

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİYLE
BİRLEŞTİRİLEN Cu İLE CuZn37 LEVHALARIN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ**

DOKTORA TEZİ

Zafer BARLAS

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Hüseyin UZUN

Temmuz 2009

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ


SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİYLE
BİRLEŞTİRİLEN Cu İLE CuZn37 LEVHALARIN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ

DOKTORA TEZİ

Zafer BARLAS

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 29 / 07 / 2006 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.



Prof. Dr.
İbrahim ÖZSERT
Jüri Başkanı



Prof. Dr.
Serdar SALMAN
Üye



Doç. Dr.
Hüseyin UZUN
Üye



Doç. Dr.
Salim ASLANLAR
Üye



Yrd. Doç. Dr.
H. Özkan GÜLSOY
Üye

ÖNSÖZ

Tez çalışmalarım süresince yardım ve desteklerini esirgemeyen, her türlü bilgi ve birikiminden faydalandığım, danışman hocam Sn. Doç. Dr. Hüseyin UZUN'a teşekkür ederim. Çalışmalarımda değerli fikirleriyle bana yol gösteren Sn. Prof. Dr. İbrahim ÖZSERT'e ve Sn. Doç. Dr. Salim ASLANLAR'a teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarımda kullandığım laboratuvar donanım ve ekipmanlarını bizlere kazandıran, motivasyon desteklerini esirgemeyen başta Bölüm Başkanımız Sn. Prof. Dr. Fehim FINDIK'a ve diğer tüm bölüm hocalarıma teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Doktora çalışmalarına maddi destek sağlayan Bilimsel Araştırma Projelerinden dolayı Sakarya Üniversitesi Rektörlüğü'ne teşekkürlerimi sunarım. Mikrosertlik ölçümlerinde her zaman desteğini gördüğüm Sn. Doç. Dr. Uğur ŞEN'e, mekanik deneylerimde imkân ve bilgilerinden faydalandığım Yapı Eğitimi Bölümü araştırma görevlilerine, SEM çalışmalarım için kapılarını açan, değerli bilgi ve birikimlerinden yararlandığım Assan Alüminyum adına Sn. Dr. Murat DÜNDAR'a ve Sn. Hüsnü ÖZTÜRK'e çok teşekkür ederim. Ayrıca, değerli katkılarından dolayı Marmara Üniversitesi'nden Sn. Yrd. Doç. Dr. Yahya BOZKURT'a teşekkür ederim.

Ve tabi ki, bugüne kadar benden desteklerini hiç esirgemeyen, zor günlerimde hep yanımda olan eşime ve oğluma sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	ii
İÇİNDEKİLER	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	ix
ŞEKİLLER LİSTESİ	xi
TABLolar LİSTESİ	xxiv
ÖZET	xxvi
SUMMARY	xxvii

BÖLÜM 1.

GİRİŞ	1
-------------	---

BÖLÜM 2.

BAKIR VE ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ İLE KAYNAK KABİLİYETLERİ	5
2.1. Bakır ve Alaşımının Genel Özellikleri	5
2.2. Bakır ve Alaşımının Sınıflandırılması	6
2.2.1. Saf bakır	7
2.2.2. Yüksek bakır içerikli alaşımlar	8
2.2.3. Bakır-çinko alaşımları (pirinçler)	9
2.2.4. Bakır-kalay alaşımları (fosfor bronzları)	12
2.2.5. Bakır-alüminyum alaşımları (alüminyum bronzları)	13
2.2.6. Bakır-silisyum alaşımları (silisyum bronzları)	13
2.2.7. Bakır-nikel alaşımları	14
2.2.8. Bakır-nikel-çinko alaşımları (nikel-gümüşü)	15
2.3. Bakır ve Alaşımının Kaynak Kabiliyetleri	15
2.3.1. Alaşım elementlerinin kaynak kabiliyetine etkileri	15
2.3.2. Diğer faktörlerin kaynak kabiliyetine etkileri	19

2.3.3. Ark kaynak yöntemleri	21
2.3.3.1. Birleştirme öncesi hazırlıklar	22
2.3.3.2. Tungsten inert gaz yöntemi (TIG)	26
2.3.3.3. Metal inert gaz yöntemi (MIG)	28
2.3.3.4. Elektrik ark kaynak yöntemi	30
2.3.3.5. Plazma ark kaynak yöntemi	31
2.3.3.6. Tozaltı ark kaynak yöntemi	32
2.3.4. Diğer yöntemler	32
2.3.4.1. Oksi-asetilen kaynak yöntemi	32
2.3.4.2. Elektron ışın kaynak yöntemi	33
2.3.4.3. Lazer kaynak yöntemi	34
2.3.4.4. Direnç nokta kaynak yöntemi	34
2.3.4.5. Direnç dikiş kaynak yöntemi	35
2.3.4.6. Yakma alın kaynak yöntemi	35
2.3.4.7. Difüzyon kaynak yöntemi	35
2.3.4.8. Sürtünme kaynak yöntemi	36
2.3.4.9. Sert lehimleme yöntemi	36

BÖLÜM 3.

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ	39
3.1. Sürtünme Karıştırma Kaynağına Giriş	39
3.2. SKK Yönteminin Çalışma Prensibi	40
3.3. SKK Yönteminde Kullanılan Terminoloji	42
3.4. SKK Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları	45
3.5. SKK Yönteminde Kullanılan Takımlar	47
3.5.1. Takım malzemeleri	48
3.5.2. Takım geometrik tasarımı ve önemi	50
3.6. SKK Parametreleri	54
3.6.1. Takım dönme hızı ve kaynak hızı	54
3.6.2. Takım eğim açısı	55
3.6.3. Karıştırıcı uç batma derinliği	56
3.7. SKK Yönteminde Kaynak Geometrileri ve Pozisyonları	56
3.8. Kaynak Bölgesindeki Mikroyapı Değişimi	57

3.8.1. Ana metal	58
3.8.2. Isı tesiri altındaki bölge (ITAB)	59
3.8.3. Termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB)	60
3.8.4. Kaynak metali (KM)	60
3.8.4.1. Kaynak metalinin geometrik şekli	63
3.8.4.2. Kaynak metalinin tane boyutu	64
3.9. Kaynak Bölgesinde Malzeme Akışı	66
3.10. Kaynak Bölgesindeki Sıcaklık Dağılımı	70
3.11. Kaynak Bölgesindeki Sertlik Dağılımı	72
3.12. Kaynak Bölgesindeki Kalıntı Gerilmeler	74
3.13. Mukavemet ve Süneklik Özellikleri	77
3.14. SKK Yöntemiyle Birleştirilebilen Diğer Malzemeler	81
3.14.1. Demir alaşımları (çelikler)	81
3.14.2. Magnezyum alaşımları	84
3.14.3. Titanyum alaşımları	85
3.14.4. Metal matrisli kompozitler	87
3.14.5. İki farklı metalin birleştirilmesi	88
3.15. SKK Yönteminde Görülen Kaynak Hataları	92
3.16. SKK Yönteminin Endüstriyel Uygulama Alanları	93
BÖLÜM 4.	
BAKIR VE ALAŞIMLARININ SKK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ...	97
4.1. Aynı Alaşımdaki Bakır Levhaların Birleştirildiği Çalışmalar	97
4.2. Farklı Alaşımlardaki Bakır Levhaların Birleştirildiği Çalışmalar	115
BÖLÜM 5.	
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	118
5.1. SKK Yöntemiyle Birleştirmede Kullanılan Malzeme ve Donanımlar	118
5.1.1. Bakır ve pirinç ana malzemeler	118
5.1.2. Takım imalatı ve özellikleri	119
5.1.3. Birleştirilecek levhaları sabitleme kalıbı	119
5.1.4. Dikey freze tezgahı	121

5.1.5. Kaynak bölgesindeki sıcaklık dağılımının ölçülmesi	121
5.2. SKK Yöntemiyle Cu ve CuZn37 Levhaların Birleştirilmesi	122
5.2.1. Birleştirme öncesi hazırlıklar	123
5.2.2. Birleştirme işlemi	124
5.3. Metalografik İnceleme	128
5.4. Mikrosertlik Ölçümleri	129
5.5. X-Işınları Karakterizasyonu	129
5.6. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi	130
5.6.1. Çekme deneyi	130
5.6.1. Eğme deneyi	134

BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	137
6.1. Kaynak Dikiş Görünümleri	137
6.2. SKK Sonrası Takım Durumu	140
6.3. Kaynak Bölgelerindeki Sıcaklık Dağılımları	141
6.3.1. Cu ve CuZn37 ana metallerdeki sıcaklık dağılımları	142
6.3.2. KM merkezlerindeki sıcaklık değişimleri	149
6.4. Kaynak Bölgelerinin Makroyapı Karakterizasyonu	153
6.5. Kaynak Bölgelerinin Mikroyapı Karakterizasyonu	160
6.5.1. Cu ve CuZn37 ana metallerin mikroyapı özellikleri	160
6.5.2. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	161
6.5.2.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	161
6.5.2.2. TMEB	164
6.5.2.3. KM	165
6.5.3. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	169
6.5.3.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	170
6.5.3.2. TMEB	172
6.5.3.3. KM	172
6.5.4. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	177
6.5.4.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	177
6.5.4.2. TMEB	178
6.5.4.3. KM	180

6.5.5. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	186
6.5.5.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	186
6.5.5.2. TMEB	188
6.5.5.3. KM	189
6.5.6. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	194
6.5.6.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	194
6.5.6.2. TMEB	195
6.5.6.3. KM	197
6.5.7. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri	202
6.5.7.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	202
6.5.7.2. TMEB	204
6.5.7.3. KM	205
6.5.8. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri....	213
6.5.8.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB	213
6.5.8.2. TMEB	215
6.5.8.3. KM	216
6.5.9. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri....	219
6.6. Mikrosertlik Sonuçları	223
6.6.1. Cu ve CuZn37 ana metallerin sertlikleri	223
6.6.2. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları	224
6.6.2.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)	225
6.6.2.2. KM	225
6.6.3. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları	226
6.6.3.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)	226
6.6.3.2. KM	227
6.6.4. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları	228
6.6.4.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)	228
6.6.4.2. KM	229
6.6.5. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları	231
6.6.5.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)	231
6.6.5.2. KM	232
6.6.6. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları	233
6.6.6.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)	234

6.6.6.2. KM	234
6.6.7. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları	235
6.6.7.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)	236
6.6.7.2. KM	237
6.6.8. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları	239
6.6.8.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)	239
6.6.8.2. KM	240
6.6.9. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları	241
6.6.9.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)	242
6.6.9.2. KM	242
6.7. X-Işını Difraksiyon Sonuçları	243
6.8. Birleştirmelerin Mekanik Özellikleri	247
6.8.1. Çekme deneyleri sonuçları	247
6.8.1.1. Takım dönme hızının etkisi	250
6.8.1.1. Cu ve CuZn37 levha konumlarının etkisi	250
6.8.1.3. Birleştirmelerin ana metallere göre kaynak performansları	251
6.8.1.4. Çekme numunelerinin kırılma özellikleri	251
6.8.2. Eğme deneyleri sonuçları	256
BÖLÜM 7.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	262
7.1. Sonuçlar	262
7.2. Öneriler	268
KAYNAKLAR	269
ÖZGEÇMİŞ	282

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

A_0	: Numune kesit alanı (mm ²)
AC	: Alternatif akım
AISI	: American Iron and Steel Institute
ASM	: American Society for Metals
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: American Welding Society
CNC	: Bilgisayarlı Numerik Kontrol
D	: Numune genişliği (mm)
DC	: Doğru akım
Δl	: Numunedeki uzama miktarı (mm)
EDS	: Energy Dispersive Spectroscopy
EN	: European Norms
ε	: Birim şekil değiştirme
F	: Maksimum yük (N)
H	: Numune kalınlığı (mm)
HSS	: Yüksek hız çeliği
ITAB	: Isı tesiri altındaki bölge
İK	: İlerleme kenarı
KM	: Kaynak metali
KPa	: Akma mukavemeti performansı (%)
$KP\check{C}$: Çekme mukavemeti performansı (%)
L	: Mesnetler arası mesafe (mm)
l_0	: Numunenin ilk ölçü boyu (mm)
MIG	: Metal İnerit Gaz
Nd:YAG	: Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet
OM	: Optik mikroskop

PCBN	: Polikristalin kübik bor nitrür
ppm	: Parts per million
SEM	: Taramalı elektron mikroskopu
SKK	: Sürtünme Karıştırma Kaynağı
σ	: Gerilme (MPa)
σ_a	: Akma mukavemeti (MPa)
σ_ζ	: Çekme mukavemeti (MPa)
σ_e	: Eğme mukavemeti (MPa)
TIG	: Tungsten İnert Gaz
TMEB	: Termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge
TS	: Türkiye Standartları
TWI	: The Welding Institute
UNS	: Unified Numbering System
XRD	: X-ışını difraksiyon analizi
YK	: Yığma kenarı

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Bakıra ilave edilen alaşım elementleri etkisinin şematik olarak gösterimi	7
Şekil 2.2.	Bakır-çinko faz denge diyagramının %50 Zn'ye kadar olan kısmı, karakteristik bölge ve alaşımların gösterimi	11
Şekil 2.3.	Bakır ve alaşımının, TIG ve elektrik ark kaynak yöntemleri için bağlantı tasarımları	23
Şekil 2.4.	Bakır ve alaşımlarının, MIG kaynak yöntemi için bağlantı tasarımları	24
Şekil 2.5.	Bakır ve alaşımlarında kaynak yöntemi, koruyucu gaz ve parça kalınlığının uygulanacak ön-tav sıcaklığına olan etkisi	25
Şekil 2.6.	TIG kaynak yönteminde (300 A, – DC, kaynak hızı = 204 mm/dakika) koruyucu gaz ve ön-tav sıcaklığının nüfuziyete olan etkisi	27
Şekil 3.1.	Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin, tipik bir alım birleştirmesi için uygulandığının şematik olarak gösterimi	41
Şekil 3.2.	SKK yöntemindeki bazı özel terimlerin, örnek bir birleştirme üzerinde gösterimleri	44
Şekil 3.3.	Omuz kısmı ve karıştırıcı ucu PCBN malzemeden üretilmiş, farklı geometrilere sahip takım örnekleri	50
Şekil 3.4.	Farklı geometrilere sahip silindirik ve konik karıştırıcı uçlardan yapılmış takım örnekleri	51
Şekil 3.5.	6063 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağında, takım dönme hızı ile kaynak bölgesinde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri arasındaki ilişki grafiği	55

Şekil 3.6.	SKK yönteminin uygulanabildiği kaynak geometrileri örnekleri; (a) küt alın birleştirme, (b) bindirme birleştirmesi, (c) köşe birleştirme ve (d) çift taraflı birleştirme	57
Şekil 3.7.	SKK yöntemiyle birleştirilebilen, farklı geometrilere sahip iş parçası örnekleri	57
Şekil 3.8.	(a) TWI tarafından ve (b) farklı araştırmacılar tarafından geliştirilmiş kaynak bölgesi mikroyapı bölgeleri	58
Şekil 3.9.	Farklı şekillere sahip kaynak bölgeleri oluşum örnekleri	59
Şekil 3.10.	SKK yöntemiyle birleştirilmiş 7075 alüminyum alaşımın kaynak bölgesinde meydana gelen TMEB mikroyapısı	60
Şekil 3.11.	KM’de meydana gelmiş bir soğan halkaları yapısı örneği	61
Şekil 3.12.	SKK sırasında, KM’deki plastikleşmiş malzemenin karıştırıcı uç tarafından taşınması ile soğan halkaları yapısının meydana gelmesi	62
Şekil 3.13.	KM’de malzeme akışına bağlı soğan halkaları yapısı oluşumunun şematik gösterimi; (a) karıştırıcı ucun levhalara dalmasıyla, çukurumsu boşluk oluşumu, (b) karıştırıcı ucun dönmesiyle meydana gelen malzeme akışı, (c) karıştırıcı uç ve omuz kısmının meydana getirdiği malzeme akışının birleşmesi ve (d) ana metalin kaynak metali içerisine çekilmesi	63
Şekil 3.14.	SKK yöntemiyle birleştirilmiş 7050 alüminyum alaşımın, kaynak metalinde görülen farklı tane boyutu dağılımı	66
Şekil 3.15.	SKK yönteminin tipik bir ekstrüzyon ve dövme işlemi olarak modellenmesi (a) SKK sırasında meydana gelen metalürjik işlem bölgeleri ve (b) kaynak bölgesindeki metal akış şekli	69
Şekil 3.16.	Takım dönme hızının, kaynak merkezinden olan uzaklığa göre maksimum sıcaklık değerlerine olan etkisi; kaynak hızı = 120 mm/dakika	72
Şekil 3.17.	SKK ile birleştirilmiş 6063-T5 alüminyum levhaların, kaynak bölgesi boyunca tespit edilen sertlik dağılımları	73
Şekil 3.18.	SKK yapılmış 7075-T65 levhalarda, çekme deneyi sonrası KM ve ITAB’da görülen birim şekil değiştirme dağılımı	79

Şekil 3.19.	SKK yöntemiyle gerçekleştirilen birleştirmelerde sıklıkla görülen kaynak hataları örnekleri	92
Şekil 3.20.	Güverte inşasında kullanılan, ekstrüzyon ürünü alüminyum panellerin SKK yöntemiyle birleştirilmesi	96
Şekil 3.21.	Bir jet uçağının gövdesinin SKK yöntemiyle imal edilme aşamaları	96
Şekil 4.1.	SKK yapılmış saf bakır levhaların (a) makroyapı görünümü, (b) Cu ana metal, (c-d) ITAB, (e) KM mikroyapıları	98
Şekil 4.2.	Kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımı	99
Şekil 4.3.	Birleştirmenin ve Cu ana metalin çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması	99
Şekil 4.4.	SKK yöntemiyle birleştirilmiş, ekstrüzyon ve dövme ürünü bakır parçalar ile kaynak bölgesi	101
Şekil 4.5.	Kaynak bölgesinin mikroyapı resimleri; (a) Cu ana metal (dövme kapak), (b) Cu ana metal (ekstrüzyon tüp) (c) ITAB, (d) KM	101
Şekil 4.6.	Kaynak bölgesi boyunca belirlenen sertlik dağılımı	102
Şekil 4.7.	SKK ile birleştirilmiş saf bakır levhaların makroyapı görünümleri; (a) 800, (b) 600, (c) 400 dev/dak	103
Şekil 4.8.	SKK birleştirmelerinin kaynak metallerinde belirlenen tane boyutunun, Cu ana metale ve takım dönme hızına bağlı değişimleri; (a) Cu ana metal, (b) 800, (c) 600, (d) 400 dev/dak....	103
Şekil 4.9.	Cu ana metal ve KM'den oluşan çekme numunelerinden elde edilen mekanik özelliklerin karşılaştırılması	105
Şekil 4.10.	Cu ana metal ile SKK yapılmış birleştirmenin mikroyapıları; (a) Cu ana metal, (b) yığma kenarındaki TMEB ve ITAB, (c) KM, (d) ilerleme kenarındaki TMEB ve ITAB	106
Şekil 4.11.	Kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımı	106
Şekil 4.12.	SKK ile birleştirilmiş CuZn40 levhaların, kaynak dikiş yüzeyleri ile X-ışını fotoğrafları	107
Şekil 4.13.	1000 devir/dakika takım dönme hızı ve 500 mm/dakika kaynak hızında birleştirilen CuZn40 levhaların kaynak bölgesine ait makro ve mikroyapıları	108

Şekil 4.14.	CuZn40 birleştirmelerindeki KM tane yapılarının, takım dönme hızı ve kaynak hızına bağlı olarak değişimi	109
Şekil 4.15.	1000 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve farklı kaynak hızlarında yapılan birleştirmelerin, kaynak bölgelerine ait mikrosertlik değişimleri	109
Şekil 4.16.	1000 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve 500-2000 mm/dakika kaynak hızlarında yapılan birleştirmelerin ve ana metalin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması	110
Şekil 4.17.	2050 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve farklı kaynak hızlarında birleştirilen CuZn30 levhaların kaynak yüzeyleri ve kök kısmı görünüşleri	112
Şekil 4.18.	2050 devir/dakika takım dönme hızında ve 112 mm/dakika kaynak hızlarında gerçekleştirilen birleştirmenin, kaynak bölgesi makro ve mikroyapı bölgeleri	112
Şekil 4.19.	260 mm/dakika kaynak hızında birleştirilen CuZn30 pirinç levhaların karışım bölgesi içerisindeki tespit edilen boşluğun optik mikroskoptaki görünümü, $\times 20$	113
Şekil 4.20.	210 mm/dakika kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmelerin karışım bölgelerine ait optik mikroskop resimleri; (a) CuZn30 pirinç, (b) CuZn10 pirinç	114
Şekil 4.21.	210 mm/dakika kaynak hızındaki birleştirmelerin sertlik dağılımları; (a) CuZn10 pirinç, (b) CuZn30 pirinç	114
Şekil 4.22.	Ana metaller ile birleştirmelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması; (a) CuZn10 pirinç, (b) CuZn30 pirinç	114
Şekil 4.23.	SKK ile birleştirilmiş Cu/CuZn levhaların (a) kaynak bölgesi makroyapısı, (b-c) yeniden kristalleşmiş pirinç ve bakır malzemelerin oluşturduğu KM mikroyapıları	115
Şekil 4.24.	Cu/CuZn30 birleştirmesine ait kaynak bölgesinin mikroyapısı (A) ITAB, (B) TMEB ve (C) KM	117
Şekil 4.25.	Cu/CuZn30 birleştirmesine ait mikrosertlik dağılımı	117
Şekil 5.1.	Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmesinde kullanılan takımın resmi ve geometrik detayları (ölçüler mm)	120

Şekil 5.2.	Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle birleştirmesinde kullanılan sabitleme kalıbı; (1) gövde, (2) üst yüzey baskı levhaları, (3) ayarlanabilir yan yüzey sabitleme levhaları, (4) yan yüzey sabitleme levhaları, (5) dayama levhası	120
Şekil 5.3.	Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmelerinde kullanılan dikey kalıpcı freze tezgahı	121
Şekil 5.4.	SKK sırasındaki sıcaklıkların ölçümünde kullanılan sıcaklık veri kaydedici ve K-tipi termokupullar	122
Şekil 5.5.	SKK öncesi hazırlanan Cu ve CuZn37 levhalara ait geometrik detaylar (ölçüler mm)	124
Şekil 5.6.	Cu ve CuZn37 levhaların, SKK ile birleştirme işlemi öncesi yerleştirme konumları; (a) CuZn37/Cu , (b) Cu/CuZn37	126
Şekil 5.7.	Sıra-sertlik ölçüm yönteminin, numune üzerinde uygulananın şematik olarak gösterimi (ölçüler mm)	129
Şekil 5.8.	Çekme deney numunesinin geometrik detayları (ölçüler mm)	132
Şekil 5.9.	Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan çekme ve eğme numunelerinin alındığı bölgelerin şematik olarak gösterimi	132
Şekil 5.10.	SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan su jeti kesim yöntemiyle elde edilen çekme deney numunesi örneği	133
Şekil 5.11.	Çekme-eğme deney cihazı ve bilgisayar donanımı	133
Şekil 5.12.	Akma mukavemetinin, gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi üzerinde belirlenmesi	134
Şekil 5.13.	TS 282 EN 910 standardına göre hazırlanan üç-nokta eğme deney düzeneğine ait geometrik detaylar (ölçüler mm)	135
Şekil 5.14.	Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan elde edilen üç-nokta eğme deneyi numunesinin geometrik detayları (ölçüler mm)	135
Şekil 6.1.	SKK yöntemi ile birleştirilmiş Cu ve CuZn37 levhaların genel yüzey görünümü	138
Şekil 6.2.	Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmeleri sonrasında, takım karıştırıcı uç ve omuz kısmının görünümü	140
Şekil 6.3.	400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	143

Şekil 6.4.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	143
Şekil 6.5.	600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	144
Şekil 6.6.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	144
Şekil 6.7.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	145
Şekil 6.8.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	145
Şekil 6.9.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	146
Şekil 6.10.	1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	146
Şekil 6.11.	Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların KM merkezlerine ait zaman-sıcaklık eğrileri	150
Şekil 6.12.	400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) KM, (4) Cu-ITAB, (5) Cu ana metal (YK)	154
Şekil 6.13.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-ITAB, (5) CuZn37 ana metal (YK)	154
Şekil 6.14.	600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)	154
Şekil 6.15.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-TMEB, (5) CuZn37-ITAB, (6) CuZn37 ana metal (YK)	155

Şekil 6.16.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)	155
Şekil 6.17.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-TMEB, (5) CuZn37-ITAB, (6) CuZn37 ana metal (YK)	155
Şekil 6.18.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)	156
Şekil 6.19.	1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-ITAB, (5) CuZn37 ana metal (YK)	156
Şekil 6.20.	Birleştirilen levhaların OM mikroyapı resimleri; (a) Cu ana metal ve (b) CuZn37 ana metal	162
Şekil 6.21.	400/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	163
Şekil 6.22.	400/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi	166
Şekil 6.23.	400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	167
Şekil 6.24.	400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	168
Şekil 6.25.	400/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı	169

Şekil 6.26.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	171
Şekil 6.27.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM'deki ince taneli CuZn37 matrisin OM mikroyapı resmi	173
Şekil 6.28.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait KM'deki ince taneli CuZn37 matris içerisine karışmış; (a) ilerleme kenarındaki ve (b) yığılma kenarındaki bakırca zengin yapıların OM resimleri	174
Şekil 6.29.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM ve CuZn37-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	175
Şekil 6.30.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	176
Şekil 6.31.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı	177
Şekil 6.32.	600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	179
Şekil 6.33.	600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü	180
Şekil 6.34.	600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM içerisindeki iki farklı ince tane yapısına sahip CuZn37'nin OM resmi	181
Şekil 6.35.	KM'ye doğru uzamış Cu-ITAB tarafından kuşatılan, ince ve nispeten daha iri taneli CuZn37 yapısının görünümü	182
Şekil 6.36.	600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	183

Şekil 6.37.	600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	184
Şekil 6.38.	600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki girintili çıkıntılı KM ve Cu-ITAB yapısı	185
Şekil 6.39.	600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı	185
Şekil 6.40.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	187
Şekil 6.41.	Cu-ITAB içerisinde meydana gelmiş olan ince taneli CuZn37 ve bakırca zengin bölgenin mikroyapı resmi	188
Şekil 6.42.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü	189
Şekil 6.43.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi	190
Şekil 6.44.	KM ile Cu-ITAB arasında meydana gelen girintili çıkıntılı yapının görünümü	190
Şekil 6.45.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ile KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	191
Şekil 6.46.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ile bu bölgede meydana gelen bakırca zengin bölgedeki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	192
Şekil 6.47.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM ve CuZn37-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	193

Şekil 6.48.	600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı	194
Şekil 6.49.	800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	196
Şekil 6.50.	800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki CuZn37- TMEB'in mikroyapı görünümü	197
Şekil 6.51.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi	198
Şekil 6.52.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait KM içerisinde tespit edilen bakırca zengin bantlar ve nispeten ince taneli CuZn37 mikroyapısı	199
Şekil 6.53.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde KM ile Cu-ITAB arasındaki meydana gelen girinti çıkıntılı bölgenin mikroyapısı	199
Şekil 6.54.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	200
Şekil 6.55.	800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	201
Şekil 6.56.	800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı	202
Şekil 6.57.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	203
Şekil 6.58.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37- TMEB'in mikroyapı görünümü	204
Şekil 6.59.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi	206
Şekil 6.60.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin KM'de tespit edilen ince taneli CuZn37 içerisindeki bakırca zengin bölgeler	207
Şekil 6.61.	KM'de meydana gelen soğan halkaları yapısı merkezinin mikroyapı görünümü	207

Şekil 6.62.	Kaynağın ilerleme kenarına doğru meydana gelmiş olan, farklı kalınlıklardaki bakırca zengin bantların oluşturduğu soğan halkalarının görünümü	208
Şekil 6.63.	Kaynağın yığılma kenarına doğru meydana gelmiş olan, bakırca zengin bölgenin görünümü	208
Şekil 6.64.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	209
Şekil 6.65.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	210
Şekil 6.66.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	211
Şekil 6.67.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	212
Şekil 6.68.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı	213
Şekil 6.69.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri	214
Şekil 6.70.	1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü	215
Şekil 6.71.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi	216
Şekil 6.72.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki birbiri içerisine girmiş KM ile Cu-ITAB mikroyapısının görünümü	217

Şekil 6.73.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB, KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi	218
Şekil 6.74.	1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı	219
Şekil 6.75.	1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapı değişimi ve kaynak hatalarının görünüşleri	220
Şekil 6.76.	1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı	222
Şekil 6.77.	400/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	224
Şekil 6.78.	400/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	227
Şekil 6.79.	600/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	229
Şekil 6.80.	600/22 CuZn37/Cu numunesindeki, iki farklı tane yapısına sahip KM'de belirlenen sertlik değerleri	230
Şekil 6.81.	600/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	231
Şekil 6.82.	800/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	233
Şekil 6.83.	800/22 CuZn37/Cu numunesindeki soğan halkaları yapısında gerçekleştirilen sertlik ölçüm yerlerinin gösterimi	235
Şekil 6.84.	800/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	236
Şekil 6.85.	800/22 Cu/CuZn37 numunesindeki soğan halkaları kesitinde elde edilen sertlik dağılımı	238
Şekil 6.86.	800/22 Cu/CuZn37 numunesindeki soğan halkaları yapısında; (a) en düşük sertlik ve (b) en yüksek sertliğin elde edildiği mikroyapı bölgeleri	239
Şekil 6.87.	1000/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	240

Şekil 6.88.	1000/22 Cu/CuZn37 numunesinin merkez bölgesine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı	241
Şekil 6.89.	CuZn37 ana metale ait X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları	243
Şekil 6.90.	400/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları	244
Şekil 6.91.	600/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları	245
Şekil 6.92.	800/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları	245
Şekil 6.93.	1000/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları...	246
Şekil 6.94.	Bakır-çinko faz denge diyagramı	247
Şekil 6.95.	Cu ve CuZn37 ana metallere ile birleştirme numunelerinin gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri	249
Şekil 6.96.	Çekme deneyi sonrası, KM'de meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünüşleri	253
Şekil 6.97.	Çekme deneyi sonrası, Cu-ITAB'da meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünüşleri	253
Şekil 6.98.	Çekme deneyi sonrası, Cu ana metalde meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünüşleri	253
Şekil 6.99.	Çekme deneyi sonrası (a-b) KM'de, (c) Cu-ITAB'da ve (d) Cu ana metalde meydana gelen kırılma yüzeylerinin SEM resimleri..	255
Şekil 6.100.	Cu ve CuZn37 ana metallere göre, birleştirmelerin sahip oldukları eğme mukavemetleri aralığının karşılaştırmalı grafiği....	258
Şekil 6.101.	400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait eğme deneyi sonrası; (a) yüzey ve (b) kök eğme numunelerinin görünüşleri	259
Şekil 6.102.	800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait eğme deneyi sonrası; (a) yüzey ve (b) kök eğme numunelerinin görünüşleri	260

TABLULAR LİSTESİ

Tablo 2.1.	Saf bakır ve CuZn37 pirinç malzemelerin ergime sıcaklıkları ve bazı mekanik özellikleri	11
Tablo 2.2.	Bazı bakır ve alaşımları için birleştirme yöntemlerinin uygulanabilirliği; M= Mükemmel, İ= İyi, V= Vasat, TE= Tavsiye Edilmez	21
Tablo 2.3.	Bakırın manüel TIG ile birleştirilmesindeki genel şartlar; *Bkz. Şekil 2.3, GK= Gerektiği kadar	28
Tablo 2.4.	Bakırın MIG ile birleştirilmesindeki genel kaynak şartları; *Bkz. Şekil 2.4, GK= Gerektiği kadar	30
Tablo 3.1.	SKK yöntemiyle birleştirmelerde kullanılabilen çeşitli takım malzemeleri ve bu takımların maksimum çalışma sıcaklıkları	49
Tablo 3.2.	TWI tarafından tasarlanmış, farklı geometri ve özelliklere sahip takımlar	52
Tablo 3.3.	SKK yapılmış 7075-T65 levhaların, boylamasına (B) ve enlemesine (E) çekme deneyi sonuçları	77
Tablo 4.1.	Saf Cu ana metal ve SKK yapılmış birleştirmelerin ortalama tane büyüklükleri ile sertlik değişimlerinin karşılaştırılması	104
Tablo 5.1.	Saf bakır levhasal malzemenin kimyasal içeriği (% ağırlık)	118
Tablo 5.2.	CuZn37 levhasal malzemenin kimyasal içeriği (% ağırlık)	118
Tablo 5.3.	CuZn37 pirinç malzemenin tipik kimyasal içeriği (% ağırlık)	118
Tablo 5.4.	HSS takım malzemesinin kimyasal bileşimi	119
Tablo 5.5.	Cu ve CuZn37 levhaların birleştirmeleri için kullanılan SKK parametreleri	127
Tablo 6.1.	400, 600, 800, 1000/22 kaynak parametrelerinde birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak yüzeyleri ve kök kısımları	139

Tablo 6.2.	400, 600, 800 ve 1000/22 kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmelerde Cu ve CuZn37 ana metallerde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri	148
Tablo 6.3.	Birleştirmelerin KM merkezlerinde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri	151
Tablo 6.4.	Cu ve CuZn37 ana metaller ile SKK ile birleştirilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları	249
Tablo 6.5.	Çekme deneyleri sonrası birleştirmelerde tespit edilen kırılma bölgeleri ve kırılma yüzeyi özellikleri	254
Tablo 6.6.	Birleştirmelerin kaynak yüzey ve kök kısımlarına ait eğme deneyi sonuçları	258

ÖZET

Anahtar Kelimeler: Sürtünme karıştırma kaynağı, Cu ve CuZn37, mikroyapı, mekanik özellikler

Bu çalışmada, Cu ve CuZn37 levhalar 22 mm/dakika sabit kaynak hızında, 400, 600, 800, 1000 devir/dakika takım dönme hızlarında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirilmiştir. Ayrıca aynı kaynak parametrelerinde, Cu ve CuZn37 levha konumları değiştirilmiş, böylece takım dönme hızının ve levha konumunun birleştirme özelliklerine olan etkileri incelenmiştir. Bu amaç doğrultusunda, birleştirmelerin kaynak bölgelerindeki sıcaklık dağılımları ölçülmüş, mikroyapı karakterizasyonları yapılmış, sertlik ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Çalışmalar sonucunda, birleştirmelerin kaynak bölgelerinde Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapıları belirlenmiştir. KM'lerin Cu ve CuZn37 malzemenin karışımından meydana geldiği ve bu bölgedeki baskın yapı değişiminin CuZn37 tane incelenmesi olduğu görülmüştür. Takım dönme hızının KM ve ITAB'lardaki tane büyüklüğüne sistematik bir etkisi belirlenememiştir. Ancak, levha konumunun daha karmaşık bir KM oluşumunda etkili olduğu görülmüştür. Takım dönme hızının artmasıyla KM'lerdeki sıcaklıkların arttığı, fakat Cu ve CuZn37 malzemelerin ergime sıcaklıklarına ulaşmadığı tespit edilmiştir. XRD incelemeleri göstermiştir ki, sıcaklık artışı ve karıştırıcı ucun karıştırma hareketi kaynak bölgelerinde Cu_5Zn_8 metaller arası bileşiklerin oluşumuna neden olmuştur. Sertlik ölçümlerinde, ITAB'lardaki sertliklerin Cu ve CuZn37 ana metallere göre azaldığı, KM'lerdeki sertliklerin ise Cu ana metalden yüksek ve CuZn37 ana metalden düşük olduğu görülmüştür. Ancak, değişken kaynak parametrelerinin bu bölgelerin sertlikleri üzerine etkileri belirlenememiştir. Çekme ve eğme deneylerinde en yüksek mukavemet özellikleri, 800 devir/dakika takım dönme hızında Cu levhanın ilerleme, CuZn37 levhanın yığıma kenarına sabitlendiği birleştirmede elde edilmiştir. Bu birleştirmenin kaynak performansının Cu ana metalle benzer, CuZn37 ana metalden ise düşük olduğu tespit edilmiştir. Mekanik deney sonuçları göstermiştir ki, takım dönme hızı ve levha konumu birleştirme özelliklerini etkilemiştir.

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF THE JOINED DISSIMILAR Cu AND CuZn37 PLATES BY FRICTION STIR WELDING

SUMMARY

Key Words: Friction stir welding, Cu and CuZn37, Microstructure, Mechanical properties

In this study, Cu and CuZn37 plates were joined in butt configuration at a constant weld speed of 22 mm/min and tool rotation speeds of 400, 600, 800, 1000 rpm by FSW. The effects of tool rotation speed and plate positions have been investigated on joint properties.

Microstructure inspections show that the weld zones of joints were consisted of Cu-HAZ, CuZn37-HAZ, CuZn37-TMAZ and WN. WNs were occurred by the mixing of Cu and CuZn37 materials. There is no systematically effect of tool rotation speed on grain size of WNs and HAZs. It was seen that the plate positions were effective on more complex WNs occurrence. It was determined that the temperatures in WNs were not reached to melting points of Cu and CuZn37 materials. XRD measurements show that Cu_5Zn_8 intermetallic compounds were occurred in the weld zones. The hardness's in WNs were higher than that of Cu base metal and lower than that of CuZn37 base metal. The tensile and bending tests show that the highest strength properties were achieved on the tool rotation speed of 800 rpm when Cu plate and CuZn37 plate were fixed on advancing side and retreating side, respectively. That welding performance of this joint was similar to Cu base metal and lower than that of CuZn37 base metal. The mechanical tests results show that the joints properties were affected by tool rotation speed and plate positions.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Bakır ve alaşımları iyi korozyon dirençleri, üstün elektrik ve ısı iletkenlikleri, çekici görünüşleri, iyi mukavemet ve süneklik özelliklerinin yanı sıra üretimlerinin kolaylığı sebebiyle en önemli mühendislik malzemeleri arasında yer almaktadır [1]. Özellikle dizel motor uygulamalarında bakır/pirinç birleştirmelerinin (Cu/CuZn) kullanıldığı radyatör, ısıtıcı ve ara soğutucu gibi gelişmiş soğutma sistemleri otomotiv endüstrisinde önemli bir role sahiptir. Bu malzemelerin seçimindeki en büyük neden, bakır ve pirincin 200°C ve üzerindeki sıcaklıklarda alüminyuma göre daha iyi mukavemet özellikleri göstermesidir. Oysa bu sıcaklıkta, alüminyum malzemedен yapılmış bir ara-soğutma sistemi, 150°C’de sahip olduğu mukavemet özelliğinden yaklaşık %40–60’ını kaybetmektedir. Sonuçta, ciddi mukavemet azalması ve ısı ıçevrim etkisiyle yorulma çatlakları meydana gelmekte ve alüminyum parça işlevini yitirmektedir. Pirinç malzeme ise 200°C’de alüminyumdan yaklaşık 4–5 kat daha fazla mukavemete sahiptir [2]. Mukavemetteki bu artış, alüminyuma göre daha ince malzeme kullanımına bağlı olarak, daha az ağırlığa sahip Cu/CuZn radyatörlerin tasarlanabilmesini sağlamaktadır.

Yüksek sıcaklık performansı, bakır ve pirinç malzemelerin seçimi için tek sebep değildir. Bu malzemelerin birleştirilmesiyle üretilen ısı eşanjörlerinin diğer önemli bir avantajı da, alüminyumla karşılaştırıldığında %20–30 daha düşük hava basıncına sahip olmasıdır. Bununla birlikte, alüminyumla aynı ebatlardaki bir Cu/CuZn ısı eşanjörü, sistemdeki ısının daha yüksek oranda atılmasını da sağlamaktadır [2].

Bakır ve pirinç malzemelerin birleştirilmesiyle üretilen ve alüminyum malzemeye göre belirtilen avantajlara sahip olan soğutma sistemleri otomobil, otobüs, kamyon, ticari araçlar, tarım ve ormancılık makineleri gibi araçlarda kullanılmaktadır [3].

Ancak, bakırın pirince ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi, bu malzemelerin farklı ısıl iletim özellikleri nedeniyle oldukça zayıftır. Bununla birlikte, pirinç malzeme içerisindeki çinko elementinin, kaynak işlemi sırasında buharlaşma sonucu alaşımdan eksilmesi, hem kaynak bölgesinin özellikleri hem de kaynakçı ve çevre sağlığı açısından zararlı etkiler doğurmaktadır [4].

Literatür araştırmaları, Cu/CuZn birleştirmeleri için lehimleme, sert lehimleme ve ultrasonik kaynak yönteminin yaygın olarak kullanıldığını göstermektedir. Fakat, ultrasonik kaynak yöntemiyle birleştirmede, direnç nokta kaynağındaki gibi sadece lokal birleştirmelerin yapılabildiğini görmekteyiz [5, 6].

Cu/CuZn malzemelerin sert lehimle birleştirilmelerinde ise, ilave dolgu metali olarak %4,2 Ni + %15,6 Sn + %5,3 P + Cu alaşımlı malzeme kullanılmaktadır. Bu ilave dolgu metali toz, folyo ve pasta şeklinde üretilebilirken, soğuk şekillendirmeye üretilmesi hemen hemen imkânsızdır. Ayrıca, özellikle toz dolgu metalinin üretim, taşıma ve saklama koşullarında oksitlenmeye karşı korunması gerekmektedir [7].

Cu/CuZn malzemelerin sert lehimleme ile birleştirilmesi sırasında, ana metallerin ve ilave dolgu metalinin oksitlenmeye karşı korunması zorunluluğu vardır. Bunun için ise sıcaklık, zaman ve atmosfer koşulları uygun olan bir ocakta sert lehimleme işleminin gerçekleştirilmesi gereklidir. Burada, ocak atmosferi çiğ noktasının -40°C 'den ve oksijen seviyesinin de 20 ppm'den düşük olması lazımdır. Nem ve oksijen seviyelerinin bu değerlerin üzerine çıkması durumunda ve lehimleme sıcaklığı 200°C 'yi aştığında, Cu ve CuZn ana metaller ile ilave metal oksitlenebilmekte, dolayısıyla birleştirme işlemi tamamlanamayabilmektedir. Ayrıca, ocak atmosferi maksimum 150°C /dakika soğutma yapabilecek nitelikte olmalıdır. Cu/CuZn birleştirmesi 600°C 'de sert lehimlemeyle yapılırken, bu sıcaklık için maksimum işlem süresi 3–4 dakikadır. Bu sürenin aşılması, ısı eşanjörü gibi bir parçanın ısıl özelliklerini kaybetmesine neden olabilmektedir [7].

Görüldüğü gibi, bakırın pirince sert lehimlemeyle birleştirilmesi işlemi de, yüksek maliyet ve özel şartlar gerektiren bir yöntemdir. Dolayısıyla Cu/CuZn birleştirmeleri için, bu yöntemler haricinde alternatif birleştirme yöntemleri kullanılmasının,

otomotiv endüstrisinde her geçen gün kullanımı artan ve bu malzemelerden üretilen soğutma sistemleri için önem arz edeceği düşünülmektedir. Bu nedenle, bir katı-hal birleştirme yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağının, otomotiv endüstrisindeki Cu/CuZn uygulamaları için gelecek vaat ettiğine inanılmaktadır.

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), 1991 yılında, İngiltere'deki Kaynak Enstitüsü (TWI) tarafından patenti alınarak geliştirilmiş bir katı-hal birleştirme yöntemidir [8]. Kaynak işlemi sırasında, iş parçalarının kaynak bölgelerinde ergime meydana gelmemektedir. Bu nedenle, ergitme kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında, iş parçalarında minimum çarpılma, koruyucu gaz kullanımına bağlı porozite ve oksitlenmenin meydana gelmemesi gibi bazı önemli avantajlara sahiptir. SKK bu avantajlarından dolayı otomotiv, uçak-uzay, gemi-inşası, elektrik ve nükleer endüstrilerde, alüminyum [9], magnezyum [10], çelik [11], paslanmaz çelik [12], titanyum [13], kompozit [14], bakır [15, 16] ve pirinç [17, 18] gibi malzemelerin birleştirilmesi için yaygın kullanım alanı bulmaktadır. Son zamanlarda, alüminyumun paslanmaz çeliğe [19], alüminyumun bakıra [20], alüminyumun magnezyuma [21] ve alüminyumun gümüşe [22] SKK ile birleştirilmesiyle ilgili bazı çalışmalar yapılmasına rağmen, farklı metal gruplarının kaynağıyla ilgili araştırmalar halen devam etmektedir. Özellikle birleştirilecek malzemelerin kimyasal, mekanik ve ısıl özelliklerindeki farklılıklar üstesinden gelinmesi gereken bir konu olarak görülmektedir. Diğer taraftan, bakırın pirince SKK yöntemi kullanılarak birleştirilmesiyle ilgili sadece iki çalışmanın yapıldığı belirlenmiştir [23, 24]. Bu nedenle, Cu/CuZn malzemelerin SKK yöntemiyle birleştirilmesi, mikroyapı karakterizasyonu ve mekanik özelliklerin detaylı olarak incelenip belirlenmesi için daha kapsamlı çalışmalara ihtiyaç olduğu düşünülmektedir.

Bu çalışmada, saf Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle yatay pozisyonda, alın-alına birleştirmeleri gerçekleştirilmiştir. Birleştirmelerde, takım dönme hızı ile Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre konumlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere olan etkileri incelenmiştir. Bu amaçla, kaynak bölgelerinde birleştirme sırasında, Cu ve CuZn ana metaller ile kaynak metallerinde meydana gelen sıcaklık dağılımları tespit edilmiştir. Ayrıca, birleştirmelerin kaynak bölgelerinin optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu ve X-ışınları

difraksiyonu kullanılarak makroyapı ve mikroyapı karakterizasyonları, mikrosertlik özellikleri, çekme ve eğme mukavemetleri tespit edilip değerlendirilmiştir. Bütün bunlarla beraber, özellikle pirinç malzemelerin ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesinde görülen çinko buharlaşmasının, kaynakçı ve çevre sağlığı üzerindeki olumsuz etkilerine karşı, SKK yönteminin çevreyle dost alternatif bir yöntem olduğu vurgulanmaya çalışılmıştır.

BÖLÜM 2. BAKIR VE ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ İLE KAYNAK KABİLİYETLERİ

Bu bölümde, bakır ve alaşımlarının genel özellikleri hakkında bilgiler verilir, bakır ve alaşımlarının sınıflandırılması yapılmıştır. Ayrıca alaşım elementleri, kaynak öncesi tav uygulaması gibi bazı faktörlerin kaynak kabiliyetine olan etkileri ile bakır ve alaşımlarının ark kaynakları, sert lehimleme, difüzyon vb gibi yöntemlerle birleştirilebilirlikleri değerlendirilmiştir.

2.1. Bakır ve Alaşımlarının Genel Özellikleri

Bakır ve alaşımları, endüstride kullanılan başlıca ticari metal gruplarından biridir. Bakır, kimyasal simgesi “Cu” olan ve anlamı Kıbrıs adası olan Latince “cuprum” kelimesinden gelen bir elementtir. Bakır ve birçok bakır alaşımı, yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahiptir. Saf bakırın ergime sıcaklığı 1084°C olup, oldukça yumuşak ve şekillendirilebilirlik özelliği iyi olan bir metaldir. Saf bakırın çekme mukavemeti 221–455 MPa, akma mukavemeti ise 69–365 MPa arasında değişmektedir. Yoğunluğu ise 8,968 g/cm³ olup, alüminyumun yoğunluğundan yaklaşık 3 kat daha fazladır. Saf bakırın elektrik iletkenliği, gümüşün elektrik iletkenliğinden çok az düşük olmasına rağmen, elektrik iletkenliği ve ısı iletkenliği (398 W/mK) alüminyumdan yaklaşık 1–1,5 kat daha fazladır. Bakırın elektrik iletkenliği, mühendislik metal ve alaşımı malzemelerin elektrik iletkenliklerinin karşılaştırılmasında %100 olarak kabul edilerek standart referans olarak belirlenmiştir. Bakır ve alaşımları genellikle manyetik özelliğe sahip değildir [25]. Bakır ve alaşımları sahip oldukları mükemmel elektrik ve ısı iletkenlikleri, üstün korozyon dirençleri, üretiminin kolaylığı ve iyi sayılabilecek mukavemet özellikleri ve yorulma direnci özellikleri nedeniyle birçok endüstriyel uygulama alanında geniş bir şekilde kullanılmaktadırlar. Kıvılcım direnci, metal-metal aşınma direnci, düşük geçirgenlik özelliği ve kendine has güzel bir renge sahip olması diğer önemli

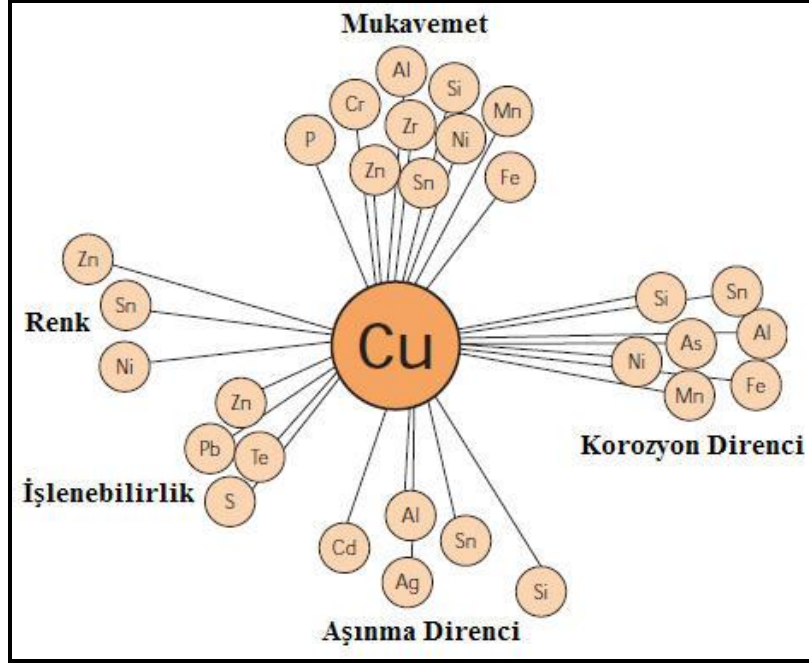
özellikleri olarak sıralanabilir. Saf bakır elektrik ve elektronik endüstrisinde kablo ve tel yapımında, bağlantı parçalarında ve elektrik akımı geçmesinin istendiği diğer birçok yerde sıklıkla kullanılmaktadır.

Bakır ve alaşımları içme suyuna, tuzlu suya, alkali çözeltilere ve birçok organik kimyasallara karşı sahip olduğu çok iyi korozyon direnci nedeniyle su boruları, vana bağlantıları, ısı eşanjörleri, kimyasal ekipmanlar ve kaymalı yatak yapımında ideal malzemeler olarak kullanılmaktadırlar. Ancak bakır, sülfür ve amonyum bileşikleriyle reaksiyona girebilmektedir. Özellikle amonyum hidroksit çözeltileri, bakır ve alaşımlarıyla hızlı bir şekilde reaksiyona girerek şiddetli bir korozyona neden olmaktadır [4, 25–27].

2.2. Bakır ve Alaşımlarının Sınıflandırılması

Birçok farklı element ve metal, bakırın alaşımlandırılması için kullanılabilir. Saf bakırın alaşımlandırılması genellikle mukavemet artışı, korozyon direnci, işlenebilirliğin artırılması, dekoratif görünüm kazandırma gibi amaçlarla yapılmaktadır. Bakır alaşımlarında en yaygın olarak kullanılan elementler; alüminyum (Al), arsenik (As), berilyum (Be), kadmiyum (Cd), krom (Cr), kobalt (Co), demir (Fe), kurşun (Pb), mangan (Mn), nikel (Ni), oksijen (O), fosfor (P), silisyum (Si), gümüş (Ag), kükürt (S), tellür (Te), kalay (Sn), çinko (Zn) ve zirkonyum (Zr) olarak sıralanabilir. Alüminyum, nikel, silisyum, kalay ve çinko gibi elementlerin bakırdaki alaşım içerikleri fazla olabilirken, demir, kurşun, fosfor gibi diğer element ve metaller bakır alaşımlarına düşük miktarlarda ilave edilmektedir. Şekil 2.1, alaşım elementlerinin saf bakıra olan etkilerini şematik bir diyagram üzerinde göstermektedir.

Bakır ve alaşımlarını sekiz ana grupta toplamak mümkündür. Aşağıda bu sekiz grupta yer alan bakır ve alaşımlarının genel özellikleri verilmektedir [26–30].



Şekil 2.1. Bakıra ilave edilen alaşım elementleri etkisinin şematik olarak gösterimi [28]

2.2.1. Saf bakır

Saf bakırlar en az %99,3 oranında Cu elementi içermektedir. Oksijensiz bakır, elektrolitik bakır, ateşte rafine edilmiş bakır ve deokside edilmiş fosfor bakır gibi farklı tipleri mevcuttur.

Oksijensiz bakır, maksimum 10 ppm oksijen içeren ve diğer alaşım elementleri toplamının minimum %0,01 olduğu bakır çeşididir (UNS C10100–C10800). Bu tip bakırların üretimi sırasında, deoksidasyon elementleri kullanılmamaktadır. Ancak bakırın içerisindeki oksijen, yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen ısıtma sırasında atmosferden emilmektedir.

Oksijensiz bakır, homojen bir mikroyapıya sahip olmasından dolayı, mükemmel süneklik özelliği göstermekte ve ark kaynak yöntemleri ve sert lehimleme ile kolaylıkla birleştirilebilmektedir. Oksijensiz bakıra, gümüş ilavesiyle elektrik iletkenliğinde bir azalma olmadan, yüksek sıcaklıklarda mukavemet artışı sağlanabilmektedir.

Ateşte rafine edilmiş bakırlar (UNS C11000–C11900), farklı miktarlarda antimon, arsenik, bizmut ve kurşun gibi empüriteleri içermektedir. Elektrolitik bakırlar (UNS C12500–C13000) ise çok daha az empüriteler içermekle beraber, mekanik özellikleri daha homojendir. Bu iki tip bakırda bulunan kalıntı oksijen miktarı ise benzer seviyededir. Bu bakırların kaynak yöntemleri ve sert lehimleme ile birleştirilmesinde, kalıntı oksijen ve empüriteler, porozite ve diğer süreksizliklerin oluşumuna neden olabilmektedir.

Ateşte rafine edilmiş bakırlar ve elektrolitik bakırlar, yüksek sıcaklıklara ısıtıldıklarında, bakır oksit oluşumu tane sınırlarında toplanma eğiliminde olmakta, mukavemet ve sünekliğin önemli ölçüde azalmasına neden olmaktadır. Dolayısıyla, yapısal uygulamalar için ergitme kaynak yöntemleri bu bakır tipi için tavsiye edilmemektedir.

Deokside edilmiş fosfor bakır (UNS 12000 ve C12300), %0,004–0,065 oranında kalıntı fosfor içermektedir. Bu bakır tipinin elektrik iletkenliği, içeriğindeki kalıntı fosfor miktarının artmasıyla azalmaktadır. Fosfor içeriği %0,009 olduğunda, elektrik iletkenliği yaklaşık %100 olmaktadır [26–30].

2.2.2. Yüksek bakır içerikli alaşımlar

En fazla %5'e kadar alaşım elementi içeren bakır alaşımları olup, kolay işlenebilir bakır ve çökelti-sertleşmeli bakır olmak üzere iki farklı tipi mevcuttur.

Kolay işlenebilir bakırlar (UNS 14500–C14710), kurşun, tellür ve selenyum içermektedir. Bakırın bu elementleri katı-çözelti olarak çözebilirliği düşüktür. Tellür ve selenyum matris içerisinde uzamış sert elemanlar olarak bulunurlarken, kurşun matris boyunca ince ve ayrıık partiküller şeklinde dağılmaktadır. Bu inklüzyonlar bakırın süneklik değerlerini düşürmekte, işlenebilirlik özelliğini ise arttırmaktadır. Ergitme kaynak yöntemleri bu bakır tipleri için tavsiye edilmemektedir. Çünkü bu bakır alaşımları, sıcak-kırılmalara ve çatlamalara karşı hassastırlar. Kolay işlenebilir bakırlar, lehimleme ve sert lehimleme ile birleştirilebilirler.

Çökelti-sertleşmeli bakırlar (UNS C15000, C15100, C17000–C18400 ve C64700–C64730), düşük miktarlarda berilyum, krom veya zirkonyum ilavesi sonucu ısıtılma işlemle çökeltme sertleşmesinin sağlandığı, böylece bakırın mekanik özelliklerinin arttırıldığı alaşımlardır. Bu alaşımlara ergitme kaynak yöntemlerinin veya sert lehimlemenin uygulanmasıyla, aşırı yaşlanma sonucu mekanik özelliklerde bozulmalar meydana gelmektedir [26–30].

2.2.3. Bakır-çinko alaşımları (pirinçler)

Bakır alaşımlarda, çinkonun (Zn) başlıca alaşım elementi olduğu alaşımlar (UNS C20500–C49080, C66400–C69950 ve C83300–C86800), genellikle “pirinç” olarak adlandırılmaktadır. Çinko dışındaki diğer alaşım elementleri ise pirinçlerin belirli mekanik ve korozyon özelliklerini geliştirmek amacıyla ilave edilmektedir. Manganez, kalay, demir, silisyum, nikel, kurşun ve alüminyum elementleri ya tek olarak ya da birlikte, nadiren %4’ü geçecek oranda pirinçlere ilave edilmektedirler. Alüminyum pirinçleri ve kalay pirinçleri gibi bazı özel pirinçler, ikinci alaşım elementi ile adlandırılmaktadır.

Pirinçler dövme ve döküm yöntemleriyle elde edilebilmektedirler. Ancak, döküm yoluyla üretilen pirinçler genellikle, dövme pirinçler kadar homojen bir yapıya sahip olmamaktadırlar. Bakıra çinko ilavesiyle ergitme sıcaklığı, yoğunluk, elektrik iletkenliği, ısıtılma iletkenlik ve elastik modülü azalmaktadır. Bununla birlikte, çinko ilavesiyle mukavemet, sertlik, süneklik ve ısıtılma genleşme özellikleri ise artmaktadır. Pirinçin sıcak-ışılma özellikleri, %20’ye kadar artan çinko içeriğiyle birlikte azalma eğilimi göstermektedir.

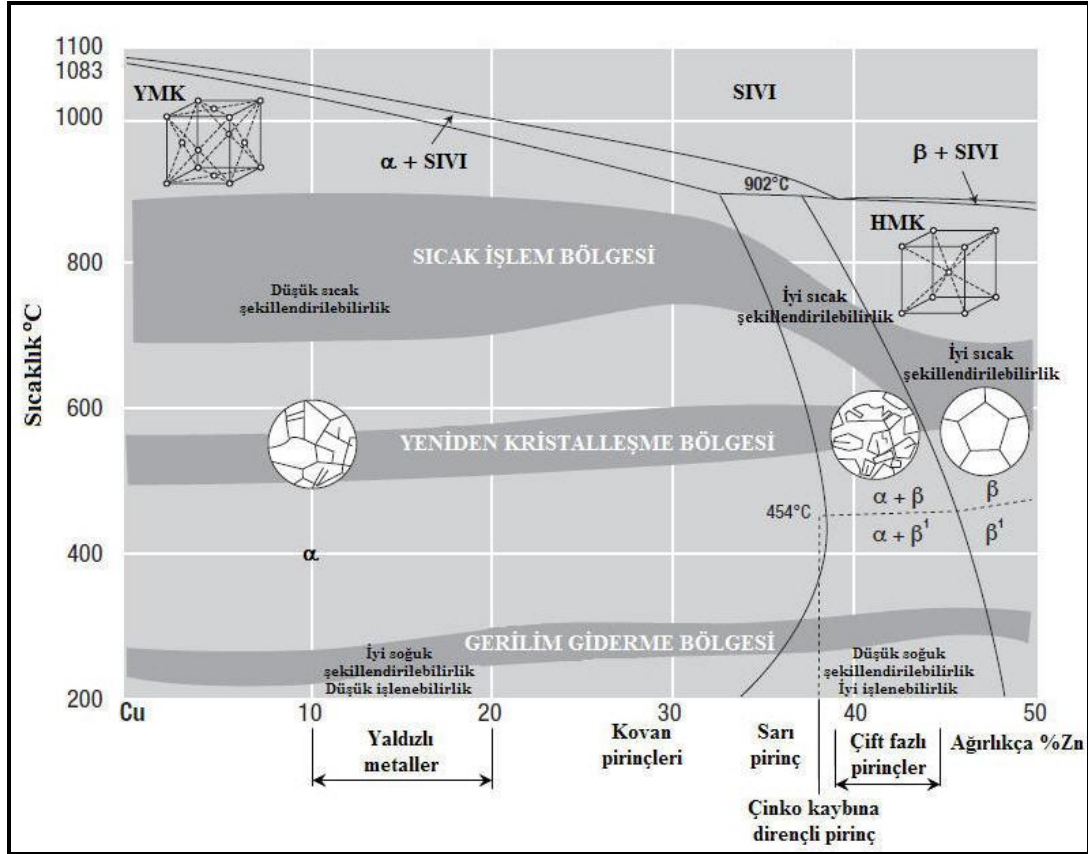
Pirinçin rengi, artan çinko içeriğiyle birlikte kırmızımsı görünümünden sarıya doğru değişim göstermektedir. Dolayısıyla, birleştirme sonrası yüzey görünümün önemli olduğu uygulamalar için ilave metal seçiminde, pirinç malzemenin rengiyle olan uyumluluğa dikkat edilmesi gerekmektedir.

Genel olarak birleştirme özellikleri dikkate alındığında, pirinçleri üç gruba ayırmak mümkündür. Bunlar; (a) kaynak kabiliyetleri iyi olan, düşük çinkolu pirinçler

(%20 \geq), (b) kaynak kabiliyetleri vasat olan yüksek çinkolu pirinçler (%20<) ve (c) kaynaklanamaz olarak bilinen, ancak sert lehimleme ve lehimleme yöntemleriyle birleştirilebilen kurşunlu pirinçlerdir.

Bakır-çinko alaşımlarının özellikleri, içerdikleri çinko miktarına bağlı olarak alfa (α) ve beta (β) fazları tarafından belirlenmektedir. Şekil 2.2’de verilen kısmi bakır-çinko faz denge diyagramından da görülebileceği gibi, “ α -pirinçler” ya da bir başka deyişle “soğuk-işlem pirinçleri”, minimum %63 oranında bakır içeren tek fazlı alaşımlardır. Oda sıcaklığında sahip oldukları iyi süneklik özellikleri sayesinde, haddeleme, çekme, eğme, bükme, derin çekme ve soğuk dövme gibi yöntemlerle yaygın olarak şekillendirilebilirler. α -pirinçleri içerisinde en iyi bilinen alaşım, %30 çinko içeren ve sıklıkla “70/30” veya “kovan pirinci” olarak adlandırılan CuZn30 alaşımıdır. CuZn30 alaşımları, optimum mukavemet ve süneklik kombinasyonuna, iyi korozyon direncine sahiptir. Isı eşanjörleri için boru üretiminde sıklıkla α -pirinçleri ve genelde de diğer alaşım elementleri ile korozyon direnci artırılmış CuZn30 pirinçleri kullanılmaktadır. Daha yüksek oranlarda (%80–90) bakır içeren CuZn10, CuZn20 gibi bazı pirinçler ise görünüşlerinden dolayı “yaldızlı metaller” olarak bilinmektedirler. Mimari uygulamalarda, kostüm, ucuz mücevherat, müzik aletleri yapımı gibi alanlarda kullanılmaktadırlar.

Alfa-pirinç grubu içerisinde yer alan ve “sarı pirinç” olarak adlandırılan CuZn37 alaşımı ise, soğuk presleme işlerinde kullanılmaktadır. Çinko içeriğinin yüksek olmasından dolayı CuZn30’a göre daha ucuzdur. Bununla birlikte, yüksek çinko oranı bu pirinçlerin saf bakıra göre mukavemet ve sertlik değerlerini arttırırken, ergime sıcaklığı, süneklik ve ısıl iletkenlik özelliklerinde azalmalara neden olmaktadır (Tablo 2.1).



Şekil 2.2. Bakır-çinko faz denge diyagramının %50 Zn'ye kadar olan kısmı, karakteristik bölge ve alaşımların gösterimi [30]

Tablo 2.1. Saf bakır ve CuZn37 pirinç malzemelerin ergime sıcaklıkları ve bazı mekanik özellikleri [4, 25, 31, 32]

	Ergime Sıcaklığı (°C)	Isıl iletkenlik (W/m·K)	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Süneklik ($l_0=50\text{mm}$)	Sertlik (Hv)
Elektrolitik Saf Cu	1084	392	69–365	221–455	4–55	40–115
CuZn37	902–920	120	97–427	317–883	3–65	55–200

CuZn37 pirinç, birçok çevresel etkiye karşı mükemmel korozyon direnci göstermesine rağmen, asetik asit, amonyak ve bileşikleri ile hidroklorik ve nitrik asitlere karşı korozyon direnci iyi değildir. Ayrıca, CuZn37 alaşımındaki yüksek çinko içeriği, gerilmeli korozyon çatlama eğilimini de arttırmaktadır. Bu riski azaltmak için, genellikle 250–350°C arasındaki sıcaklıklarda 2–6 saat gerilme

giderme tavlama yapılmaktadır. Bu pirinçler, lehimleme ve sert lehimleme yöntemleriyle mükemmel sayılabilecek nitelikte birleştirilebilirler. Oksi-asetilen ve direnç kaynak yöntemlerinde kaynak edilebilirliği iyi derecede iken, gaz-altı kaynak yöntemlerinde birleştirilebilirliği vasat dereceye düşmektedir [26–30].

Çift fazlı ($\alpha+\beta$) pirinçler ise “sıcak işlem pirinçleri” olarak bilinmekte ve genellikle %38–42 arasında değişen oranlarda çinko elementi içermektedirler. Alfa pirinçlerinin aksine, bu pirinçlerin oda sıcaklığındaki deformasyon kabiliyetleri daha düşüktür. Ancak bu grup alaşımları, alfa pirinçlerine göre yüksek sıcaklıklarda çatlama riski olmaksızın ekstrüzyon, presleme ve basınçlı döküm ile daha fazla oranlarda işlem görebilmektedir. Bu pirinçler için ideal sıcak-ışlem sıcaklık aralığı, pirinç malzeme soğurken, 650–750°C arasındadır (Bkz. Şekil 2.2) ki bu esnada alfa fazı, mekanik işlemle küçük partiküller olarak çökmeye başlamaktadır. Böylece, iyi mekanik özellikler elde edilir. Dolu ya da içi boş, karmaşık kesitli çubuklar şeklinde ekstrüzyon işlemi yapılabilen, karmaşık şekillerde kapalı kalıplarda sıcak olarak dövülebilmektedir. $\alpha+\beta$ pirinçleri, içeriklerindeki daha yüksek çinko oranları nedeniyle daha mukavemetli, fakat daha ucuzdurlar. Bununla birlikte, çinko kaybına karşı oldukça hassastırlar [26–30].

2.2.4. Bakır-kalay alaşımları (fosfor bronzları)

Bu bakır alaşımları %1–10 arasında değişen oranlarda kalay içermektedirler. Ayrıca bu alaşımlar, “fosfor bronz” olarak da bilinmektedirler, çünkü döküm sırasında deoksidan element olarak %0,03–0,04 arasında fosfor ilave edilmektedir. Fosfor bronzları, dövme (UNS C50100–C52400) ve döküm alaşımları (UNS C90200–C91700) şeklinde elde edilebilirler. Döküm bakır-kalay alaşımları dövme alaşımlarına benzemekle birlikte, çinko veya nikel ilave edilmekte ve %20’ye kadar yüksek miktarlarda kalay içermektedir. Ayrıca kurşunlu bakır-kalay alaşımları (UNS C92200–C94500) da mevcuttur.

Bakır-kalay alaşımları dar bir plastik aralığına sahip olup, 621–677°C sıcaklık aralığında sıcak-ışlem yapılmaktadır. %4’den düşük kalay içeriğindeki alaşımları, en iyi sıcak-ışlem özelliğine sahiptir.

Kurşunlu bakır-kalay alaşımları (UNS C53400 ve C54400), işlenebilirliğin artması için %2–6 arasında kurşun içermektedirler. Bazı alaşımları dikkatli bir şekilde yapıldığı takdirde, elektrik ark kaynağı ile kaynak edilebilmesine rağmen, genel olarak kaynakla birleştirmeleri tavsiye edilmez. Alaşımdaki kurşun içeriğinin artması, kaynak kabiliyetini azalmaktadır. Ayrıca, yüksek ön-tav sıcaklıklarından, yüksek ısı girdisinden ve yavaş soğuma hızlarından da kaçınılmalıdır. Gaz-altı kaynak yöntemleri ise, kaynakta porozite oluşumuna neden olduğundan tavsiye edilmemektedir. Köprü yatakları, bağlantı araçları, tutucular, kimyasal donanımlar ve tekstil makineleri parçaları bu alaşımların uygulama alanlarına verilebilecek örneklerdir [26–30].

2.2.5. Bakır-alüminyum alaşımları (alüminyum bronzları)

%3–5 arasında alüminyum içeren bu bakır alaşımlarına, “alüminyum bronzları” (UNS C61300–C63000) denilmektedir. Ayrıca değişik miktarlarda demir, nikel, mangan ve silisyum elementleri de içerebilmektedir. Metalurjik yapısına ve ısı işleme karşı gösterdiği tepkiye göre iki farklı alüminyum bronzu tipi vardır. Birincisi, %7’den az alüminyum içeren tek fazlı alaşımlar olup, bunlar ısı işleme sertleştirilemezler. İkincisi ise, çift fazlı bakır-alüminyum alaşımlarıdır. Her iki tipteki alaşımın da elektrik ve ısı iletkenlikleri düşük olup, kaynak kabiliyetleri iyidir. Alüminyum bronzlarındaki alüminyum içeriği %8’in altında olduğunda, sıcak-kırılma eğilimleri artmakta, kaynaktaki gerilmelerin yüksek olması durumunda da ITAB’da çatlama meydana gelebilmektedir. Alüminyum bronzları yaygın olarak pompa, vana, diğer su bağlantı elemanları ve denizcilik uygulamalarında kullanılmaktadır [26–30].

2.2.6. Bakır-silisyum alaşımları (silisyum bronzları)

Bakır-silisyum alaşımları (UNS C64700, C66100, C87300–C87900), “silisyum bronzları” olarak bilinmektedir. Sahip oldukları yüksek mukavemet, mükemmel korozyon direnci ve iyi derecedeki kaynaklanabilirlik özelliklerinden dolayı endüstriyel uygulamalar için önemli kabul edilmektedirler. Dövme alaşımları %1,5–4 arasında silisyumun yanı sıra, %1,5 veya daha az miktarlarda çinko, kalay,

mangan veya demir içermektedir. C87300 haricindeki döküm silisyum bronz alaşımları ise, dökülebilirliğin artırılması için yüksek miktarlarda (%4–30) çinko içermektedirler.

Bakıra silisyum ilavesiyle çekme mukavemeti ve sertlik özellikleri arttırılmış olur. Silisyum bronzlarının süneklikleri, yaklaşık %1'e kadar olan silisyum ilavesiyle azalmaktadır. %4 silisyum içeriğiyle ise maksimum süneklik elde edilmiş olmaktadır. Bununla birlikte, silisyum içeriğinin artmasıyla elektrik ve ısı iletkenlik özellikleri azalma eğilimi göstermektedir. Silisyum bronzlarına kaynak işlemi öncesi gerilim giderme tavının yapılması gerektiği gibi, istenilen sıcaklığa ulaşılması için alaşımın yavaş bir şekilde ısıtılması gerekmektedir. Bu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda sıcak-kırılmalara maruz kalabileceğinden, kritik sıcaklık aralığı süresince hızlı bir şekilde soğutulmaları gerekmektedir.

Silisyum bronzlarına demir ilavesiyle çekme mukavemetinde ve sertlikte artışlar görülmektedir. Çinko ve kalay ilavesiyle ise ergimiş bronzun akıcılığı artmakta, döküm işlemi ve oksijen-gaz yöntemiyle birleştirilebilme kalitesi gelişmektedir. Silisyum bronzları hidrolik basınç hatlarında, ısı eşanjörü borularında, denizcilik endüstrisi kullanılan transmisyon millerinde, bağlantı elemanlarında, madeni eşyalarda ve kimyasal işlem ekipmanlarında kullanılmaktadır [26–30].

2.2.7. Bakır-nikel alaşımları

Ticari bakır-nikel alaşımları (UNS C70100–C72950, C96200–96900) %5–45 arasında değişen oranlarda nikel içermektedirler. Kaynaklı imalatlarda kullanılan bakır-nikel alaşımları genellikle, %10–30 arasında nikel ve düşük seviyelerde demir, mangan veya çinko elementleri içermektedirler. Bakır-nikel alaşımlarının çoğu, deoksidan element içermezler. Bu durumda, ergitme kaynak yöntemlerinde porozite oluşumunun engellenmesi için deoksidan özelliğe sahip ilave metallerin kullanılması gerekmektedir.

Bakır-nikel alaşımları, nikel içeriğinin artışına paralel artış gösteren orta derecedeki çekme mukavemetine sahiptir. Bu alaşımlar, sünek ve nispeten tok bir özellik

göstermekte olup, elektrik ve ısıl iletkenlikleri nispeten düşüktür. Ayrıca, sıcak ve soğuk şekillendirilebilirlik özelliklerinin iyi olması sebebiyle levha, boru, tüp, çubuk şeklindeki üretilere elverişlidir. Yaygın uygulama alanları buhar araçları, soğutucular ve ısı eşanjörleridir [26–30].

2.2.8. Bakır-nikel-çinko alaşımları (nikel-gümüğü)

Bakır-çinko alaşımlarına nikel ilavesiyle, alaşıma gümüğümsü bir görünüm kazandırılmış olmaktadır. Dolayısıyla bu alaşımlar, dekoratif amaçlı uygulamalarda sıklıkla kullanılırlar. Nikel ilavesiyle alaşımın mukavemet ve korozyon direncinde artışlar görülmesine rağmen, bazı alaşımları çinko kaybına maruz kalabilmekte ve gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassas hale gelebilmektedir. Nikel-gümüğü olarak da adlandırılan bakır-nikel-çinko alaşımlarının (UNS C73200–C79900 ve C97300–C97800) iki farklı tipi vardır. Birincisi, nikel ve çinkonun yanı sıra %65 bakır içeren tek fazlı alaşım, diğeri ise bakır oranı %55–60 arasında olan çift fazlı alaşımdır. Bu alaşımların kaynak metalurjileri piriçlerinkine oldukça benzerdir.

Nikel gümüğlerinin genel uygulama alanları madeni eşyalar, bağlantı elemanları, optik ve kamera parçaları, asit stoklama ürünleri ve mutfak eşyalarıdır [26–30].

2.3. Bakır ve Alaşımlarının Kaynak Kabiliyetleri

Endüstriyel birçok uygulamada kullanılan bakır ve alaşımları ark kaynak yöntemleri, sert lehimleme, lehimleme, katı-hal birleştirme vb gibi yöntemlerle birleştirilebilmektedir. Bu başlık altında, bakır ve alaşımlarının birleştirilmesinde kullanılan yöntemlerle ilgili genel açıklamalar ve dikkat edilmesi gereken hususlar değerlendirilecek ayrıca, alaşım elementleri ile bazı faktörlerin kaynak kabiliyetine olan etkileri, birleştirme geometrileri ve tasarımları üzerinde durulacaktır.

2.3.1. Alaşım elementlerinin kaynak kabiliyetine etkileri

Bakır içerisinde bulunan ana alaşım elementlerinin yanı sıra, düşük miktarda ilave edilen bazı alaşım elementlerinin bakır ve alaşımlarının kaynak kabiliyetine önemli

etkileri olmaktadır. Özellikle az miktarlarda olsa bile zehirli ve uçucu alaşım elementleri Cu ve alaşımlarında bulunmaktadır. Bu nedenle, kaynakçı veya kaynak makinesi operatörünün sağlığının korunması, demir esaslı malzemelerin kaynağındaki durumdan daha fazla önem kazanmaktadır. Ayrıca, kaynak alanındaki havalandırma sisteminin de çok etkili bir şekilde kurulması zorunluluğu ortaya çıkmaktadır [4, 27, 29, 30].

- Çinko (Zn): Özellikle bütün pirinç malzemelerde, alaşımın çinko içeriğine bağlı olarak, kaynak kabiliyeti düşmektedir. Çinko ayrıca, alüminyum bronzları ve bakır-nikel alaşımlarında kalıntı element olarak bulunmakta, poroziteye veya çatlamalara ya da her ikisine birden neden olabilmektedir. Çinko, düşük ergime sıcaklığına sahip olduğu için, bakır-nikel alaşımlarının kaynağı sırasında zehirli dumanlar açığa çıkmaktadır. Dolayısıyla, kaynak sırasında etkili bir havalandırma sisteminin sağlanması gerekmektedir.
- Kalay (Sn): Alaşımda %1–10 arasında değişen kalay bulunması durumunda, kaynak sırasındaki sıcak-kırılma ve çatlama hassasiyetinin arttığı görülmektedir. Bu alaşımlar ise genel olarak, fosfor bronzları ve kalay pirinçleridir. Kalay, çinkoya kıyasla çok daha az uçucu ve zehirlidir. Ancak kaynak sırasında, kalay bakıra göre daha öncelikli olarak oksitlenmekte ve dolayısıyla, kaynak mukavemetinin azalmasına neden olmaktadır.
- Berilyum (Be), Alüminyum (Al) ve Nikel (Ni): Bu üç alaşım elementi de alaşımda kuvvetli refrakter oksitler şeklinde bulunmaktadır. Bu nedenle, kaynak öncesi bu oksitlerin yüzeylerden kaldırılmaları gerekmektedir. Kaynak işlemi sırasında bu oksitlerin oluşumu, uygun kaynak akımı, koruyucu gaz veya dekapan kullanılarak önlenmelidir. Nikel oksitler, berilyum veya alüminyum oksitlerine göre, ark kaynağında daha az problem oluşturmaktadır. Dolayısıyla nikel gümüşleri ve bakır-nikel alaşımları, imalat sırasında kullanılan kaynak akımı tipine daha az hassasiyet göstermektedirler. Ayrıca berilyum içeren alaşımlar, kaynak sırasında zehirli dumanların açığa çıkmasına neden olmaktadır. Bununla birlikte, alaşımda bulunan berilyum miktarının artmasıyla ısıl iletkenlik

ve ergime sıcaklığı da düşmektedir. Sonuçta, daha yüksek berilyum içeren alaşımın kaynağı daha kolay bir şekilde yapılabilir.

- Silisyum (Si): Bakır-silisyum alaşımlarının kaynağında, olumlu etkileri görülmektedir. Çünkü silisyum, deoksidan ve dekapan özellikleri göstermektedir. Bu etkilerinin yanı sıra, düşük ısı iletkenliği ark kaynak yöntemlerinde kaynak kabiliyetini arttırmaktadır. Bakır-silisyum alaşımlarında, 204°C gibi düşük sıcaklıklarda silisyum oksit oluşumları görülmektedir. Silisyum oksit oluşumu, ısıtma öncesi uygun bir dekapan kullanılmazsa lehimleme ve sert lehimlemeye engel olmaktadır.
- Fosfor (P): Bazı bakır ve alaşımlarında, mukavemet arttırıcı ve deoksidan özelliği görülmektedir. Pirinçlere fosfor ilavesiyle, çinko kaybına bağlı korozyon oluşumu engellenmektedir. Normal olarak birçok bakır alaşımındaki fosfor miktarının, kaynak kabiliyetine kötü veya engelleyici bir etkisinin olmadığı görülmektedir.
- Krom (Cr): Krom, berilyum ve alüminyum gibi refrakter oksitler şeklinde ergimiş kaynak banyosu yüzeyinde bulunabilmektedir. Bu nedenle, özel dekapanlar kullanılmazsa oksit-gaz yöntemiyle birleştirmelerde güçlükler ortaya çıkarmaktadır. Krom oksit oluşumunun engellenmesi için, ark kaynak yöntemlerinin inert bir koruyucu atmosfer altında gerçekleştirilmesi gerekmektedir.
- Kadmiyum (Cd): Bakırın kaynak kabiliyeti üzerine önemli bir etkisi bulunmamaktadır. Ancak, kadmiyumun düşük ergime sıcaklığı, yüksek kaynak sıcaklıkları sırasında buharlaşmasına neden olmaktadır. Bu yüzden, kaynakçı sağlığı açısından potansiyel bir tehdit oluşturmaktadır. Kadmiyum, ergimiş kaynak banyosunda oksit şeklinde bulunmasına rağmen, bu oksit dekapan kullanımıyla kolay bir şekilde azaltılabilmektedir.
- Demir (Fe) ve Mangan (Mn): Bakır alaşımlarında bu elementlerin bulunması, kaynak kabiliyeti üzerine önemli bir etki oluşturmamaktadır. Demir tipik olarak,

bazı özel pirinçlerde, alüminyum bronzlarında ve bakır-nikel alaşımlarda %1,4–3,5 arasında değişen oranlarda bulunmaktadır. Mangan ise bu alaşımlarda, demire göre daha düşük konsantrasyonlarda yaygın olarak kullanılmaktadır.

- Oksijen (O): Yeterli miktarda fosfor veya diğer deoksidan özellikli elementleri içermeyen bazı bakır alaşımlarının kaynağında porozite oluşumuna ve kaynak mukavemetinin azaltmasına neden olmaktadır. Oksijen yapıda, serbest gaz veya bakır oksit şeklinde bulunabilmektedir. Yaygın olarak kaynaklanabilen birçok bakır alaşımı, genellikle fosfor, silisyum, alüminyum, demir veya mangan gibi deoksidan elementleri içermektedir. Bu elementler oksijenle kolayca bileşik oluşturup, potansiyel porozite oluşumunu engellemektedirler. Ayrıca aynı deoksidan elementleri, ilave metalde de bulunmaktadırlar. Bakırlarda, ark kaynağının sağlamlığı ve mukavemeti geniş bir şekilde bakır oksit içeriğine bağlı olmaktadır. Oksit içeriğinin azalmasıyla, kaynak sağlamlığının da arttığı görülmektedir.
- Arsenik (As): Bakır alaşımlara arsenik ilavesi, alaşım nikel içermediği sürece kaynak problemlerine neden olamamaktadır. Ancak arsenik, nikel içeren bakır alaşımların kaynağında olumsuz etkiler yapmaktadır.
- Kurşun (Pb), Tellür (Te), Selenyum (Se), Kükürt (S): Kurşun, tellür, selenyum ve kükürt bakır alaşımlarının işlenebilirlik özelliklerinin artırılması için ilave edilen elementlerdir. Bu elementlerin bakır alaşımlarına az miktarda ilave edilmeleriyle işlenebilirlik artarken, kaynak kabiliyeti önemli şekilde kötü etkilenmektedir. Bu kötü etkiler, %0,05 ilave oranıyla başlamakta ve daha yüksek oranlarda artarak şiddetlenmektedir. Özellikle ergitme kaynaklarıyla birleştirmeler sırasında, kurşun içeren bakır alaşımları sıcak-kırılmalara ve çatlamalara karşı hassas hale gelmektedir. Bu nedenle kurşun, bakır alaşımlarının kaynaklanabilirliği açısından en zararlı element olup, genellikle %0,5–4 oranında kurşun içeren bakır alaşımları kaynakla birleştirilememektedir.

2.3.2. Diğer faktörlerin kaynak kabiliyetine etkileri

Bakır alaşımlarda, alaşım elementlerinin yanı sıra, diğer başka faktörler de kaynak kabiliyetini etkilemektedirler. Kaynak yapılacak bakır alaşımın ısı iletkenliği, kullanılan koruyucu gaz, kaynak sırasında kullanılan akım tipi, birleştirme geometrisi, kaynak pozisyonu, iş parçalarının yüzey şartları ve temizliği bu faktörler arasında yer almaktadır [4, 27, 29, 33].

Kaynak sırasında, bakır ve alaşımlarının davranışları kuvvetli bir şekilde alaşımın ısı iletkenliğinden etkilenmektedir. Yüksek ısı iletkenliğe sahip olan ticari bakırlar ve düşük alaşımlı bakır malzemelerin kaynağında, koruyucu gaz ve akım tipi, birleştirmeye maksimum ısı girdisi sağlayacak şekilde seçilmelidir. Yüksek ısı girdisiyle, lokal kaynak bölgesinden hızlı bir şekilde dağılan ısı kaybı karşılanmış olur. Düşük ısı iletkenliğe sahip bakır alaşımları için ise, kesit kalınlığına bağlı olarak ön-tav uygulamak gerekebilmektedir. Bazı bakır alaşımlarda, kalıntı gerilmelerin ve sıcak çekme etkilerinin azaltılması için kontrollü soğutma gerekebilmektedir.

Bakır ve alaşımları sahip oldukları yüksek akıcılık özellikleri nedeniyle, kaynak işlemlerinin mümkün olduğunca düz pozisyonda yapılması gerekmektedir. Yatay pozisyonda bazı köşe ve T-birleştirmeleri yapılabilmektedir.

Alın birleştirmeler için, yatay pozisyonda ve dikey pozisyonda aşağıdan yukarıya kaynaklar daha az tercih edilmektedir. Bu pozisyonlar genellikle, düşük ısı iletkenliğe sahip alüminyum bronzları, silisyum bronzları ve bakır-nikel alaşımlarının tungsten inert gaz, metal inert gaz ve plazma ark kaynak yöntemlerinde kullanılmaktadır. Düşük çaplı elektrotlar ve ilave dolgu telleri, düşük kaynak akımlarında, farklı geometrilerdeki pozisyonlar için (boru kaynağı gibi) kullanılmaktadır. Tungsten inert gaz, metal inert gaz ve plazma ark kaynak yöntemlerinde, kaynak banyosu akıcılığının kontrol edilebilmesi için darbeli akım kullanılmaktadır.

Genellikle alüminyum bronzları ve bakır-nikel alaşımlarının elektrik ark kaynak yöntemiyle, farklı geometrilerdeki pozisyonların kaynağı sınırlıdır. Fakat fosfor bronzları ve silisyum bronzları için rahatlıkla kullanılabilir.

Çökelti-sertleşmeli bakır alaşımlarının kaynağında, oksidasyon oluşumu ve tamamlanmamış ergimenin önlenmesi için, iş parçaları tav şartlarında kaynaklanmalı, daha sonra kaynaklı birleştirme çökelti-sertleşmesi ısıl işlemine tabi tutulmalıdır.

Bakır-kalay ve bakır-nikel gibi alaşımlar, katılaştırma sıcaklıklarında sıcak çatlamalara karşı hassastır. Bu durum, geniş bir sıvı-katı geçiş sıcaklığı aralığında bütün bakır alaşımlarında görülmektedir. Metalin katılaştırma sırasındaki şiddetli büzülme gerilmeleri, dentritik yapılar arasında ayrılmaya neden olmaktadır. Sıcak çatlama riski uygun bir ön-tav uygulanmasıyla, kök açıklığının azaltılmasıyla ve kök pasosunun artırılması sonucu kaynak sırasındaki sınırlamaların azaltılmasıyla, yavaş bir soğuma hızının elde edilmesi ve kaynaktaki gerilmelerin azaltılmasıyla en aza indirgenebilmektedir.

Çinko, kadmiyum ve fosfor gibi bazı alaşım elementleri, düşük ergime sıcaklıklarına sahip oldukları için, kaynak sırasında bu elementlerin buharlaşması sonucu porozite oluşumu görülebilmektedir. Bu elementleri içeren bakır alaşımlarının kaynağında porozite oluşumu, kaynağın yüksek hızlarda uygulanması ve düşük miktarlarda bu elementleri içeren ilave metallerinin kullanımıyla azaltılabilmektedir.

İş parçaları yüzeylerindeki yağ ve oksitler kaynak işlemi öncesi kaldırılmalıdır. Tel fırça veya kimyasallara daldırma yöntemleri kullanılabilir. Bakır-nikel alaşımlarında yağ, boya, markalamada kullanılan kalem izleri, kir vb kirleticiler gevrek çatlamalara neden olabilmektedir. Bakır-nikel alaşımlarındaki hadde cürufları taşlama veya dekapaj yoluyla kaldırılabilirken, tel fırça kullanımı etkili sonuçlar vermemektedir. Alüminyum bronzları ve silisyum bronzları yüzeylerindeki hadde cürufları ise, kaynak bölgesinden en az 13 mm mesafede olacak şekilde mekanik yollarla kaldırılmalıdır.

2.3.3. Ark kaynak yöntemleri

Tablo 2.2’de görülebileceği gibi, bakır ve birçok bakır alaşımı ark kaynak yöntemleri ile birleştirilebilmektedir. Genellikle koruyucu gaz atmosferi altında gerçekleştirilen ark kaynak yöntemleri, bakır ve alaşımlarının birleştirilmesi için tercih edilmekle birlikte, elektrik ark kaynak yöntemi kritik özelliğe sahip olmayan uygulamalar için kullanılmaktadır [4, 27, 29].

Tablo 2.2. Bazı bakır ve alaşımları için birleştirme yöntemlerinin uygulanabilirliği; M= Mükemmel, İ= İyi, V= Vasat, TE= Tavsiye Edilmez [27]

Alaşım	Oksi-asetilen	Elektrik ark	MIG	TIG	Direnç	Katı-hal	Sert lehim.	Lehimleme	Elektron ışın
Elektrolitik bakır	TE	TE	V	V	TE	İ	M	İ	TE
Oksijensiz bakır	V	T.E	İ	İ	TE	M	M	M	İ
Deoksidedilmiş bakır	İ	TE	M	M	TE	M	M	M	İ
Berilyum-bakır	TE	V	İ	İ	V	V	İ	İ	V
Kovan pirinci	V	TE	V	V	İ	İ	M	M	-
Kurşunlu piringler	TE	TE	TE	TE	TE	TE	M	İ	-
Fosfor bronz	V	V	İ	İ	İ	İ	M	M	-
Bakır-nikel (%30)	V	V	İ	İ	İ	İ	M	M	V
Nikel gümüşü	İ	TE	İ	İ	V	İ	M	M	-
Alüminyum bronz	TE	İ	M	M	İ	İ	V	TE	İ
Silisyum bronzları	İ	V	M	M	İ	İ	M	İ	İ

Tungsten inert gaz (TIG), metal inert gaz (MIG) ve plazma ark kaynak yöntemlerinde koruyucu gaz olarak, argon (Ar), helyum (He) ve bu ikisinin karışımı gazlar kullanılmaktadır. Ar gazı genellikle, 3 mm’den daha küçük kesitli, düşük ısı iletkenliğe sahip veya her iki durumun söz konusu olduğu iş parçalarının manüel kaynak uygulamalarında kullanılmaktadır. He veya %75 He + %25 Ar karışımı gazlar ise, kalın kesitli iş parçalarının otomasyon kaynağında veya yüksek ısı

iletkenliğe sahip kalın iş parçalarının manüel kaynaklarında tavsiye edilmektedir. Ark koruyucu gaza az bir miktarda azot (N) ilavesiyle, ısı girdisi verimliliği artırılabilir.

Elektrik ark kaynak yöntemi, geniş bir kalınlık aralığına sahip bakır alaşımlarının birleştirilmesinde kullanılabilir. Bakır alaşımlarının elektrik ark kaynağı için, 2,4 mm'den 4,8 mm'e kadar olan standart çaptaki örtülü elektrotlar kullanılabilir.

Daha yüksek ısı iletkenlik ve ısı genleşme özelliklerine sahip bakır ve alaşımlarının kaynağında, demir esaslı malzemelere göre daha büyük çapta distorsiyonlar meydana gelebilir. Ön-tav uygulaması, iş parçalarının sabitlenmesi, kaynak işlemi sırasının prosedüre uygun olarak yapılması, puntalama işleminin yapılması distorsiyon ve eğilmeleri en düşük seviyelere çekebilir.

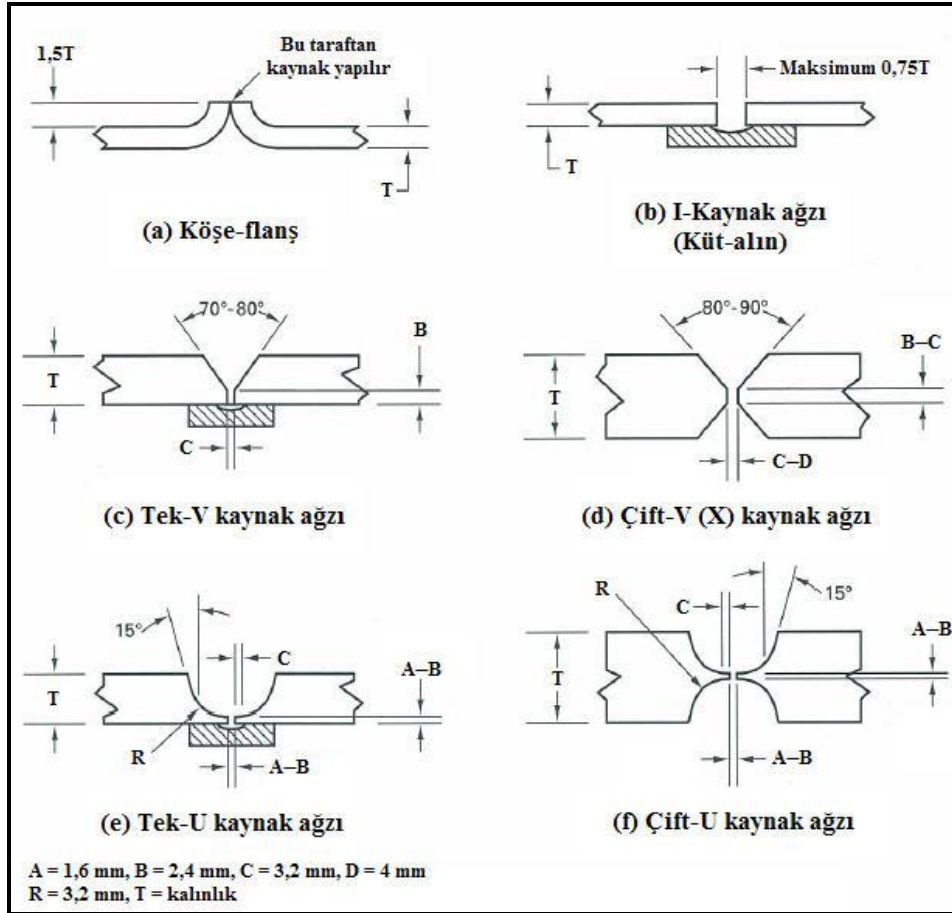
2.3.3.1. Birleştirme öncesi hazırlıklar

TIG, MIG ve elektrik ark kaynağı gibi ark kaynak yöntemleri için birleştirme öncesi bazı hazırlıkların yapılması bakır ve alaşımlarının kaynak kabiliyetini arttırmakta, kaynak sonrası olumsuzlukların giderilmesini sağlayabilir. Bu ön hazırlıkları aşağıdaki gibi özetlemek mümkündür [4, 27, 29].

