, 29 (101086), 1-7, (2021).
52. Oberle H., “Combined Influence of Heat Treatment and Immersion Corrosion on the Tensile-Shear Strength of Aluminum-Steel Explosively Welded Plates”, *Master Thesis, Florida Atlantic University*, Florida, (1991).
53. Bayley W. S., “A Study of the ExplosiveWeldability of 304 Stainless Steel Flat Plates Using Primasheet 1000”, *Master Thesis, New Mexico Institute of Mining and Technology*, Socorro, (2015).
54. Merriman C. C., “Microstructure evolution of fcc metals during the explosive welding process”, *Ph.D. Thesis, Washington State University School of Mechanical and Materials Engineering*, Washington, (2015).
55. Durgutlu, A., “Patlama kaynağı yöntemi ile bakır-paslanmaz çelik malzemelerinin birleştirilmesi ve arayüzeyin mekanik-mikroyapı özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-111 (2003).

56. Acarer, M., “Patlamalı kaynakta patlayıcı oranı, ara boşluk mesafesi ve altlık cinsinin çelik/çelik birleştirilmesi kalitesine etkisi”, Doktora Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 5-119, (2001).
57. Kahraman, N., “Titanium levhaların patlamalı kaynak yöntemi ile farklı metallerle birleştirilmesi ve arayüzey özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-99, (2003).
58. Kaya Y., “Patlamalı kaynak yöntemi ile üretilen grade a gemi sacı-paslanmaz çelik kompozitlerin mikroyapı, mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 1-215, (2014).
59. Brasher, D. G., and Butler, D. J., “Explosive welding: principles and potentials”, *Advanced Materials & Processes* (3): 37-38 (1995).
60. Mendes, R., J. Ribeiro, J. B., and Loureiro A., “Effect of explosive characteristics on the explosive welding of stainless steel to carbon steel in cylindrical configuration”, *Materials and Design*, 51, 182–192, (2013).
61. Banker, J. G., and Edvard, G.R., “Explosion welding” *ASM Handbook*, (6): 303-305 (1993).
62. Deribas AA. “The physics of hardening and explosion welding”, *Nauka*, Novosibirsk, (1980).
63. Lancaster JF. “Metallurgy of welding”, *Abington Publishing*, Abington, (1999).
64. Sherpa B. B., and Rani R., “Explosive Welding Process to Clad Materials with Dissimilar Metallurgical Properties”, *Material Flow Analysis, Intechopen*, (2020).
65. Bondar, M. and Ogolikhin v., “Plastic deformation in the joint zone with cladding by explosion”, *Combustion explosion and shock waves*, 21:(2), 266-270, (1985).
66. Kriventsov, A. and V. Sedykh, “The role of plastic deformation of metal in the weld zone in explosion welding”, *Fiz Khim Obrab Mater*, 1, 132-141, (1969).
67. Gul'Bin, V., and Kobelev, A., “Plastic deformation of metals in explosion welding”, *Welding international*, 13:(4), 306-309, (1999).
68. Borchers, C., Lenz M., Deutges M., and Klein H., “Microstructure and mechanical properties of mediumcarbon steel bonded on low-carbon steel by explosive welding”, *Materials and Design*, 89, 369-376. (2016).
69. Sabirov, I., Murashkin MY., and Valiev R., “Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development”, *Materials science and engineering: A*, 560, 1-24, (2013).

70. Gloc, M., Wachowski M., Plocinski T., and Kurzydowski K. J., "Microstructural and microanalysis investigations of bond titanium grade1/low alloy steel st52-3N obtained by explosive welding", *Journal of Alloys and Compounds*, 671, 446-451. (2016).
71. Bazarnik, P., Adamczyk-Cieslak, B., Galka, A., Plonka, B., Sniezek, L., Cantoni, M., and Lewandowska, M., " Mechanical and microstructural characteristics of Ti6Al4V/ AA2519 and Ti6Al4V/AA1050/AA2519 laminates manufactured by explosive welding", *Materials & Design*, 111, 146-157, (2016).
72. Sherpa, B.B., Kumar, P. D., Upadhyay, A., Kumar, S., and Tyag, I S., "Neuro-Fuzzy Technique for Microhardness Evaluation of Explosive Welded Joints", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 73:(5), 1287-1299, (2020).
73. Bement, L. J., "Small-scale explosion seam welding", *Welding Journal*, 147-154 (1973).
74. Balasubramanian, V., Rathinasabapathi, M., and Raghukandan, K., "Modelling of process parameters in explosive cladding of mildsteel and aluminium", *Journal of Materials Processing Technology*, (63): 83-88, (1997).
75. Blazynski, T. Z., "Explosive welding, forming and compaction", Elsevier Science Pub., Applied Science, NewYork, 402-404, (1983).
76. El-Sobky H., and Blazynski, T., "Explosive Welding", *Forming and Compaction, E. by Blazynsky, Ed. Elsevier Applied Science*, (1983).
77. Zhang, Y., Babu, S.S., Prothe, C., Blakely, M., Kwasegroch, J., LaHa, M., and Daehn, G. S., "Application of high velocity impact welding at varied different length scales," *Journal of Materials Processing Technology*, 211:(5), 944-952, (2011).
78. Mousavi, S.A., and Al-Hassani, S., "Finite element simulation of explosivelydriven plate impact with application to explosive welding," *Materials & Design*, 29: (1), 1-19, (2008).
79. Lancaster, J. F., "Metallurgy of welding", *Abington Publishing, Cambridge*, (6): 25-50 (1999).
80. Wronka, B., "The influence of base plate thickness and anvil on the characteristics of explosive welded joints", *Insight*, 41 (6): 383-387 (1999).
81. Cowan G. R., and Holtzman, A. H., "Flow configurations in colliding plates: explosive bonding," *Journal of applied physics*, 34: (4), 928-939, (1963).
82. Bahrani, A., Black T., and Crossland, B., "The mechanics of wave formation in explosive welding," *in Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 296: (1445), 123-136 (1967).

83. Crossland, B. and J. Williams, “Explosive welding.”, *Metallurgical Reviews*, 15(1): 79-100 (1970).
84. Abrahamson, G.R., “Permanent periodic surface deformations due to a traveling jet.” *Journal of Applied Mechanics*, 83, 519-528. (1961).
85. Carpenter S.H. and Wittman R.H., “Explosion welding.” *Materials and Research*, 5 (5):177–99. (1975)
86. Mousavi S., Burley S.J., and Al-Hassani S.T.S., “Simulation of explosive welding with ANFO mixtures.” *Propellants Explosives Pyrotechnics*, (29):188–196 (2004).
87. Mousavi S., Burley S.J., and Al-Hassani S.T.S., “Simulation of explosive welding using the Williamsburg equation of state to model low detonation velocity explosives.” *International Journal of Impact Engineering*, 31(6):719–734 (2005).
88. Sherpa B. B., Kumar, P. D., Upadhyay, A., Kumar, S., Agarwal, A., and Tyagi S., “Low Velocity of Detonation Explosive Welding (LVEW) Process for Metal Joining”, *Propellants Explosives Pyrotechnics*., 45, 1554–1565, (2020).
89. Ayres, R. U., Ayres, L. W., and Råde, I., “The Life Cycle of Copper, its Co-Products and By-Products”, *MMSD*, 24, England, (2002).
90. Collini L., “Copper Alloys – Early Applications and Current Performance – Enhancing Processes”, *InTech*, Rijeka, (2012).
91. Internet: https://www.copper.org/publications/pub_list/pdf/a1360.pdf (2022).
92. Tyler, D. E., “Wrought copper and copper alloy products.”, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM Handbook*, Tenth Ed. Vol. 2:244 (ASM International Materials Park, OH), (1990).
93. Li M., and Zinkle S. J., “Physical and Mechanical Properties of Copper and Copper Alloys”, *Comprehensive Nuclear Materials*, 4, 667-690 (2012).
94. Froes, F. H., “Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications”, *A S M International, ProQuest Ebook Central*, (2015).
95. Froes F. H., Eylon D., and Bomberger H. B., “Titanium Technology: Present Status and Future Trends”, *Titanium Development Association*, (1985).
96. Abkowitz, S., “The Emergence of the Titanium Industry and the Development of the Ti-6Al-4V Alloy, JOM Monograph Series”, *TMS, Warrendale*, (1999).
97. Matthew J. D., Jr., and Donachie M. J., “Titanium: A Technical Guide”, *A S M International, ProQuest Ebook Central*, (2000).