Bağlantı tasarımı: Bakır ve alaşımlarının TIG ve elektrik ark kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi için tavsiye edilen bağlantı tasarımları Şekil 2.3'de gösterilmektedir. MIG kaynak yöntemiyle birleştirmelerde kullanılan tasarımlar ise Şekil 2.4'de gösterilmektedir. Bu bağlantı tasarımları, çeliklerde kullanılanlardan daha geniş kaynak ağızları açılmasına sahiptir. Bu şekildeki daha geniş kaynak ağızlarının hazırlanmasıyla, daha yüksek ısı iletkenliğe sahip bakır ve alaşımlarının kaynağı için gerekli olan ergime ve nüfuziyet sağlanmış olmaktadır.

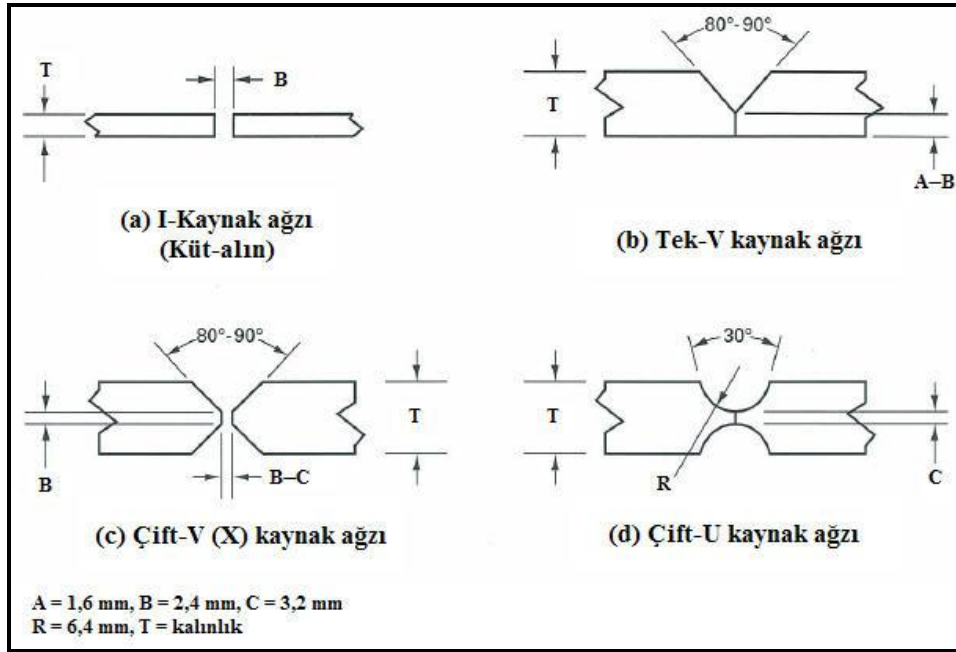
Yüzey hazırlığı: Kaynak yapılacak parçaların yüzeylerinin ve kaynak bölgelerinin kaynak işlemi öncesi yağ, gres, kir, boya ve oksitlerden temizlenmesi gerekmektedir. Tel fırça ile fırçalama, alüminyum bronzlardaki gibi kuvvetli oksitlerin bulunduğu

bakır alaşımları için uygun bir yöntem değildir. Bu alaşımların uygun bir kimyasal veya aşındırıcı ile temizlenmesi gereklidir.



Şekil 2.3. Bakır ve alaşımın, TIG ve elektrik ark kaynak yöntemleri için bağlantı tasarımları [27]

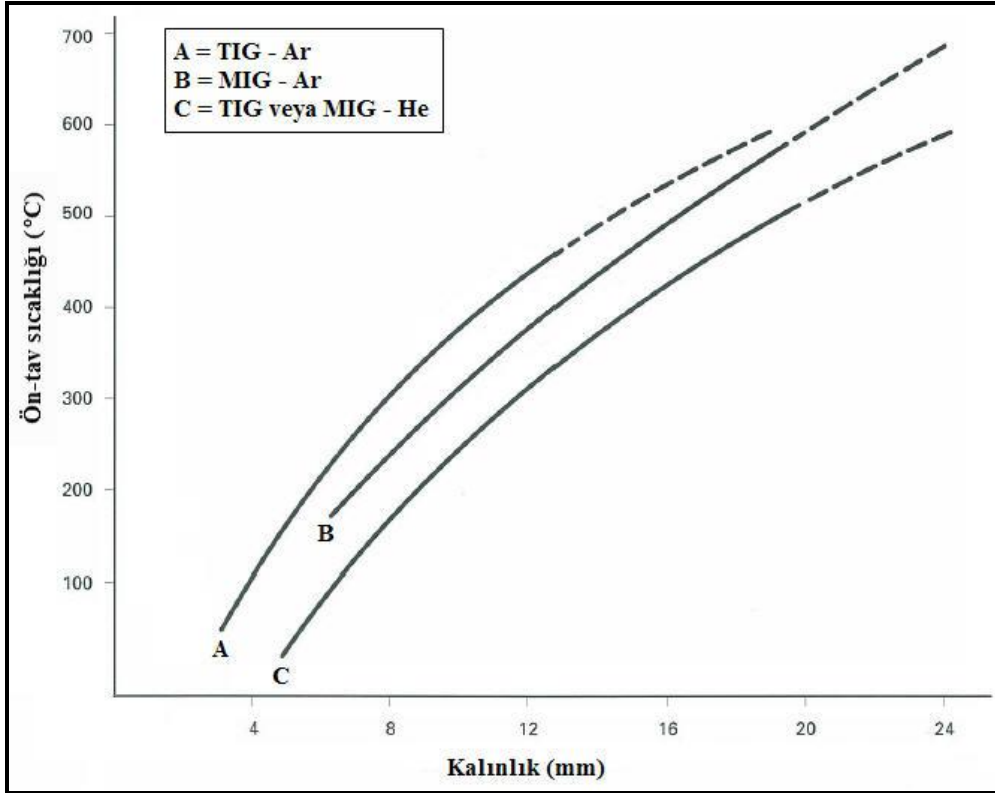
Ön-tav: Bakır ve bakır yüzdesi yüksek alaşımlarının sahip olduğu nispeten yüksek ısı iletkenlik, kaynak bölgesine sağlanan ısı girdisinin hızlı bir şekilde ana metal çevresine dağılmasına neden olmaktadır. Bu durum, yeterli bir ergimenin meydana gelmesini ve kaynak nüfuziyetini zorlaştırmaktadır. Kaynak bölgesindeki ısı kaybı, daha yüksek enerji girdisi sağlayan yöntemlerin kullanılmasıyla ya da daha yüksek kaynak akımlarıyla en aza indirilebilmektedir. Kaynak öncesi ön-tav uygulamak ise, ısı kaybının önlenmesi için en yaygın olarak kullanılan metottur.



Şekil 2.4. Bakır ve alaşımlarının, MIG kaynak yöntemi için bağlantı tasarımları [27]

Kaynak işlemi öncesi belirlenecek ön-tav sıcaklığı uygulanan kaynak yöntemi, koruyucu gaz türü, kaynaklanacak malzemenin alaşımına, kalınlığına ve geometrisine bağlı olmaktadır. Şekil 2.5, uygulanan kaynak yöntemi, koruyucu gaz ve iş parçası kalınlığının, bakır kaynağı için gerekli olan ön-tav sıcaklığına olan etkisini göstermektedir. İnce kesitli iş parçaları veya elektron ışın ve lazer kaynağı gibi yüksek enerji sağlayan kaynak yöntemleri için gerekli olan ön-tav sıcaklığı, daha kalın kesitli veya daha düşük enerjili yöntemlere göre daha düşük olmaktadır. MIG kaynak yönteminin kullanılmasıyla, normal olarak TIG ve oksî-gaz yöntemlerine göre daha düşük ön-tav sıcaklığı gerekmektedir. Kaynak şartları tamamen aynı olduğu durumlarda ise, daha yüksek ısıl iletkenliğe sahip bakır için gerekli olan ön-tav sıcaklığı daha yüksek olmaktadır. Alüminyum bronzları ve bakır-nikel alaşımlarına ise ön-tav uygulanmamaktadır.

Ön-tav uygulanırken, belirlenen sıcaklık ana metale homojen olarak dağıtılmalı ve bu sıcaklık, kaynak işlemi tamamlanuncaya kadar devam etmelidir. Kaynak işlemi kesildiğinde veya ara verildiğinde, kaynak işlemine devam etmeden önce yine aynı ön-tav sıcaklığı uygulanmalıdır.



Şekil 2.5. Bakır ve alaşımlarında kaynak yöntemi, koruyucu gaz ve parça kalınlığının uygulanacak ön-tav sıcaklığına olan etkisi [27]

Sabitleme: Bakır ve alaşımlarının ısıl genişleme katsayıları, çeliklerden yaklaşık olarak 1,5 kat daha fazladır. Bu durum, kaynak sırasında çok daha büyük distorsiyonlara neden olmaktadır. İnce kesitli parçalarda distorsiyon ve eğilmelerin mümkün olduğunca azaltılabilmesi için uygun sabitleme aparatlarının kullanılması, kalın kesitli parçaların kaynağında ise kaynak hattı boyunca puntalamanın yapılması gerekmektedir. Ancak, sabitleme tasarımında dikkatli olunması gerekmektedir. Çünkü bakır alaşımlarda gerçekleştirilen aşırı sabitleme ile sıcak çatlamlar söz konusu olabilmektedir. Çok pasolu kaynaklarda ise çatlamların önlenmesi için kök dikişinin oldukça geniş olması gereklidir.

Kaynak ağzı açılarak yapılan birleştirmelerde, kök nüfuziyetinin ve ergimenin kontrol edilebilmesi için düz veya yuvarlak altlık kullanılmalıdır. Bakır ve alaşımlarının birleştirilmesinde özellikle seramik altlık kullanımı uygun olabilmektedir.

2.3.3.2. Tungsten inert gaz yöntemi (TIG)

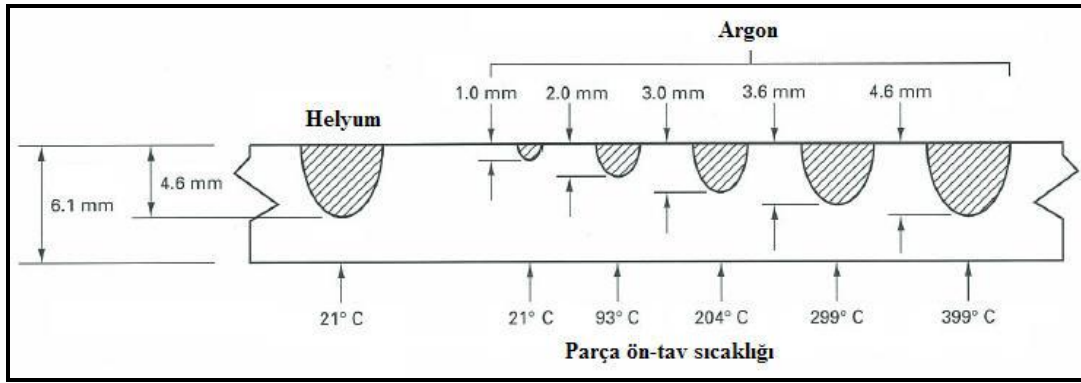
TIG kaynak yöntemi, yoğun bir ark oluşumu sağlaması nedeniyle bakır ve alaşımlarının kaynağı için oldukça uygun bir yöntemdir. Ayrıca, birleştirmeye oldukça yüksek bir ısı girdisi sağlanabilmekte ve dar bir ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) oluşumu elde etmek mümkün olmaktadır. Bakır ve yüksek ısıl iletkenliğe sahip bakır alaşımlarının kaynağında yoğun bir ark oluşumu, yüksek miktarda ergimenin meydana gelmesi ve bu bölgenin çevresinde minimum ısı oluşumu açısından önemlidir. Dar bir ITAB oluşumu ise, özellikle çökelti-sertleşmeli bakır alaşımlarının kaynağında arzu edilen bir durumdur [4, 27, 29].

TIG kaynak yöntemi özellikle 3,2 mm kalınlığa kadar olan ve küt alın geometride hazırlanmış bakır ve alaşımlarının kaynağında, ilave metal kullanılmaksızın uygulanabilen en uygun yöntemdir. İlave metal kullanımı ise genellikle, 3,2 mm'den daha kalın kesitli iş parçalarının kaynağında gerekli olmaktadır. 13 mm'den daha kalın parçalarının TIG ile kaynağı ise, eğer yeterli MIG donanımı mevcut değilse ve özel şartlar gerekiyorsa gerçekleştirilmelidir. Bu özel şartlar, bakır ana metalin sıcak-kırılma veya ısı-hassasiyeti özelliği olabilir ki bu durumda, ana metale sınırlı bir ısı girdisi sağlanması gerekli olmaktadır.

Kaynak parametreleri: Bakır ve birçok alaşımının TIG yöntemiyle birleştirilmesinde, elektrot negatif (-) kutupta ve doğru akımda (DC) kullanılmaktadır. Bu şekilde, belirli bir kaynak akımı için minimum çapta elektrot kullanımına olanak sağlanmış olmakta ve ana metalde maksimum nüfuziyet elde edilmiş olmaktadır. Yüksek frekansla desteklenen alternatif akım (AC) ise, berilyum bakırlarında ve alüminyum bronzlarında, ana metal üzerinde kararlı bir oksit filmi oluşumunun önlenmesi amacıyla kullanılmaktadır. Bununla birlikte, düz pozisyon haricindeki kaynak işlemlerinde darbeli akım kullanımı kolaylıklar sağlamaktadır.

Bakır ve alaşımlarının TIG yöntemiyle kaynağında, genellikle tungsten (W) ve W alaşımlı elektrotlar kullanılmaktadır. Bununla birlikte, bazı özel bakır alaşımları için toryum alaşımlı tungsten elektrotlardan daha iyi performans, daha uzun elektrot ömrü ve kirleticilere karşı daha fazla direnç sağlanabilmektedir.

1,5 mm kalınlıĝa kadar olan bakır parçaların birleştirilmesinde Ar gazı, 1,5 mm üzerindeki kalınlıklarda ise He gazı tercih edilmektedir. He ve Ar gazı karışımının birlikte kullanılmasıyla ise, birleştirmede daha derin bir nüfuziyet elde etmek ve daha yüksek hızlarda kaynak yapabilmek mümkün olmaktadır. Şekil 2.6'da, bakırın TIG kaynak yöntemiyle birleştirilmesinde, Ar ve He koruyucu gaz kullanımıyla ortaya çıkan nüfuziyet farklılıkları gösterilmektedir. He gazı, daha temiz ve akıcı bir kaynak banyosu oluşumuna imkân saĝladığı gibi, oksitlenme riskini de önemli oranda azaltmaktadır. %75 He + %25 Ar karışımı gaz kullanımında ise, He gazının iyi nüfuziyet özelliğiyle, Ar gazının kolay ark başlatması ve daha yüksek ark kararlılığı özelliği bir araya getirilmiş olmaktadır.



Şekil 2.6. TIG kaynak yönteminde (300 A, – DC, kaynak hızı = 204 mm/dakika) koruyucu gaz ve ön-tav sıcaklığının nüfuziyete olan etkisi [27]

Yöntemin uygulanması: Bakırın TIG yöntemiyle birleştirilmesinde, sağa ve sola doğru kaynak teknikleri uygulanabilmektedir. Sola doğru kaynak tekniği, tüm pozisyonlar için tercih edilmekle beraber, sağa doğru kaynağa göre daha homojen ve ince bir dikiş özelliği sağlamaktadır. Bakırın kaynak işlemi, salınım hareketi yapılmadan veya dar bir aralıktaki salınım hareketi uygulanarak yapılabilmektedir. Geniş salımlı ark oluşurmaktan ise kaçınlmalıdır, çünkü kaynak kenarları atmosferin olumsuz etkisi sonucu oksitlenebilmektedir. İlk pasodaki kaynak dikişinin, kaynak kök kısmına nüfuz etmesine, kaynak metalinde deoksidasyonu sağlayacak ve kaynak dikişinin çatlamasını önleyecek kadar yeterli kalınlıkta olmasına dikkat edilmelidir.

Şekil 2.3, bakırın TIG yöntemiyle kaynağı için uygun bağlantı tasarımlarını, Tablo 2.3 ise gerekli kaynak şartları ve ön-tav sıcaklıklarını göstermektedir. Ancak bakırın yüksek ısıl iletkenliği, tavsiye edilen bu şartların tüm uygulamalar için kullanımının önüne geçmektedir. Bu nedenle kaynak şartları, istenilen kaynak dikişi şeklinin elde edilebilmesi için ayarlanmalıdır. Kaynak dikiş şekli ise kaynak hızıyla belirlenmektedir. Aşırı hızlı kaynak işlemi, dışbükey bir kaynak dikiş şekli oluşumu arttırmakta, iş parçası kenarlarının çok az dolmasına ve kaynak pasoları sonrasında yetersiz nüfuziyete sebep olmaktadır [4, 27, 29].

Tablo 2.3. Bakırın manüel TIG ile birleştirilmesindeki genel şartlar; *Bkz. Şekil 2.3, GK= Gerektiği kadar [27]

Kalınlık (mm)	Bağlantı tasarımı*	Koruyucu gaz	W elektrot çapı (mm)	İlave metal çapı (mm)	Ön-tav sıcaklığı (°C)	Kaynak akımı (A)	Paso sayısı
0,3–0,8	(a)	Ar	0,5 ve 0,1	-	-	15–60	1
1–1,8	(b)	Ar	1 ve 1,6	1,6	-	40–170	1
2,3–4,8	(c)	He	2,4	2,4 ve 3,2	38	100–300	1–2
6,4	(c)	He	3,2	3,2	93	250–375	2–3
9,6	(e)	He	3,2	3,2	232	300–375	2–3
12,7	(d)	He	3,2 ve 4	3,2	343	350–420	4–6
≥16	(f)	He	4,8	3,2	399	400–475	GK

2.3.3.3. Metal inert gaz yöntemi (MIG)

Tablo 2.2’de görülebileceği gibi, MIG kaynak yöntemi bakır ve alaşımlarının birçoğu için uygulanabilmektedir. TIG kaynak yöntemi daha çok 3,2 mm’den ince iş parçalarının kaynağında tercih edilirken, MIG yöntemi 3,2–13 mm arasındaki kalınlıklara sahip parçaların ve alüminyum bronz, silisyum bronz ve bakır-nikel alaşımlarında kullanılmaktadır [4, 27, 29].

MIG yönteminin TIG ve elektrik ark kaynağına göre en önemli avantajı, uygulama sırasında yüksek metal birikimi sağlayabilmesidir. Ancak, TIG yöntemine göre daha yüksek ısı girdisinin neden olduğu daha geniş bir ITAB oluşumu, bazı uygulamalar için dezavantaj oluşturabilmektedir.

Kaynak parametreleri: Bakır ve alaşımlarının MIG kaynağı için kullanılabilen kaynak şartları ve ön-tav sıcaklıkları Tablo 2.4’de verilmiştir. MIG yönteminde, elektrot pozitif (+) kutupta ve DC akımda birleştirme yapılmaktadır. Genellikle koruyucu gaz olarak Ar kullanılmakla beraber, %75 He + %25 Ar karışımı koruyucu gaz da bakırın MIG yöntemiyle birleştirilmesi için tercih edilmektedir. Ar gazı normal olarak 6,4 mm kalınlığa kadar olan uygulamalar için kullanılırken, He ve Ar karışımı gaz ise daha düşük sıcaklıklarda ön-tav gereken daha kalın parçalarda, iyi bir nüfuziyet ve yüksek ilave metal yığılma hızı sebebiyle kullanılmaktadır.

Bakırın MIG ile kaynağı için ErCu bakır elektrotlar tavsiye edilmektedir. Bu elektrotlar, kaynaklanabilirliği arttırmak için az miktarda alaşım elementleri içermekle birlikte, en yüksek iletkenliğe sahiptir. Kaynağın iletkenliği ise ana metalden daha düşük olmaktadır. Bakır alaşımlı elektrot kullanımıyla (bakır-silisyum ve bakır-alüminyum), elektrik veya ısıl iletkenliğin esas olarak istenmediği durumlarda iyi mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Elektrot çapı ise bakır ana metalin kalınlığına ve bağlantı tasarımına bağlı olarak değişmektedir.

Yöntemin uygulanması: Bakırın MIG ile kaynağı için tavsiye edilen bağlantı tasarımları Şekil 2.4’de gösterilmektedir. 3,2 mm’den daha kalın kesitlerdeki parçalarda I-kaynak ağzı (küt-alın) kullanılmamaktadır. V kaynak ağzıları, 3,2–13 mm arasındaki kalınlıklarda tercih edilmektedir. Kesit kalınlığı 13 mm’yi geçtiğinde ise çift-V (X) veya çift-U kaynak ağzıları hazırlanmalıdır.

Genellikle MIG kaynağının düz pozisyonundaki birleştirmelerinde, ilave dolgu metali yığılması, spreylenme hareketi yapılmadan veya dar bir aralıkta salınım hareketiyle uygulanmalıdır. Düz pozisyonunda birleştirme için sola doğru kaynak tekniği kullanılmalıdır. Köşe kaynakları ise birçok uygulamada yatay pozisyonunda uygulanabilmektedir. Dikey pozisyonundaki kaynak işlemi ise, aşağıdan yukarıya doğru gerçekleştirilmelidir. Bakırın MIG yöntemiyle tavan pozisyonundaki kaynağı tavsiye edilmemekle birlikte, MIG yöntemi düz pozisyonlar haricindeki diğer pozisyonlarda birleştirmeler gerekli olduğunda, TIG ve elektrik ark kaynağına göre tercih edilmektedir. Farklı geometrilerdeki pozisyonların kaynağı genellikle alüminyum bronzları, silisyum bronzları ve bakır-nikel alaşımları gibi az akıcılık

gösteren alaşımlarla sınırlıdır. Bu şekildeki uygulamalar için düşük çaplı ilave dolgu telleri ve düşük kaynak akımları tercih edilmekte olup, genellikle iri damla veya kısa devre metal iletimi kullanılmaktadır. Darbeli spreylere ark, bakır ve alaşımlarının kaynağı için oldukça avantajlıdır. Darbeli akım kullanımıyla, kaynak dikiş şekli ve düz pozisyon haricindeki pozisyonlarda yöntemin uygulanabilirliği iyileşmektedir. Ayrıca darbeli akım, daha geniş bir kaynak akımı aralığında spreylere ark oluşturmak için de kullanılabilir. Düşük ve orta çaplı ilave teller birçok bakır alaşımın, farklı geometrilerdeki pozisyonlarında rahatlıkla kullanılabilir [4, 27, 29].

Tablo 2.4. Bakırın MIG ile birleştirilmesindeki genel kaynak şartları; *Bkz. Şekil 2.4, GK= Gerektiği kadar [27]

Kalınlık (mm)	Bağlantı tasarımı*	Koruyucu gaz	Tel çapı (mm)	Besleme hızı (mm/sn)	Ön-tav sıcaklığı (°C)	Kaynak akımı (A)	Kaynak hızı (mm/sn)	Paso sayısı
≤ 4,8	(a)	Ar	1,1	76–133	38–93	180–250	6–8	1–2
6,4	(b)	%75He + %25Ar	1,6	63–89	93	250–325	4–8	1–2
9,6	(b)	%75He + %25Ar	1,6	80–97	218	300–350	2–5	1–3
12,7	(c)	%75He + %25Ar	1,6	89–114	316	330–400	3–6	2–4
≥ 16	(d)	%75He + %25Ar	1,6	89–114	427	330–400	2–5	GK
≥ 16	(d)	%75He + %25Ar	2,4	63–80	427	500–600	3–6	GK

2.3.3.4. Elektrik ark kaynak yöntemi

Bakır, örtülü ECu elektrotların kullanımıyla kaynaklanabilmekte, fakat kaynak kalitesi gaz korumalı yöntemlerdeki kadar iyi olmamaktadır. Elektrik ark kaynak yönteminde en iyi sonuçlar, deoksided bakırların kaynağında elde edilmektedir. Yöntem, deoksided edilmiş ve ateşte rafine edilmiş bakırlarda da kullanılabilir. Ancak kaynaklı birleştirmelerin porozite ve oksit inklüzyonları içerebildiği görülmektedir [4, 27, 29].

Bağlantı tasarımları Şekil 2.3'de gösterildiği gibi olmalıdır. Düşük karbonlu çeliklerin elektrik ark kaynağı uygulamalarıyla karşılaştırıldığında, bakır ve alaşımlarında daha geniş kök açıklığı, daha geniş kaynak ağzı açıları, daha yüksek ön-tav sıcaklığı, daha yüksek pasolar arası geçiş sıcaklığı ve daha yüksek kaynak akımları kullanılmaktadır. Elektrot çapı, ana metalin kalınlığı kadar seçilmelidir. Kaynak işlemi, dolgu metalinin metal akışını sağlamak için, doğru akımda ve elektrot pozitif kutupta yapılmalıdır. Birleştirmede salınımsız veya salınım hareketli kaynak teknikleri kullanılabilir. Bakır ve alaşımlarının elektrik ark kaynağıyla uygulamaları genellikle düz kaynak pozisyonlarıyla sınırlıdır. ECuSi ve ECuSn-A gibi alaşımlı örtüye sahip elektrotlar ile nispeten ince kesitli parçaların tamirinde, erişimi kısıtlı köşe kaynaklarında ve bakırın diğer metallerle kaynağı yapılabilmektedir. 3,3 mm'den daha kalın parçaların düz pozisyonda kaynağında, 260°C veya üzeri ön-tav sıcaklığı uygulanmaktadır. Farklı geometrilerdeki pozisyonların kaynakları ise genellikle fosfor bronzları ve bakır-nikel alaşımlarının birleştirilmesiyle sınırlıdır [4, 27, 29].

2.3.3.5. Plazma ark kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımları, ERCu dolgu metali kullanılarak plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilebilmektedir. Ar, He veya her ikisinin karışımı gazlar bütün bakır alaşımlarında, parça kalınlığına bağlı olarak bu yöntemde kullanılabilir. TIG yönteminde olduğu gibi, helyumca zengin karışım gaz kullanımında ark enerjisi daha yüksek olmaktadır. Bununla birlikte, Ar veya He gazına hidrojen asla ilave edilmemelidir.

Plazma ark kaynağı, TIG yöntemine göre iki önemli üstünlüğe sahiptir: (1) Tungsten elektrot gizli ve tamamen koruma altındadır. Bu durumda pirinçler, fosfor ve alüminyum bronzları gibi düşük ergime sıcaklıklarına sahip elementlerden oluşan alaşımların kaynağında, elektrotun kirlenmesi önemli şekilde azalmıştır. (2) Daha yüksek ark enerjisi sayesinde, ITAB genişlemesinin önüne geçilmiş olur. Plazma ark kaynak yönteminde, dolgu metali seçimi ve kaynak pozisyonları genel olarak TIG kaynak yöntemine benzer şekildedir [4, 27].

2.3.3.6. Tozaltı ark kaynak yöntemi

Ağır levhalardan üretilen dikişli boru gibi kalın malzemelerin kaynağı, toz dekapan altında sürekli ark oluşumuyla tozaltı ark kaynağıyla gerçekleştirilebilmektedir. Bu yöntem, yüzey sertleştirme ve kaplama amaçları için de kullanılabilir. 13 mm'den daha kalın kesitli bakır-nikel alaşımlarında oldukça parlak sonuçlar alınabilmektedir. TIG yöntemindekine benzer şekilde, V ve U kaynak ağızlarına sahip bağlantı tasarımları tatmin edici sonuçlar vermektedir.

Bakır-nikel alaşımları için standart dekapanlar kullanılabilir. Kaynak şartları büyük ölçüde kullanılan dekapanı bağı olarak değişmektedir. Bunun yanı sıra, çok pasolu kaynaklarda, kaynak dikişleri geçişleri sırasında tam bir ergimenin sağlanması için özel bir dikkat gerekmektedir [4, 27].

2.3.4. Diğer yöntemler

Bakır ve alaşımları ark kaynak yöntemlerinin yanı sıra, oksijen-gaz, elektron ışın, lazer, direnç dikiş kaynağı, sürtünme kaynağı, lehimleme ve sert lehimleme yöntemleriyle de birleştirilebilmektedir. Ancak bu yöntemlerden bazıları bakır ve alaşımlarının birleştirilmesi için yaygın bir şekilde uygulanabilirken, bazıları da çeşitli kısıtlamalara sahiptir. Bu başlık altında, bakır ve alaşımlarının ark kaynakları haricindeki diğer yöntemlerle birleştirilebilirlikleri hakkında genel bilgiler verilmektedir.

2.3.4.1. Oksi-asetilen kaynak yöntemi

Oksijeni alınmış ve oksijensiz bakırlar, oksi-asetilen kaynak yöntemiyle birleştirilebilmektedirler. Ancak bu yöntem, daha çok küçük ve kritik önemi olmayan tamir kaynaklarında kullanılmaktadır. Oksi-asetilen alevinin ark kaynak yöntemlerine göre nispeten düşük ısı girdisi nedeniyle, kaynak hızları da düşük olmaktadır. ErCu veya ERCuSi ilave dolgu metalleri ve uygun bir dekapan, bakırın oksi-asetilen kaynağında kullanılabilir. Standart bir dekapan kullanımında, ilave metal ve birleştirme yüzeyleri dekapan ile kaplanmalıdır. Dekapan ile

birleştirme yapılırken nötr alev, dekapan olmadan yapılanlarda ise biraz daha fazla oksitleyici alev kullanılmalıdır. 3,3 mm'den kalın ve ısı iletkenliği yüksek bakır parçalarda iyi bir birleştirme için ön-tav ve yardımcı bir ısıtma tavsiye edilmektedir.

Düz pozisyonlarda birleştirme yaparken genellikle, sağa doğru kaynak tekniği tercih edilmelidir. Sağa doğru kaynak tekniği ile sola doğru kaynağa göre daha geniş bir kaynak elde edilebileceği gibi, oksit oluşum tehlikesi de daha az olmaktadır. Ergimiş kaynak banyosunun kontrolü önemli ölçüde, kaynak hattının yaklaşık 10–15° açıyla yatırılıp, kaynağın yukarı doğru yapılmasıyla sağlanmaktadır. Tamamlanmış kaynak dikişlerindeki gerilmelerin giderilmesi ve kaynak mukavemetinin arttırılması için çekiçle dövme işlemi yapılabilir. Çekiçle dövme işlemi, kaynak dikişi sıcakken yapılabileceği gibi, oda sıcaklığına soğuduktan sonra da gerçekleştirilebilmektedir [27, 29].

2.3.4.2. Elektron ışın kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımlarının elektron ışın kaynak yöntemiyle birleştirilebilmesini etkileyen faktörler, ark kaynak yöntemlerini etkileyen faktörlerle benzerdir. Ancak, bakırın yüksek ısı iletkenliği bu yöntemin uygulanmasında ark kaynaklarına göre daha az güçlükler ortaya çıkarmaktadır. Özellikle ince kesitli bakır alaşımları, vakumsuz ortamda bu yöntemle başarıyla birleştirilebilmektedir. Besleyici tel donanımı ile kaynağa ilave metal sağlanarak da birleştirmeler gerçekleştirilebilmektedir.

Oksijensiz ve ateşte rafine edilmiş bakır gibi deokside edilmemiş bakırların elektron ışın kaynağında, ergimiş metal kaynak bölgesinden dışarı atılarak sıçrantı oluşumuna ve pürüzlü kaynak yüzeylerine neden olabilmektedir. Bu durum, genellikle yüzeysel paso uygulanmasıyla giderilebilmektedir. Vakum ortamı muhtemel hidrojen gevrekliği riskini azaltsa da, kök boşlukları ve poroziteler meydana gelebilmektedir.

İşlenebilirliği kolay bakırlardaki düşük ergime sıcaklığına sahip elementlerin varlığı, bu bakırların elektron ışın kaynağını elverişsiz hale getirmektedir. Ayrıca, pirinç ve çinko içeren diğer bakır alaşımlarının kaynağında da zorluklar görülmektedir.

Genellikle, çinko içermeyen bakır alaşımlarının elektron ışın kaynağında, herhangi bir problemle karşılaşmadan birleştirmeler yapılabilir [27].

2.3.4.3. Lazer kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımlarının lazer kaynağı ile birleştirilebilmeleri oldukça sınırlıdır. Bu yöntemle birleştirmelerdeki başlıca problem, bakır ve alaşımlarının yüksek ısı iletkenlikleri ve lazer ışını yansıtıcı özelliğe sahip olmalarıdır. CO₂ lazerin kızıl-ötesi uzun dalga ışın enerjisinin yaklaşık %99'u bakır tarafından yansıtılmaktadır. Bu nedenle bakır genellikle, CO₂ lazer ışını dağıtım sistemlerinde yansıtıcı eleman olarak kullanılmaktadır. Yansıtma özelliği sıcaklığa bağlı olmakla beraber, malzeme daha sıcak olduğunda ışık emilimi artmaktadır. Ancak, bakırın yüksek ısı iletkenliği bu durumu engellemekte ve yüksek yansıtıcılık özelliğinin korunmasını sağlamaktadır. Daha kısa dalga boyundaki lazer uygulamalarıyla, bazı bakır alaşımları başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir. Bakır, dalga boyu 1,06 µm olan Nd:YAG ışığını daha fazla miktarda emebilmekte, böylece başarılı birleştirmeler elde edilebilmektedir.

Bakır ve alaşımlarının lazer ışın kaynağında dikkat edilmesi gereken hususlar, diğer ergitme yöntemlerindeki benzerdir. Lazer kaynağının sahip olduğu yüksek soğuma hızı nedeniyle meydana gelen yüksek katılma gerilmeleri, bakır alaşımlarını çatlamalara karşı daha hassas hale getirebilmektedir [27].

2.3.4.4. Direnç nokta kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımlarının direnç nokta kaynağı ile kaynak kabiliyetleri, sahip oldukları elektrik ve ısı iletkenlik oranıyla ters olarak değişmektedir. Daha düşük iletkenliklere sahip bakır alaşımları bu yöntemle kolaylıkla birleştirilebilmektedir.

Berilyumlu bakırlar, pirinç ve bronzların birçoğu, nikel-gümüşleri ve bakır-nikel alaşımları gibi elektrik iletkenlikleri %30 ve altında olan alaşıma sahip plakalar direnç nokta yöntemiyle kaynak edilebilmektedirler. Elektrik iletkenliği arttıkça, kaynak kalitesi sürekli olarak düşmektedir (saf bakırın elektrik iletkenliği %100). Elektrik iletkenliği yaklaşık %60'ın üzerinde olan bakır alaşımları ise bu yöntemle

birleştirilememektedir. Direnç nokta kaynağı, alaşimsız bakırlar için uygulanabilir bir yöntem değildir. Bakır alaşımlarının direnç nokta kaynağında elektrotların uyguladığı kuvvet, aynı kalınlıktaki çeliklere uygulanan kuvvetin %50–70 oranındadır. Bununla birlikte, çeliklere göre daha yüksek kaynak akımları ve daha düşük kaynak süreleri kullanılmaktadır. Tungsten veya molibden uçlu elektrotlar, elektrot yapışmasını en aza indirmek için tercih edilmektedir [27].

2.3.4.5. Direnç dikiş kaynak yöntemi

Kaynak sırasındaki aşırı akım değişimi, yüksek ısıl iletkenlik ve elektrot temas direncinin düşüklüğü sebebiyle bakır alaşımlarının direnç dikiş kaynak yöntemiyle birleştirilebilmeleri zordur. Direnç dikiş kaynağı genellikle elektrik iletkenliği %30'un üzerinde olan alaşımlar için uygun olmamaktadır. Ancak, direnç nokta kaynağıyla birleştirilebilen bazı bakır alaşımları, direnç dikiş kaynağıyla da birleştirilebilmektedir [27].

2.3.4.6. Yakma alın kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımlarının yakma alın kaynak yöntemiyle birleştirilmelerinde çok iyi sonuçlar alınabilmektedir. Ancak dövme basıncı, baskı hızı, akım yoğunluğu, birleştirme hızı gibi parametrelerin doğru bir şekilde ayarlanması gerekmektedir. Kurşunlu bakır alaşımları yakma alın kaynağı ile kaynak edilebilmekte olup, tam bir birleştirmenin meydana gelmesi ise alaşımın içeriğine bağlı olmaktadır. %1'e kadar kurşun içeriğine sahip olan alaşımlar için, genellikle herhangi bir problem ortaya çıkmamaktadır. Bakır ve alaşımlarının nispeten düşük ergime sıcaklıkları ve dar bir aralıkta sahip oldukları plastik sınır sebebiyle, yüzeyler temas ettiğinde minimum basınç altında hızlı bir dövme işleminin gerçekleştirilmesi gerekmektedir [27].

2.3.4.7. Difüzyon kaynak yöntemi

Bakır ve alaşımlarının endüstriyel uygulamaları için difüzyon kaynağı oldukça sınırlıdır. 850–950°C arasında değişen sıcaklık aralığında eğer yüzey oksitleri dağıtılabılırsa, bakırı bakırla kolayca birleştirmek mümkün olmaktadır. Genellikle

difüzyon kaynağı uygulamalarında, alüminyum/bakır gibi farklı metallerin birleştirilmeleri gerçekleştirilmektedir [27].

2.3.4.8. Sürtünme kaynak yöntemi

Sürtünme kaynağı ile bakır ve alaşımlarının birleştirilebilmesi sınırlı olmasına rağmen, dar bir ITAB oluşumu ve birleştirme özelliklerinin mükemmel olması gibi bazı avantajlar görülmektedir. Bu yöntem ile benzer bakır malzemelerin (bakır/bakır ve pirinç/pirinç gibi) birleştirilmesi gerçekleştirilebildiği gibi, bakırın alüminyum, gümüş, çelik titanyum gibi farklı metallerle de birleştirilmesi yapılabilmektedir [27].

2.3.4.9. Sert lehimleme yöntemi

%10'dan daha fazla alüminyum içeren alüminyum bronzları ve %3'den fazla kurşun içeren alaşımlar haricindeki bakır ve alaşımları, uygun ilave dolgu metalleri ve dekapan kullanımı ya da koruyucu atmosfer altında sert lehimleme yöntemiyle birleştirilebilmektedir. Bazı özel alaşımlarda gevrek kırılma, çatlama veya ilave metalle aşırı alaşımlandırmanın engellenmesi için bazı önlemlerin alınması gerekebilir. Ayrıca, refrakter yüzey oksitlerinin oluştuğu bazı bakır alaşımları için özel dekapan kullanılması da gerekebilir. Bakırın sert lehimle birleştirilmesi, elektrik endüstrisinde, ısıtma, havalandırma ve klima sistemlerinde çokça kullanılmaktadır [4, 27, 34].

Bakır ve alaşımlarının sert lehimlenmesinde en yaygın olarak iki tip ilave dolgu metali kullanılmaktadır. Birincisi, 628–871°C arasında lehimleme sıcaklığına sahip gümüş esaslı ilave dolgu metalleri, diğeri ise 704–816°C arasında lehimleme sıcaklığına sahip bakır-fosfor ilave dolgu metalleridir. AWS sınıflandırmasına göre RBCuZn, BCuP, BAu ve BAg tiplerinden herhangi birisi ilave dolgu metali olarak da kullanılabilir. Fosfor içeren ilave dolgu metalleri, dekapan kullanımına gerek olmadan bakır üzerinde kendiliğinden akıcılık göstermekte ve buharlaşan herhangi bir bileşen içermemektedir. Elektrik iletkenliği önemli olan parçalarda ise BAg-8 veya saf gümüş ilave dolgu metalleri kullanılmaktadır [4, 27, 34].

Alüminyum bronzları haricindeki bütün bakır ve alaşımlarının sert lehimlenmesinde, dekapan olarak AWS FB3A ve FB3B tipleri, BCuP ve BAg ilave dolgu metalleriyle birlikte kullanılmaktadır. Alüminyum bronzları için ise daha etkili oksit çözme özelliğine sahip AWS FB4 tipi dekapan tercih edilmektedir.

Sert lehimleme için bağlantı tasarımı yapılırken, iş parçaları arasındaki mesafenin, ilave dolgu metali ve ana metale bağlı olarak belirli toleranslarda olması gerekmektedir. Genellikle optimum birleştirme boşluğu, 0,04–0,2 mm arasında değişmektedir. Ayrıca, bindirme mesafesinin birleştirilecek en ince parça kalınlığının 3–4 katı kadar olması yeterli olmaktadır. Bu şekilde, birleştirmeden istenen mukavemetin elde edilebilmesi için mümkün olan en az malzemenin kullanılması sağlanmış olur.

Bakır ve alaşımlarının sert lehimle birleştirilmesinde genellikle, alev ayarının kolayca yapılabilmesi ve hızlı ısı girdisi sağlaması nedeniyle oksijen-asetilen tercih edilmektedir. Ayrıca, kullanılan alev nötr olmalıdır. Nötr alev ise oksijen ve asetilenin aynı miktarlardaki karışımından meydana gelmelidir. Alevin beyaz koni kısmı, açık bir şekilde görülecek şekilde ayarlanmalıdır [4, 27, 34].

Bakır ve alaşımlarının üfleçle sert lehimlenmesinde, yeterli bir birleştirmenin elde edilebilmesi için dikkate alınması gereken bazı hususlar vardır. Bunları şu şekilde sıralamak mümkündür [4, 27, 34]:

- Birleştirilecek yüzeylerin temiz ve oksitten arındırılmış olması gerekmektedir. Temizleme işlemi tel fırça, bilye püskürtme gibi mekanik yöntemlerle yapılabileceği gibi, hidrofluorik ve sülfürik asit gibi çeşitli kimyasallar kullanılarak da yapılabilir.
- Sert lehimleme ilave dolgu metali için doğru bir birleştirme boşluğunun sağlanması gerekmektedir.
- Eğer birleştirilecek bakır alaşımı ve ilave dolgu metalinde çinko oranı fazla ise, çinko buharlaşmasını önlemek için oksitleyici alev tercih edilmelidir.

- Alevin mızrak ucu, iş parçalarına değmemelidir.
- Alev, iş parçaları üzerinde geniş bir yelpaze şeklinde gezdirilmelidir.
- Bakırın yüksek ısı iletkenliğinden dolayı, malzeme kalınlığına göre çeliklerde kullanılan üfleç büyüklüğünün bir büyük numaralı seçilmelidir.
- Pirinçlerin sert lehimlenmesinde, ilave dolgu metalindeki çinko miktarının ana metalden fazla olmasına özen gösterilmelidir.
- Sert lehimlenecek bakır ve alaşımlarının ısı iletkenliği fazla olduğu için ön-tav uygulaması gerekebilmektedir.
- İlave dolgu metalinin birleşme alanına kolaylıkla akabilmesi için ısıtma dağılımının doğru bir şekilde yapılması gerekmektedir.
- Bakırın, refrakter bir tuğla üzerinde sert lehimle birleştirilmesi tercih edilmelidir.

BÖLÜM 3. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ

3.1. Sürtünme Karıştırma Kaynağına Giriş

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), 1991 yılında İngiltere’de bulunan Kaynak Enstitüsü, “The Welding Institute” (TWI) tarafından geliştirilip patenti alınmış bir katı-hal kaynak yöntemidir. Yöntem ilk olarak, alüminyum alaşımlarının birleştirilmesi için kullanılmıştır [8, 35].

Sürtünme karıştırma kaynağının sahip olduğu nispeten düşük kaynak süresi, otomasyon kolaylığı, birleştirilecek parçalar için minimum yüzey hazırlığı ve kaynak operatörü yetiştirilmesi için yüksek maliyetlerin gerekmemesi gibi avantajları, yöntemin dikkat çeken ilk özellikleridir. Ayrıca birleştirmelerin, malzemelerin ergime sıcaklıklarının altındaki sıcaklıklarda gerçekleşmesi ve buna bağlı olarak, birleştirme bölgelerinde mükemmel mekanik ve mikroyapı özelliklerinin elde edilmesi, sürtünme karıştırma kaynağının birçok malzeme için uygulanabilirliğinin önünü açmıştır.

SKK yöntemi, özellikle geleneksel kaynak yöntemleriyle birleştirilmeleri güç olan 2XXX, 6XXX, 7XXX, 8XXX serisi gibi yaşlanma sertleşmesine tabi tutulmuş alüminyum alaşımlarının, magnezyum ve alaşımlarının, bakır ve alaşımlarının kaynağının yanı sıra, yüksek ergime sıcaklıklarına sahip titanyum ve alaşımlarının, demir esaslı malzemelerin kaynağı için de uygulanabilmektedir. Dolayısıyla günümüzde SKK, bu malzemelerin çokça kullanıldığı uçak-uzay, denizcilik, otomotiv endüstrilerinin yanı sıra gıda, radyoaktif ve kimyasal atık madde depolama gibi birçok alanda yaygın bir şekilde uygulanmaktadır.

Bu bölümde, SKK yönteminin çalışma prensibi, diğer kaynak yöntemlerine göre avantaj ve dezavantajları, takım geometrisinin önemi, kaynak parametrelerinin

etkileri, birleştirme sırasındaki sıcaklık dağılımı ile birleştirme sonrası kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapı değişimleri ve mekanik özellikler, birleştirilebilen malzeme türleri gibi, yöntemle ilgili genel literatür bilgileri ve deneysel çalışma örnekleri verilecektir.

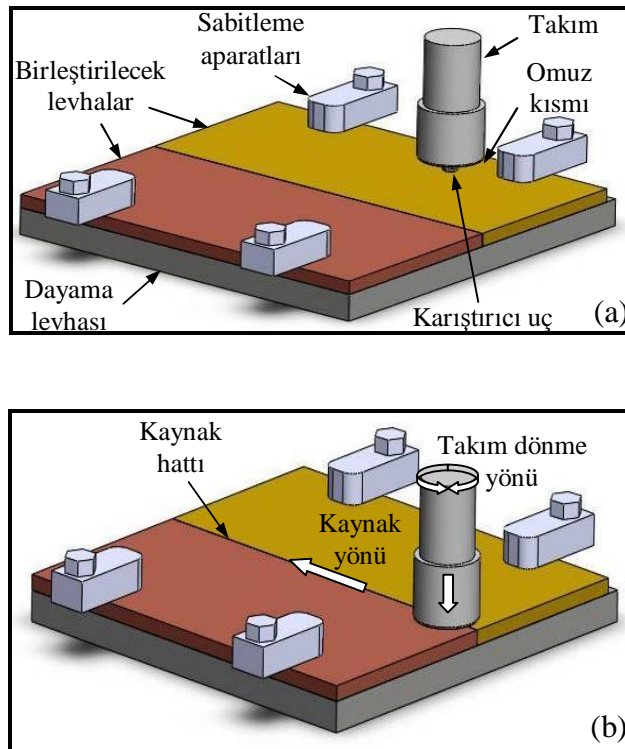
3.2. SKK Yönteminin Çalışma Prensibi

Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin uygulanışı, dikkat çekici derecede basittir. Şekil 3.1’de, SKK yönteminin temel çalışma prensibinin uygulama aşamaları şematik olarak gösterilmektedir. Yöntemin, örnek bir alın kaynağı için uygulanışını dört ana aşamada özetlemek mümkündür:

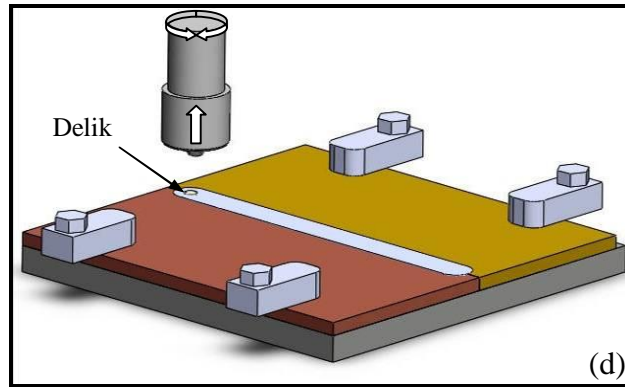
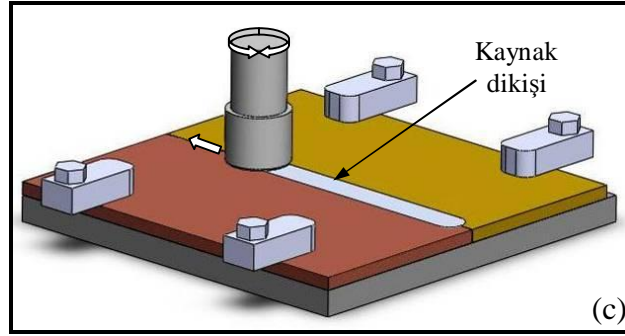
- Aşama 1: SKK ile birleştirilecek levhalar, bir dayama levhasının üzerine yerleştirildikten sonra, uygun bağlama aparatları yardımıyla sıkı bir şekilde sabitlenir. Birleştirilecek levhaların sabitlenmesinin amacı, karıştırıcı ucunun levha yüzeylerinden içeri girmesi sırasında meydana gelen eksenel kuvvetlerin, levha pozisyonları ve konumlarını bozmasını önlemektir. Daha sonra, kaynak bölgesinde birleştirme için gerekli ısı girdisi ve karıştırmayı sağlayan, özel olarak tasarlanmış karıştırıcı uç ve omuz kısmından oluşan bir takım, SKK makinesinin (freze, robot vs) takım tutucusuna monte edilir (Şekil 3.1a).
- Aşama 2: Saat yönü veya tersi yönde, belirli bir devirde döndürülen takımın karıştırıcı ucu, birbirlerine bitişik halde sabitlenen levhaların alın-alına birleşme yüzeylerinden içeriye doğru batırılır. Bu batırma işlemi, karıştırıcı uç tamamen malzemelerin içerisine girinceye ve omuz kısmı levha yüzeylerine temas edinceye kadar devam eder. Genellikle, omuz kısmının da bir miktar levha yüzeylerinden içeri girmesi, etkin bir birleştirme için tercih edilir (Şekil 3.1b).
- Aşama 3: Dönmekte olan takıma veya levhaların sabitlendiği makinenin tablasına, birleştirmenin istendiği kaynak hattı doğrultusunda, belirlenen kaynak hızında ilerleme hareketi verilerek kaynak işlemine başlanır (Şekil 3.1c).

- Aşama 4: İstenilen uzunlukta kaynak işlemi gerçekleştirildikten sonra, takım levha yüzeylerinden dışarı doğru çekilerek çıkarılır ve birleştirme işlemine son verilir. Takım karıştırıcı ucunun levhalardan çıktığı kaynak dikişi sonunda, bir delik meydana gelmektedir (Şekil 3.1d).

Kaynak işlemi sırasında kullanılan takımın iki ana fonksiyonu vardır. Birisi, kaynak bölgesinde birleştirme için gerekli olan ısı girdisinin sağlanması, diğeri ise birleştirilecek olan iş parçalarında malzeme taşımının gerçekleştirilmesidir. Kaynak bölgesinde ısı oluşumu, dönen takım ile iş parçaları arasındaki sürtünme sonucu ve iş parçalarında meydana gelen plastik deformasyon nedeniyle ortaya çıkmaktadır. Lokal olarak meydana gelen ısı artışının etkisiyle, karıştırıcı ucun etrafındaki malzemenin yumuşaması ve takımın dönme-öteleme hareketi ile bu malzemenin karıştırıcı ucun ön tarafından arka tarafa doğru taşınması sağlanır. Bu şekilde, birleştirilen malzemelerin ergime sıcaklıkları altında kalan sıcaklıklarda, bir katı-hal birleşmesi meydana gelir [36].



Şekil 3.1. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin, tipik bir alın birleşmesi için uygulamasının şematik olarak gösterimi



Şekil 3.1. (Devam)

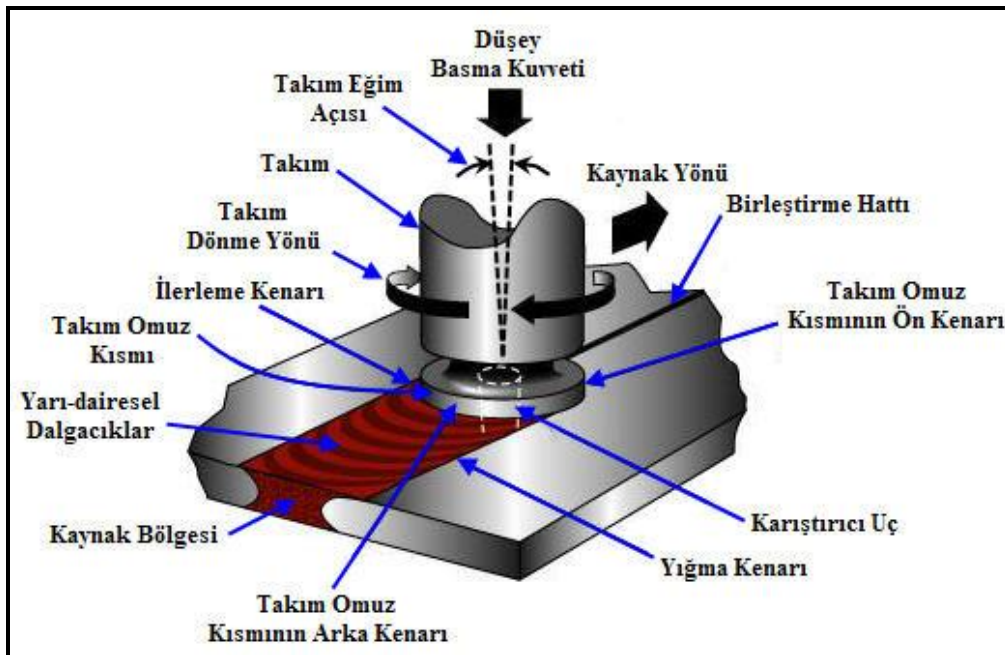
3.3.SKK Yönteminde Kullanılan Terminoloji

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, uluslararası akademik ve endüstriyel çevrelerce kullanılan bir terminolojiye sahiptir. Bu terimlerin, hangi şartlarda ve ne amaçla kullanıldığı hakkında bilgi sahibi olunması, yöntemin daha iyi anlaşılması ve ortak bir terminoloji geliştirilmesi açısından kolaylıklar sağlayacaktır. Dolayısıyla bu bölümde, SKK yönteminde sıklıkla kullanılan bazı özel terimler (Türkçe ve İngilizce) hakkında kısa açıklamalar yapılacaktır. Şekil 3.2’de ise, bu terimlerden bazılarının örnek bir birleştirme üzerindeki gösterimleri verilmektedir.

- Takım (Tool): SKK makinesinin (freze, robot vs) mili ile iş parçaları arasında kalan parçanın tamamına denilmektedir.
- Karıştırıcı uç (Pin / Stirrer pin / Probe): Takımın uç kısmını oluşturan, çeşitli geometrik şekillere sahip olabilen ve SKK sırasında, iş parçaları yüzeylerinden içeri girip gömülen takım kısmına denilmektedir.

- Takım omuz kısmı (Shoulder): Takım gövdesi ile karıştırıcı uç arasında, geniş bir yüzey alanına sahip olan ve iş parçaları yüzeylerine temas ederek bir baskı kuvveti sağlayan kısma denilmektedir.
- Takım omuz kısmı ön kenarı (Leading edge): SKK sırasında, dönmekte olan takım omuz kısmının ön tarafına denilmektedir.
- Takım omuz kısmı arka kenarı (Trailing edge): SKK sırasında, dönmekte olan takım omuz kısmının arka tarafına denilmektedir.
- Takım eğim açısı (Tilt angle): Takım eksenine ile birleştirilecek levha yüzeylerinin normali arasındaki açığa denilmektedir.
- Topuk batma derinliği (Heel plunge depth): Takım eğim açısı kullanılarak gerçekleştirilen bir birleştirmede, omuz kısmı arka tarafının iş parçaları yüzeylerinden girerek nüfuz ettiği derinliğe denilmektedir.
- Kaynak hızı (Welding speed / Travel speed / Travel rate): SKK sırasında, takımın veya iş parçalarının sabitlendiği tablanın, kaynak hattı boyunca genellikle “mm/dakika” cinsinden ilerleme hızına denilmektedir.
- Takım dönme hızı (Tool rotation speed): SKK sırasında takımın, kendi eksenine etrafında, genellikle “devir/dakika” cinsinden dönme hızına denilmektedir.
- Takım dönme yönü (Tool rotate direction): Takımın, kendi eksenine etrafında, saat yönü veya tersi yönde döndüğü doğrultuya denilmektedir.
- İlerleme kenarı (Advancing side): Kaynak bölgesinin, takım dönme yönü ile ilerleme yönünün aynı olduğu tarafına denilmektedir.
- Yığıma kenarı (Retreating side): Kaynak bölgesinin, takım dönme yönü ile ilerleme yönünün ters olduğu tarafına denilmektedir.

- Basma kuvveti (Down force): Takımın, dikey ekseninde (Z-ekseni), iş parçalarına uyguladığı basma kuvvetine denilmektedir.
- Kaynak metali / Karışım bölgesi (Weld nugget / Stirred zone): Kaynak merkezi içerisindeki, genellikle oval şekilli ve yeniden kristalleşme sonucu ince tane yapısına sahip olan mikroyapı bölgesine denilmektedir.
- Thermo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (Thermo-mechanically affected zone): SKK sırasında, hem ısı hem de plastik deformasyondan etkilenmiş ve tanelerinin yön değiştirerek uzadığı mikroyapı bölgesine denilmektedir.
- Isı tesiri altındaki bölge (Heat affected zone): SKK sırasında, sadece ısıdan etkilenerek, tanelerinin irileşmeye maruz kaldığı mikroyapı bölgesine denilmektedir.
- Kök temas bölgesi (Kissing bond): Kaynak kök kısmında yeterli bir karışım ve deformasyonun olmadığı, kök yüzeylerinin birbirlerine temas ederek difüzyon yoluyla birleştiği bölgeye denilmektedir.



Şekil 3.2. SKK yöntemindeki bazı özel terimlerin, örnek bir birleştirme üzerinde gösterimleri [37]

3.4. SKK Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları

SKK yönteminin ergitme kaynak yöntemlerine göre, kaynak kalitesi açısından ortaya koyduğu en önemli üstünlüğü, iş parçalarına daha düşük ısı girdisi sağlayıp, kaynak metalinde ergime meydana gelmeden birleştirme işleminin gerçekleştirilebilmesidir [38, 39]. Bunun yanı sıra, son yıllarda SKK yönteminde kaydedilen önemli gelişmeler, diğer birleştirme yöntemlerine göre birçok önemli avantajı beraberinde getirmiştir. Özellikle, nispeten daha düşük enerji tüketimi, kaynak bölgesi için herhangi bir koruyucu gaz kullanımına gerek olmaması, kaynak sırasında zehirli gaz ve dumanların açığa çıkmaması, SKK yönteminin çevre ve insan sağlığıyla dost “yeşil teknoloji” olarak nitelendirilmesini sağlamıştır. Ayrıca, kaynak işleminde ilave metal kullanılmaması ve endüstriyel uygulamalarda talep edilen, el becerisinin ön plana çıktığı sertifikalı kaynakçı ihtiyacını da ortadan kaldırmaktadır [36]. Genel olarak, sürtünme karıştırma kaynak yönteminin kullanılmasıyla kazanılan önemli avantajları üç başlık altında toplayarak özetlemek mümkündür [36, 40]:

Metallurjik avantajlar:

- Kaynak işlemleri yarı veya tam otomatik makinelerde gerçekleştirilebilir.
- Bütün kaynak pozisyonlarında birleştirmeler yapılabilir.
- Boyutsal kararlılık ve tekrar edilebilirlik özelliğine sahiptir.
- Birleşme işleminin katı-halde gerçekleşmesinden dolayı, ergitme yöntemlerinde karşılaşılabilen gözenek ve boşluk oluşumu minimum seviyededir.
- Düşük ısı girdisi sebebiyle, iş parçalarında çok düşük miktarda çarpılma ve büzülme meydana gelir.
- Alaşım elementlerinde kayıplar görülmez.
- Kaynak bölgesi, mükemmel metallurjik özellikler gösterir.

- İş parçalarında çatlamlar görülmez.
- Kaynak bölgesinde, yeniden kristalleşme sonucu ince taneli bir kaynak metali meydana gelir.
- Kaynak ağzı açılmasına gerek yoktur.

Çevresel avantajlar:

- Koruyucu gaz kullanımına gerek yoktur.
- Çevre ve insan sağlığına zararlı dumanlar ve ışınlar ortaya çıkmaz.
- Kaynak öncesi ve sonrası, yağ ve kir tabakasının ortadan kaldırılması için kimyasal çözücülerin kullanılmasına gerek duyulmaz.
- Kaynak yüzeylerinin, ergitme kaynak yöntemlerindeki gibi, aşırı düzeyde temizlenmesi gerekmez.
- Kaynak sırasında sıçrama olmaz.

Enerji avantajları:

- Kaynak işlemi sırasında gerekli olan enerji girdisi, diğer kaynak yöntemlerine göre oldukça düşüktür. Örneğin, lazer kaynağı kullanımında gerekli olan enerjinin sadece %2,5'i SKK yönteminde kullanılmaktadır.
- Tren, otomobil, gemi, uçak, uzay mekiği gibi araçlarda, ısıl işlemlerle mukavemetleri arttırılmış, hafif ağırlıklara sahip alüminyum alaşımların SKK ile birleştirilmesiyle, ağırlık azalmasından dolayı yakıt tüketiminin düşmesine imkân sağlamaktadır.

Yukarıda sıralanan avantajlarının yanı sıra, SKK yöntemi diğer kaynak yöntemlerine göre bazı dezavantajlara sahiptir [36, 40]. Bunları da, şu şekilde sıralamak mümkündür:

- Ortalama kaynak hızı, bazen ergitme kaynak yöntemlerine göre daha yavaş olabilmektedir.
- 1,25 mm'den düşük kalınlıklardaki ince parçaların birleştirilmesi zordur.
- Birleştirilecek iş parçalarının mengene, cıvata-somun, kelepçe gibi bağlama aparatlarıyla sıkı bir şekilde sabitlenmeleri gerekmektedir.
- Sürekli birleştirmelerde, iş parçalarının ileri-geri hareketini sağlayacak donanımlara gerek duyulmaktadır.
- Kaynaklı birleştirmenin sonunda, karıştırıcı ucun iş parçalarından çıktığı yerde bir delik oluşmaktadır. Bu deliğin, özel geliştirilmiş takımlarla ya da alternatif kaynak metotları kullanılarak kapatılması gerekmektedir. Aksi takdirde, birleştirmenin bu kısmı ıskartaya ayrılmaktadır.
- Kendinden tepkili takım (self-reacting tool) kullanımı haricinde, dayama levhasının kullanılması gereklidir.
- Dolgu amaçlı uygulamalar için uygun bir yöntem değildir.

3.5. SKK Yönteminde Kullanılan Takımlar

SKK sırasında kullanılan takım malzemesi ve geometrisi, kaynak bölgesindeki malzeme akışı, ısı üretimi ve sıcaklık dağılımı gibi kaynak esnasında kontrol edilemeyen etkenlere bağlı olan mikroyapıyı direkt olarak etkilemektedir [36]. Dolayısıyla, birleştirmenin metalurjik ve mekanik özellikleri kullanılan takım özellikleriyle doğrudan ilişkilidir. Bu nedenle, SKK yapılmış bir birleştirmeden

beklenen özelliklerin elde edilebilmesi, doğru olarak seçilmiş takım malzemesi ve geometrisine bağlı olmaktadır.

3.5.1. Takım malzemeleri

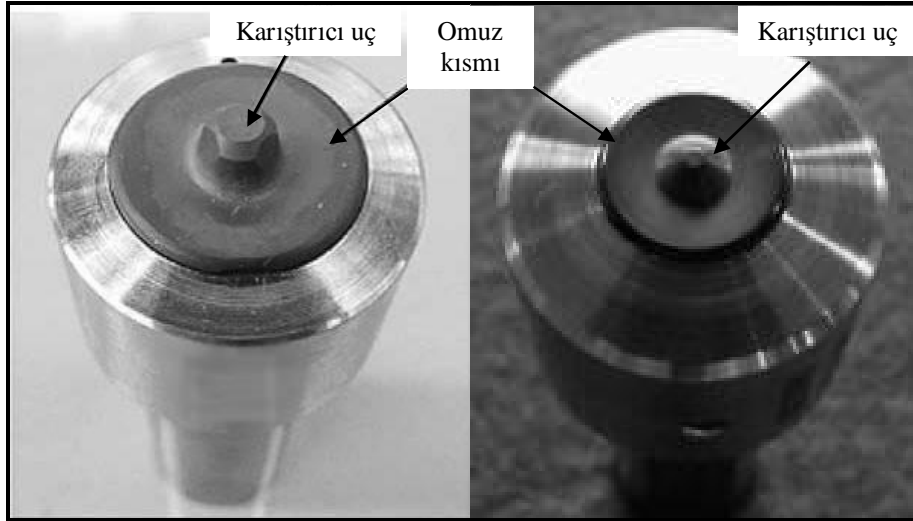
Uygun takım malzemesinin seçilmesi, takım geometrisinin belirlenmesinden önce gelmektedir. Çünkü hatalı seçilen bir takım malzemesinin kullanımıyla, takım geometrisinin ve elde edilen kaynak özelliklerinin değerlendirilmesi mümkün olmayacaktır. Özellikle kaynak işleminin, birleştirilen malzemelerin ergime sıcaklıklarının %70–90 arasındaki sıcaklıklarda gerçekleştirildiği düşünülürse, takım malzemesinin bu sıcaklıklarda yeterli dayanıma sahip olması gerekmektedir. Aksi takdirde, kullanılan takımda deformasyon ve kırılmaların meydana gelmesi söz konusu olacaktır [41]. Bu nedenle, takım malzemesinin seçiminde, kaynak yapılacak malzemenin türü, özellikle de ergime sıcaklığı dikkate alınmalıdır. Yüksek ergime sıcaklıklarına sahip malzemelerin SKK ile birleştirilmesi sırasında, takım malzemesinin yüksek sıcaklıklarda yeterli mukavemete sahip olmasının yanı sıra, fiziksel ve kimyasal aşınmalara karşı da dirençli olması gerekmektedir. Ayrıca, kaynak hızı (takım ilerleme hızı) da takım malzemesi seçiminde göz önünde bulundurulması gereken diğer bir husustur [42, 43].

SKK yönteminin alüminyum ve alaşımlarının birleştirilmesi için kullanılmaya başladığı ilk yıllarda, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerden yapılan takımlardan olumlu sonuçlar alınabilmekteydi [44]. SKK yöntemi ile ortaya konulan birçok üstün özellik, yöntemin farklı alaşım ve malzemelerde kullanılmasının önünü açmıştır. Ancak, 6XXX ve 7XXX serisi gibi ısı işlem görmüş alüminyum alaşımlar, çelik ve 304 paslanmaz çelikler, titanyum alaşımları gibi malzemelerin birleştirilmesinde, alaşımsız veya düşük alaşımlı çelik malzemelerden üretilen takımlardan yeterli verim alınmadığı tespit edilmiştir. Bu nedenle, bahsedilen bu ve benzeri malzemelerin kaynakları için daha üstün mekanik özelliklere sahip takım malzemeleri ile ilgili çalışmalar hız kazanmış, gerçekleştirilen birçok çalışmada ise olumlu sonuçlar alınmıştır. Tablo 3.1’de, SKK yönteminde kullanılan bu takım malzemelerinin türleri ile kimyasal bileşimleri, çalışma sıcaklıklarına göre gösterilmiştir.

SKK yöntemiyle birleştirmelerde, Tablo 3.1’de gösterilen takım malzemelerinin yanı sıra, örnek takım uygulamaları Şekil 3.3’de verilen, polikristalin kübik bor nitrid (PCBN) malzemeler de 304L paslanmaz çelik ve titanyum gibi yüksek ergime sıcaklıklarına sahip malzemelerin kaynağında kullanılmaktadır [12, 45, 46]. Ancak, PCBN takımların tek parça halinde üretilmeleri yüksek maliyetler gerektirdiğinden, genellikle sadece takım omuz ve karıştırıcı uç kısmının PCBN malzemeden, gövde kısımlarının ise farklı malzemelerden üretilmesi tercih edilmektedir [47].

Tablo 3.1. SKK yöntemiyle birleştirmelerde kullanılabilen çeşitli takım malzemeleri ve bu takımların maksimum çalışma sıcaklıkları [42]

Takım malzemesi	Maksimum çalışma sıcaklığı (°C)
H-13 (%0,32-0,45 C + %4,75-5,5 Cr + %0,2-0,5 Mn + %1,1-1,75 Mo + %0,8-1,2 Si + %0,8-1,2 V)	~538
Ferro-TiC SK (%35 TiC + %5,2 Cr + %4,1 Mo + %0,6 Ni + kalan Fe)	~593
MP-159 (%19 Cr + %25,5 Ni + %7 Mo + %35,7 Co + %3 Ti)	~593
Stellite 6B (%3 Ni + %2 Si + %3 Fe + %2 Mn + %28-32 Cr + %1,5 Mo + %3,5-5,5 W + %0,9-1,4 C + kalan Co)	~871
Ferro-TiC HT-6A (%43 TiC + %12,8 Cr + %0,7 Al + %0,7 Ti + kalan Ni ve Fe)	~982
MAR-M-246 (%0,15 C + %9 Cr + %10 Co + %2,5 Mo + %10 W + %1,5 Ta + %1,5 Ti + %5,5 Al + kalan Ni)	~1038
Mo-TZM (%0,5 Ti + %0,08 Zr + %0,02 C + kalan Mo)	~1315
Renyum	~1982
Tungsten	~1982



Şekil 3.3. Omuz kısmı ve karıştırıcı ucu PCBN malzemenen üretilmiş, farklı geometrilere sahip takım örnekleri [45, 46]

3.5.2. Takım geometrik tasarımı ve önemi

SKK yöntemiyle birleştirmelerde kullanılan takım geometrisi, malzeme akışı ve taşınmasında önemli rol oynamaktadır. Takım tasarımı ısı üretimini, plastikleşmiş malzemenin akışını, kaynak için gerekli gücü ve kaynak bölgesi mikroyapısının homojenliğini etkilemektedir. Malzeme akışı, omuz kısmı ve karıştırıcı uç tarafından etkilenirken, ısı üretimini daha çok omuz kısmı karşılamakta ve plastikleşmiş malzemenin iş parçaları üst kısmından kaçmasını engellemektedir [36, 48, 49]. Ayrıca, takım geometrisi tasarlanırken, genel olarak kaynak edilecek malzemenin türü ve kalınlığı da dikkate alınmalıdır. Özellikle kaynak dikişinin nüfuziyet ve genişliği kullanılan takım tarafından belirlenmektedir [44].

SKK sırasında, takımın iş parçalarına batmaya başlamasıyla, öncelikle iş parçalarıyla karıştırıcı uç arasındaki sürtünmeden bir ısınma meydana gelmektedir. Bu esnada, birleştirilecek malzemelerin deformasyona uğraması da ayrıca bir ısı oluşumuna neden olmaktadır. Takım, omuz kısmı iş parçalarına temas edinceye kadar batmaya devam etmektedir ki burada, ısı üretimini sağlayan en önemli etken, omuz kısmıyla iş parçaları arasındaki sürtünme olmaktadır. Isı oluşumu açısından, karıştırıcı uç ve omuz kısmının büyüklüğü de başka bir belirleyici faktördür. Takımın ikinci fonksiyonu ise, malzemenin karıştırılması ve taşınmasıdır. Genel olarak SKK

uygulamalarında, örnekleri Şekil 3.4’de gösterilen, içbükey bir omuz geometrisine sahip, diş açılarak üretilmiş, silindirik veya konik karıştırıcı uçtan oluşan takımlar kullanılmaktadır [36].



Şekil 3.4. Farklı geometrilerdeki silindirik ve konik karıştırıcı uçlardan yapılmış takım örnekleri [50]




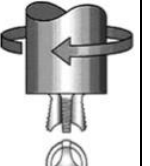
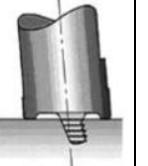
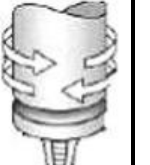
SKK yönteminin ilk uygulamalarında, tek parçadan yapılmış basit silindirik karıştırıcı uçlara sahip takımlar kullanılmaktaydı. Ancak, bu şekilde tasarlanan karıştırıcı uçların kullanımıyla, plastikleşmiş malzeme akışı ve karıştırılmasında yetersizlikler tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kaynak hızlarının düşük seviyelerde tutulması zorunluluğu vardı. Böylesi olumsuzluklar, zaman içerisinde TWI tarafından Tablo 3.2’de gösterilen, farklı geometrilerde sahip karıştırıcı uçların tasarlanmasına yol açmıştır [47].

Tablo 3.2’den görülebileceği gibi, Whorl™ ve MX-Triflute™ takım tasarımları, tipik silindirik uca sahip takımlara göre daha düşük karıştırıcı uç hacmine sahiptir. Diş açılarak üretilmiş, konik bir karıştırıcı uca sahip Whorl™ takım, kaynak sırasındaki plastikleşmiş malzemenin akışını kolaylaştırmaktadır. MX-Triflute™ tasarımındaki karıştırıcı uçtaki kanallar ise, takım ile iş parçaları arasındaki ara yüzey alanını arttırmaktadır. Böylece, MX-Triflute™ takım kullanımı ile ısı üretim miktarında, malzeme yumuşamasında ve malzeme akışında artış elde edilmektedir. Bu da, SKK sırasında daha yoğun bir karıştırmanın meydana gelmesini ve takımın ileriye doğru hareketinde, gerekli olan kaynak torku için yanıl kuvvetlerin azalmasına neden olmaktadır [51, 52].

Silindirik, Whorl™ ve Triflute™ tasarımlarına sahip takımlar, SKK yönteminin alım birleştirmeleri için uygun olmasına karşın, bindirme kaynağı için uygun değildir.

Omuz kısmının temas ettiği, üstteki levhanın aşırı incilmesi ile üst üste binen levha yüzeyleri arasında oksitlenme meydana gelebilmektedir. Bu nedenle, alt kısma doğru genişleyen bir karıştırıcı uca sahip Flared-Triflute™ ve çarpık dönen A-Skew™ takımlar, ara yüzeyde meydana gelebilecek oksit tabakasının parçalanmasını sağlamaktadırlar. Ayrıca, bu takımların kullanımıyla, alın birleştirmelere göre daha geniş bir kaynak bölgesi elde etmek mümkündür [53]. Flared-Triflute™ takım tasarımı, MX-Triflute™ tasarımına benzemekle birlikte, karıştırıcı uçtaki kanallar daha da genişletilmiştir. A-Skew™ takımda ise dış açılmış, konik karıştırıcı uç kullanılmakta olup, takım eksenine SKK makinesinin mil ekseninden farklıdır. Bu takımların her ikisi de, bindirme kaynaklarında, karıştırıcı uca bağlı olarak döndürmeden etkilenen alanın artmasını sağlamak ve daha geniş bir kaynak bölgesinin elde edilmesine imkân vermektedir [54].

Tablo 3.2. TWI tarafından tasarlanmış, farklı geometri ve özelliklere sahip takımlar [36, 51, 54]

	Takım Tasarımı					
	Silindirik	Whorl™	MX Triflute™	Flared Triflute™	A-Skew™	Re-Stir™
						
Karıştırıcı uç şeklinin özellikleri	Diş açılmış, silindirik	Diş açılmış, konik	Diş açılmış, konik, üç kanallı	Diş açılmış, üç kanallı, alt kısmı geniş	Diş açılmış, silindirik, çarpık	Diş açılmış, konik
Karıştırıcı uç hacminin, silindirik uç hacmine oranı	1	0,4	0,3	0,3	1	0,4
Döndürdüğü alan hacminin uç hacmine oranı	1,1	1,8	2,6	2,6	Karıştırıcı uç açısına bağlı	1,8
Terse dönebilme	Hayır	Hayır	Hayır	Hayır	Hayır	Evet
Uygulama	Alın kaynağı	Alın kaynağı	Alın kaynağı	Bindirme kaynağı	Bindirme kaynağı	Minimum asimetriye sahip kaynak bölgesi için

Takımın dönme ve öteleme hareketi, malzeme akışında asimetriye ve karıştırıcı uç boyunca ısınmaya neden olmaktadır. Böyle bir durumun engellenmesi için, daha yeni ve gelişmiş bir tasarım olan, Re-StirTM takımlar kullanılmaya başlamıştır. Bu tasarımda, takımın periyodik olarak ters tarafa doğru dönmesi sağlanmaktadır. Bu ters dönme hareketi ile SKK yapılmış birçok birleştirmede görülen asimetrik bir malzeme akış problemi aşılmış olmaktadır [54].

Re-StirTM takımlarla gerçekleştirilen birleştirmeler hariç tutulursa, malzeme akışı esasen birleştirme ara yüzeyine göre hemen hemen asimetrik şekilde olmaktadır. Malzeme akışındaki asimetrikliğin anlaşılması, optimum takım tasarımının gerçekleştirilebilmesi açısından önemlidir. Colegrove ve Shercliff [55, 56], farklı takım tasarımları kullanarak, 7075 alüminyum alaşımındaki malzeme akışını bilgisayarda modellemiştir. Üçgen kesitli ve dışbükey yüzeyleri olan karıştırıcı uca sahip takım (Trivex) ile geleneksel takımın (TrifluteTM) mekanik verimliliği, bu takımların etrafında meydana gelen akış çizgilerinin incelenmesi ile karşılaştırılmıştır. Sonuçta, TrifluteTM takım kullanımıyla daha güçlü bir hareket alanı sağlanmış ve basma kuvvetinde artış görülmüştür.

Zhao ve diğ. [57], karıştırıcı uç tasarımının 2014 alüminyum alaşımı levhaların kaynaklanabilirliğine ve mekanik özelliklerine olan etkisini incelemiştir. Silindirik ve konik uçlar yatay doğrultuda etkili bir karışım sağlamamış, ayrıca tünel benzeri boşlukların oluşmasına neden olmuştur. Ancak, dış açılmış konik uç kullanımıyla, hatasız kaynaklı birleştirmeler gerçekleştirilebilmiştir. Schmidt ve Hattel [58] ile Guerra ve diğ. [59] tarafından yapılan çalışmalar da, vida dişi açılmış karıştırıcı uca sahip takımlarla daha çok ısı girdisi ve daha fazla basma kuvveti elde edildiğini, böylece malzemenin yumuşaması ve akışının daha kolay hale geldiğini göstermiştir. Benzer sonuçlar, Padmanaban ve Balasubramanian [60] tarafından yapılan bir çalışmada da görülmüştür. Araştırmacılar silindirik kesitli, konik şekilli silindirik, dış açılmış silindirik kesitli, kare kesitli ve üçgen kesitli karıştırıcı uç geometrileri ile AZ31B magnezyum alaşımlarını birleştirmiştir. Çalışma sonuçlarında, mikroyapı açısından hatasız ve mekanik olarak en tatminkâr sonuçların dış açılmış silindirik kesitli karıştırıcı uç kullanımıyla elde edildiği belirtilmiştir.

Karıştırıcı uç açısının (ucun konik yüzeyi ile eksenini arasındaki açı) seçimi de, SKK yönteminde kaynak kalitesini etkileyen diğer önemli bir faktör olduğu görülmektedir. Bu açının artmasıyla, dikey doğrultu boyunca, daha homojen bir sıcaklık dağılımının ortaya çıkması sağlanmaktadır. Böyle bir sıcaklık dağılımı da, iş parçalarında meydana gelebilecek distorsiyon riskini en az seviyeye düşürmektedir. Örneğin, 7XXX serisi alüminyum alaşımların birleştirilmesinde, $\cong 40^\circ$ lik bir karıştırıcı uç açısının seçimiyle en uygun sonuçları almak mümkün olmaktadır [61].

3.6. SKK Parametreleri

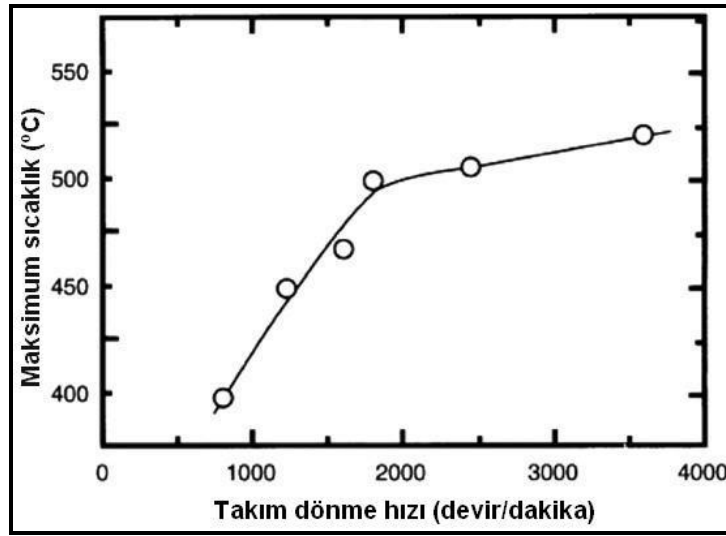
SKK yönteminde takım dönme hızı, kaynak hızı (takım ilerleme hızı), takım basma kuvveti, takım eğim açısı ve takım tasarımı ana kaynak parametreleridir. Isı üretim miktarı, ısıdan etkilenen alan, soğuma hızı, yatay doğrultudaki kuvvetler, tork ve güç ise bu parametrelere bağlı diğer etkenlerdir [54].

3.6.1. Takım dönme hızı ve kaynak hızı

En yaygın olarak üzerinde durulan ve araştırma yapılan iki önemli parametre, saat yönü veya tersi yöndeki takım dönme hızı ve kaynak hattı boyunca takımın ilerleme hızı yani kaynak hızıdır. Genel olarak, daha yavaş kaynak hızları ve takım dönme hızları daha sert alaşımlar ile daha kalın kesitli iş parçalarının birleştirilmesinde kullanılmaktadır. Takımın dönmesi sonucunda, karıştırıcı uç etrafındaki malzeme karışıma uğramakta, takımın ilerlemesiyle ise karıştırılan malzeme, karıştırıcı uç önünden arka tarafa doğru taşınmaktadır. Takım dönme hızının artması veya kaynak hızının azalması daha fazla sürtünme meydana getireceğinden, kaynak bölgesindeki ısı girdisi ve kaynak sıcaklıkları da artacaktır. Böylece, plastikleşen malzeme daha yoğun bir şekilde karışıma uğramış olacaktır. Ancak, aşırı yüksek veya çok düşük kaynak hızları ve takım dönme hızları, kaynak özelliklerine olumsuz etkiler yapmakta, sonuçta hatalı birleştirmelerin görülmesine neden olabilmektedir [36, 47].

Bazı ana kaynak parametrelerinin, kaynak bölgesinde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri üzerine önemli etkileri vardır. Örneğin; takım dönme hızının ve basma kuvvetinin artmasıyla, kaynak bölgesindeki maksimum sıcaklık değerleri de artış

göstermektedir. Şekil 3.5’de, takım dönme hızının artmasıyla, maksimum sıcaklıktaki artışın gösterildiği örnek bir çalışma grafiği verilmiştir. Diğer parametreler sabit tutulup, takım dönme hızının arttırılmasıyla, ısı ve sıcaklıkta meydana gelen artış, tork değerlerini de azalmaktadır. Çünkü yüksek sıcaklık ve birim şekil değiştirme değerlerinde, malzeme akışı daha da kolaylaşmaktadır. Ayrıca yüksek kaynak hızları, ısı girdisi ve sıcaklık değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Kaynak hızının artmasıyla, tork miktarında çok az bir artış görülmektedir. Çünkü düşük sıcaklıklarda, malzeme akışı daha zor olmaktadır [54].



Şekil 3.5. 6063 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağında, takım dönme hızı ile kaynak bölgesinde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri arasındaki ilişki grafiği [9]

3.6.2. Takım eğim açısı

SKK yönteminde bir başka önemli parametre de, takımın iş parçaları yüzeylerine göre, battığı eğim açısıdır. Uygun bir takım eğim açısı ile omuz kısmının da bir miktar levha yüzeylerinden içeri girmesi sonucu, malzemelerin karıştırıcı uç tarafından daha etkili bir şekilde taşınması sağlanabilmektedir [36, 47]. Alüminyum alaşımların çoğunda takım eğim açısı $0-2^{\circ}$ arasında değişirken, bu açı bakır malzemelerde $2-3^{\circ}$ arasında olmaktadır. Takım eğim açısını arttırmaktaki bir başka amaç da, omuz kısmının arka tarafındaki dövme kuvvetini arttırmaktır. Ayrıca, takım eğim açısının artmasıyla, daha dar bir kaynak metali meydana gelmekte ve daha homojen bir malzeme akışı elde etmek mümkün olmaktadır [62].

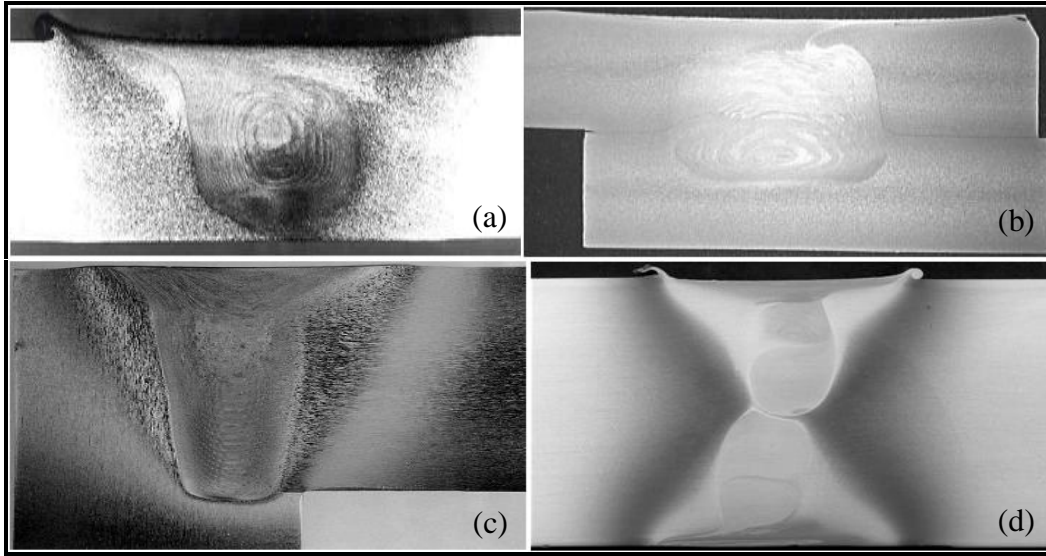
3.6.3. Karıştırıcı uç batma derinliği

Karıştırıcı ucun, iş parçalarına batma derinliği ile omuz kısmının pürüzsüzlüğü, istenilen niteliklerde, sağlam kaynaklı birleştirmeler yapılabilmesi açısından önemli olmaktadır. Karıştırıcı ucun batma derinliği, ucun uzunluğuyla ilişkilidir. Uç uzunluğu ise, malzeme kalınlığıyla bağlantılıdır. Batma derinliği yeterli olmadığında, omuz kısmı iş parçalarının yüzeyleri ile temas etmeyecek, böylece dönmekte olan omuz kısmı, karıştırılan malzemeyi etkili bir şekilde taşımayacaktır [36].

3.7. SKK Yönteminde Kaynak Geometrileri ve Pozisyonları

SKK yöntemiyle, Şekil 3.6'da örnek uygulamaları gösterilen, küt alın, farklı kalınlıklardaki levhaların alın, bindirme, dirsek, iç ve dış köşe ile çift taraflı kaynaklarını gerçekleştirmek mümkündür. Ancak, bu birleştirme geometrilerinin her biri için farklı takım tasarımlarının kullanımının yanı sıra, yöntemin optimize edilip geliştirilmesi önemlidir.

SKK yöntemi, bir katı-hal birleştirme tekniği olduğundan, kaynak bölgesi yerçekiminden etkilenmemektedir. Dolayısıyla bu yöntem, yatay, dikey, aşağıdan yukarıya gibi kaynak pozisyonlarında rahatlıkla kullanılabilir. Ayrıca, düz levhalarda doğrusal birleştirmeler gerçekleştirilebileceği gibi, çevresel, dairesel, doğrusal olmayan ve üç-boyutlu farklı geometrilere sahip parçaların da birleştirilmesi mümkün olmaktadır (Şekil 3.7).



Şekil 3.6. SKK yönteminin uygulanabildiği kaynak geometrileri örnekleri; (a) küt alın birleştirme, (b) bindirme birleştirmesi, (c) köşe birleştirme ve (d) çift taraflı birleştirme [51, 63, 64]



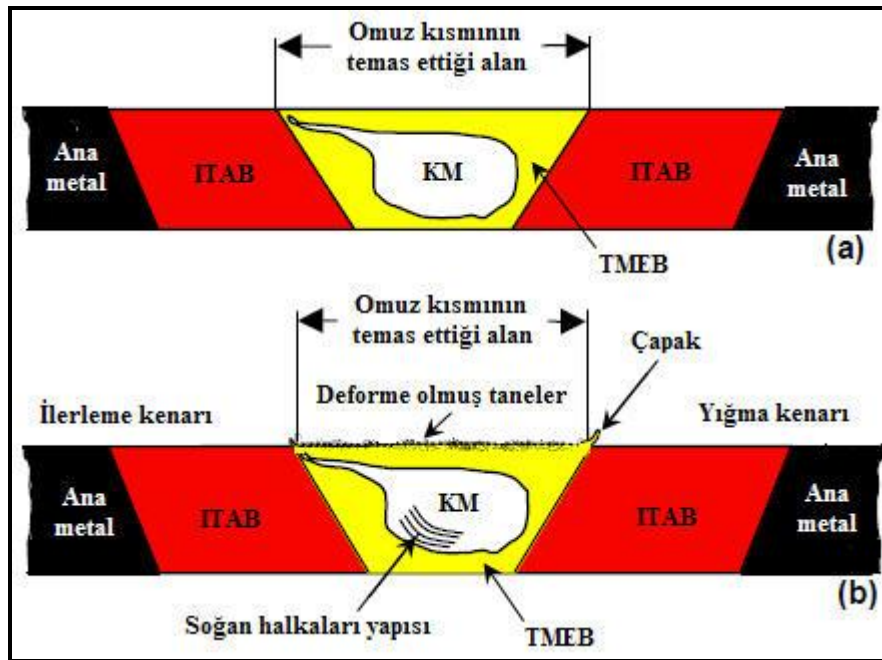
Şekil 3.7. SKK yöntemiyle birleştirilebilen, farklı geometrilere sahip iş parçası örnekleri

3.8. Kaynak Bölgesindeki Mikroyapı Değişimi

SKK yönteminde, kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapı değişimiyle ilgili ilk düzenleme ve tanımlamalar, Threadgill [65] tarafından gerçekleştirilmiştir. TWI tarafından ise bu düzenlemeler üzerinde bazı geliştirmeler yapılmıştır.

TWI tarafından, alın birleştirmeler için geliştirilen tanımlamadaki kaynak bölgesi, ters çevrilmiş ikizkenar yamuk şeklindedir (Şekil 3.8a). İkizkenar yamuğun geniş kısmı, takım omuz kısmı tarafından sağlanan ısı etkisi altında iken, dar kısım daha çok karıştırıcı ucun ısı etkisi altında kalmaktadır. Ayrıca, dayama levhası kullanımıyla alt kısımdaki ısı etkisi bir miktar azalmaktadır. Şekil 3.8b’de ise, TWI tarafından kabul edilen bu kaynak bölgesi üzerinde, farklı çalışmalar sonucunda elde edilen bazı düzenlemeler gösterilmektedir. Burada kaynak bölgesi, ilerleme ve yığma

kenarı olarak farklı iki kısma ayrılmıştır. Kaynak metalinde, ilerleme kenarında daha belirgin olmak üzere soğan halkaları yapısı da gösterilmiştir. Takım omuz kısmının levha yüzeylerine temas ettiği yerde deforme olmuş taneler ve çapak oluşumu da bu kaynak bölgesine eklenmiştir. Şekil 3.9'da ise, farklı mikroyapı görünümlerine sahip kaynak bölgeleri gösterilmektedir. Bunlar, Y-geometrik şekilli kaynak bölgesi, çanak görünümlü kaynak bölgesi ve karmaşık görünümlü kaynak bölgesi oluşumları şeklindedir. Çanak şekilli kaynak bölgesi görünümü, daha çok bindirme birleştirmelerinde meydana gelmektedir [47].



Şekil 3.8. (a) TWI tarafından ve (b) farklı araştırmacılar tarafından geliştirilmiş kaynak bölgesi mikroyapı bölgeleri [47]

Şekil 3.8'de gösterildiği gibi, SKK sonrasında kaynak bölgesi, ana metal, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB), termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB) ve kaynak metal (KM) olmak üzere dört farklı karakteristik mikroyapı bölgesini içermektedir.

3.8.1. Ana metal

Kaynak merkezinden uzakta bulunan mikroyapı bölgesidir. SKK sırasında meydana gelen ısı çevrimin etkisi altında olmasına rağmen, mikroyapı ve mekanik özellikleri ısı ve deformasyon sonucu değişime uğramamıştır.



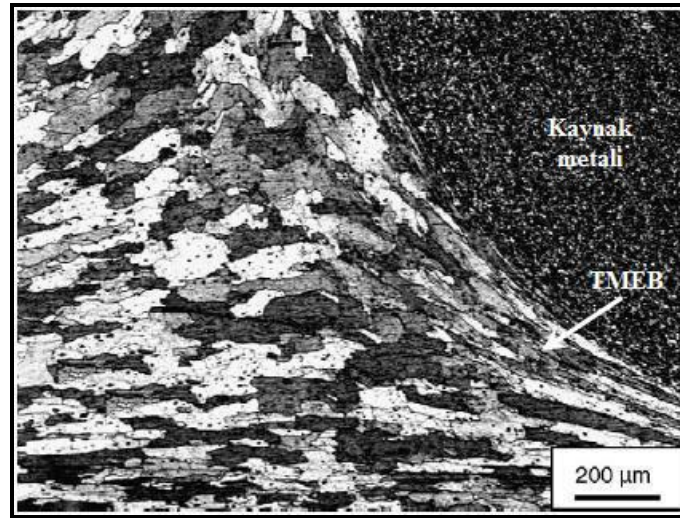
Şekil 3.9. Farklı şekillere sahip kaynak bölgeleri oluşum örnekleri [47]

3.8.2. Isı tesiri altındaki bölge (ITAB)

Ana metale bitişik, ancak kaynak merkezine daha yakın olan mikroyapı bölgesidir. SKK sırasındaki ısıl çevrim bu bölgeyi, mikroyapı ve mekanik açıdan etkilemiştir. ITAB, ısıl işlem uygulanabilen 7075–T651 alüminyum alaşımında, 250–300°C arasındaki sıcaklıklara maruz kalan bir bölge olarak tanımlanmıştır [66]. Bununla birlikte, bu bölge plastik deformasyon etkisi altında kalmamıştır. ITAB’da, alaşımın cinsine ve kaynak merkezine olan uzaklığına göre, aşırı yaşlanma, çökelti çözünmesi, toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gibi mikroyapı değişimleri meydana gelebilmektedir [67]. Örneğin; Jata ve diğ. [68], SKK yönteminin 7050–T7451 alüminyum alaşımı levhaların mikroyapı özelliklerine olan etkisini incelemiştir. Araştırmacılar SKK yönteminin, ITAB’ın alt tane boyutuna etkisinin nispeten az olduğunu, mukavemet artırıcı çökeltilerin kabalaştığını, bunun yanı sıra çökeltisiz bölgelerin arttığını belirtmiştir. Benzer şekilde, 7050–T651 ve 6013 alüminyum alaşımlarda, ITAB’da çökeltisiz bölgelerin meydana geldiği ve bazı çökeltilerin kabalaştığı belirtilmiştir [69, 70].

3.8.3. Termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB)

SKK sırasında meydana gelen ısı ve plastik deformasyonun etkisine maruz kalıp, tanelerinin yüksek miktarda deforme olduğu mikroyapı bölgesidir [71]. Ana metalin deforme olarak uzamış taneleri, kaynak metali çevresinde yukarı doğru bir akış şekli sergilemiştir (Şekil 3.10). TMEB plastik deformasyona uğramasına rağmen, yetersiz bir deformasyon şekil değiştirmesi sebebiyle, yeniden kristalleşmenin meydana gelmediği bir bölge olarak tanımlanmaktadır [36, 71]. Bununla birlikte TMEB, kısmen yeniden kristalleşmiş bölge olarak da nitelendirilmektedir [69]. Bu ifadeyle TMEB için, hem yeniden kristalleşmiş hem de deforme olmuş fakat yeniden kristalleşmemiş taneleri içeren bölge tanımlaması yapılmıştır. SKK sırasında meydana gelen yüksek sıcaklıktan dolayı, yaşlandırılmış alüminyum alaşımlarda, TMEB'e ait bazı çökeltilerin çözüldüğü de tespit edilmiştir [72].



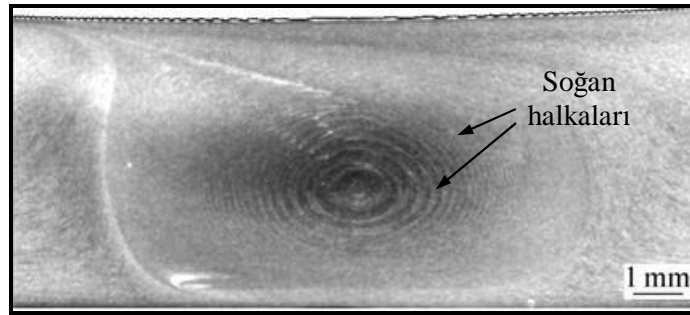
Şekil 3.10. SKK yöntemiyle birleştirilmiş 7075 alüminyum alaşımın kaynak bölgesinde meydana gelen TMEB mikroyapısı [73]

3.8.4. Kaynak metali (KM)

SKK sırasında meydana gelen yoğun plastik deformasyonun yanı sıra, takım ile iş parçaları arasındaki sürtünme ısı sonucunda oluşan, yeniden kristalleşmiş ince taneleri içeren mikroyapı bölgesidir. Bu bölgeye kaynak metali (KM), karışım bölgesi veya dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölge adı verilmektedir [36, 74, 75]. KM, Şekil

3.8’de de görülebileceği gibi, takım omuz kısmının hemen altında, hemen hemen kaynak merkezinde meydana gelen ve sınırları diğer mikroyapı bölgelerinden belirgin bir şekilde ayrılan bir bölgedir. KM içerisindeki yeniden kristalleşmiş taneler, bazı araştırmacılara göre [76] düşük dislokasyon yoğunluğuna, bazı araştırmacılara göre [68, 70] ise, yoğun alt tanelere ve dislokasyonlara sahiptir.

SKK yapılmış bazı alüminyum alaşımların kaynak metalleri içerisinde, soğan halkaları oluşumuna benzer bir yapı gözlenmektedir. Şekil 3.11, soğan halkaları oluşumuna ait örnek bir KM mikroyapı resmini göstermektedir.

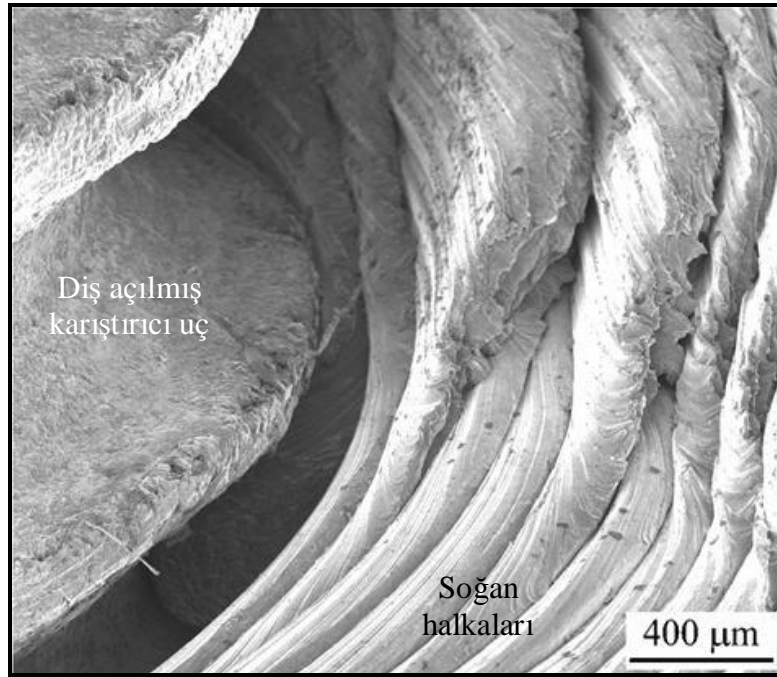


Şekil 3.11. KM’de meydana gelmiş bir soğan halkaları yapısı örneği [77]

Soğan halkaları yapısının oluşumuyla ilgili bazı varsayımlar yapılmasına rağmen, en kabul gören yaklaşım Krishnan [78] tarafından ortaya konulmuştur. Krishnan’a göre böyle bir yapı oluşumu, geometrik bir etkiyle meydana gelmektedir. SKK yöntemiyle birleştirme sırasında, takımın kendi etrafında dönmesi ile plastikleşmiş yarı-silindirik ince bir malzeme tabakası, takımın arka kısmına ve yığılma kenarı etrafına doğru itilmektedir. Takımın eş-zamanlı olarak kaynak hattı boyunca ilerlemesiyle, bu yarı-silindirik malzemeler çok tabakalı bir yapı meydana getirmektedir (Şekil 3.12). Sonuçta, kaynak metali içindeki böyle bir yapının, kaynak dikişine dik olarak kesit görünümü, soğan halkalarına benzer bir yapıyı ortaya çıkarmaktadır.

Şekil 3.13, SKK sırasında, kaynak metalindeki malzeme akışıyla soğan halkaları yapısının oluşumunu şematik olarak göstermektedir. Şekilden de görülebileceği gibi, karıştırıcı ucun iş parçalarına ilk girişi esnasında, uç etrafında bir boşluk

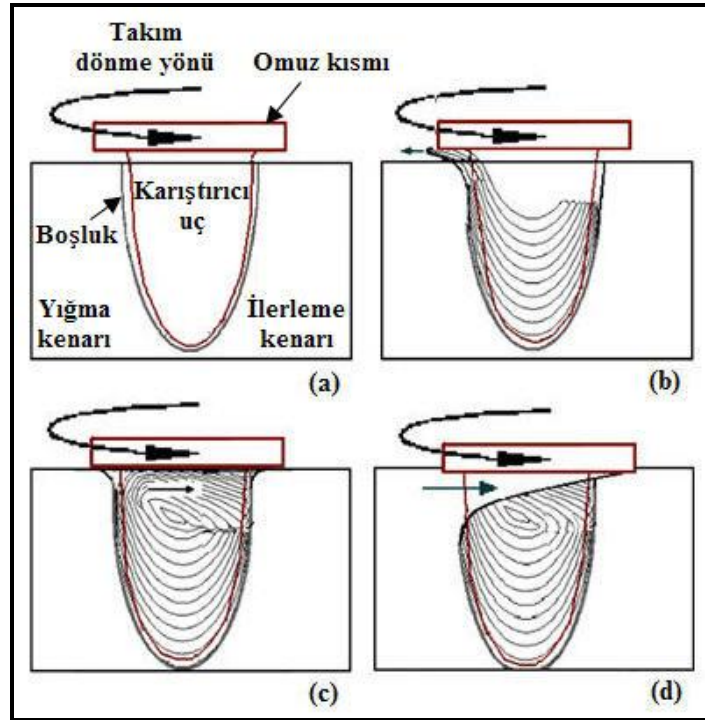
oluşmaktadır. Daha sonra, takımın dönme hareketi ile tabakalar halinde malzeme akışının meydana gelmesi sonucu, plastikleşen malzemenin yığma kenarında, omuz kısmıyla iş parçaları arasından dışarı doğru kaçtığı görülmektedir. Takım omuz kısmının iş parçaları yüzeylerine tam olarak temasıyla, bu malzeme karışım bölgesi içerisine hapsedilme ve ilerleme kenarına doğru bir akış davranışı göstermektedir [79].



Şekil 3.12. SKK sırasında, KM'deki plastikleşmiş malzemenin karıştırıcı uç tarafından taşınması ile soğan halkaları yapısının meydana gelmesi [80]

Schneider ve Nunes [81], 8 mm kalınlığındaki 2195-T81 alüminyum alaşımı levhaları, 200 dev/dak takım dönme hızında ve 152 mm/dak kaynak hızında, SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. Kaynak metalinin mikroyapı incelemelerinde, eş-eksenli bantlardan meydana gelen soğan halkaları yapısı tespit edilmiştir. Araştırmacılara göre bu yapı, yığma kenarından daha ziyade ilerleme kenarında daha belirgin hatlara sahiptir. Bu durum, Svensson ve Karlsson [82] tarafından gerçekleştirilen bir başka çalışmada da vurgulanmıştır. Schneider ve Nunes'e [81] göre soğan halkaları yapısı, daha yüksek kaynak hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerde kaybolma eğilimi göstermektedir. Ayrıca soğan halkaları, iki farklı yeniden kristalleşmiş ince taneli bölgeden meydana gelmiştir. Bunlar; (a) rastgele

yönlenmenin olduğu bölge, (b) tercihli yönlenmenin olduğu bölge olarak tanımlanmıştır. Araştırmacılar, her bir halka arasındaki mesafenin, takımın kaynak hattı boyunca ilerlerken bir tam dönüşüyle aldığı mesafeyle aynı olduğunu da ifade etmiştir.



Şekil 3.13. KM'de malzeme akışına bağlı soğan halkaları yapısı oluşumunun şematik gösterimi; (a) karıştırıcı ucun levhalara batmasıyla, çukurumsu boşluk oluşumu, (b) karıştırıcı ucun dönmesiyle meydana gelen malzeme akışı, (c) karıştırıcı uç ve omuz kısmının meydana getirdiği malzeme akışının birleşmesi ve (d) ana metalin kaynak metali içerisine çekilmesi [79]

3.8.4.1. Kaynak metalinin geometrik şekli

SKK yönteminde kullanılan kaynak parametrelerine (takım dönme hızı, kaynak hızı, takım dönme yönü, vs), takım geometrisine, iş parçalarının sıcaklığına ve malzemelerin ısıl iletkenliğine bağlı olarak farklı geometrik şekillerde KM'ler görülebilmektedir. Genel olarak, kaynak bölgesinin üst yüzeyinde genişleyen küvet şekilli ve eliptik şekilli olmak üzere iki farklı şekle sahip KM sınıflandırması yapılabilmektedir [36].

Sato ve diğ. [83], SKK yöntemiyle birleştirilen 6063-T5 alüminyum alaşımlarda, levhaların üst yüzeyleri ile takım omuz kısmının teması sonucu oluşan sürtünme ısı ve aşırı deformasyonun küvet şekilli bir KM meydana getirdiğini belirtmiştir. Rhodes ve diğ. [49] ile Mahoney ve diğ. [66] ise, 7075-T651 alüminyum alaşımlı levhaların SKK yöntemiyle alın birleştirilmesinde, eliptik şekilli bir KM elde etmişlerdir.

Ma ve diğ. [84], SKK parametrelerinin, döküm A356 alüminyum alaşımının mikroyapı özelliklerine olan etkisini incelemiştir. 300–500 dev/dak takım dönme hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerde, küvet şekilli bir KM oluşumu tespit edilirken, 700 dev/dak'dan daha yüksek takım dönme hızlarında ise, eliptik şekilli KM'nin oluştuğu görülmüştür. Karıştırıcı uç boyutu ile KM oluşumu arasındaki ilişkinin belirlenmesi amacıyla Reynolds ve diğ. [85] tarafından yapılan bir başka çalışmada ise, karıştırıcı ucun yarım küre gibi sivrileşip sonlandığı kaynağın alt kısmı dikkate alınmazsa, KM'nin karıştırıcı uç çapından bir miktar büyük olduğu görülmüştür.

3.8.4.2. Kaynak metalinin tane boyutu

SKK sırasında, KM'de meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme sonucu eş-eksenli ince taneler meydana gelmektedir. Özellikle, uygulanan kaynak parametrelerinin yanı sıra, takım geometrisi, iş parçalarının kimyasal bileşimi, iş parçalarının sıcaklığı, basma kuvveti ile soğuma sürecinin KM'deki yeniden kristalleşmiş tane boyutuna önemli bir etkisi olmaktadır. Alüminyum alaşımların SKK yöntemiyle birleştirilmesiyle ilgili çalışmalar sonucunda, alaşımın türüne bağlı olarak, KM'de yaklaşık 1–18 μm boyutlarda değişen yeniden kristalleşmiş taneler tespit edilmiştir. 1 μm 'den daha küçük ultra ince tanelere (0,1–0,8 μm) sahip KM'ler ise, sıvı azot gibi soğutma sıvılarının ya da özel olarak tasarlanmış takım geometrilerinin kullanımıyla elde edilebilmiştir [38, 86, 87].

SKK yönteminde, yüksek devirde takım dönme hızının yanı sıra, takım dönme hızı/kaynak hızı oranının artması, hem plastik deformasyonda hem de maksimum sıcaklıkta artışlara neden olmaktadır. Plastik deformasyondaki artış, yeniden kristalleşme genel prensiplerine göre, tane boyutunun da azalmasına neden

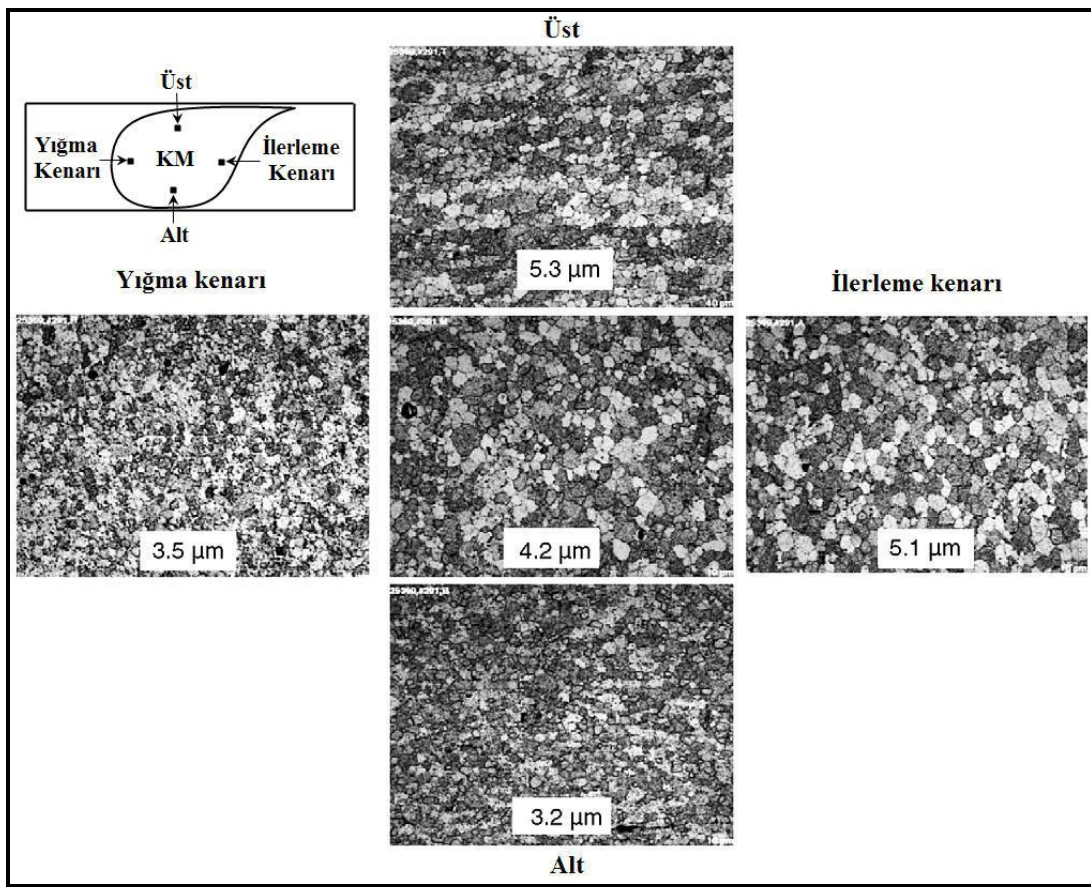
olmaktadır [88]. Bununla birlikte, SKK sırasında meydana gelen maksimum sıcaklıktaki artış da, yeniden kristalleşmiş tanelerde irileşmeye neden olabilmektedir.

Benavides ve diğ. [38], 2024 alaşımı alüminyum levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmesinde, iş parçası sıcaklığının tane boyutuna olan etkilerini incelemiştir. İş parçalarındaki başlangıç sıcaklığın dışarıdan sıvı azot kullanımıyla 30°C'den -30°C'ye düşürülmesiyle, kaynak merkezinden 10 mm uzaklıktaki maksimum sıcaklığın 330°C'den 140°C'ye düşürülebildiği tespit edilmiştir. Bu şekilde, KM'deki tane büyüklüğünün de 10 µm'den yaklaşık 0,8 µm'ye düşürülebildiği belirlenmiştir.

SKK yönteminde kullanılan kaynak parametrelerinin, alüminyum alaşımlara olan etkilerini incelemek üzere yapılan birçok çalışmada, sabit bir kaynak hızında takım dönme hızının azalması ya da takım dönme hızı/kaynak hızı oranının azalmasıyla yeniden kristalleşmiş tane boyutlarının düşürülebileceği görülmüştür. Örneğin; Kwon ve diğ. [86, 89, 90], 1050 alüminyum levhaların SKK ile birleştirilmesinde, kaynak hızını 155 mm/dak olarak sabit tutmuştur. Buna göre, 560 dev/dak takım dönme hızında 0,5 µm, 980 dev/dak takım dönme hızında 1-2 µm ve 1840 dev/dak takım dönme hızında ise 3-4 µm ortalama tane boyutlarına sahip KM'ler elde edilmiştir.

KM'deki tane büyüklükleri, kaynak bölgesindeki sıcaklık dağılımıyla ilişkili olarak, üst kısımda artma ve kaynak merkezi ekseninin her iki tarafında uzaklığın artmasıyla birlikte azalma eğilimi göstermektedir. Örneğin; Mahoney ve diğ. [91], 6,35 mm kalınlığındaki 7050 alüminyum alaşımı levhaların alın-alına kaynağında, KM'deki tane büyüklüklerinin alt kısımda 3,2 µm, üst kısımda 5,3 µm, yığma kenarında 3,5 µm, ilerleme kenarında ise 5,1 µm olduğunu belirlemiştir (Şekil 3.14). Bir başka çalışmada [92] da benzer şekilde, 25,4 mm kalınlığındaki 2519 alüminyum alaşımının kaynak metalindeki ortalama tane boyutunun üst kısımda 12 µm, merkezde 8 µm ve alt kısımda 2 µm olarak değiştiği tespit edilmiştir. KM içerisindeki tane boyutunun alt kısımdan üst kısma doğru bu şekildeki değişiminin, sıcaklık dağılımındaki farklılıklar ve KM'deki ısı dağılımıyla ilişkili olduğu

düşünülmektedir. Çünkü iş parçalarının alt kısımları dayama levhasıyla temas halinde olduğundan, maksimum sıcaklık etkisi bu alt kısımda daha düşük olmaktadır. Ayrıca, buradaki ısıl çevrim KM'nin üst kısmıyla karşılaştırıldığında, daha kısa sürede gerçekleşmektedir. KM'nin alt kısmında meydana gelen, nispeten daha düşük sıcaklık ve daha kısa süreli çevrim etkisiyle tane büyümesi gecikmektedir. Böylece, bu bölgede yeniden kristalleşmiş daha ince taneler meydana gelmektedir. İş parçası kalınlığındaki artış da, KM'nin alt ve üst kısımları arasındaki sıcaklık farkını da ortaya çıkarmaktadır.



Şekil 3.14. SKK yöntemiyle birleştirilmiş 7050 alüminyum alaşımın, kaynak metalinde görülen farklı tane boyutu dağılımı [91]

3.9. Kaynak Bölgesinde Malzeme Akışı

Gerçekleştirilen deneysel ve hesaplamalara dayalı çalışmalar, SKK sırasındaki malzeme akışı hakkında bazı özellikleri ortaya koymuştur. Birçok önemli faktör,

malzeme akışını etkilemektedir. Bunlar; takım geometrisi, takım dönme hızı ve yönü (saat yönü veya tersi), kaynak hızı, karıştırıcı ucun batma derinliği, takım eğim açısı, malzeme tipi, iş parçalarının sıcaklığıdır [36]. Malzeme akışının çoğunluğu, yığma kenarı boyunca meydana gelmekte ve takım önündeki plastikleşmiş malzemenin taşınması şeklinde gerçekleşmektedir. Üç farklı akış şekli, kaynak sırasındaki plastikleşmiş malzemenin taşınmasını etkilemektedir. Bunlar; (1) Takım yakınındaki plastikleşmiş metal kütle, takım çevresinde dönmektedir. Bu hareket, takım dönüşüyle kontrol edilmekte ve takım ile iş parçaları arasındaki sürtünme sonucu meydana gelmektedir. (2) Diş açılmış karıştırıcı ucun dönme hareketi, uca yakın olan malzemenin aşağı doğru itilmesini sağlamaktadır. (3) Takım ile iş parçaları arasında orantısız bir hareket vardır. Genel olarak, plastikleşmiş malzeme hareketi ve birleşmenin meydana gelmesi, bu üç etkinin aynı andaki etkileşimiyle olmaktadır [54].

Reynolds ve diğ. [85, 93] ile Seidel ve Reynolds [94], alüminyum alaşımı levhalarda malzeme akış şeklinin anlaşılması için yaptıkları çalışmalar sonucunda şu sonuçlara ulaşımlardır:

- Birleştirmelerin hepsi benzer bazı malzeme akış davranışları göstermiştir. Malzeme akışı, kaynak merkezine göre asimetrik bir şekilde meydana gelmiştir. Genel olarak plastikleşmiş malzeme, bulunduğu ilk konumdan geriye doğru taşınırken, sadece ilerleme kenarındaki bir miktar malzemenin, bulunduğu ilk konumdan ileriye doğru taşındığı tespit edilmiştir. Malzemenin ilk konumundan geriye doğru taşınması, karıştırıcı uç çapına bağlı olmaktadır.
- SKK sırasında, ilerleme kenarında ve takımla yığma kenarı arasında, makroskopik seviyede karışmamış bir ara yüzey belirlenmiştir.
- Malzemenin, ilerleme kenarında aşağıya doğru itildiği ve karıştırıcı uç çapına bağlı olarak da yığma kenarında üst kısma doğru taşındığı görülmüştür. Buna göre, malzeme karışımı sadece kaynağın üst kısmında meydana gelmiştir. Ayrıca, malzeme taşınması doğrudan dönmekte olan omuz kısmından etkilenmekte olup,

malzeme karıştırıcı ucun çevresinde yığıma kenarından ilerleme kenarına doğru hareket etmiştir.

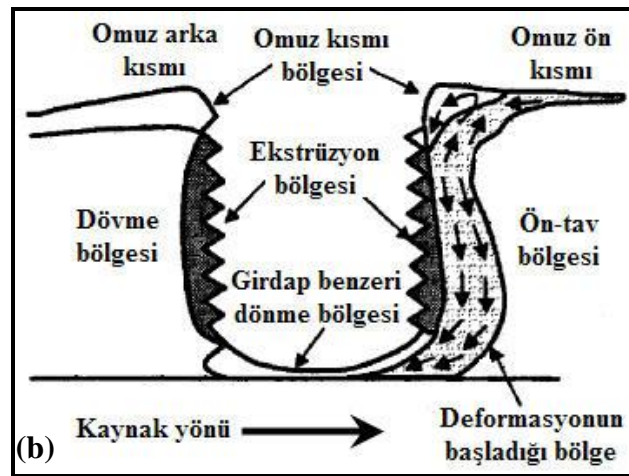
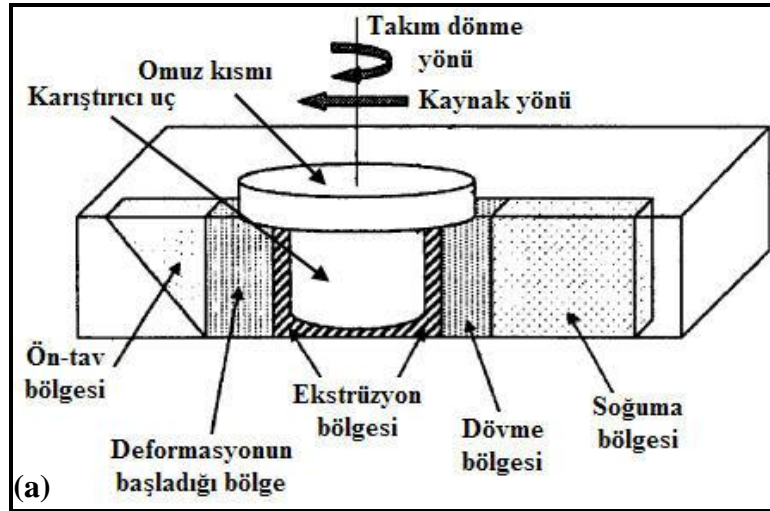
- Sabit bir takım dönme ve kaynak hızında, kaynak merkezi boyunca malzeme taşınması, karıştırıcı uç çapının artmasıyla beraber artış göstermiştir.

Bu sonuçlara göre, SKK yöntemi takım omuz kısmı, karıştırıcı uç, dayama levhası ve kaynak bölgesiyle beraber soğuk ana metali de içine alan bir “in-situ ekstrüzyon işlemi” olarak tanımlanmıştır.

Arbegas [95], SKK sonrası mikroyapı ve malzeme akış özelliklerini, tipik bir alüminyum ekstrüzyonuna ve dövme işlemine benzetmiştir. Buna göre SKK yöntemi; (a) ön ısıtma, (b) başlangıç deformasyonu, (c) ekstrüzyon, (d) dövme ve (e) ısınma/soğuma sonrası durum olarak modellenmiştir (Şekil 3.15).

SKK sırasında, dönen karıştırıcı ucun ön tarafında kalan ön-tav bölgesinde, takımın malzeme ile sürtünmesi sonucunda oluşan ısı ve malzeme deformasyonu ile bir sıcaklık artışı meydana gelmektedir. Bu bölgedeki ısınma oranı, malzemenin ısı iletim özellikleri ve kaynak hızına bağlı olmaktadır. Takım, kaynak hattı boyunca ileriye doğru hareket ederken, malzemede oluşan ısı miktarı kritik sıcaklığın üzerine çıktığında ve gerilme büyüklüğü malzemedeki kritik akış gerilmesini aştığında, başlangıç deformasyon bölgesi meydana gelmektedir. Böylece, malzemede bir akış davranışı görülmektedir. Bu bölgedeki malzeme, Şekil 3.15b’de gösterildiği gibi, omuz kısmı bölgesi içerisine (üst kısma) ve ekstrüzyon bölgesi içerisine (alt kısma) doğru itilmeye zorlanmaktadır. Az bir miktardaki malzeme ise, karıştırıcı ucun altında kalan girdap bölgesinde kalmakta olup, burada girdap benzeri dönen akış şekilleri oluşmaktadır. Sınırlı bir genişliğe sahip ekstrüzyon bölgesindeki malzeme, ön taraftan arka tarafa doğru karıştırıcı uç etrafında akış davranışı göstermektedir. Buradaki gerilme ve sıcaklıklar, metal akışının meydana gelmesi için yeterli olmamaktadır. Ekstrüzyon bölgesinden sonraki dövme bölgesinde, malzemenin, hidrostatik basınç şartları altında, karıştırıcı ucun ileriye doğru ilerlemesiyle uç önündeki malzemedan koparılan boşluklara doğru itildiği görülmektedir. Takım omuz kısmı da, malzemenin bu boşluklara doğru zorlanmasına ve aşağıya doğru bir

dövme kuvveti oluşmasına yardımcı olmaktadır. Omuz kısmı bölgesindeki malzeme, yığılma kenarından ilerleme kenarına doğru sürüklenmektedir. Son olarak malzeme, dövme bölgesinin ardında kalan ısınma/soğuma sonrası bölgesinde soğumaktadır [36, 95].



Şekil 3.15. SKK yönteminin tipik bir ekstrüzyon ve dövme işlemi olarak modellenmesi (a) SKK sırasında meydana gelen metalurjik işlem bölgeleri ve (b) kaynak bölgesindeki metal akış şekli [95]

Guerra ve diğ. [96], 6061 alüminyum alaşımı levhaların SKK'da, karıştırıcı uç çevresindeki malzemenin iki şekilde taşınmakta olduğunu ifade etmiştir:

- İlerleme kenarında, kaynağın ön kısmından karışım bölgesine giren malzeme, karıştırıcı uçla beraber eş-zamanlı olarak dönerek ilerlemektedir. Bu bölgedeki malzeme, çok şiddetli bir deformasyona uğramaktadır.
- Yığılma kenarında, karıştırıcı ucun ön kısmındaki malzeme, dönmekte olan bölge ile ana metal arasına doğru ekstrüze olmakta ve peşinden, dönmekte olan bölgeden atılmış malzeme arasına dolmaktadır. Kaynağın üst kısmına yakın olan malzeme, karıştırıcı uç dışlarından daha ziyade omuz kısmının etkisi altında kalmaktadır.

3.10. Kaynak Bölgesindeki Sıcaklık Dağılımı

SKK yönteminin uygulanışı sırasında, takım ile iş parçaları arasındaki sürtünme ve yoğun plastik deformasyon, kaynak bölgesindeki sıcaklığı arttırmaktadır. Bu sıcaklık artışı, kaynak bölgesindeki tane boyutunu, tane sınırı karakterini, çökelti çözünmesi ve kabalaşması gibi kaynak mikroyapısını ve mekanik özellikleri etkileyebilecek niteliğe sahiptir. Bununla birlikte, KM'deki sıcaklık artışını ölçmek, takımın dönme ve ilerleme hareketi sonucu meydana gelen yoğun plastik deformasyon nedeniyle genellikle zor olmaktadır. Bu nedenle, KM'de meydana gelen maksimum sıcaklıklar ya kaynak mikroyapısı incelemeleri sonucu tahmin edilmekte ya da dönen karıştırıcı uca yakın bir bölgeye yerleştirilen termokupullar yardımıyla belirlenebilmektedir [36].

Rhodes ve diğ. [49], 7075-T651 alaşımı alüminyum levhaların sürtünme karıştırma kaynağında, kaynak merkezinde yeniden çökeltmelere ve daha büyük çökeltilerin varlığını tespit etmiştir. Bu mikroyapı değişimden hareketle, bu bölgedeki maksimum sıcaklığın yaklaşık 400-480°C arasında olduğu tahmin edilmiştir. Diğer taraftan, Liu ve diğ. [76] tarafından yapılan bir çalışmada ise, 6061 alaşımı alüminyum levhaların SKK'da, bazı çökeltilerin çözünmediği görülmüş, buna bağlı olarak da, kaynak sırasındaki maksimum sıcaklığın yaklaşık 400°C değerlerine ulaştığı tahmin edilmiştir.

Mahoney ve diğ. [66], 6,5 mm kalınlığındaki 7075–T651 alüminyum alaşımı levhaların SKK ile birleştirilmesinde, hem KM'den olan uzaklığa hem de levha kalınlığına bağlı, KM çevresindeki meydana gelen sıcaklık dağılımlarını ölçmüştür. Ölçüm sonuçlarına göre; (1) Maksimum sıcaklık değerleri (475°C), KM kenarlarında elde edilmiştir. Bu bölgeden uzaklaştıkça, sıcaklıklar azalmaya başlamıştır. (2) KM kenarındaki sıcaklıklar, levhanın alt yüzeyinden üst yüzeyine doğru artış göstermiştir. Dolayısıyla, KM'deki maksimum sıcaklık değeri muhtemelen 475°C'nin üzerinde olup, 7075 alüminyum alaşımının ergime derecesinden düşüktür.

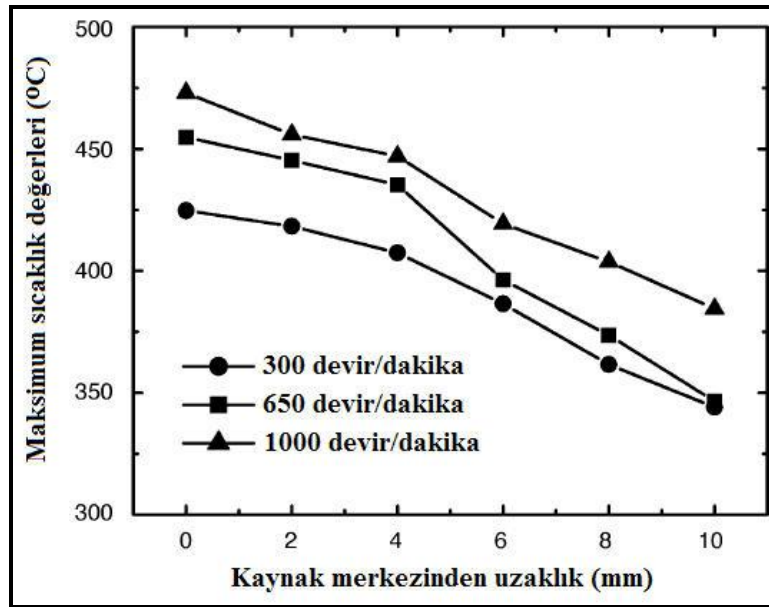
Tang ve diğ. [39], 6061–T6 alüminyum alaşımı levhaların kaynak bölgelerine termokupullar yerleştirerek, farklı takım dönme ve kaynak hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerdeki sıcaklık dağılımını ve ısı girdisini ölçmüştür. Sıcaklık ölçümleri sonucunda elde edilen tespitler şunlardır:

- Maksimum sıcaklık değeri (yaklaşık 470°C) kaynak merkezinde belirlenmiş olup, kaynak merkezinden uzaklaştıkça sıcaklık da azalmıştır.
- KM'nin alt ve üst kısımlarında ölçülen maksimum sıcaklık değerleri arasındaki fark, yaklaşık 25–40°C arasında olmuştur. Bu durum, KM'de sıcaklık dağılımının nispeten homojen olduğunu göstermiştir. Ayrıca, basma kuvveti ve takım dönme hızındaki artışa bağlı olarak kaynak sıcaklığının arttığı belirlenmiştir (Şekil 3.16).

Sonuç olarak, SKK sırasındaki birçok faktör, ısı değişimi etkilemektedir. Deneysel çalışmalar ve modellemeler sonucunda elde edilen sonuçlar şu şekilde özetlenebilir:

- Kaynak bölgesinde görülen maksimum sıcaklıklar, alüminyum alaşım malzemelerin ergime sıcaklığının altında olmaktadır.
- Takım omuz kısmı, SKK sırasındaki ısı girdisini belirleyen en önemli faktördür.

- Sabit bir kaynak hızında, takım dönme hızının artması maksimum sıcaklık değerlerini yükseltmektedir. Sabit bir takım dönme hızında, kaynak hızının artması ise bu sıcaklıkları düşürmektedir.
- SKK sırasındaki en yüksek sıcaklık artışı, kaynak bölgesinin en üst yüzeyinde meydana gelmektedir.



Şekil 3.16. Takım dönme hızının, kaynak merkezinden olan uzaklığa göre maksimum sıcaklık değerlerine olan etkisi; kaynak hızı = 120 mm/dakika [39]

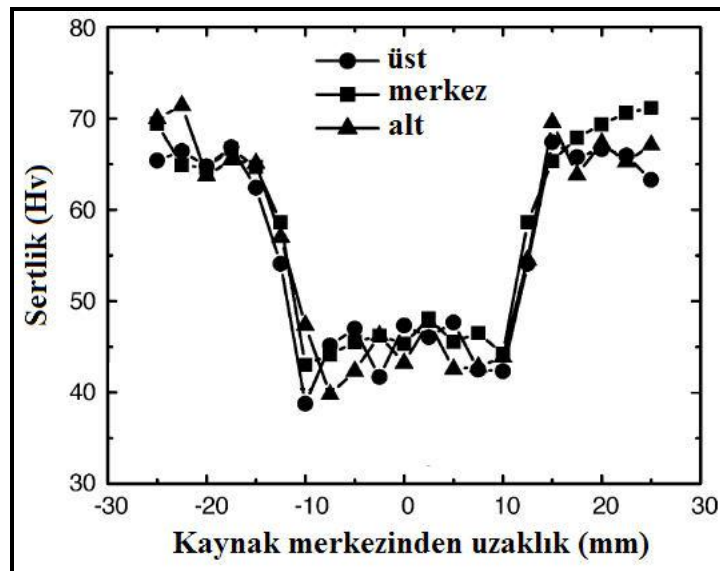
3.11. Kaynak Bölgesindeki Sertlik Dağılımı

SKK sonrası, alüminyum alaşımların kaynak bölgelerindeki sertlik değişimi çökelme sertleşmeli ve katı çözültü sertleşmeli alaşımlar için farklılık göstermektedir. Çökelme sertleşmeli alüminyum alaşımların birçoğunun kaynak merkezi çevresinde, mukavemet arttırıcı çökeltilerinin çözünmesi ve irileşmesi sebebiyle yumuşamış bir bölge meydana gelmektedir [36].

Sato ve diğ. [83], 6063-T5 alüminyum alaşımının SKK ile birleştirilmesinde, sertliğin mikroyapıyla olan ilişkisini incelemiştir. Çalışma sonuçlarına göre sertlik dağılımı, kaynak bölgesindeki tane boyutundan daha ziyade, önemli ölçüde çökeltiler

dağılımından etkilenmiştir. Çözeltiye alınan ana metalin sertliği ile karşılaştırıldığında, KM boyunca önemli bir yumuşama meydana gelmiştir (Şekil 3.17).

SKK yöntemi, katı çözelti sertleşmeli alüminyum alaşımların birleştirilmesinde de yumuşamaya neden olmaktadır. Küçük partiküller içeren 5083-O alüminyum alaşımının kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı benzer eğilim gösterirken, herhangi bir ikinci faz partikülü içermeyen 1080-O alüminyum malzeme için KM'deki sertlik, ana metalden biraz daha yüksek çıkmıştır. Maksimum sertlik ise TMEB'de tespit edilmiştir [97]. Svensson ve diğ. [98] göre, SKK yapılmış 5083-O alüminyum alaşımında, sertlik değişimi esas olarak dislokasyon yoğunluğuna bağlıdır. Çünkü 5083 alüminyum alaşımı için baskın olan sertleşme mekanizması, deformasyon sertleşmesidir. Diğer taraftan, Sato ve diğ. [97] göre, SKK yöntemi KM'de yeniden kristalleşmiş ince tanelerin ve TMEB'de toparlanmış tanelerin meydana gelmesine neden olmaktadır. 5083 alüminyum alaşımında KM ve TMEB, ana metalden biraz daha yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahiptir. SKK yapılmış 5083 alüminyum alaşımında sertlik değişimi, küçük partikül dağılımı nedeniyle dispersiyon sertleşmesiyle meydana gelmiştir.



Şekil 3.17. SKK ile birleştirilmiş 6063-T5 alüminyum levhaların, kaynak bölgesi boyunca tespit edilen sertlik dağılımları [83]

Strangwood ve diğ. [99], 2014–T6 alüminyum alaşımı levhaları, 80–117 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında SKK yöntemiyle birleştirmiş, daha sonra kaynaklı malzemeleri 160°C sıcaklıkta 80 saate kadar değişen sürelerde yaşlandırma işlemine tabi tutmuştur. Sadece, 18 saat yaşlandırma işlemi gerçekleştirilen birleştirmenin KM’de sertlik artışı tespit edilmiştir. Daha fazla süreyle yaşlandırılan birleştirmelerin sertliklerinin ise azaldığı görülmüştür. Birleştirmelerin kaynak bölgelerindeki en düşük sertlik değerleri de ITAB’da belirlenmiştir.

Liu ve diğ. [76], 6061–T6 alaşımı alüminyum levhaların SKK ile birleştirilmesinde, ana metalin sertliğinin 85–100 Hv arasında olmasına rağmen, KM’nin alt kısmındaki sertliğin 65 Hv, üst kısmındaki sertliğin ise 55 Hv olduğunu görmüştür. KM’deki tane boyutunun (10 µm), ana metalin tane boyutundan (100 µm) daha küçük olmasına rağmen, sertlikteki bu azalma KM’de meydana gelen ikinci faz partiküllerin varlığına bağlanmıştır.

Yukarıda verilen örnek çalışmalardan da anlaşılacağı gibi, kaynak bölgesindeki sertlik davranışı tane sınırları, partiküllerin varlığı ve alt tane yapıların mukavemete yaptıkları etki ile gerçekleşmektedir [36].

3.12. Kaynak Bölgesindeki Kalıntı Gerilmeler

SKK yönteminin nispeten düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen bir katı-hal tekniği olmasından dolayı genellikle, birleştirmelerdeki kalıntı gerilmelerin düşük olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte, kaynaklanacak iş parçalarının sıkı bir şekilde sabitlenmeleri, ergitme kaynak yöntemlerine göre kaynaklı levhalarda çok daha fazla sınırlamalar meydana getirmektedir. Bu sınırlamalar, kaynak bölgesinin soğuması sırasında, boylamasına ve enlemesine yönlerde ITAB ve KM’nin büzülmesini (çekmesini) engellemektedir. Dolayısıyla, boylamasına ve enlemesine gerilmeler meydana gelebilmektedir.

James ve diğ. [100], 7050–T7451, C458 Al–Li ve 2219 alüminyum alaşımı levhalarda SKK sonrası meydana gelen kalıntı gerilmeleri, X-ışını difraksiyon yöntemiyle tespit etmiştir. Elde edilen sonuçlar, şu şekilde sıralanmıştır:

- Birleştirmelerin hepsinde görülen kalıntı gerilmeler, ergitme kaynak yöntemlerinde görülenlere göre oldukça düşük değerlerde çıkmıştır.
- Tamamen yeniden kristalleşmiş ve kısmen yeniden kristalleşmiş bölgeler arasındaki geçişte var olan kalıntı gerilmeler, kaynağın diğer bölgelerinde görülenlerden daha yüksek değerde olmuştur.
- Genellikle boylamasına yönde (kaynak yönüne paralel) görülen kalıntı gerilmeler çekme şeklinde gerçekleşirken, enlemesine yöndeki (kaynak yönüne dik) kalıntı gerilmeler ise basma şeklinde meydana gelmiştir.

Donne ve diğ. [101], 2024–T3 ve 6013–T6 alüminyum alaşımı levhaların SKK ile birleştirilmesi sonrasında tespit edilen kalıntı gerilmeleri şu şekilde tarif etmiştir:

- Boylamasına kalıntı gerilmeler karıştırıcı uç çapından, takım dönme hızından ve kaynak hızından bağımsız olarak her zaman enlemesine gerilmelerden daha büyük değerlerde olmaktadır.
- Boylamasına ve enlemesine kalıntı gerilmeler, kaynak boyunca “M” şekline benzer bir dağılım sergilemektedir. Maksimum çekme gerilmeleri kaynak merkezinden yaklaşık 10 mm mesafede, ITAB’da görülmektedir. Düşük değere sahip, basma şeklindeki kalıntı gerilmeler ise ITAB’a bitişik ana metalde tespit edilmiştir.
- Kaynak boyunca kalıntı gerilmelerin dağılımı, kaynağın üst ve kök kısmında benzerdir.
- Büyük çaplı takım kullanımıyla, “M” şeklindeki kalıntı gerilme dağılımı genişlemektedir. Kaynak hızındaki ve takım dönme hızındaki azalmayla, çekme şeklindeki kalıntı gerilmelerin değerleri de azalmaktadır.

Peel ve diğ. [102], 5083 alüminyum alaşımı levhalardaki kalıntı gerilmeleri şu şekilde özetlemiştir:

- Kaynak boyunca görülen boylamasına kalıntı gerilmeler, Donne ve diğ. [101] tarafından bulunan “M” şekline benzerdir. Enlemesine kalıntı gerilmeler ise kaynak merkezinde maksimum değerlere sahiptir.
- KM'deki boylamasına ve enlemesine yönlerdeki gerilmeler, çekme şeklindedir.
- Kaynak merkezinden yaklaşık 10 mm mesafede, en yüksek değere sahip çekme şeklindeki kalıntı gerilmeler görülmüştür. Bu mesafe, takım omuz kısmının genişliğiyle ilişkilidir.
- Kaynak hızının artmasıyla beraber boylamasına kalıntı gerilmeler de artmıştır. Ancak, enlemesine kalıntı gerilmelerin kaynak hızına bağlı olduğuna dair bir tespit yapılamamıştır.
- KM'nin ilerleme kenarında, yaklaşık %10 daha fazla kalıntı gerilme belirlenmiştir.
- Boylamasına yönde tespit edilen kalıntı gerilmeler maksimum 40–60 MPa arasında iken, enlemesine kalıntı gerilmeler 20–40 MPa arasında değişmektedir.

Chao ve Qi [103], SKK yöntemi sonucu ortaya çıkan kalıntı gerilme alanlarının modellenmesi için, üç-boyutlu sonlu elemanlar analizi gerçekleştirmiştir. Modelleme sonuçlarına göre, kaynak sonrasında, sabitleme elemanları levhalara bağlı ve levhalara bir kuvvet uygulamakta iken, kalıntı gerilmelerin en yüksek seviyede olduğu tespit edilmiştir. Sabitleme elemanları serbest bırakıldığında ise, enlemesine kalıntı gerilmeler neredeyse yok olmuştur. Sabitleme elemanlarının serbest olduğu durumdaki boylamasına kalıntı gerilmeler ise, çarpıcı bir biçimde düşmüş ve akma mukavemetinin yaklaşık %25'i seviyesinde kalmıştır. Ayrıca, boylamasına kalıntı gerilmeler enlemesine kalıntı gerilmelerden daha yüksek değerlerde çıkmıştır.

SKK yöntemiyle alüminyum alaşımların birleştirilmesinde görülen en yüksek değerdeki kalıntı gerilmeler 100 MPa altında olup, bu değerler ergitme kaynaklarında görülenlerden önemli ölçüde daha düşüktür. Aynı şekilde, tespit edilen kalıntı

gerilmeler, bu alüminyum alaşımların akma mukavemetlerinden de düşüktür. Dolayısıyla SKK yönteminin kullanımıyla, iş parçalarının distorsiyonunda önemli bir azalma ve mekanik özelliklerde iyileşmenin meydana geldiği görülmektedir.

3.13. Mukavemet ve Süneklik Özellikleri

Mahoney ve diğ. [66], SKK ile birleştirilmiş 7075–T651 alüminyum alaşımlı levhaların çekme özelliklerini belirlemek için, birleştirmeden enlemesine (kaynak yönüne dik) ve boylamasına (kaynak yönüne paralel) çekme numuneleri hazırlamıştır. Boylamasına numuneler sadece KM'den, enlemesine numuneler ise ana metal, ITAB, TMEB ve KM gibi bütün mikroyapı bölgelerini içermektedir. Bununla birlikte, birleştirmelere yaşlandırma işlemi (121°C/24 saat) uygulanmıştır. Tablo 3.3, bütün bu numunelerin çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir.

Tablo 3.3. SKK yapılmış 7075–T65 levhaların, boylamasına (B) ve enlemesine (E) çekme deneyi sonuçları [66]

Numune	Çekme mukavemeti (MPa)	Akma mukavemeti (MPa)	% uzama
Ana metal (Al 7075–T651)	622	571	14,5
Sadece SKK yapılmış	525 (B)	365 (B)	15 (B)
	468 (E)	312 (E)	7,5 (E)
SKK sonrası yaşlandırılmış	496 (B)	455 (B)	3,5 (B)
	447 (E)	312 (E)	3,5 (E)

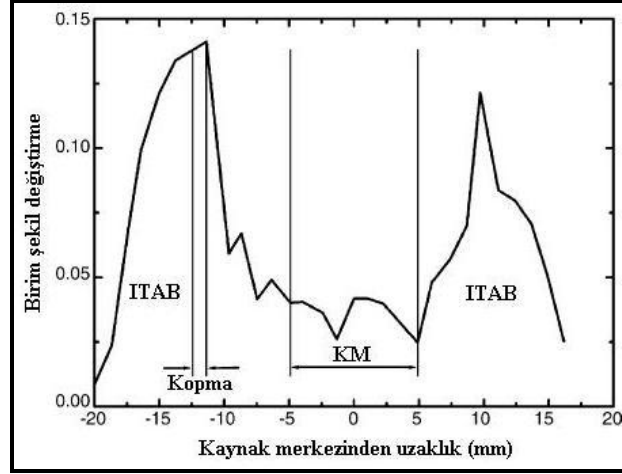
SKK sonrası herhangi bir işlem yapılmamış olan numunelerde, KM'nin uzama özelliklerinin etkilenmediği ancak, akma ve çekme mukavemetlerinin düştüğü görülmüştür. Mukavemet değerlerindeki bu azalmalar, dislokasyon azalmasına ve çok ince sertlik arttırıcı çökeltilerin yok olmasına bağlanmıştır. Yaşlandırma işlemi sonrasındaki numunelerde ise, KM'nin akma mukavemetinin önemli şekilde arttığı, fakat çekme mukavemeti ve sünekliğin zayıfladığı tespit edilmiştir. Akma mukavemetlerindeki artış ince sertlik arttırıcı çökelti hacmindeki artışa bağlanırken, süneklikteki azalma, bu çökeltilerdeki artışa ve tane sınırlarında çökeltisiz bölgelerin oluşmasına bağlanmıştır.

Enlemesine çekme numuneleri ana metal ile karşılaştırıldığında, mukavemet ve süneklikte önemli azalmalar belirlenmiştir. Ayrıca, enlemesine numunelerde tespit edilen mukavemet ve süneklik değerleri, boylamasına numunelerde tespit edilenlerden daha düşük çıkmıştır. Kaynak sonrası yaşlandırma işleminin, bu numunelerin mukavemet değerlerini herhangi bir şekilde arttırmadığı gibi, sünekliğin de azalmasına neden olduğu belirtilmiştir. Hem kaynak sonrası işlem yapılmamış hem de yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş numuneler, ITAB'dan kopmuştur. Daha önce de belirtildiği gibi, enlemesine çekme numuneleri ana metal, ITAB, TMEB ve KM'den oluşan dört farklı mikroyapıyı içermektedir. Birbirlerinden farklı bu mikroyapı bölgeleri, tane boyutu, çökelti boyutu ve dağılımlarındaki farklılıklardan dolayı deformasyona karşı farklı davranışlar göstermiştir. ITAB'da önemli ölçüde kabalaşmış çökeltilerden oluşması ve çökeltisiz bölgelerin meydana gelmesi, en düşük mukavemet özelliklerinin burada görülmesinde neden olmuştur. Dolayısıyla, çekme deneyi sırasında asıl deformasyon ITAB'da meydana gelmiştir. Şekil 3.18'de görülebileceği gibi, KM düşük bir birim şekil değiştirme özelliği gösterirken, daha düşük mukavemete sahip ITAB'da lokal olarak yüksek seviyelerdeki birim şekil değiştirmeye bir uzama meydana gelmiştir. Bu nedenle, boyun verme ve kopmalar daima ITAB'da olmuştur.

Sato ve diğ. [97], 6063-T5 alüminyum alaşımı levhalara, SKK sonrası uygulanan ısıtıl işlemlerin etkisini incelemiştir. Bunun için, kaynaklı birleştirmelere yaşlandırma (175°C/12 saat) ve çözeltiye alma (530°C/1 saat + 175°C/12 saat) ısıtıl işlemleri gerçekleştirilmiştir. SKK sonrası herhangi bir işlem yapılmamış olan birleştirmeler, en düşük mukavemet ve uzama değerleri göstermiştir. Yaşlandırma ısıtıl işlemi yapılan kaynaklı numunelerin, ana metalden biraz daha yüksek mukavemete ve sünekliğe sahip oldukları görülmüştür. Çözeltiye alınan numunelerde, mukavemet değerlerinin arttığı, sünekliğin ise neredeyse tamamen eski haline döndürdüğü tespit edilmiştir.

Biallas ve diğ. [104], 2024-T4 alüminyum alaşımı levhalarda, SKK parametrelerinin çekme özelliklerine olan etkisini incelemiştir. Çalışma sonuçlarına göre, takım dönme hızının artmasıyla akma, çekme ve süneklik özelliklerinin de arttığı

belirlenmiştir. Ayrıca, ince kesitli levhalarda daha yüksek mukavemet özellikleri tespit edilmiştir.



Şekil 3.18. SKK ile birleştirilmiş 7075-T65 levhalarda, çekme deneyi sonrası KM ve ITAB'da görülen birim şekil değiştirme dağılımı [66]

Strombeck ve diğ. [105] ile Mishra ve diğ. [106] tarafından yapılan iki ayrı çalışmada, SKK yapılmış birleştirmelerin farklı bölgelerinden alınan mini çekme numunelerinin çekme özellikleri incelenmiştir. Bu iki çalışmada elde edilen benzer sonuçlara göre; KM'nin akma mukavemeti ana metalinkinin %80'i, çekme mukavemeti ise %100'üne yakın bir değerde çıkmıştır. Süneklik ise önemli ölçüde iyileşmiştir. Bu durum, KM'de ince taneli mikroyapı oluşumuna bağlanmıştır. Akma ve çekme mukavemet değerleri, kaynak bölgesinin her iki tarafındaki TMEB/ITAB ara yüzey geçişlerinde azalmıştır. En düşük mukavemet ise, ana metalin %60'ı seviyesinde ITAB'da tespit edilmiştir.

Talwar ve diğ. [107], 2024-T3 alüminyum alaşımı levhalarda, SKK sonrası herhangi bir işlem uygulanmamış olan numunelerin ana metale göre çekme mukavemetinin %73, akma mukavemetinin %91 seviyelerinde olduğunu belirtmiştir. Uzama ise %10 olarak bulunmuştur. SKK yapılmış birleştirmelerin kök kısımlarından 0,5 mm derinliğinde bir talaş kaldırma işleminden sonra çekme mukavemetinin %88'e, sünekliğin ise %41'e çıktığı tespit edilmiştir. Akma mukavemetinde ise herhangi bir değişiklik görülmemiştir.

Kumagai ve diğ. [108], 2024–T51 alüminyum alaşımlı malzemelere ekstrüzyon işlemi uyguladıktan sonra, çözeltiye almış ve gerdirmeye işleminden sonra da T351 doğal yaşlandırma işlemine tabi tutmuştur. Daha sonra, silindirik bir karıştırıcı uç ile 800 dev/dak takım dönme hızında ve 125 mm/dak kaynak hızında sürtünme karıştırma kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Son olarak, birleştirmelere 96 saatlik bir doğal yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Çekme deneyleri sonrası, ana metale göre birleştirmenin çekme mukavemetinin %83, akma mukavemetinin %79, uzamanın ise %19 olduğu tespit edilmiştir.

Litwinski [109], 2195–T87 alüminyum alaşımlı levhaların, SKK yöntemiyle birleştirilmesinde kaynak hızının, kaynak sonrası doğal ve yapay yaşlandırma ısı işlemlerinin çekme mukavemetine olan etkilerini incelemiştir. Kaynak sonrası birleştirmelere, 1 saatten başlayıp yaklaşık 2 yıl boyunca süren doğal yaşlandırmanın yanı sıra yapay yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Çekme deneyleri için kaynak dikişine dik numuneler hazırlanmıştır. Bu numunelerin kaynak kök kısımlarından ve yüzeylerinden 0,5 mm derinliğinde, çentik etkisini yok etmek amacıyla talaş kaldırma işlemi yapılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre, genel olarak daha uzun süreli doğal yaşlandırma ısı işlemlerinde daha yüksek çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve % uzama değerleri tespit edilmiştir. Yapay yaşlandırma sonucunda ise, numunelerin mukavemet özelliklerinde daha fazla artışlar görülmekle beraber, uzama özelliklerinde azalmalar belirlenmiştir. Kaynak hızı arttığında, 3 ay süreli doğal ve yapay yaşlandırılmış birleştirmelerin çekme ve akma mukavemetlerinde artış görülmesine rağmen, belirli bir kaynak hızından daha yüksek hızlarda bu özellikler azalmıştır. Kaynak hızının artmasıyla, mukavemet özelliklerinde tespit edilen bu artış, meydana gelen daha hızlı soğumayla açıklanmıştır.

Colligan ve diğ. [110], 2195–T8P4 alüminyum alaşımı levhaları, 200 ve 230 dev/dak takım dönme hızlarında, 30–94 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında birleştirip, çekme deneyleri gerçekleştirmiştir. Birleştirmelerin çekme mukavemetleri, kaynak hızının belirli bir değere kadar artmasıyla yükselmiş, daha yüksek kaynak hızlarında ise azalmıştır. Birleştirmelerin çekme mukavemetlerinin ana metale göre %58–66 arasında değiştiği görülmüştür. Birleştirmelerin akma mukavemetleri ise, her iki takım dönme hızında, kaynak hızıyla birlikte artış

göstermiştir. % uzama değerleri, genelde ana metalden düşük iken, kaynak hızına bağlı bir artma veya azalma eğilimi tespit edilememiştir.

Campbell ve Stotler [111], 31,75 mm kalınlığındaki 2519–T87 alüminyum alaşımı levhaları, her iki yüzeylerinden çift taraflı olarak SKK ile birleştirmiştir. Bunun için ilk olarak, levhaların bir yüzünden 19 mm derinliğinde kaynak yapıp, daha sonra kaynak yüzeyleri frezede düzeltilmiş, diğer yüzden yine 19 mm derinlikte ikinci bir kaynak yapılmıştır. Bu şekilde, birinci ve ikinci kaynağın kök kısımlarının çakışması hedeflenmiştir. Kaynak parametrelerinde ve birleştirme işlemlerinde yapılan son iyileştirmelerle, alın kaynağının uzama değerleri, MIG kaynağı yapılmışlara göre 1,5–2 kat artmış ve yaklaşık % 11 olarak bulunmuştur.

Yukarıda verilen örnek çalışma sonuçlarından da anlaşılacağı gibi, SKK yöntemi özellikle ısı işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlar için ergitme kaynak yöntemlerine göre, daha yüksek mekanik özellikler sağlamaktadır.

3.14. SKK Yöntemiyle Birleştirilebilen Diğer Malzemeler

SKK yöntemi, alüminyum ve alaşımları haricinde demir alaşımları (çelikler), magnezyum (Mg) ve alaşımları, titanyum (Ti) ve alaşımları, bakır (Cu) ve alaşımları ile kompozit malzemelerin birleştirilmesinde de başarıyla uygulanmaktadır. Ayrıca, alüminyum/çelik, alüminyum/magnezyum, alüminyum/bakır gibi iki farklı metal malzemenin birleştirmesi de gerçekleştirilebilmektedir. Bu bölümde, bu birleştirmelere ait daha önce yapılmış çalışmalara ait örnekler verilmiştir. Bakır ve alaşımlarının SKK yöntemiyle birleştirilmesiyle ilgili yapılmış çalışmalar ise, Bölüm 4'de daha detaylı olarak anlatılmıştır.

3.14.1. Demir alaşımları (çelikler)

SKK yönteminin ergitme kaynak yöntemlerine göre, kaynak bölgesine nispeten daha düşük ısı girdisi avantajı nedeniyle, çeliklerin ITAB'ında daha düşük metalurjik değişimlerin olması, distorsiyon ve kalıntı gerilmelerde azalma beklentisini de ortaya çıkarmıştır. Bu durum, özellikle gemi üretimi ve ağır imalat endüstrilerinde kalın

kesitli malzemelerin birleştirmesinde oldukça önem arz etmektedir. Bununla birlikte, çeliklerin kaynağında görülen hidrojen gevrekliği ile kaynakçı ve çevre sağlığını tehdit eden kaynak dumanı oluşumu problemleri, SKK'nın bir katı-hal kaynak yöntemi olmasından dolayı ortadan kaldırılabilir bir durum olarak görülmüştür. Dolayısıyla, birçok endüstri dalında kullanılan çeliklerin birleştirilmesinde, SKK yöntemi alternatif bir konuma gelmiştir [36].

Lienert ve diğ. [11], 6,35 mm kalınlıktaki AISI 1018 çelik levhaları SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. Bunun için, Mo ve W alaşımlı takım malzemeleri kullanılmıştır. Kaynak parametreleri olarak, 450–650 dev/dak arasında değişen takım dönme hızları ve 25–100 mm/dak arasında değişen kaynak hızları belirlenmiştir. SKK sırasında, takım ve kaynak alanının oksitlenmesini önlemek için inert gaz koruması gerçekleştirilmiştir. Ayrıca birleştirmeler sırasında, kaynak bölgesi ve takımdaki sıcaklık artışlarının ölçülmesi için termokupul ve kızıl-ötesi kamera kullanılmış, basma kuvvetlerinin tespiti için ise load-cell düzeneği kurulmuştur. Sonuç olarak; 25–100 mm/dak arasındaki kaynak hızlarında sağlam kaynaklı birleştirmeler gerçekleştirilebilmiştir. Araştırmacılara göre, SKK sırasında takımda görülen kırmızımsı-portakal rengi oluşumu ve kızıl-ötesi ölçümlerden, takımdaki maksimum sıcaklığın 1000°C üzerinde olduğu tahmin edilmiştir. KM'deki maksimum sıcaklığın ise 1200°C'yi geçtiği tahmin edilmiştir. Bununla birlikte, kaynak merkezi ortasından ölçülen maksimum sıcaklık değerlerinin 590–665°C arasında değiştiği görülmüştür. 25 mm/dak kaynak hızı şartlarında ortalama 18,7 kN değerinde aksenal yük ölçülmüştür. Ortalama takım basıncı ise, ölçülen aksenal yük ve omuz kısmı alanı kullanılarak hesaplanmış ve yaklaşık 79,2 MPa olarak bulunmuştur. Kaynak sonrası yapılan incelemelerde, takımda aşınma ve deformasyonların meydana geldiği görülmüştür. Takım ölçülerindeki en büyük değişiklikler, karıştırıcı ucun levhalara ilk girmesi sırasında meydana gelmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda ana metal, ITAB ve KM mikroyapı bölgeleri belirlenmiş ancak, TMEB tespit edilememiştir. Mekanik özelliklerin incelenmesinde, ana metalin sertliğine (135 Hv) göre, KM sertlik değerlerinin arttığı ve 155–175 Hv arasında değiştiği tespit edilmiştir. Bununla birlikte, SKK yapılmış birleştirmelerin ana metale göre, akma ve çekme mukavemetlerinde gelişmeler, süneklikte ise azalmalar görülmüştür.

Meran ve diğ. [112], 2,5 mm kalınlığındaki AISI 304 paslanmaz çelik levhaların, 1000 dev/dak takım dönme hızında ve 40, 50, 63, 80, 100 mm/dak kaynak hızlarında SKK ile alın-alına birleştirilebilirliğini araştırmıştır. Birleştirmeler için, titanyum nitrür kaplanmış 1.2379 soğuk iş çeliğinden ve WC'den yapılmış iki farklı takım kullanılmıştır. Titanyum nitrür kaplı takımla yapılan birleştirme denemelerinde, karıştırıcı uç deforme olarak kırılmıştır. Ancak, WC malzemedan yapılan takım kullanımıyla, 63 mm/dak kaynak hızında başarılı bir birleştirme yapılabilmektedir. Bu birleştirmenin mikroyapı incelemelerinde ana metal, TMEB ve KM mikroyapı bölgeleri tespit edilirken, ITAB tespit edilememiştir. 63 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmenin çekme deneyi sonuçları ana metale yakın değerlerde olmasına rağmen, diğer kaynak hızlarında yapılan birleştirmeler düşük özellikler göstermiştir. Bununla birlikte, KM'nin sertliği TMEB'e göre daha düşük çıkmıştır.

Saeid ve diğ. [113], 2 mm kalınlığa sahip SAF 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin SKK yöntemiyle alın-alına birleştirilebilirliğini incelemiştir. Takım malzemesi olarak, WC kullanılmıştır. Takım ısınmasını önlemek için sıvı soğutucu bir takım tutucusu, kaynak bölgesindeki yüzey oksitlenmelerini engellemek için ise, takım çevresinde Ar koruyucu gaz kullanmıştır. Ayrıca, kaynak merkezinin levha üst kısımları yakınına K-tipi termokupul yerleştirilerek maksimum sıcaklıklar ölçülmüştür. SKK işlemleri, 600 dev/dak sabit takım dönme hızında ve 50–250 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında gerçekleştirilmiştir. SKK sonrası incelemelerde, 50, 100, 150 ve 200 mm/dak kaynak hızlarında sağlam birleştirmeler elde edilebilmiştir. Ancak, 250 mm/dak kaynak hızında, yetersiz ısı girdisi sebebiyle, kaynak bölgesi boyunca devam eden tünel şekilli boşluk oluşumu görülmüştür. Sıcaklık ölçümlerinde, en düşük kaynak hızı olan 50 mm/dak'da 849°C maksimum sıcaklık tespit edilmiştir. Kaynak hızı 200 mm/dak'ya çıktığında ise bu sıcaklık, 474°C'ye düşmüştür. Mikroyapı incelemeleri sonucunda, ana metalle birlikte ince taneli KM ve TMEB belirlenirken, ITAB açık bir şekilde görülemediği tespit edilmiştir. Kaynak hızının artmasıyla KM'deki tane boyutunun azaldığı tespit edilmiş ve bu durum, düşük ısı girdisine bağlanmıştır. Kaynak bölgesindeki en yüksek sertlik değerleri KM içerisinde belirlenirken, TMEB'in sertliği de ana metalden daha yüksek çıkmıştır. Bu durum ise, ana metale göre daha ince taneli ferrit ve östenit fazına bağlanmıştır.

Bununla birlikte, sertlik değerleri ve çekme mukavemetleri, mikroyapı özellikleriyle ilişkili olarak kaynak hızının artmasıyla beraber artış göstermiştir.

3.14.2. Magnezyum alaşımları

Mg ve alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesinde, özellikle döküm alaşımlarında, kaynak bölgesi içerisinde önemli boşluklar meydana gelmektedir. Mg alaşımlarının sahip olduğu yüksek ısıl genleşme katsayıları, kaynaklarda istenmeyen şekilde distorsiyonlara da neden olmaktadır. Dolayısıyla, Mg ve alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmeleri, pratikte pek tercih edilmemektedir. Bu nedenle, bir katı-hal birleştirme yöntemi olan SKK, Mg ve alaşımlarının birleştirilmesinde, araştırmacılar için ilgi çekici olmaktadır [47].

Nakata ve diğ. [10], 2 mm kalınlığındaki thixomolded AZ91D Mg alaşımı levhaları, farklı kaynak hızlarında ve takım dönme hızlarında, alın-alına birleştirmiştir. Çalışmada, optimum kaynak parametrelerinin belirlenmesi, mikroyapı incelemeleri ve mekanik özelliklerin değerlendirilmesi yapılmıştır. Kaynak kalitesi iyi sayılabilecek nitelikte olan birleştirmeler, 1240–1750 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında ve 50 mm/dak sabit kaynak hızında elde edilmiştir. Birleştirmelere kaynak sonrası herhangi bir ısıl işlem gerçekleştirilmemiştir. Kaynak sonrası incelemelerde, takım dönme hızının bu değerlerden düşük veya yüksek olması durumunda boşluk oluşumunun yanı sıra, birleşmemiş bölgelerin varlığı tespit edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde ise, alüminyum alaşımlardaki gibi ana metal, ITAB, TMEB ve KM mikroyapı bölgelerinin varlığı belirlenmiştir. KM, 2–5 μ m arasında değişen yeniden kristalleşmiş ince taneli yapıdan meydana gelmiştir. Çekme deneylerinde, tamamen KM'den oluşan enine çekme numuneleri 330–360 MPa çekme mukavemeti özellikleri göstermiş olup, bu değerlerin 250 MPa çekme mukavemeti olan ana metalden çok daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Ayrıca, tamamen KM'den oluşan çekme numunesi %5 uzama değeri göstermiştir. KM sertliği ise, ortalama tane büyüklüğünün azalmasıyla biraz daha fazla artmıştır.

Katoh ve Tokisue [114], 6,35 mm kalınlığındaki AZ31 Mg alaşımı levhaları, diş açılmamış konik karıştırıcı uca sahip takım kullanarak, 582–1332 dev/dak arasında

değişen takım dönme hızlarında ve 30–300 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında alın-alına birleştirmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda, kaynak bölgelerinde, ana metale göre daha ince tane yapısına sahip KM mikroyapı bölgesi tespit edilmiştir. Kaynak hızının artması veya takım dönme hızının azalması, meydana gelen daha düşük ısı girdisi sebebiyle KM tane yapısının daha da incelmelerini sağlamıştır. Ayrıca KM’de, soğan halkaları yapısı görülmemiştir. Bu durum, karıştırıcı uca diş açılmamasına bağlanmıştır. KM’nin genişliği ise, takım dönme hızının azalmasıyla birlikte artış göstermiştir. Dar bir TMEB mikroyapısı tespit edilmekle birlikte, en düşük sertlik değerleri, TMEB ve ITAB’da ölçülmüştür. Enine çekme deneyleri öncesi, numunelerin yüzey ve kök kısımlarından talaş kaldırılmış, numune kalınlığı yaklaşık 4 mm’ye düşürülmüştür. Çekme deneyleri sonrası birleştirmeler, ana metale göre %82–103 seviyelerinde çekme özellikleri göstermiş olup, %35–70 arasında değişen uzama değerleri elde edilmiştir. Çekme numunelerinde kopmalar, sünek bir şekilde ilerleme kenarındaki KM ile ana metal ara yüzeyine yakın yerlerde olmuştur.

3.14.3. Titanyum alaşımları

Titanyum ve alaşımları, sahip oldukları yüksek mukavemet/ağırlık oranları nedeniyle uçak-uzay, nükleer ve kimya endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak, TIG, MIG, elektron ışın kaynağı gibi, ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmelerinde, kaynak bölgelerinde ergime-soğuma sonrası karşılaşılan gevrek yapı oluşumu ile büyük miktarda distorsiyon ve kalıntı gerilmeler, Ti ve alaşımları için katı-hal kaynak yöntemlerini cazip hale getirmektedir. SKK yöntemi, bu alaşımların birleştirilmesinde araştırma konusu olmasına rağmen, çalışmalar alüminyum ve alaşımlarına göre oldukça sınırlı seviyelerde kalmıştır [13, 46].

Lee ve diğ. [13], 5,6 mm kalınlığındaki saf Ti levhaları, su soğutma donanımına sahip sinterlenmiş TiC takım kullanarak, 1100 dev/dak takım dönme hızında ve 500 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmiştir. Kaynak bölgesinin makroyapı incelemelerinde, herhangi bir kaynak hatası görülmemiştir. Mikroyapı incelemeleri ise kaynak bölgesinin, alüminyum alaşımlarınkinden farklı olduğunu ortaya koymuştur. Kaynak bölgesi ana metal, ITAB ve KM olarak sınıflandırılırken, TMEB

mikroyapısı tespit edilmemiştir. Araştırmacılar KM'nin, büyük miktarda rastgele yönlendirilmiş ikiz yapısı içeren kaba tanelerden oluştuğunu ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olduğunu bildirmiştir. ITAB ise, sürtünme ısısı sebebiyle çok az miktarda tane büyümesine maruz kalırken, genel olarak tane yapısının ana metale benzer olduğu belirtilmiştir. Kaynak bölgesinin sertlik ölçümlerinde, KM'nin ortalama sertliğinin ana metalin sertliğine benzer olduğu, ancak ITAB'da bir yumuşamanın varlığı görülmüştür. Çekme deneyleri sonucunda ise, kopmalar en düşük sertliğin tespit edildiği ITAB'da meydana gelmiştir. Ana metalin çekme mukavemeti 440 MPa iken, birleştirmenin ortalama çekme mukavemeti 430 MPa olarak bulunmuştur.

Zhang ve diğ. [46], 3 mm kalınlığına sahip Ti-6Al-4V alaşımı levhaların, Mo esaslı takım, 300-600 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında ve 60 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmelerini gerçekleştirmiştir. Makroyapı incelemelerinde, 400 ve 500 dev/dak takım dönme hızında yapılan birleştirmelerde herhangi bir kaynak hatası görülmezken, 300 ve 600 dev/dak takım dönme hızında yapılan birleştirmelerde boşluklar tespit edilmiştir. 400 dev/dak takım dönme hızında gerçekleştirilen birleştirmenin mikroyapı incelemelerinde, kaynak bölgesinin ana metal, ITAB ve KM'den meydana geldiği belirlenmiştir. KM, yeniden kristalleşme sonucu ana metale göre daha ince β taneleri ve tabakalı α/β kolonileriyle karakterize edilmiştir. Ancak, KM'nin ilerleme ve yığılma kenarındaki β tanelerinin, merkezindeki tanelerden daha küçük olduğu tespit edilmiş, bu durum KM merkezindeki maksimum sıcaklığın daha yüksek olmasına bağlanmıştır. Takım dönme hızındaki artışın, daha yüksek ısı girdisi sebebiyle β tanelerinin irileşmesini ve α kolonilerinin büyümesini sağladığı ifade edilmiştir. Sertlik ölçümleri sonucunda, KM sertliğinin ana metalden çok daha yüksek olduğu görülmekle beraber, en düşük sertlik ITAB'da tespit edilmiştir. Takım dönme hızının artmasıyla KM'deki ortalama sertliğin, α kolonilerinin büyümesine bağlı olarak düştüğü görülmüştür. Enine çekme deneylerinde, kaynaklı birleştirmelerin hepsi ana metale göre daha düşük çekme ve akma mukavemeti ile uzama özellikleri göstermiştir. Takım dönme hızının artmasıyla bu özellikler daha da azalmıştır. Çekme numunelerinde kopmalar, en düşük sertliğin görüldüğü ITAB'da meydana gelmiştir. Tamamen KM içeren boyuna çekme deneylerinde ise, birleştirmelerin akma ve

çekme mukavemetleri ile uzama özellikleri ana metalden daha yüksek çıkmıştır. Bu durum, KM'lerin ana metalden daha ince α kolonilerine sahip olmasıyla açıklanmıştır. Ayrıca bu numunelerde, takım dönme hızındaki artışla beraber, mekanik özelliklerin azaldığı ifade edilmiştir.

3.14.4. Metal matrisli kompozitler

Metal matrisli kompozitler, metalik malzemelere göre sahip oldukları daha yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma dirençleri gibi özellikleri nedeniyle uçak-uzay, otomotiv gibi endüstrilerde sıklıkla kullanılmaktadır. Ancak, seramik takviye elemanları bu malzemelerin kaynaklanabilirliklerini önemli ölçüde sınırlamaktadır. Ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirmelerde, ana malzemeyle ilave malzemenin tam olarak karışmaması, ergitme bölgesinde 100 μm büyüklüklere varan boşlukların meydana gelmesi, aşırı ötektik oluşumu ve Al_3C_4 gibi istenmeyen bileşiklerin meydana gelmesi sıklıkla karşılaşılan problemler olarak görülmektedir. Ayrıca, metal matrisli kompozitlerde, TIG gibi kaynak yöntemlerinin başarıyla uygulanabilmesinin büyük oranda kaynakçı becerisine de bağlı olması bir başka dezavantajdır. Bu sebeple, sürtünme kaynak yöntemi gibi katı-hal kaynak teknikleri, bu malzemelerin birleştirilmesi için ilgi çekici olmaktadır. Fakat bu yöntemle, silindirik şekilli nispeten basit geometrilere sahip malzemelerin birleştirilebilmesi, yöntemin uygulanabilirliğini kısıtlamaktadır. Dolayısıyla, SKK yönteminin alüminyum alaşımlarda başarıyla kullanılması, özellikle alüminyum matrisli kompozitlerin kaynağı için uygun bir yöntem olarak görülmektedir [36].

Cavaliere ve diğ. [115], 7 mm kalınlıktaki %20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 alüminyum matrisli kompozitleri (I) ve %10 Al_2O_3 partikül takviyeli 7005 alüminyum matrisli kompozitleri (II) ayrı ayrı SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. Kaynak parametreleri olarak, 800 dev/dak takım dönme hızı ve 56 mm/dak kaynak hızı kullanılmıştır. Mikroyapı incelemeleri, birleştirmelerin kaynak bölgelerinin, ana malzemenin yanı sıra, soğan halkaları yapısından meydana gelen KM ve TMEB'den oluştuğunu göstermiştir. İki farklı kompozit birleştirmede gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde, en yüksek sertlik değerleri kaynak merkezinde tespit edilmiş olup, I kodlu birleştirmeninki 104 Hv, II kodlu birleştirmeninki ise 127

Hv olarak bulunmuştur. Çekme deneylerinde, I kodlu birleştirmenin çekme mukavemeti ana malzemeye göre yaklaşık %87 seviyesinde olurken, II kodlu birleştirmeninki yaklaşık %84 seviyesinde olmuştur. Her iki birleştirme de TMEB'den kopmuştur. Çünkü KM, dinamik yeniden kristalleşmiş ince taneli yapıya sahipken, KM'nin çevresi kısmen yeniden kristalleşmiş yapıya sahiptir. Dolayısıyla, bu bölgelerin mekanik özellikleri farklılık göstermiş ve kopmalar TMEB'de meydana gelmiştir.

Uzun [14], 6 mm kalınlığa sahip %25 SiC takviyeli 2124 alüminyum alaşım matrisli levhaları, 800 dev/dak takım dönme hızında ve 120 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmiştir. Mikroyapı incelemelerinde, kaynak bölgesinin ana malzeme, ITAB, TMEB ve KM'den oluştuğu belirlenmiştir. İnce ve iri taneli SiC partiküllerin nispeten homojen olarak, ana malzeme ve kaynak bölgesinde dağıldığı görülmekle beraber araştırmacı, SKK yönteminin KM'de ince taneli bir yapı meydana getirdiğini belirtmiştir. Ancak, KM'de bazı iri SiC taneler ve bu tanelerde çatlak oluşumu da tespit edilmiştir. Sertlik ölçümlerinde, ana malzemenin ortalama sertlik değeri 250 Hv iken, KM'ninki 240 Hv olarak biraz daha düşük bulunmuştur.

Bozkurt [116], 3 mm kalınlıktaki %25 SiC takviyeli 2124 alüminyum alaşım matrisli levhaları, 355–1400 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında ve 40–100 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında alın-alına birleştirmiştir. Çekme deneyleri sonucunda en iyi kaynak özellikleri, ana malzemeye göre %80 seviyesinde çekme özelliği gösteren, 1120 dev/dak takım dönme hızında ve 40 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmede tespit edilmiştir. Kaynak hızı artışının, birleştirme özelliklerini düşürdüğü belirtilmiştir. Mikroyapı incelemeleri, kaynak bölgesinin ana metal, ITAB, TMEB ve yeniden kristalleşmiş KM'den oluştuğunu göstermiştir. Genel olarak, karışım bölgesindeki SiC partiküllerin homojen bir dağılım sergilediği tespit edilmiştir.

3.14.5. İki farklı metalin birleştirilmesi

Lee ve diğ. [117], 4 mm kalınlıktaki 6056-T4 alüminyum alaşım levhayı, aynı kalınlıktaki 304 östenitik paslanmaz çelik levhaya, 800 dev/dak takım dönme hızı ve

80 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmiştir. Birleştirme öncesi, alüminyum levha yığma kenarına, çelik levha ise ilerleme kenarına sabitlenmiştir. Takımın dış açılmış karıştırıcı ucu, kaynak başlangıcında ve süresince alüminyum levha tarafında olacak şekilde ayarlanmıştır. Bu şekilde, karıştırıcı ucun aşırı ısınması ve deforme olması önlenmek istenmiştir. Kaynak bölgesinin metalografik incelemelerinde, karıştırıcı uç alüminyum levha tarafında olduğu için, KM'nin daha çok bu tarafta meydana geldiği görülmüştür. Ayrıca, alüminyum levha tarafında ITAB ve TMEB mikroyapı bölgelerinin de varlığı görülmüştür. Çelik levha tarafında ise çok dar bir ara yüzey tespit edilmekle beraber, bu ara yüzey haricindeki tane yapısının çelik ana malzemeye benzediği ifade edilmiştir. Karıştırıcı uç dışları tarafından, paslanmaz çelik levha yüzeyinden koparılan parçacıkların KM içerisine dağıtıldığı belirtilmiştir. KM'nin girdap benzeri bir yapıdan meydana geldiği ve ince bir metaller arası bileşik tabakasını içerdiği, yaklaşık 250 nm kalınlığındaki bu tabakanın hegzagonal sıkı paket yapısına sahip Al_4Fe fazı olduğu tanımlaması yapılmıştır. Bununla birlikte SKK sonrasında, karıştırma hareketi ve paslanmaz çelikteki yüksek birim şekil değiştirmenin, nispeten düşük sıcaklıklarda bile östenitin ferrit fazına dönüşümüne kısmen katkı sağladığı yorumu yapılmıştır.

Uzun ve diğ. [19], 4 mm kalınlığındaki 6013-T4 alüminyum alaşımı levhayı (yığma kenarında) ile X5CrNi18-10 paslanmaz çelik levhaya (ilerleme kenarında), 800 dev/dak takım dönme hızında ve 80 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda, kaynak bölgesinin yedi farklı mikroyapı bölgesinden oluştuğunu belirtilmiştir. Bunlar; (1) paslanmaz çelik ana metal, (2) paslanmaz çelik tarafındaki ITAB ve (3) TMEB, (4) KM, (5) alüminyum taraftaki TMEB ve (6) ITAB, (7) alüminyum ana metal olarak tanımlanmıştır. KM, paslanmaz çelik levhadan koparılan parçacıkların takviye malzemesi olarak nitelendirildiği bir çeşit alüminyum matrisli kompozite benzetilmiştir. Ancak bu paslanmaz çelik parçacıklar, KM içerisinde farklı boyutlara sahip olup, heterojen bir şekilde dağılmıştır. Bununla birlikte, özellikle büyük parçacıklarda yoğun deformasyon ve karıştırma sebebiyle mikro-çatlaklar tespit edilmiştir. KM içerisindeki alüminyum malzemenin ise, yaklaşık 15 μm boyutlarda yeniden kristalleşmiş ince tanelerden meydana geldiği belirtilmiştir. KM'nin sertliği, farklı tane boyutları ve rastgele dağılmış paslanmaz çelik parçacıkları sebebiyle değişkenlik göstermiştir. KM'nin

ortalama sertliğinin yaklaşık 100 Hv olduğu ve bu değer, paslanmaz çelik ana metalin hemen hemen yarısı kadar olduğu ifade edilmiştir. Kaynak bölgesindeki en yüksek sertlikler, yaklaşık 250 Hv değerlerinde paslanmaz çeliğin üst kısmındaki ITAB ve TMEB’de belirlenmiştir. En düşük sertlik özelliğini ise alüminyum taraftaki ITAB göstermiştir. Birleştirmenin yorulma özelliklerinin de, 6013 alüminyum alaşımının yaklaşık %30’u kadar olduğu tespit edilmiştir.

Yan ve diğ. [21], 4 mm kalınlığa sahip 1060 alüminyum levhaları (ilerleme kenarında) ve AZ31 Mg alaşım levhaları (yığıma kenarında), 200–1000 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında ve 19–75 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında alın-alına birleştirmiştir. Birleştirmeler, karıştırıcı uç eksenini alın-alına temas yüzeylerinde (I), alın-alına temas yüzeylerinden 4 mm Mg levhaya doğru (II) ve alın-alına temas yüzeylerinden 4 mm Al levhaya doğru (III) olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. I kodlu takım pozisyonunda, 30 mm/dak kaynak hızı ve 200–1000 dev/dak arasındaki takım dönme hızlarında yapılan birleştirmelerde, kaynağın hemen sonrasında çatlamların görüldüğü belirtilmiştir. II kodlu takım pozisyonunda, 30 mm/dak kaynak hızı ve 200 dev/dak takım dönme hızında yapılan birleştirmelerde ise tipik bir talaş kaldırma işleminin görüldüğü ifade edilmiştir. Uygun bir karışıma sahip kaynak bölgesi 315 dev/dak takım dönme hızında elde edilebilirken, daha yüksek kaynak hızlarında oluk şekilli kaynak hataları ve aşırı ısınma sebebiyle çatlamların meydana geldiği belirlenmiştir. III kodlu takım pozisyonunda, 20 mm/dak kaynak hızı ve 315 dev/dak takım dönme hızında yapılan birleştirmede de uygun bir karışıma sahip kaynak bölgesinin elde edildiği belirtilmiştir. I kodlu takım pozisyonunda yapılan birleştirmenin X-ışını difraksiyon analizinde, kaynak bölgesinde gevrek Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ metallere arası bileşikler tespit edilmiş ve kaynaktaki çatlamlar, bu fazların varlığına dayandırılmıştır. Çekme deneyleri sonrasında en yüksek çekme mukavemeti II kodlu takım pozisyonunda, başarılı bir şekilde yapılan birleştirmede, 82,4 MPa olarak bulunmuştur. Bu değer, 1060 alüminyumun yaklaşık %67’si iken, AZ31 Mg alaşımının %30’u kadar olmuştur.

Zadeh ve diğ. [20], 4 mm kalınlığındaki 1060 alüminyum levhayı, 3 mm kalınlığındaki saf bakır levhaya bindirme formunda birleştirmiştir. Kaynak öncesi,

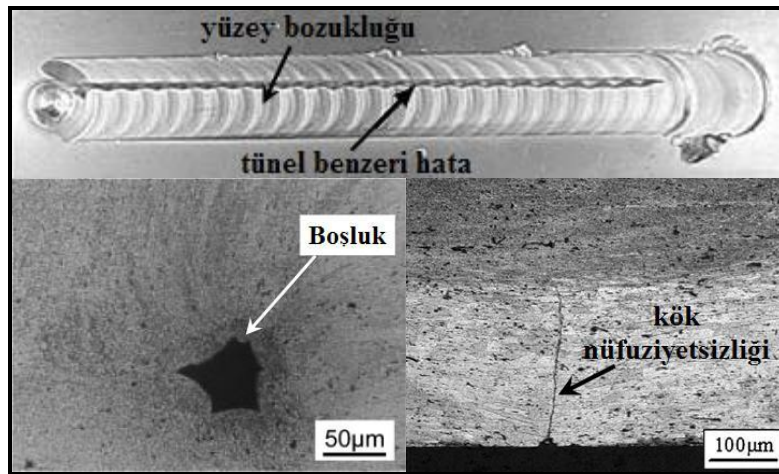
alüminyum levha üstte, bakır levha ise altta olacak şekilde sabitlenmiştir. Birleştirmeler için 6,5 mm uzunluğa sahip karıştırıcı uç kullanılmıştır. 750–1500 dev/dak arasında değişen takım dönme hızları ile 30–375 mm/dak arasında değişen kaynak hızları kaynak parametreleri olarak seçilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde, kaynak bölgesinde yeniden kristalleşmiş ince taneli alüminyum malzemenin oluşturduğu KM tespit edilmiştir. Hem üstteki alüminyum levhanın hem de alttaki bakır levhanın kaynak bölgelerinde, KM'ye bitişik dar bir TMEB tespit edilmiştir. Ayrıca, her iki levhada da tanelerinin bir miktar irileştiği ITAB belirlenmiştir. Bakır levhanın Al/Cu ara yüzeyine yakın bölgesinde, bakır tanelerin ana metale göre daha ince olduğu görülmüştür. Araştırmacılar, Al/Cu ara yüzey bölgesinin karmaşık bir yapı sergilediğini, mekanik olarak karışmış Al ve Cu'ca zengin tabakaların meydana geldiğini ifade etmişlerdir. Bununla birlikte, bu ara yüzeyde Al_4Cu_9 , AlCu ve Al_2Cu metallar arası bileşiklerin varlığı tespit edilmiştir. Mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla gerçekleştirilen çekme-makaslama testleri, kaynaklı birleştirmelerin kopma yüklerinin 732–2709 N arasında değiştiğini göstermiştir. En yüksek çekme-makaslama yükü, 1500 dev/dak takım dönme hızında ve 118 mm/dak kaynak hızında yapılan birleştirmede tespit edilmiş olup, bu birleştirmede kopma alüminyum ana metalde gerçekleşmiştir. Takım dönme hızındaki artış veya kaynak hızındaki azalmanın makaslama yüklerini azalttığı belirtilmekle beraber, bu duruma neden olarak, yüksek kaynak sıcaklıklarında metallar arası bileşiklerin daha fazla oluşması gösterilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri, hem alüminyum hem de bakır levhanın kaynak bölgeleri boyunca yapılmıştır. Alüminyum kaynak bölgesindeki sertlikler 18,7–35,4 Hv arasında değişmekte olup, nispeten homojen bir dağılım görülmüştür. Bakır kaynak bölgesinin sertlikleri ise 48,9–89,9 Hv arasında değişiklik göstermiş olup, en yüksek sertlikler KM'de, en düşük sertlikler ise ilerleme ve yığıma kenarındaki ITAB'larda tespit edilmiştir.

Liu ve diğ. [118], 3 mm kalınlığındaki bakır ve 5A06 alüminyum alaşımı levhaların, 950–1180 dev/dak arasındaki takım dönme hızlarında, 150–235 mm/dak arasındaki kaynak hızlarında SKK ile alın-alına birleştirilebilirliğini incelemiştir. Birleştirme denemelerinde, 950 dev/dak takım dönme hızı ve 150 mm/dak kaynak hızında hatasız kaynaklar yapmak mümkün olmuştur. Çekme deneyleri sonucunda, bu birleştirmenin çekme mukavemeti 296 MPa olarak bulunmuştur ki bu değer, bakır

levhanın çekme mukavemetiyle yaklaşık aynı iken, alüminyum levhaninkinin ise %94'ü kadar olduğu ifade edilmiştir. Çekme numuneleri, bakır levha tarafından kopmuştur. Mikroyapı incelemelerinde, KM'de alüminyum ve bakırdan oluşan tabakalı ve dalgalı bir yapı şekli tespit edilmiş olup, bu karışım yapısının daha çok kaynağın alüminyum tarafında meydana geldiği görülmüştür. X-ışını difraksiyonu incelemeleri, kaynak bölgesinde herhangi bir üçüncü fazın meydana gelmediğini göstermiştir.

3.15. SKK Yönteminde Görülen Kaynak Hataları

SKK yöntemiyle birleştirmelerde en sık görülen ve kaynak özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilen hatalar, Şekil 3.19'da örnekleri gösterilen, yüzey bozuklukları, kök nüfuziyetsizliği ve kaynak bölgesi içerisinde boşluk oluşumlarıdır [54].



Şekil 3.19. SKK yöntemiyle gerçekleştirilen birleştirmelerde sıklıkla görülen kaynak hataları örnekleri [17, 119, 120]

Yüzey bozuklukları genel olarak, takım omuz kısmı ile iş parçaları yüzeyleri arasında uygun bir temasın sağlanamamasından kaynaklanmaktadır. Isı üretiminin çoğunluğu, takım omuz kısmıyla iş parçaları arasındaki ara yüzeyde meydana gelmektedir. Bu ara yüzeydeki ısı üretiminde meydana gelebilecek önemli miktardaki heterojenlik, yüzeylerin aşırı ısınmasına ve fazla miktarda çapak oluşumu gibi hatalara neden olabilmektedir [121–124].

Kaynak bölgesi içerisinde boşluk, oluk ve tünel benzeri boşluk hataları ise, düşük veya aşırı ısı girdisine ve düzensiz karıştırmaya bağlanmaktadır [121, 125]. Sabit bir takım dönme hızında kaynak hızının artması, kaynağın alt kısımlarında tünel benzeri boşlukların meydana gelmesine neden olmaktadır. Bu boşlukların büyüklükleri, kaynağın alt kısmına doğru yetersiz malzeme akışı nedeniyle, kaynak hızının artmasıyla birlikte artış göstermektedir. Kaynak hızıyla takım dönme hızı arasındaki oran, tünel benzeri boşlukların oluşumunda önemli bir etkidir. Diğer parametreler sabit kaldığında, bu oranın yükselmesi tünel benzeri boşlukların oluşmasına katkı sağlamaktadır [122–124]. Zhang ve diğ. [126] göre, takımın dönme hareketi ile ilerleme kenarından alınıp yığıma kenarına taşınan malzeme, geçici bir boşluk bırakmaktadır. Kaynak hızının yüksek olması durumunda, bu boşluk zamanında doldurulamayacağı için boşluk oluşumu meydana gelmektedir. Bununla birlikte, takım omuz kısmının altındaki yetersiz basınç Mg alaşımlarında boşluk oluşumuna neden olmaktadır.

Kök nüfuziyetsizliği genel olarak, karıştırıcı uç boyunun yeterli uzunlukta olmaması, karıştırıcı uç batma derinliğinin uygun olmaması ve dönen karıştırıcı uç tarafından yetersiz ısı girdisi sebebiyle, kaynak kök kısmındaki ana metaller arasında yetersiz malzeme akışı şeklinde meydana gelmektedir [45, 127, 128].

3.16. SKK Yönteminin Endüstriyel Uygulama Alanları

SKK yönteminin ilk uygulamalarından itibaren, hem SKK makine-donanımındaki ilerlemelere hem de takım malzemesi ve tasarımındaki gelişmelere paralel olarak, yöntemin uygulama alanı hızla artmıştır. Özellikle geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinde güçlükler yaşanan 2XXX, 7XXX ve 8XXX serisi gibi alüminyum alaşımlarla birlikte, 5XXX ve 6XXX serisi alüminyum alaşımların sürtünme karıştırma kaynağında elde edilen çok iyi mekanik ve mikroyapı özellikleri, yöntemin uygulandığı ticari alanları da genişletmiştir. Bununla birlikte, paslanmaz çelik, titanyum alaşımları gibi yüksek ergime sıcaklıklarına sahip malzemeler ile bakır ve alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağındaki başarılı çalışmalar da endüstriyel uygulamalara katkı sağlamaktadır.