98. Boyer, R., Welsch G., and Collings E.W., “Materials Properties Handbook: Titanium Alloys”, *ASM International, United States of America*, (1994).
99. Szachogluchowicz I., Sniezek L., Hutsaylyuk W., “Low cycle fatigue properties of AA2519-Ti6Al4V laminate bonded by explosion welding”. *Engineering Failure Analysis*, 69: 77-87, (2016).
100. Kaya Y., “Microstructural, mechanical and corrosion investigations of ship steel-aluminum bimetal composites produced by explosive welding”, *Metals*, 8 (7): 544, 1-15, (2018).
101. Miao G., Ma H., Shen Z., Yu Y., “Research on honeycomb structure explosives and double sided explosive cladding”, *Materials & Design*, 63: 538-543, (2014).
102. Rao V. N., Sarma D. S., Nagarjuna S. and Madhusudhan G., “Reddy Influence of hot rolling and heat treatment on structure and properties of HSLA steel explosively clad with austenitic stainless steel”, *Materials Science and Technology*, 25:11, 1387-1396, (2009).
103. Zhang N, Wang W., Cao X. and Wu J. “The effect of annealing on the interface microstructure and mechanical characteristics of AZ31B/AA6061 composite plates fabricated by explosive welding”, *Materials and Design* 65: 1100–1109, (2015).
104. Murray J. L., ASM handbook, volume 3. Alloy Phase Diagrams, *ASM International*, New York, USA (1992).
105. Kim Y. K., Pouraliakbar H., Hong S. I., “Effect of interfacial intermetallic compounds evolution on the mechanical response and fracture of layered Ti/Cu/Ti clad materials”, *Materials Science & Engineering A*, 772: 138802, 1-10, (2020).
106. Chen F., Wang W., Wang K., Ho P., Li H., Huang X., Chen W., “Influence of post-weld heat treatment on microstructure and adhesion of Ti/Cu composite”, *Materials Science and Technology*, 34 (12): 1441-1446, (2018).
107. Youn C. and Lee D., “Effects of Post Heat Treatment on the Mechanical Properties of Cold-Rolled Ti/Cu Clad Sheet” *Metals*, (10): 1672-1683, (2020).
108. Kahraman N., Gülenç B., “Microstructural and mechanical properties of Cu-Ti plates bonded through explosive welding process” *Journal of Materials Processing Technology*, 169: 67-71, (2005).
109. Chen S., Duan Y., Huang B. and Hu W. “Structural properties, phase stability, elastic properties and electronic structures of Cu–Ti intermetallics” *Philosophical Magazine*, (95): 32, 3535–3553, (2015).

110. Shmorgun V. G, Slautin O. V, and Evstropov D. A., “Effect of contact melting regime on structure and properties of coatings of the copper–titanium system” *Metallurgist*, (60): 83–86, (2016).
111. Shirana M. K.G., Khalaj G., Pouraliakbar H., Jandaghi M. R., Dehnavia A.S. and Bakhtiarid H., “Multilayer Cu/Al/Cu explosive welded joints: Characterizing heat treatment effect on the interface microstructure and mechanical properties” *Journal of Manufacturing Processes*, 35: 657–663, (2018).
112. Yazdani M., Toroghinejad M. R., and Hashemi S. M., “Effects of Heat Treatment on Interface Microstructure and Mechanical Properties of Explosively Welded Ck60/St37 Plates”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25:5330–5342, (2016).
113. Kaya Y., Kahraman N., Durgutlu, A., Gülenç B., “Investigation of the microstructural, mechanical and corrosion properties of grade a ship steel-duplex stainless steel composites produced via explosive welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48: 3721-3733, (2017).
114. Acarer M., Gulenc B. and Findik F., “The influence of some factors on steel/steel bonding quality on there characteristics of explosive welding joints” *Journal Of Materials Science*, 39: 6457 – 6466, (2004).
115. Wang Y., Beom H. G., Sun M. and Lin S., “Numerical simulation of explosive welding using the material point method”, *International Journal of Impact Engineering* 38: 51-60, (2011).
116. Kaya Y., Eser G., “Production of ship steel-titanium bimetallic composites through explosive cladding” *Welding in the World*, 63: 1547-1560, (2019).
117. Rahimi E., Rafsanjani-Abbasi A., Amin Imani A., Hosseinpour S., and Davoodi A., “Insights into Galvanic Corrosion Behavior of Ti-Cu Dissimilar Joint: Effect of Microstructure and Volta Potential”, *Materials* (11): 1820, (2018).

ÖZGEÇMİŞ

Mehmet Serkan YILDIRIM; ilk, orta ve lise öğrenimini Bursa Mustafakemalpaşa'da tamamladı. 2006 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2010 yılında mezun oldu. Yüksek lisans eğitimini Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda tamamladı. 2012 yılında Gazi Üniversitesi'nde Öğretim görevlisi olarak göreve başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.