SKK yönteminin başarı ile uygulanabildiği endüstriyel uygulamaları şu şekilde özetlemek mümkündür [40]:

Karayolu uygulamalarında;

- Motor ve şasi yataklarının üretimi,
- Jant üretimi,
- Tüp bağlantıları,
- Kamyon iskeleti üretimi,
- Hareketli vinç üretimi,
- Zırh kaplı araçların üretimi,
- Yakıt tankı üretimi,
- Karavan üretimi,
- Otobüs üretimi,
- Motosiklet ve bisiklet gövdelerinin üretimi,
- Asansör üretimi,
- Alüminyum profillerden meydana gelen otomobil üretimi.

Demiryolu uygulamalarında;

- Yüksek hızlı tren üretimi,
- Metro taşımacılığı ve tramvay üretimi,
- Vagon şasisi ve karoser üretimi,
- Yük vagonları ve tank üretimi,
- Konteynır iskeletleri üretimi.

Gemi inşası-denizcilik uygulamalarında;

- Gemi omurgası üretimi,
- Güverte panellerin birleştirilmesi (Şekil 3.20),
- Gemi bölmeleri üretimi,
- Kamara yapımı,
- Helikopter platformlarının yapımı,

- Yelkenli gemi, direk ve zincir üretimi,
- Soğutma bölmelerinin üretimi.

Havacılık-uzay uygulamalarında;

- Uçak gövdesi, kanat ve kuyruk kısmı üretimi (Şekil 3.21),
- Yakıt tankları üretimi,
- Uzay araçları kriyojenik yakıt tankları üretimi,
- Askeri uçakların dış atık tankları üretimi,
- Askeri ve araştırma amaçlı roket üretimi,
- MIG kaynaklarının tamiri.

Yapı-inşaat uygulamalarında;

- Alüminyum köprü yapımı,
- Alüminyum boru hatlarının birleştirilmesi,
- Bina ön yüz panellerinin birleştirilmesi,
- Pencere iskeletlerinin birleştirilmesi,
- Klima ve ısı eşanjörü üretimi,
- Enerji santrallerinde ve kimya endüstrinde Al reaktörleri kurulumu.

Elektrik endüstrisi ve diğer uygulama alanları;

- Elektrik motoru gövdesi,
- Elektrik iletim bağlantıları,
- Elektronik sargıları.
- Gıda ve mutfak ekipmanları,
- Beyaz eşya üretimi,
- Soğutma panelleri üretimi,
- Gaz tankları ve silindirleri üretimi,
- Un değirmenlerinde bakır veya alüminyum bobin bağlantıları.



Şekil 3.20. Güverte inşasında kullanılan, ekstrüzyon ürünü alüminyum panellerin SKK yöntemiyle birleştirilmesi



Şekil 3.21. Bir jet uçağının gövdesinin SKK yöntemiyle imal edilme aşamaları

BÖLÜM 4. BAKIR VE ALAŞIMLARININ SKK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ

Bakır ve alaşımlarının, çelik ve nikel alaşımlarına göre yaklaşık 10–100 kat arasında sahip oldukları yüksek ısıl yayılma özellikleri nedeniyle, geleneksel ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirmelerde güçlükler ortaya çıkmaktadır. Sağlam kaynaklı birleştirmeler gerçekleştirebilmek için, özellikle kaynak bölgesine yüksek ısı girdisi gerekliliği, buna bağlı olarak mekanik ve mikroyapı özelliklerinin en az düzeyde etkilenmesi, kaynak şartlarının çok iyi optimize edilmesine bağlıdır. Dolayısıyla SKK parametrelerinin ve takım geometrisinin, bakır ve alaşımlarının birleştirilmesi üzerine etkilerinin oldukça fazla olduğu görülmektedir [36].

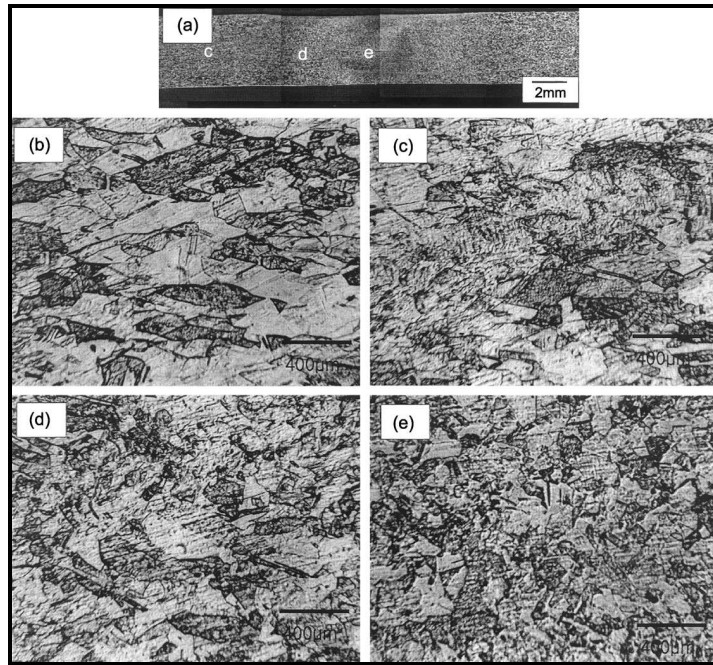
Bu bölümde, aynı alaşıma sahip bakır ve alaşımlarının SKK yöntemiyle birleştirilmesi çalışmaları ve sonuçlarının yanı sıra, farklı alaşımlardaki bakır malzemelerin birleştirilmesiyle ilgili literatür araştırması yapılmıştır.

4.1. Aynı Alaşımdaki Bakır Levhaların Birleştirildiği Çalışmalar

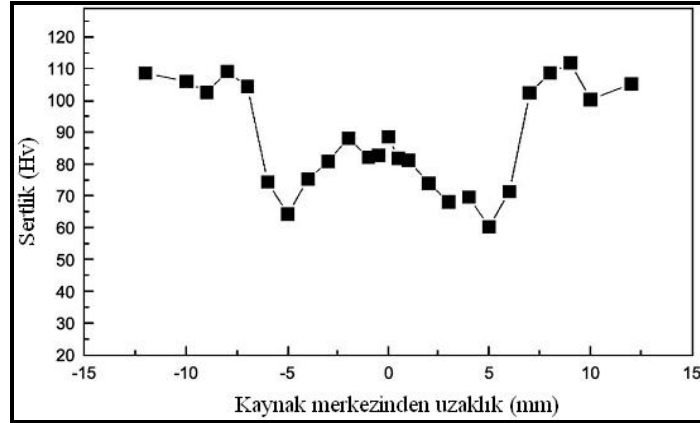
Lee ve Jung [15], 4 mm kalınlığında saf bakır levhaları 1250 dev/dak takım dönme hızında ve 61 mm/dak kaynak hızında SKK yöntemiyle, alın-alına başarılı bir şekilde birleştirmiştir. Kaynak bölgesi mikroyapısal olarak, KM, ITAB ve ana metalden meydana gelmiştir (Şekil 4.1). Ancak, TMEB mikroyapısı tespit edilememiştir. Ana metal ortalama 210 μm boyuta sahip tanelere sahip iken, ITAB ortalama 230 μm boyutta iri tanelerden ve KM ise ortalama 100 μm boyutta yeniden kristalleşmiş ince taneli yapıdan meydana gelmiştir. Bununla birlikte araştırmacılar tarafından, KM'nin üst kısmından (takım omuz çıkıntısına daha yakın kısım) alt kısmına doğru ortalama tane boyutunun arttığı ifade edilmiştir (85,8 μm 'den 115 μm 'ye). KM'nin sertliği (60–90 Hv) tane boyutundaki azalmaya rağmen, ana metalin sertliğinden (105–110

Hv) daha düşük çıkmıştır (Şekil 4.2). Ayrıca KM'nin sertliği, tane boyutundaki farklılıktan dolayı üst kısımdan alta doğru azalma eğilimi göstermiştir.

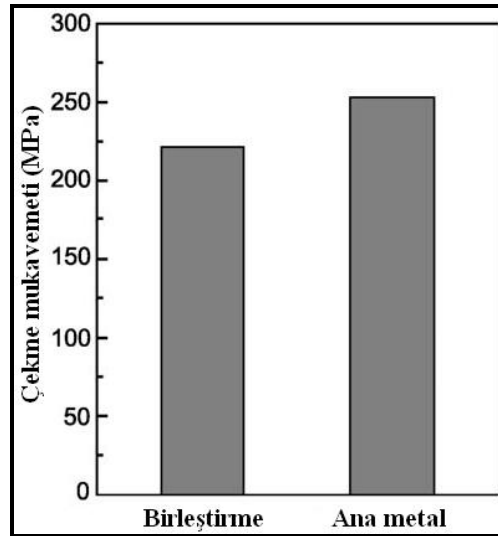
Bakır ana metal ve KM'de herhangi bir ikinci faz tespit edilmemiştir. Ana metalde çok ince deformasyon ikizlenmeleri ve tanelerde yüksek miktarda dislokasyon yoğunlukları belirlenmiştir. KM'de ise, yeniden kristalleşmiş tanelerin yanı sıra, tav ikiz yapısı ve ana metale göre önemli şekilde azalmış dislokasyon yoğunluğu tespit edilmiştir. Çekme deneyi sonunda kopma, sertliğin daha düşük olduğu ITAB yakınında meydana gelmiştir. Cu ana metalin çekme mukavemeti 253 MPa, SKK yapılmış numuneninki ise 223 MPa olarak belirlenmiştir (Şekil 4.3).



Şekil 4.1. SKK yapılmış saf bakır levhaların (a) makroyapı görünümü, (b) Cu ana metal, (c-d) ITAB, (e) KM mikroyapıları [15]



Şekil 4.2. Kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımı [15]



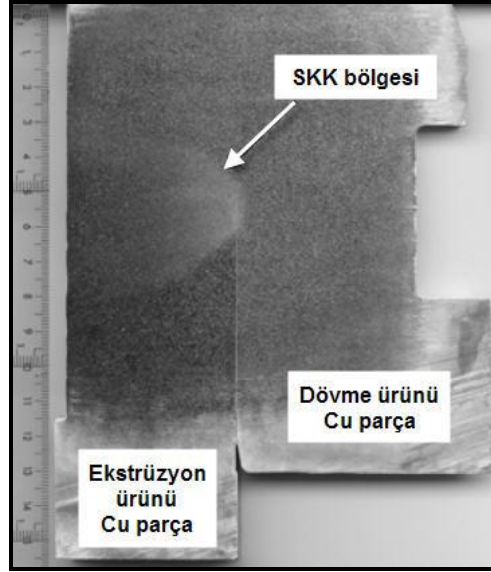
Şekil 4.3. Birleştirmenin ve Cu ana metalin çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması [15]

Uzun [16], 5 mm kalınlığındaki elektrolitik bakır levhaları, 800 dev/dak sabit takım dönme hızında, 12,5–100 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde ana metal, ITAB, TMEB ve KM olmak üzere dört farklı mikroyapı bölgesi tespit edilmiştir. Araştırmacı, kaynak hızının azalmasıyla hatasız birleştirmelerin elde edilebildiğini belirtmiştir. Kaynak hızındaki artışın, kılcal görünümlü tünel benzeri boşlukların oluşmasına neden olduğu ifade edilmiştir. Kaynak bölgesindeki bu tür hatalar, mukavemet değerlerinde azalmalara neden olmuştur. Çekme deneyleri sonrasında, en yüksek mukavemet değerlerinin (çekme mukavemeti = 213 MPa, akma mukavemeti = 126 MPa) 12,5 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmede, en düşük

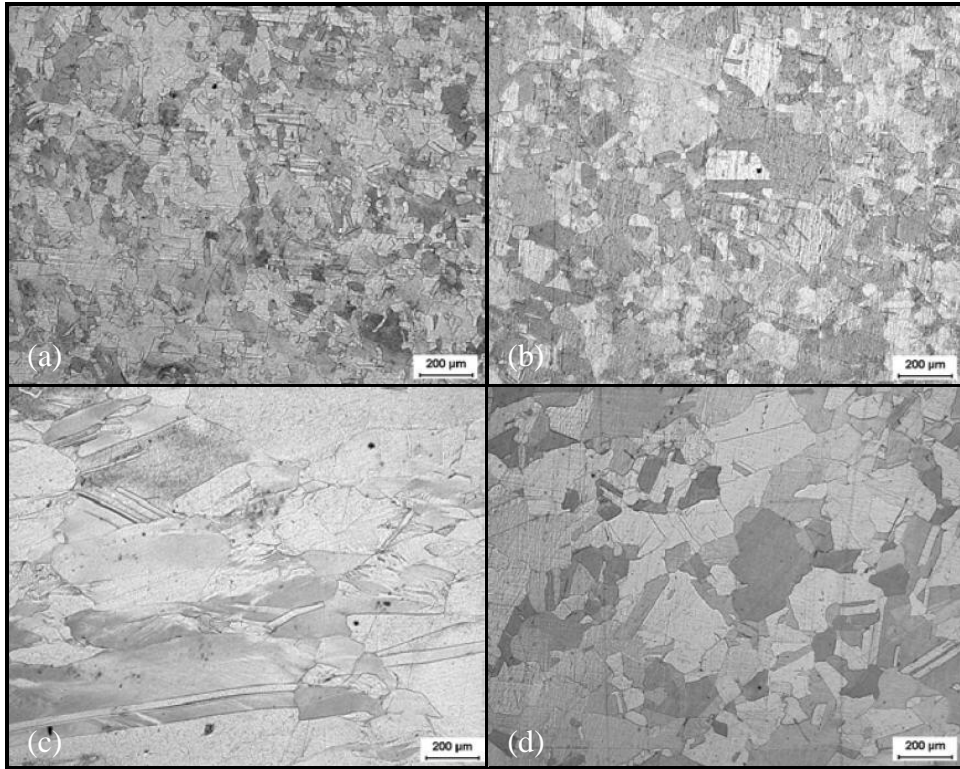
değerlerin ise (çekme mukavemeti = 137 MPa, akma mukavemeti = 57 MPa) 100 mm/dak kaynak hızındaki birleştirmede tespit edildiği belirtilmiştir. Benzer eğilim eğme deneyleri sonucunda da görülmüştür.

Andersson ve diğ. [129], nükleer atıkların depolanmasında kullanılan ekstrüzyon ürünü bakır tüp parçayı, bu parçaya kapak olarak tasarlanan dövme ürünü bir başka bakır parçaya SKK yöntemi ile başarılı bir şekilde birleştirmiştir (Şekil 4.4). Ancak, çalışmada kaynak parametreleri (takım dönme hızı, kaynak hızı vs) hakkında bilgi verilmemiştir. Çalışmada, SKK yapılmış birleştirmenin 75°C sıcaklıktaki sürünme özellikleri incelenmiştir. Sürünme deneyleri sonucunda, en yüksek sürünme ömrü özelliğini her iki bakır ana metalden alınan numunelerin gösterdiği bildirilmiştir. Birleştirmenin farklı mikroyapı bölgelerinden alınmış numunelerin sürünme ömürlerinde küçük farklılıklar tespit edilmiştir. Ancak, KM'den alınan numuneler bakır ana metallere daha kısa sürünme ömrü gösterirken, en düşük sürünme ömrü özelliğini kaynak kesiti boyunca ve ITAB'dan alınan numuneler göstermiştir.

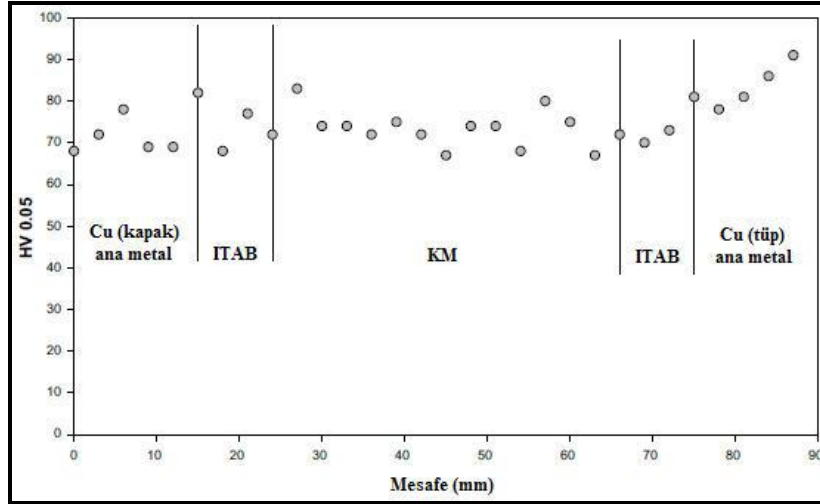
Şekil 4.5, Andersson ve diğ. [129] tarafından gerçekleştirilen birleştirmenin kaynak bölgesi mikroyapı resimlerini göstermektedir. Dövme ve ekstrüzyon ürünü bakır ana metallerin KM'den daha ince tane yapısına sahip olduğu belirtilmiştir. En iri tane yapısı, ana metal ile KM arasındaki ITAB'da tespit edilmiştir. Hem ITAB'dan hem de kaynak kesiti boyunca alınan numunelerde, sürünme özelliği açısından en zayıf bölgenin de burası olduğu görülmüştür. ITAB'ın sertliğinin, kaynağın diğer bölgelerinden daha düşük olmadığı ve kaynak boyunca alınan sertlik ölçümlerinin benzer değerler gösterdiği ifade edilmiştir (Şekil 4.6).



Şekil 4.4. SKK yöntemiyle birleştirilmiş, ekstrüzyon ve dövme ürünü bakır parçalar ile kaynak bölgesi [129]

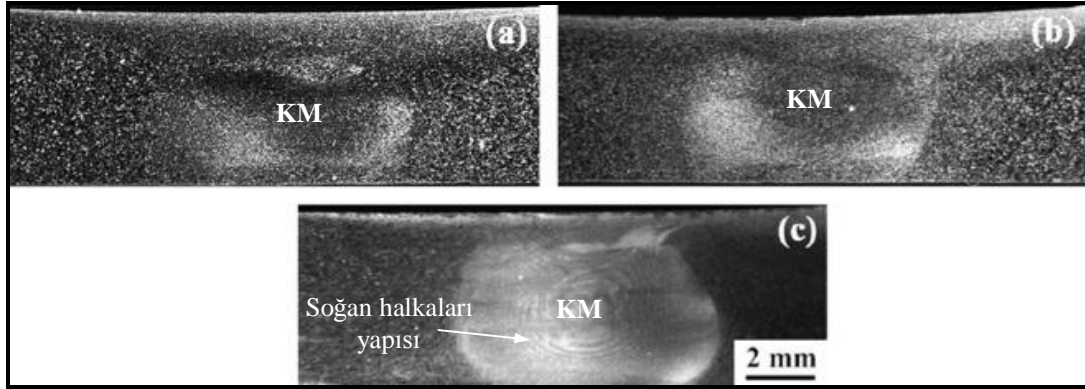


Şekil 4.5. Kaynak bölgesinin mikroyapı resimleri; (a) Cu ana metal (dövme kapak), (b) Cu ana metal (ekstrüzyon tüp) (c) ITAB, (d) KM [129]

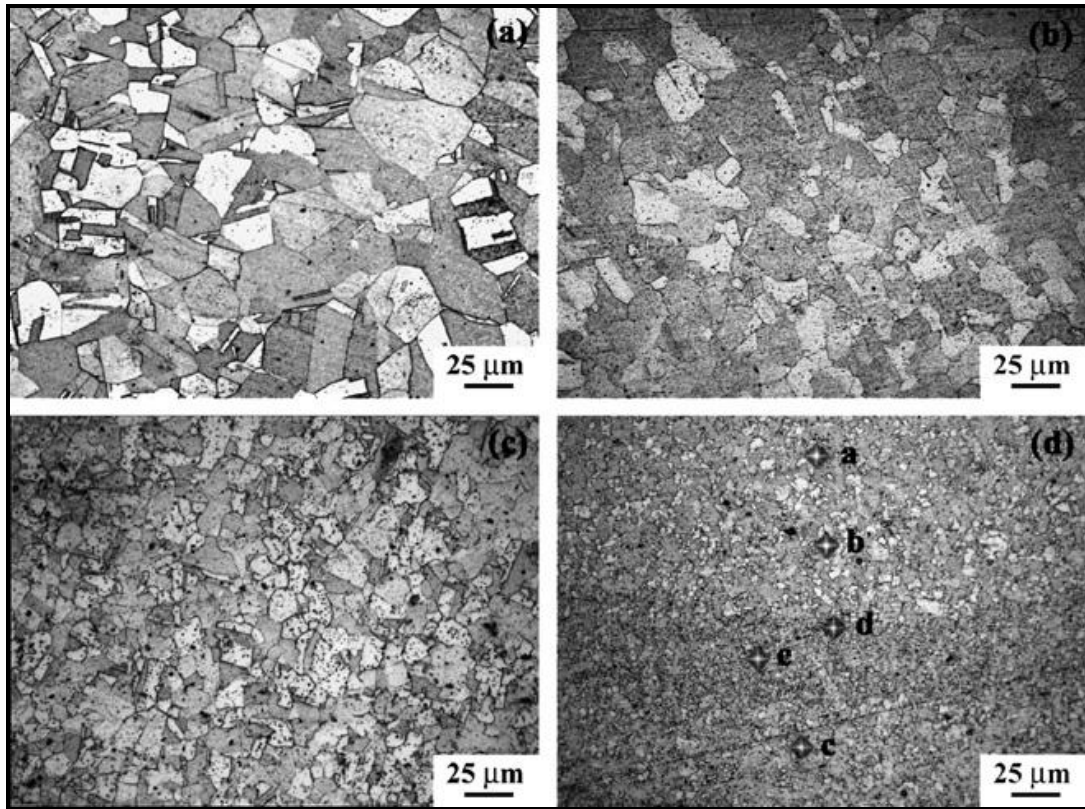


Şekil 4.6. Kaynak bölgesi boyunca belirlenen sertlik dağılımı [129]

Xie ve diğ. [130], 5 mm kalınlığındaki, 1/2H şartlarında üretilmiş saf bakır levhaları 50 mm/dak sabit kaynak hızında, 400, 600 ve 800 dev/dak takım dönme hızlarında SKK ile alın-alına birleştirmiştir. Çalışma sonucunda, takım dönme hızlarındaki farklılıkların, birleştirmelere ait KM'lerde önemli değişikliklere neden olduğu vurgulanmıştır. 600 ve 800 dev/dak takım dönme hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerin KM bölgelerinin net bir şekilde belirgin olmadığı belirtilmiştir. 400 dev/dak'da gerçekleştirilen birleştirmede ise, KM ile TMEB'in keskin bir şekilde birbirinden ayrıldığı ve KM'de soğan halkaları yapısının olduğu tespit edilmiştir (Şekil 4.7). Araştırmacılar, SKK sonucunda birleştirmelerin kaynak metallerindeki tane büyüklüklerinin, yeniden kristalleşme sebebiyle ana metale göre önemli şekilde azaldığını belirtmiştir. Bununla birlikte, takım dönme hızının azalmasıyla kaynak metallerinde tespit edilen ortalama tane büyüklüklerinin de azaldığı tespit edilmiştir (Şekil 4.8). Araştırmacılar bu durumu, alüminyum alaşımların SKK ile birleştirilmesinde görüldüğü gibi, sabit bir kaynak hızında, takım dönme hızındaki azalmanın daha düşük ısı girdisi sağlaması sebebiyle KM'de daha ince tanelerin oluşmasına bağlamıştır.



Şekil 4.7. SKK ile birleştirilmiş saf bakır levhaların makroyapı görünüşleri; (a) 800, (b) 600, (c) 400 dev/dak [130]



Şekil 4.8. SKK birleştirmelerinin kaynak metallerinde belirlenen tane boyutunun, Cu ana metale ve takım dönme hızına bağlı değişimleri; (a) Cu ana metal, (b) 800, (c) 600, (d) 400 dev/dak [130]

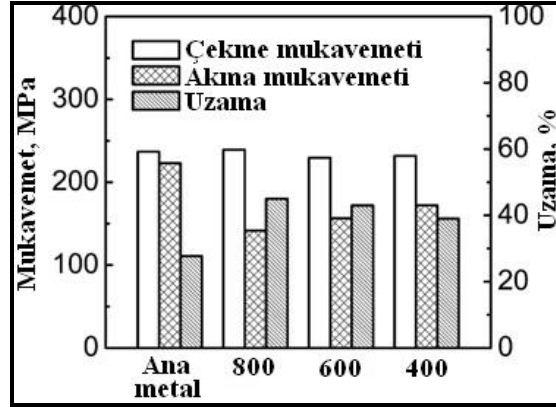
Birleştirmelerin kaynak bölgesi mikrosertlik ölçümlerinde, 800 ve 600 devir/dakika takım dönme hızlarındaki birleştirmelerin KM sertliklerinin, ince tane yapısına rağmen, Cu ana metalden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Fakat 400 devir/dakika takım dönme hızındaki birleştirmenin KM sertliğinin, Cu ana metale göre daha fazla

olduğu belirtilmiştir (Tablo 4.1). Buna göre, takım dönme hızının 800 devir/dakikadan 400 devir/dakikaya azalmasıyla, KM'deki sertlik değerleri sürekli artış göstermiştir. Ayrıca araştırmacılar tarafından, 400 devir/dakikadaki birleştirmenin KM'de meydana gelen soğan halkaları yapısındaki sertlik ölümlerinde, ince taneli bantların sertliğinin (105,4 Hv) iri taneli bantların sertliğinden (97,2 Hv) daha yüksek olduğu belirtilmiştir.

400, 600 ve 800 devir/dakika takım dönme hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerin mekanik özelliklerin belirlenmesi için, kaynak yönüne paralel ve tamamen KM'den oluşan çekme numuneleri hazırlanmıştır. Araştırmacılar, ekme deneyleri sonucunda genel olarak akma mukavemetlerinde azalma, süneklikte ise artmanın olduğunu belirtmiştir. Bununla birlikte, sadece KM'den oluşan numuneler ile Cu ana metalin çekme mukavemetlerinin, birbirlerine benzer değerler gösterdiği tespit edilmiştir. Ayrıca araştırmacılar, takım dönme hızındaki azalmanın, kaynak metali çekme numunelerinin akma mukavemetini arttırmaya, süneklikte ise azaltmaya neden olduğunu belirtmiştir (şekil 4.9).

Tablo 4.1. Saf Cu ana metal ve SKK yapılmış birleştirmelerin ortalama tane büyüklükleri ile sertlik değerlerinin karşılaştırılması [130]

Numune	Tane boyutu (μm)	Sertlik (Hv)
Cu ana metal	18	82,2
800 devir/dakika	12	63,1
600 devir/dakika	9	72,8
400 devir/dakika	3,5	99,6



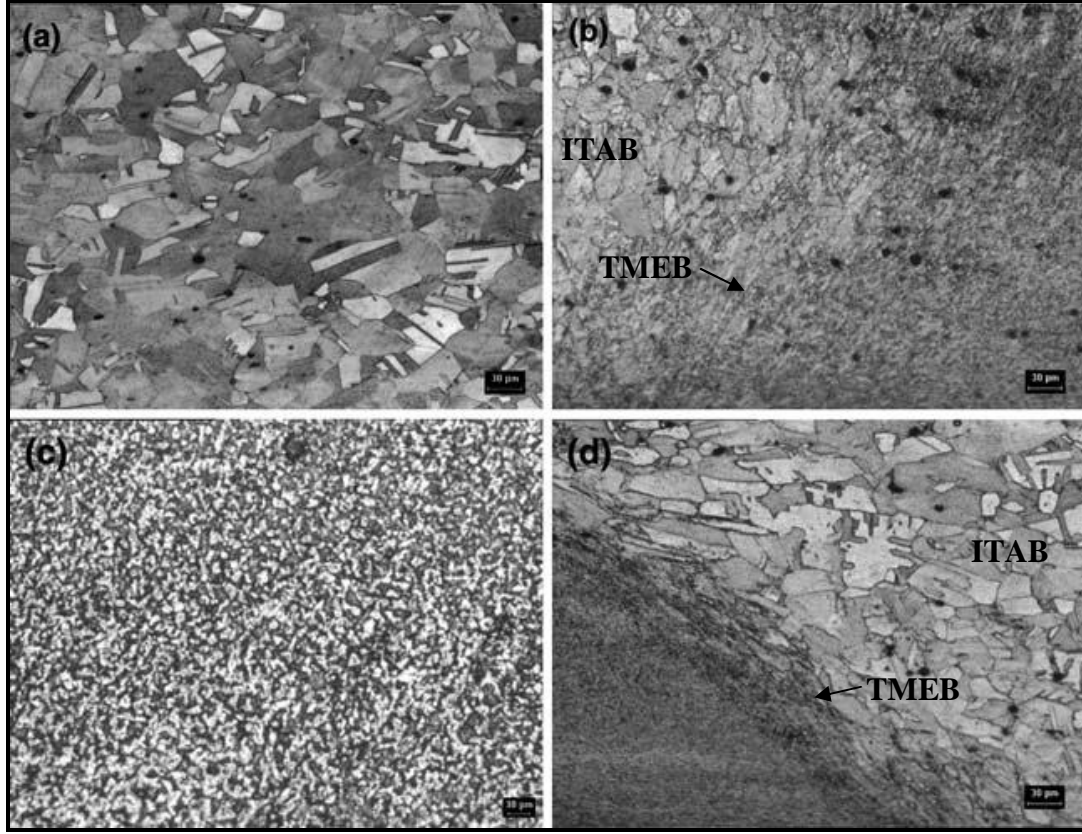
Şekil 4.9. Cu ana metal ve KM'den oluşan çekme numunelerinden elde edilen mekanik özelliklerin karşılaştırılması [130]

Sakthivel ve Mukhopadhyay [131], %98,7 Cu ve %1,042 Zn içeren 2 mm kalınlığındaki bakır levhaları, 1000 dev/dak takım dönme hızında ve 30 mm/dak kaynak hızında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiş, mekanik ve mikroyapı özelliklerini incelemiştir. Metalografik incelemelerde kaynak bölgesinin KM, TMEB, ITAB ve Cu ana metalden oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 4.10). Cu ana metalin ortalama 30 µm boyutlarda uzamış tanelerden, KM'nin ise ortalama 11 µm boyutlarda yeniden kristalleşmiş tanelerden meydana geldiği belirtilmiştir. KM dışındaki ilerleme ve yığılma kenarında, uzamış tanelerin oluşturduğu TMEB tespit edilmiştir. Bununla birlikte, Cu ana metal ile TMEB arasında iri tanelerin oluşturduğu ITAB görülmüştür.

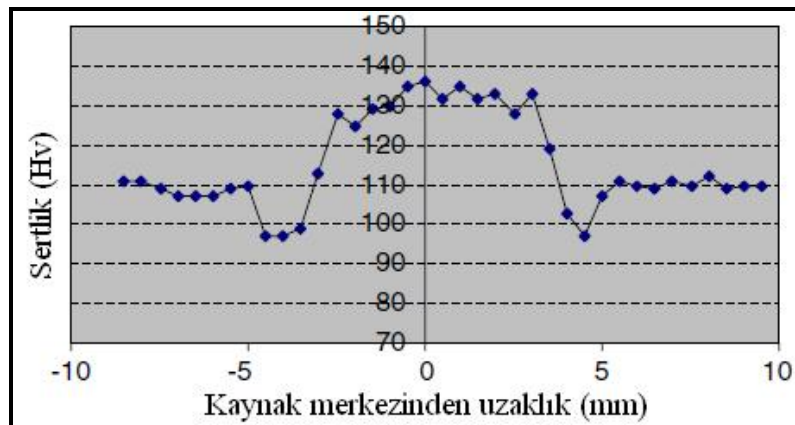
Mikrosertlik incelemeleri sonucunda, KM'ye ait sertlik değerlerinin (128–136 Hv), tane incelmesinin neden olduğu mikroyapı değişimine uyumlu olarak Cu ana metale göre (106–111 Hv) daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Araştırmacılar, hem ilerleme hem de yığılma kenarındaki TMEB sertliklerinin (113 ve 119 Hv) KM'den düşük olduğunu ancak, Cu ana metal ve ITAB'dan daha yüksek değerde olduğunu ifade etmiştir (Şekil 4.11).

Çekme deneyi sonucunda, birleştirmenin çekme mukavemetinin 231 MPa olarak bulunduğu, bu değer ise ana metalin çekme mukavemetinin yaklaşık %85'i kadar olduğu belirtilmiştir. Ayrıca araştırmacılar tarafından, Cu ana metalin %3,1, SKK'lı

birleştirmenin ise %1,2 uzama gösterdiği ve çekme deneyinde birleştirmenin ilerleme kenarındaki ITAB'dan sünek bir şekilde koptuğu belirtilmiştir.



şekil 4.10. Cu ana metal ile SKK yapılmış birleştirmenin mikroyapıları; (a) Cu ana metal, (b) yığma kenarındaki TMEB ve ITAB, (c) KM, (d) ilerleme kenarındaki TMEB ve ITAB [131]



şekil 4.11. Kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımı [131]

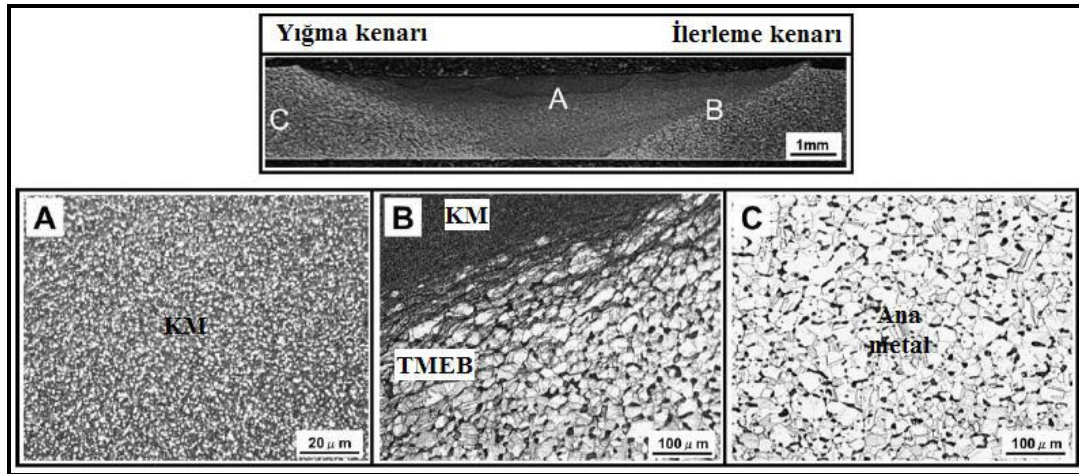
Park ve diğ. [17], 2 mm kalınlığındaki CuZn40 pirinç levhaları 250–1500 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında ve 500–2000 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. Kaynak dikişlerinin yüzey görünümleri ve X-ışını fotoğrafları incelendiğinde, 250 ve 500 dev/dak düşük takım dönme hızlarında gerçekleştirilen birleştirmeler haricinde diğerkaynaklarda herhangi bir kaynak hatası tespit edilmemiştir (Şekil 4.12). Bu birleştirmelerdeki hatalar, genellikle yetersiz malzeme akışı ve düşük ısı girdisi sebebiyle kaynak bölgesi içerisinde oyuk şeklinde, kaynak yüzeylerinde tünel benzeri boşluklar ve kök nüfuziyetsizliği şeklinde olmuştur. Özellikle, 1000 mm/dak üzerindeki kaynak hızlarında kök nüfuziyetsizliğinin kolaylıkla meydana geldiği görülmüştür.

Takım dönme hızı, dev/dak.	Kaynak hızı, mm/dak.	Yüzey görünümü	X-ışını fotoğrafı
500	500		
	1500		
1000	500		
	2000		
1500	500		
	2000		

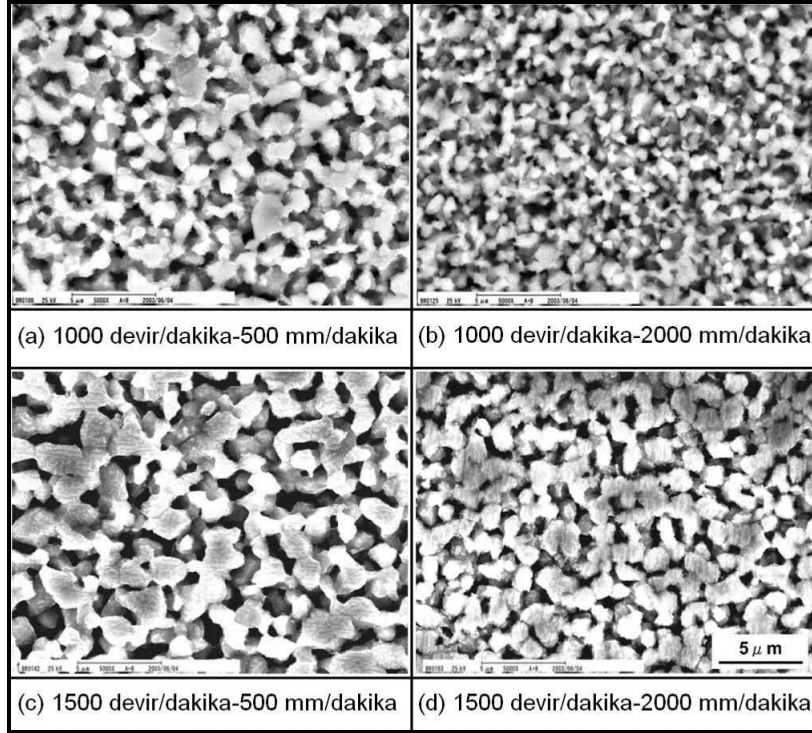
Şekil 4.12. SKK ile birleştirilmiş CuZn40 levhaların, kaynak dikiş yüzeyleri ile X-ışını fotoğrafları [17]

Metalografik incelemeler sonucunda, çok ince α ve β tanelerinden meydana gelen KM ile uzamış tanelerin oluşturduğu TMEB mikroyapı bölgeleri belirlenirken, ITAB açık bir şekilde görülememiştir (Şekil 4.13). Bununla birlikte, takım dönme hızı/kaynak hızı oranının azalmasıyla, KM'deki tane boyutunun da azaldığı tespit edilmiştir (Şekil 4.14). Şekil 4.15, birleştirmelerin kaynak hızına bağlı olarak, kaynak bölgeleri boyunca sertlik değişimlerini göstermektedir. 1000 dev/dak sabit takım dönme hızında, 500–2000 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında SKK yapılmış CuZn40 pirinç birleştirmelerin KM ve TMEB'in sertlik dağılımının ana metalden (97 Hv) çok daha yüksek olduğu görülmüştür. Özellikle kaynak hızı arttığında, sertlik daha yüksek değerlere çıkmıştır. Buna göre, 2000 mm/dak kaynak hızında KM'nin

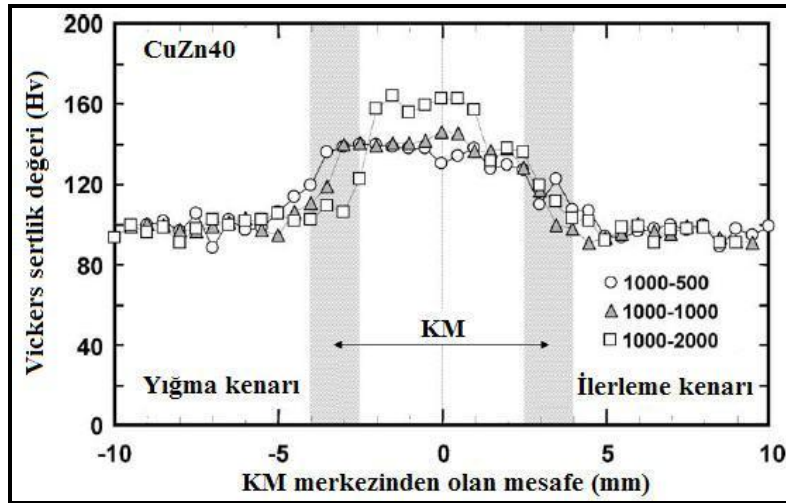
sertliği yaklaşık 160 Hv değerinde olmuştur. Şekil 4.16, birleştirilen CuZn40 levhaların ve ana metalin çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. 1000 dev/dak takım dönme hızı ve 500 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmenin çekme deneyinde kopma, ana metalde meydana gelmiştir. Sertlik dağılımı dikkate alındığında, KM ve TMEB'in, ana metalden daha yüksek mukavemetlere sahip olduğu, dolayısıyla kopmanın buna bağlı olarak ana metalde gerçekleştiği ifade edilmiştir. 1000 ve 2000 mm/dak kaynak hızlarında yapılan birleştirmelerin çekme deneylerindeki kopmaların ise, kök kısımdaki yetersiz karıştırmadan dolayı, KM yakınında meydana geldiği bildirilmiştir. KM'nin mukavemet özelliklerinin daha detaylı olarak incelemesi amacıyla, sadece KM mikroyapısını içeren küçük ebatlı çekme deney numuneleri hazırlanmıştır. Bu numunelerin çekme deneylerinde, KM'nin ana metalden daha yüksek çekme ve akma mukavemetine sahip olduğu tespit edilmiştir. Yine sertlik dağılımı göz önünde tutulduğunda, bu değerlerin daha yüksek kaynak hızlarında yani düşük ısı girdisi şartlarında arttığı görülmüştür. Bununla birlikte, uzama değerlerinin hafif bir şekilde azalma eğilimi gösterdiği de belirlenmiştir.



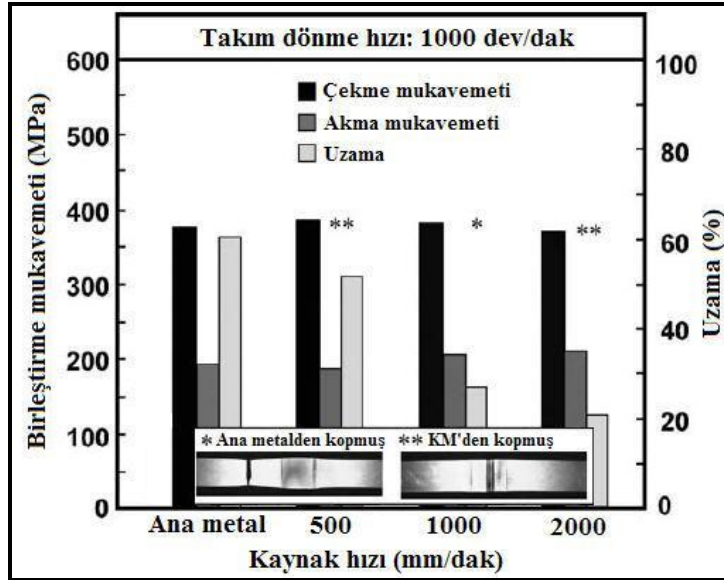
Şekil 4.13. 1000 devir/dakika takım dönme hızı ve 500 mm/dakika kaynak hızında birleştirilen CuZn40 levhaların kaynak bölgesine ait makro ve mikroyapıları [17]



Şekil 4.14. CuZn40 birleştirmelerindeki KM tane yapılarının, takım dönme hızı ve kaynak hızına bağlı olarak değişimi [17]



Şekil 4.15. 1000 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve farklı kaynak hızlarında yapılan birleştirmelerin, kaynak bölgelerine ait mikrosertlik değişimleri [17]

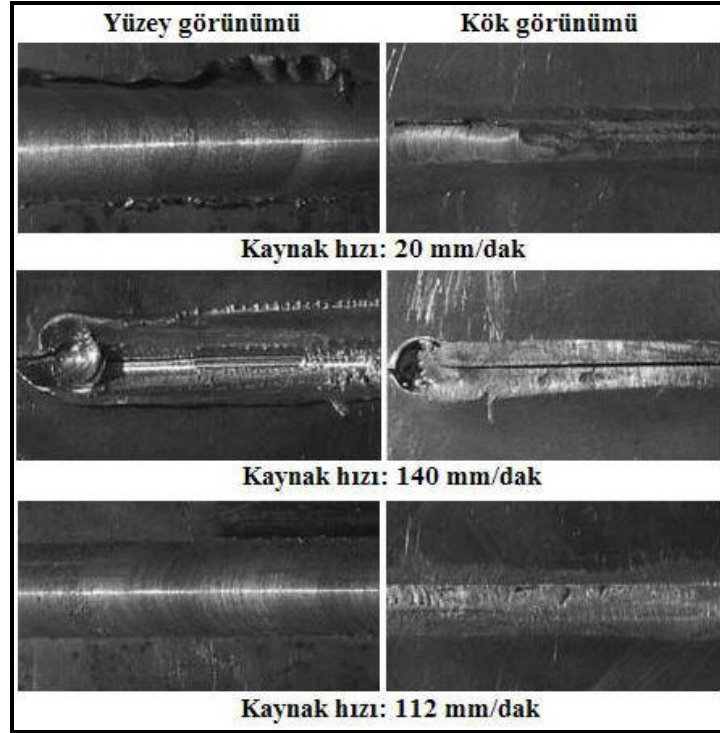


Şekil 4.16. 1000 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve 500-2000 mm/dakika kaynak hızlarında yapılan birleştirmelerin ve ana metalin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması [17]

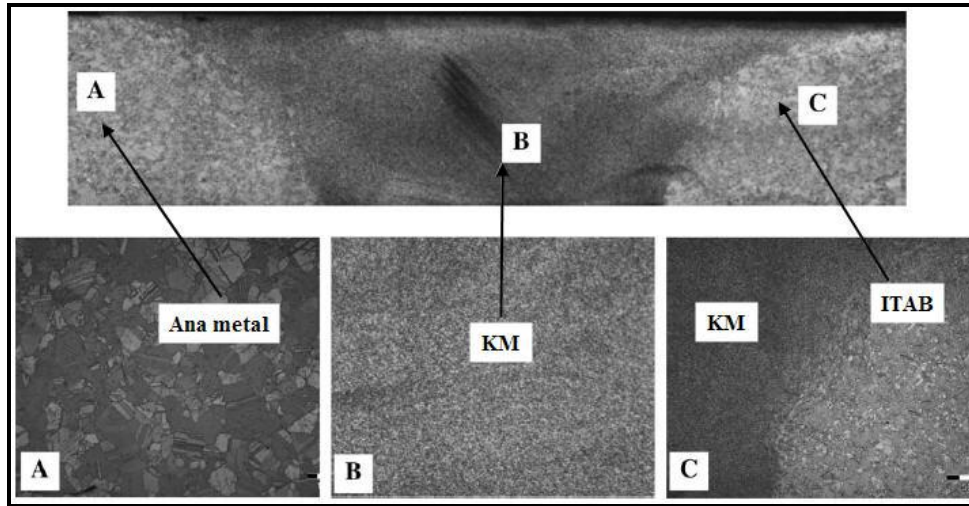
Özbekmez [132], 5 mm kalınlığındaki CuZn30 pirinç levhaları elektrik ark kaynağı ve 12,5 mm/dak kaynak hızında, 500–1600 dev/dak arasında değişen takım dönme hızlarında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiştir. SKK yapılmış birleştirmelerin yüzey kaliteleri incelendiğinde, takım dönme hızındaki artışın yüzey pürüzlülüğünü arttırdığı tespit edilmiştir. Elektrik ark kaynağı ile birleştirmelerde ise, yüksek ısı girdisi sebebiyle, kenar yenmeleri ve curüf kalıntıları görülmüştür. Elektrik ark kaynağı ile birleştirilen levhaların kaynak bölgeleri ana metal, ITAB ve KM'den meydana gelirken, SKK yapılmış birleştirmeler bu bölgelere ek olarak TMEB'den meydana gelmiştir. 500, 630 ve 1000 dev/dak takım dönme hızlarında SKK yapılan birleştirmelerin eğme deneylerinde gözle görülebilir bir hataya rastlanmamıştır. Ancak, 1600 dev/dak takım dönme hızındaki birleştirmenin eğme deneyinde, numune kök kısmında yırtılmanın olduğu tespit edilmiştir. Elektrik ark kaynağı ile yapılan birleştirmelerin eğme numunelerinde, kaynak dikişi kenarlarında meydana gelen yenmeler sebebiyle, kaynak dikişi kenarlarında çatlamlar gözlenmiştir. Çekme deneyleri sonunda, SKK yapılmış birleştirmeler ITAB'dan kırılırken, elektrik ark kaynağıyla birleştirilen numuneler KM boyunca kırılmışlardır. Elektrik ark kaynağı ve SKK ile yapılan birleştirmelerin KM sertliklerinin, birbirine çok yakın değerlerde olduğu belirlenmiştir. Elektrik ark kaynağı ile birleştirilen numunelerin ITAB sertliği 100 Hv olarak bulunurken, SKK numunelerinde bu değer 65 Hv

olduğu görülmüştür. Her iki yöntemde birleştirilen pirinç levhaların kaynak bölgelerinde gerçekleştirilen elementel analiz sonuçlarına göre, SKK birleştirmelerinde çinko buharlaşmasının olmadığı ancak, elektrik ark kaynağıyla yapılan birleştirmelerde çinko buharlaşmasının meydana geldiği tespit edilmiştir. Sonuç olarak, CuZn30 levhaların elektrik ark kaynağı ile birleştirilmesinde SKK yöntemine göre çok daha fazla kaynak mukavemetini azaltan kaynak hataları belirlenmiştir.

Meran [133], 3 mm kalınlığındaki CuZn30 pirinç alaşımı levhaları, 2050 dev/dak sabit takım dönme hızında ve 20–140 mm/dak arasında değişen kaynak hızlarında SKK yöntemiyle birleştirmiştir. Birleştirmelerin yüzey ve kök görünüşleri incelendiğinde, öncelikle karıştırıcı uç batma derinliğinin yetersizliği ve uygun olmayan kaynak parametrelerinin seçiminden dolayı düşük yüzey kalitesi ile kaynak bölgesinin alt kısmında karışmamış bölgelerin ve tünel benzeri boşlukların meydana geldiği görülmüştür. Şekil 4.17’de, sabit takım dönme hızında, kaynak hızına bağlı olarak birleştirmelerde elde edilen yüzey ve kök kısımları gösterilmiştir. En düşük kaynak hızı olan 20 mm/dak’daki birleştirmede, yüzeylerin aşırı ısınmasından dolayı aşırı çapak oluşumu tespit edilmiştir. En yüksek kaynak hızı olan 140 mm/dak’daki birleştirmede ise yeterli bir birleşmenin sağlanamadığı görülmüştür. En uygun birleştirme, 112 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilebilmiştir. Şekil 4.18, bu birleştirmenin kaynak bölgesinde belirlenen mikroyapı bölgelerini göstermektedir. Kaynak bölgesi ana metal, ITAB ve KM’den meydana gelmiştir. Çekme testleri sonucunda, en iyi birleştirme mukavemeti 112 mm/dak kaynak hızında yapılan birleştirmede elde edildiği, çekme ve akma mukavemetlerinin CuZn30 ana metale yakın olduğu belirlenmiştir. 112 ve 80 mm/dak kaynak hızında yapılan birleştirmelere ait çekme numuneleri ITAB’dan, diğerleri ise KM’den kopmuştur. Araştırmacı tarafından, kaynak bölgesindeki sertlik değerlerinin, kaynak merkezinden ana metale doğru bir azalma eğilimi gösterdiği belirtilmiştir.



Şekil 4.17. 2050 devir/dakika sabit takım dönme hızında ve farklı kaynak hızlarında birleştirilen CuZn30 levhaların kaynak yüzeyleri ve kök kısmı görüntüleri [133]



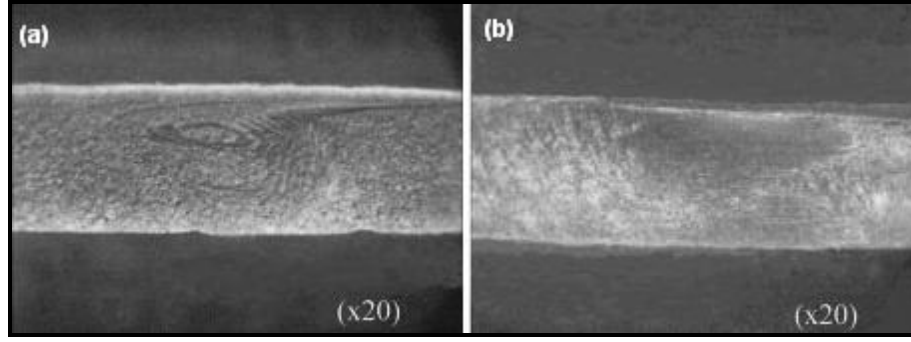
Şekil 4.18. 2050 devir/dakika takım dönme hızında ve 112 mm/dakika kaynak hızlarında gerçekleştirilen birleştirmenin, kaynak bölgesi makro ve mikroyapı bölgeleri [133]

Çam ve diğ. [18], 3 mm kalınlığındaki CuZn10 ve CuZn30 pirinç levhaları, 1600 dev/dak sabit takım dönme hızında 160, 210 ve 260 mm/dak farklı kaynak hızlarında SKK yöntemiyle ayrı ayrı olarak alın-alına birleştirmiştir. Birleştirilen CuZn30 pirinç

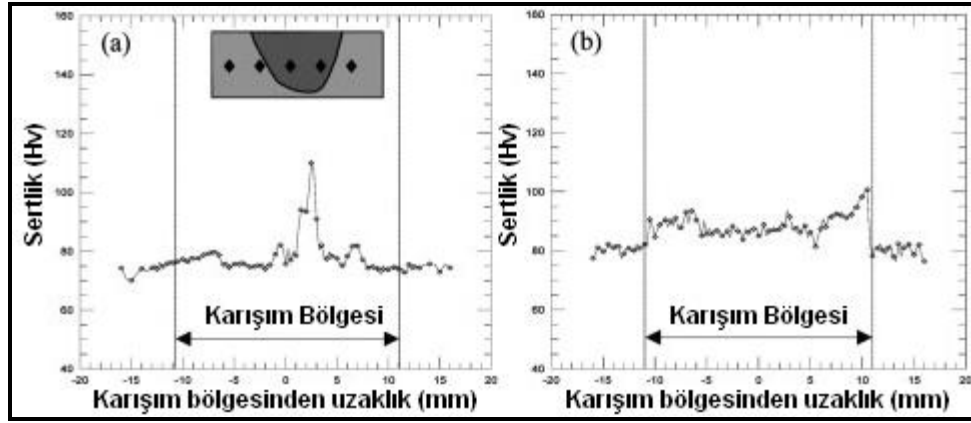
levhaların optik mikroskop incelemelerinde, sadece en yüksek kaynak hızının kullanıldığı durumda (260 mm/dak), karışım bölgesi içerisinde boşluk oluşumu görülmüştür (Şekil 4.19). CuZn10 pirinç levhaların karışım bölgelerinde ise herhangi bir boşluğa rastlanmamıştır (Şekil 4.20). Araştırmacılar, CuZn10 alaşımı pirinçlerin CuZn30 alaşımı pirinçlere göre SKK uygulamalarının daha geniş bir aralıkta başarılı bir şekilde birleştirilebileceği sonucuna varmıştır. Mikrosertlik incelemelerinde, hem CuZn30 hem de CuZn10 pirinç levhaların 210 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmelerinde, karışım bölgelerindeki sertliğin arttığı görülmüştür (Şekil 4.21). Şekil 4.22, SKK ile birleştirilen CuZn10 ve CuZn30 pirinç levhaların çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. En yüksek mekanik özelliklere yine 1600 dev/dak takım dönme hızında ve 210 mm/dak kaynak hızında gerçekleştirilen kaynakların sahip olduğu görülmüştür. CuZn10 birleştirmelerinde ortalama 252 MPa çekme mukavemeti, 143 MPa akma mukavemeti ve %16 uzama değerleri elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre, birleştirmelerin ana malzemeye göre %101 mukavemet performansı ve %84 süneklik performansı gösterdiği ifade edilmiştir. CuZn30 birleştirmelerinde ise ortalama 400 MPa çekme mukavemeti, 283 MPa akma mukavemeti ve %9 uzama değerleri elde edilmiş olup, bu birleştirmelerin ana malzemeye göre %117 mukavemet performansı ve %53 süneklik performansı ortaya koyduğu görülmüştür. Araştırmacılar, birleştirmelerin eğme deneyi sonuçlarının, çekme deneyi sonuçlarıyla uyumlu olduğunu belirtmiştir. Sadece 260 mm/dak kaynak hızında birleştirilen CuZn30 pirinç levhalara ait bir numunenin kaynak kök kısmında, daha önce belirtilen boşluklar nedeniyle çatlamlar görülmüştür. Aynı birleştirmeye ve diğer kaynak hızlarında gerçekleştirilen birleştirmelerin eğme deneylerinde ise herhangi bir çatlamanın olmadığı belirtilmiştir.



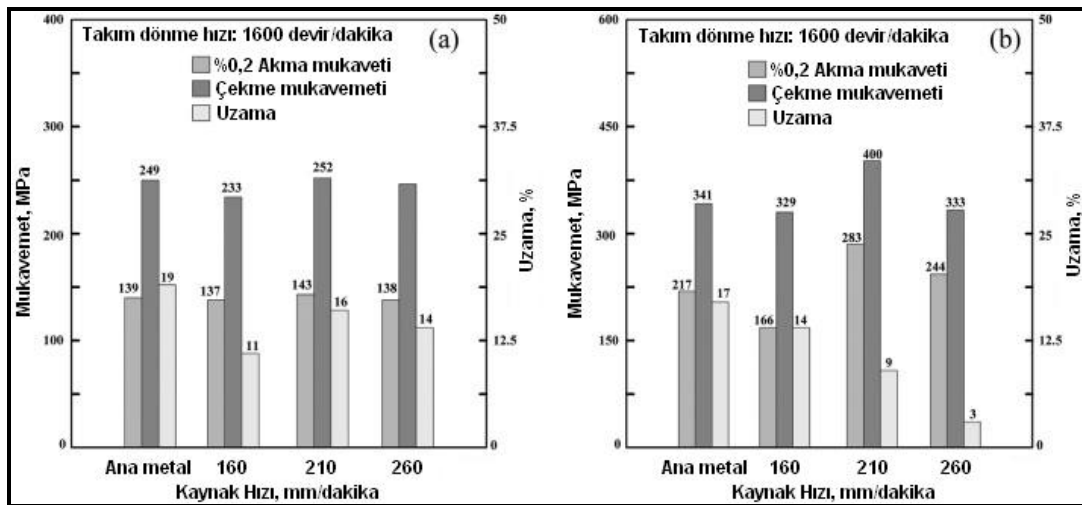
Şekil 4.19. 260 mm/dakika kaynak hızında birleştirilen CuZn30 pirinç levhaların karışım bölgesi içerisindeki tespit edilen boşluğun optik mikroskoptaki görünümü, $\times 20$ [18]



Şekil 4.20. 210 mm/dakika kaynak hızında gerçekleştirilen birleştirmelerin karışım bölgelerine ait optik mikroskop resimleri; (a) CuZn30 piringç, (b) CuZn10 piringç [18]



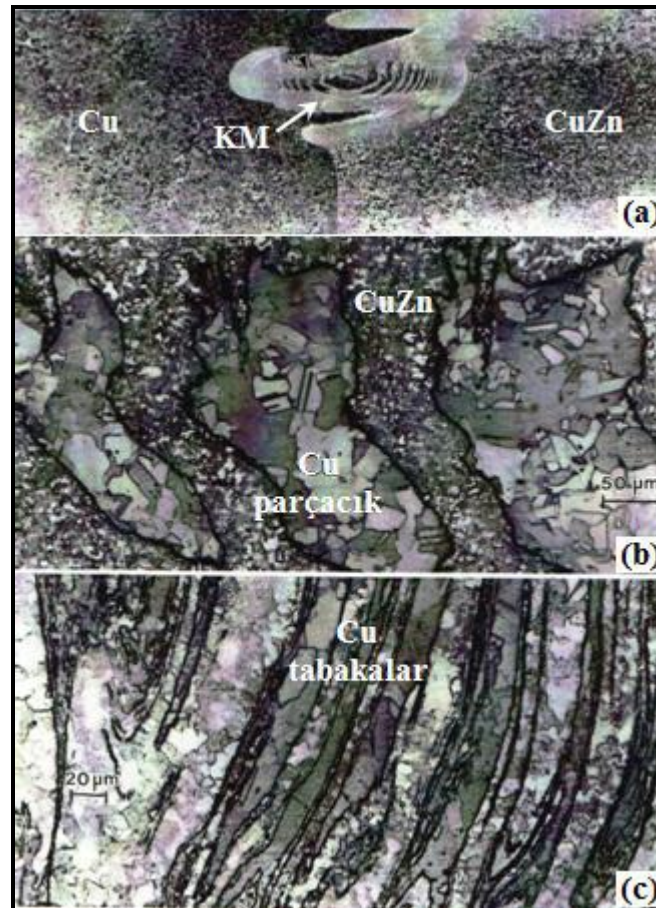
Şekil 4.21. 210 mm/dakika kaynak hızındaki birleştirmelerin sertlik dağılımları; (a) CuZn10 piringç, (b) CuZn30 piringç [18]



Şekil 4.22. Ana metaller ile birleştirmelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması; (a) CuZn10 piringç, (b) CuZn30 piringç [18]

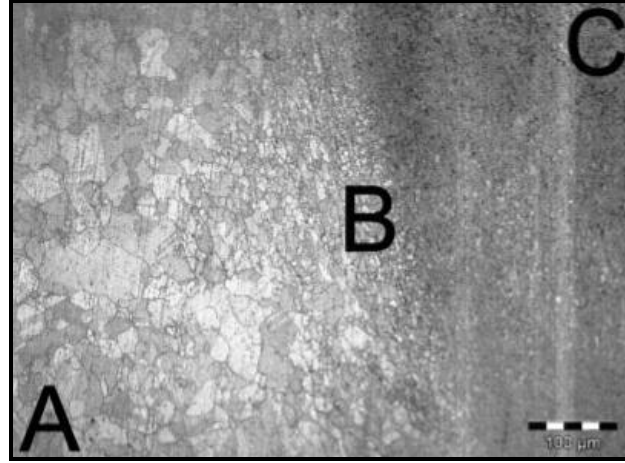
4.2. Farklı Alaşımardaki Bakır Levhaların Birleştirildiği Çalışmalar

Murr ve diğ. [23], bakır ve pirinç levhaları 1000 dev/dak takım dönme hızında, 60 mm/dak kaynak hızında SKK yöntemiyle alın-alına birleştirmiş ve kaynak bölgesinin mikroyapı incelemesini yapmıştır. Çalışmada, birleştirilen ana metallerin kimyasal bileşimleriyle ilgili herhangi bir bilgi verilmemiştir. Araştırmacılar, Cu/CuZn birleştirmesine ait kaynak bölgesinin, aynı alaşımlı bakır levhaların birleştirilmesinde meydana gelen yapıdan farklı olarak, iki metal malzemenin akışı ile homojen olmayan ve çok daha karmaşık bir karışım yapısı sergilediğini belirtmiştir. Bununla birlikte, yeniden kristalleşmiş pirinç malzemenin akışı ile meydana gelmiş KM içerisine, yeniden kristalleşmiş bakır parçacık ve tabakaların karıştığı ifade edilmiştir (Şekil 4.23).

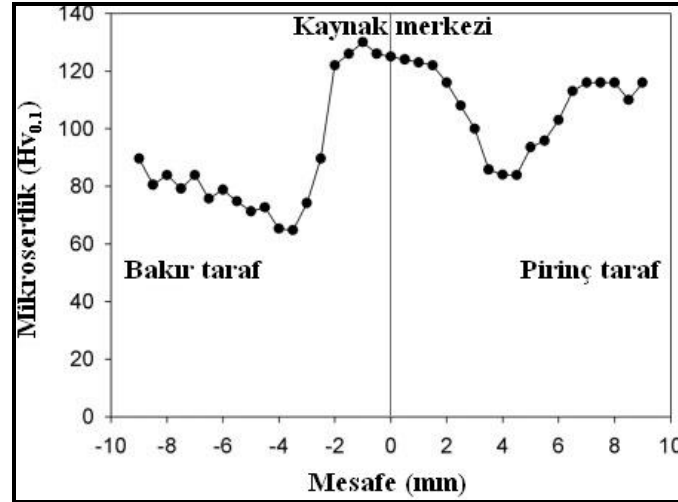


Şekil 4.23. SKK ile birleştirilmiş Cu/CuZn levhaların (a) kaynak bölgesi makroyapısı, (b-c) yeniden kristalleşmiş pirinç ve bakır malzemelerin oluşturduğu KM mikroyapıları [23]

Meran ve Kovan [24], saf bakır levhaları CuZn30 pirinç levhalarla, 1500 dev/dak takım dönme hızı ve 75 mm/dak kaynak hızında alın-alına birleştirmiştir. SKK ile birleştirme işlemlerinin başlangıcında, karıştırıcı ucun levhalara batırılmasıyla meydana gelen ön-ısıtma sırasında ve birleştirme işlemleri süresince, takım tarafından levha yüzeylerinde oluşan düşey yüklerin tespit edilmesi için load-cell düzeneği kurulmuştur. Birleştirme özelliklerinin değerlendirilmesi için, mikroyapı incelemeleri, mikrosertlik ölçümleri ve çekme deneyleri yapılmıştır. SKK işlemlerinde, ön ısıtma amacıyla 1,5–5,2 kN arasında değişen yükler uygulanmıştır. Kaynağın gerçekleştirilmesi süresince ölçülen yüklerin ise 1,9–7 kN arasında olduğu görülmüştür. Araştırmacılara göre, kaynak işlemi öncesi ön-ısıtma sırasındaki düşey yüklerin 2,5 kN değerinden daha düşük olması durumunda, Cu ve CuZn30 malzemeleri arasında akıcılık probleminin meydana gelmektedir. 3,5 kN'dan daha fazla yüklerin uygulanması durumunda ise, malzemelerin ergime riskiyle karşı karşıya olduğu ifade edilmiştir. Kaynak başlangıcında 2,5–3 kN arasında başlangıç yükünün ve kaynak sırasında 5,5–6,5 kN arasında takım yükünün seçilmesi halinde, yüzey görünümleri ile mekanik ve mikroyapı özellikleri açısından iyi birleştirmeler elde edilebilmiştir. Ön ısıtma sırasında 2,5–3 kN, kaynak işlemi sırasında ise 5,5 kN düşey yüklerin uygulandığı birleştirmenin makroyapı incelemesinde, kaynak bölgesinin ana metal, ITAB, TMEB ve KM'den oluştuğu görülmüştür (Şekil 4.24). Kaynaklı birleştirmelerden en iyi yüzey görünümüne sahip üç birleştirmenin çekme deneyleri sonucunda, çekme mukavemeti 250 MPa, akma mukavemeti 130 MPa ve uzama değeri %23 olarak bulunmuştur. Araştırmacılar, belirlenen bu mekanik özelliklerin, saf bakır malzemededen daha yüksek, CuZn30 pirinç malzemededen ise daha düşük olduğunu vurgulamıştır. Mikrosertlik ölçümlerinde, hem bakır hem de pirinç malzeme tarafındaki KM geçişlerinde, sertlik değerlerinin azalma eğilimi gösterdiği tespit edilmiştir. KM ise, sahip olduğu ince taneli mikroyapı özelliğinden dolayı yüksek sertlik değerleri göstermiştir (Şekil 4.25).



Şekil 4.24. Cu/CuZn30 birleştirmesine ait kaynak bölgesinin mikroyapısı (A) ITAB, (B) TMEB ve (C) KM [24]



Şekil 4.25. Cu/CuZn30 birleştirmesine ait mikrosertlik dağılımı [24]

Sonuç olarak, bu bölümde verilen aynı alaşımlı bakır malzemelerin ve farklı alaşımlı bakır malzemelerin birleştirme örneklerinde de görülebileceği gibi, bakır ve alaşımları, geleneksel kaynak yöntemlerine göre SKK yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir. Ancak, literatürde yer alan deneysel ve akademik çalışma sayısının, alüminyum ve alaşımlarına göre oldukça az olduğu görülmektedir. Özellikle, farklı bakır alaşımlarının birleştirilmesiyle ilgili çalışma sayısının azlığı oldukça dikkat çekicidir.

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. SKK Yöntemiyle Birleştirmede Kullanılan Malzeme ve Donanımlar

5.1.1. Bakır ve pirinç ana malzemeler

SKK yöntemi ile birleştirilecek levhalar için 3 mm kalınlıklarda, %99,99 saflıktaki Cu ve CuZn37 pirinç levha malzemeler kullanılmıştır. Bu malzemeler piyasadan temin edilmiş ve KOSGEB-İMES’de kimyasal içerikleri, spektral analiz ile belirlenmiştir. Saf Cu ve CuZn37 pirinç malzemelere ait spektral analiz sonuçları Tablo 5.1 ve Tablo 5.2’de verilmektedir. Tablo 5.3 ise CuZn37 pirinç malzemenin, literatürde belirtilen başlıca alaşım elementlerinin ağırlıkça değerlerini göstermektedir. Spektral analiz sonuçları ile literatürdeki CuZn37 pirinç malzemenin kimyasal içerikleri karşılaştırıldığında, belirli bir uyumun olduğu görülmektedir.

Tablo 5.1. Saf bakır levhasal malzemenin kimyasal içeriği (%ağırlık)

Sn	Pb	Zn	P	Mn	Fe	Ni	Si	Mg	Al	Bi	S	Sb	Cu
0,001	0,0027	0,002	0,0006	0,0005	0,001	0,001	0,001	0,0005	0,002	0,0005	0,001	0,002	99,99

Tablo 5.2. CuZn37 levhasal malzemenin kimyasal içeriği (%ağırlık)

Sn	Pb	Zn	P	Mn	Fe	Ni	Si	Al	Bi	S	Sb	Cu
0,024	0,015	37,03	0,005	0,013	0,03	0,001	0,003	0,007	0,0005	0,001	0,025	62,84

Tablo 5.3. CuZn37 pirinç malzemenin tipik kimyasal içeriği (%ağırlık) [31]

Cu	Sn	Pb	Al	Ni	Fe	Zn
62–65,5	≤0,1	≤0,1	≤0,05	≤0,30	≤0,1	Kalan

5.1.2. Takım imalatı ve özellikleri

Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmesinde, levha yüzeyleri ile temas halinde olan takımda yüksek sıcaklık değerlerine ulaşılabileceğinden, yöntemin uygulanışı sırasında aşınma ve sertlik direncini koruyabileceği düşünülen 1.3343 tip yüksek hız çeliği (HSS) takım malzemesi olarak seçilmiştir. Bu çelik malzemeye ait kimyasal içerik Tablo 5.4’de verilmektedir. Takım imalatında kullanılacak olan 25 mm çapındaki 1.3343 tip HSS malzeme piyasadan temin edilmiştir. Literatür araştırmaları ve önceki deneysel çalışma sonuçlarına dayanılarak, karıştırıcı uç ve omuz kısmından oluşan bir takım geometrisi tasarlanmış ve Karmak Yedek Parça İmalat Sanayi’nde CNC tornada işlenmiştir (Şekil 5.1).

Tablo 5.4. HSS takım malzemesinin kimyasal bileşimi [134]

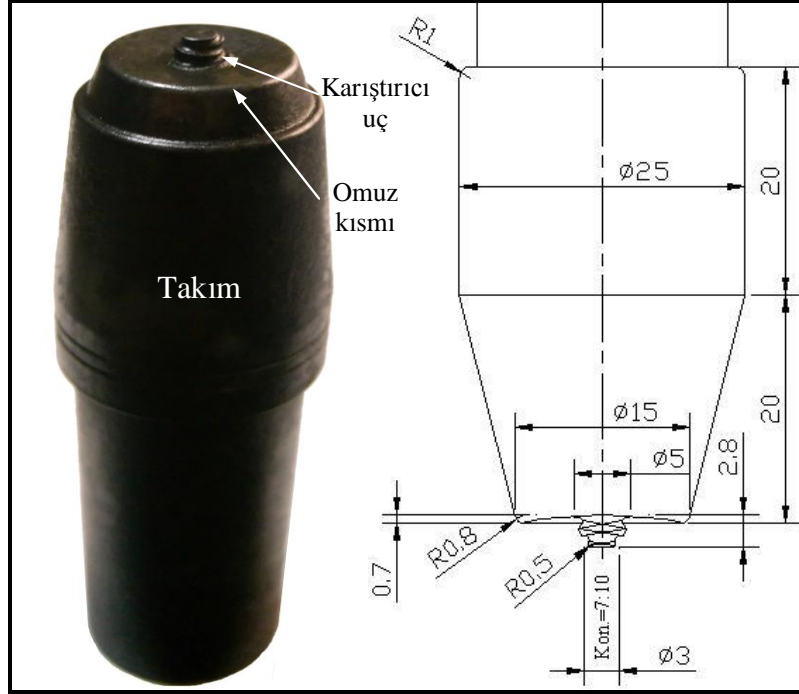
Malzeme	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	V	W
1.3343	1,20	0,45	0,40	0,03	4,15	5,00	3,00	6,35

Karıştırıcı uç, whitworth kesici takım kullanılarak 7:10 koniklikteki yüzeye, 0,6 mm diş derinliğinde, sağ ve sol helis dişler, açılarak elde edilmiştir. Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmesi sırasında, takım malzemesinden beklenen sertlik ve aşınma direncinin kazandırılması için Bodycote Istaş Isıl İşlem Sanayi’nde 62 HRc sertlik değerine ulaşılacak şekilde ısıl işlem yaptırılmıştır.

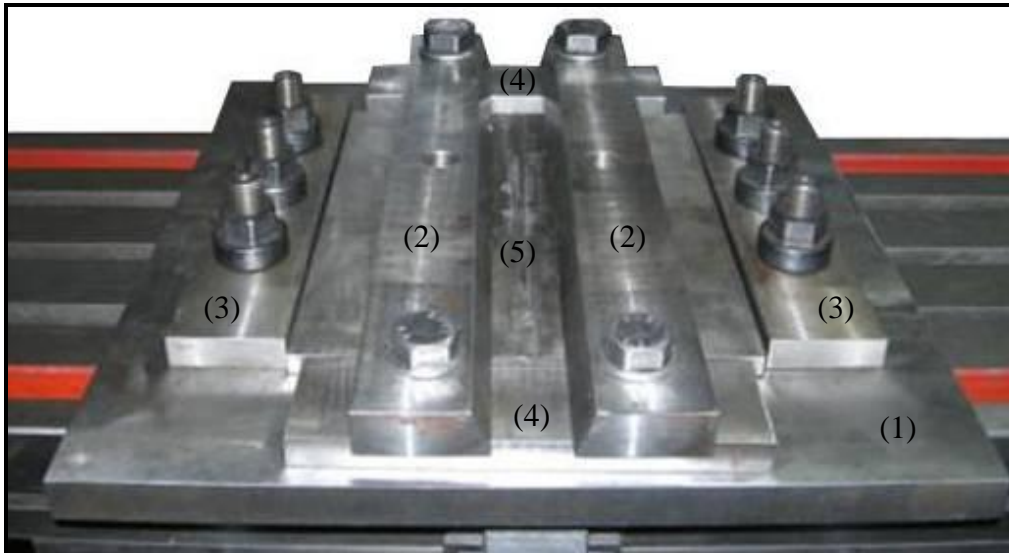
5.1.3. Birleştirilecek levhaları sabitleme kalıbı

SKK yöntemiyle birleştirme işleminin başlangıcında, dönen karıştırıcı ucun levha yüzeylerinden içeri batması ve omuz kısmının levha yüzeylerine basmasıyla, levhalar yatay ve dikey eksenlerde hareket etmek isteyecektir. Levhaların bu şekildeki hareketleri kaynak süresince de devam edecek ve beklenen niteliklerde kaynak yapmak mümkün olmayacaktır. Bu nedenle, birleştirme sırasında Cu ve CuZn37 levhaların hareket etmelerini önlenmek amacıyla, kalıp çeliğinden bir sabitleme kalıbı imal edilmiştir (Şekil 5.2). Bununla birlikte, birleştirme sırasında levhalarda meydana gelebilecek geometrik bozuklukların engellenmesini sağlayan, paslanmaz

çelikten yapılmış bir dayama levhası da bu sabitleme kalıbıyla beraber kullanılmıştır. Birleştirilecek levhalar, bu dayama levhası üzerine yerleştirilerek sabitlenmiştir.



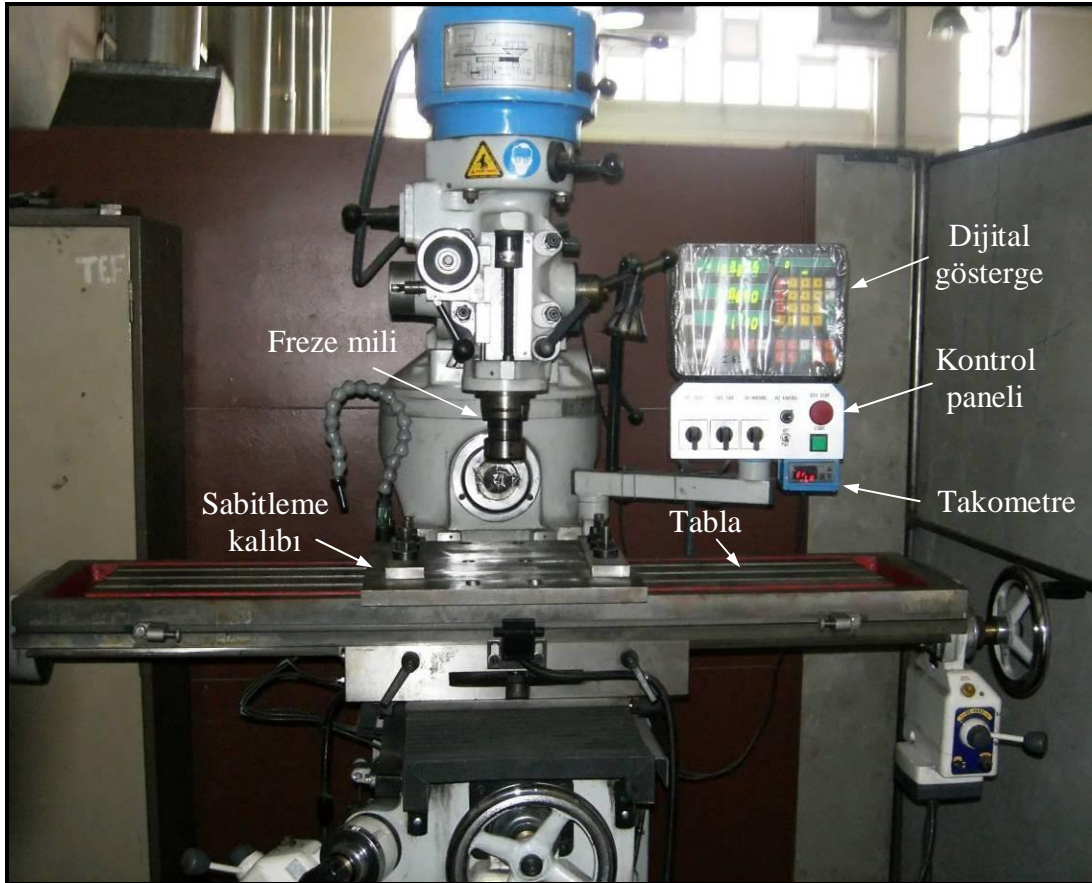
Şekil 5.1. Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmesinde kullanılan takımın resmi ve geometrik detayları (ölçüler mm)



Şekil 5.2. Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle birleştirmesinde kullanılan sabitleme kalıbı; (1) gövde, (2) üst yüzey baskı levhaları, (3) ayarlanabilir yan yüzey sabitleme levhaları, (4) yan yüzey sabitleme levhaları, (5) dayama levhası

5.1.4. Dikey freze tezgâhı

Cu ve CuZn37 levhaların birleştirme işlemleri için, V-kayış kasnak tahrikli bir dikey kalıpcı frezesi kullanılmıştır (Şekil 5.3). Kaynak hızı, invertör sürücü ile kontrol edilebilen tabla ile sağlanırken, freze milinin dolayısıyla takımın devir/dakika cinsinden dönme değeri bir potansiyometre ile ayarlanmaktadır. Takımın boştaki ve kaynak sırasındaki dönme değerleri ise, dikey freze monte edilmiş bir dijital takometre ile okunmaktadır. Şekil 5.3’de dikey kalıpcı freze tezgahının bazı kısımları gösterilmektedir.



Şekil 5.3. Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmelerinde kullanılan dikey kalıpcı freze tezgahı

5.1.5. Kaynak bölgesindeki sıcaklık dağılımının ölçülmesi

SKK yönteminin uygulanması sırasında, özellikle takım omuz kısmının Cu ve CuZn37 levhaların yüzeylerine sürtünmesi sonucu, kaynak bölgesinde sıcaklık artışı

meydana gelmektedir. Bu sıcaklık artışının ölçülmesi için 1,5 mm çapta K-tipi (KromNikel-Krom) termokupullar kullanılmıştır. Termokupullardan alınan sıcaklık değerlerinin tespiti ve kaydedilmesi için ise, aynı anda 4 kanaldan ölçüm yapabilen, (-200°C) – (+1370°C) sıcaklık ölçüm aralığına sahip Voltcraft marka K204 tip dijital sıcaklık veri kaydedici kullanılmıştır (Şekil 5.4).



Şekil 5.4. SKK sırasındaki sıcaklıkların ölçümünde kullanılan sıcaklık veri kaydedici ve K-tipi termokupullar

5.2. SKK Yöntemi ile Cu ve CuZn37 Levhaların Birleştirilmesi

SKK yöntemiyle birleştirme işlemleri, genel olarak birleştirme öncesi hazırlıklar ve birleştirme işleminin gerçekleştirilmesi aşamalarından meydana gelmektedir.

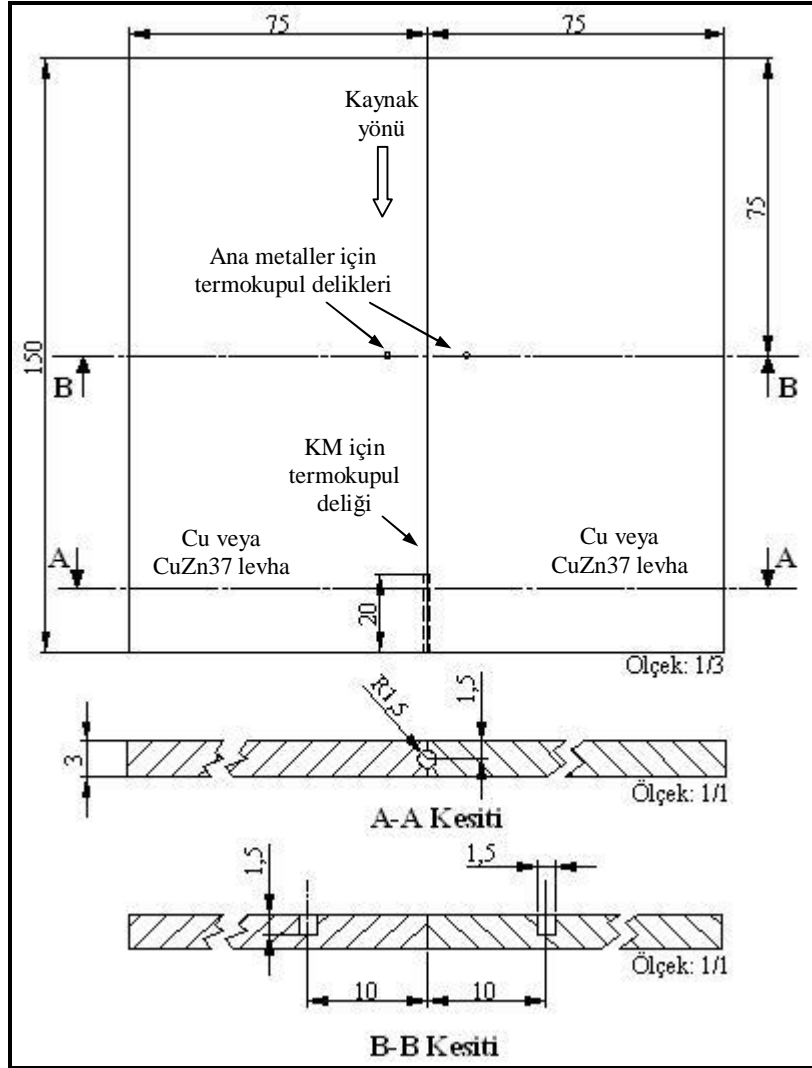
Dolayısıyla bu başlıkta, bu iki aşamada gerçekleştirilen işlemlerin detaylı bir şekilde tanımlamaları yapılacaktır.

5.2.1. Birleştirme öncesi hazırlıklar

SKK yöntemiyle Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmeleri öncesinde bazı ön hazırlıklar gerçekleştirilmiştir. Bu hazırlıkları aşağıdaki şekilde sıralamak mümkündür:

- Cu ve CuZn37 levhalar hadde yönü doğrultusunda giyotin makasta kesilmiştir.
- SKK sırasında Cu ve CuZn37 levhaların alın-alına gelecek yüzeyleri, dikey freze tezgâhında talaş kaldırma suretiyle düzeltilmiş, eğe ve zımpara ile çapaklar giderilerek ve 150×75×3 mm ebatlarına getirilmiştir.
- Birleştirmelerin kaynak bölgelerinde meydana gelen sıcaklıkların tespitinde kullanılacak olan termokupul uçlarının gömüleceği, detayları Şekil 5.5’de gösterilen 1,5 mm çapında kör delikler, Cu ve CuZn37 levhalara matkapla açılmıştır.
- SKK için imal edilen takım, freze miline bağlanmış ve kaynak yönü doğrultusunda 3° lik bir eğimde yatırılmıştır.
- Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilecek yüzeyleri alkol ile temizlendikten sonra levhalar dayama levhası üzerine yerleştirilmiştir. Karıştırıcı uç eksenine ile kaynak eksenine arasında kaçıklık olmayacak şekilde ayarlama yapıldıktan sonra, levhalar freze tablasına bağlı sabitleme kalıbına hareket etmeyecek şekilde sabitlenmiştir.
- Kaynak bölgesindeki sıcaklık değerlerinin ölçülmesi için Cu ve CuZn37 levhalara açılan kör deliklere termokupul uçları gömülmüş ve termokupullar kaynak esnasında hareket etmeyecek şekilde sabitlenmiştir.

Yukarıda sıralanan, birleştirilecek levhalar ile kullanılan makine ve donanımın hazır hale getirilmesini kapsayan işlem basamakları, birleştirilen tüm numuneler için uygulanmış ve birleştirme işlemlerine hazır hale getirilmiştir.



Şekil 5.5. SKK öncesi hazırlanan Cu ve CuZn37 levhalara ait geometrik detaylar (ölçüler mm)

5.2.2. Birleştirme işlemi

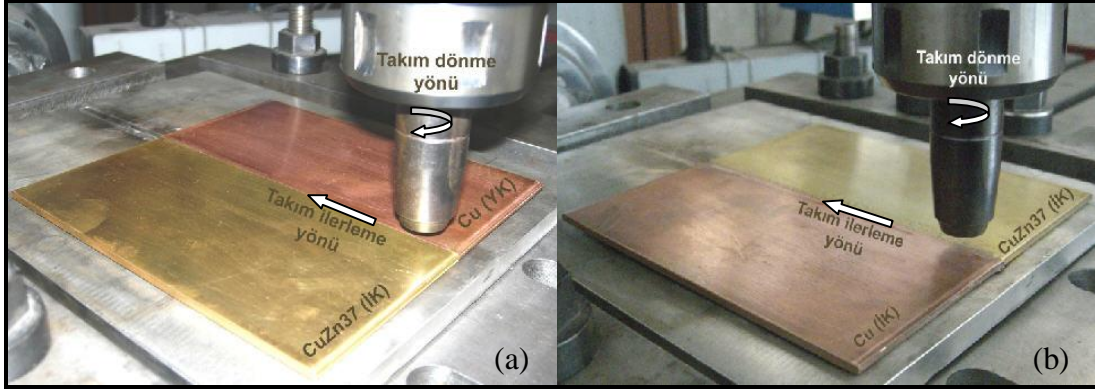
Saf Cu ve CuZn37 alaşımı pirinç levhaların SKK yöntemiyle birleştirilebilirliğinin incelenmesinin yanı sıra, kaynak parametrelerinin birleştirme mikroyapı ve mekanik özelliklerine olan etkilerinin belirlenmesi için Tablo 5.5’de verilen kaynak parametreleri kullanılmıştır. Tablodan da görülebileceği gibi, bu amaç doğrultusunda

bazı SKK parametreleri değişken parametreler, bazıları da sabit parametreler olarak seçilmiştir.

Takım dönme hızı ile Cu ve CuZn37 levhaların yerleştirme konumları değişken kaynak parametreleri olarak kullanılmıştır. Kaynak hızı (takım ilerleme hızı), takım batma açısı ve takım dönme yönü ise sabit kaynak parametreleri olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerde kullanılan bu parametreleri, aşağıdaki gibi kısaca özetlemek mümkündür:

- Takım dönme hızı: Takım dönme hızının birleştirmelere olan etkisinin belirlenmesi amacıyla 400, 600, 800 ve 1000 dev/dak takım dönme hızları kullanılmıştır.
- Birleştirilecek Cu ve CuZn37 levhaların, SKK yönteminin uygulanması sırasında ilerleme veya yığma kenarında bulunmaları, kaynak bölgesinin mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkileyebilecektir. Çünkü daha önce Bölüm 3.9’da da belirtildiği gibi, takımın dönme hareketiyle bir kenardan diğerine malzeme taşınması farklılık gösterebilmektedir. Dolayısıyla, bu tez kapsamında iki farklı levha yerleştirme konumu kullanılmış ve bunların birleştirmelere olan etkisi incelenmiştir.

Birinci deney çalışmalarında, Cu levha yığma kenarında (YK) ve CuZn37 levha ilerleme kenarında (İK) olacak şekilde sabitlenerek birleştirmeler gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.6a). Bu şekilde yapılan birleştirmeler, tez içerisindeki anlatımlarda “CuZn37/Cu” şeklinde ifade edilmiştir. İkinci deney çalışmalarında ise, Cu levha ilerleme kenarında ve CuZn37 levha yığma kenarında olacak şekilde sabitlenmiş ve birleştirmeler gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.6b). Bu şekilde yapılan birleştirmeler ise, tez içerisindeki anlatımlarda “Cu/CuZn37” şeklinde ifade edilmiştir.



Şekil 5.6. Cu ve CuZn37 levhaların, SKK ile birleştirme işlemi öncesi yerleştirme konumları; (a) CuZn37/Cu , (b) Cu/CuZn37

Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmelerinde kullanılan sabit parametreler ise şunlardır:

- Kaynak hızı = 22 mm/dak
- Takım eğim açısı = 3°
- Takım dönme yönü = Saat yönü

Çalışma sırasında freze mili ve dolayısıyla takım, arkaya meyilli olarak çalıştırılmış ve düşeyle yaptığı açı 3° olmuştur.

Tez içerisinde, uygulanan kaynak parametrelerine bağlı sonuçların anlatımında karışıklıklara neden olunmaması amacıyla, birleştirilen numuneleri tanımlamak için kaynak parametreleri kodlanarak ifade edilmiştir. Bu kodlamayı şu şekilde tanımlanmak mümkündür:

“Takım dönme hızı/Kaynak hızı İlerleme kenarında bulunan levha/Yığıma kenarında bulunan levha”

Birleştirmelerde kullanılan bu kodlamayı bir kaç örnekle açıklamak gerekirse; takım dönme hızının 400 dev/dak, kaynak hızının 22 mm/dak olduğu ve ilerleme kenarına Cu levhanın, yığıma kenarına ise CuZn37 levhanın yerleştirilmesiyle birleştirilen bir numune; “400/22 Cu/CuZn37” olarak kodlanmıştır. Benzer şekilde, takım dönme

hızının 600 dev/dak, kaynak hızının 22 mm/dak olduğu ve ilerleme kenarına CuZn37 levhanın, yığıma kenarına Cu levhanın yerleştirilmesiyle birleştirme numunesi ise; “600/22 CuZn37/Cu” olarak kodlanmıştır.

Bu şekildeki kodlamalar sayesinde, tez kapsamında açıklanan deney sonuçlarının hangi kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen numune için kullanıldığını kolayca anlamak mümkün olacaktır.

Tablo 5.5. Cu ve CuZn37 levhaların birleştirmeleri için kullanılan SKK parametreleri

Numune kodu	Takım dönme hızı (dev/dak)	Kaynak hızı (mm/dak)	Levha konumu	Takım batma açısı (°)	Takım dönme yönü
400/22 CuZn37/Cu	400	22	CuZn37(İK)/Cu(YK)	3	Saat yönü
400/22 Cu/CuZn37	400	22	Cu(İK)/Cu Zn37(YK)	3	Saat yönü
600/22 CuZn37/Cu	600	22	CuZn37(İK)/Cu(YK)	3	Saat yönü
600/22 Cu/CuZn37	600	22	Cu(İK)/Cu Zn37(YK)	3	Saat yönü
800/22 CuZn37/Cu	800	22	CuZn37(İK)/Cu(YK)	3	Saat yönü
800/22 Cu/CuZn37	800	22	Cu(İK)/Cu Zn37(YK)	3	Saat yönü
1000/22 CuZn37/Cu	1000	22	CuZn37(İK)/Cu(YK)	3	Saat yönü
1000/22 Cu/CuZn37	1000	22	Cu(İK)/Cu Zn37(YK)	3	Saat yönü

Bölüm 5.2.1’de açıklanan birleştirme öncesi hazırlıklar tamamlandıktan ve kaynak parametreleri belirlendikten sonra Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmeleri, aşağıdaki işlem sırası takip edilerek gerçekleştirilmiştir:

- Takım 400, 600,800 ve 1000 dev/dak dönme hızlarından birine ayarlanarak döndürülmüştür. Dönen karıştırıcı uç birleştirilecek Cu ve CuZn37 levha yüzeylerindeki kaynak hattı merkezi içerisine doğru batırılmıştır. Batırma işlemi, karıştırıcı ucun levha yüzeylerine ilk temasından itibaren 2,8 mm derinliğe ininceye kadar devam edilmiştir. Böylece, omuz kısmının da bir miktar levha yüzeylerine girmesi sağlanmıştır.
- Karıştırıcı ucun levhaların içine batırılmasından sonra freze tablası, daha önceden belirlenen 22 mm/dak sabit kaynak hızında kaynak doğrultusu boyunca hareket

ettirilmiştir. Böylece, omuz kısmının malzeme yüzeylerine teması ile oluşan sürtünme ısı ve karıştırıcı ucun dönme hareketi ile plastikleşen Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesine başlanmıştır.

- Cu ve CuZn37 levhaların alın altına temas halindeki kenarlarının bitişine yakın, tabla hareketine son verilmiş ve karıştırıcı uç levhalardan çıkarılarak sürtünme karıştırma kaynak yönteminin uygulanması tamamlanmıştır.

Tablo 5.5’de belirtilen SKK parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmeler, yöntemin tekrar edilebilirliğinin belirlenmesi için, üç tekerrürlü olarak gerçekleştirilmiştir.

5.3. Metalografik İnceleme

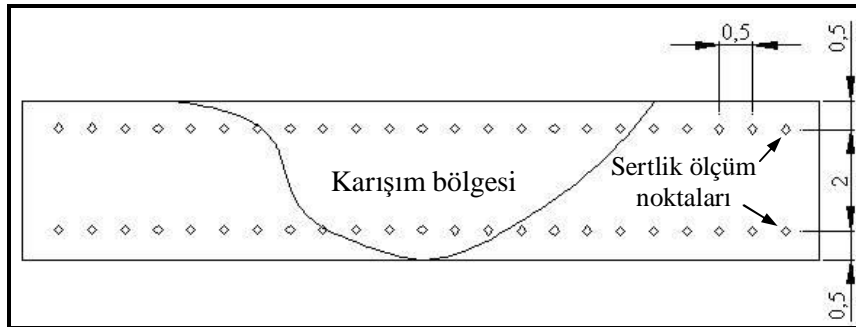
Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesi sonrasında kaynak bölgelerinde meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin belirlenmesinde kullanılacak olan numuneler, kaynak yönüne dik kesitte ve bütün mikroyapı bölgelerini kapsayacak şekilde hazırlanmıştır. Bu numuneler öncelikle şerit testerede kesilmiş, daha sonra dikey freze tezgâhında düzeltilerek elde edilmiştir. Mikroyapı inceleme numuneleri, sıcak preste bakalit toz kullanılarak kalıplandıktan sonra, 400–1200 numara arasında değişen zımpara kâğıtları kullanılarak zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi sonrasında bakalite alınmış numunelerin yüzeyleri parlatma keçelerinde 0,4 µm boyutlarda alümina toz içeren solüsyon kullanılarak parlatılmıştır. Parlatma sonrası numunelerin bakır ve pirinç tarafları 100 ml saf su, 4 ml doymuş sodyum klorik, 2 g potasyum dikromat ve 5 ml sülfürik asit içeriğine sahip dağlama reaktifi ile dağlanmıştır. Dağlama sonrası numuneler stereo mikroskop, optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve mikrosertlik incelemelerinde kullanılmıştır.

Streo mikroskop görüntülemeleri Nikon SMZ 800, optik mikroskop incelemeleri ve görüntülemeleri ise Nikon Eclipse L150A marka mikroskop ve bu mikroskoba bağlı Clemex Vision Lite görüntü analiz programı ile gerçekleştirilmiştir. Taramalı elektron mikroskobunda görüntülemeler ile Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) analizleri için, JEOL JSM-5600 marka cihaz kullanılmıştır.

5.4. Mikrosertlik ölçümleri

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgelerindeki sertlik dağılımlarının tespiti için, Vickers mikrosertlik (Hv) [135] ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri, kaynak dikişine dik kesitte alınan numune yüzeyinde, iki farklı doğrultuda ve sıra-sertlik alımı şeklinde yapılmıştır. Birinci sıra-sertlik alımı, numune üst yüzeyinden kaynak merkezine doğru 0,5 mm mesafede, İK-YK doğrultusu boyunca yapılmıştır. İkincisi ise, numune alt yüzeyinden yine kaynak merkezine doğru 0,5 mm mesafede ve İK-YK doğrultusu boyunca gerçekleştirilmiştir. Kaynağın hem üst hem de alt bölgesinde bu şekilde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde, her bir ölçüm aralığı 0,5 mm olarak belirlenmiştir (Şekil 5.7).

Vickers mikrosertlik ölçümleri, Future-Tech FM 700 marka mikrosertlik cihazında, 10 saniye bekleme süresinde 100 gf yük kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.7. Sıra-sertlik ölçüm yönteminin, numune üzerinde uygulandığının şematik olarak gösterimi (ölçüler mm)

5.5. X-Işınları Karakterizasyonu

Sürtünme karıştırma kaynağının uygulandığında meydana gelen yüksek ısı ve plastik deformasyondan dolayı, birleştirmelerin kaynak bölgesinde oluşabilecek faz dönüşümleri, metaller arası bileşik oluşumu gibi değişimlerin tespiti için X-ışınları difraktometresi (XRD) kullanılmıştır.

XRD incelemeleri, Rigaku marka XRD D/MAX/2200/PC tip cihazda, $10^{\circ} < 2\theta < 90^{\circ}$ tarama aralığında, 40 kV–30 mA ve Cu/K- α radyasyon ışınımı kullanılarak, $0,02^{\circ} \text{ mm}^{-1}$ tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

5.6. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi

SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların mekanik özelliklerinin belirlenmesi, uygulanan kaynak parametrelerinin bu özelliklere olan etkilerinin değerlendirilmesi için, enine çekme deneyleri ile üç-nokta 180° eğme deneyleri gerçekleştirilmiştir.

5.6.1. Çekme deneyi

Tablo 5.5’de verilen kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların çekme deneyleri, geometrik detayları [136] Şekil 5.8’de gösterilen numunelerde gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, farklı parametrelerde gerçekleştirilen her bir tekerrürden iki, toplam üç tekkerrürden altışar adet çekme numunesi hazırlanmıştır (Şekil 5.9). Cu ve CuZn37 ana metallerden ise üçer adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Birleştirmeler için çekme deney numuneleri, kaynak yönüne dik ve alın altına birleşme yüzeyleri merkezde olacak şekilde su jeti kesim yöntemiyle elde edilmiştir (Şekil 5.10). Enine çekme deneyleri, Şekil 5.11’de gösterilen bilgisayar donanımlı ve çekme deney yazılımına sahip Alşa marka cihazda, 50 mm ilk ölçü boyu olan bir ekstansometre kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyleri sonunda, çekme yazılımından elde edilen çekme mukavemetleri (σ_c), akma mukavemetleri (σ_a) ve süneklik ($\%uzama$) değerleri, MS-Excel programında ayrıca değerlendirilmiş ve sonuçların doğrulaması yapılmıştır. Sonuçta, her bir parametredeki birleştirme ve ana metaller için elde edilen sonuçların ortalaması alınarak çekme özellikleri belirlenmiş ve sonuçlarda sunulmuştur.

Çekme mukavemetlerinin hesaplanmasında Bağıntı 5.1 [137] kullanılmıştır.

$$\sigma_{\zeta} = \frac{F}{A_0}, A_0 = D \times H \quad (5.1)$$

Burada;

σ_{ζ} = Çekme mukavemeti (MPa)

F = Maksimum yük (N),

A_0 = Numune kesit alanı (mm²),

D = Numune genişliği (mm),

H = Numune kalınlığı (mm) olarak ifade edilmektedir.

Gerilme-birim şekil değiştirme (σ - ε) eğrilerinde akma bölgesinin net olmadığı birleştirmelerin akma mukavemetleri, Şekil 5.12'de gösterildiği gibi, %0,2 birim şekil değiştirmenin olduğu noktadan, elastik şekil değiştirme eğrisine paralel bir çizgi çizilmesiyle tespit edilmiştir.

Süneklik (%uzama) değerlerinin hesaplanmasında Bağıntı 5.2 [137] kullanılmıştır.

$$\%uzama = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100 \quad (5.2)$$

Burada;

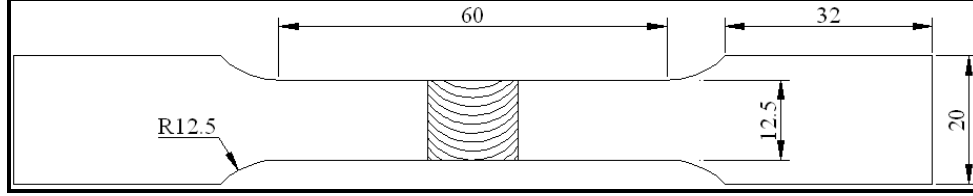
Δl = numunedeki uzama miktarı (mm),

l_0 = numunenin ilk ölçü boyu (mm) olarak ifade edilmektedir.

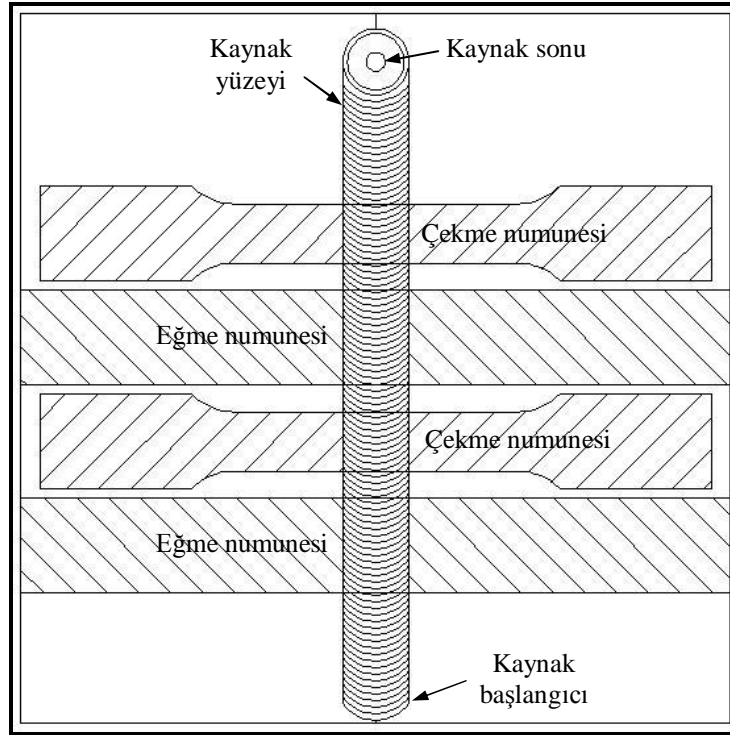
Ayrıca, Tablo 5.5'de verilen kaynak parametreleriyle gerçekleştirilen SKK birleştirmelerinin çekme deneyleri sonucunda saf bakır ve pirinç ana metallere göre elde edilen çekme mukavemeti performansları (KPç, %) Bağıntı 5.3 kullanılarak, akma mukavemeti performansları (KPa, %) ise Bağıntı 5.4 kullanılarak tespit edilmiştir.

$$KP\zeta = \frac{\sigma_{\zeta}(SKK)}{\sigma_{\zeta}(ana \cdot metal)} \times 100 \quad (5.3)$$

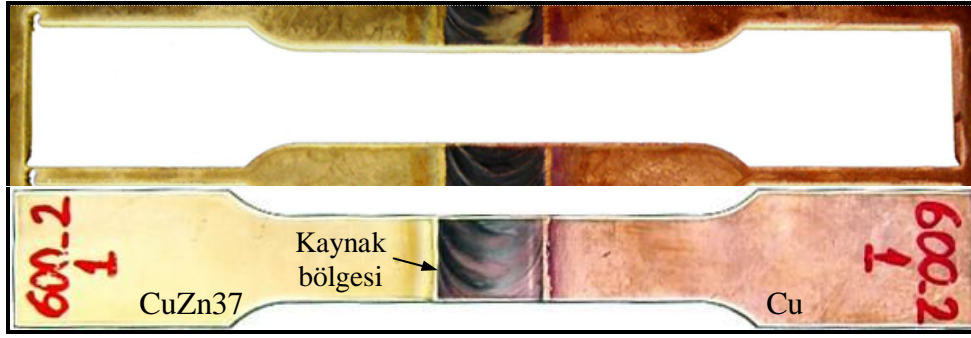
$$KPa = \frac{\sigma_a(SKK)}{\sigma_a(ana \cdot metal)} \times 100 \quad (5.4)$$



Şekil 5.8. Çekme deney numunesinin geometrik detayları (ölçüler mm) [136]



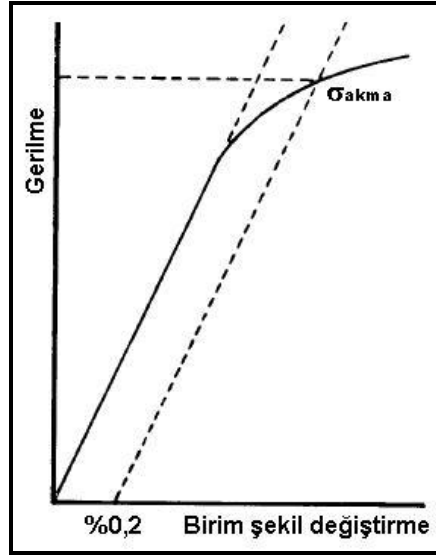
Şekil 5.9. Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan çekme ve eğme numunelerinin alındığı bölgelerin şematik olarak gösterimi



Şekil 5.10. SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan su jeti kesim yöntemiyle elde edilen çekme deney numunesi örneği



Şekil 5.11. Çekme-eğme deney cihazı ve bilgisayar donanımı

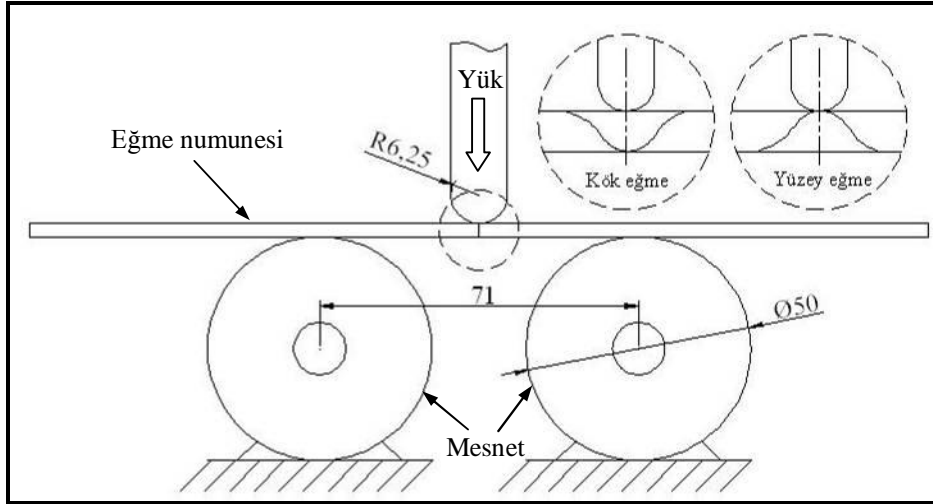


Şekil 5.12. Akma mukavemetinin, gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi üzerinde belirlenmesi [138]

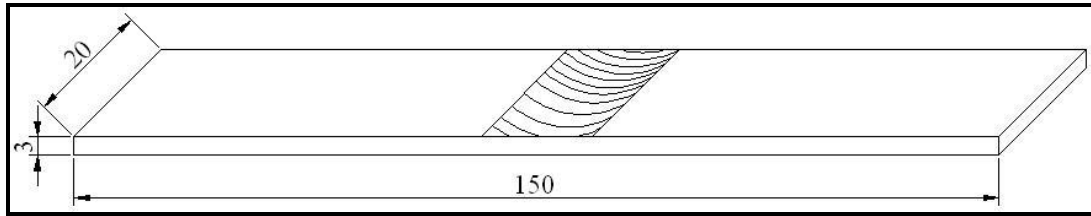
5.6.2. Eğme deneyi

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak yüzeyi ve kök kısmı mukavemetleri ile varsa kaynak hatalarının tespiti için üç-nokta 180° (U-şekli) eğme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte, Cu ve CuZn37 ana metallerin eğme deneyleri de yapılarak, birleştirmelerin kaynak özellikleri ana metallerle karşılaştırılmıştır.

Eğme deneyleri, detayları Şekil 5.13’de gösterilen düzende yapılmıştır [139]. Şekil 5.9’da gösterildiği gibi, aynı kaynak parametresine sahip her bir tekerrürden iki adet, toplamda üç tekerrürden altı adet yüzey ve kök eğme numunesi hazırlanmıştır. Ayrıca, Cu ve CuZn37 ana metallerden de üçer adet eğme numunesi hazırlanmıştır. Üç-nokta eğme deneyi numuneleri kaynak yönüne dik ve alın altına birleşme yüzeyleri merkezde olacak şekilde, frezede işlenerek elde edilmiştir (Şekil 5.14). Eğme deneyleri Şekil 5.11’de gösterilen Alşa marka cihazda, numuneler 180°, yani U-şekli alıncaya veya çatlama, kırılma görülünceye kadar yükleme yapılarak gerçekleştirilmiştir. Deney sonrası elde edilen veriler MS-Excel programında değerlendirilmiş ve her bir parametredeki birleştirme için, altı adet numunenin ortalaması alınarak eğme mukavemetleri hesaplanmıştır.



Şekil 5.13. Üç-nokta eğme deney düzeneğine ait geometrik detaylar (ölçüler mm) [139]



Şekil 5.14. Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan elde edilen üç-nokta eğme deneyi numunesinin geometrik detayları (ölçüler mm) [139]

Eğme deneylerinde numunelerin eğme mukavemetinin (σ_e) hesaplanmasında, kare kesitli kaynaklı birleştirmelerin üç-nokta eğme mukavemetlerinin belirlenmesi için önerilen Bağıntı 5.5 kullanılmıştır [140].

$$\sigma_e = \frac{3 \times F \times L}{2 \times D \times H^2} \quad (5.5)$$

Burada;

σ_e = Eğme mukavemeti (MPa)

F = Maksimum yük (N),

L = Mesnetler arası mesafe (mm),

D = Numune genişliği (mm),

H = Numune kalınlığı (mm)

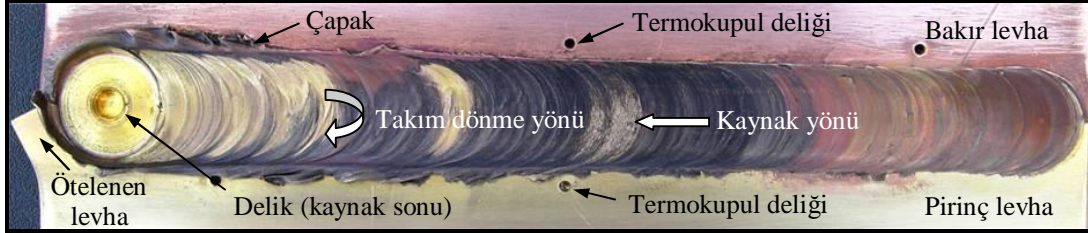
olarak ifade edilmektedir. SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalar ile Cu ve CuZn37 ana metal levhaların eğme mukavemetleri bu şekilde hesaplanarak sonuçlarda verilmiştir.

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Kaynak Dikiş Görünümleri

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile 3 mm kalınlıktaki saf Cu ve CuZn37 pirinç levhalar, Tablo 5.5’de verilen farklı kaynak parametreleri kullanılarak alın-alına birleştirilmiştir. Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların genel yüzey görünümünü temsil eden resim, Şekil 6.1’de gösterilmektedir. Kaynak dikiş yüzeyleri, takım omuz kısmının teması sonucu meydana gelen ve birbiri ardı sıralanan yayların oluşturduğu bir görünüme sahiptir. Bu görünüm, kaynak yüzeyinin pürüzsüzlüğünü de belirlemektedir. Kaynak dikiş kenarlarında, takım omuz kısmının levha yüzeylerine batma derinliğine bağlı olarak çapak oluşumu meydana gelmektedir. Takım omuz kısmı, levha yüzeylerinden içeriye ne kadar çok gömülürse, kaynak dikiş kenarlarında o oranda çapak birikimine neden olmaktadır. Bu durumda, kaynak kesitinin azalması ve kaynak sonrası çapakların giderilmesi için ilave işlemlere gerek olacaktır. Kaynak işlemi sonunda, karıştırıcı ucun levhalardan çıkartıldığı yerde bir delik meydana gelmektedir. Bu şekildeki bir delik oluşumu, SKK sonrasında TIG kaynak yöntemi kullanılarak kapatılabileceği gibi, kaynak işleminin birleştirilen levhalarda değil de bir başka bitiş levhası üzerinde de bitirilerek önlenmesi de mümkündür. Ayrıca, son zamanlarda takım teknolojisindeki gelişmeler sonucu üretilen, kademeli olarak karıştırıcı uç boyunu ayarlayabilen takım kullanımı da kaynak sonunda delik oluşumunu engelleyebilmektedir. Takım omuz kısmının levha yüzeylerine temas ettiği bazı bölgelerde, bakır ve pirinç malzemeye has renklerin korunduğu görülmektedir. Bununla birlikte, bazı yerlerde ise SKK sırasında meydana gelen yüksek sıcaklığa bağlı olarak, renk değişimlerinin olduğu görülmektedir. Ayrıca kaynağın bitiş kısmında, artan sıcaklık ve yoğun plastik deformasyon etkisi sonucu, özellikle ilerleme kenarında bulunan levhanın kaynak doğrultusunda bir miktar ötelendiği görülmektedir. Kaynak bitişine yakın bu levha yüzeylerine bir

dayama levhası yerleştirilmesinin, böyle bir olumsuzluğun engellenmesine katkıda bulunacağı düşünülmektedir.





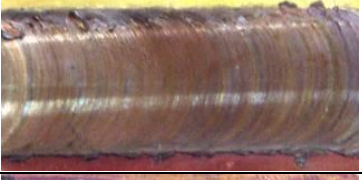







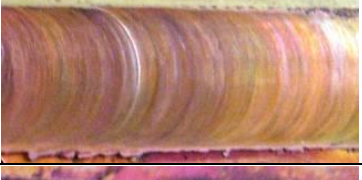



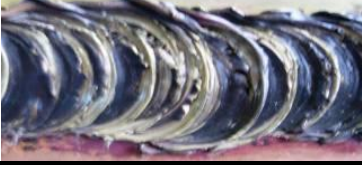

Şekil 6.1. SKK yöntemi ile birleştirilmiş Cu ve CuZn37 levhaların genel yüzey görünümü

Tablo 6.1’de, 22 mm/dak sabit kaynak hızında, 400, 600, 800 ve 1000 dev/dak takım dönme hızlarında birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalara ait kaynak yüzeyleri ve kök kısımları gösterilmektedir. Tabloda, farklı takım dönme hızlarının etkisinin yanı sıra, Cu ve CuZn37 levha konumlarının değiştirilmesiyle meydana gelen kaynak yüzey görünümlerinin ne şekilde etkilendiği dikkate sunulmuştur.

Aynı kaynak parametreleri kullanılarak yapılan birleştirmelere ait bütün numunelerde kaynak dikiş görünümü birbirine benzediği için, bunlardan birinin temsili görünümüne tabloda yer verilmiştir. Levha yüzeylerine temas eden omuz kısmı arka kenarının oluşturduğu yay şeklindeki pürüzlü yüzey görünümü, bütün numunelerde görülmektedir. İstenilen niteliklerde bir birleştirmenin meydana gelmediği, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin yüzey görünümü de karşılaştırma amaçlı olarak tabloda verilmiştir. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin yüzeyindeki izlerin oldukça kaba ve düzensiz bir şekilde sıralandığı görülmektedir.

Birleştirmelerin kaynak kök kısımları ise özellikle karıştırıcı uç batma derinliğine ve takım dönme hızına bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. 600/22 Cu/CuZn37 ve 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmeleri haricindeki numunelerin kök kısımlarında tam bir karışımın oluşmadığı, bu numunelerde ise Cu ve CuZn37 malzemenin bir miktar yer değiştirdiği görülmektedir.

Tablo 6.1. 400, 600, 800, 1000/22 kaynak parametrelerinde birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak yüzeyleri ve kök kısımları

Numune Kodu	Görünüm	
	Yüzey	Kök
400/22 CuZn37/Cu		
400/22 Cu/CuZn37		
600/22 CuZn37/Cu		
600/22 Cu/CuZn37		
800/22 CuZn37/Cu		
800/22 Cu/CuZn37		
1000/22 CuZn37/Cu		
1000/22 Cu/CuZn37		

6.2. SKK Sonrası Takım Durumu

SKK yönteminde kullanılan takım malzemesi ve geometrisinin, kaynak bölgesinin mekanik ve mikroyapı özelliklerini direkt olarak etkilediği, daha önce Bölüm 3.5’de ifade edilmişti. Takım malzemesi ve geometrisi seçiminde, birleştirilecek olan malzeme özelliklerinin dikkate alınmasının yanı sıra, kullanılan takımın sertlik ve aşınma direnci gibi özelliklerinin de kaynak başlangıcında ve kaynak süresince değişmeyecek nitelikte olması istenmektedir.

Şekil 6.2, bu çalışma kapsamında Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesinde kullanılan, 1.3343 tipi HSS malzemedan imal edilmiş takımın, karıştırıcı uç ve omuz kısmının kaynak sonrası genel durumunu göstermektedir. Takım resminden de görülebileceği gibi, Cu ve CuZn37 levha yüzeyleriyle sürtünen ve sıcaklık ölçüm sonuçlarına göre, muhtemelen 800°C’den daha yüksek sıcaklıklara maruz kalan omuz kısmı ve karıştırıcı uçta dikkate değer bir deformasyon ve aşınma meydana gelmemiştir. Ancak, içbükey bir geometriye sahip olan omuz kısmının özellikle iç taraflarıyla dış açılmış karıştırıcı uca az miktarda bir pirinç malzemenin sıvandığı gözlenmiştir. Bu durumun ise, birleştirme özelliklerini etkileyici bir faktör olmadığı düşünülmektedir.

Birleştirmeler gerçekleştirildikten sonra, yapılan değerlendirmeler ışığında 1.3343 tipi HSS malzemedan, sağ ve sol helis dış açılmak suretiyle yapılan karıştırıcı uca sahip takımın, Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmeleri için uygun olduğu sonucuna varılmıştır.



Şekil 6.2. Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmeleri sonrasında, takım karıştırıcı uç ve omuz kısmının görünümü

6.3. Kaynak Bölgelerindeki Sıcaklık Dağılımları

SKK yöntemiyle birleştirmelerde, kaynak bölgesinde ergime olmaksızın bir katı-hal birleşmesinin gerçekleşmesi, bu yöntemi geleneksel ergitme kaynak yöntemlerine göre avantajlı bir duruma getirmektedir. Ergimenin olmadığı birleştirme sırasında, kaynak bölgesinde belirli bir sıcaklık artışı meydana gelmekte ve bu sıcaklık kaynak merkezinden ana malzemelere doğru azalan bir dağılım göstermektedir. Bununla birlikte bu sıcaklık artışı ve sıcaklık dağılımı, kaynak bölgesindeki tane boyutu değişimini, malzeme akış şeklini ve mikroyapı özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir [36]. Dolayısıyla, birleştirilen levhaların mekanik özelliklerinin de değişmesine sebep olmaktadır.

SKK sırasında, birleştirilen levhaların kaynak bölgesindeki sıcaklık dağılımının, literatürde iki şekilde tespit edilmeye çalışıldığı görülmektedir. Teorik yaklaşımlar ve bilgisayar modellemeleri şeklindeki değerlendirmelerin yanı sıra, daha gerçekçi sonuçların alınmasına olanak tanıyan, termokupul ve kızıl-ötesi kamera kullanımıyla birleştirme sırasındaki sıcaklıkların ölçümleri de yapılmaktadır [141]. Böylece elde edilecek sıcaklık dağılım verileri, kaynak bölgesi özelliklerinin yorumlanmasında katkı sağlayacaktır.

Bölüm 3.10’da da ifade edildiği gibi, SKK ile birleştirme sırasında meydana gelen sıcaklık değerleri ve sıcaklık dağılımı, kullanılan kaynak parametrelerine bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Özellikle takım omuz kısmı çapının değişmesi, takım dönme ve ilerleme hızının azalıp artması, kaynak bölgesindeki sıcaklık değerlerinin değişmesine sebep olduğu daha önce belirtilmişti. Bu nedenle, bu çalışma kapsamında kullanılan Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesi sırasında, gerek takım omuz kısmının levha yüzeylerine teması, gerekse karıştırıcı ucun karıştırma sırasındaki sürtünmesi ile kaynak bölgesinde bir sıcaklık artışının meydana geleceği muhakkaktır. Dolayısıyla, malzeme özelliklerini değiştirebilecek bu sıcaklık artışının hangi değerlere çıktığını ve bu değerlerin uygulanan kaynak parametreleri ile nasıl değiştiğinin tespit edilebilmesinin oldukça önemli olduğu düşünülmektedir. Bu amaçla kaynak bölgesindeki sıcaklık ölçümleri, Cu ve CuZn37 levhalara K-tipi

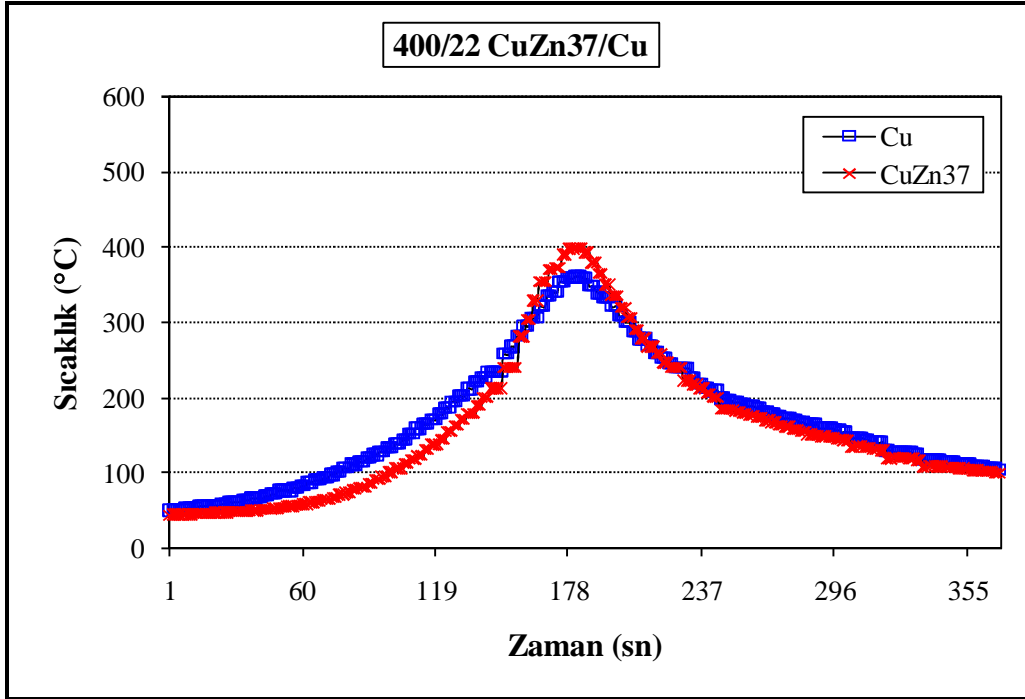
termokupullar gömülüp, uçları sıcaklık veri kaydedici cihaza bağlanarak gerçekleştirilmiştir.

Şekil 5.5’de görülebileceği gibi, 2 adet termokupul ucu, kaynak merkezinden 10 mm uzaklıkta Cu ve CuZn37 levha içerisine, üst yüzeylerden 1,5 mm derinlikte olacak şekilde gömülerek sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Ancak, bu tarzdaki bir sıcaklık ölçümü, kaynak merkezinde meydana gelen sıcaklık değerlerinin ne olduğunu anlamamıza imkân vermemektedir. Bu nedenle bazı araştırmacılar [142, 143], kaynak merkezindeki sıcaklıkları geliştirdikleri bağıntılar yardımıyla tahmin etmeye çalışmışlardır.

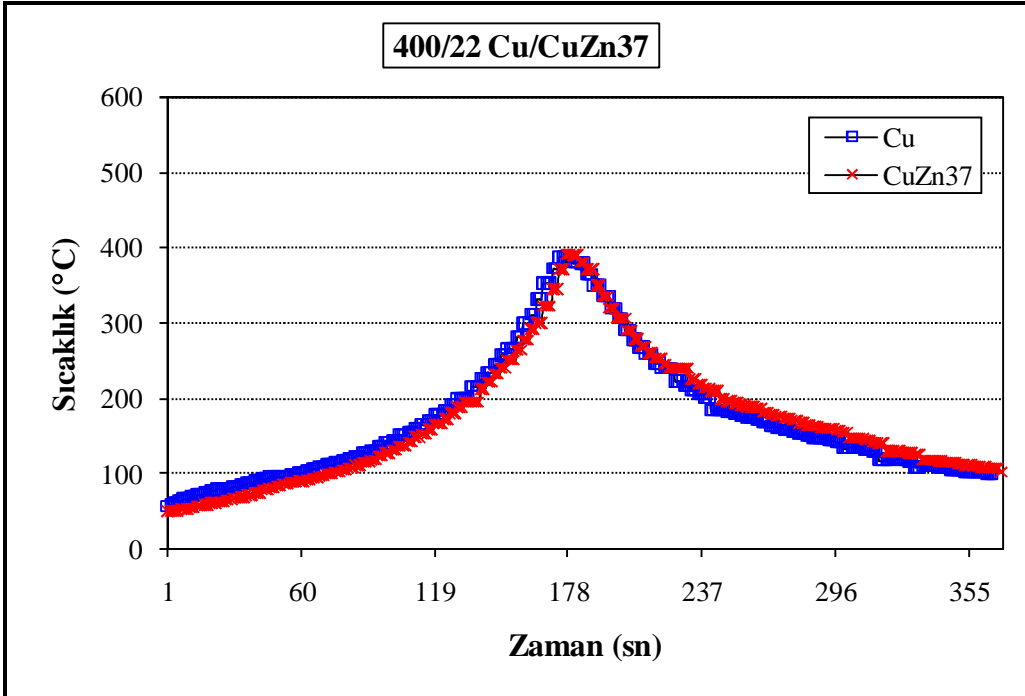
Bu çalışmada, kaynak merkezinde ulaşılan gerçek sıcaklık değerlerinin ölçülmesi de hedeflenmiştir. Bu amaçla, birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların alın-alına temas ettiği birleştirme yüzeyi doğrultusunda açılan kör deliklere bir adet termokupul ucu gömülmüştür (Bkz. Şekil 5.5). Böylece birleştirme sırasında, kaynak merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklık değeri deneysel olarak tespit edilmiştir.

6.3.1. Cu ve CuZn37 ana metallerdeki sıcaklık dağılımları

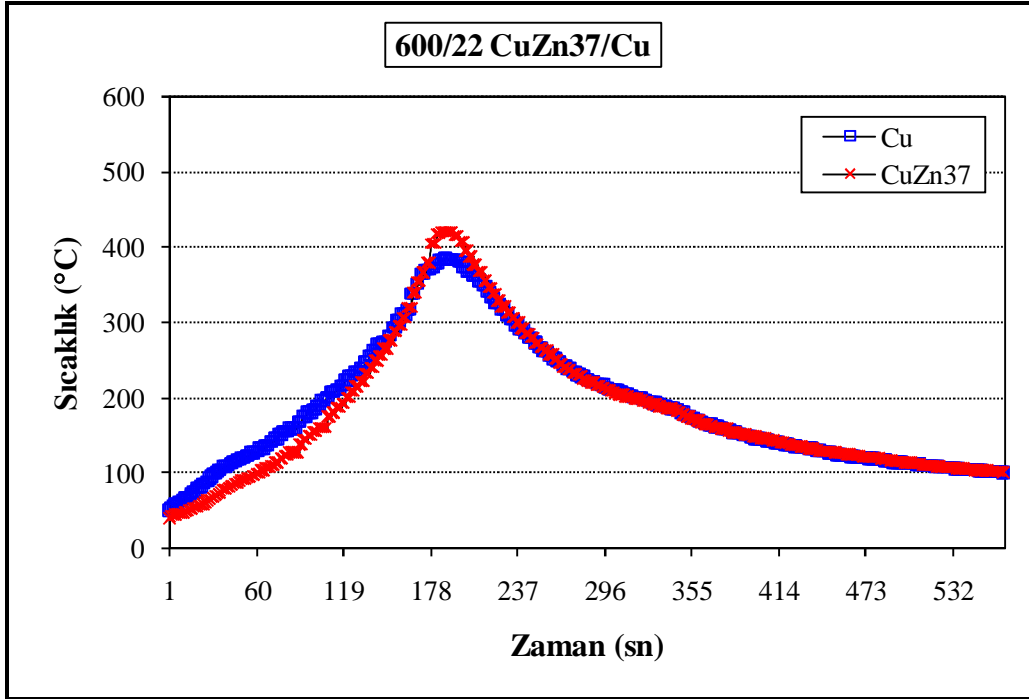
Şekil 6.3–6.10, 400, 600, 800, 1000/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmelerinin, kaynak sırasında meydana gelen sıcaklık dağılımlarına ait zaman-sıcaklık eğrilerini göstermektedir. Bu sıcaklık ölçümleri, Bölüm 5. Deneysel Çalışmalar’da ifade edildiği gibi, kaynak merkezinden 10 mm uzaklıktaki Cu ve CuZn37 ana metallere elde edilmiştir. Zaman-sıcaklık eğrileri incelendiğinde, sıcaklıkların düşük bir değerden zamana bağlı olarak belirli bir maksimum değere çıktığı ve daha sonra azaldığı görülecektir. Cu ve CuZn37 levhalardaki kaynak merkezine 10’ar mm mesafedeki ölçüm noktaları ile kaynak hattı boyunca ilerleyen takım arasındaki mesafe minimum olduğunda, ölçülen sıcaklık değeri maksimuma ulaşmaktadır. İlerleyen takımın, bu ölçüm noktasından uzaklaşmaya başlamasıyla birlikte, levhalar soğumaya ve sıcaklık değerleri de azalmaya başlamaktadır. Zaman-sıcaklık eğrilerindeki bu görünüm, farklı kaynak parametreleri kullanılarak gerçekleştirilen bütün birleştirmeler için benzer şekilde meydana gelmiştir.



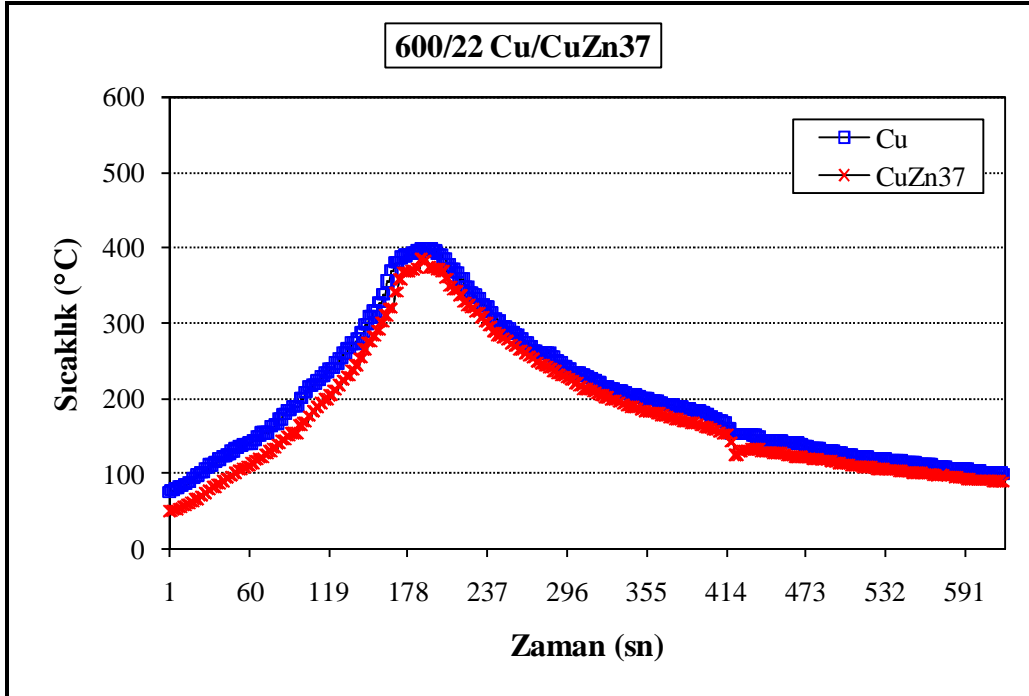
Şekil 6.3. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



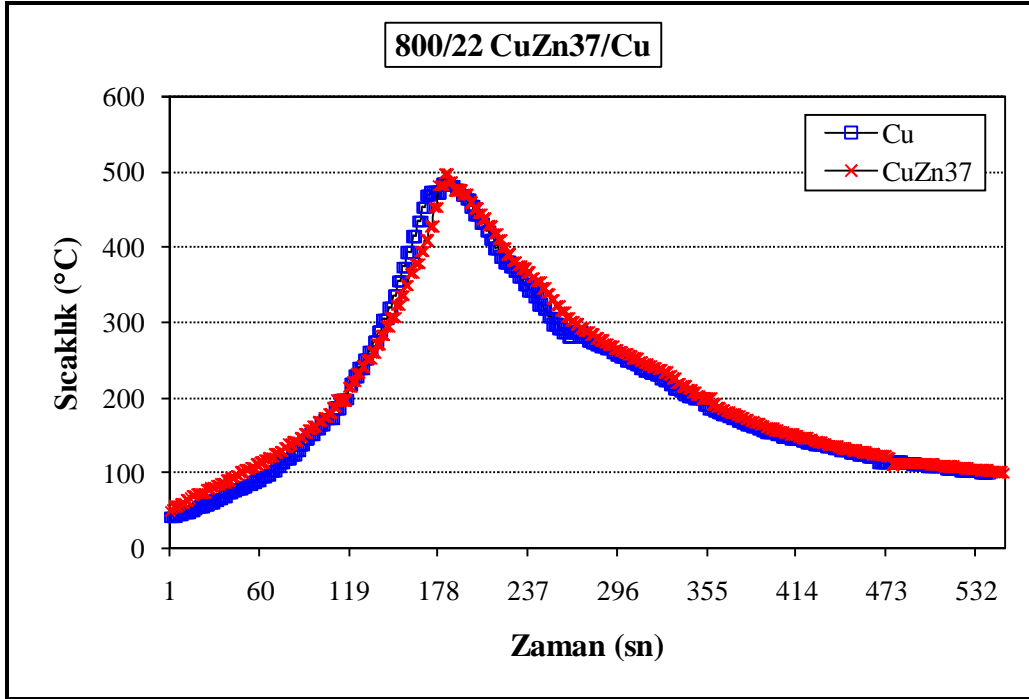
Şekil 6.4. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



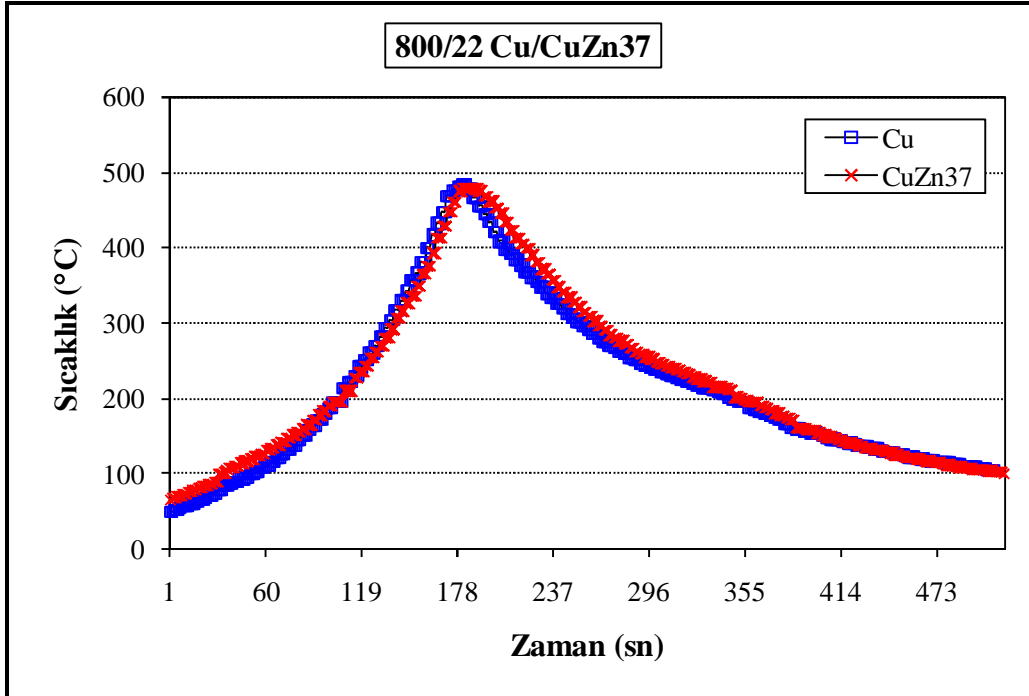
Şekil 6.5. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



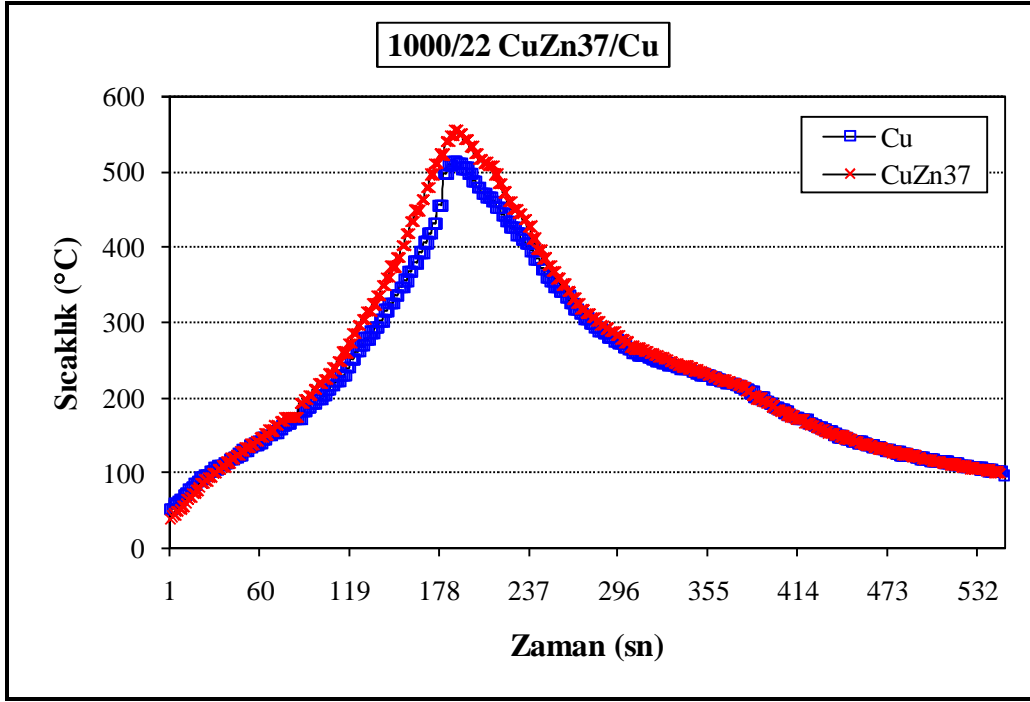
Şekil 6.6. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



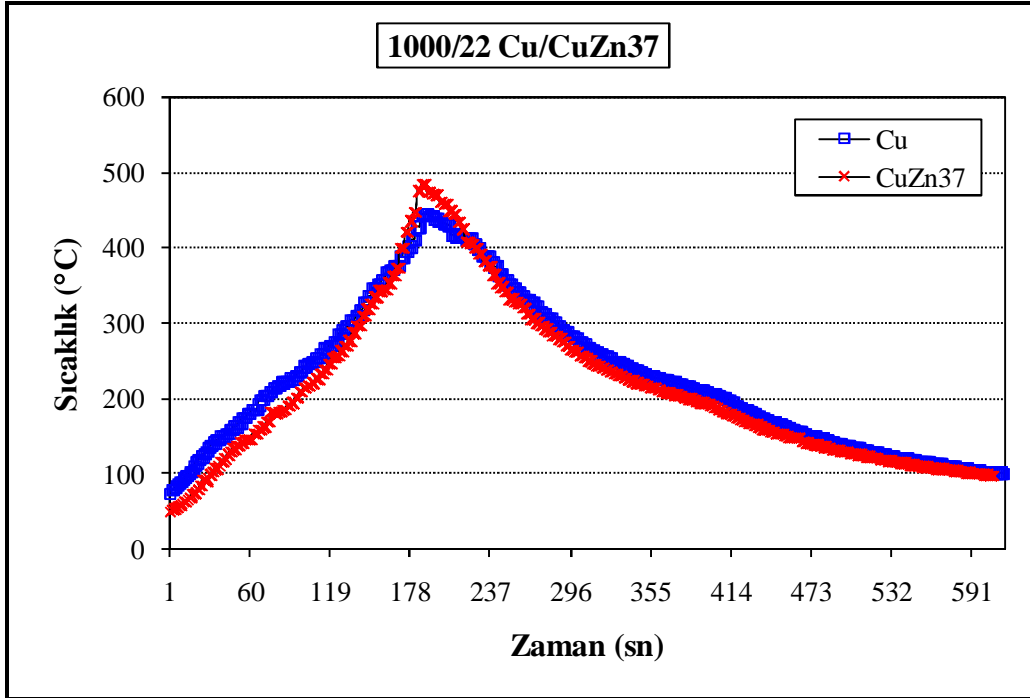
Şekil 6.7. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



Şekil 6.8. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



Şekil 6.9. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri



Şekil 6.10. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin, Cu ve CuZn37 ana metallerine ait zaman-sıcaklık eğrileri

Tablo 6.2, birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak merkezlerinden 10'ar mm mesafede belirlenen maksimum sıcaklık değerlerini göstermektedir. Elde edilen sıcaklık dağılım sonuçlarına göre, ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinin, takım dönme hızına ve birleştirilen levha konumlarına göre değiştiği tespit edilmiştir. Takım dönme hızı arttıkça, Cu ve CuZn37 levhalarda ölçülen maksimum sıcaklık değerleri de artış göstermektedir. Örneğin; en düşük takım dönme hızına sahip 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki maksimum sıcaklık değerleri, Cu levhadaki yaklaşık 360°C ve CuZn37 levhada 398°C iken, en yüksek takım dönme hızına sahip 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde bu değerler, Cu için 513°C'ye, CuZn37 için ise 554°C'ye ulaşmıştır.

Cu ve CuZn37 levhaların, ilerleme veya yığma kenarına sabitlenerek kaynak işleminin gerçekleştirilmesi de, ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinin az da olsa değişmesine sebep olmaktadır. Örnek olarak, CuZn37 levhanın ilerleme kenarına yerleştirildiği 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesi ile Cu levhanın ilerleme kenarına yerleştirildiği 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesini ele alalım. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde Cu levhadaki maksimum sıcaklık değeri 360°C iken, bu değer 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde 388°C'ye çıkmıştır. Başka bir ifadeyle, Cu levhanın ilerleme kenarına sabitlenmesiyle gerçekleştirilen birleştirmede ölçülen maksimum sıcaklık değeri, yığma kenarına sabitlendiği durumdan daha yüksek olmaktadır. Benzer durumun, CuZn37 levhası için de geçerli olduğu tespit edilmiştir. Genel olarak, ilerleme kenarına sabitlenen Cu ve CuZn37 levhalarda tespit edilen maksimum sıcaklık değerlerinin, yığma kenarına sabitlenmeleriyle tespit edilenlerden yaklaşık 6–41°C arasında daha yüksek olduğu görülmüştür.

Farklı malzemelerin SKK ile birleştirilmesiyle ilgili bazı çalışmalarda da, tespit edilen bu sonuçlara benzer sonuçların ifade edildiği görülmektedir. Örneğin, Zettler ve diğ. [144], Al/Mg farklı malzemelerin SKK ile birleştirilmesi çalışmasında, ilerleme kenarına sabitlenen Al levhada ölçülen maksimum sıcaklığın (kaynak merkezinden 10 mm uzaklıkta), yığma kenarındaki Mg levhadan 20°C daha fazla olduğunu belirlemiştir. Aynı alışıma sahip malzemelerin birleştirilmesinde de benzer sonuçlara rastlamak mümkündür. Cho ve diğ. [145] tarafından yapılan 304L paslanmaz çeliklerin SKK ile birleştirilmesiyle ilgili deneysel ve bilgisayar

modellemesi çalışmalarında, ilerleme kenarında (kaynak merkezinden 10 mm uzaklıkta) tespit edilen maksimum sıcaklık değerinin, yığma kenarındaki maksimum sıcaklıktan 100°C daha fazla olduğu ifade edilmiştir.

Tablo 6.2. 400, 600, 800 ve 1000/22 kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmelerde Cu ve CuZn37 ana metallerde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri

Numune kodu	Kaynak merkezinden 10 mm uzaklıkta ölçülen maksimum sıcaklık değerleri (°C)		Açıklama
	Cu ana metal	CuZn37 ana metal	
400/22 CuZn37/Cu	360	398	İlerleme kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir.
400/22 Cu/CuZn37	388	391	Yığma kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir.
600/22 CuZn37/Cu	384	420	İlerleme kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir.
600/22 Cu/CuZn37	398	384	İlerleme kenarındaki (Cu) sıcaklık daha yüksektir.
800/22 CuZn37/Cu	484	498	İlerleme kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir.
800/22 Cu/CuZn37	484	478	İlerleme kenarındaki (Cu) sıcaklık daha yüksektir.
1000/22 CuZn37/Cu	513	554	İlerleme kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir.
1000/22 Cu/CuZn37	444	484	Yığma kenarındaki (CuZn37) sıcaklık daha yüksektir. Ancak, SKK sırasındaki hata oluşumu sıcaklıkları etkilemiştir.

Tablo 6.2’de verilen sonuçlara göre, aynı kaynak parametrelerine sahip birleştirmelerde, Cu ve CuZn37 levhalara ait farklı ısıl iletkenlik özelliklerinin, ölçülen maksimum sıcaklık değerlerini etkileyen üçüncü bir etken olduğu tespit edilmiştir. Örneğin; 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde, kaynak merkezinden 10 mm mesafede CuZn37 levhada belirlenen en yüksek sıcaklık değeri 420°C iken, Cu

levhada bu değer 384°C olarak tespit edilmiştir. Tez çalışması kapsamında kullanılan elektrolitik saf Cu malzemenin ısı iletkenliğinin (392 W/mK) CuZn37 malzemenin (120 W/mK) daha yüksek olduğu, daha önce Bölüm 2’de ifade edilmişti (Bkz. Tablo 2.1). Birleştirme esnasında meydana gelen sürtünme ısı, kaynak merkezinden 10 mm uzaklıktaki termokupul ölçüm noktasına ulaşıncaya kadar, Cu levhada ortama daha hızlı iletilerek bir miktar ısı kaybının olduğu düşünülmektedir. Dolayısıyla, sıcaklık ölçüm noktasında Cu ana metalde ulaşılan maksimum sıcaklık değeri, CuZn37 ana metaldeki değerden düşük olmaktadır. Yapılan deneysel çalışmalar da bu yaklaşımı doğrulayıcı niteliktedir. Gerçekleştirilen diğer birleştirmeler de dikkate alındığında, Cu ile CuZn37 levhalarda ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinin 14–41°C arasında değiştiği görülmektedir.

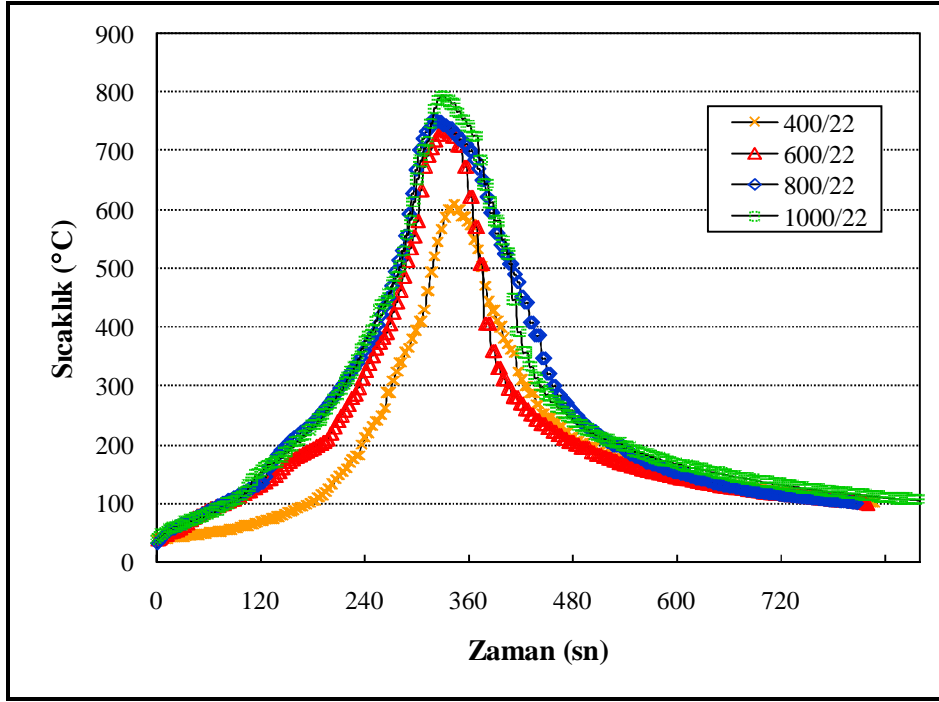
Sonuç olarak, aynı alaşıma sahip malzemelerde, kaynak merkezinden belirli bir mesafede ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinde, takım dönme hızının ve birleştirilen levhaların konumlarının etkili olduğu; farklı alaşımların birleştirilmesinde ise takım dönme hızı ve levha konumlarına ek olarak malzemelerin sahip oldukları ısı iletkenlik farklılıklarının da etkili olduğu belirlenmiştir.

6.3.2. KM merkezlerindeki sıcaklık değişimleri

Şekil 6.11, SKK yöntemiyle 22 mm/dak sabit kaynak hızında ve 400, 600, 800, 1000 takım dönme hızlarında birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların KM merkezinden ölçülen sıcaklık dağılımlarını göstermektedir. Ancak, bu bölgedeki sıcaklık ölçümleri, farklı levha konumlarının KM merkezindeki maksimum sıcaklıkları etkileyebileceği düşünülmeyeceği için, farklı takım dönme hızları için gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle Şekil 6.11’de, sadece takım dönme hızına bağlı zaman-sıcaklık eğrileri verilmiştir.

KM içerisindeki sıcaklık ölçümleri, kaynak merkezine yerleştirilen termokupul ucundan alınmıştır (Bkz. Şekil 5.5). Birleştirme sırasında, karıştırıcı uç ve takım omuz kısmı ile ölçüm noktası arasındaki mesafe minimum olduğunda, maksimum sıcaklık değeri elde edilmiştir. Kaynak hattı boyunca ilerleyen takım, bu ölçüm noktasını geçtiğinde, KM içerisinde soğuma süreci başlamış ve sıcaklık değerleri de

azalmaya başlamıştır. Gerçekleştirilen tüm birleştirmelerde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri farklı olsa bile, sonuçta benzer zaman-sıcaklık eğrileri elde edilmiştir.



Şekil 6.11. Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların KM merkezlerine ait zaman-sıcaklık eğrileri

Tablo 6.3 ise, 400, 600, 800, 1000/22 kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmelerin KM merkezlerinde tespit edilen maksimum sıcaklık değerlerini göstermektedir. Bölüm 6.3.1'de belirtilen, Cu ve CuZn37 ana metallerde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri için takım dönme hızının etkili bir parametre olduğu bulgusunun, KM merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklık değeri için de geçerli olduğu belirlenmiştir. Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmelerinde, takım dönme hızının artmasıyla KM merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklık değerinin de arttığı tespit edilmiştir. Örneğin; 400/22 birleştirmesinin KM merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklık değeri yaklaşık 610°C iken, takım dönme hızının en yüksek olduğu 1000/22 birleştirmesinde bu değer yaklaşık 793°C'ye ulaştığı görülmektedir. Ancak, takım dönme hızı artış oranıyla, KM merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklık artış oranı arasında belirli bir uyum tespit edilmemiştir. Örneğin; takım dönme hızının 400 dev/dak'dan 600 dev/dak'ya artırılmasıyla yaklaşık 124°C

sıcaklık artışı olurken, 600 dev/dak'dan 800 dev/dak'ya arttırılmasıyla yaklaşık 20°C'lik bir sıcaklık artışı meydana gelmiştir. Burada gözden kaçırılmaması gereken diğer önemli bir husus da, Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmeleri sırasında, KM içerisindeki sıcaklık ölçümlerinin merkezden alınmış olmasıdır. Dolayısıyla SKK sırasında, takım omuz kısmı ile temas halinde olan levha yüzeylerine yakın bölgeler, bir miktar daha yüksek sıcaklıklara maruz kalabilmektedir.

Tablo 6.3. Birleştirmelerin KM merkezlerinde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri

Birleştirme	KM merkezindeki maksimum sıcaklık değerleri (°C)
400/22	610
600/22	734
800/22	754
1000/22	793

400, 600, 800 ve 1000/22 kaynak parametrelerinde birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların KM merkezlerinde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri, Cu ve CuZn37 malzemelerin ergime derecelerinden daha düşüktür (Bkz. Tablo 2.1). Elde edilen ölçüm sonuçları göstermektedir ki, SKK yöntemiyle Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmeleri sırasında, kaynak bölgesinde herhangi bir ergime olayı meydana gelmemiş, dolayısıyla bir katı-hal birleştirmesi gerçekleşmiştir.

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların, takım dönme hızına bağlı olarak KM içerisinde tespit edilen 610–793°C arasında değişen sıcaklık değerleri, pirinç malzemedeki asal alaşım elementi çinkonun ergime derecesi olan 420°C'den [146] daha yüksektir. Fakat bu sıcaklıklar, geleneksel ergitme kaynak ve sert lehimleme yöntemleri ile birleştirmelerde görülen çinko buharlaşmasının meydana geldiği sıcaklık olan 906°C'den ise daha düşük değerlerde çıkmıştır [31].

Bakır ve pirinç levhaların yeniden kristalleşme sıcaklıkları göz önüne alındığında (Cu için 200–300°C, CuZn37 için 450–600°C) [31, 147], KM merkezinde ulaşılan maksimum sıcaklıkların daha yüksek olduğu görülmektedir. Dolayısıyla Bölüm

6.5’de anlatılan mikroyapı incelemelerinde de görülebileceği gibi, KM’ye ait tane yapıları yeniden kristalleşme sonucu inceleyerek değişime uğramıştır.

Literatürde bakır ve pirinç malzemelerin SKK ile birleştirilmesinde, kaynak bölgelerinde meydana gelen sıcaklık artışlarıyla ilgili çok az sayıda çalışmanın olduğu görülmektedir. Andersson ve Andrews [148], oksijensiz saf bakır levhaların SKK ile birleştirilmesinde, takımdan 5 mm uzaklıktaki sıcaklık değerinin 689°C olarak tespit edildiğini belirtmiştir. Andersson ve Andrews [149] tarafından yayımlanan bir raporda ise, bakır malzemelerin SKK ile birleştirilmesi sırasındaki sıcaklık değerlerinin genel olarak 700–900°C arasında olduğu ifade edilmiştir. Dolayısıyla, bu tez kapsamında KM merkezlerinde tespit edilen 610–793°C arasındaki sıcaklık değerlerinin yukarıda belirtilen sıcaklıklarla uyum içerisinde olduğu da söylenebilir.

SKK sırasında kaynak merkezinden 10 mm mesafede ve levha üst yüzeylerinden 1,5 mm derinlikte gerçekleştirilen ölçümlerin, Cu ve CuZn37 ana metallerde meydana gelen sıcaklıkları tanımladığı daha önce ifade edilmişti. Bununla birlikte, KM merkezlerindeki sıcaklık değerlerinin de tespit edilmiş olması, farklı kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmelerin ITAB ve TMEB’lerinin maruz kaldığı sıcaklıklar hakkında tahmini bir değerlendirme yapma imkânı sağlayabilir. Dolayısıyla, bu çalışmada kapsamında kullanılan parametrelerde yapılan SKK birleştirmelerinde, ITAB ve TMEB mikroyapılarının yaklaşık olarak 360–793°C arasında değişen sıcaklıklara maruz kalabileceği tahmin edilmektedir.

Sonuç olarak, birleştirmelerin kaynak bölgelerindeki sıcaklıkların, takım dönme hızı ve levha konumuna bağlı olarak değiştiği görülmüştür. SKK sırasındaki sıcaklık artışları, kaynak bölgesindeki mikroyapı özelliklerini değiştirebilecek seviyelerde olmuştur. Ancak, birleştirmelerin KM’lerinde belirlenen en yüksek sıcaklıklar (610–793°C), Cu ve CuZn37 malzemelerin ergime sıcaklıklarından daha düşük seviyelerde olmuştur. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 levhaların katı fazda birleştirildiği anlaşılmaktadır. Dahası, bu sıcaklık artışları çinko buharlaşması için gerekli olan sıcaklıkların da altında kalmıştır. Bunun da, kaynakçı ve çevre sağlığı açısından önemli olduğu çok açıktır.

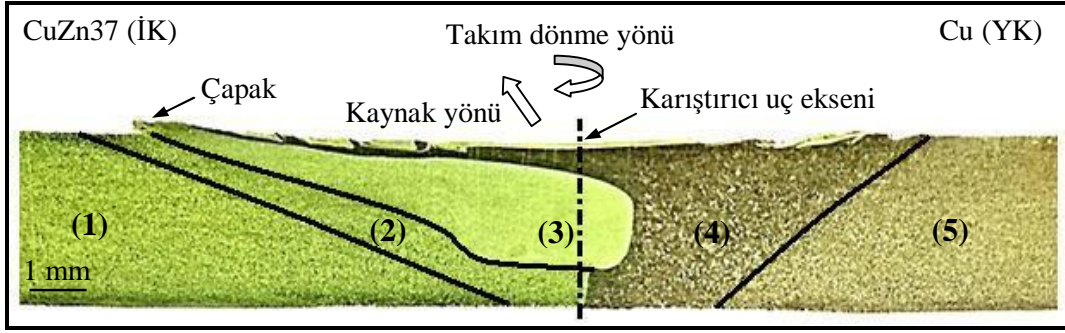
6.4. Kaynak Bölgelerinin Makroyapı Karakterizasyonu

Bu bölümde, SKK yöntemi ile 22 mm/dak sabit kaynak hızında ve 400, 600, 800, 1000 dev/dak takım dönme hızlarında birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların, kaynak sırasında artan sıcaklık ve plastik deformasyonun etkisi sonucu meydana gelen kaynak bölgelerindeki makroyapı özellikleri incelenmiştir.

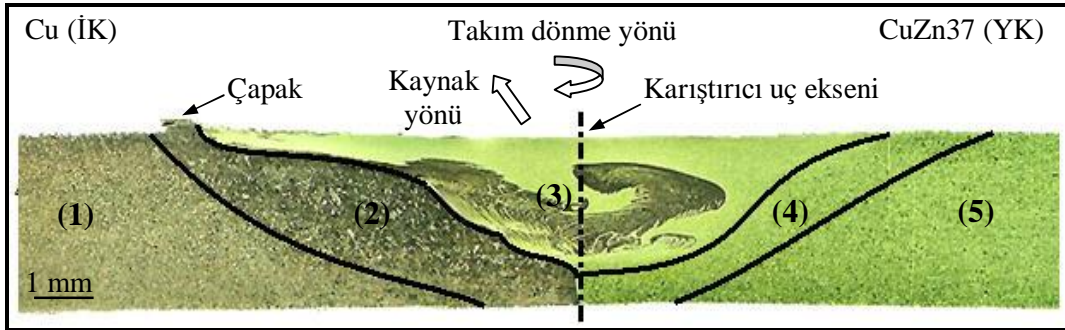
Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan kaynak yönüne dik doğrultuda alınan numune kesitlerindeki makroyapı resimleri Şekil 6.12–19’da gösterilmektedir. Makroyapı resimleri, stereo mikroskopta, $\times 5$ büyütmede numunelerin parçalar halinde dijital fotoğraflarının çekilmesi ve bunların birleştirilmesi sonucu elde edilmiştir. Bu makroyapı resimlerinin yardımıyla, kaynak bölgelerindeki muhtemel kaynak hatalarının tespiti ve kaynak bölgelerini oluşturan farklı özelliklere sahip mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması yapılmıştır.

400, 600, 800/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmeleri ile 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait makroyapılar incelendiğinde boşluk, gözenek, tünel benzeri boşluk oluşumu gibi kaynak hataları tespit edilememiştir (Şekil 6.12–18). Ancak, istenilen niteliklerde bir birleştirmenin gerçekleştirilemediği 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde ise, takımın uygun olmayan dönme ve ilerleme hareketi sebebiyle omuz kısmına temas eden levha yüzeylerinde malzeme eksilmesi ile kaynak bölgesinde boşluk şeklindeki hatalar belirlenmiştir (Şekil 6.19).

SKK sırasında dönmekte olan takım omuz kısmının Cu ve CuZn37 levha yüzeylerine temas ettiği yerlerde, bir miktar malzemenin omuz kenarlarından dışarı doğru taşınarak çapak oluşturduğu görülmektedir. Çapak oluşumları, özellikle birleştirmelerin ilerleme kenarında daha belirgindir. Ayrıca, omuz kısmının levha yüzeylerinden girme derinliğine bağlı olarak bazı birleştirmelerde omuz kısmının temas ettiği yüzeyler altında kalan bölge kalınlıklarının çok az bir miktarda (yaklaşık 0,02–0,03 mm) azaldığı da tespit edilmiştir.



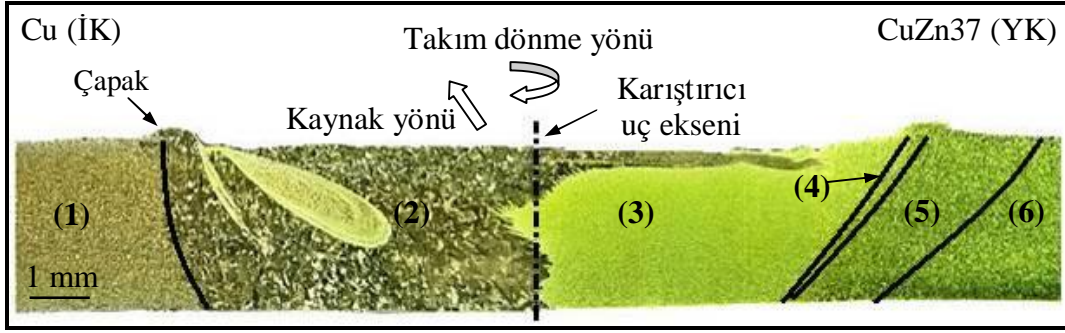
Şekil 6.12. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) KM, (4) Cu-ITAB, (5) Cu ana metal (YK)



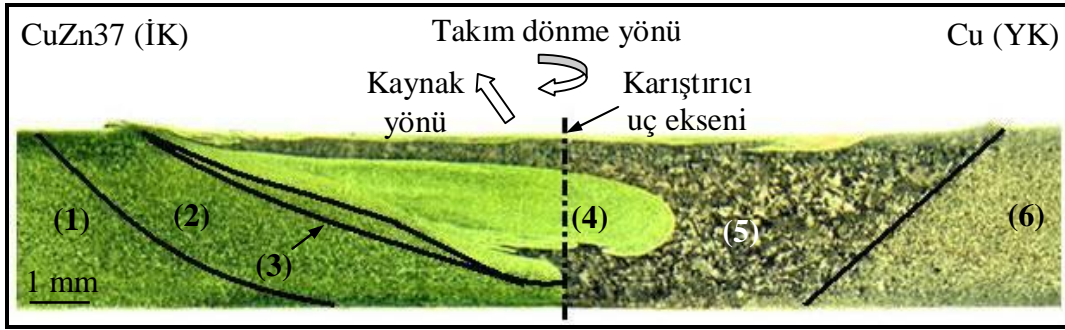
Şekil 6.13. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-ITAB, (5) CuZn37 ana metal (YK)



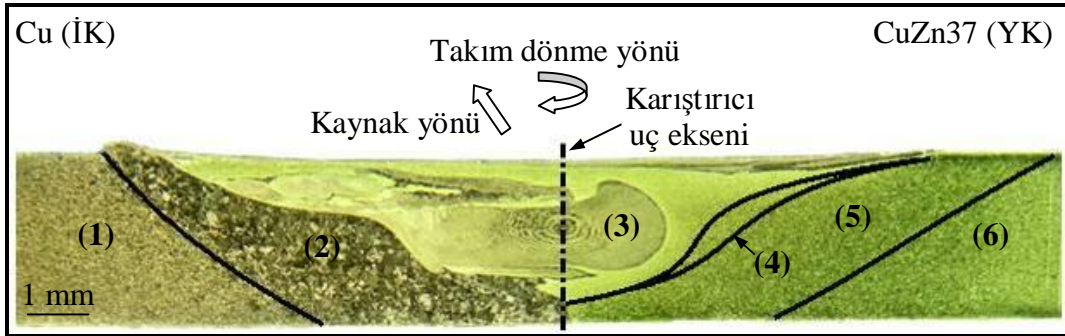
Şekil 6.14. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)



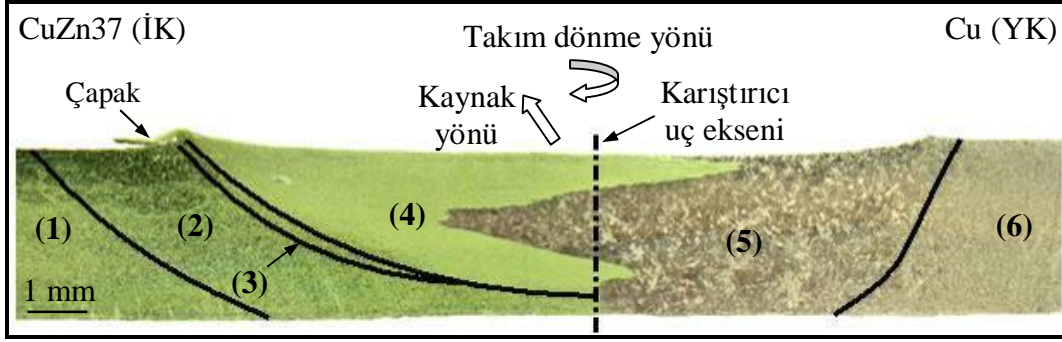
Şekil 6.15. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-TMEB, (5) CuZn37-ITAB, (6) CuZn37 ana metal (YK)



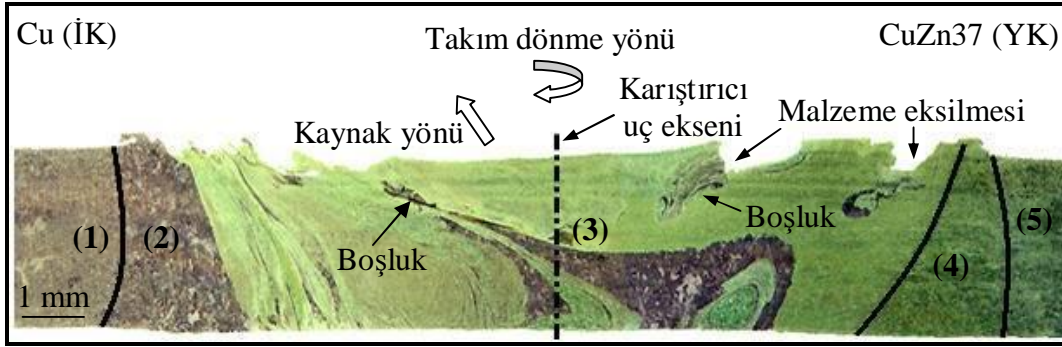
Şekil 6.16. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)



Şekil 6.17. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-TMEB, (5) CuZn37-ITAB, (6) CuZn37 ana metal (YK)



Şekil 6.18. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) CuZn37 ana metal (İK), (2) CuZn37-ITAB, (3) CuZn37-TMEB, (4) KM, (5) Cu-ITAB, (6) Cu ana metal (YK)



Şekil 6.19. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin makroyapı resmi ve farklı mikroyapı bölgelerinin sınıflandırılması; (1) Cu ana metal (İK), (2) Cu-ITAB, (3) KM, (4) CuZn37-ITAB, (5) CuZn37 ana metal (YK)

Farklı kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmelerde meydana gelen kaynak bölgeleri, dağlama sonrası rahatlıkla görülebilmektedir. Bu kaynak bölgeleri genel olarak, alt kısımlarda dar, takım omuz kısmının temas ettiği üst kısımlarda ise daha genişleyen bir görünüm sergilemektedir.

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgelerinde mikroyapısal değişimlerin olduğu belirlenmiştir. Farklı kaynak parametreleri kullanılarak yapılan birleştirmelerde benzer mikroyapı bölgeleri elde edilmesine rağmen, levha konumlarının değiştirilmesi, makroyapı bölgelerinin de değişmesine neden olmuştur. Dolayısıyla, CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmelerinde genelde ortak mikroyapı bölgeleri meydana gelmesine rağmen, karışıklıklara neden olmamak için levha

konumları dikkate alınarak kaynak bölgelerinin tanımlamaları yapılmıştır. Dağlama reaktifi ile tespit edilebilen bu mikroyapı bölgeleri aşağıdaki gibi tanımlanmıştır.

CuZn37/Cu birleştirmelerinin kaynak bölgelerindeki mikroyapı bölgeleri;

- CuZn37 ana metal: Birleştirme sırasındaki ısı ve deformasyondan etkilenmeyerek mikroyapısının değişmediği, kaynağın ilerleme kenarında olan bölgedir.
- CuZn37-ITAB: Maruz kaldığı ısı etkisi sonucu, CuZn37 ana metale göre daha iri tane yapısına sahip olan, kaynağın ilerleme kenarındaki bölgedir.
- CuZn37-TMEB: Isı ve deformasyon etkisiyle yön değiştirerek uzamış tane yapısına sahip olan ve CuZn37 levha tarafında meydana gelen termo-mekanik olarak etkilenmiş bölgedir.
- KM: Yüksek ısı ve yoğun plastik deformasyonun etkisi altında kalan ve Cu ile CuZn37 malzemelerin karışımından meydana gelen, yeniden kristalleşmiş ince tane yapısına sahip olan bölgedir.
- Cu-ITAB: Yığılma kenarına sabitlenen Cu levha tarafında meydana gelen ve Cu ana metale göre daha iri tane yapısına sahip olan ısı tesiri altındaki bölgedir.
- Cu ana metal: Birleştirme sırasındaki ısı ve deformasyondan etkilenmeyerek mikroyapısının değişmediği, kaynağın yığılma kenarında kalan bölgedir.

Cu/CuZn37 birleştirmelerinin kaynak bölgelerindeki mikroyapı bölgeleri;

- Cu ana metal: Birleştirme sırasında, ısı ve deformasyondan etkilenmeyerek mikroyapısının değişmediği, kaynağın ilerleme kenarında olan bölgedir.
- Cu-ITAB: İlerleme kenarına yerleştirilen Cu levha tarafında meydana gelen ve Cu ana metale göre daha iri tane yapısına sahip olan ısı tesiri altındaki bölgedir.

- KM: Yüksek ısı ve yoğun plastik deformasyon etkisi sonucunda Cu ve CuZn37 malzemelerinin karışımından meydana gelen, yeniden kristalleşmiş ince tane yapısına sahip olan bölgedir.
- CuZn37-TMEB: Isı ve plastik deformasyon etkisiyle sahip olduğu tanelerin yön değiştirerek uzadığı, kaynağın yığılma kenarındaki termo-mekanik olarak etkilenmiş bölgedir.
- CuZn37-ITAB: Kaynak sırasındaki ısının etkisi altında kalan ve CuZn37 ana metale göre daha iri tane yapısına sahip, kaynağın yığılma kenarında bulunan bölgedir.
- CuZn37 ana metal: Isı ve deformasyondan etkilenmediği için mikroyapısının değişmediği, kaynağın yığılma kenarında olan bölgedir.

Makroyapı incelemeleri sonucunda birleştirmelere ait mikroyapı bölgelerinin, takım dönme hızına ve birleştirilen Cu ve CuZn37 levha konumlarına göre farklılıklar gösterdiği tespit edilmiştir. Örneğin; en düşük takım dönme hızına sahip 400/22 CuZn37/Cu ve 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerinin ne ilerleme ne de yığılma kenarında, plastik deformasyon sonucu yön değiştirerek uzamış tanelerin oluşturduğu TMEB mikroyapı bölgesinin meydana gelmediği görülmüştür. Diğer birleştirmelerin gerek ilerleme gerekse yığılma kenarındaki CuZn37 levha tarafında ise TMEB yapısının oluştuğu tespit edilmiştir. Bununla birlikte, bütün birleştirmelerin ilerleme ve yığılma kenarlarına sabitlenen Cu levhalarda TMEB yapısının oluşmadığı da görülmüştür.

Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre olan konumlarının (ilerleme ve yığılma kenarı), KM mikroyapı özelliklerinin yanı sıra, KM geometrik şeklinin değişmesine sebep olduğu belirlenmiştir. Örneğin; 400/22 Cu/CuZn37 ve 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerinin KM'leri ile 400/22 CuZn37/Cu ve 800/22 CuZn37/Cu birleştirmelerinin KM'leri karşılaştırıldığında, CuZn37 levhanın ilerleme kenarına sabitlendiği durumda, daha karmaşık bir KM mikroyapısı ve geometrik şekli meydana gelmiştir. Bu tarzdaki karmaşık KM'de, karıştırıcı uç ve omuz

kısımının dönme hareketi ile Cu ve CuZn37 malzemenin daha fazla plastik deformasyona uğrayarak birbiriyle karıştığı ve girdap benzeri bir yapının oluştuğu görülmüştür. Ayrıca, böyle karmaşık bir yapıya sahip olan KM'lerin, farklı boyutlarda bakırca zengin tabakalar ve parçacıkları içerdiği de tespit edilmiştir.

Birleştirmelerin kaynak bölgelerinde, malzeme taşınmasının daha çok takım omuz kısmına yakın bölgelerde meydana geldiği görülmüştür. Dolayısıyla bu bölgelerde, karıştırıcı ucun dönme hareketinin yanı sıra, takım omuz kısmının dönme hareketinin de malzeme taşınmasında etkili olduğu sonucuna varılmıştır. Bununla birlikte, karıştırıcı uç eksenine ya da bir başka ifadeyle kaynak merkezi dikkate alındığında, takım dönme yönünün de Cu ve CuZn37 malzemelerin taşınmasında etkili olduğu görülmüştür. Birleştirmelerin makroyapı resimlerinde görülebileceği gibi, genel olarak yığılma kenarındaki Cu veya CuZn37 malzeme ilerleme kenarına doğru taşınmıştır. KM mikroyapı bölgesi ise ilerleme kenarına doğru daralarak uzamıştır. Ancak, özellikle 400/22 Cu/CuZn37 ve 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerinde görülen KM içerisine karışmış olan Cu malzeme, hemen hemen KM merkezi çevresinde kalmıştır. Bu şekildeki bir yapı oluşumunda, sağa ve sol helis dışı açılarak imal edilen karıştırıcı uç geometrisinin etkili olduğu düşünülmektedir.

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalara ait numunelerinin dağlanması sonucu elde edilen makroyapı görünümünde, Cu malzeme ile KM arasındaki ara yüzey geçişinin oldukça belirgin olduğu görülmektedir. CuZn37 malzeme ile KM arasındaki ara yüzey geçişi ise biraz daha zor ayırt edilebilmektedir.

Makroyapı incelemeleri sonucunda, kaynak bölgelerinde tespit edilen mikroyapı bölgeleri oluşumlarındaki farklılıklara aşağıdaki faktörlerin neden olduğu tahmin edilmektedir:

- Cu ve CuZn37 malzemelerin sahip oldukları farklı ısıl ve kimyasal özellikler,
- Farklı kaynak parametrelerinin neden olduğu ısı dağılımındaki ve plastik deformasyon yoğunluğundaki değişimler,

- Cu ve CuZn37 levhaların takım ilerleme-dönme yönüne göre sabitlendikleri konumlar (yığıma veya ilerleme kenarı).

6.5. Kaynak Bölgelerinin Mikroyapı Karakterizasyonu

Bu bölümde, 400, 600, 800, 1000/22 kaynak parametrelerinde birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgelerinde tespit edilen mikroyapı bölgelerinin, OM ve SEM kullanılarak yapılan incelemeleri verilmiştir. Cu ve CuZn37 ana metallerin mikroyapı özellikleri her birleştirme için benzerlik göstereceğinden, öncelikle bu bölgelerin mikroyapıları değerlendirilmiştir. Daha sonra ise farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen her bir numunenin kaynak bölgelerine ait mikroyapı özellikleri incelenmiştir. Bölüm 6.4’de genel olarak ifade edilen mikroyapı bölgeleri, OM’de daha da büyütülerek, farklı her bölgeyi birbirinden ayıran özellik ve benzerlikler ile tane boyutu dağılımları incelenmiştir. Ayrıca, kaynak bölgelerinde SEM-EDS analizler gerçekleştirilerek, özellikle yüksek ısı ve deformasyona maruz kalan KM’deki Cu ve Zn element içeriklerindeki değişimler belirlenip, değerlendirilmiştir.

6.5.1. Cu ve CuZn37 ana metallerin mikroyapı özellikleri

SKK sırasında ısı ve deformasyondan etkilenmemiş bölge olarak tanımlanan Cu ve CuZn37 ana metallerin mikroyapıları, tüm numunelerde benzer özellikler göstereceğinden, ana metallerin mikroyapı özellikleri bu başlık altında toplanmıştır.

Şekil 6.20, Cu ve CuZn37 ana metallerin OM’de çekilmiş mikroyapı resimlerini göstermektedir. Cu ana metal, ortalama 18 μm boyutlarda eş-eksenli tanelere sahip olup, bazı tanelerin deformasyon ikizleri içerdiği tespit edilmiştir. CuZn37 ana metalin ise, ortalama 20 μm boyutlarda eş-eksenli tanelere sahip olduğu ve yine bazı tanelerde ikizlenmelerin meydana geldiği görülmüştür. Her iki ana metalin mikroyapılarında belirlenen ikiz içeren tane örnekleri Şekil 6.20’de ok işaretleriyle gösterilmiştir. Ayrıca, CuZn37 ana metale ait mikroyapı bölgesindeki tane boyutlarının birbirinden farklı olduğu ve bu tanelerin mikroyapı içerisindeki dağılımlarının da homojen olmadığı görülmüştür.

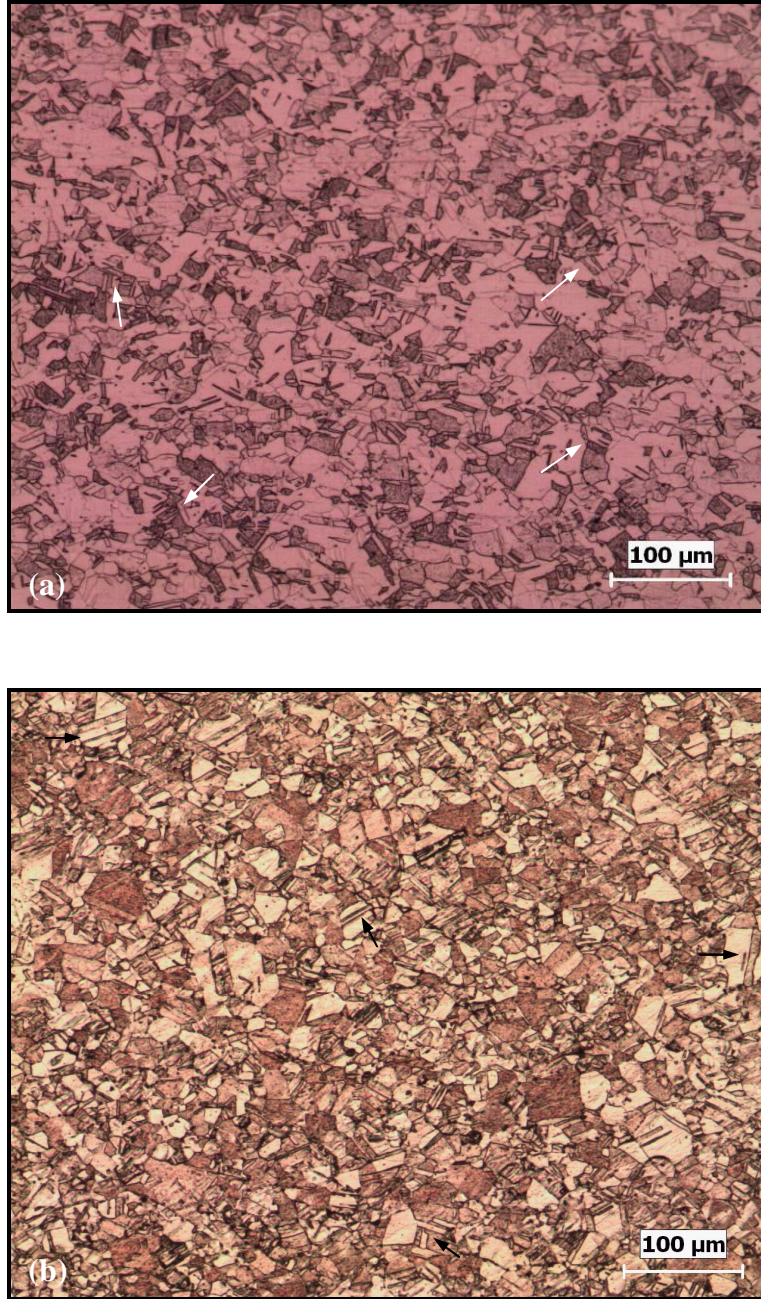
6.5.2. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

22 mm/dak kaynak hızı ve 400 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen CuZn37/Cu numunesinin kaynak bölgesine ait mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında değerlendirilmiştir.

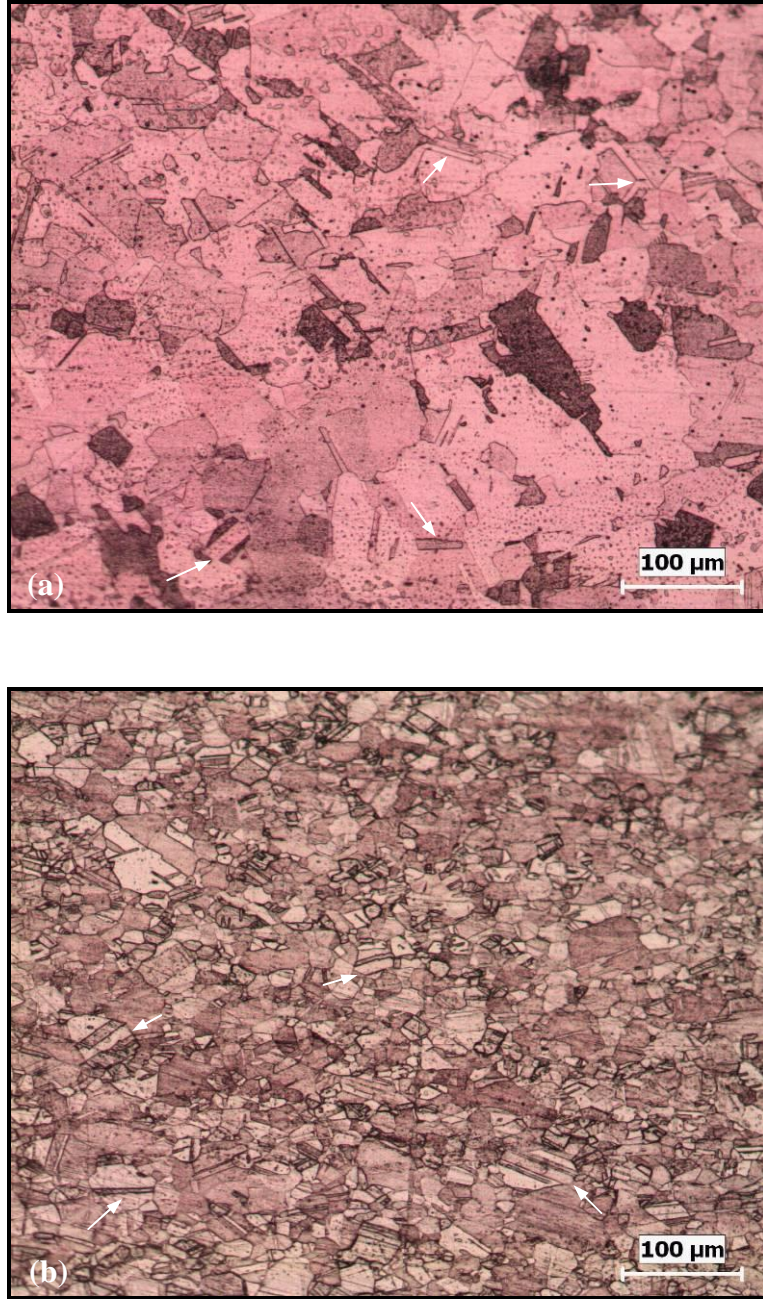
6.5.2.1.Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

Cu-ITAB, yığma kenarında bulunan Cu ana metal ile KM arasında meydana gelmiştir. Bu bölgenin en belirgin özelliği, Cu ana metal ile karşılaştırıldığında daha iri tane yapısına sahip olmasıdır. Kaynak işlemi sırasında, Cu-ITAB'daki sıcaklık değerinin 360°C'nin üzerine çıkmasıyla, tavlama etkisi sonucu bu bölgedeki tanelerin irileştiği düşünölmektedir. Sıcaklığın tavlama etkisiyle tanelerin irileştiği bu bölgeye, Cu-ITAB adı verilmiştir (şekil 6.21a). Cu ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık olarak 18 μm iken, bu bölgenin ortalama tane büyüklüğü Cu ana metalinin hemen hemen üç katına çıkarak yaklaşık 60 μm olmuştur. Ayrıca, Cu ana metale benzer şekilde, bu mikroyapı bölgesinde de örnekleri ok ile gösterilen ikiz yapıları içeren taneler belirlenmiştir.

Benzer bir mikroyapı değişimi, ilerleme kenarında bulunan CuZn37 ana metal ile KM arasında kalan bölgede gerçekleşmiştir. Bu bölgede de Cu-ITAB'a benzer şekilde tane irileşmesi meydana gelmiştir. Kaynak sırasındaki 398°C üzerindeki sıcaklık artışının neden olduğu tavlama etkisi sonucu, tane irileşmesinin göröldüğü bu bölgeye CuZn37-ITAB denilmiştir (şekil 6.21b). CuZn37 ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 20 μm iken, CuZn37-ITAB'ın ortalama tane büyüklüğü 25 μm olmuştur. Bu bölge içerisindeki farklı boyutlara sahip tanelerin de ikiz yapıları içerdiiği görölmektedir.



Şekil 6.20. Birleştirilen levhaların OM mikroyapı resimleri; (a) Cu ana metal ve (b) CuZn37 ana metal



Şekil 6.21. 400/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

Mikroyapı resimlerinden de anlaşılacağı gibi, Cu-ITAB'daki taneler, CuZn37-ITAB'daki tanelere göre daha fazla oranda irileşmiştir. Bu durumun hangi sebepten dolayı meydana gelebileceği ile ilgili yapılan literatür araştırmaları, plastik şekil değiştirmeye karşı daha mukavemetli olan metallere tavlama etkisi ile meydana gelen tane irileşme oranının daha düşük olduğunu göstermiştir [150]. Dolayısıyla bu tespiti dayanılarak, alaşımlandırma sonucu mukavemet artışı elde edilen CuZn37

malzemenin ITAB'ında daha az tane irileşmesinin, plastik şekil değiştirme kabiliyeti yüksek olan saf Cu'nun ITAB'ında ise daha fazla oranda tane irileşmesinin meydana geldiği tahmin edilmektedir.

Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB, kaynak bölgesi içerisinde sahip oldukları bölgelerin genişliği açısından değerlendirildiğinde, Cu-ITAB'ın daha geniş bir alanda meydana geldiği görülmektedir (Bkz. Şekil 6.12). Bu şekildeki daha geniş bir ITAB oluşumu, Cu malzemenin CuZn37 malzemeye göre sahip olduğu daha yüksek ısı iletim katsayısına bağlanmıştır. Çünkü takım omuz kısmı ve karıştırıcı uç tarafından üretilen sürtünme ısı, ısı transferi prensiplerine göre Cu levhadaki tanelere daha fazla iletilmiştir [151]. Böylece, daha geniş bir alanda ve daha iri tanelerin oluşturduğu Cu-ITAB meydana gelmiştir.

Cu-ITAB, yığma kenarındaki Cu levha yüzeyine temas eden takım omuz kısmının altında kalan bölgeden alt kısma doğru daralarak meydana gelmiştir. Ayrıca omuz kısmı altında kalan bir miktar iri taneli bakırın, CuZn37 levha tarafına (İK) doğru daralarak uzadığı da görülmektedir. Daha önce de ifade edildiği gibi, Cu-ITAB ile KM ara yüzey geçişi dağlama sonrası rahatlıkla görülebilmektedir. CuZn37-ITAB ise tamamen kaynağın ilerleme kenarındaki pirinç levhada ve daha dar bir alanda meydana gelmiştir. Bu bölgenin diğer mikroyapı bölgeleri ile geçişleri, Cu-ITAB'daki kadar belirgin olmamıştır.

6.5.2.2.TMEB

Bölüm 3.8'de detaylı olarak anlatılan termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB), KM ile ITAB arasında yer alan ve içerdiği tanelerin yön değiştirerek uzamasıyla karakterize edilmektedir. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait numunenin OM incelemesinde böyle bir mikroyapı oluşumu, kaynağın ne ilerleme kenarında ne de yığma kenarında tespit edilememiştir. Bu durumun, muhtemelen nispeten düşük takım dönme hızına bağlı olarak kaynak bölgesinde daha az ısı oluşumu sonucu meydana geldiği düşünülmektedir. Çünkü kaynak bölgesine daha az bir ısı girdisi, karıştırıcı uç tarafından gerçekleştirilen plastik deformasyon işleminin

zorlaşması anlamına gelmektedir. Bu nedenle, TMEB mikroyapısı nispeten düşük takım dönme hızlarında meydana gelmeyebileceği tahmin edilmektedir.

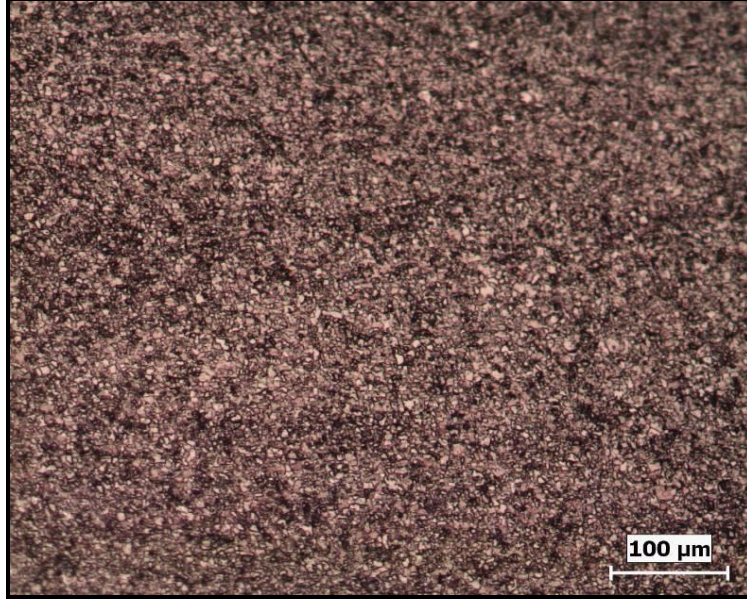
400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin her iki tarafında da belirgin bir TMEB yapısının görülmemesi, literatürde belirtilen bazı deneysel çalışmalarla da benzerlik göstermektedir. Özellikle, aynı alaşıma sahip metallerin SKK yöntemiyle birleştirilmesinde böyle bir durumdan bahsedilmiştir. Lee ve Jung [15], saf Cu levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmesi sonrasında belirgin bir TMEB yapısının tespit edilmediğini belirtmiştir. Meran [133], SKK ile birleştirme sonrası CuZn30 levhaların kaynak bölgesinde açıkça belirtmemesine rağmen, TMEB yapısı görülemediği. Benzer şekilde Lienert ve diğ. [11], AISI 1018 çeliğin SKK ile birleştirilmesinde, kaynak sonrası çelik malzemenin soğuması sırasında alüminyum alaşımlardan farklı olarak gösterdiği allotropik dönüşümün, TMEB oluşumunu engelleyebileceğinden bahsetmiştir. Zhang ve diğ. [46] ise Ti-6Al-4V alaşımı levhalarda, muhtemelen kaynak sırasındaki ısıl çevrime bağlı faz dönüşümü sebebiyle, TMEB yapısının görülmediğini ifade etmiştir.

6.5.2.3. KM

Bu bölümde, OM, SEM-EDS analiz sonuçları yardımıyla KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri ele alınmıştır.

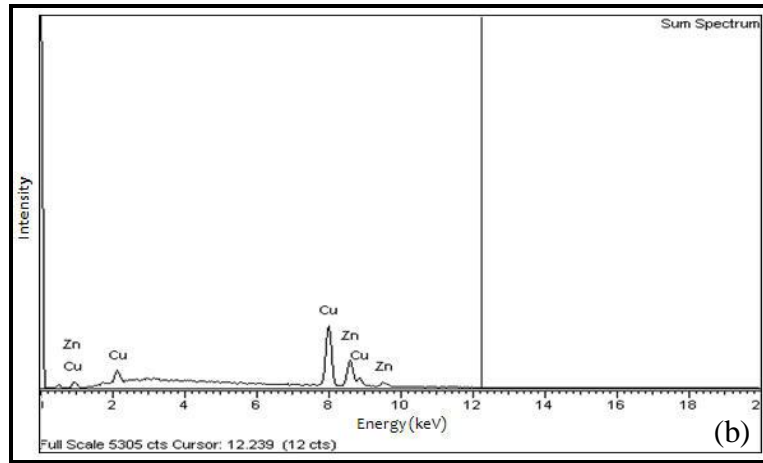
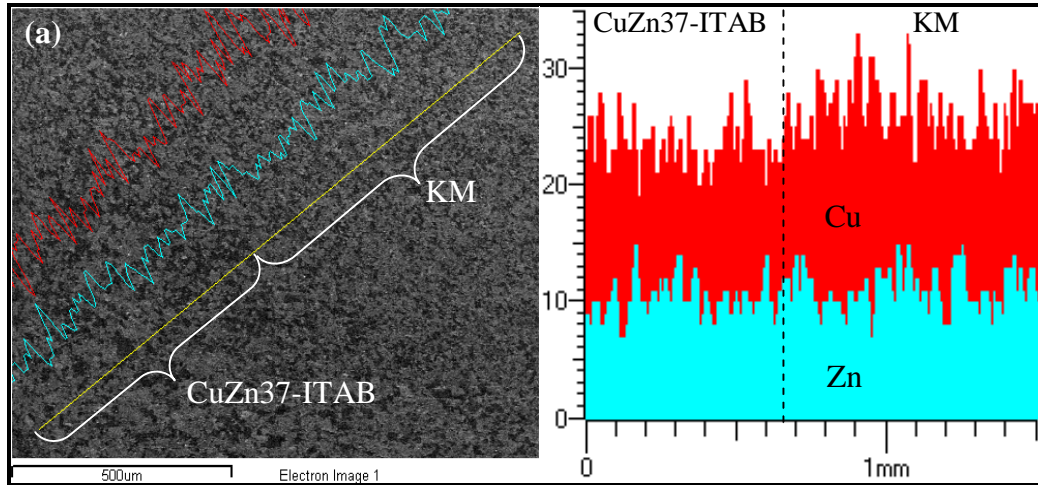
Mikroyapı özellikleri: Şekil 6.22'de, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde meydana gelen KM'nin, OM ile çekilmiş mikroyapı resmi gösterilmektedir. Mikroyapı resmine göre, Cu ve CuZn37 malzemelerin karışımından oluşan KM'de, CuZn37 tanelerinin yeniden kristalleşme sonucu incelendiği ve ortalama 5 µm büyüklüklerde olduğu belirlenmiştir. Fakat ilginç bir şekilde bu KM içerisinde, yeniden kristalleşmiş ince taneli Cu malzeme tespit edilmemiştir. Bu durumun, farklı ısıl ve mekanik özelliklere sahip metallerin SKK yöntemiyle birleştirilmesinde, bileşenlerden sadece birinin KM içerisinde yeniden kristalleşme sonucu tane incelmesi gösterebileceğini ortaya koyması açısından önemli olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM

karakteristiğinin, nispeten homojen bir dağılım gösteren ince taneli CuZn37 malzeme oluşumuyla belirlendiği söylenebilir.



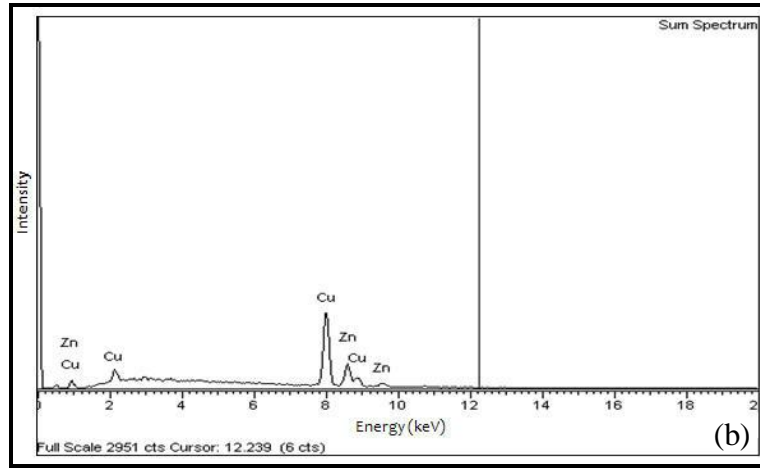
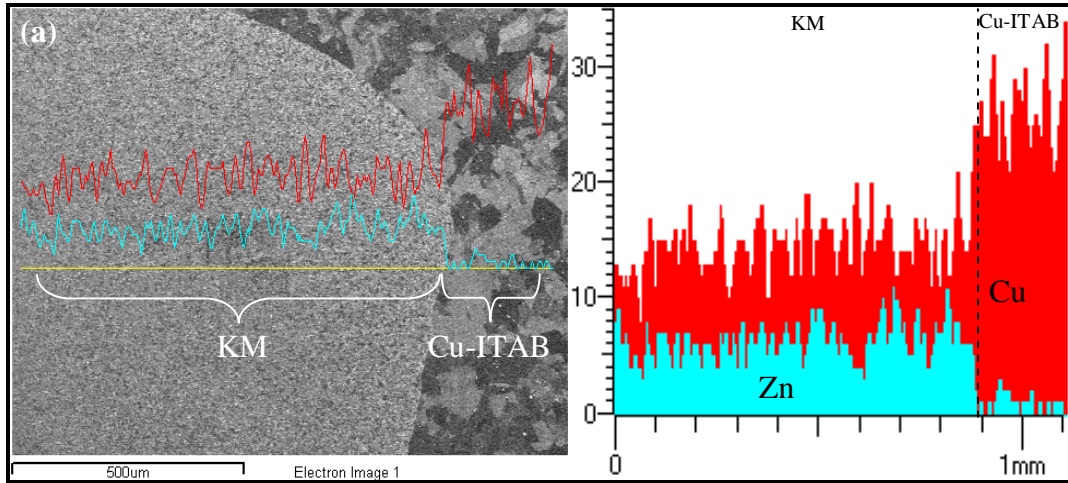
Şekil 6.22. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi

Şekil 6.23 ve Şekil 6.24, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait numunenin mikroyapı bölgelerinden alınan çizgisel EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 6.23'deki çizgisel element analizinde, farklı sıcaklık ve deformasyona maruz kalmış CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarının, Cu ve Zn içeriklerinin karşılaştırılması yapılmıştır. Her iki bölgedeki Cu içeriğinde dikkat çekici bir değişim tespit edilmemiş olup, sadece CuZn37-ITAB'dan KM'ye geçiş sonrası Cu piklerinde az bir miktar artışın olduğu görülmektedir. KM'deki Zn içeriği incelendiğinde ise, bu bölgedeki Zn'nin CuZn37-ITAB ile hemen hemen benzer olduğu söylenebilir. Bunun anlamı, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM'de önemli bir Zn azalmasının meydana gelmemiş olmasıdır. Dolayısıyla SKK ile birleştirme sonrası böyle bir durum, Cu ve Zn alaşımı olan pirinç malzemedan beklenen kimyasal ve mekanik özelliklerin korunması açısından önemli bir avantaj olarak kabul edilebilir.



Şekil 6.23. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

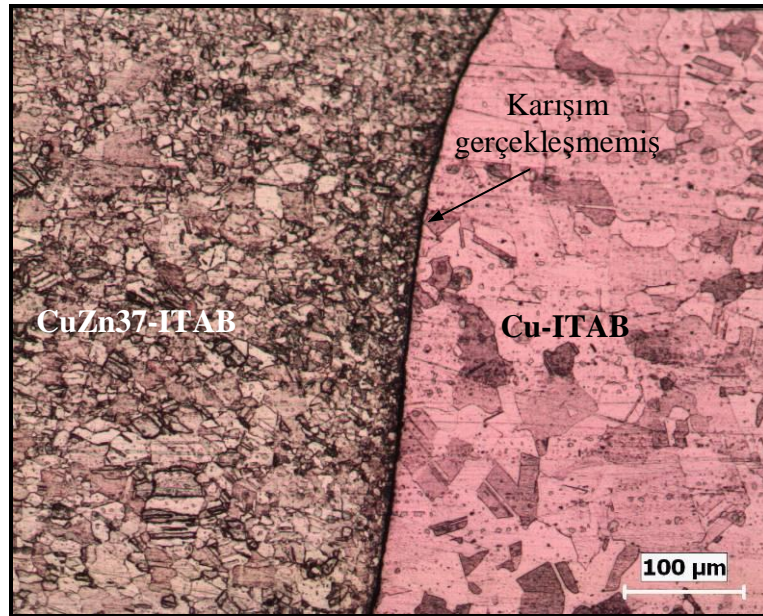
Şekil 6.24'de, KM ve Cu-ITAB mikroyapılarında gerçekleştirilen EDS analizi sonuçları gösterilmektedir. KM içerisinde geniş bir aralıkta alınan çizgisel analize göre, bu bölgedeki Zn içeriğinde belirgin bir değişiklik tespit edilmemiştir. Ancak, KM'den Cu-ITAB'a belirgin bir ara yüzey geçişi sonrasında Zn'nin yok denilecek kadar azaldığı belirlenmiştir. Ara yüzey geçişi sonrasında, Cu-ITAB'ın esas olarak Cu'dan meydana geldiği görülmüştür.



Şekil 6.24. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: Ağırlıklı olarak kaynağın merkezinde meydana gelen KM'nin, şekil itibariyle oval bir görünüme sahip olduğu ve takım omuz kısmının temas ettiği CuZn37 levhanın üst kısmına doğru daralarak uzadığı görülmektedir. Böyle bir KM geometrik şekli oluşumuna, SKK yöntemiyle birleştirmelerde sıklıkla rastlanmaktadır (Bkz. Bölüm 3.8). Bununla birlikte, 400/22 CuZn37/Cu numunesinin KM'de, daha önce Bölüm 3.8.4'de detaylı olarak anlatılan ve örnek mikroyapı resmi Şekil 3.11'de gösterilen, belirgin bir eş-merkeze sahip soğan halkaları yapısı oluşumu tespit edilmemiştir.

Kaynak kök kısmı: 400/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kaynak kök kısmı, Şekil 6.25’de gösterilmektedir. Bölüm 6.4’de anlatılan makroyapı incelemelerine ait resimlerde görülmeyen, kök nüfuziyetsizliğinin varlığı OM incelemesinde tespit edilmiştir. Burada, yetersiz karışım ve deformasyona bağlı olarak tam bir birleşmenin meydana gelmediği görülmektedir. Bu şekilde bir kaynak kök kısmı oluşumuna, nispeten düşük takım dönme hızının ve uygun olmayan karıştırıcı uç batma derinliğinin neden olduğu düşünülmektedir. Şekilden de görülebileceği gibi bu bölge, iri taneli Cu-ITAB (YK) ile birlikte, yine iri taneli CuZn37-ITAB ve ara yüzey geçişi yakınında nispeten ince taneli CuZn37’den oluşmuştur.



Şekil 6.25. 400/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.3. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

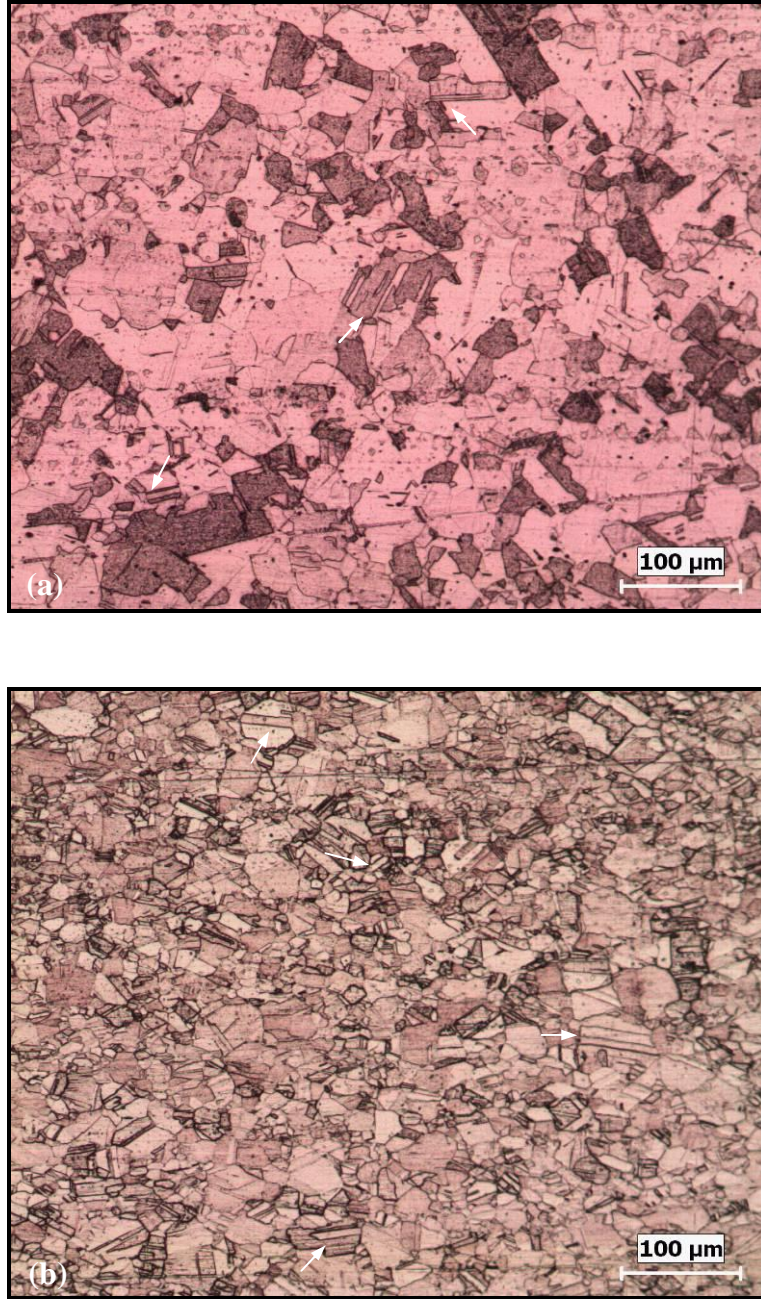
22 mm/dak kaynak hızı ve 400 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen Cu/CuZn37 numunesinin kaynak bölgesine ait mikroyapı bölgelerinin değerlendirilmesi Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında değerlendirilmiştir.

6.5.3.1.Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

Cu-ITAB mikroyapısı, ilerleme kenarındaki Cu ana metal ile KM arasında meydana gelmiş olup, Cu ana metale göre daha iri tane yapısına sahiptir. Kaynak işlemi sırasında, Cu-ITAB'ın maruz kaldığı 388°C'nin üzerindeki sıcaklığın tavlama etkisiyle bu bölgedeki taneler irileşmiştir. Cu ana metale göre tane irileşmesinin görüldüğü bu bölgeye, Cu-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.26a). Cu ana metal yaklaşık 18 µm ortalama tane büyüklüğüne sahipken, Cu-ITAB'ın ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 65 µm olmuştur. Bununla birlikte, 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB'ında, mikroyapı resminde ok işaretiyle gösterilen ikiz yapısı içeren taneler tespit edilmiştir.

400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin yığılma kenarında bulunan CuZn37 ana metal ile KM arasındaki bölgede de tane irileşmesinin gerçekleştiği belirlenmiştir. Kaynak sırasındaki sıcaklık artışının 391°C'nin üzerine çıkması nedeniyle meydana gelen tavlama etkisi sonucu tanelerin irileştiği bu bölgeye, CuZn37-ITAB denilmiştir (Şekil 6.26b). CuZn37 ana metal ortalama 20 µm büyüklüklerdeki tanelerden oluşmakta iken, CuZn37-ITAB'ın ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 25 µm olmuştur. Bu bölgeyi meydana getiren farklı boyutlara sahip bazı tanelerde de, mikroyapı resminde örnekleri okla gösterilen ikiz yapıları tespit edilmiştir.

400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine benzer şekilde, bu birleştirmede de Cu-ITAB tanelerinin CuZn37-ITAB tanelerine göre çok daha fazla irileştiği görülmektedir. Aynı şekilde Cu-ITAB, CuZn37-ITAB'a göre daha geniş bir alanda meydana gelmiştir (Bkz. Şekil 6.13). CuZn37-ITAB'a göre Cu-ITAB'da tane irileşmesi oranının daha yüksek olmasının ve daha geniş bir alanda ITAB oluşumunun, daha önce Bölüm 6.5.2.1'de anlatılan nedenlerden kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 6.26. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

Cu-ITAB, ilerleme kenarında bulunan Cu levhaya temas eden takım omuz kısmı kenarının hemen dışındaki daha dar bir alanda meydana gelmiş ve kaynak kök kısmına doğru uzanmıştır. Cu-ITAB'ın, Cu ana metal ve KM ile ara yüzey geçişleri oldukça belirgindir. CuZn37-ITAB mikroyapısı ise yığılma kenarındaki CuZn37 levha tarafında ve yine Cu-ITAB'a göre daha dar bir alanda oluşmuştur. Bu bölgenin ise diğer mikroyapı bölgeleri ile ara yüzey geçişleri Cu-ITAB'daki kadar net olmamıştır.

6.5.3.2.TMEB

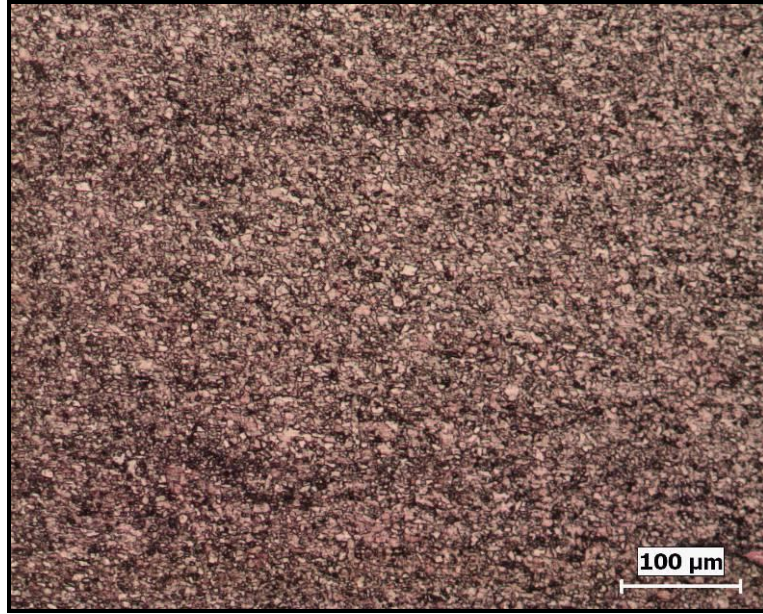
400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunede de, 400/22 CuZn37/Cu'ya benzer özellikler görölmüş ve daha önce ifade edilen nedenlerden dolayı belirgin bir TMEB'in varlığı tespit edilememiştir.

6.5.3.3.KM

Bu bölümde, OM, SEM-EDS analiz sonuçları yardımıyla KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri incelenmiştir.

Mikroyapı özellikleri: Daha önce bahsedildiği gibi, SKK ile birleştirilen farklı özelliklere sahip levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre, ilerleme veya yığma kenarına sabitlenmeleri KM özelliklerini etkileyebilmektedir. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde de Cu ve CuZn37 levhaların, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine göre konumlarının değiştirilmesi, bu birleştirmede farklı bir KM'nin oluşumuna neden olduğu görölmüştür.

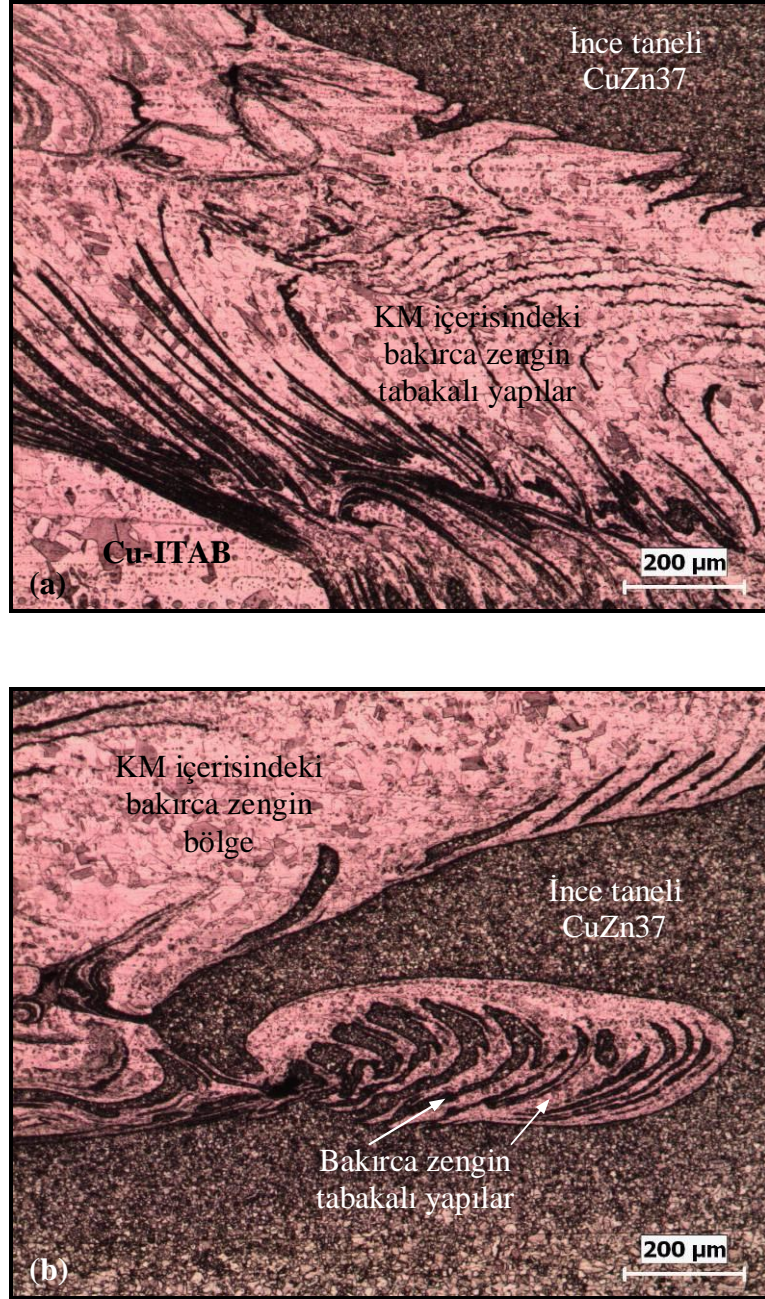
Şekil 6.23'deki makroyapı resminde görülebileceği gibi, 400/22 Cu/CuZn37 numunesinin KM'i, Cu ve CuZn37 malzemelerin karışımından meydana gelmiştir. CuZn37, yeniden kristalleşme sonucu ortalama 5,5 µm boyutlarda ince taneli bir yapı özelliği gösterirken, Cu malzemenin bu ince taneli CuZn37 yapısı içerisine büyük parçalar halinde sürüklenerek karıştığı görölmüştür. Şekil 6.27, KM oluşumunda bir çeşit matris özelliği gösteren ince taneli CuZn37'nin OM mikroyapı resmini göstermektedir. Şekil 6.28'de ise, KM yapısındaki ısı ve plastik deformasyon sonucu bakırca zengin malzemenin taşınmasıyla meydana gelen mikroyapı gösterilmektedir. Karıştırıcı ucun dönme hareketi sonucu, ilerleme kenarındaki Cu levhadan koparılan ve KM içerisine bir malzeme akışı şeklinde sürüklenen Cu malzeme, ince taneli CuZn37 ile iç içe girerek girdap benzeri bir yapı oluşturmuştur. Bakırca zengin bu bölgelerin genel olarak, tabakalar şeklinde dizildiği ve homojen olmayan bir görünüm sergilediğini söylemek mümkündür.



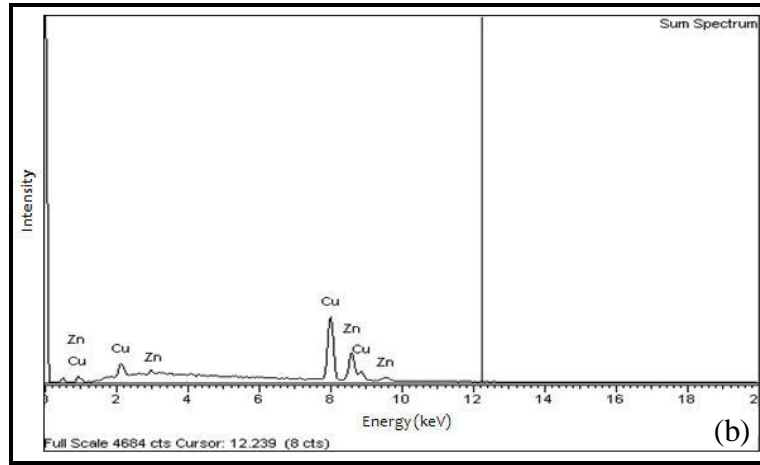
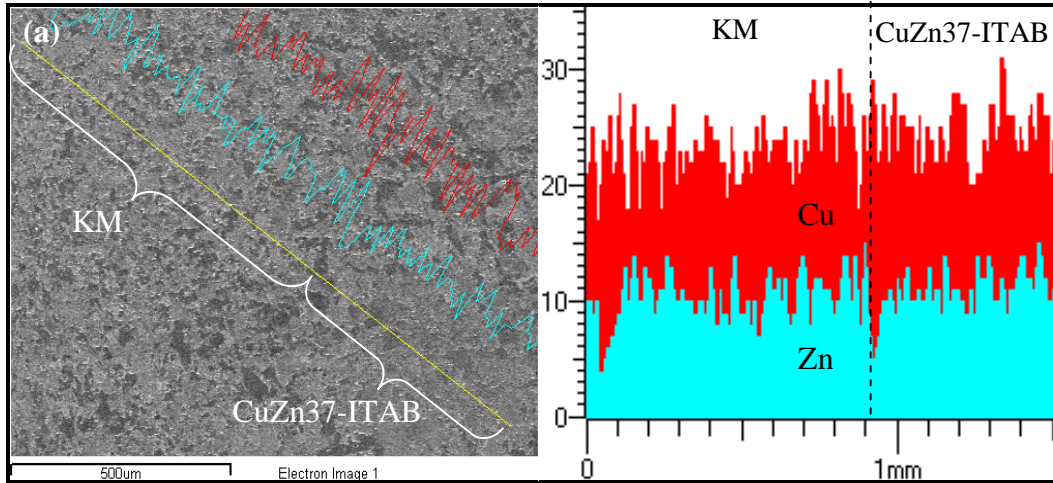
Şekil 6.27. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM'deki ince taneli CuZn37 matrisin OM mikroyapı resmi

400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine benzer şekilde, bu birleştirmenin KM içerisinde yeniden kristalleşmiş ince taneli Cu yapısı tespit edilmemiştir. Ancak, KM içerisine karışmış olan bakırca zengin malzemenin tane büyüklüğünün, ilerleme kenarındaki Cu-ITAB tanelerine göre oldukça küçük olduğu söylenebilir. Bu durum, KM içerisindeki bakırca zengin malzemenin ısıtım sırasında, Cu-ITAB tanelerine göre daha hızlı soğumaya maruz kaldığının da göstergesi olarak kabul edilebilir.

Şekil 6.29'da, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarında gerçekleştirilen EDS analizi sonuçları gösterilmektedir. Her iki mikroyapı bölgesindeki Cu ve Zn element içerikleri karşılaştırıldığında, kayda değer bir farklılık veya değişim tespit edilmemiştir.

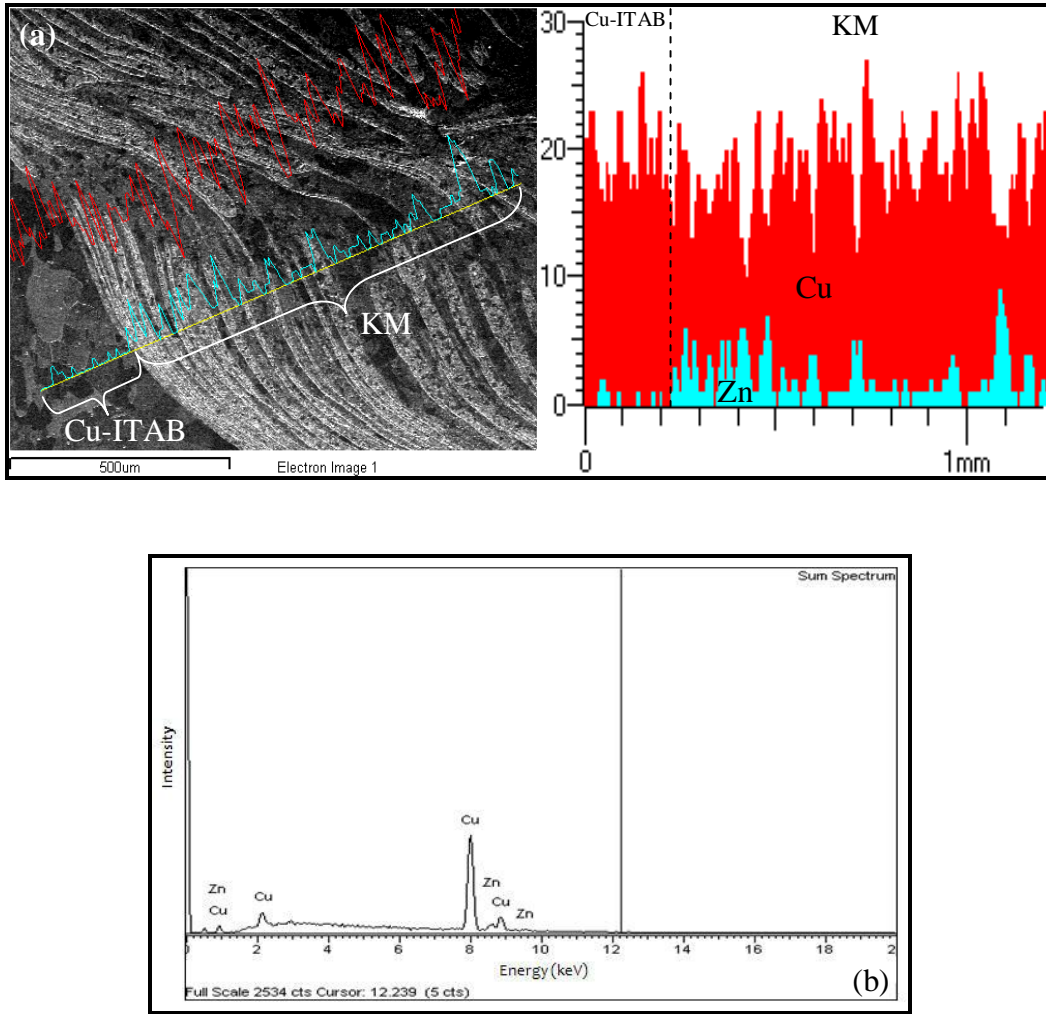


Şekil 6.28. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait KM'deki ince taneli CuZn37 matris içerisine karışmış; (a) ilerleme kenarındaki ve (b) yığıma kenarındaki bakırca zengin yapıların OM resimleri



Şekil 6.29. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM ve CuZn37-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

Şekil 6.30 ise Cu-ITAB ile KM mikroyapı bölgelerini kapsayan EDS analizlerinde tespit edilen Cu ve Zn içeriklerinin değişimini göstermektedir. Cu-ITAB'da Zn elementinin yok denilecek kadar az olduğu, Cu-ITAB'dan KM'ye ara yüzey geçişi sonrası ince taneli CuZn37 içerisinde ise arttığı görülmektedir. Fakat KM içerisindeki tabakalar halinde dizilmiş bakırca zengin bölgelerin varlığı Zn içeriğini gösteren pik dağılımında dalgalanmalara neden olmuştur. Dolayısıyla, Zn'nin bakırca zengin bölgelerde (koyu renk) azaldığı, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 matris yapısında (açık renk) ise arttığı belirlenmiştir.

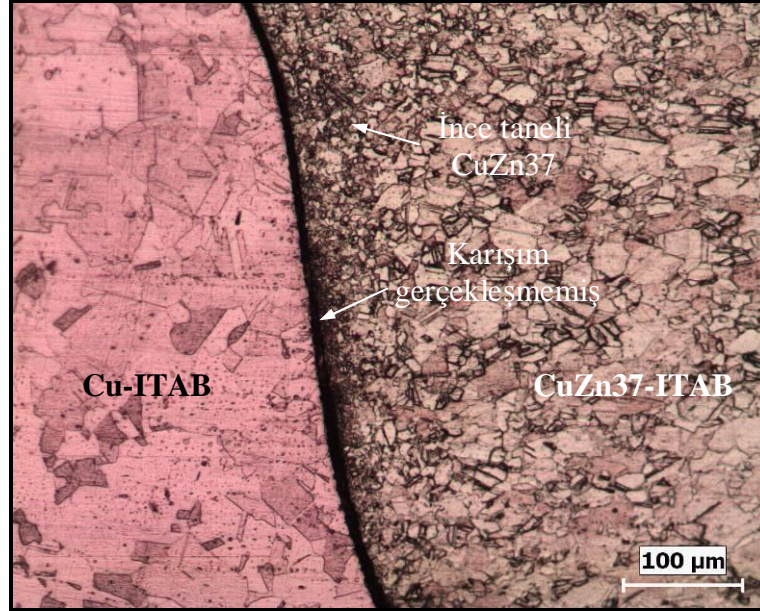


Şekil 6.30. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: KM şekil itibariyle, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine göre farklılık göstermektedir. KM hemen hemen kaynak merkezinden itibaren, ilerleme ve yığma kenarında takım omuz kısmının altına doğru genişleyerek uzamış olup, çanak şekline benzer bir görünüm sergilemiştir. Bununla birlikte, yine KM içerisinde belirgin bir eş-merkeze sahip soğan halkaları yapısı ise belirlenmemiştir.

Kaynak kök kısmı: Şekil 6.31'de 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin OM'da çekilmiş kaynak kök kısmı gösterilmektedir. Burada, stereo mikroskoptaki makro incelemelerde tespit edilemeyen, yetersiz deformasyon ve karışımın neden olduğu kök nüfuziyetsizliği bölgesi görülmektedir. Bu bölge, iri taneli Cu-ITAB ve CuZn37-

ITAB'ın yanı sıra, bakır ile pirinç ara yüzeyine yakın bölgede daha ince taneli CuZn37'den meydana gelmiştir.



Şekil 6.31. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.4. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

22 mm/dak kaynak hızı ve 600 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen CuZn37/Cu numunesinin kaynak bölgesine ait mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında değerlendirilmiştir.

6.5.4.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

Yığıma kenarındaki Cu ana metal ile KM arasında kalan bölgedeki sıcaklık değerlerinin 384°C 'nin üzerine çıkmasıyla Cu tanelerinin irileştiği belirlenmiştir. Tavlama etkisi sonucu tanelerin irileştiği bu bölgeye Cu-ITAB denilmiştir (Şekil 6.32a). Cu ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık $18\ \mu\text{m}$ iken, Cu-ITAB'a ait tanelerin ortalama büyüklüğünün yaklaşık $66\ \mu\text{m}$ olduğu tespit edilmiştir.

İlerleme kenarındaki CuZn37 ana metal ile KM arasındaki bölgede, benzer tane irileşmesi meydana gelmiştir. Kaynak sırasındaki 420°C 'nin üzerindeki sıcaklık

artışının tavlama etkisiyle, tane irileşmesinin görüldüğü bu bölgeye ise CuZn37-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.32b). CuZn37 ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 20 µm iken, CuZn37-ITAB'daki tanelerin ortalama olarak 26 µm büyüklüğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Hem Cu-ITAB hem de CuZn37-ITAB'da belirgin bir şekilde ikizlenmenin meydana geldiğini gösteren taneler ok işaretleriyle gösterilmiştir.

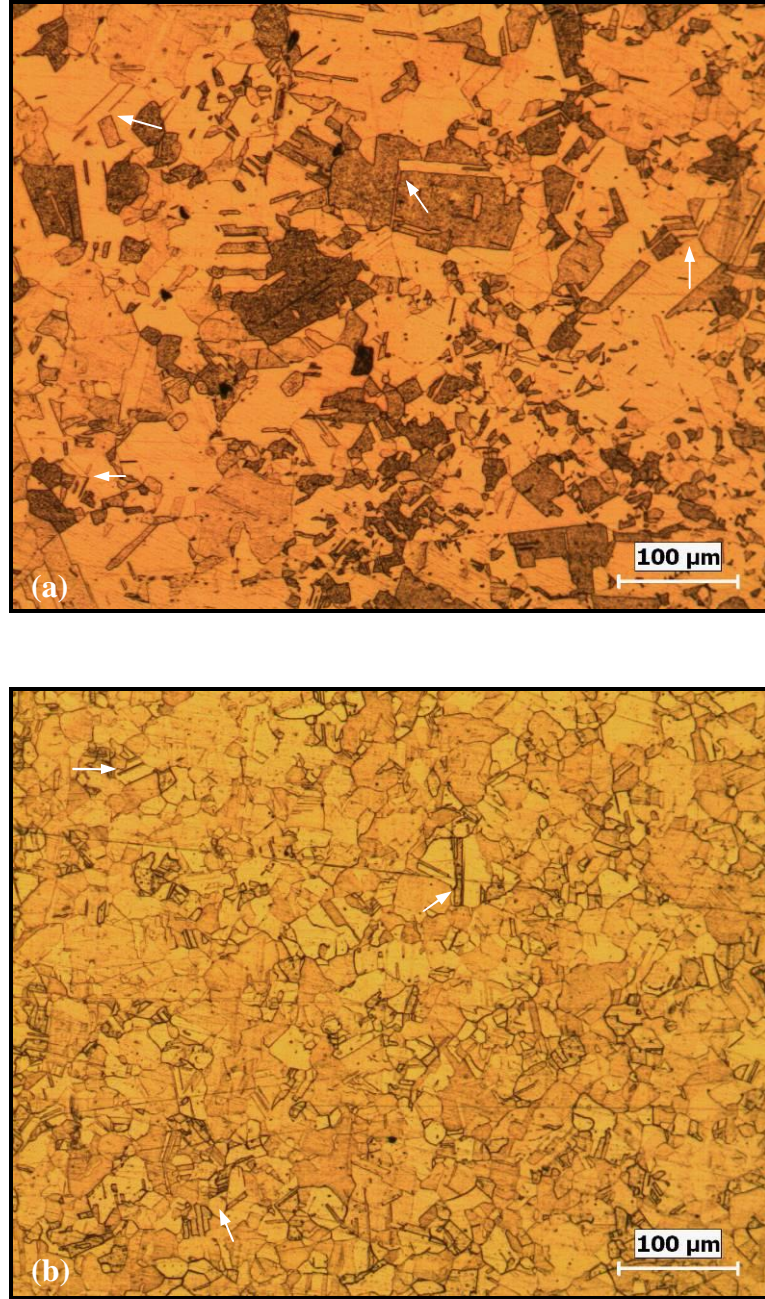
Daha önce 400/22 CuZn37/Cu birleşmesinde açıklanan nedenlerden dolayı, bu birleştirmeye ait Cu-ITAB'daki tanelerin CuZn37-ITAB'daki tanelerden hem daha fazla irileştiği hem de kaynak bölgesi içerisinde daha geniş bir alanda meydana geldiği görülmektedir.

Yığıma kenarındaki bakır levhada meydana gelen Cu-ITAB, omuz kısmının Cu levhaya temas ettiği üst bölgeden başlayarak alt kısma doğru genişlemiştir. Bununla birlikte, hemen hemen kaynak merkezinde bir miktar iri taneli Cu-ITAB'ın KM'ye doğru girdiği görülmüştür. Yine, Cu-ITAB ile KM ara yüzey geçişinin oldukça belirgin olduğu söylenebilir.

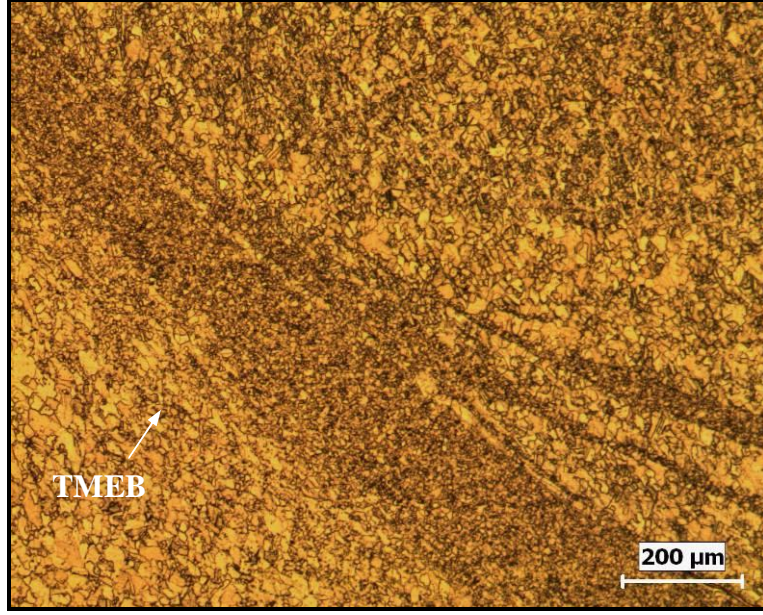
CuZn37-ITAB, pirinç levha tarafında (İK) ve Cu-ITAB'a göre çok daha dar bir alanda meydana gelmiştir. Yine bu bölge ile diğer mikroyapı bölgeleri arasındaki ara yüzey geçişleri Cu-ITAB'daki kadar belirgin olmamıştır.

6.5.4.2.TMEB

Kaynağın yığıma kenarındaki Cu levhada, 400/22 CuZn37/Cu ve 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerindeki numunelere benzer şekilde belirgin bir TMEB tespit edilmemiştir. Ancak, CuZn37 levha tarafında (İK) ITAB ile KM arasında, yön değiştirerek uzamış tanelerin oluşturduğu bir mikroyapı bölgesi belirlenmiştir (Şekil 6.33). Bu bölgeye CuZn37-TMEB adı verilmiştir.



Şekil 6.32. 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

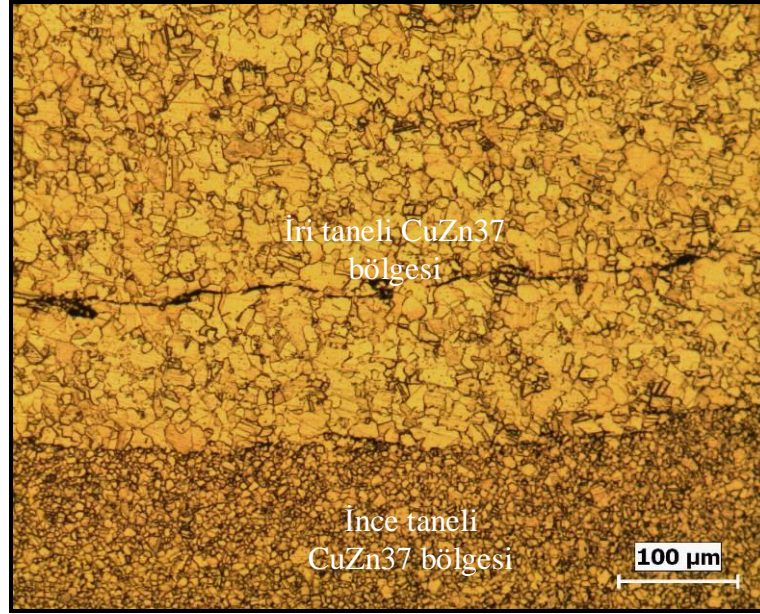


Şekil 6.33. 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü

6.5.4.3.KM

Bu bölümde, OM, SEM-EDS analiz sonuçları yardımıyla 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri incelenmiştir.

Mikroyapı özellikleri: Şekil 6.34, 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki, Cu ve CuZn37 malzemelerin karışımından meydana gelen KM'nin OM mikroyapı resmi göstermektedir. KM'de baskın olan yapı oluşumu ince taneli CuZn37 olmasına rağmen, ilginç bir şekilde iki farklı tane boyutuna sahip yeniden kristalleşmiş CuZn37 yapısı tespit edilmiştir. Şekilden de görülebileceği gibi, bu iki farklı ince tane boyutuna sahip CuZn37 yapıları arasındaki ara yüzeyi, dağlama sonrasında kolaylıkla birbirinden ayırt edilebilmektedir.

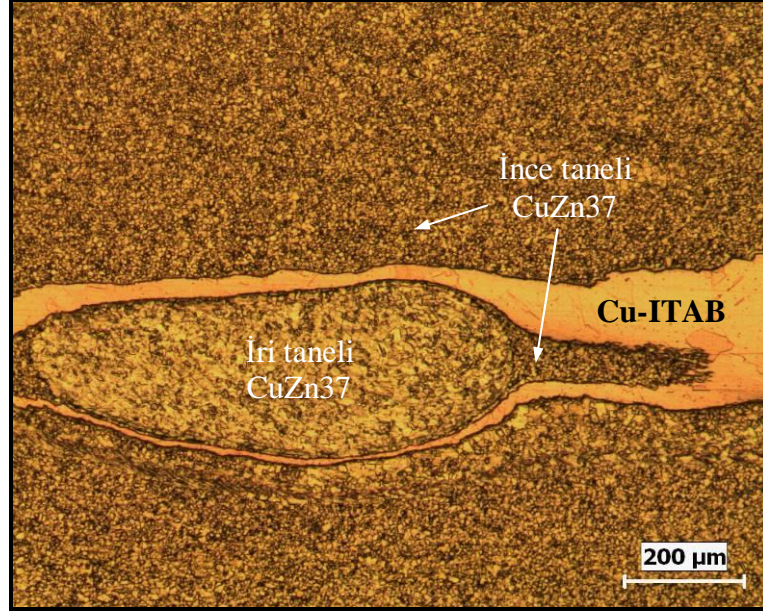


Şekil 6.34. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM içerisindeki iki farklı ince tane yapısına sahip CuZn37'nin OM resmi

KM içerisindeki nispeten daha iri taneli CuZn37 bölgesinin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 11,5 µm, daha ince taneli bölgenin ortalama tane büyüklüğü ise 6 µm olarak belirlenmiştir. İri taneli CuZn37 yapısı, takım omuz kısmının temas ettiği yüzeyin altında kalan alanda, daha ince tanelerin oluşturduğu CuZn37 yapısı ise, Cu-ITAB ve CuZn-TMEB sınırından başlamış ve iri taneli CuZn37 bölgesini çevrelemiştir. Bununla birlikte, bu iki farklı tane yapısındaki CuZn37 malzemelerin ilerleme kenarında bir miktar birbirini içerisine girdiği de görülmüştür. Ayrıca, ilerleme kenarında KM'ne doğru ötelenmiş Cu-ITAB tarafından kuşatılan ve ince taneli CuZn37 içerisinde kalan, oval görümlü ve daha iri taneli CuZn37 yapısı görülmektedir (Şekil 6.35).

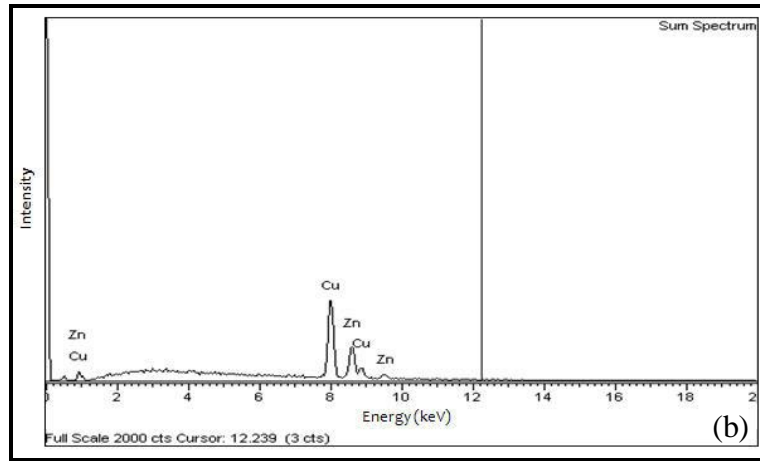
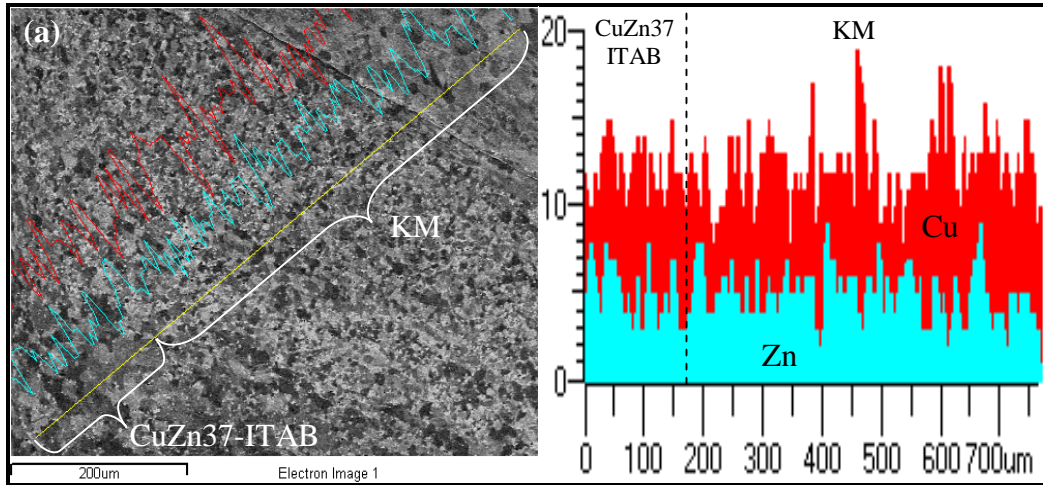
600/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin birbirinden bağımsız olarak, eş-eksenli yeniden kristalleşmiş iki farklı ince tane yapısına sahip bölge oluşumu göstermesinin, dikkate değer bir özellik olduğu düşünülmektedir. Bu şekilde, iki farklı tane büyüklüğüne sahip CuZn37 bölgesinin oluşumuna, ısıl çevrim sırasındaki farklı soğuma hızlarının neden olduğu düşünülmektedir. Çünkü yukarıda da bahsedildiği gibi, nispeten iri taneli CuZn37 yapısı, kaynak işlemi sırasında nispeten daha yüksek ısı girdisinin meydana geldiği takım omuz kısmı altında oluşurken, daha

ince taneli CuZn37 ise, daha yüksek ısıl iletkenliğe sahip Cu-ITAB yakınlarında, tahminen daha kısa süreli ısıl çevrim nedeniyle oluşmuştur. Bununla birlikte, KM içerisinde önceki birleştirmelere benzer şekilde, yeniden kristalleşmiş ince taneli Cu malzeme tespit edilmemiştir.



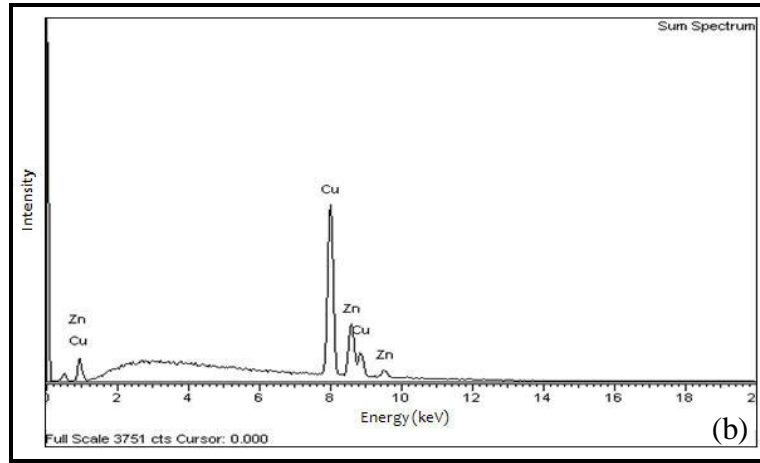
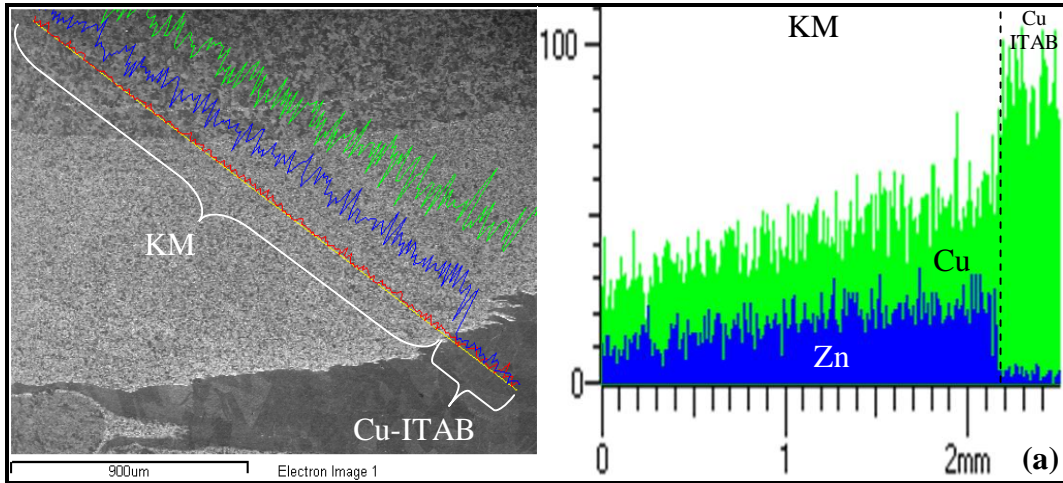
Şekil 6.35. KM'ye doğru uzamış Cu-ITAB tarafından kuşatılan, ince ve nispeten daha iri taneli CuZn37 yapısının görünümü

Şekil 6.36'da, ilerleme kenarındaki CuZn37-ITAB ile KM arasındaki Cu ve Zn element içeriklerinin değişimi gösterilmektedir. Her iki bölgede birlikte değerlendirildiğinde, Cu ve Zn'de önemli bir azalma veya artma eğilimi görülmemektedir. CuZn37-ITAB'a göre iki farklı ince tane yapısına sahip KM içerisindeki Zn miktarını ifade eden pik değerlerinde inişli-çıkışlı değişimler görülmesine rağmen, yapı genelinde belirgin bir Zn azalması belirlenmemiştir.



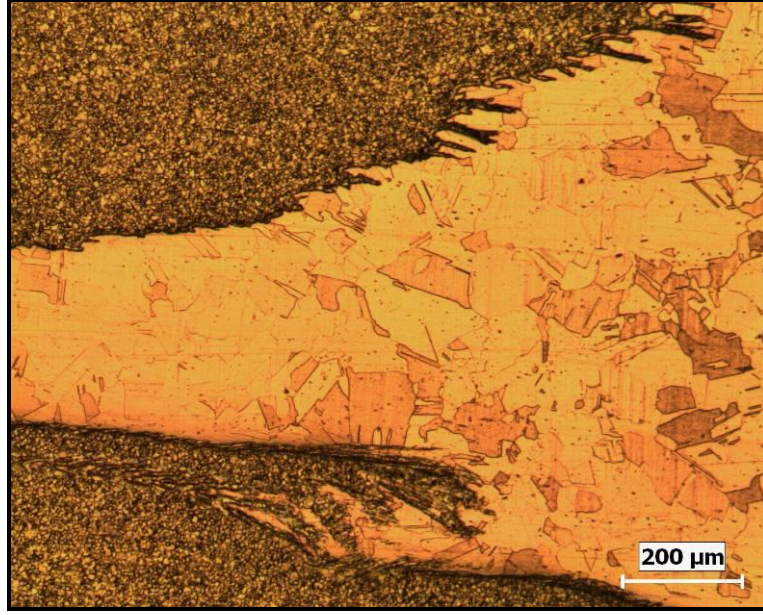
Şekil 6.36. 600/22 CuZn37/Cu birleşirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

Şekil 6.37’de ise, KM ve Cu-ITAB arasındaki Cu ve Zn element içeriklerinin değişimi gösterilmektedir. Nispeten daha iri taneli CuZn37 yapısına göre ince taneli CuZn37’deki Cu ve Zn içeriklerinde bir artışın olduğunu söylemek mümkündür. Diğer bir ifadeyle, KM dış kısmına doğru Zn elementi içeriği artmaktadır. KM ile Cu-ITAB ara yüzeyi geçişi sonrasında ise Zn’nin aniden azalarak, yok denilecek bir seviyeye düştüğü görülmektedir. Zaten bu noktadan sonra yapının neredeyse tamamen Cu’dan meydana geldiği açıkça görülmektedir.



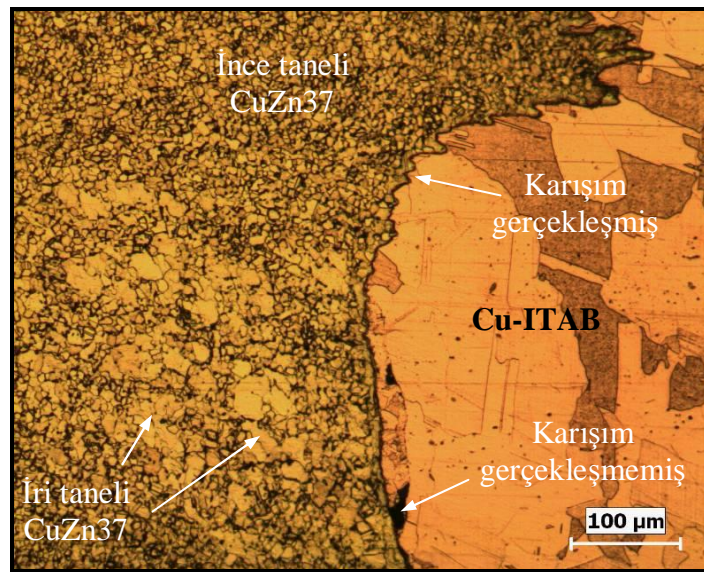
Şekil 6.37. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: KM genel olarak, daha çok kaynağın ilerleme kenarında oluşmakla birlikte, üst kısımdaki bir miktar ince taneli CuZn37 yapısının Cu-ITAB'a doğru uzadığı da görülmüştür. Şekil 6.38'de KM ile Cu-ITAB ara yüzey geçiş bölgesinin girinti-çukurlu bir şekilde iç içe girmiş bir yapı meydana getirdiği görülmektedir. Ayrıca, daha önceki birleştirmelerde olduğu gibi, soğan halkaları yapısı bu birleştirmede de tespit edilmemiştir.



Şekil 6.38. 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki girintili çıkıntılı KM ve Cu-ITAB yapısı

Kaynak kök kısmı: Şekil 6.39, 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde meydana gelen kaynak kök kısmını göstermektedir. Burada, tam anlamıyla bir karışım ve nüfuziyet oluşumu görülmesine de, 400/22 birleştirmelerine göre daha fazla plastik deformasyon sonucu karışımın olduğu söylenebilir. Bu bölgedeki mikroyapı dağılımının, iri taneli Cu-ITAB ile iri ve nispeten daha ince taneli CuZn37'den meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 6.39. 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.5. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

22 mm/dak kaynak hızı ve 600 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen Cu/CuZn37 numunesinin kaynak bölgesinde belirlenen mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında değerlendirilmiştir.

6.5.5.1.Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

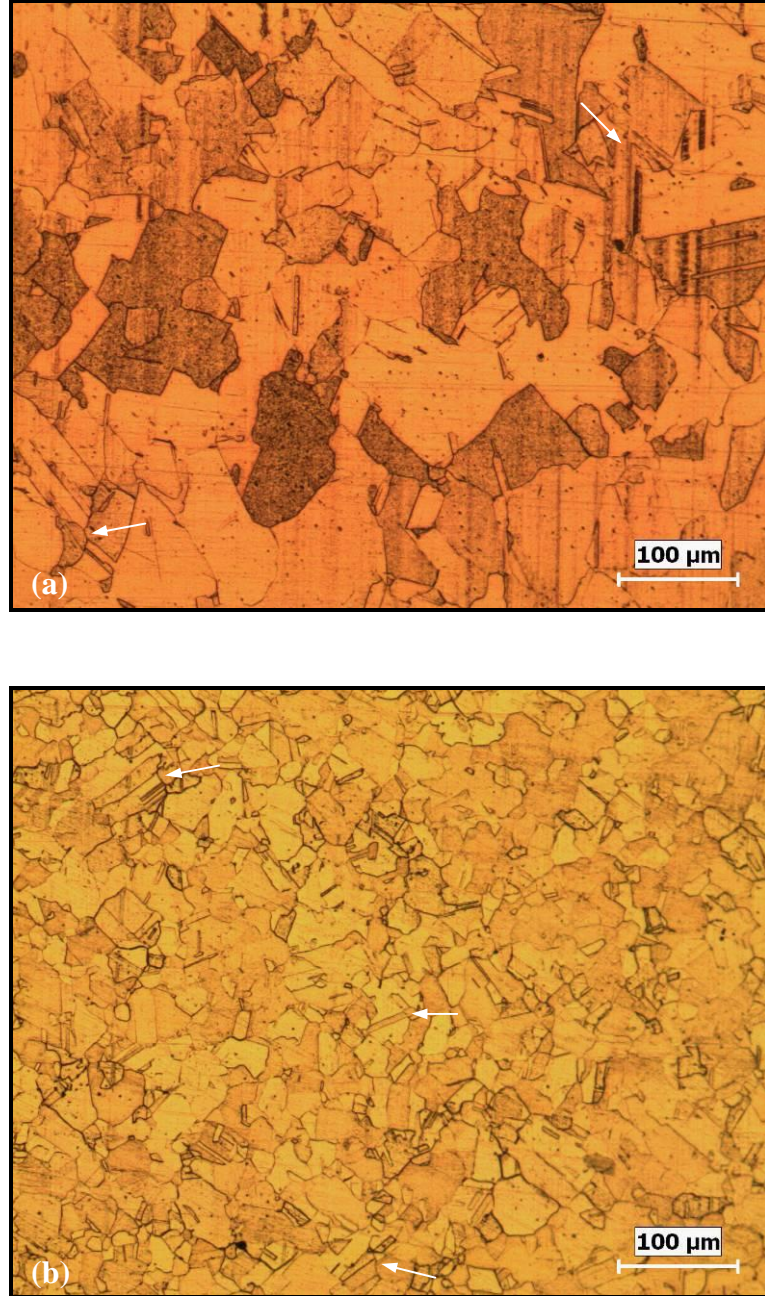
Cu ana metal (İK) ile KM arasındaki bölgede, sıcaklığın 398°C'nin üzerine çıkması sonucunda meydana gelen tavlama etkisiyle Cu tanelerinin irileştiği görülmüş ve bu bölgeye Cu-ITAB denilmiştir (Şekil 6.40a). Cu ana metalin yaklaşık 18 µm olan ortalama tane büyüklüğü, Cu-ITAB'da yaklaşık 65 µm olarak tespit edilmiştir.

CuZn37 ana metal (YK) ile KM arasındaki bölgede de benzer tane irileşmesinin olduğu görülmüştür. Bu bölgedeki 384°C'nin üzerindeki sıcaklık artışı tavlama etkisine neden olmuş ve taneler irileşmiştir. Bu bölgeye ise CuZn37-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.40b). CuZn37 ana metalin yaklaşık 20 µm olan ortalama tane büyüklüğü, CuZn37-ITAB'da yaklaşık 31 µm olarak belirlenmiştir. Ayrıca, Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da görülen ikizlenme içeren tane örnekleri mikroyapı resimlerinde oklarla gösterilmiştir.

Şekil 6.15'deki makroyapı resminden de görülebileceği gibi, Cu-ITAB'a ait taneler CuZn37-ITAB taneleriyle karşılaştırıldığı zaman, daha fazla oranda irileşmiş ve daha geniş bir bölgesel alana sahip olmuştur. Bu durum, daha önce 400/22 CuZn37/Cu birleşmesinde açıklanan nedenlere bağlanmıştır.

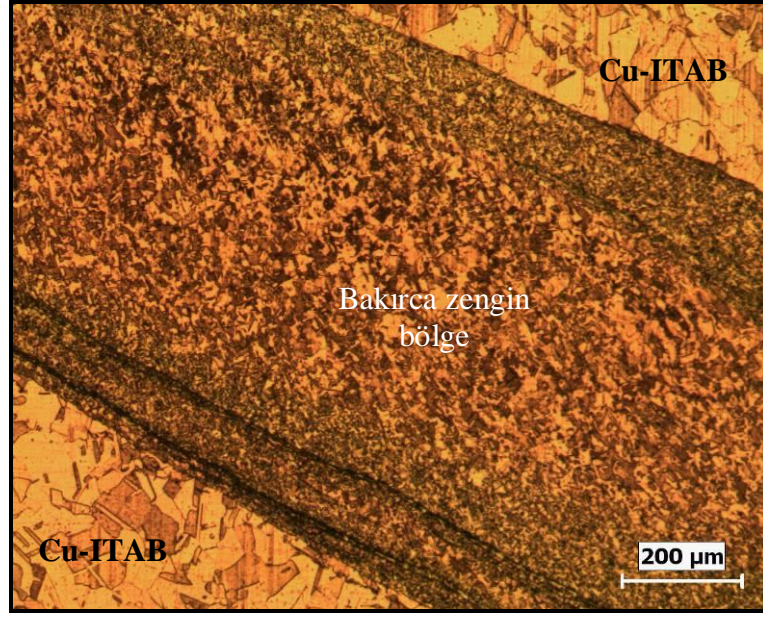
Cu-ITAB, ilerleme kenarında bulunan Cu levhaya temas eden takım omuz kısmı kenarının hemen dışındaki bir alandan başlayarak, levha alt kısmına doğru çok az bir şekilde daralmıştır. Yığma kenarındaki omuz kısmının altında kalan bölgede ise, Cu-ITAB'a ait ince bir yapının KM içerisine doğru uzandığı da görülmektedir. Bununla birlikte Cu-ITAB'da, ilerleme kenarındaki omuz kısmı kenarının hemen altındaki bölgede hemen hemen Cu ana metalle aynı tane yapısına sahip (yaklaşık 17,5 µm) bakırca zengin oval şekilli bir mikroyapı bölgesinin oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil

6.41). Önceki birleştirmelerde olduğu gibi, Cu-ITAB'ın, Cu ana metal ve KM ile ara yüzey geçişleri oldukça belirgindir.



Şekil 6.40. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

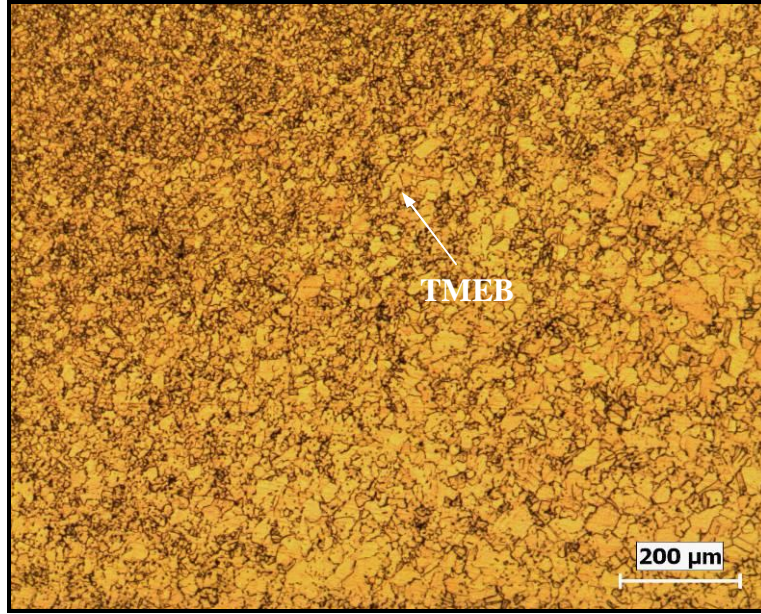
CuZn37-ITAB, pirinç levhada (YK) ve Cu-ITAB'a göre çok daha dar bir alanda oluşmuştur. CuZn37-ITAB'ın kendisine komşu diğer mikroyapı bölgeleriyle ara yüzey geçişleri, Cu-ITAB'daki kadar net değildir.



Şekil 6.41. Cu-ITAB içerisinde meydana gelmiş olan ince taneli CuZn37 ve bakırca zengin bölgenin mikroyapı resmi

6.5.5.2. TMEB

Kaynağın ilerleme kenarındaki Cu levhada, 400/22 CuZn37/Cu ve 400/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunelerindeki gibi, belirgin bir TMEB tespit edilmemiştir. Ancak, yığma kenarındaki CuZn37 levhada ITAB ile KM arasında, bazı tanelerin yön değiştirerek uzadığı belirlenmiş olup, buraya CuZn37-TMEB adı verilmiştir (Şekil 6.42). Bununla birlikte, bu CuZn37-TMEB yapısı 600/22 CuZn37/Cu numunesindeki CuZn37-TMEB ile karşılaştırıldığında, çok daha az belirgin olduğu görülmektedir.

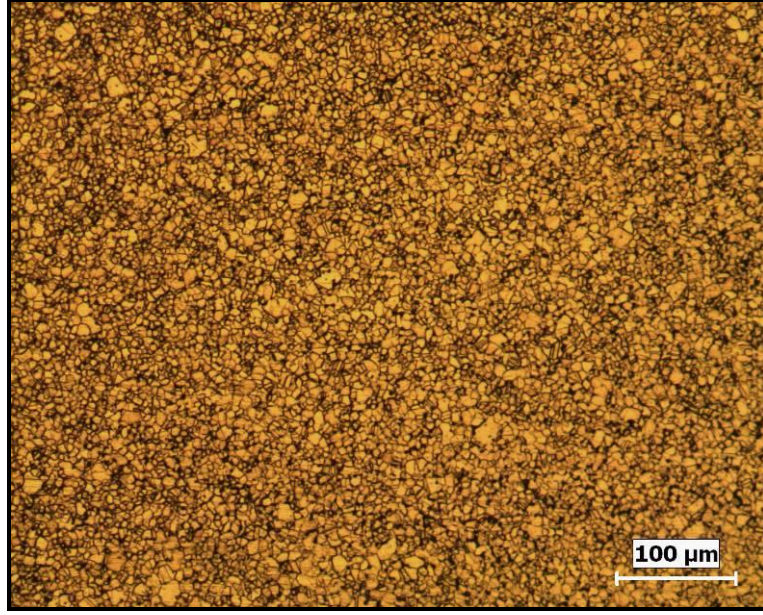


Şekil 6.42. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü

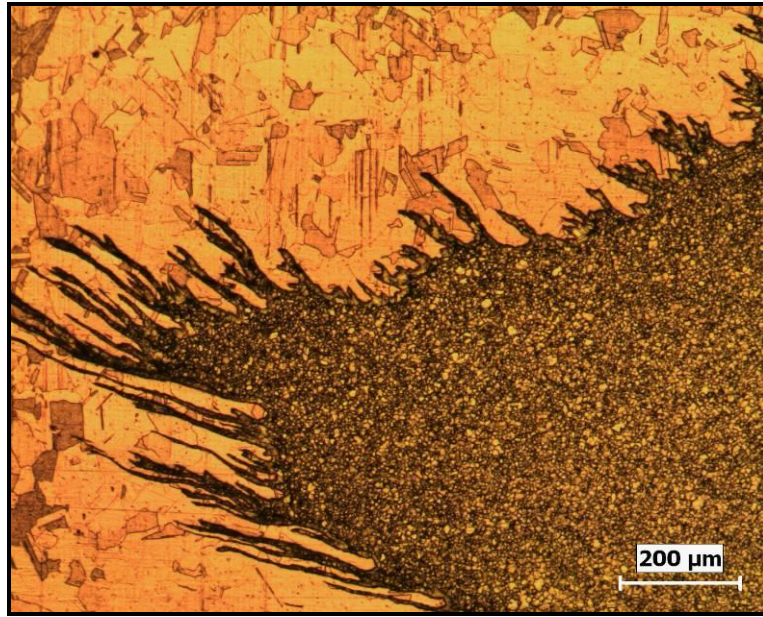
6.5.5.3. KM

Bu bölümde, OM, SEM-EDS analiz sonuçları yardımıyla 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri ele alınmıştır.

Mikroyapı özellikleri: Şekil 6.43'de, 600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin, Cu ve CuZn37'nin karışımı sonucunda meydana gelen KM mikroyapısının OM resmi gösterilmektedir. Mikroyapılara göre, KM oluşumunda etkin olan yapının yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 olduğu tespit edilmiştir. KM'nin CuZn37 yapısındaki tane büyüklükleri ise yaklaşık 6 μm olarak belirlenmiştir. Ancak, tane boyutu dağılımının tamamen homojen olmadığı, genel olarak ince tanelerle beraber nispeten daha iri tanelerin de meydana geldiği görülmüştür. KM'nin Şekil 6.44'deki gibi, özellikle kaynak merkezi ve çevresinde yeterli ısı ve plastik deformasyon sonucu, Cu-ITAB ile girintili çıkıntılı bir şekilde iç içe girdiği de görülmüştür.



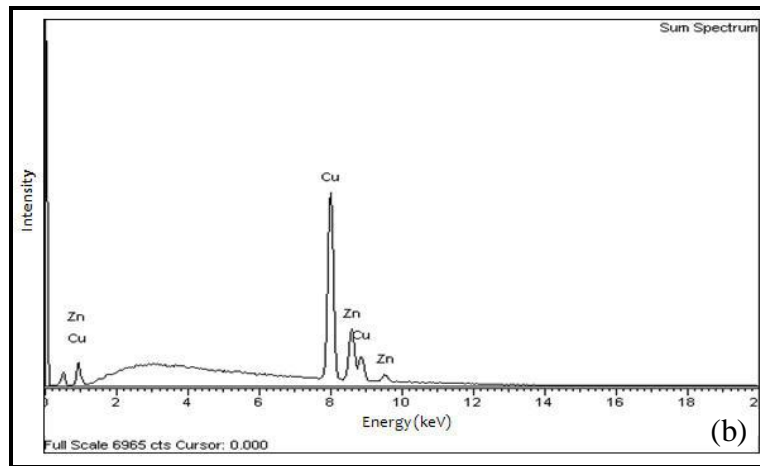
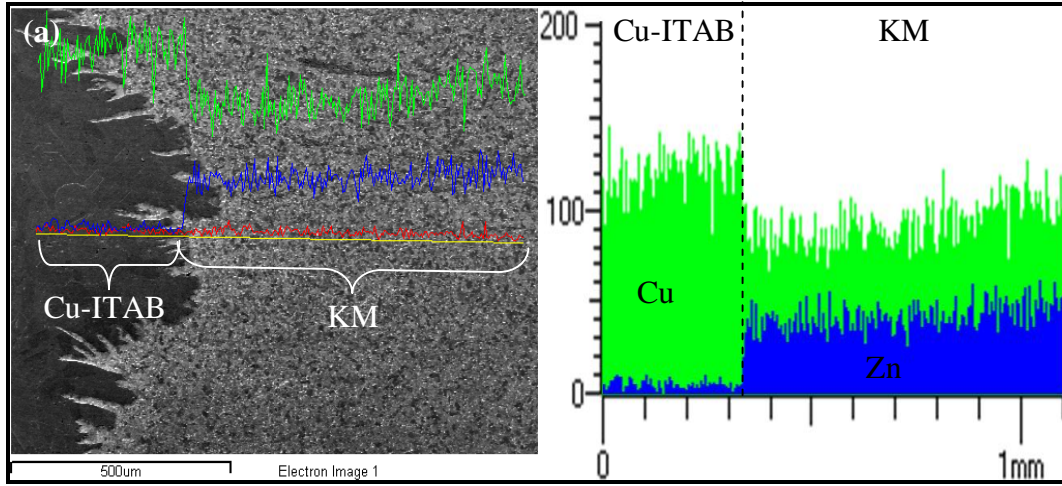
Şekil 6.43. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi



Şekil 6.44. KM ile Cu-ITAB arasında meydana gelen girintili çıkıntılı yapının görünümü

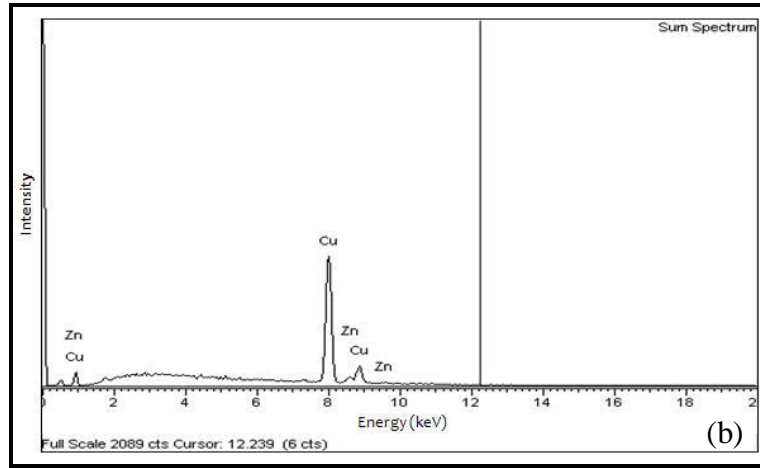
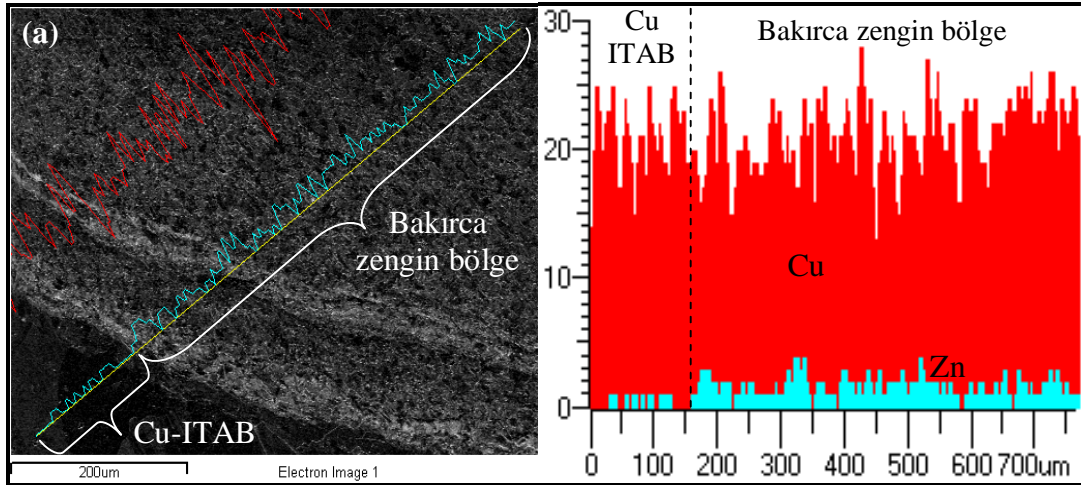
Şekil 6.45, birleştirmenin hemen hemen kaynak merkezindeki Cu-ITAB ile KM'deki Cu ve Zn element içeriklerinin değişimini göstermektedir. Cu-ITAB içerisinde Zn'nin yok denilecek kadar az olduğu ve yapının esas olarak Cu'dan meydana geldiği görülmüştür. Bu bölgeden KM'ye ara yüzey geçişi sonrasında ise, Cu

içeriğinde belirgin bir azalma, Zn içeriğinin de artış meydana gelmiştir. KM içerisindeki Zn içeriğinin genel olarak benzer seviyelerde kaldığı anlaşılmıştır.



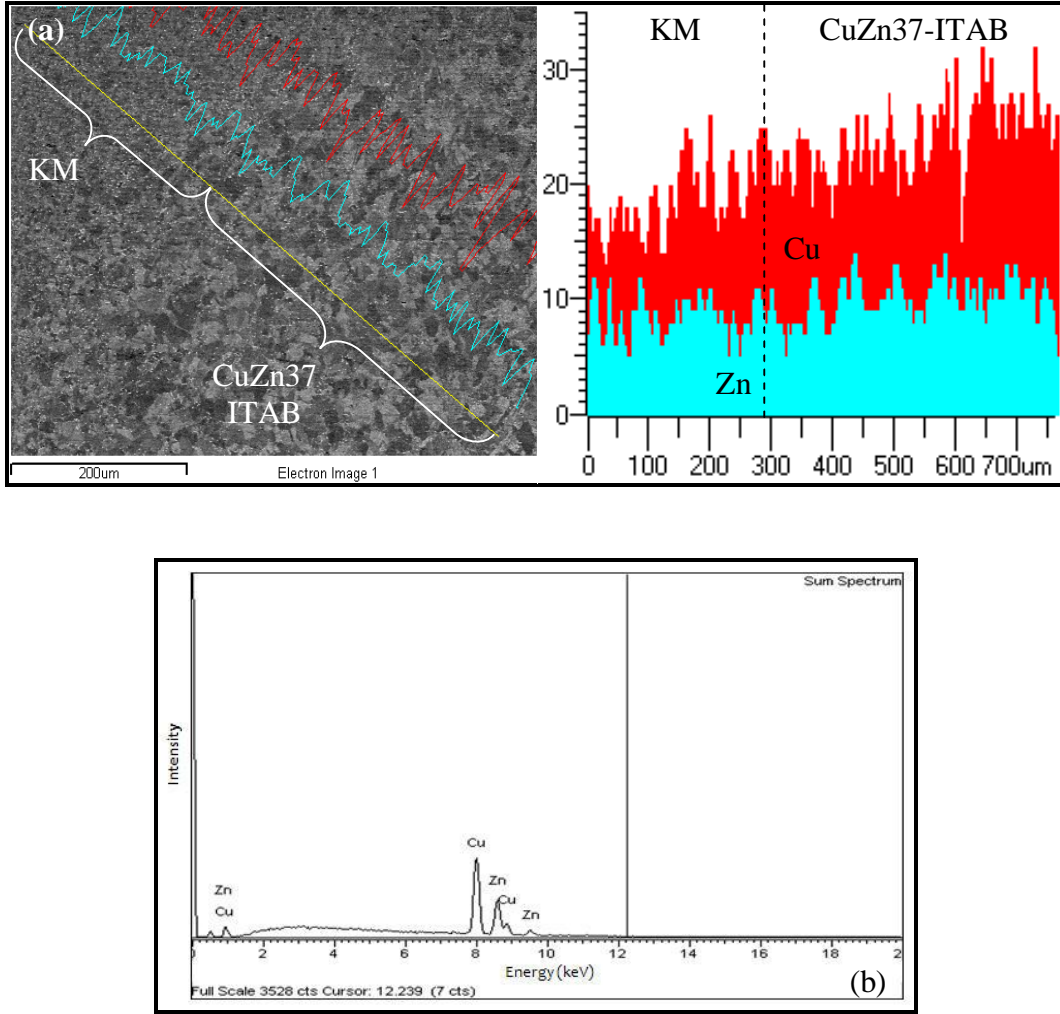
Şekil 6.45. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ile KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

Şekil 6.46, daha önce bahsedilen Cu-ITAB içerisinde meydana gelmiş olan bakırca zengin oval şekilli yapıyı da içerisine alan bölgede gerçekleştirilen EDS analizini göstermektedir. Grafikteki pik dağılımlarından görülebileceği gibi, Cu-ITAB'da Zn elementinin yok denilecek kadar az olduğu, bakırca zengin bölgeyi çevreleyen yapı içerisinde ise bir miktar artış gösterdiği tespit edilmiştir. Ancak, genel olarak bu bölgedeki esas elementin bakır olduğu görülmüştür.



Şekil 6.46. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu-ITAB ile bu bölgede meydana gelen bakırca zengin bölgedeki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

Şekil 6.47'de ise, KM ile CuZn37-ITAB arasındaki Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması yapılmıştır. Genel olarak KM ve CuZn37-ITAB mikroyapılarında, Zn açısından kayda değer bir değişim görülmemiştir. Ancak, KM'den Cu-ITAB'a doğru Cu elementi içeriğinde bir artışın olduğu belirlenmiştir.

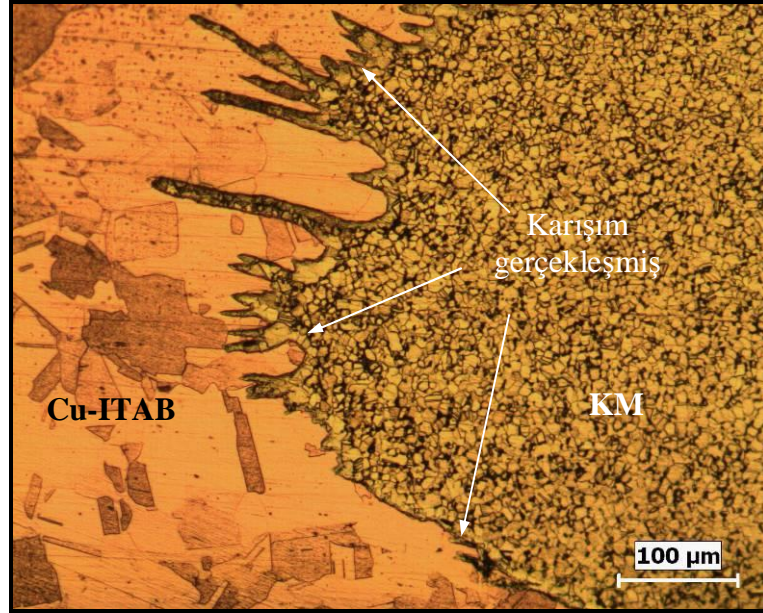


Şekil 6.47. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM ve CuZn37-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: KM, takım eksenine göre neredeyse tamamen kaynağın yığılma kenarında meydana gelmiş olup, SKK yönteminde daha önce tanımlanan ve sıklıkla rastlanan herhangi bir şekle sahip olmamıştır. KM, yığılma kenarındaki omuz kısmı kenarının hemen altında başlamış ve biraz daralarak levha altına doğru uzanmıştır. Ayrıca, bu birleştirmenin KM'de de soğan halkaları yapısı oluşumu görülmemiştir.

Kaynak kök kısmı: Şekil 6.48'de, 600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki kaynak kök kısmı gösterilmektedir. Burada, diğer birleştirmelere göre plastik deformasyon sonucu çok daha yeterli bir karışım ve nüfuziyet oluşumu tespit

edilmiştir. Dolayısıyla, kök nüfuziyetsizliği hatasının bu birleştirmede en düşük seviyede olduğunu söylemek mümkündür. Bu durum, 400/22 birleştirmelerine göre takım dönme hızındaki artışın yanı sıra, karıştırıcı uç batma derinliğinin daha uygun olmasına bağlanmaktadır. Kaynak kök kısmındaki mikroyapının, iri taneli Cu-ITAB ile farklı tane büyüklüklerine sahip KM'den meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 6.48. 600/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.6. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

22 mm/dak kaynak hızı ve 800 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen CuZn37/Cu numunesinin kaynak bölgesine ait mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında değerlendirilmiştir.

6.5.6.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

Kaynağın yığılma kenarındaki Cu ana metal ile KM arasında kalan bölgede, sıcaklık değerlerinin 484°C'nin üzerine çıkmasıyla Cu tanelerinin irileştiği tespit edilmiştir. Tavlama etkisi sonucu tanelerin irileştiği bu bölgeye Cu-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.49a). Cu ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 18 μm iken, bu

birleştirmenin Cu-ITAB'ına ait tanelerin ortalama büyüklüğü yaklaşık 70 μm olmuştur.

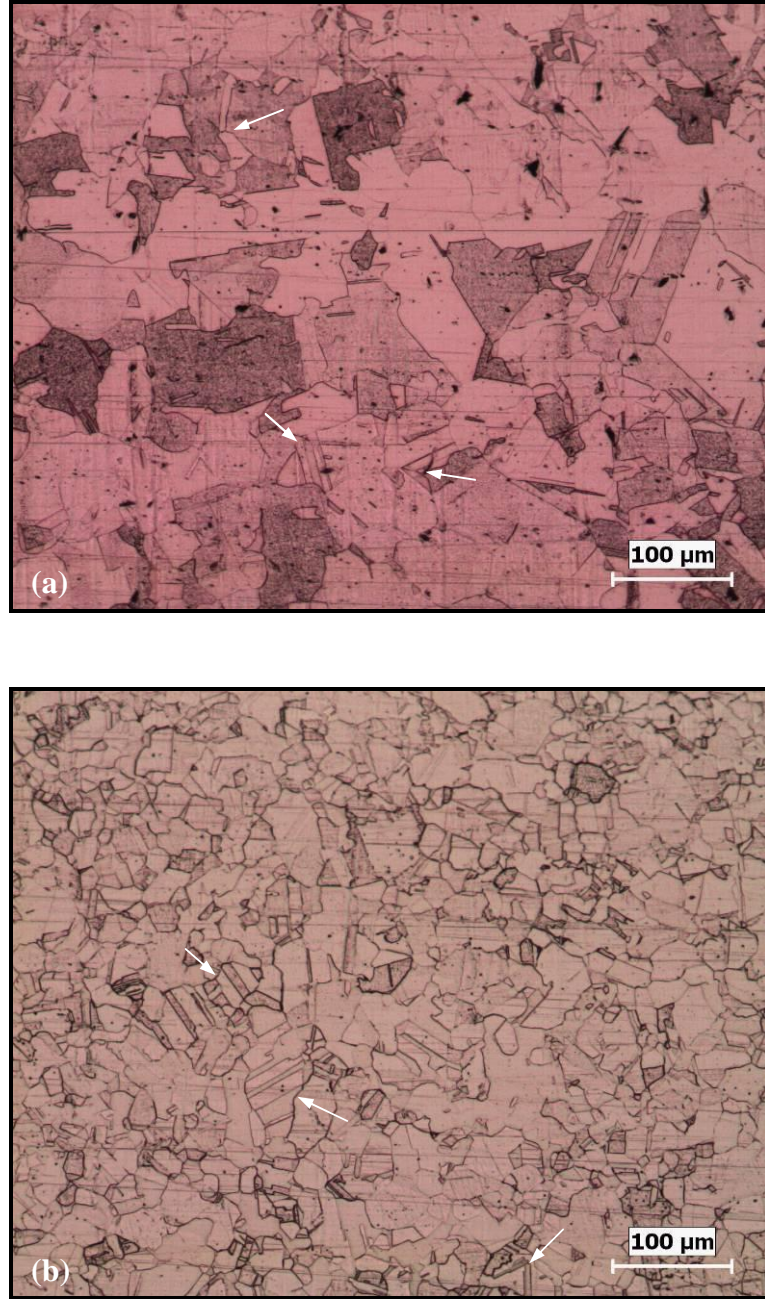
Kaynağın ilerleme kenarındaki CuZn37 ana metal ile KM arasındaki bölgede de tane irileşmesinin olduğu görülmüştür. Birleştirme sırasındaki 498°C'nin üzerindeki sıcaklık artışı tavlama etkisine neden olmuş ve bu bölgedeki tanelerde de irileşme meydana gelmiştir. Bu bölgeye ise CuZn37-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.49b). CuZn37 ana metal yaklaşık 20 μm ortalama tane büyüklüğüne sahipken, CuZn37-ITAB'daki tanelerin ortalama olarak 33 μm büyüklüğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Önceki birleştirmelerde olduğu gibi, Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da belirlenen ikiz yapısı içeren tane örnekleri, mikroyapı resimlerinde ok işaretleriyle belirtilmiştir.

Kaynağın her iki tarafında tane irileşmesinin görüldüğü bu bölgeler birbirleriyle karşılaştırıldığında, Cu-ITAB'daki tanelerin CuZn37-ITAB'daki tanelere göre daha fazla irileşerek, kaynak bölgesi içerisinde daha geniş bir alana sahip olduğu belirlenmiştir. Bu durum, 400/22 CuZn37/Cu birleşmesinde açıklanan nedenlere dayandırılmıştır.

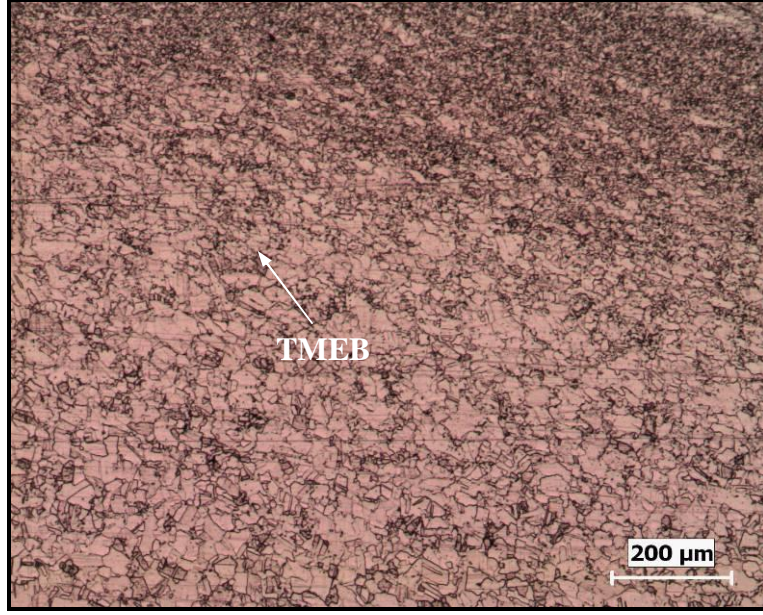
Cu-ITAB, daha çok yığma kenarındaki omuz kısmının altında kalan bakır levhada geniş bir alanda meydana gelmekle birlikte, ilerleme kenarında omuz kısmının altında kalan bölgeye doğru da daralarak uzamıştır. CuZn37-ITAB ise, ilerleme kenarındaki pirinç levhada ve yine Cu-ITAB'a göre çok daha dar bir alanda meydana gelmiştir. Cu-ITAB ile KM arasındaki ara yüzey geçişi belirgin iken, CuZn37-ITAB ile diğer mikroyapı bölgeleri arasındaki geçiş çok net olmamıştır.

6.5.6.2. TMEB

Kaynağın yığma kenarındaki Cu levhada, 400/22 ve 600/22 birleştirme numunelerindeki gibi, belirgin bir TMEB yapısı tespit edilmemiştir. Fakat ilerleme kenarındaki CuZn37 levhada, CuZn37-ITAB ile KM arasında, Şekil 6.50'de gösterildiği gibi, bazı tanelerin yön değiştirerek uzadığı belirlenmiş olup, bu bölgeye CuZn37-TMEB denilmiştir.



Şekil 6.49. 800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

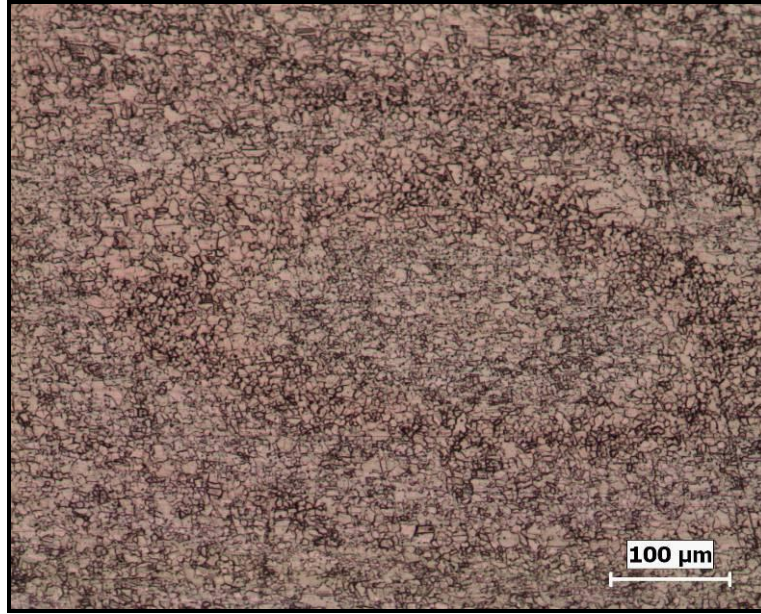


Şekil 6.50. 800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü

6.5.6.3.KM

Bu bölümde, OM, SEM-EDS analiz sonuçları yardımıyla KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri ele alınmıştır.

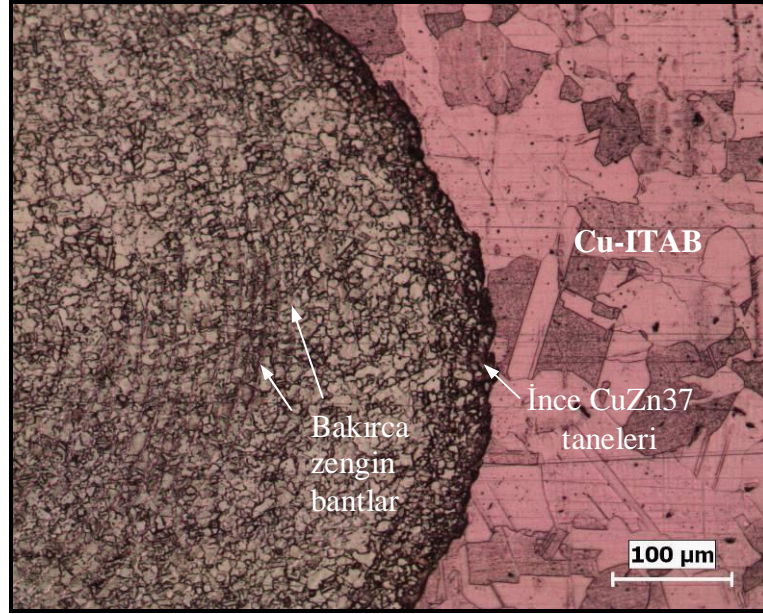
Mikroyapı özellikleri: Şekil 6.51'de, 800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinde tespit edilen ve Cu ile CuZn37 malzemelerin karışımından oluşan KM'nin, OM'de çekilmiş mikroyapı resmi gösterilmektedir. Mikroyapı resminden, KM'de meydana gelen esas yapı değişiminin, yeniden kristalleşme sonucu CuZn37 tanelerinin incilmesi olduğu belirlenmiştir. KM'deki bu ince taneli CuZn37'nin ortalama tane büyüklüğü ise 8 μm olarak tespit edilmiştir.



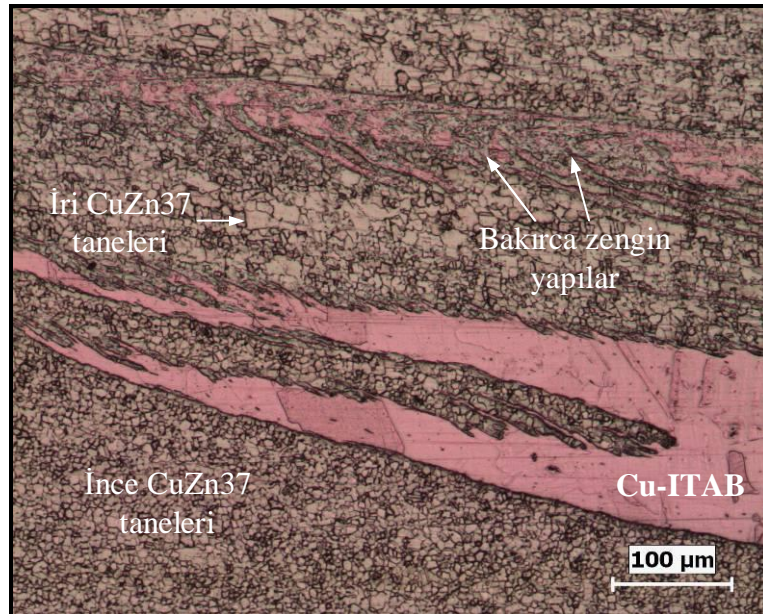
Şekil 6.51. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi

KM içerisinde genel olarak, yeniden kristalleşmiş ince taneli Cu malzeme tespit edilmemesine rağmen, ince taneli CuZn37 yapısı içerisinde soğan halkaları oluşumuna benzer bakırca zengin bantlar tespit edilmiştir (Şekil 6.52). Bu bakırca zengin bantlar, daha çok KM'nin yığılma kenarında belirgindir. Yine Şekil 6.52'de görülebileceği gibi, KM'nin dış kısmındaki Cu-ITAB'a yakın CuZn37 tanelerinin, iç kısımda bulunan tanelere göre daha fazla incelendiği tespit edilmiştir. Bu duruma, tahminen daha yüksek ısı iletkenliğe sahip Cu-ITAB'a yakın bu CuZn37 tanelerinin, SKK sırasındaki ısı çevrimde daha hızlı soğumasının neden olduğu düşünülmektedir.

Hemen hemen karıştırıcı uç ekseninde ve kaynağın alt kısmına yakın bir bölgede, KM ile Cu-ITAB'ın bir miktar girinti çıkıntılı bir şekilde iç içe girdiği, ayrıca bakırca zengin bölgelerin oluştuğu belirlenmiştir. Böyle bir yapı oluşumu ise, muhtemelen KM içerisindeki bu bölgede farklı soğuma süreçlerini meydana getirdiğinden, homojen olmayan ve farklı büyüklüklerde CuZn37 tane dağılımına neden olmuştur (Şekil 6.53).



Şekil 6.52. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait KM içerisinde tespit edilen bakırca zengin bantlar ve nispeten ince taneli CuZn37 mikroyapısı



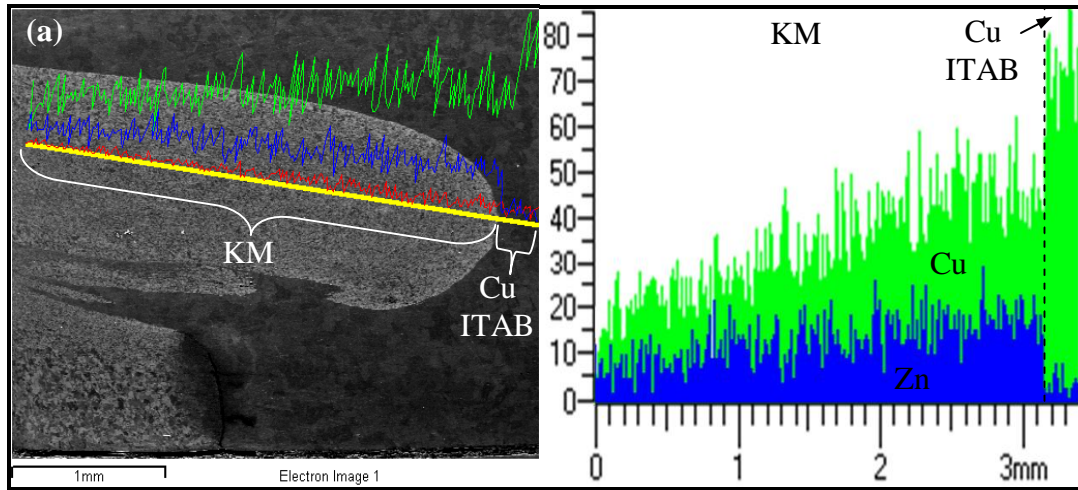
Şekil 6.53. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde KM ile Cu-ITAB arasındaki meydana gelen girinti çıkıntılı bölgenin mikroyapısı

Şekil 6.54, KM ile Cu-ITAB arasındaki, Şekil 6.55 ise KM ile CuZn37-ITAB mikroyapıları arasındaki EDS analizi sonucunda elde edilen Cu ve Zn içeriklerinin değişimini göstermektedir. Şekil 6.54'e göre, KM'den Cu-ITAB'a doğru Cu ve Zn elementinde bir artmanın olduğu görülmektedir. Cu-ITAB'a geçiş sonrasında ise, Zn

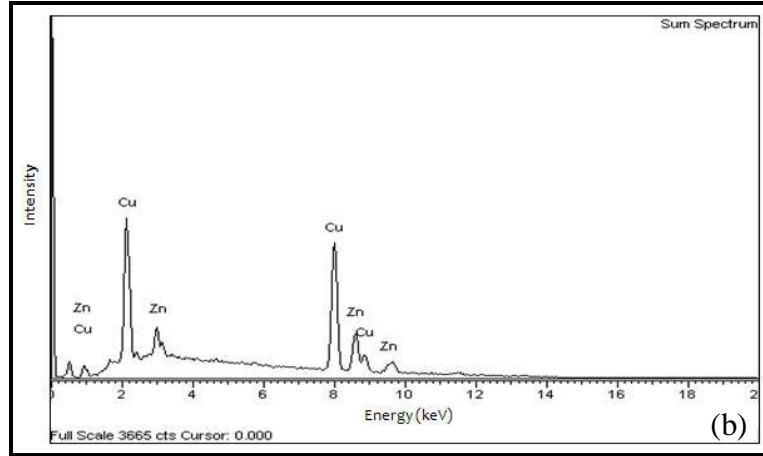
miktarı oldukça azalmış ve yapı neredeyse tamamen Cu'dan meydana gelmiştir. Şekil 6.55'deki sonuçlara göre, KM ile CuZn37-ITAB arasında Cu ve Zn elementleri açısından bu şekilde belirgin bir eğilim görülmemiştir. Analiz alınan mikroyapı bölgeleri boyunca Cu ve Zn'ye ait piklerin azalıp artmasına rağmen, KM ve CuZn37-ITAB'da benzer seviyelerde olduğu belirlenmiştir.

KM'nin geometrik şekli: Genel olarak kaynağın merkezinde meydana gelen KM, şekil olarak oval bir görünüme sahiptir. Ayrıca, 400/22 CuZn37/Cu numunesinin KM'ne benzer şekilde, ilerleme kenarında takım omuz kısmının temas ettiği CuZn37 levhanın üst kısmına doğru daralarak uzamıştır.

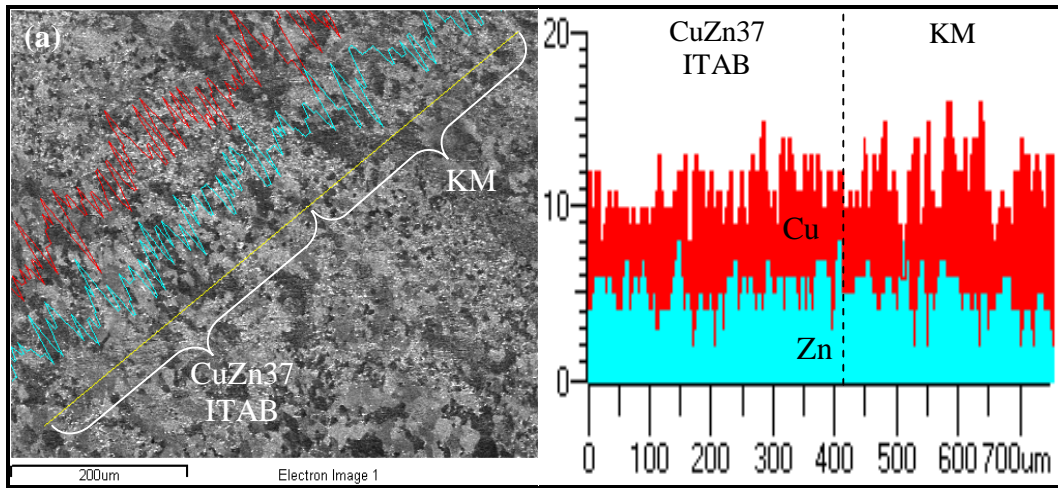
Kaynak kök kısmı: Şekil 6.56, 800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin, kaynak kök kısmını göstermektedir. Burada, muhtemelen karıştırıcı uç batma derinliğinin uygun olmamasından kaynaklanan, yetersiz deformasyon ve karışımın neden olduğu kök nüfuziyetsizliği belirlenmiştir. Bu bölgedeki mikroyapının genel olarak, iri taneli Cu-ITAB ile ince taneli KM ve iri tane büyüklüklerine sahip CuZn37-ITAB'dan meydana geldiği görülmüştür.



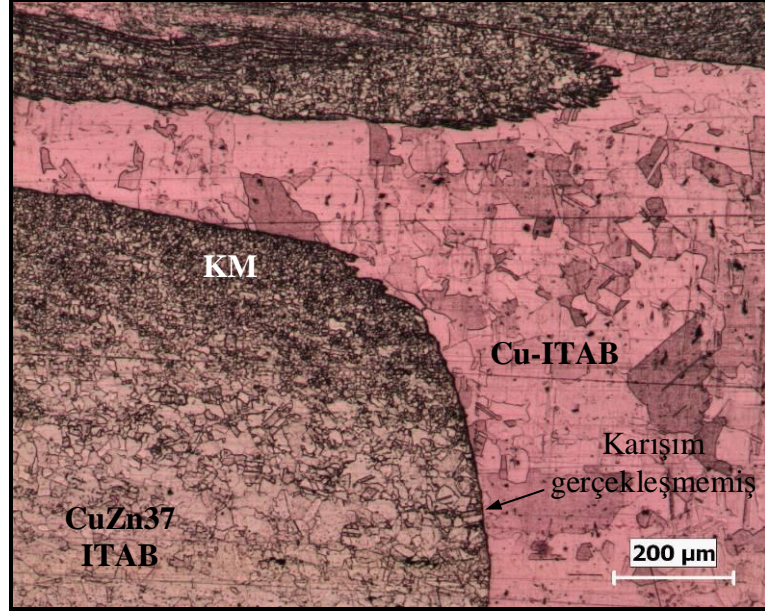
Şekil 6.54. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi



Şekil 6.54. (Devam)



Şekil 6.55. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi



Şekil 6.56. 800/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.7. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

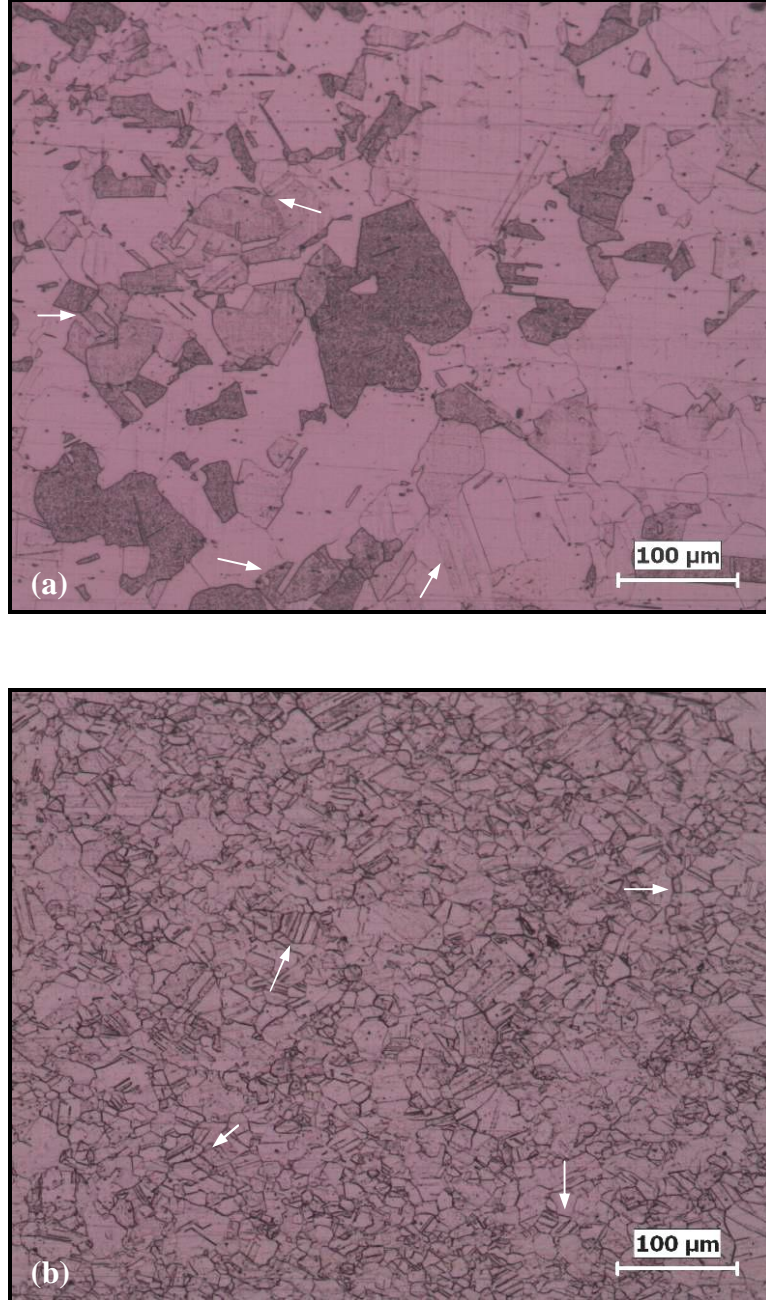
22 mm/dak kaynak hızı ve 800 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen Cu/CuZn37 numunesinin kaynak bölgesinde belirlenen mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında incelenerek değerlendirilmiştir.

6.5.7.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

İlerleme kenarındaki Cu ana metal ile KM arasındaki bölgede, 484°C'nin üzerindeki sıcaklık artışı, Cu tanelerinin tavlama etkisiyle irileşmesine neden olmuştur. Şekil 6.57a'da gösterildiği gibi, tane irileşmesinin görüldüğü bu bölgeye Cu-ITAB denilmiştir. Cu ana metale ait ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 18 μm olarak tespit edilmişken, bu Cu-ITAB'a ait ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 65 μm olarak belirlenmiştir.

Yığıma kenarındaki CuZn37 ana metal ile KM arasındaki bölgede, 478°C'nin üzerindeki sıcaklık ve buna bağlı tavlama etkisi, tane irileşmesine neden olmuştur. Bu bölgeye ise CuZn37-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.57b). CuZn37 ana metal

yaklaşık 20 μm ortalama tane büyüklüğüne sahipken, CuZn37-ITAB'daki tanelerin ortalama olarak 26 μm büyüklüğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Diğer birleştirmelere benzer şekilde, Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da ikizlenmenin görüldüğü tane örnekleri, mikroyapı resimlerinde ok işaretleriyle ifade edilmiştir.

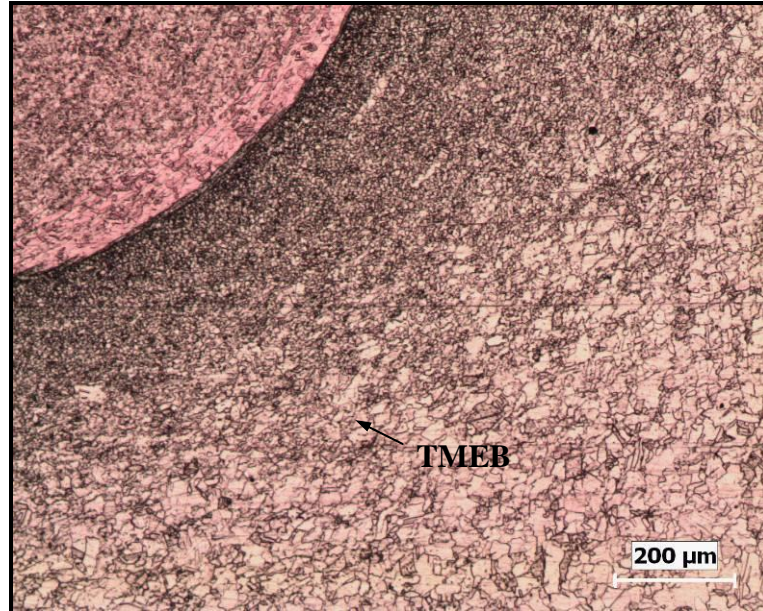


Şekil 6.57. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

Kaynak bölgesinin her iki kenarındaki bu iki iri tane yapılarına sahip bölgeler birbirleriyle karşılaştırıldığında, yine Cu-ITAB'daki tanelerin CuZn37-ITAB'daki tanelere göre daha fazla irileştiği görülmektedir. Bununla birlikte, Cu-ITAB ile CuZn37-ITAB'ın diğer birleştirme numunelerinde görülenden farklı olarak, kaynak bölgesi içerisinde hemen hemen aynı genişlikte alanlara sahip oldukları belirlenmiştir. Cu-ITAB, ilerleme kenarındaki omuz kısmı kenarından başlayarak, KM'nin altında kalan bölgede meydana gelmiştir. CuZn37-ITAB ise, yığma kenarındaki omuz kısmı kenarının pirinç levhaya temas ettiği bölgede başlamış ve levha alt kısmına doğru uzanmıştır. Cu-ITAB ile KM arasındaki ara yüzey geçişi yine oldukça belirgin iken, CuZn37-ITAB ile diğer mikroyapı bölgeleri arasındaki geçişin çok net olmadığı görülmüştür.

6.5.7.2.TMEB

Kaynağın ilerleme kenarındaki Cu levhada, TMEB yapısı belirlenmemiştir. Ancak yığma kenarındaki CuZn37 levhada, CuZn37-ITAB ile KM arasındaki tanelerin yön değiştirmesiyle uzadığı CuZn37-TMEB yapısı tespit edilmiştir (Şekil 6.58).



Şekil 6.58. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü

6.5.7.3.KM

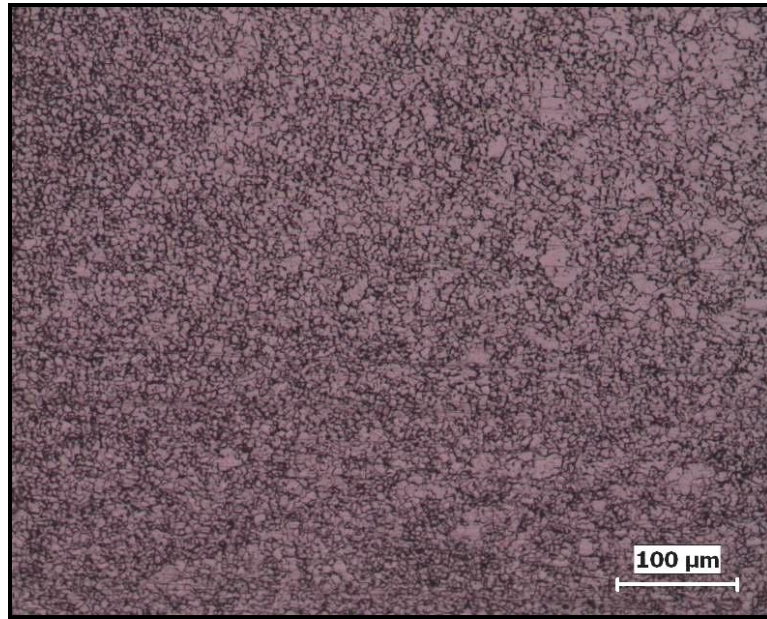
Bu bölümde, OM, SEM–EDS analiz sonuçları yardımıyla KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri ele alınmıştır.

Mikroyapı özellikleri: Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmesi sonrasında gerçekleştirilen mikroyapı incelemeleri sonucunda en dikkat çekici ve karmaşık KM mikroyapı oluşumunun, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinde meydana geldiği belirlenmiştir. Bu KM'de, 400/22 Cu/CuZn37 numunesine benzer, fakat Cu ve CuZn37 malzemenin daha yoğun bir plastik deformasyon sonrası birbirine içerisine karıştığı görülmüştür.

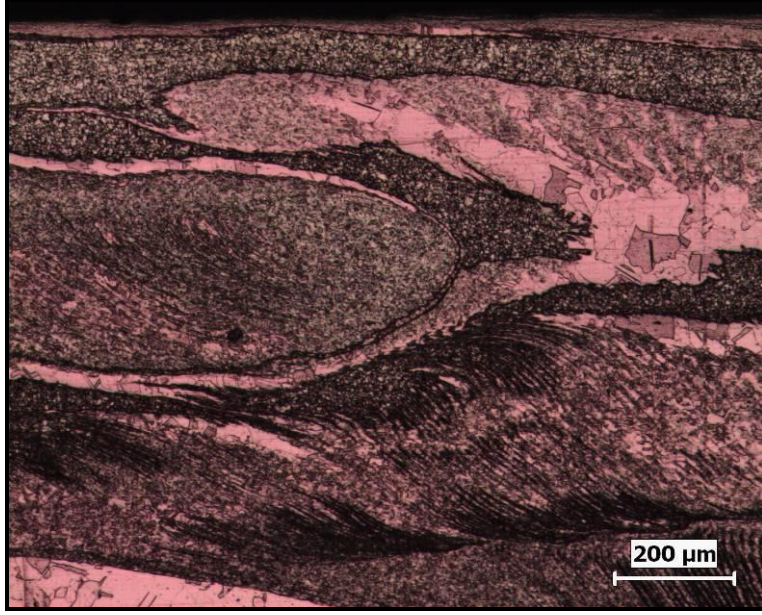
KM mikroyapısını, karıştırıcı ucun dönme hareketi ile oluşan girdap benzeri malzeme akışının neden olduğu, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 matris ve bu matris ile farklı kalınlıklarda bakırca zengin tabakalar halinde dağılmış malzemenin iç içe girmesiyle meydana gelen bir yapıya benzetmek mümkündür. Bu tanımdan da anlaşılacağı üzere, KM'de baskın olan yapı hem ince taneli CuZn37 hem de bakırca zengin bölgelerdir. Bakırca zengin bölgelerde tane irileşmesinin yanı sıra, tane incelmesinin de meydana geldiği tespit edilmiştir.

Şekil 6.59, ince taneli CuZn37'nin OM'de çekilmiş mikroyapı resmini göstermektedir. Bu bölgedeki CuZn37 tanelerinin ortalama olarak yaklaşık 5,5 µm büyüklüklerde olduğu tespit edilmiştir. Şekil 6.60'da ise KM'deki, Cu ana metale göre daha iri tane yapısına sahip Cu malzeme ile ince taneli CuZn37 matris içerisine, yoğun bir plastik deformasyon sonucu malzeme akış davranışı gösteren tabakalar halinde dizilmiş bakırca zengin bölgeler görülmektedir. KM içerisindeki bakırca zengin yapıların büyük kısmının, farklı boyutlarda olsa bile bu şekildeki tabakalar halinde olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, özellikle KM merkezinde rahatlıkla görülebilen soğan halkaları yapısında daha belirgindir. Soğan halkaları yapısında, çeşitli kalınlıklara sahip tabakalar şeklinde dizilmiş bakırca zengin malzemenin, farklı tane büyüklüğüne sahip olduğu belirlenmiştir. Soğan halkalarının merkezini oluşturan ve hemen hemen kaynak merkezinde bulunan, oval görünümlü bakır

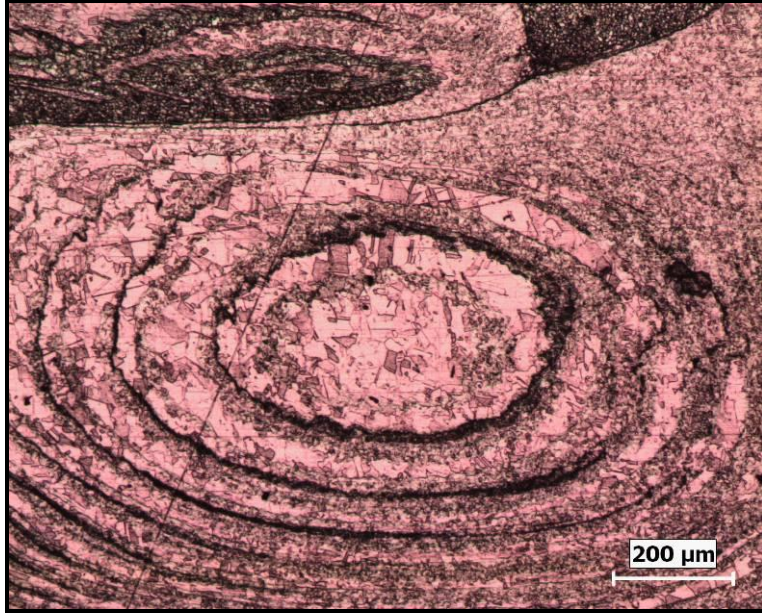
malzemenin iri tane yapısına sahip olduğu görülmüştür (Şekil 6.61). Merkezdeki bu bakır malzemeden başlayarak, soğan halkaları yapısının sırayla bakırca zengin malzeme ve ince taneli CuZn37 malzeme olarak bantlar şeklinde dizildiği tespit edilmiştir. İlerleme kenarında daha belirgin olan bakırca zengin bantların kalınlıklarının merkezden başlayarak dışa doğru incelendiği belirlenmiştir (yaklaşık 173 μm 'den 9,5 μm 'ye). Burada, daha kalın bantların nispeten daha iri taneleri, ince bantların ise daha ince taneleri içerdiği görülmektedir (Şekil 6.62). Bununla birlikte, merkeze yakın bölgeden başlayarak yığılma kenarına doğru bu bant yapısının kaybolma eğiliminde olduğu ve yapının daha çok ince taneli Cu'dan meydana geldiği görülmektedir (Şekil 6.63). Ancak Şekil 6.63'den görülebileceği gibi, bu ince taneli Cu yapısının yine ince taneli CuZn37 matrisine geçişinde, daha geniş ve iri taneli bakırca zengin bantları içerdiği gözlenmiştir.



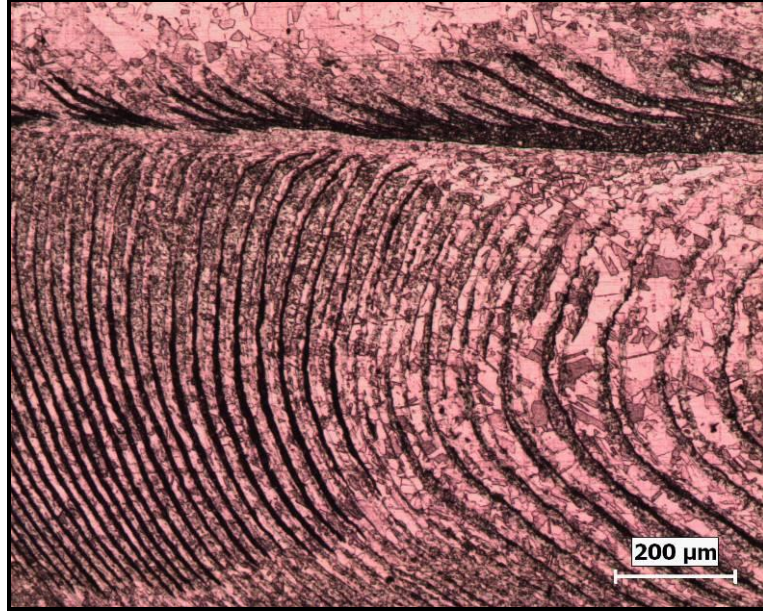
Şekil 6.59. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi



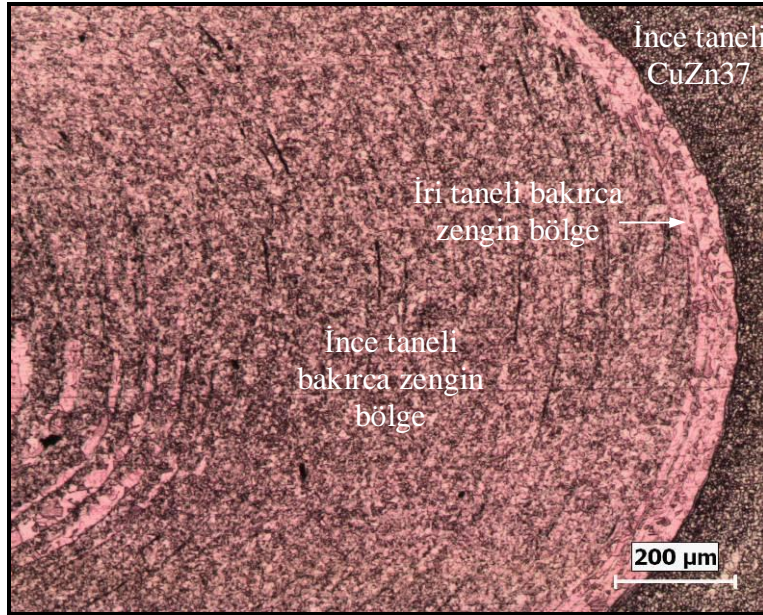
Şekil 6.60. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin KM'de tespit edilen ince taneli CuZn37 içerisindeki bakırca zengin bölgeler



Şekil 6.61. KM'de meydana gelen soğan halkaları yapısı merkezinin mikroyapı görünümü



Şekil 6.62. Kaynağın ilerleme kenarına doğru meydana gelmiş olan, farklı kalınlıklardaki bakırca zengin bantların oluşturduğu soğan halkalarının görünümü

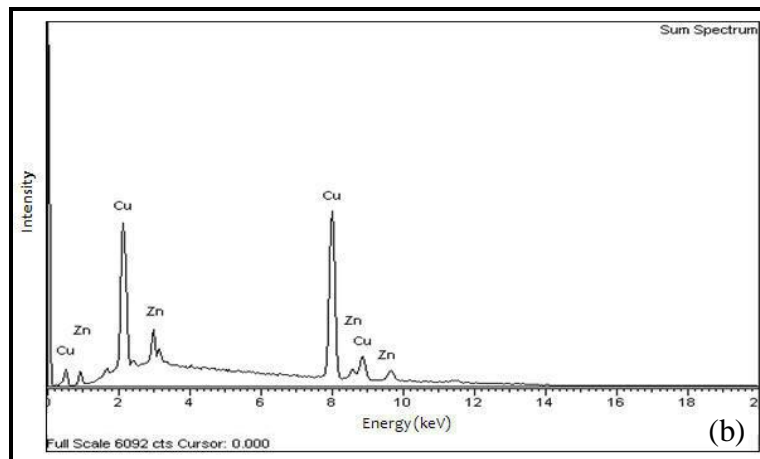
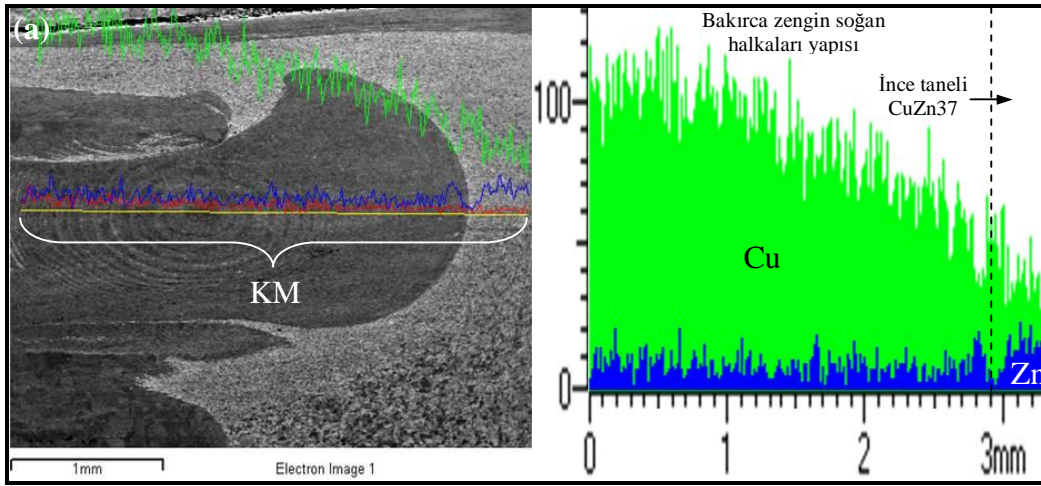


Şekil 6.63. Kaynağın yığıma kenarına doğru meydana gelmiş olan, bakırca zengin bölgenin görünümü

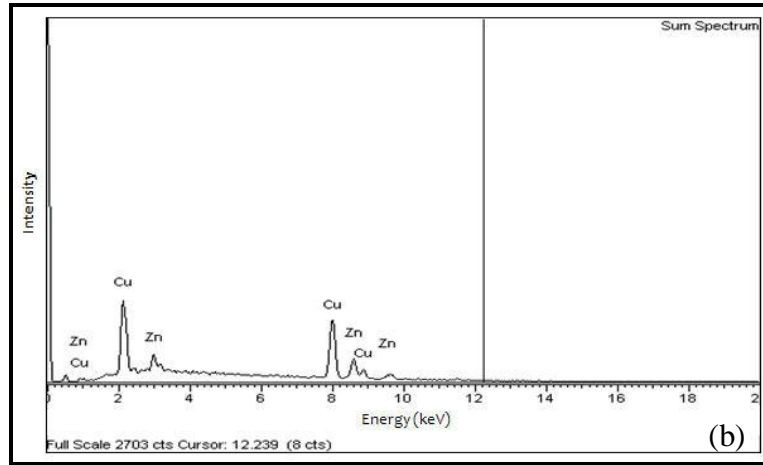
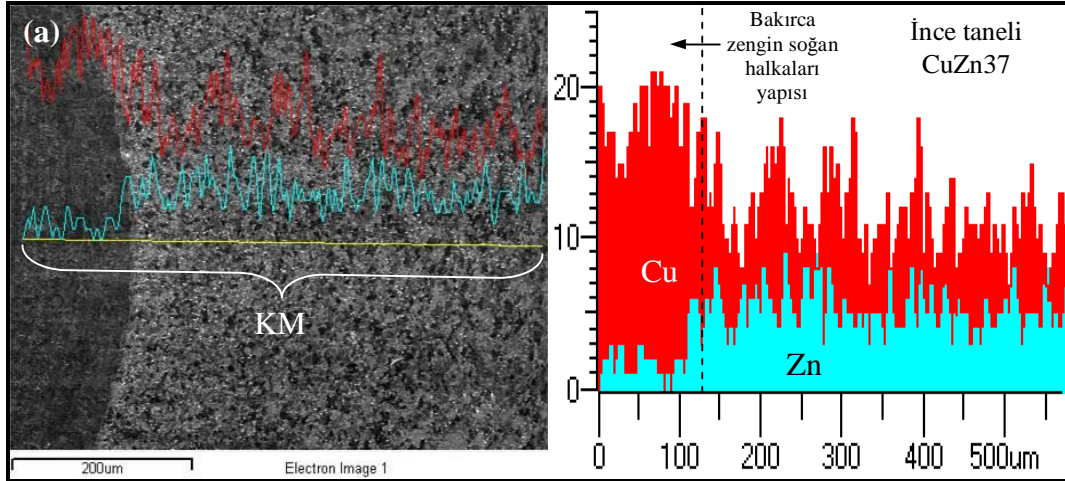
Daha önce de bahsedildiği gibi, Cu ve CuZn37 malzemelerin sahip oldukları ısı iletim katsayılarındaki farklılıkların, KM içerisindeki CuZn37 tanelerin büyüklüklerinde farklılıklara neden olmuştur. Özellikle Cu malzemeye bitişik veya

daha yakın olan CuZn37 tanelerinin diğerlerine göre daha kısa ısıl çevrim sonucunda daha fazla incelendiği tespit edilmiştir.

Şekil 6.64–6.67, ince taneli CuZn37 ile farklı tane büyüklüklerine sahip bakırca zengin malzemeden meydana gelen KM içerisindeki, EDS analizi sonucunda elde edilen Cu ve Zn element içeriklerinin değişimini göstermektedir. Şekil 6.64'e göre, KM'nin ilerleme kenarından yığılma kenarına doğru Cu'da bir azalmanın olduğu görülmüştür. Bakırca zengin soğan halkaları yapısı içerisindeki Zn'nin, hemen hemen benzer oranlarda bulunduğu ve bu yapının sonrası ince taneli CuZn37 yapısında ise arttığı belirlenmiştir (Şekil 6.65).

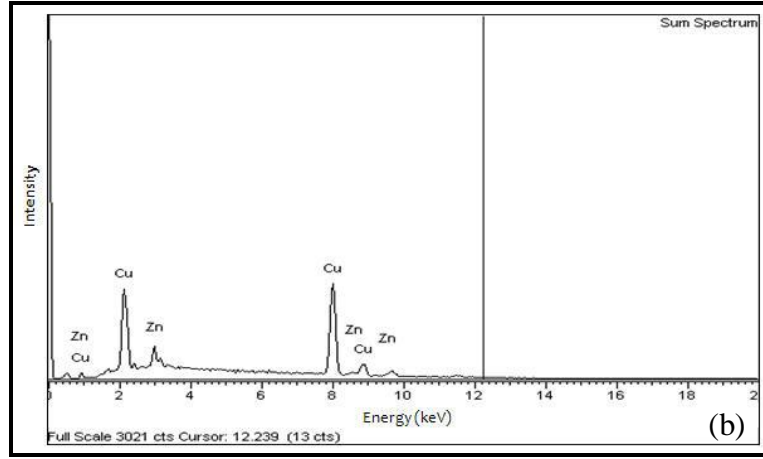
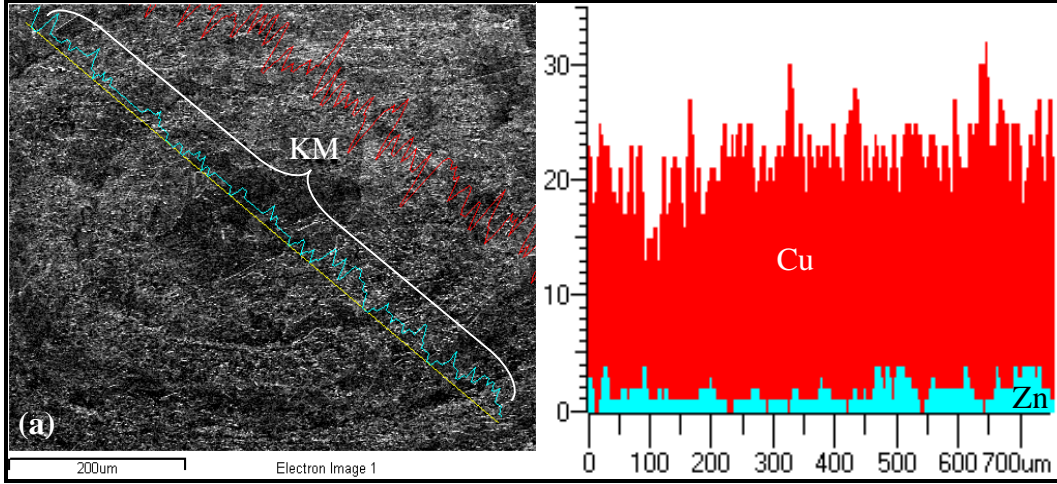


Şekil 6.64. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi



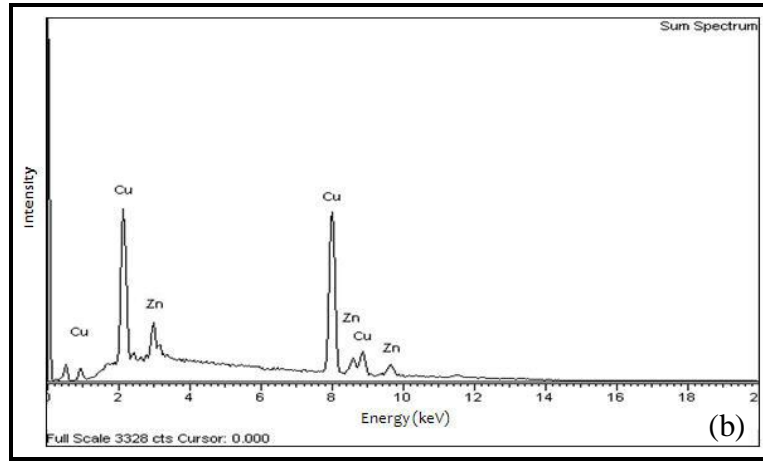
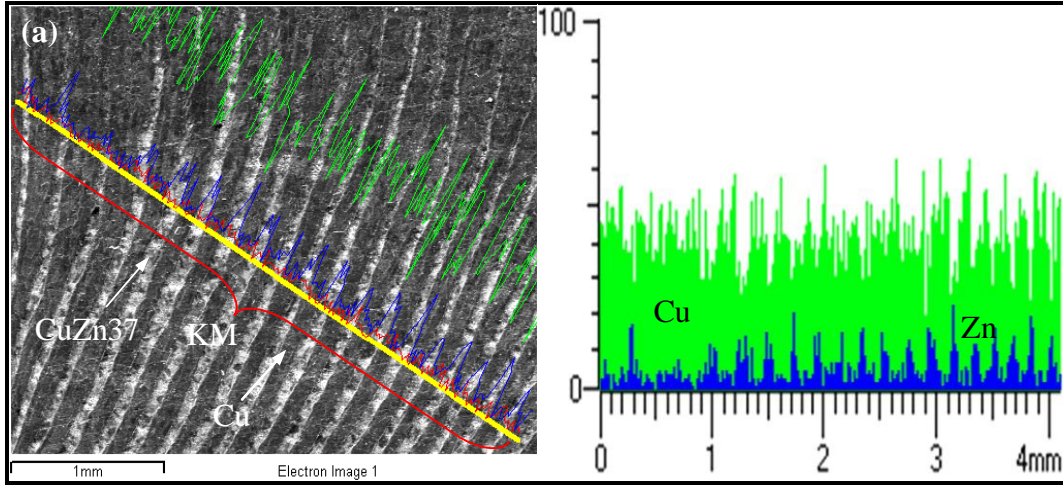
Şekil 6.65. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

Şekil 6.66'dan da anlaşılacağı gibi, KM içerisindeki soğan halkaları yapısının merkezi sayılabilecek bölgede, Zn'nin yok denilecek kadar az olduğu ve buranın genel olarak bakırca zengin malzemedan meydana geldiği belirlenmiştir. Grafikteki Zn piklerindeki artış, bakırca zengin halkalar arasında kalan ince taneli CuZn37'den kaynaklanmaktadır.



Şekil 6.66. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

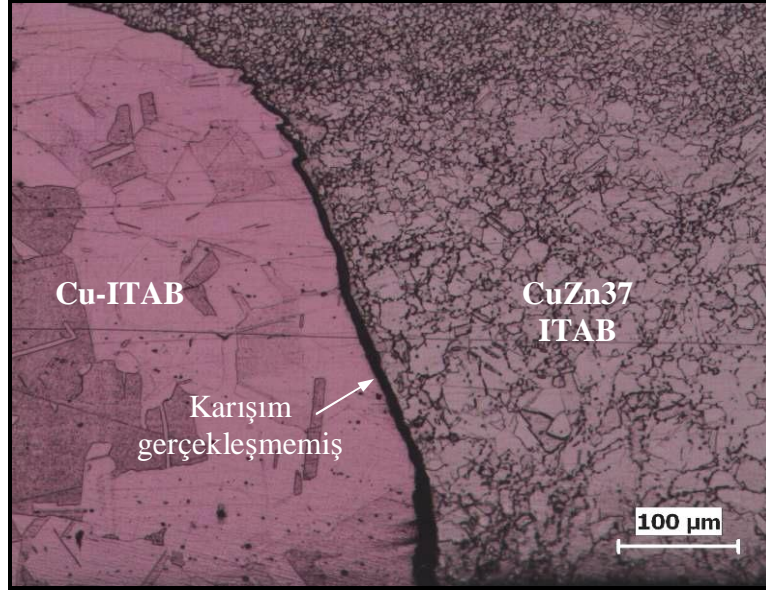
Şekil 6.67 ise, daha çok ilerleme kenarında görülen soğan halkaları yapısından alınan analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekilde verilen sonuçlara göre halkalar şeklindeki yapı, bakırca zengin bantlarla (koyu renk), bu bantlar arasında kalan ince taneli CuZn37'den (açık renk) meydana gelmiştir. İnce taneli CuZn37 kalınlıklarının hemen hemen aynı, bakırca zengin bantların kalınlıklarının ise dışa doğru azaldığı görülmektedir.



Şekil 6.67. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM mikroyapısındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgesinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: KM, kaynak bölgesi içerisinde takım eksenine göre simetrik bir görünüm sergilemiş olup, genel olarak çanak şekline benzerdir. KM, daha çok kaynak bölgesi merkezinde görülmekle beraber, takım omuz kısmının hem ilerleme kenarındaki Cu hem de yığıma kenarındaki CuZn37 levhaya temas ettiği bölgelere doğru genişlemiştir.

Kaynak kök kısmı: Şekil 6.68, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kaynak kök kısmında, uygun olmayan karıştırıcı uç batma derinliğinin neden olduğu kök nüfuziyetsizliği hatasını göstermektedir. Bu bölgenin mikroyapısının genel olarak, iri tane yapılarına sahip Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'dan meydana geldiği belirlenmiştir.



Şekil 6.68. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.8. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

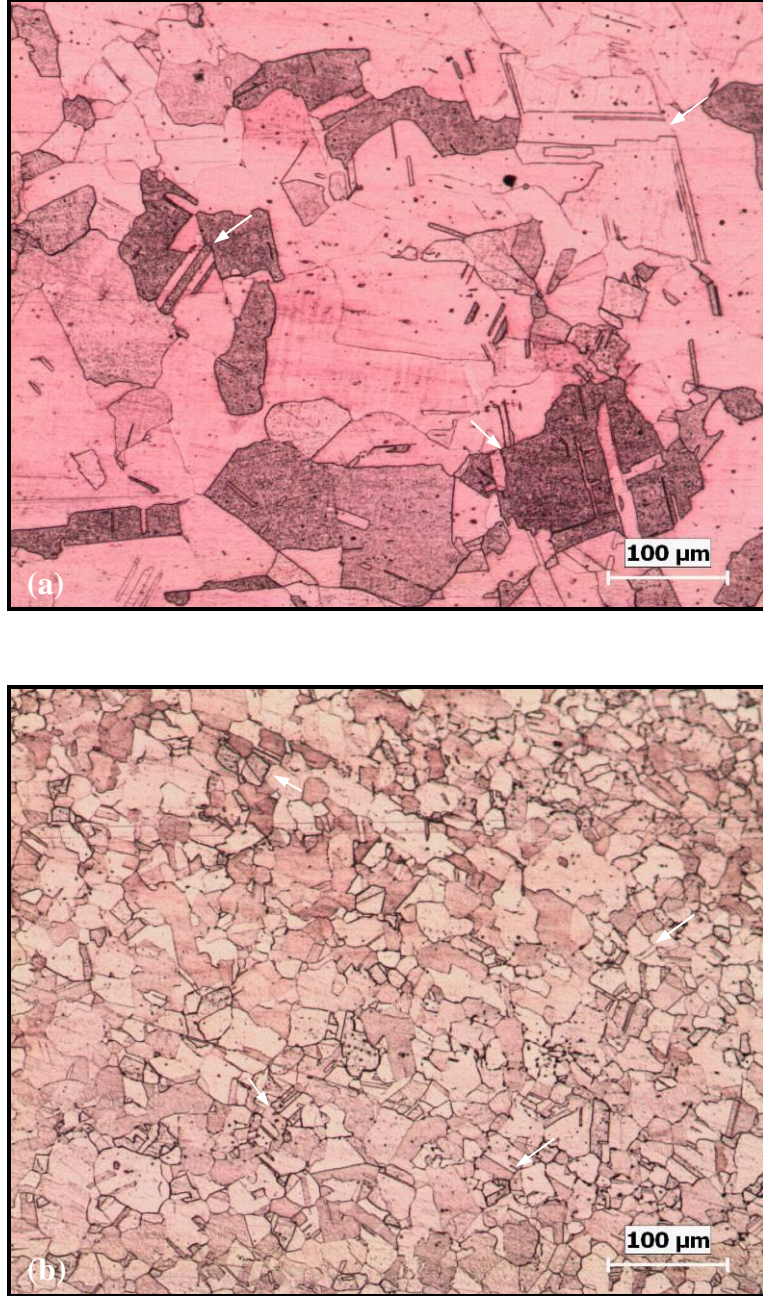
22 mm/dak kaynak hızı ve 1000 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen CuZn37/Cu numunesinin kaynak bölgesinde belirlenen mikroyapı bölgeleri Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, TMEB ve KM başlıkları altında incelenerek değerlendirilmiştir.

6.5.8.1. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB

Yığıma kenarındaki Cu ana metal ile KM arasındaki bölgede, sıcaklığın 513°C'nin üzerine çıkması ve tavlama etkisi sonucu, bu bölgedeki Cu tanelerinin Şekil 6.69a'daki gibi önemli ölçüde irileştiği belirlenmiştir. Bu bölgeye Cu-ITAB adı verilmiştir. Yaklaşık 18 μm ortalama tane büyüklüğü olan Cu ana metale karşın, bu bölgenin ortalama tane büyüklüğü 75 μm olarak tespit edilmiştir.

İlerleme kenarındaki CuZn37 ana metal ile KM arasında kalan bölgedeki sıcaklık 554°C'nin üzerine çıkmıştır. Dolayısıyla, tavlama etkisiyle bu bölgedeki tanelerin de irileştiği görülmüştür. Bu bölgeye de CuZn37-ITAB adı verilmiştir (Şekil 6.69b). CuZn37 ana metalin ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 20 μm iken, CuZn37-

ITAB'daki taneler ortalama olarak 29 μm olarak belirlenmiştir. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da ikizlenme tespit edilen tane örnekleri, mikroyapı resimlerinde ok işaretleriyle gösterilmiştir.



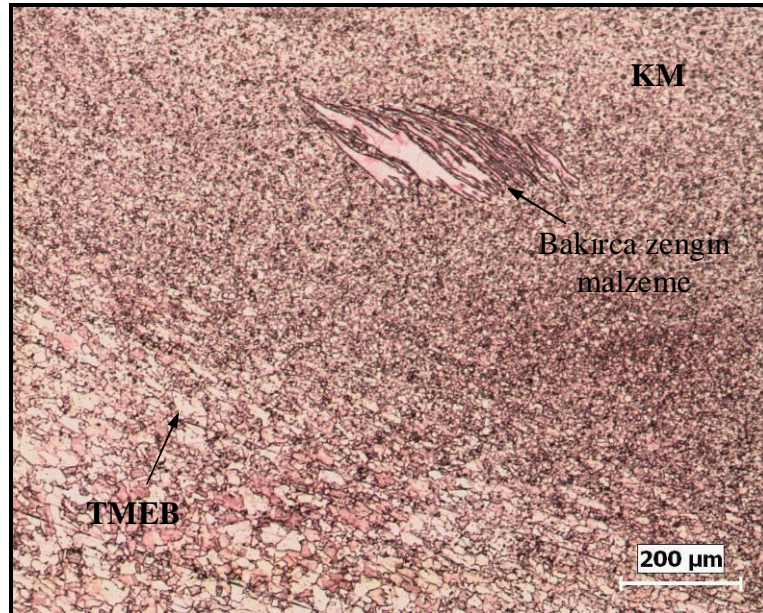
Şekil 6.69. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki; (a) Cu-ITAB ve (b) CuZn37-ITAB'ın OM mikroyapı resimleri

Kaynak bölgesinin her iki kenarındaki bu iki bölgenin, ana metallere göre tane irileşmesi oranı karşılaştırmasında, Cu-ITAB'daki tanelerin CuZn37-ITAB'daki

tanelere göre, önceki birleştirmelerde görüldüğü gibi, çok daha fazla irileştiği tespit edilmiştir. Ayrıca yine, kaynak bölgesi içerisinde Cu-ITAB'ın CuZn37-ITAB'dan daha büyük bir alanda oluştuğu görülmüştür. Cu-ITAB, yığılma kenarındaki omuz kısmının altında kalan geniş bir alanda meydana gelmiş ve hemen hemen kaynak merkezinde, ilerleme kenarındaki CuZn37 levhaya doğru girmiştir. CuZn37-ITAB ise, ilerleme kenarındaki omuz kısmı kenarından itibaren CuZn37 ana metale doğru oluşmaya başlamış ve levhanın alt kısmına doğru uzanmıştır. Cu-ITAB ile KM'nin ara yüzey geçişi yine oldukça belirgin iken, CuZn37-ITAB ile diğer mikroyapı bölgeleri arasındaki geçişin o kadar belirgin olmadığı görülmüştür.

6.5.8.2. TMEB

Yığılma kenarındaki Cu levhada, TMEB yapısı görülmemesine rağmen, ilerleme kenarındaki CuZn37 levhada, CuZn37-ITAB ile KM arasındaki tanelerin yön değiştirmesiyle uzadığı CuZn37-TMEB yapısı belirlenmiştir (Şekil 6.70). Bu bölgedeki tane yönelmesinin diğer birleştirmelere göre daha belirgin olduğu da söylenebilir.

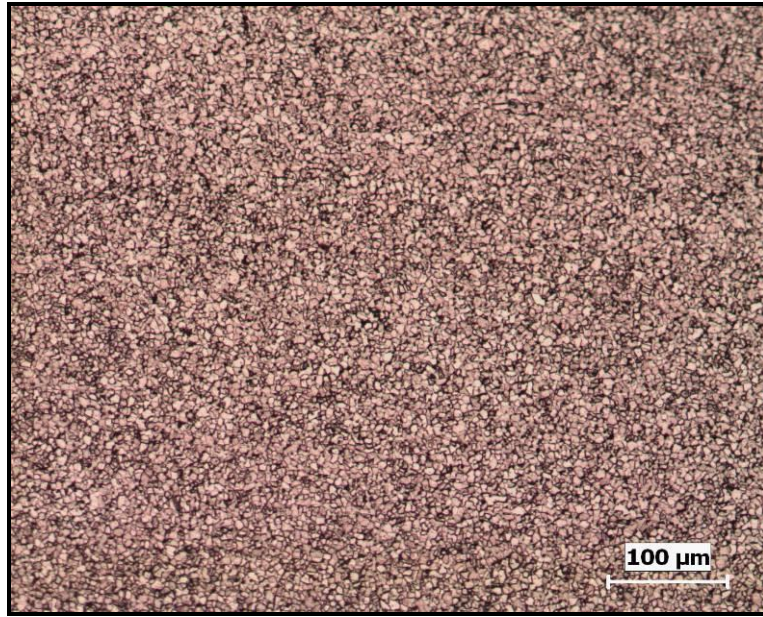


Şekil 6.70. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesindeki CuZn37-TMEB'in mikroyapı görünümü

6.5.8.3.KM

Bu bölümde, OM, SEM–EDS analiz sonuçları yardımıyla KM'nin mikroyapı özellikleri, malzeme akışı ve geometrik şekli değerlendirilmiş, kaynak kök kısmının birleşme özellikleri ele alınmıştır.

Mikroyapı özellikleri: Şekil 6.71, 1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki Cu ile CuZn37 malzemelerin karışımı sonucu meydana gelen KM'nin, OM'de çekilmiş mikroyapı resmini göstermektedir. Bu mikroyapı resmine göre, SKK sonucunda KM'de görülen başlıca yapı değişimi, yeniden kristalleşmenin neden olduğu CuZn37 tanelerinin incelmesidir. İnce taneli bu CuZn37 bölgesinin ortalama tane büyüklüğü 5 µm olarak tespit edilmiştir.

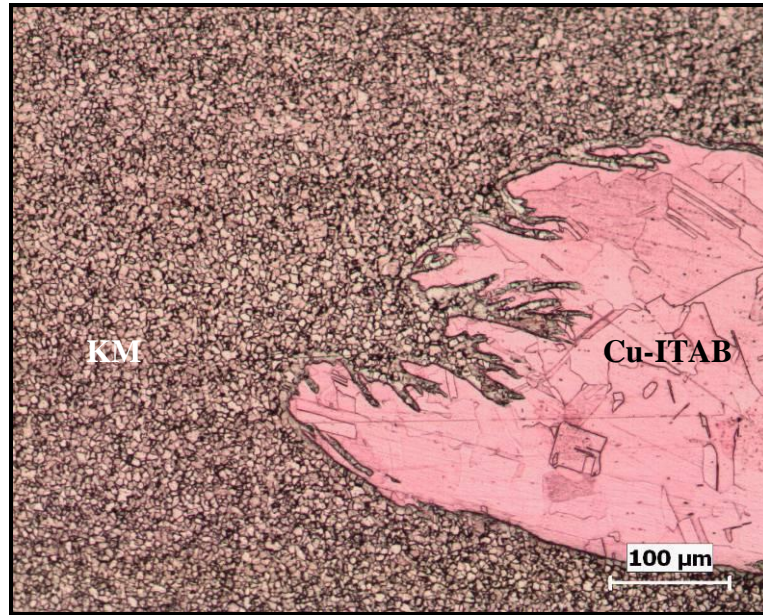


Şekil 6.71. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM'nin OM mikroyapı resmi

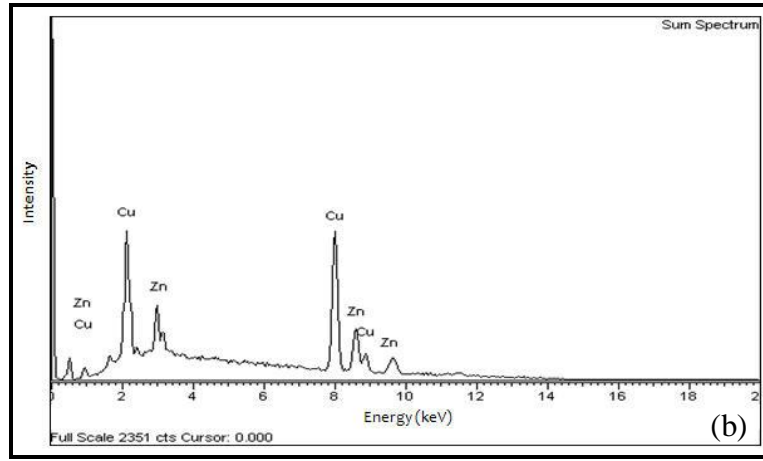
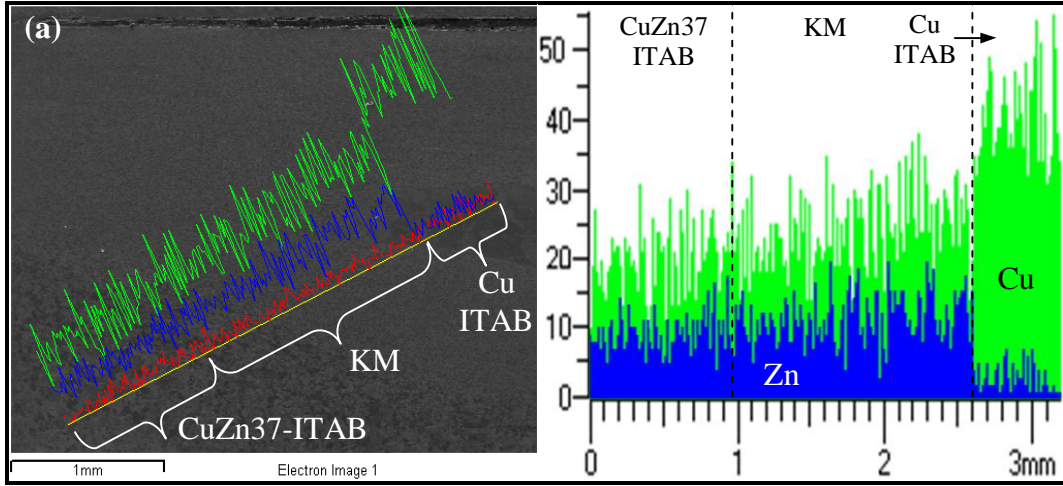
KM'deki ince taneli CuZn37'nin genel olarak, yapı içerisinde homojen olarak dağıldığı görülmekle beraber, KM'de yeniden kristalleşmiş ince taneli Cu malzeme tespit edilmemiştir. Ayrıca, önceki bazı birleştirmelerde görülen ve genel olarak, KM içerisine farklı tane boyutuna sahip bakırca zengin malzeme akışı da belirlenmemiştir. Sadece, Şekil 6.70'deki TMEB yapısının gösterildiği mikroyapı resmindeki gibi, az bir bakırca zengin malzeme oluşumu belirlenmiştir. Ayrıca, Şekil

6.72’de gösterilen biçimde, KM ile Cu-ITAB yapısının girintili çıkıntılı bir şekilde iç içe girerek bir birleşme meydana getirdiği de görülmüştür.

Şekil 6.73’de, 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki CuZn37-ITAB, KM ve Cu-ITAB arasında gerçekleştirilen EDS analizinde, Cu ve Zn elementlerinin değişimi gösterilmektedir. Cu ve Zn’nin CuZn37-ITAB’dan başlayarak KM ile Cu-ITAB ara yüzey geçişine kadar bir miktar artış gösterdiği belirlenmiştir. Cu-ITAB başlangıcında ise, Zn miktarının ani bir düşüş sonrası azaldığı ve Cu miktarının önemli ölçüde arttığı görülmüştür. Dolayısıyla, Cu-ITAB’a kadar mikroyapının Cu ve Zn’nin karışımından meydana geldiği, Cu-ITAB’ın ise esas olarak Cu’dan oluştuğu söylenebilir.



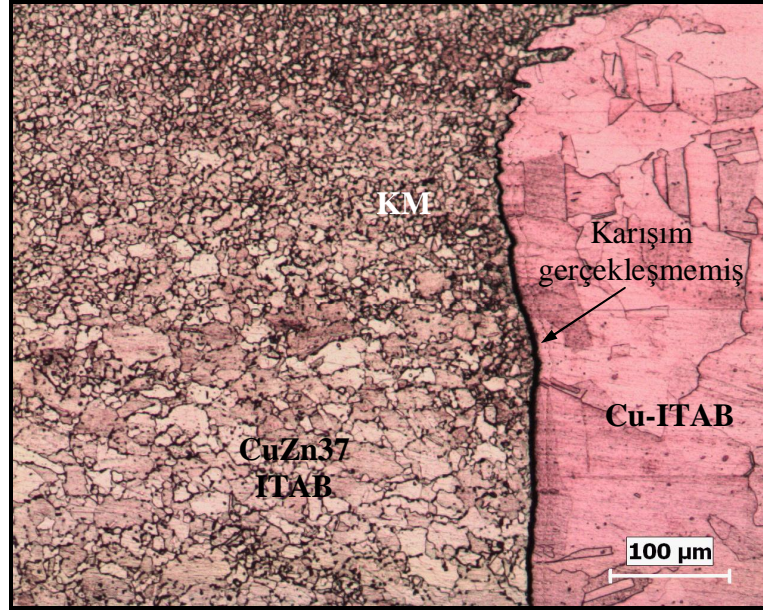
Şekil 6.72. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki birbirine içine girmiş KM ile Cu-ITAB mikroyapısının görünümü



Şekil 6.73. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin CuZn37-ITAB, KM ve Cu-ITAB mikroyapılarındaki EDS analiz sonuçları; (a) EDS alınan mikroyapı bölgelerinin resmi ile Cu ve Zn element içeriklerinin karşılaştırılması, (b) tespit edilen elementlere ait spektrumların gösterimi

KM'nin geometrik şekli: KM'nin şekil itibariyle, 600/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesindeki KM'ye benzediği tespit edilmiştir. KM, daha çok kaynağın ilerleme kenarında meydana gelmiş ve üst kısımdaki bir miktar ince taneli CuZn37 yapısının Cu-ITAB'a doğru daralarak uzadığı görülmüştür. Bununla birlikte, soğan halkaları yapısı oluşumu bu birleştirmede belirlenememiştir.

Kaynak kök kısmı: Şekil 6.74, 1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kaynak kök kısmında, uygun olmayan karıştırıcı uç batma derinliğine bağlı yeterli deformasyon ve karışımın olmadığı, kök nüfuziyetsizliği hatasını göstermektedir. Kaynağın kök kısmının mikroyapısı ise genel olarak, iri taneli Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'la beraber ince taneli KM'den meydana gelmiştir.



Şekil 6.74. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirme numunesinin kök kısmı

6.5.9. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikroyapı özellikleri

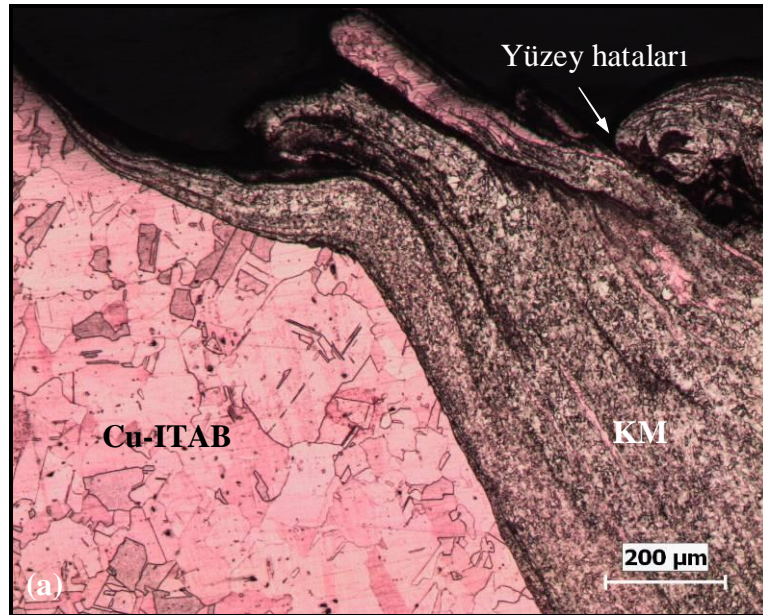
1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin kaynak yüzeyi ve kök kısmında, ayrıca kaynak bölgesi içinde önemli kaynak hataları görüldüğü için, meydana gelen karışımın ve kaynak hataların belirtilmesi açısından, OM'de genel mikroyapı değerlendirmeleri yapılmıştır.

Bu birleştirmede meydana gelen bu önemli kaynak hataları, Cu ve CuZn37 levhaların konumuna bağlanmıştır. Çünkü 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesine göre diğer parametreler aynı olmasına rağmen, sadece levha konumları değiştirilmiştir. Dolayısıyla, 22 mm/dak kaynak hızında ve 1000 dev/dak takım dönme hızında, Cu ve CuZn37 levhaların hangi kenara sabitlendiklerinin oldukça önemli olduğu sonucuna varılabilir.

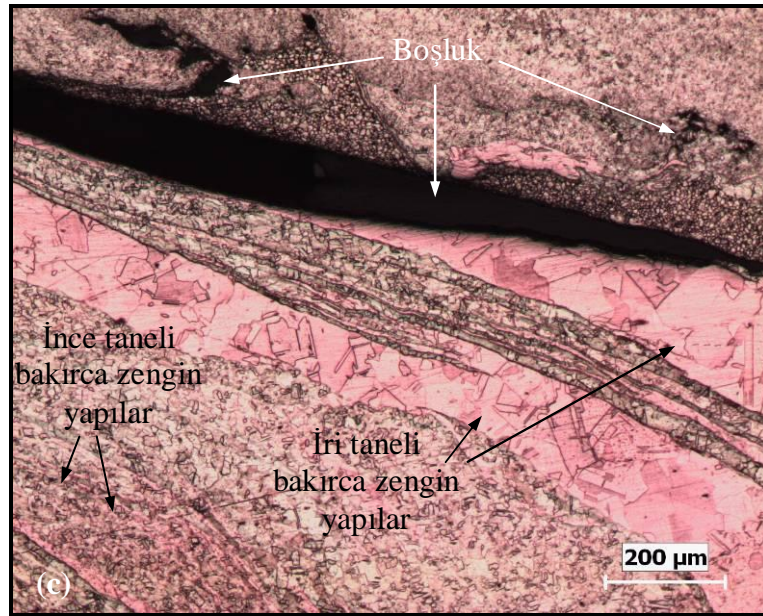
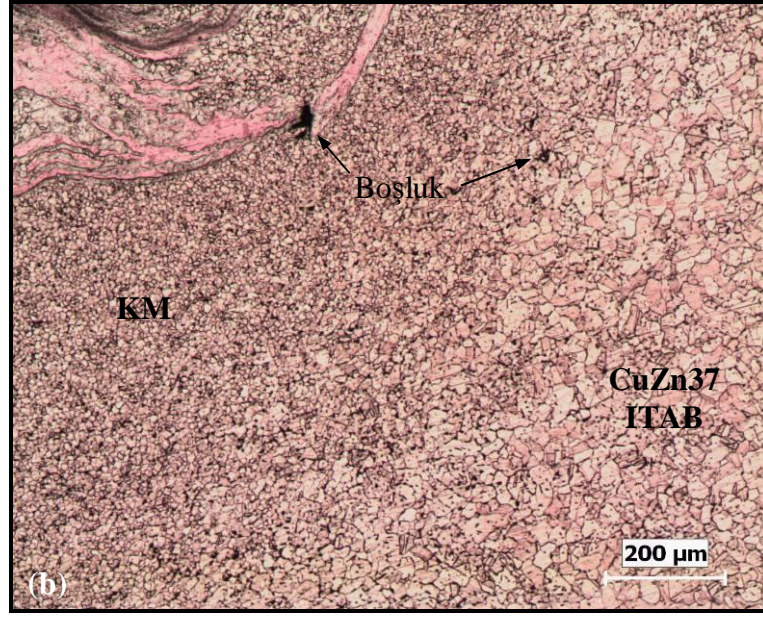
Şekil 6.75, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinde meydana gelen malzeme akışını, mikroyapı değişimini ve kaynak hatalarını göstermektedir. Diğer birleştirmelerde olduğu gibi, bu birleştirmenin kaynak bölgesinde de iri tane yapısına sahip Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB görülmüştür. Cu-ITAB'ın ortalama tane büyüklüğü yaklaşık 100 μm olurken, CuZn37-ITAB'ınki yaklaşık 37 μm olmuştur.

Dolayısıyla, tüm birleştirmeler içinde en fazla tane büyümesi bu iki ITAB'da tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kaynağın ne ilerleme kenarındaki Cu levhada ne de yığıma kenarındaki CuZn37 levhada belirgin bir TMEB yapısı tespit edilememiştir.

Nispeten yüksek takım dönme hızına sahip bu Cu/CuZn37 birleştirmesinde bakır ve pirinç malzemenin oldukça şiddetli bir plastik deformasyona maruz kaldığı, buna bağlı olarak da KM içerisinde büyük oranda malzeme akışının meydana geldiği görülmektedir. Ancak, KM içerisindeki bu malzeme akışı, uygun olmayan karıştırmadan dolayı oldukça düzensiz bir dağılım göstermekle birlikte, KM içerisinde farklı geometri ve tane büyüklüklerine sahip Cu ve CuZn37 bölgelerinin meydana gelmesine de neden olmuştur. Genel olarak KM, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37, iri taneli CuZn37 ve farklı tane boyutlarına sahip bakırca zengin yapılardan meydana gelmiştir. KM'deki CuZn37 malzemelerin tane büyüklüklerinin 3 μm 'den 40 μm 'ye kadar değiştiği belirlenmiştir. Bu durum da göstermektedir ki, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM'de farklı soğuma hızları meydana gelmiştir.



Şekil 6.75. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapı değişimi ve kaynak hatalarının görünümü



Şekil 6.75. (Devam)

Şekil 6.76'da, kaynağın kök kısmının mikroyapı resmi gösterilmektedir. Önceki bütün birleştirme numunelerinde görülenden farklı olarak, kaynağın ilerleme ve yığıma kenarları seçilememekte ve kök nüfuziyetsizliği tanımlaması yapılamamaktadır. Çünkü bu bölgede, oldukça şiddetli bir plastik deformasyon ve karışım meydana gelmiştir. Ancak, bu birleştirmede kök nüfuziyetsizliği hatasının

yerini, Tablo 6.1’de gösterilen ve kaynağın kök kısmı boyunca devam eden bozukluklar almıştır.



Şekil 6.76. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunesinin kök kısmı

Sonuç olarak, makro ve mikroyapı incelemelerinde 1000/22 Cu/CuZn37 haricindeki birleştirmelerde, boşluk, gözenek ve tünel benzeri hatalar meydana gelmemiştir. Birleştirmelerde en sık rastlanan hata oluşumunun ise, kök nüfuziyetsizliği olduğu görülmüştür. Birleştirmelerin kaynak bölgelerinde ana metallerin yanı sıra, sıcaklık artışlarının neden olduğu Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapı bölgelerinin oluştuğu tespit edilmiştir. Ancak, Cu levha taraflarında TMEB mikroyapı değişimi görülmemiştir. Takım dönme hızı ve levha konumundaki farklılıkların, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB ve KM’lerin tane büyüklükleri değişimlerine sistematik bir etkisi belirlenememiştir. Ancak, Cu ve CuZn37 levhaların farklı ısı iletim özelliklerin, özellikle KM’lerdeki tane büyüklükleri dağılımlarında etkili olduğu görülmüştür. Bununla birlikte, Cu levhanın ilerleme kenarına CuZn37 levhanın ise yığıma kenarına sabitlendiği birleştirmelerin KM’lerinde, Cu ve CuZn37 malzemenin daha fazla karışıp, daha karmaşık bir mikroyapı oluşumu meydana getirdiği de tespit edilmiştir.

6.6. Mikrosertlik Sonuçları

Bu bölümde, Cu ve CuZn37 ana metaller ile 22 mm/dak sabit kaynak hızında, 400, 600, 800, 1000 dev/dak takım dönme hızlarında gerçekleştirilen Cu ve CuZn37 birleştirme numunelerinin kaynak bölgelerinde tespit edilen mikrosertlik dağılımları ve bu sertlik dağılımlarının mikroyapı bölgeleriyle olan ilişkileri değerlendirilmiştir.

SKK ile birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik ölçümleri, Şekil 5.7’de gösterildiği gibi, kaynak dikişine dik kesitte ve İK-YK boyunca sıra-sertlik alımıyla gerçekleştirilmiştir. Farklı kaynak parametrelerine sahip her bir numunenin, üst ve alt bölgelerinde yapılan ölçümler sonrasında, “sertlik-karıştırıcı uç ekseninden uzaklık” grafikleri elde edilmiştir. Bu grafiklerde, karıştırıcı uç eksenini ya da diğer bir ifadeyle kaynak merkezi “sıfır” kabul edilerek, kaynağın ilerleme ve yığma kenarlarına doğru 0,5 mm adımlarla ölçülen sertlik değerleri gösterilmiştir. Daha sonra, sertlik alınan bölgelerde elmas ucun battığı yerlerin hangi mikroyapı bölgesi içerisinde olduğu OM’da incelemeleriyle tespit edilmiştir. Bu şekilde, mikroyapı incelemelerinde belirlenen farklı mikroyapı bölgeleriyle elde edilen sertliklerin eşleştirmeleri yapılmış ve mikroyapı bölgelerinin sahip olduğu sertlik değişim aralıkları ile ortalama sertlik değerleri tespit edilmiştir.

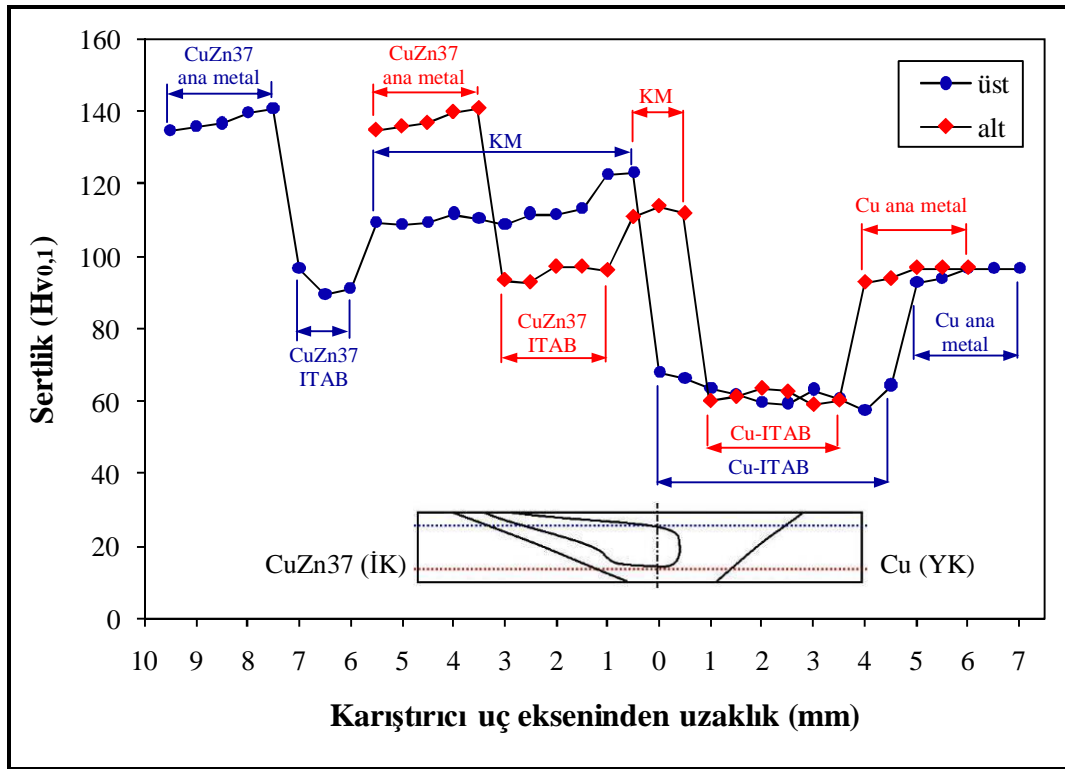
6.6.1. Cu ve CuZn37 ana metallerin sertlikleri

Birleştirmelerde kullanılan Cu ve CuZn37 ana metallerin mikrosertlik değerlerinin belirlenmesi için, kaynak işlemi yapılmamış levhalardan kesilen numuneler kullanılmıştır. Bu numunelere kalıplama, zımparalama, parlatma ve dağlama gibi standart metalografik işlemler sonrası sıra-sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Mikrosertlik ölçümleri sonrasında Cu ana metalin ortalama sertlik değerinin 95 ± 2 Hv, CuZn37 ana metalin ortalama sertlik değerinin ise 138 ± 3 Hv olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen bu sertlik sonuçların Tablo 2.1’de belirtilen değerlerle de uyumlu olduğu görülmektedir. Bu sertlik değerleri, birleştirilen bütün Cu ve CuZn37 levhaların sertlik dağılımlarının gösterildiği grafiklerde kullanılmıştır.

6.6.2. 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları

400/22 CuZn37/Cu numunesinin kaynak kesiti üst ve alt bölgelerinden elde edilen sertlik dağılımları, Şekil 6.77'deki grafikte verilmiştir. Grafikte, mikroyapı incelemelerinde tespit edilen Cu ve CuZn37 ana metaller ile Cu-ITAB, CuZn37-ITAB ve KM'nin sertlik dağılımları gösterilmektedir. Ancak grafikteki, kaynak bölgelerinin şematik gösteriminden de anlaşılacağı gibi, kaynak kesitinin üst bölgesindeki KM'ye ait sertlikler belirlenebilirken, alt bölgedeki KM sertlik değerleri, sıra-sertlik ölçüm doğrultusunun KM'nin altında kalmasından dolayı belirlenememiştir. Bu nedenle, numunenin kök kısmına en yakın KM içerisinden, İK-YK doğrultusunda üç adet sertlik ölçümü daha yapılmış ve elde edilen değerler sertlik dağılımı grafiğine dahil edilmiştir.



Şekil 6.77. 400/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.2.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)

Kaynağın üst bölgesinde gerçekleştirilen sertlik ölçümleri sonucunda, yığma kenarındaki Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin 63 ± 3 Hv, ilerleme kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin ise 93 ± 4 Hv olduğu tespit edilmiştir. Alt bölgedeki Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 62 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği ise 95 ± 2 Hv olarak belirlenmiştir.

Elde edilen bu sertlik ölçümlerine göre, Cu-ITAB'da ve CuZn37-ITAB'da ana metallere göre SKK sonrasında belirgin bir sertlik azalmasının meydana geldiği görülmektedir. Daha önce anlatılan, hem Cu-ITAB hem de CuZn37-ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin, bu şekildeki bir sertlik düşüşüne neden olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte, kaynağın üst ve alt bölgelerindeki Cu-ITAB'ın sertlik değerleri birbirine yakın olup, kayda değer bir farklılık görülmemiştir. Söz konusu bu durumun, CuZn37-ITAB için de geçerli olduğunu söylemek mümkündür.

6.6.2.2. KM

Bölüm 6.5'de anlatılan mikroyapı incelemelerinde de görülebileceği gibi, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait KM'de baskın olan yapı, genel olarak yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 malzemedir. Dolayısıyla, bu bölgedeki sertlik ölçüm sonuçlarının benzer değerlerde olması beklenmektedir. Fakat Şekil 6.77'de gösterilen üst bölgedeki KM'nin sertlik dağılımında, Cu-ITAB'a yakın bölgedeki sertlik değerlerinin KM'ye ait diğer sertliklerden daha yüksek olduğu görülmektedir. Kaynağın üst bölgesindeki sertlik dağılımında, KM sertliklerinin 109–123 Hv arasında değiştiği ve ortalama sertliğin 113 ± 5 Hv olduğu tespit edilmiştir. Ancak, Cu-ITAB'a daha yakın iki sertlik değeri yaklaşık 123 Hv iken, KM'deki diğer sertlikler 109–113 Hv arasında kalmıştır. KM içerisinde bu şekildeki bir sertlik farklılığına, komşu Cu-ITAB'ın sahip olduğu yüksek ısı iletim özelliğinin neden olduğu tahmin edilmektedir. Çünkü Cu-ITAB'ın, KM'deki kendisine daha yakın CuZn37 tanelerinin daha hızlı soğumasını sağladığı ve böylece nispeten daha ince tane yapısı oluşumuna bağlı sertlik artışının meydana geldiği düşünülmektedir. Kaynağın alt bölgesindeki sertlik değerleri ise 111–114 Hv arasında değişmiş olup,

bu bölgedeki ortalama sertlik yaklaşık 112 ± 2 Hv olarak belirlenmiştir. Dolayısıyla, KM'nin üst ve alt bölgelerindeki ortalama sertliklerin birbirine oldukça yakın olduğunu söylemek mümkündür.

Yukarıda verilen sonuçlar göstermektedir ki, KM'de Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'a göre bir sertlik artışı meydana gelmiştir. Bununla birlikte, KM'nin üst ve alt bölgelerindeki ortalama sertlikler Cu ana metalden yaklaşık %19 daha yüksek iken, CuZn37 ana metalden yaklaşık %18 daha düşük çıkmıştır. KM'deki sertlik değerlerinin, ince tane yapısına rağmen CuZn37 ana metalden daha düşük çıkması, bu bölge içerisine karışmış Cu malzemenin varlığına bağlanmaktadır.

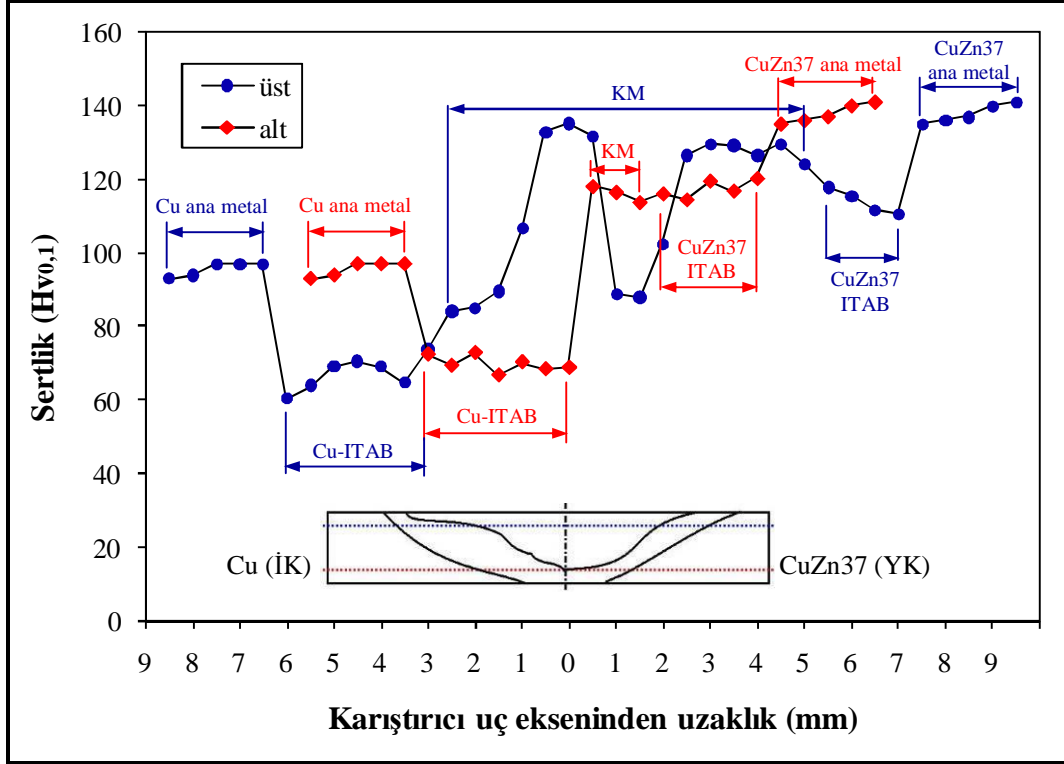
6.6.3. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikrosertlik dağılımları

400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunenin üst ve alt bölgelerinden yapılan sertlik dağılımları, Şekil 6.78'de verilen grafikte gösterilmiştir. Şekilde, mikroyapı incelemelerinde belirlenen Cu ve CuZn37 ana metaller ile Cu-ITAB, CuZn37-ITAB ve KM'nin sertlik dağılımları verilmektedir. Bu birleştirmede de 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine benzer olarak, alt bölgedeki sıra-sertlik alımı doğrultusu boyunca KM'ye ait sertlikler ölçülmediği için, sonradan gerçekleştirilen KM sertlik sonuçları grafiğe dahil edilmiştir.

6.6.3.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)

Kaynak kesitinin üst bölgesindeki sertlik dağılımında, kaynağın ilerleme kenarında bulunan Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin 67 ± 5 Hv, yığıma kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin ise 114 ± 3 Hv olduğu görülmektedir. Alt bölge boyunca gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde ise, Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 70 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği 117 ± 2 Hv olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlar, Cu ve CuZn37 ana metallere göre Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da belirgin bir sertlik azalmasının olduğunu göstermektedir. Kaynağın her iki kenarındaki ITAB'larda bu şekildeki sertlik azalmasına, SKK sonrası bu bölgelerde meydana gelen tane irileşmesinin neden olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte, üst ve alt bölgelerdeki Cu-ITAB sertlikleri birbiriyle karşılaştırıldığında önemli bir farklılığın

olmadığı belirlenmiştir. Bu durumun, üst ve alt bölgedeki CuZn37-ITAB sertlikleri için de geçerli olduğu görülmektedir.



Şekil 6.78. 400/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.3.2. KM

Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemelerinde ifade edildiği gibi, 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin KM, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 malzemenin yanı sıra bakırca zengin parçacık ve tabakalar şeklinde dizilmiş yapılardan meydana gelmiştir. Bu nedenle KM'nin sertlik dağılımında, önemli farklılıklara bağlı dalgalanmaların olması beklenmektedir. Kaynak kesitinin üst bölgesinde elde edilen ölçüm sonuçları da bu beklentiyi doğrular nitelikte olup, inişli-çıkışlı bir sertlik dağılımı meydana gelmiştir. Üst bölgedeki KM'ye ait sıra-sertlik ölçümlerine göre, sertlik değerleri 84–135 Hv arasında değişmiş ve ortalama sertlik de 113 ± 20 Hv olarak belirlenmiştir. KM içerisinde sertlik alınan bölgeler OM'de incelendiğinde, bakırca zengin bölgelerin en düşük sertlik değerlerine, ince taneli CuZn37 tanelerin bulunduğu bölgelerin ise en yüksek sertliklere sahip olduğu görülmüştür. Başka bir deyişle, KM

içerisine karışmış bakırca zengin bölgeler, KM'nin ortalama sertliğini açık bir şekilde düşürmüştür. Kaynağın alt bölgesindeki KM sertlikleri ise, buradaki yapının genel olarak ince taneli CuZn37 malzemedeki oluşması sebebiyle benzer değerlerde çıkmıştır. Sertlikler 114–118 Hv arasında değişmiş olup, ortalama sertlik değeri yaklaşık 116 ± 2 Hv olarak ölçülmüştür.

Yukarıda ifade edilen sonuçların ışığında, KM'ye ait ortalama sertliklerin üst ve alt bölgelerde benzer olduğunu söylemek mümkündür. Ayrıca KM'de, Cu-ITAB'a göre bir sertlik artışı meydana gelirken, CuZn37-ITAB'la hemen hemen benzer ortalama sertlik değeri elde edilmiştir. KM'nin üst bölgesindeki ortalama sertlik değeri Cu ana metalden yaklaşık %19 daha yüksek, CuZn37 ana metalden ise yaklaşık %18 daha düşüktür. Aynı şekilde, alt bölgedeki ortalama sertlik değeri Cu ana metalden yaklaşık %22 daha yüksek, CuZn37 ana metalden ise yaklaşık %16 daha düşük olmuştur.

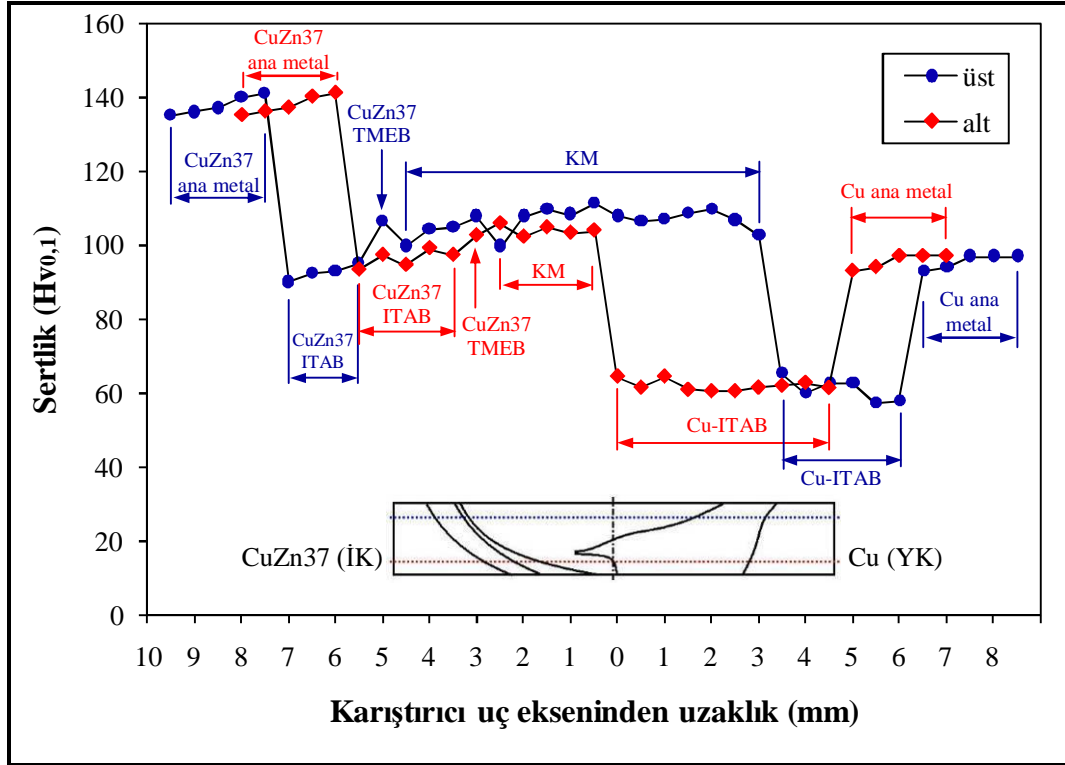
6.6.4. 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları

Şekil 6.79, 600/22 CuZn37/Cu numunesinin kaynağın üst ve alt bölgelerinden alınan sertlik ölçüm dağılımlarına ait grafiğini göstermektedir. Grafikte, mikroyapı incelemeleri sonucunda tespit edilen Cu ve CuZn37 ana metallerin yanı sıra Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapılarına ait sertlik dağılımları verilmektedir.

6.6.4.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)

Kaynak kesiti üst bölgesindeki sertlik dağılımında, kaynağın yığılma kenarında bulunan Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin 61 ± 3 Hv, ilerleme kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin ise 93 ± 2 Hv olduğu görülmektedir. Alt bölgede gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde ise, Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 62 ± 1 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği 96 ± 2 Hv olarak tespit edilmiştir. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 ana metallere göre Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da belirgin bir sertlik azalması meydana gelmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi, SKK sonrası bu bölgelerde meydana gelen tane irileşmesinin, sertlik azalmasına neden olduğu

düşünülmektedir. Ayrıca, üst ve alt bölgedeki Cu-ITAB'ın sertlikleri birbiriyle, benzer şekilde CuZn37-ITAB'ın üst ve alt bölgedeki sertlikleri birbiriyle karşılaştırıldığında dikkat çekici bir farklılığın olmadığı görülmüştür.



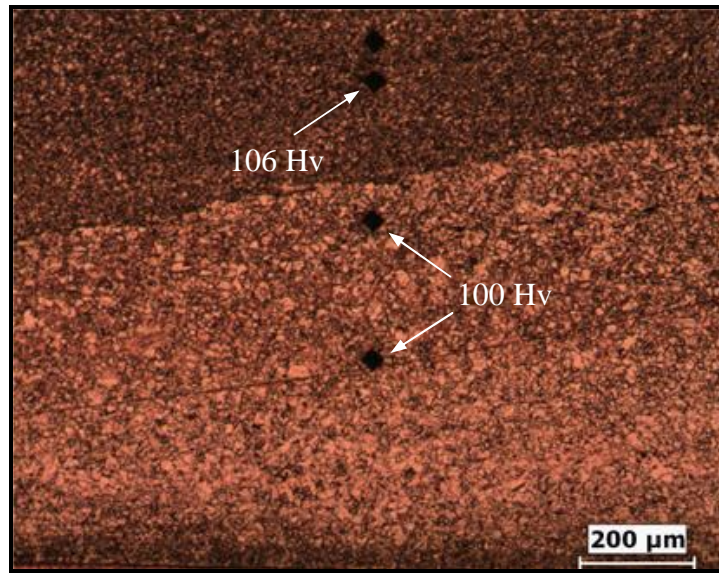
Şekil 6.79. 600/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.4.2. KM

Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemelerinde ifade edildiği gibi, 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin KM'de, iki farklı tane boyutuna sahip CuZn37 malzeme meydana gelmiştir. Tane boyutu farklılığı, özellikle KM'nin üst bölgesinde daha belirgin olduğundan, buradaki sertlik dağılımında bazı inişli-çıkışlı değerlerin elde edilmesi olasıdır. Bununla birlikte, KM alt bölgesinde nispeten daha homojen bir ince taneli yapının oluşumu, buradaki sertlik değerlerinin birbirine daha yakın olması beklentisini arttırmaktadır.

Kaynak kesiti üst bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümlerinde, bu bölgedeki sertliklerin 100–111 Hv değerleri arasında değiştiği görülmüştür. Ortalama sertlik

değeri ise 107 ± 3 Hv olarak belirlenmiştir. Sertlik ölçümü yapılan bölgeler OM'de incelendiğinde, en düşük sertliklerin nispeten daha iri taneli CuZn37 bölgelerinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Şekil 6.80 de KM'deki tane boyutu farklılığına bağlı bu sertlik değişimini destekleyici niteliktedir. Şekilde, KM içerisindeki iki farklı tane yapısında gerçekleştirilen sertlik değerleri verilmiştir. Nispeten ince taneli CuZn37 bölgesinin, daha iri taneli bölgeye göre yaklaşık 6 Hv daha yüksek sertliğe sahip olduğu görülmektedir. CuZn37-TMEB'in sertliği ise KM sertliklerine yakın bir değerde, 106 Hv olarak tespit edilmiştir.



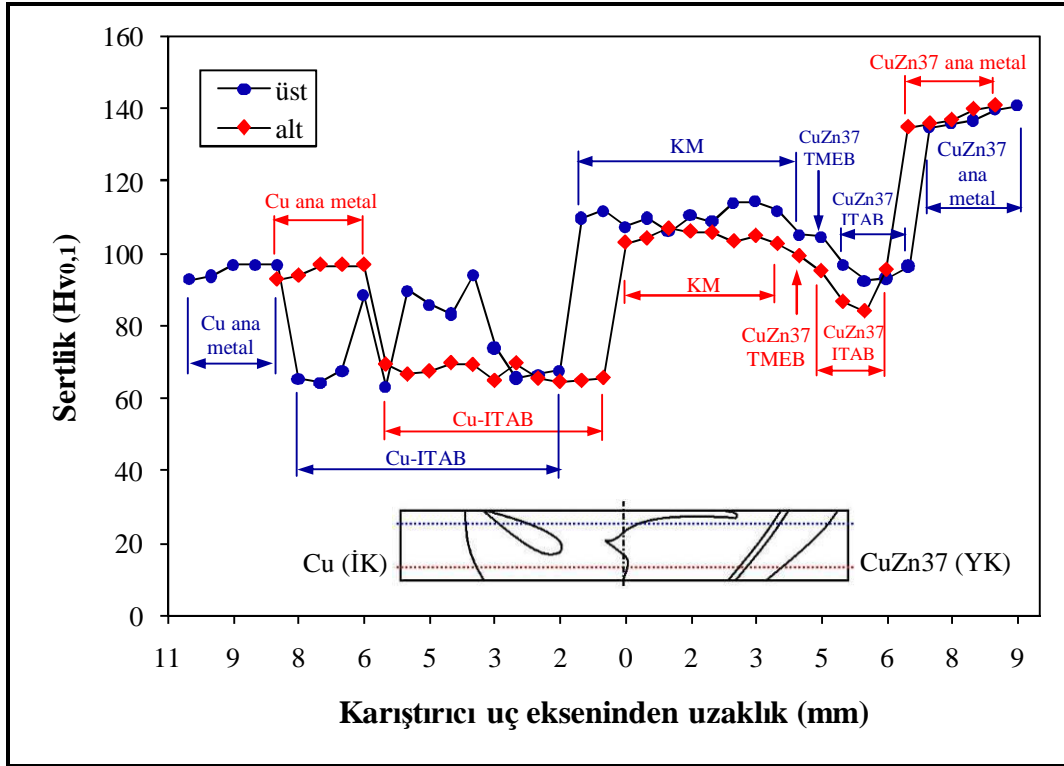
Şekil 6.80. 600/22 CuZn37/Cu numunesindeki, iki farklı tane yapısına sahip KM'de belirlenen sertlik değerleri

KM'nin alt bölgesindeki sertlik dağılımında ise yukarıda ifade edildiği gibi, benzer ölçüm sonuçları elde edilmiştir. Bu bölgenin sertlik değerleri 102–106 Hv arasında değişirken, ortalama sertlik de 104 ± 1 olarak bulunmuştur. Dolayısıyla, KM'nin üst ve alt bölgelerinde önemli bir sertlik ortalaması farkının meydana gelmediği belirlenmiştir. Alt bölgedeki CuZn37-TMEB sertliğinin yaklaşık 103 Hv olduğu görülmüştür. Genel olarak üst ve alt bölgedeki KM sertlik ortalamaları dikkate alındığında, CuZn37 ana metal haricindeki diğer mikroyapı bölgelerinin ortalama sertliklerinden yüksek olduğu söylenebilir. Ayrıca, üst bölgedeki KM'nin ortalama sertlik değerinin Cu ana metalden yaklaşık %13 daha yüksek, CuZn37 ana metalden

%22 daha düşük olduğu; alt bölgedeki KM'nin ise Cu ana metalden yaklaşık %9 daha sert, CuZn37 ana metalden %25 daha yumuşak olduğu görülmüştür.

6.6.5.600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları

Şekil 6.81'de, 600/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerindeki mikrosertlik ölçüm dağılımlarının grafiği gösterilmektedir. Şekilde, mikroyapı incelemeleri sonucunda tespit edilen Cu ve CuZn37 ana metaller, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapılarına ait sertlik dağılımları gösterilmektedir.



Şekil 6.81. 600/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.5.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)

Kaynak kesitinin üst bölgesinde elde edilen sertlik dağılımında, ilerleme kenarındaki Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değeri 75 ± 11 Hv, yığıma kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değeri ise 95 ± 2 Hv olarak belirlenmiştir. Alt bölgedeki sertlik dağılımında ise Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 67 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama

sertliği 91 ± 6 Hv olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre, Cu ve CuZn37 ana metallere göre Cu-ITAB'da ve CuZn37-ITAB'da sertlik azalmalarının meydana geldiği görülmektedir. Bu bölgelerin ana metallere göre sahip oldukları iri tane yapısının, bu sertlik azalmalarına neden olduğu düşünülmektedir.

Şekil 6.81'de gösterilen sertlik dağılımlarında, alt bölgede tespit edilen Cu-ITAB'ın sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu, ancak üst bölgedeki Cu-ITAB sertliklerinde inişli-çıkışlı değerlere bağlı dalgalanmaların meydana geldiği görülmektedir. Alt bölgedeki sertlik değerlerindeki bu farklılıklar, daha önce mikroyapı incelemelerinde anlatılan, Cu-ITAB içerisinde ince taneli CuZn37 ile hemen hemen Cu ana metalin ince tane yapısına sahip bakırca zengin malzemenin meydana getirdiği bir bölgenin oluşumundan kaynaklanmaktadır. Cu-ITAB içerisinde, 84–94 Hv arasında değişen sertliklere sahip olan bu bölgenin oluşumu ile üst bölgedeki Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değerinin de yükseldiği görülmektedir. Dolayısıyla, üst bölgedeki Cu-ITAB'ın ortalama sertliği alt bölgedekinden daha yüksek çıkmıştır. Bununla beraber, üst ve alt bölgedeki CuZn37-ITAB'daki sertlik değerlerinin ise nispeten birbirine yakın olduğunu söylemek mümkündür.

6.6.5.2. KM

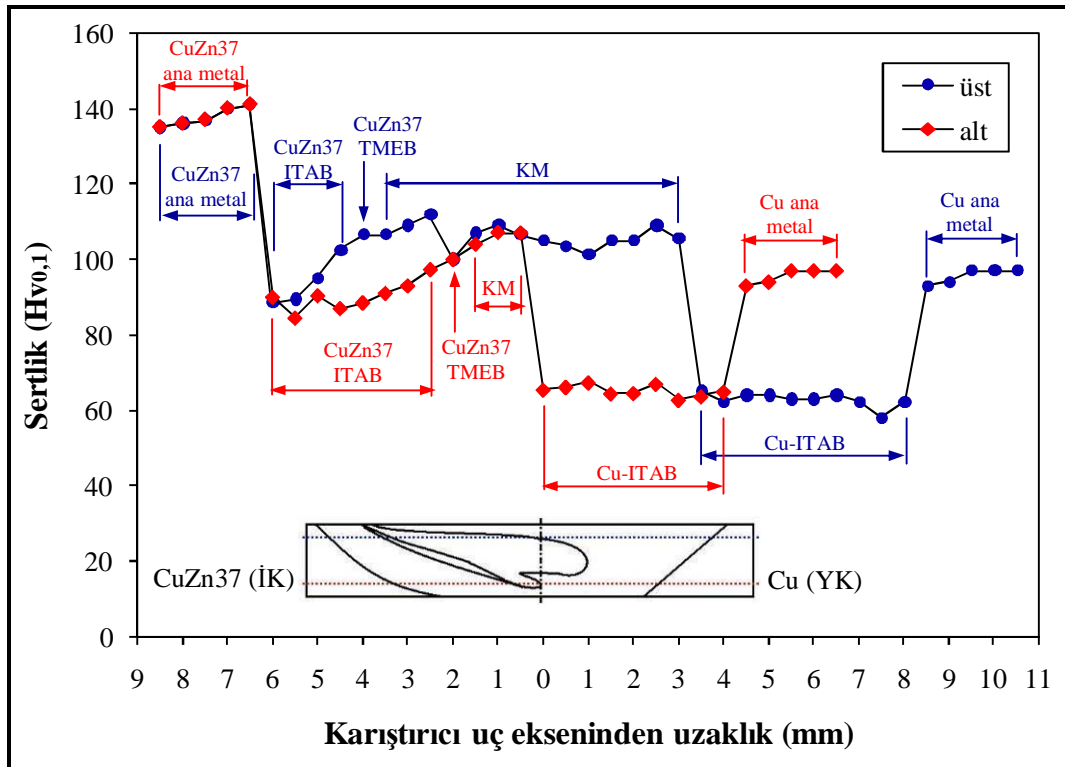
Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemeleri, 600/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde meydana gelen KM'de baskın olan yapının, genel olarak yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 malzeme olduğunu göstermektedir. Bu nedenle, KM'nin üst ve alt bölgelerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümleri sonrası, birbirine yakın değerlerin oluşturduğu sertlik dağılımı beklenmektedir.

Kaynağın üst bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümleri, bu bölgenin sertlik değerlerinin yaklaşık 106–115 Hv arasında değiştiğini ve ortalama sertliğin de 110 ± 3 Hv olduğunu göstermektedir. CuZn37-TMEB ise yaklaşık 105 Hv sertlik değerine sahiptir. KM üst bölgesinde belirlenen ortalama sertlik değeri, Cu ana metale göre yaklaşık %16 daha yüksek iken, CuZn37 ana metale göre %20 daha düşük çıkmıştır.

KM'nin alt bölgesindeki sertlik değerleri 103–107 Hv arasında değişmiştir ve bu bölgenin ortalama sertliği 105 ± 2 olarak bulunmuştur. Alt bölgedeki CuZn37-TMEB, üst bölgedekine göre bir miktar daha yumuşak olup, sertliği 95 Hv olarak tespit edilmiştir. Alt bölgedeki KM'nin ortalama sertliği Cu ana metalden yaklaşık %11 daha yüksek, CuZn37 ana metalden ise %24 daha düşük olmuştur.

6.6.6. 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin sertlik dağılımları

Şekil 6.82'de, 800/22 CuZn37/Cu numunesinde, kaynağın üst ve alt bölgelerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerine ait grafik dağılımları gösterilmektedir. Grafikte, mikroyapı incelemelerinde belirlenen Cu ana metal, CuZn37 ana metal, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapılarının sertlik dağılımları verilmiştir.



Şekil 6.82. 800/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.6.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)

Kaynak kesitinin üst bölgesindeki sertlik dağılımında, yığıma kenarındaki Cu-ITAB'ın ortalama sertlik değeri 63 ± 2 Hv, ilerleme kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değeri 94 ± 6 Hv olarak ölçülmüştür. Alt bölgedeki sertlik dağılımında ise Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 65 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği 90 ± 4 Hv olarak belirlenmiştir. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'ın, SKK sonrasında meydana gelen tane irileşmesi sebebiyle, Cu ve CuZn37 ana metallere göre önemli bir şekilde yumuşadığı görülmektedir. Bununla birlikte, her iki ITAB için de üst ve alt bölgedeki sertlik değerlerin birbirine yakın olduğu görülmektedir.

6.6.6.2. KM

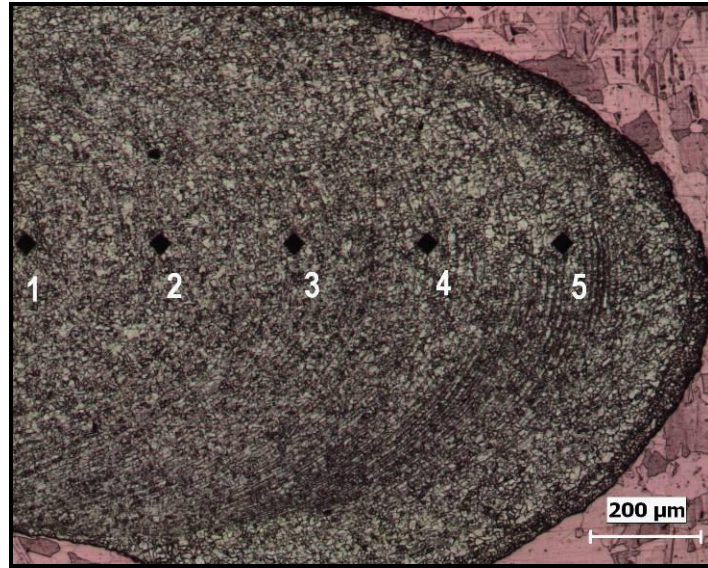
Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemelerine göre, 800/22 CuZn37/Cu birleştirmesindeki KM genel olarak, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 ve bu bölge içerisine karışmış bakırca zengin bant şeklindeki yapılardan meydana gelmiştir. Bununla birlikte, KM'de soğan halkaları yapısının oluşumu ve farklı tane boyutlarındaki CuZn37'nin varlığı da bu bölgedeki sertlik değerlerini etkileyebilecek düzeydedir. Dolayısıyla KM'de, farklı sertlik değerlerinin görülmesi beklenmektedir.

Kaynak kesitinin üst bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümlerinde, sertliklerin yaklaşık 100–112 Hv arasında değiştiği görülmüş olup, bu bölgenin ortalama sertliğinin 106 ± 3 Hv olduğu belirlenmiştir. OM incelemelerine göre, en düşük sertlik değeri, KM içerisindeki nispeten iri taneli CuZn37 yapısında tespit edilmiştir. Yön değiştirerek uzamış tane yapısına sahip CuZn37-TMEB'in sertlik değeri ise yaklaşık 106 Hv olarak ölçülmüştür. Genel olarak KM üst bölgesindeki ortalama sertlik değeri, Cu ana metale göre yaklaşık %12 daha yüksek, CuZn37 ana metale göre ise %23 daha düşük çıkmıştır.

Kaynak kesitinin alt bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümleri ise, sertlik değerlerinin yaklaşık 104–107 Hv arasında değiştiğini göstermiştir. KM'nin üst bölgesine göre daha dar bir alanında gerçekleştirilen alt bölgedeki sertlik değerlerinin, benzer mikroyapıdan dolayı birbirine yakın olduğu ve ortalama sertliğin

de 106 ± 2 Hv olduğu tespit edilmiştir. OM incelemeleriyle, CuZn37-TMEB'in sertliğinin 100 Hv olduğu belirlenmiştir. KM'nin alt bölgesinde elde edilen ortalama sertlik değerinin, Cu ana metale göre yaklaşık %16 daha yüksek, CuZn37 ana metale göre ise %23 daha düşük olduğu görülmüştür.

KM içerisinde ve daha çok kaynağın yığıma kenarında belirgin olan, ince taneli CuZn37 ile bakırca zengin bantların oluşturduğu soğan halkaları yapısının, KM'nin genel sertlik dağılımına olan etkisinin belirlenmesi amacıyla, Şekil 6.83'de gösterilen KM merkezinde, ayrıca sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ölçüm sonuçlarına göre, bu bölgedeki ortalama sertlik değeri 108 ± 1 Hv olarak tespit edilmiştir. Bu bölgedeki sertlik ortalaması, üst ve alt bölgelerdeki sertliklerle uyumlu olması sebebiyle, bu numunedeki soğan halkaları yapısının KM ortalama sertliğine önemli bir etkisinin olmadığı düşünülmektedir.

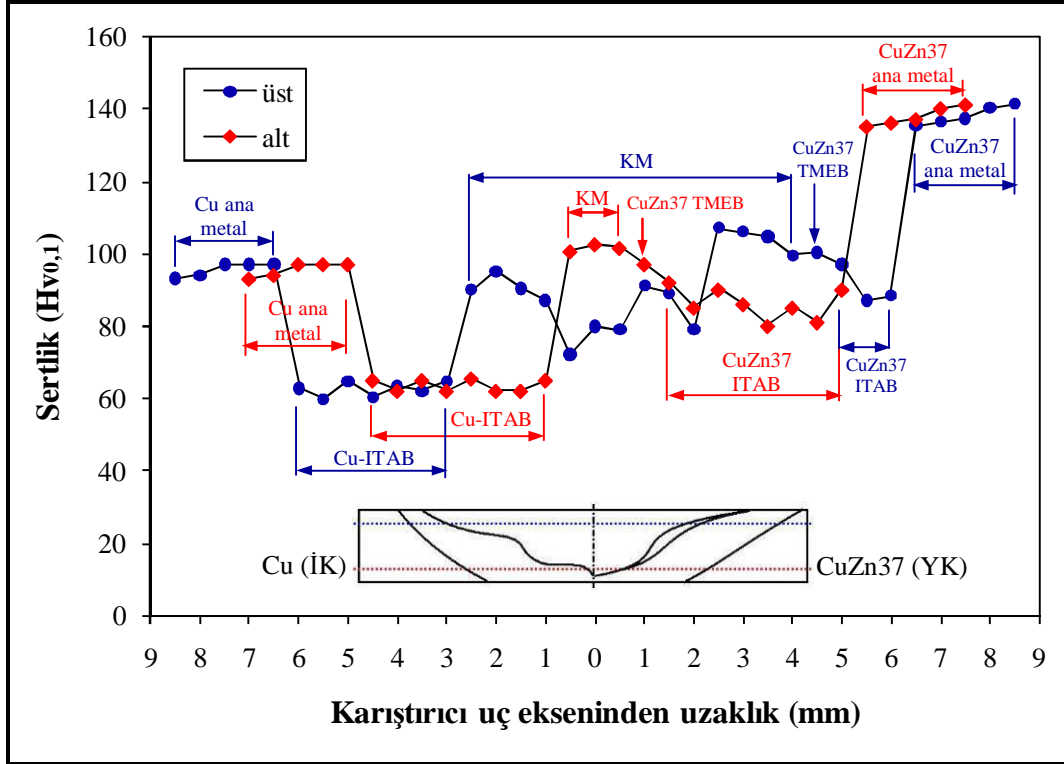


Şekil 6.83. 800/22 CuZn37/Cu numunesindeki soğan halkaları yapısında gerçekleştirilen sertlik ölçüm yerlerinin gösterimi

6.6.7. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin sertlik dağılımları

800/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümleri sonrasında elde edilen sertlik dağılımlarının grafiği, Şekil 6.84'de gösterilmektedir. Grafikte, mikroyapı incelemelerinde belirlenen Cu ana metal,

CuZn37 ana metal, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapılarının sertlik dağılımları gösterilmiştir.



Şekil 6.84. 800/22 Cu/CuZn37 numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.7.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)

Kaynak kesitinin üst bölgesinde, ilerleme kenarındaki Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 63 ± 2 Hv, yığıma kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değeri 91 ± 5 Hv, alt bölgedeki sertlik dağılımında ise Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 64 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği 86 ± 4 Hv olarak tespit edilmiştir. Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'ın, SKK sonrasında meydana gelen tane irileşmesi sebebiyle, Cu ve CuZn37 ana metallere göre önemli bir şekilde yumuşadığı görülmektedir. Kaynak kesitinin üst ve alt bölgelerindeki Cu-ITAB'larda tespit edilen sertlik değerleri hemen hemen birbiriyle aynı iken, CuZn37-ITAB'lar birbiriyle karşılaştırıldığında, alt bölgedeki sertliğin üst bölgeye göre biraz daha düşük olduğu görülmektedir.

6.6.7.2. KM

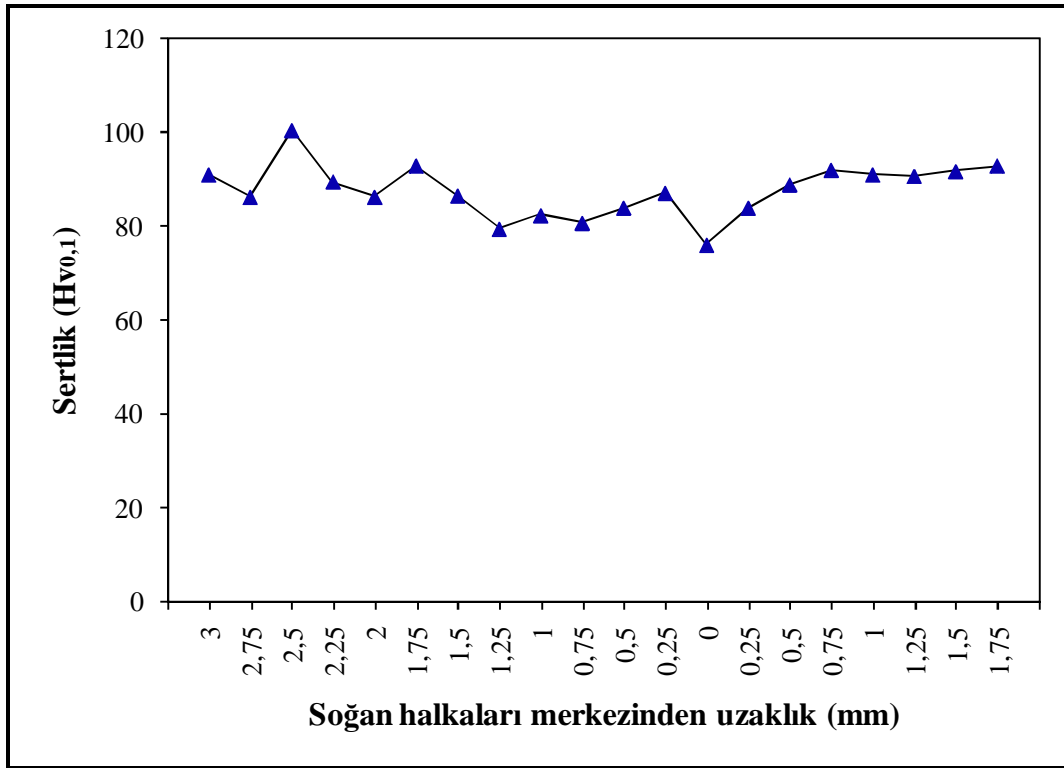
800/22 CuZn37/Cu birleştirmesinden elde edilen numunenin KM mikroyapısı, Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemelerinde de anlatıldığı gibi, tez kapsamında birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgesinde oluşmuş en farklı ve ilgi çekici bir yapıya sahip olanıdır. KM'nin, ince taneli CuZn37 malzemenin yanı sıra özellikle kaynak merkezinden dışarıya doğru dizilmiş farklı genişliklerdeki bant şeklinde bakır malzemelerden oluşan soğan halkaları yapısı ve kaynağın üst bölgesindeki ilerleme kenarında homojen olarak dağılmamış bakırca zengin bölgelerden meydana gelmesi, sertlik dağılımında inişli-çıkışlı değerlere bağlı dalgalanmaları da beraberinde getireceği tahmin edilmektedir. Özellikle, Şekil 6.84'deki üst bölgenin sertlik ölçümleri de bu tahmini doğrulamaktadır.

Kaynağın üst bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümleri, bu bölgedeki sertlik değerlerinin yaklaşık 72–107 Hv arasında değiştiğini ve KM içerisinde dikkate değer sertlik farklılıklarına sahip bölgelerin oluştuğunu da göstermektedir. KM üst bölgesinin ortalama sertliği ise 91 ± 11 Hv olarak tespit edilmiştir. Sertlik ölçümleri sonrası OM incelemeleri, KM içerisindeki en düşük sertliğin, tamamen Cu'dan meydana gelen yapıda olduğunu göstermiştir. Bununla birlikte, CuZn37-TMEB'in sertlik değeri ise yaklaşık 100 Hv olarak ölçülmüştür. KM üst bölgesindeki sertlik ölçümlerine göre ortalama sertliğin, Cu ana metalden yaklaşık %4, CuZn37 ana metalden de yaklaşık %34 daha düşük olduğu belirlenmiştir.

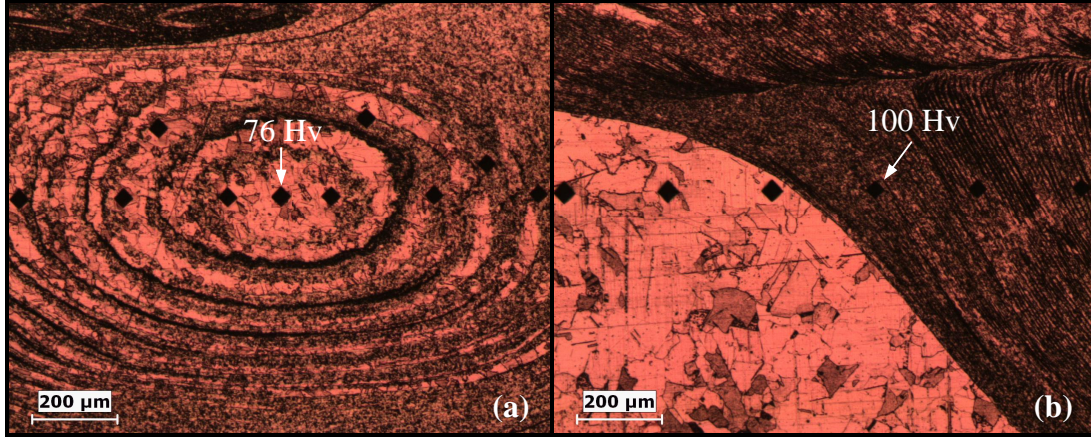
Kaynak kesiti alt bölgesinin, genel olarak daha dar bir alanda ve ince taneli CuZn37'den meydana gelmesi, buradaki sertliklerin de benzer değerlerde olmasını sağlamıştır. Buna göre, alt bölgedeki sertlikler yaklaşık 101–103 Hv arasında değişiklik göstermiş olup, ortalama sertlik 102 ± 1 Hv olarak tespit edilmiştir. KM alt bölgesindeki bu ortalama sertlik değeri, Cu ana metalden yaklaşık %7 daha yüksek iken, CuZn37 ana metalden ise %26 daha düşük olmuştur.

KM merkezinde meydana gelen, ince taneli CuZn37 ile bakırca zengin bantların oluşturduğu soğan halkaları yapısının sertlik dağılımının belirlenmesi için, soğan halkalarının yığma kenarından ilerleme kenarına doğru sertlik ölçümleri

gerçekleştirilmiş ve elde edilen sonuçlar, Şekil 6.85'deki grafik dağılımında verilmiştir. Buna göre, soğan halkaları yapısındaki sertlik değerleri 76–100 Hv arasında değişiklik göstermiş ve 88 ± 6 Hv ortalama sertlik tespit edilmiştir. Şekil 6.86, 800/22 Cu/CuZn37 numunesindeki soğan halkaları yapısında tespit edilen en düşük ve en yüksek sertliklerin görüldüğü mikroyapı bölgelerini göstermektedir. OM incelemeleriyle en düşük sertlik değerinin, soğan halkaları yapısının hemen hemen merkezinde meydana gelmiş olan oval bir görünüme sahip bakır malzemede olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.86a). En yüksek sertlik ise soğan halkaları yapısının ilerleme kenarında, Cu-ITAB'a yakın ve halkalar arasındaki mesafenin minimum olduğu bölgede elde edilmiştir (Şekil 6.86b). Ayrıca sertliğin en yüksek olduğu bu bölgede, daha önce yapılan SEM-EDS analizine göre, soğan halkaları yapısı içerisindeki en yüksek Zn miktarı belirlenmiştir. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmesinde meydana gelen soğan halkaları yapısında, halkalar arasındaki mesafenin ve Zn oranının mekanik özelliklere önemli bir etkisinin olduğunu söylemek mümkündür.



Şekil 6.85. 800/22 Cu/CuZn37 numunesindeki soğan halkaları kesitinde elde edilen sertlik dağılımı



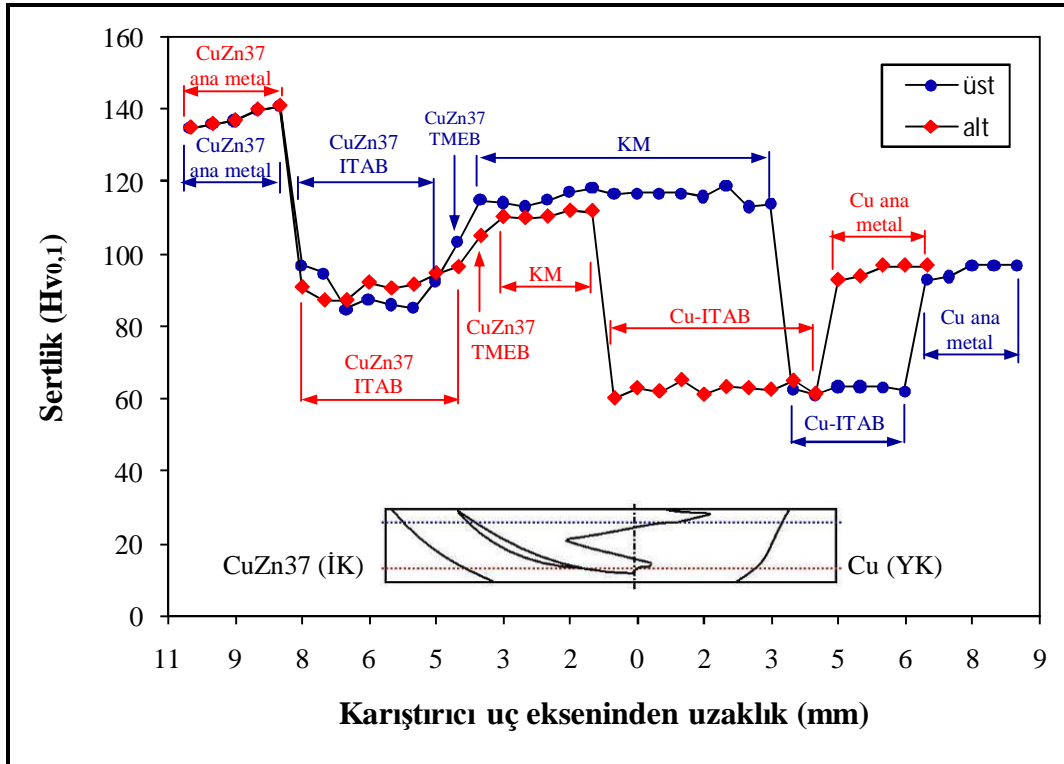
Şekil 6.86. 800/22 Cu/CuZn37 numunesindeki soğan halkaları yapısında; (a) en düşük sertlik ve (b) en yüksek sertliğin elde edildiği mikroyapı bölgeleri

6.6.8. 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin mikrosertlik dağılımları

1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait numunede, üst ve alt bölgedeki mikrosertlik ölçümleri sonrasında elde edilen sertlik dağılımları, Şekil 6.87'deki grafikte gösterilmektedir. Grafik, mikroyapı incelemelerinde belirlenen Cu ana metal, CuZn37 ana metal, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapılarının sertlik dağılımlarını içermektedir.

6.6.8.1. Cu-ITAB (YK) ve CuZn37-ITAB (İK)

Kaynak kesiti üst bölgesinde, yığıma kenarında bulunan Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 63 ± 1 Hv, ilerleme kenarında bulunan CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değeri 90 ± 5 Hv olarak bulunmuştur. Alt bölgenin sertlik dağılımında ise Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 63 ± 2 Hv, CuZn37-ITAB'ın ortalama sertliği 92 ± 3 Hv olarak ölçülmüştür. Diğer birleştirmelerdeki gibi, SKK sonrası Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi, bu bölgelerin Cu ve CuZn37 ana metallere göre yumuşamasına neden olmuştur. Aynı mikroyapı bölgelerine ait üst ve alt bölgelerdeki ortalama sertlikler karşılaştırıldığında, elde edilen değerlerin birbirine oldukça yakın olduğu görülmektedir.



Şekil 6.87. 1000/22 CuZn37/Cu numunesinin üst ve alt bölgelerine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.8.2. KM

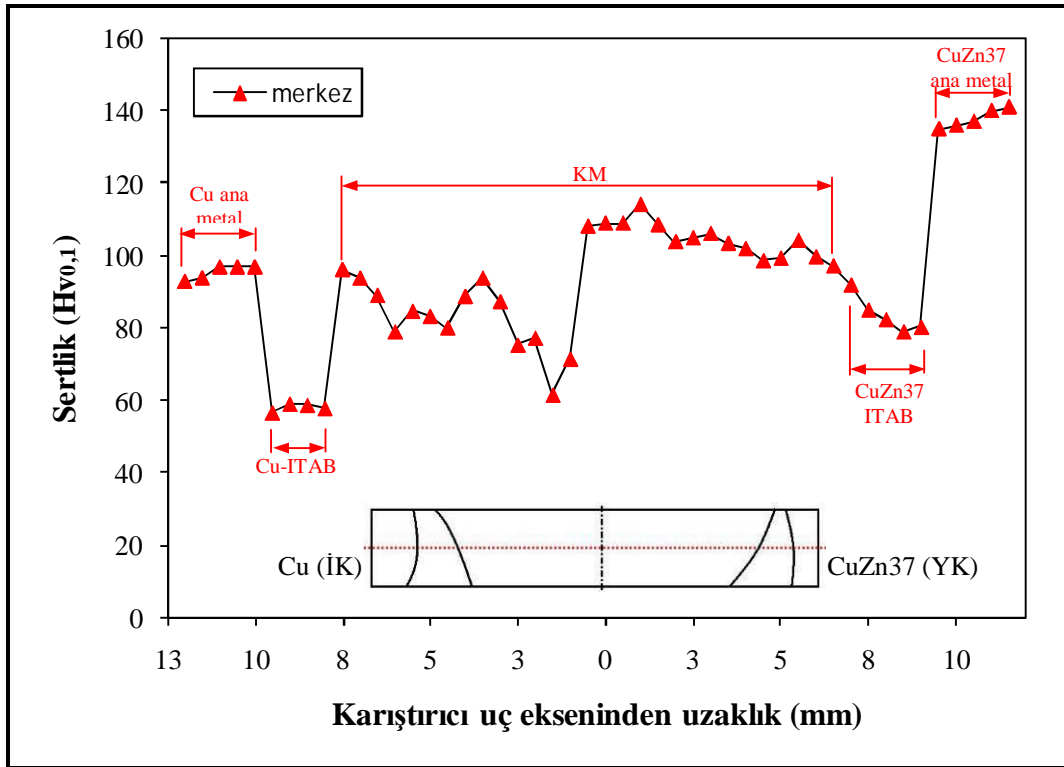
Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemeleri, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinden elde edilen numuneye ait KM'de baskın olan yapının genel olarak, yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla, KM'deki sertlik ölçüm sonuçlarının birbirine benzer dağılımlar göstermesi beklenmektedir.

Kaynak kesitinin üst bölgesindeki KM'nin sıra-sertlik ölçümleri, sertlik değerlerinin yaklaşık 113–119 Hv arasında değiştiğini ve bu bölgenin ortalama sertliğinin 116 ± 2 Hv olduğunu göstermektedir. CuZn37-TMEB'in sertliği ise yaklaşık 104 Hv olarak bulunmuştur. Kaynak kesitinin alt bölgedeki sertlik değerlerinin ise yaklaşık 110–112 Hv arasında değiştiği ve bu bölgedeki ortalama sertliğin de 111 ± 1 Hv olduğu belirlenmiştir. Bu bölgedeki CuZn37-TMEB'in sertlik değeri, üst bölgedekine benzer olarak yaklaşık 105 Hv olarak ölçülmüştür. KM üst bölgesindeki ortalama sertlik değeri Cu ana metalle karşılaştırıldığında, yaklaşık %22 daha

yüksek, CuZn37 ana metalle karşılaştırıldığında ise %16 daha düşüktür. Aynı şekilde, KM'nin alt bölgesinde elde edilen ortalama sertlik değerinin Cu ana metale göre yaklaşık %17 daha yüksek, CuZn37 ana metale göre de %20 daha düşük olduğu belirlenmiştir.

6.6.9. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin mikrosertlik dağılımları

Beklenen niteliklerde bir birleştirmenin gerçekleştirilemediği ve önemli kaynak hatalarının meydana geldiği 1000/22 Cu/CuZn37 numunesinde sertlik ölçümleri, nispeten hataların daha az görüldüğü kaynak kesiti merkezinde İK-YK boyunca alınmış olup, elde edilen sertlik dağılımı Şekil 6.88'deki grafikte verilmiştir. Grafik, mikroyapı incelemelerinde belirlenen Cu ana metal, CuZn37 ana metal, Cu-ITAB, CuZn37-ITAB ve KM mikroyapılarındaki sertlik dağılımlarını göstermektedir.



Şekil 6.88. 1000/22 Cu/CuZn37 numunesinin merkez bölgesine ait mikroyapı-mikrosertlik dağılımı

6.6.9.1. Cu-ITAB (İK) ve CuZn37-ITAB (YK)

Kaynak kesiti merkezi boyunca, ilerleme kenarındaki Cu-ITAB'ın ortalama sertliği 58 ± 1 Hv, yığılma kenarındaki CuZn37-ITAB'ın ortalama sertlik değeri ise 84 ± 5 Hv olarak bulunmuştur. SKK sonrası Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi, bu bölgelerin sertliklerinin Cu ve CuZn37 ana metallere göre düşmesine neden olmuştur.

6.6.9.2. KM

Bölüm 6.5'deki mikroyapı incelemelerinde de görülebileceği gibi, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunenin KM, aşırı plastik deformasyon ve düzensiz karıştırma sebebiyle, farklı tane boyutlarına sahip Cu ve CuZn37 malzemelerin yanı sıra, bakırca zengin bölgelerden oluşmuştur. KM'de meydana gelen birbirinden farklı bu yapıların, KM'nin sertlik değerlerinde de önemli farklılıkları meydana getireceği düşünülmektedir.

Kaynak kesitinin İK-YK boyunca gerçekleştirilen sıra-sertlik ölçümlerinde, KM merkezindeki sertliklerin 62–114 Hv arasında değiştiği, ortalama sertliğin ise 94 ± 13 Hv olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlardan da anlaşılabilir olduğu üzere, KM'de farklı sertlik değerlerine sahip bölgeler meydana gelmiştir. Sertlik ölçümleri sonrası OM incelemeleri, KM içerisindeki en düşük sertlik değerlerinin iri tane yapısına sahip bakırca zengin bölgelerde, en yüksek sertlik değerlerinin ise yeniden kristalleşme sonucu ince tane yapısına sahip olan CuZn37 malzemelerde ölçüldüğünü göstermektedir.

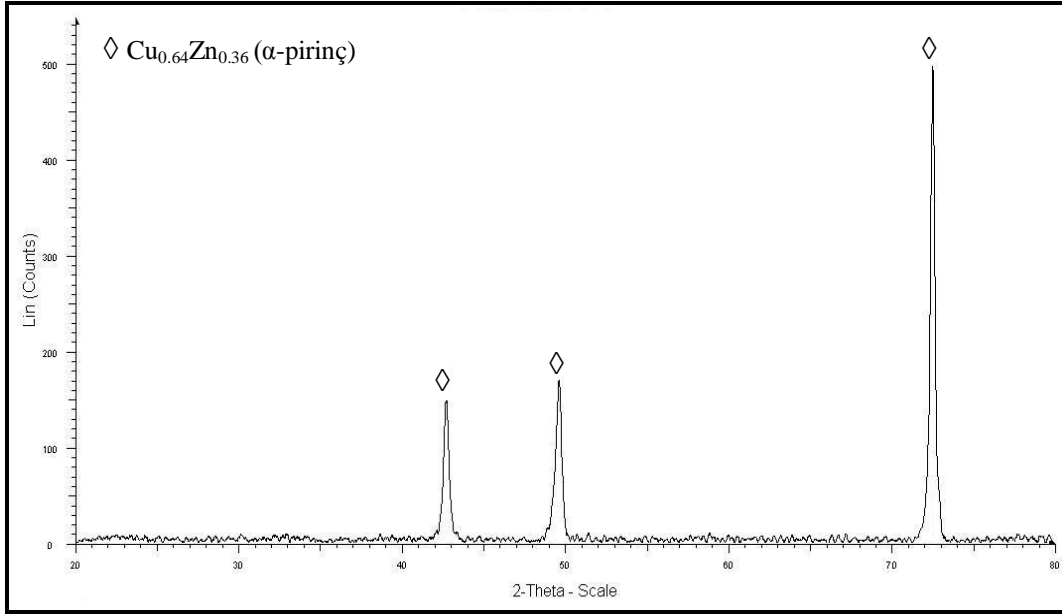
Sonuç olarak, birleştirmelerin kaynak bölgelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümleri, Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'larda ana metallere göre tane irileşmesi sebebiyle sertlik azalmasının olduğunu göstermiştir. KM'lerde ise, Cu ana metale göre sertliğin arttığı ancak, CuZn37 ana metale göre azaldığı tespit edilmiştir. Özellikle KM içerisine karışmış Cu malzemelerin, bu bölgenin sertliğinin azalmasında önemli rolü olduğu görülmüştür. Birleştirmelerin KM'leri arasında en yüksek sertlikler, takım dönme hızının en düşük olduğu 400/22 Cu/CuZn37

birleştirmesinde elde edilmesine rağmen, takım dönme hızı ve levha konumunun KM'lerin sertlik dağılımlarında belirleyici etkileri görülmemiştir.

6.7. X-Işını Difraksiyon Sonuçları

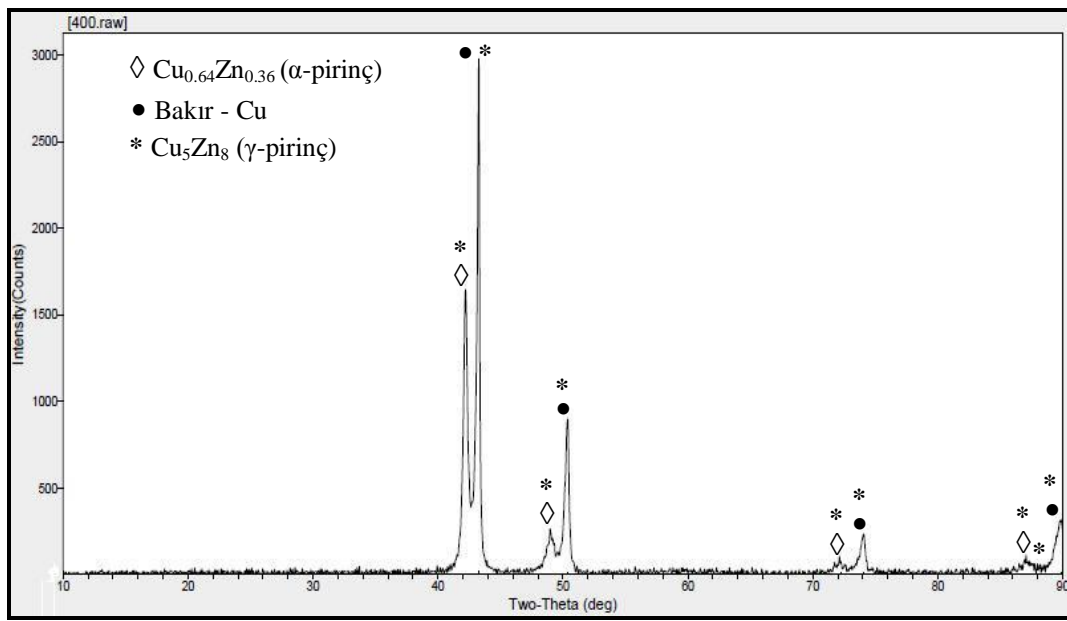
SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgelerinde tespit edilen sıcaklıkların 610–793°C civarında olması ve takım ucunun karıştırma hareketi sonucunda KM'ler içerisinde yoğun bir plastik deformasyon ile yeniden kristalleşme meydana gelmektedir. Dolayısıyla bu durumun, KM'ler içerisinde faz değişikliklerine neden olabileceği tahmin edilmektedir. Olası faz değişikliklerinin tespit edilebilmesi için X-ışını difraksiyon (XRD) analizleri yapılmıştır.

Şekil 6.89, birleştirmelerde kullanılan CuZn37 ana metalde gerçekleştirilen XRD sonuçlarını göstermektedir. Şekilden de anlaşılacağı gibi, SKK yöntemiyle birleştirme öncesinde, CuZn37 ana metalde herhangi bir ikinci fazın bulunmadığı görülmektedir.

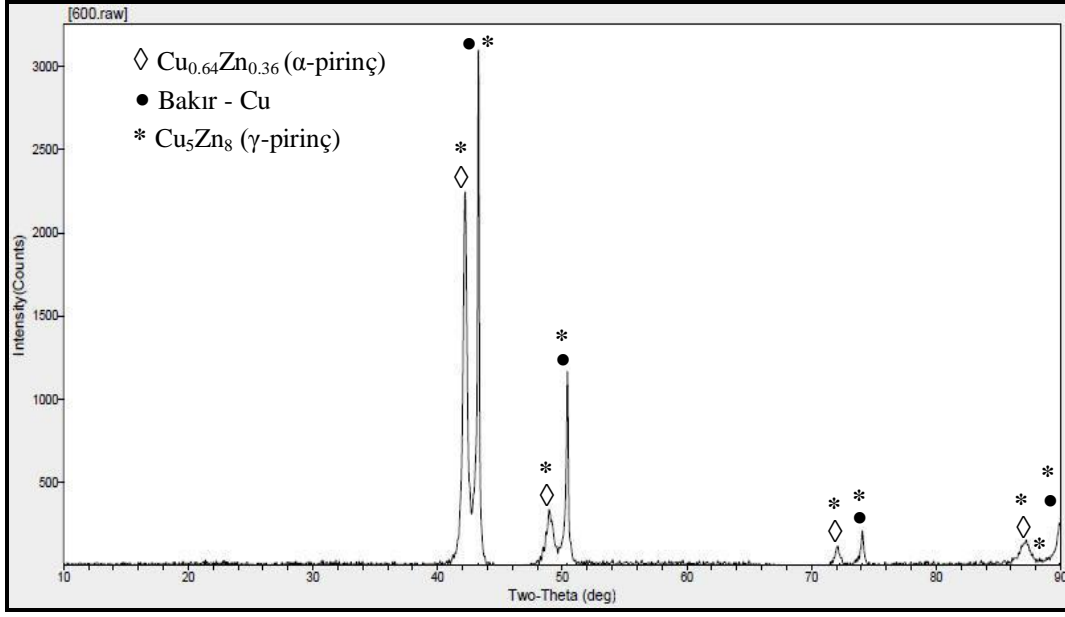


Şekil 6.89. CuZn37 ana metale ait X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları

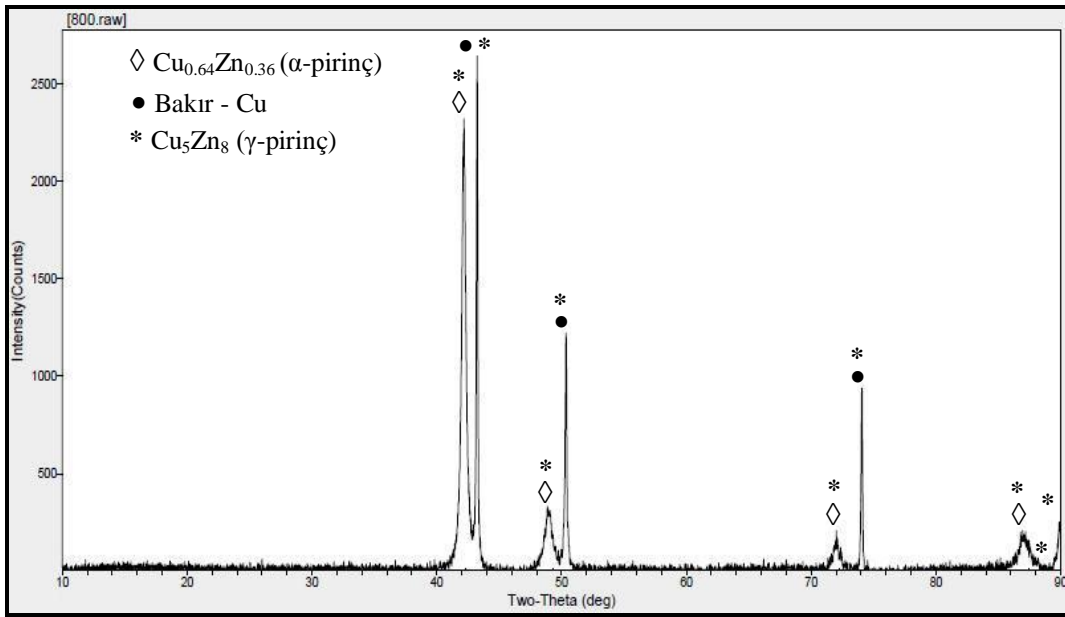
Şekil 6.90–6.93, 400, 600, 800 ve 1000 dev/dak takım dönme hızlarındaki birleştirmelerden alınan numunelerin kaynak bölgelerinde belirlenen faz oluşumlarına ilişkin XRD grafiklerini ve sonuçlarını göstermektedir. Bu sonuçlar, birleştirilen bütün numunelerde Cu_5Zn_8 (γ -pirinç) metaller arası bileşiğinin varlığını ortaya koymaktadır. Cu_5Zn_8 metaller arası bileşiği, birim kafes hücrelerinde 52 atom bulunan ve ağırlıkça %57,7–70,6 Zn çözünürlüğüne sahip olan bir katı çözelti fazıdır. Bu faz, yapı içerisinde sert ve çok gevrek bir özellik gösterdiğinden ticari pirinçler içerisinde bulunmamaktadır [152, 153].



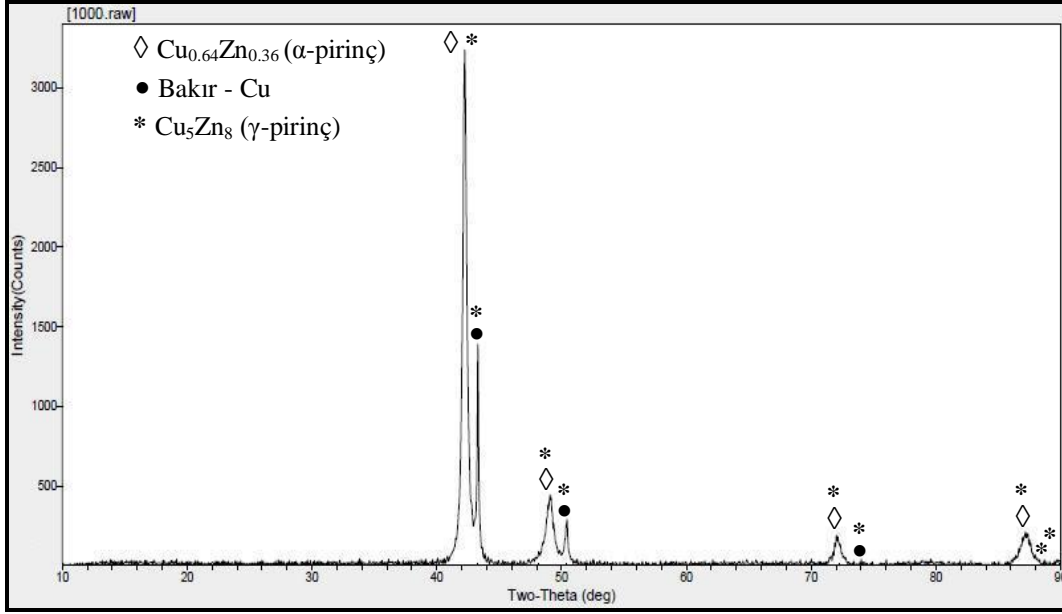
Şekil 6.90. 400/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları



Şekil 6.91. 600/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları



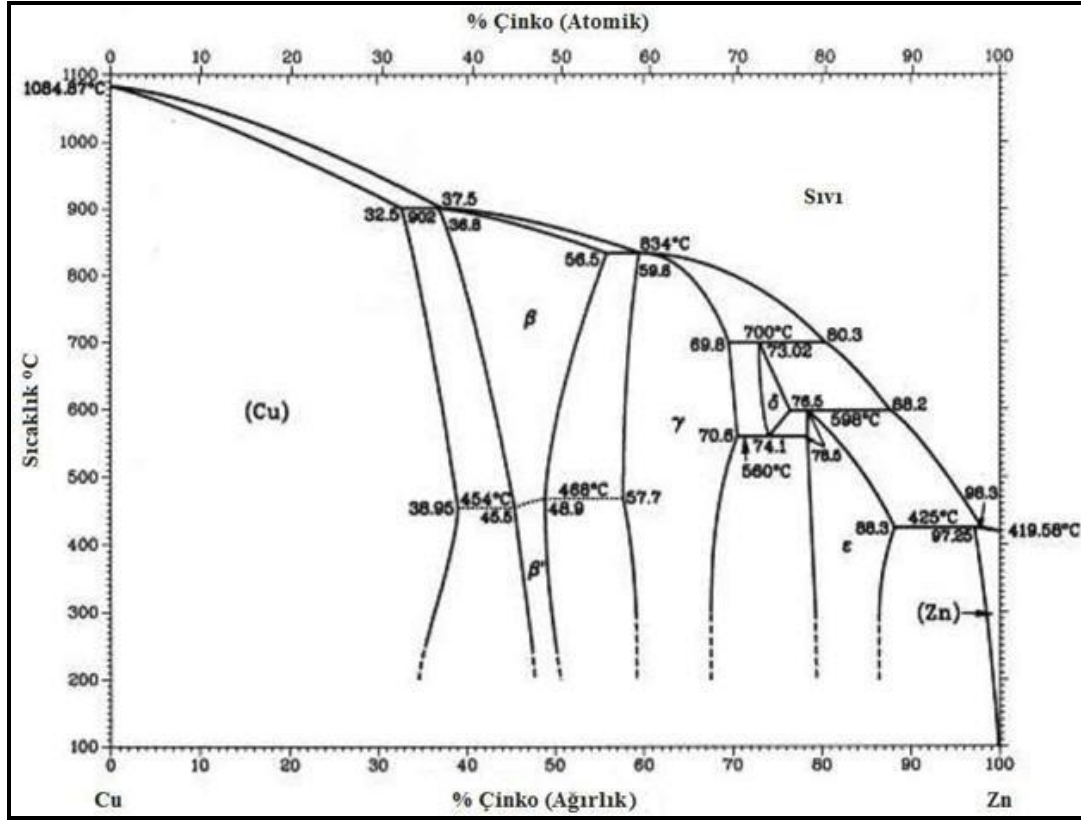
Şekil 6.92. 800/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları



Şekil 6.93. 1000/22 birleştirmelerinin X-ışını difraksiyonu analiz sonuçları

Cu ve CuZn37 levhaların kaynak bölgelerinde Cu_5Zn_8 metaller arası bileşiğinin oluşumunu şu şekilde açıklamak mümkündür:

SKK sırasında, özellikle KM içerisindeki sıcaklıkların Zn'nin ergime sıcaklığını aştığı daha önce ifade edilmişti. Bununla birlikte karıştırıcı ucun dönme hareketi, ergimiş durumdaki Zn'nin karışım bölgesi içerisinde lokal Zn konsantrasyonları oluşturabilecek etkiye sahip olduğu açıktır. Şekil 6.94'de gösterilen Cu-Zn faz denge diyagramına göre, kaynak bölgesindeki sıcaklıkların 700°C 'nin üzerine çıkması ve lokal Zn konsantrasyonunun ağırlıkça %69,8 olması durumunda, bu bölgede sıvı fazdan Cu_5Zn_8 (γ -pirinç) metaller arası fazının meydana geldiği düşünülmektedir. Cu-Zn faz diyagramındaki dengeli soğuma şartları altında, bu γ -pirinç fazı 700°C 'de peritektik reaksiyon sonucu δ -fazına dönüşmesi gerekmektedir. Ancak ısıl çevrim sırasındaki hızlı soğuma şartlarının, bu bölgedeki yüksek konsantrasyona sahip Zn atomlarının Cu atomlarına difüze olmalarına olanak sağlamadığı, böylece öncelikli olarak yarı-kararlı Cu_5Zn_8 metaller arası bileşiğinin meydana geldiği tahmin edilmektedir [154].



Şekil 6.94. Bakır-çinko faz denge diyagramı [155]

6.8. Birleştirmelerin Mekanik Özellikleri

Tablo 5.5’de belirtilen kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla çekme ve eğme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Deneyler sonrası birleştirmelerden elde edilen değerler, hem birbirleriyle hem de Cu ve CuZn37 ana metallerle karşılaştırılmış, böylece en uygun kaynak parametrelerine sahip birleştirmenin belirlenmesi amaçlanmıştır.

6.8.1. Çekme deneyi sonuçları

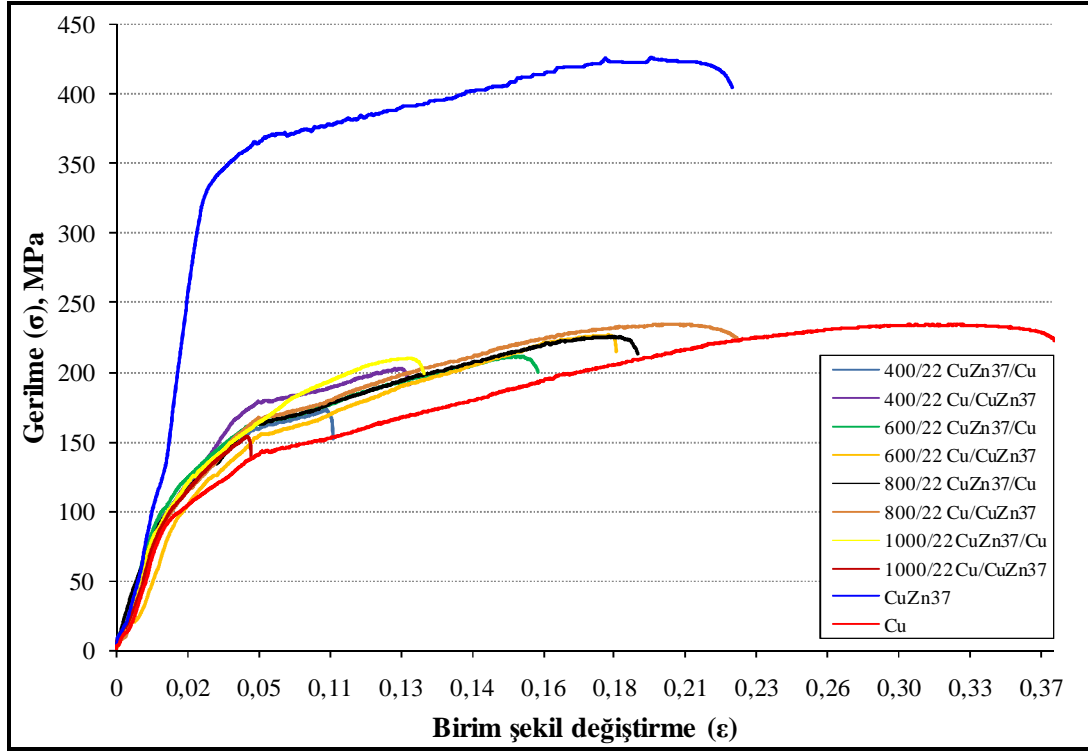
Farklı kaynak parametreleri kullanılarak SKK yöntemiyle birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan alınan numunelere enine çekme deneyleri uygulanmıştır. Elde edilen çekme deneyleri sonuçları yardımıyla;

- Takım dönme hızının birleştirme mukavemetine etkisi,

- Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre konumlarının (İK ve YK) birleştirmenin mukavemetine olan etkisi ve
- Birleştirmelerin Cu ve CuZn37 ana metallere göre kaynak performansları (KP) değerlendirilmiştir.

Birleştirilen numunelerin çekme deneylerine ait gerilme-birim şekil değiştirme (σ - ϵ) eğrileri Şekil 6.95’de verilmiştir. Ayrıca, Cu ve CuZn37 ana metallerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri de aynı grafik üzerinde gösterilerek, birleştirme özelliklerinin karşılaştırılması amaçlanmıştır. Tablo 6.4’de ise, çekme deneyleri sonucunda elde edilen sayısal değerler ile birleştirmelerin akma ve çekme mukavemetlerinin kaynak performansları verilmiştir.

Şekil 6.95’deki eğrilerden de görülebileceği gibi, birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalara ait numunelerin çekme ve akma mukavemetlerinde, CuZn37 ana metale göre önemli bir azalma meydana gelmiştir. Benzer şekilde, birleştirmelere ait numunelerin birim şekil değiştirme değerleri Cu ana metale göre daha düşük çıkmıştır. Başka bir deyişle, Cu ve CuZn37 birleştirmelerinin σ - ϵ eğrileri, genel olarak Cu ve CuZn37 ana metallerine ait eğrilerin arasında kalmıştır. Ancak, 800/22 Cu/CuZn37 numunesinin çekme mukavemeti açısından Cu ana metalle, birim şekilde değiştirme açısından da CuZn37 ana metalle benzer olduğu görülmektedir. Dolayısıyla bu birleştirmenin, mukavemet ve süneklik açısından diğer birleştirmelerden daha iyi özellik gösterdiği söylenebilir. Bunun dışında, 800/22 CuZn37/Cu ve 600/22 Cu/CuZn37 numunelerine ait σ - ϵ eğrilerinin, 800/22 Cu/CuZn37 numunesine yakın, diğer numune eğrilerinin ise yatay ve dikey eksenlere daha yakın olduğu görülmektedir.



Şekil 6.95. Cu ve CuZn37 ana metaller ile birleştirme numunelerinin gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri

Tablo 6.4. Cu ve CuZn37 ana metaller ile SKK ile birleştirilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları

Çekme numunesi	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	% uzama	KP _a		KP _ç	
				Cu	CuZn37	Cu	CuZn37
Cu ana metal	149	240	47	-	-	-	-
CuZn37 ana metal	363	426	33	-	-	-	-
400/22 CuZn37/Cu	131	144	3,9	87,9	36	60	33,8
400/22 Cu/CuZn37	149	180	3,9	100	41	75	42,2
600/22 CuZn37/Cu	152	212	15,9	102	41,8	88,3	49,7
600/22 Cu/CuZn37	162	222	18,2	108,7	44,6	92,5	52,1
800/22 CuZn37/Cu	163	225	19	109,3	44,9	93,7	52,8
800/22 Cu/CuZn37	167	235	22,6	112	46	97,9	55,1
1000/22 CuZn37/Cu	152	204	15,6	102	41,8	85	47,8
1000/22 Cu/CuZn37	130	139	4,1	87,2	35,8	57,9	32,6

Çekme deneyleri sonucunda, birleştirmelerdeki en yüksek mekanik özellikler 800/22 Cu/CuZn37 numunelerinde elde edilmiştir. Bu birleştirmenin çekme mukavemeti 235 MPa, akma mukavemeti ise 167 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu değerler, Cu ana metale göre yaklaşık %97,9 ve CuZn37 ana metale göre ise %55,1 gibi çekme mukavemeti kaynak performansının elde edildiğini göstermektedir. Ayrıca 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde, %22,6 uzama değeri ile en yüksek süneklığe ulaşılmıştır.

Meran ve Kovan [24], saf Cu ve CuZn30 levhaların SKK yöntemiyle birleştirilmesi çalışmasında, en iyi mekanik özelliklere sahip birleştirmelerde elde edilen çekme mukavemetinin yaklaşık 250 MPa, akma mukavemetinin ise yaklaşık 130 MPa olduğunu belirtmiştir. Dolayısıyla, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde elde edilen çekme mukavemeti sonuçlarının Meran ve Kovan [24] sonuçlarına yakın, akma mukavemetinin ise daha yüksek olduğu görülmektedir.

6.8.1.1. Takım dönme hızının etkisi

Tablo 6.4'den görülebileceği gibi, 1000/22 kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen birleştirmeler hariç tutulduğunda, takım dönme hızının artmasıyla akma, çekme mukavemetleri ile % uzama değerlerinde artışın olduğu belirlenmiştir. 400, 600 ve 800 dev/dak takım dönme hızlarındaki en yüksek mekanik özellikler 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunede, en düşük mekanik özellikler 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesinde elde edilmiştir. Bütün birleştirmeler içerisinde takım dönme hızının en yüksek olduğu 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesine ait mekanik özellikler ise, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine göre azalmış ve hemen hemen 600/22 CuZn37/Cu birleştirmesiyle aynı değerler göstermiştir. 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesi ise, Bölüm 6.5.9'da anlatılan önemli kaynak hatalarına rağmen, 400/22 CuZn37/Cu birleştirmesine oldukça yakın mekanik özellikler sergilemiştir.

6.8.1.2. Cu ve CuZn37 levha konumlarının etkisi

Aynı takım dönme hızında gerçekleştirilen birleştirmelerde, Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre konumları dikkate alındığında, genel

olarak Cu levhanın ilerleme ve CuZn37 levhanın yığılma kenarına sabitlendiği birleştirmelerin mekanik özelliklerinin diğerine göre daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, Tablo 6.4’de verilen 400, 600 ve 800 dev/dak takım dönme hızlarındaki birleştirmelerde açık bir şekilde görülmektedir. Ancak, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde hatalı bir kaynağın meydana gelmiş olması, 1000 dev/dak takım dönme hızlarındaki birleştirmelerde böyle bir eğilimin açığa çıkmasını engellemiştir.

6.8.1.3. Birleştirmelerin ana metallere göre kaynak performansları

Tablo 6.4’deki kaynak performansı hesaplamaları da göstermektedir ki, bütün birleştirmelerin çekme mukavemeti kaynak performansları Cu ana metale göre %57,9–97,9; CuZn37 ana metale göre de %32,6–55,1 arasında değişiklik göstermiştir. Birleştirmelerin akma mukavemeti kaynak performanslarının ise, Cu ana metale göre %87,2–112 ve CuZn37 ana metale göre %35,8–44,9 arasında olduğu görülmüştür. Bu sonuçlara göre, Cu ana metalle benzer, CuZn37 ana metalin ise yaklaşık yarısı kadar mukavemet özelliklerine sahip birleştirmeler elde edilebilmiştir. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesinde, nispeten daha düşük mukavemet özelliklerine sahip olan Cu levhanın değerlerine ulaşılması, SKK yöntemi ile başarılı birleştirmelerin yapılabildiğini ortaya koymaktadır. Bununla birlikte birleştirmelerin % uzama değerlerinin, Cu ana metale göre %8,2–48 ve CuZn37 ana metale göre %11,8–68,4 arasında olduğu tespit edilmiştir.

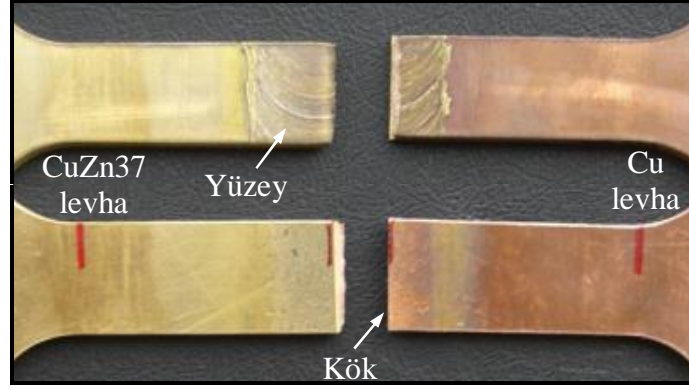
6.8.1.4. Çekme numunelerin kırılma özellikleri

Çekme deneyleri sonrasında, SKK ile birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalara ait numunelerde kırılmaların, üç farklı mikroyapı bölgesinden gerçekleştiği belirlenmiştir. Birincisi, Şekil 6.96’da gösterilen KM içerisinde meydana gelen kırılma şeklidir. 400/22 CuZn37/Cu, 400/22 Cu/CuZn37 ve 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerine ait numunelerin hepsinde, boyun vermeksizin KM içerisinde kırılmaların olduğu görülmüştür. 400 dev/dak takım dönme hızında birleştirilen numunelerde deney sırasındaki başlangıç çatlağının, muhtemelen yetersiz karışım ve birleşmenin olduğu kaynak kök kısmında oluştuğu, dolayısıyla kırılmanın KM’de

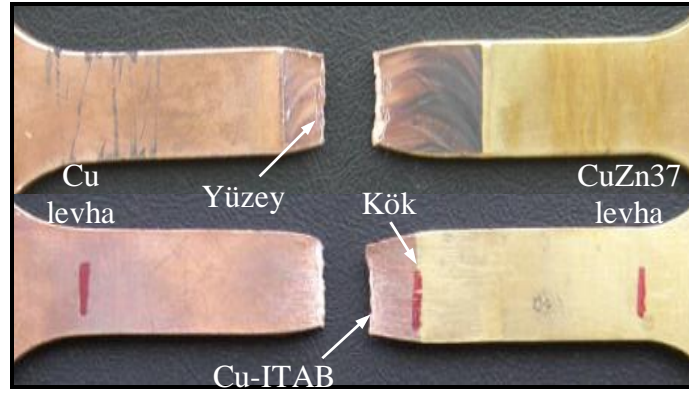
gerçekleştiği düşünülmektedir. 1000/22 Cu/CuZn37 numunelerinde ise, meydana gelen kaynak hatalarının etkili olduğu tahmin edilmektedir.

Birleştirmelerde görülen ikinci kırılma bölgesi Cu-ITAB'dır. 600/22 CuZn37/Cu, 600/22 Cu/CuZn37, 800/22 CuZn37/Cu ve 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmelerine ait numunelerdeki kırılmalar, Cu-ITAB'da meydana gelmiştir (Şekil 6.97). Kırılmaların Cu-ITAB içinde olması, bu bölgelerde tespit edilen sertlik azalmasıyla ilişkilendirilebilir.

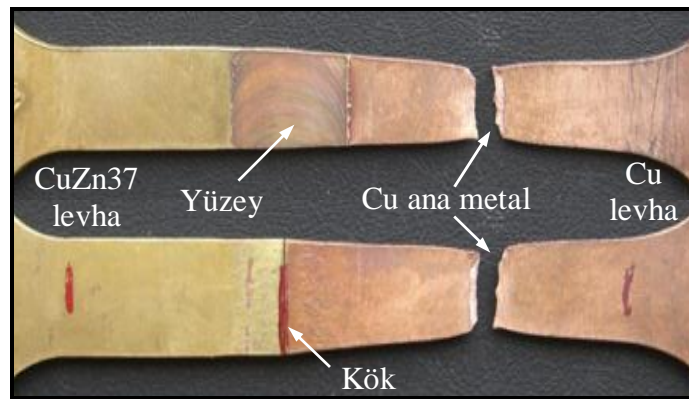
Çekme deneylerinde kırılmanın gerçekleştiği üçüncü mikroyapı bölgesi ise, Cu ana metal olarak belirlenmiştir. Bütün birleştirmeler içerisinde en iyi mekanik özelliklerin tespit edildiği 800/22 Cu/CuZn37 numunelerinin hepsinde kırılmalar, KM'den uzakta, Cu ana metalde meydana gelmiştir (Şekil 6.98). Numunelerdeki bu şekildeki kırılmalar, Cu ana metalin Cu-ITAB'dan daha yüksek sertlik değerlerine sahip olması açısından ilginç sayılabilir. Bununla birlikte, 800/22 Cu/CuZn37 numunelerinde kırılmanın Cu ana metalde meydana gelmesi, birleştirmenin gerçek mekanik özelliklerinin gölgelendiğini ya da başka bir ifadeyle, daha yüksek mekanik özelliklerin tespit edilmesini engellediği düşüncesine yöneltmektedir. Çünkü SKK yönteminden mekanik ve mikroyapı açısından direkt olarak etkilenen ITAB, TMEB ve KM bölgelerinde, deformasyon sonucu herhangi bir ayrılma belirtisi görülmemiştir. Ayrıca, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde mikroyapı incelemelerinde belirlenen, yetersiz karışım ve birleşmenin olduğu kaynak kök kısmına rağmen böyle bir kırılmanın olması, sağlam bir kaynaklı birleştirmenin elde edilebilmesini göstermesi açısından önemli olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.96. Çekme deneyi sonrası, KM'de meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünümleri



Şekil 6.97. Çekme deneyi sonrası, Cu-ITAB'da meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünümleri

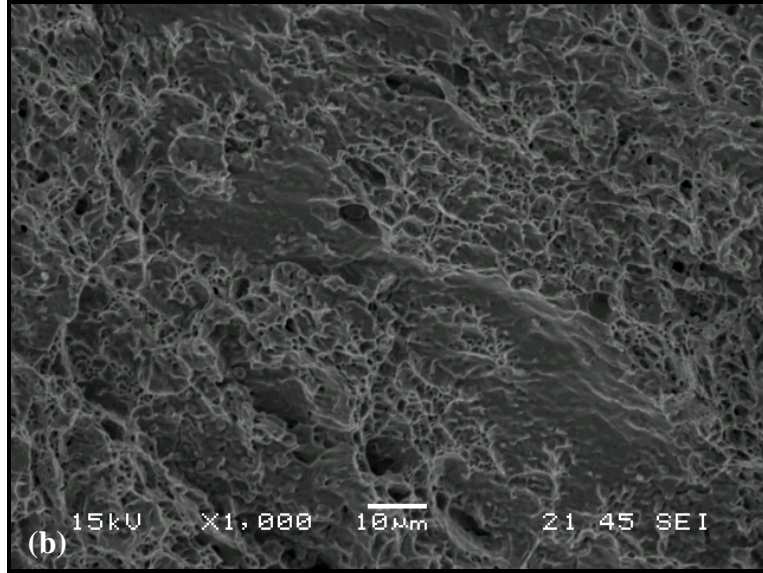
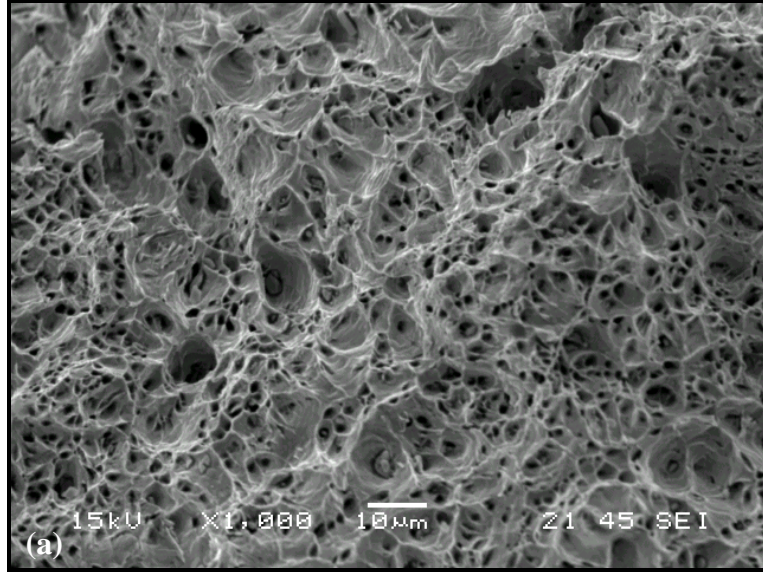


Şekil 6.98. Çekme deneyi sonrası, Cu ana metalde meydana gelen kırılma örneğinin yüzey ve kök kısmı görünümleri

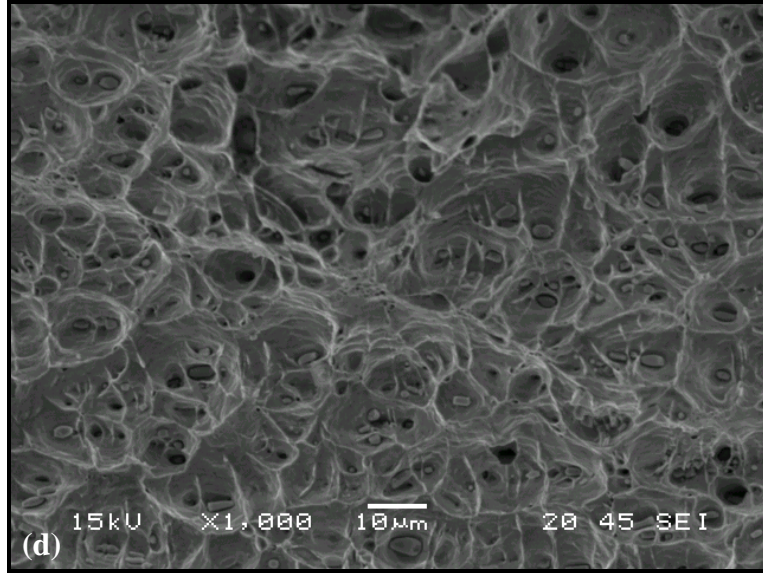
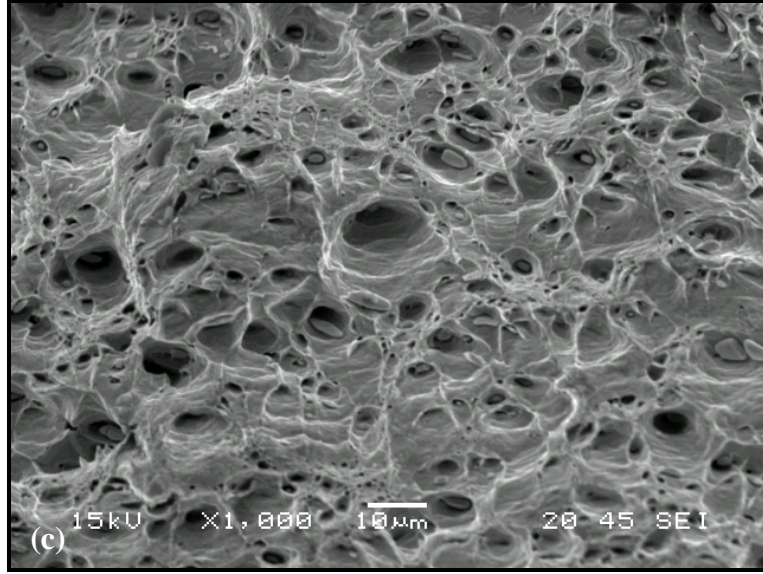
Tablo 6.5’de, çekme numunelerinde kırılmaların meydana geldiği mikroyapı bölgeleri ve bu bölgelerdeki kırılma mekanizmaları verilmiştir. Şekil 6.99 ise, kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerini göstermektedir. Şekil 6.99a’daki, 400/22 CuZn37/Cu ve 400/22 Cu/CuZn37 numunelerindeki KM’lerde meydana gelen kırılma yüzeyi görünümündeki farklı büyüklüklere sahip çukurcuklar, bu numunelerde plastik şekil değiştirme sonrası sünek bir kırılma olduğunun belirtisidir. Şekil 6.99b’deki 1000/22 Cu/CuZn37 numunesindeki KM’de meydana gelen kırılma yüzeyinde, çok daha az sayıda ve küçük çukurcukların oluşmasının yanı sıra, düz yüzeylerin varlığı bu birleştirmede genel olarak gevrek kırılmanın meydana geldiğini göstermektedir. Şekil 6.99c’deki resimde görülen çukurcuklar, 600/22 CuZn37/Cu, 600/22 Cu/CuZn37, 800/22 CuZn37/Cu ve 1000/22 CuZn37/Cu numunelerinin Cu-ITAB’larında sünek bir kırılmanın gerçekleştiğini göstermektedir. Aynı şekilde, Şekil 6.99d’de de benzer çukurcuklar görülmekte olup, daha büyük ve birbirine benzer şekillerdeki çukurcuklar, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin Cu ana metalinde sünek bir kırılmanın olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.5. Çekme deneyleri sonrası birleştirmelerde tespit edilen kırılma bölgeleri ve kırılma yüzeyi özellikleri

Çekme numunesi	Kırılma bölgesi	Kırılma mekanizması
400/22 CuZn37/Cu	KM	Sünek
400/22 Cu/CuZn37	KM	Sünek
600/22 CuZn37/Cu	Cu-ITAB	Sünek
600/22 Cu/CuZn37	Cu-ITAB	Sünek
800/22 CuZn37/Cu	Cu-ITAB	Sünek
800/22 Cu/CuZn37	Cu ana metal	Sünek
1000/22 CuZn37/Cu	Cu-ITAB	Sünek
1000/22 Cu/CuZn37	KM	Gevrek



Şekil 6.99. Çekme deneyi sonrası (a-b) KM'de, (c) Cu-ITAB'da ve (d) Cu ana metalde meydana gelen kırılma yüzeylerinin SEM resimleri



Şekil 6.99. (Devam)

6.8.2. Eğme deneyi sonuçları

Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhalardan alınan eğme numunelerinin kaynak yüzeylerine ve kök kısımlarına, üç-nokta 180° eğme deneyleri uygulanmıştır. Elde edilen eğme deneyleri sonuçları ışığında;

- Takım dönme hızının eğme mukavemetlerine etkisi,

- Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre konumlarının (İK ve YK) eğme mukavemetlerine etkisi,
- Çatlak oluşumu vb hatalar tespit edilmeye çalışılmıştır.

Eğme deneyleri sonrasında birleştirmelerde belirlenen kaynak yüzeyi ve kök kısmı eğme mukavemet değerleri, Cu ve CuZn37 ana metallerle karşılaştırmalı olarak Tablo 6.6'da, grafik dağılımı şeklindeki gösterimi ise Şekil 6.100'de verilmiştir.

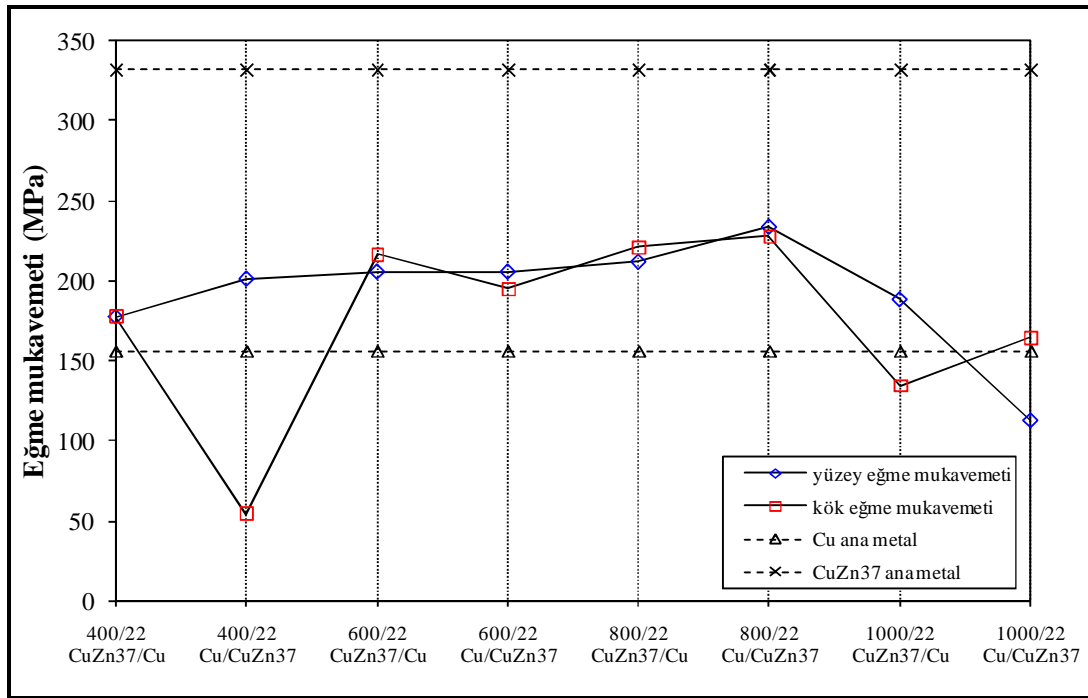
Tablo 6.6 ve Şekil 6.100'den de görülebileceği gibi, hem kaynak yüzeyi hem de kök kısmı için gerçekleştirilen eğme deneyleri sonucunda en yüksek mukavemet değerleri, çekme deneyi sonuçlarına benzer olarak 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunede elde edilmiştir. Bu birleştirmenin yüzey eğme mukavemeti 234 MPa, kök eğme mukavemeti ise 228 MPa olarak bulunmuştur. En düşük yüzey eğme mukavemeti ise yine çekme deneyi sonuçlarıyla uyumlu olarak, hatalı bir birleştirmenin elde edildiği 1000/22 Cu/CuZn37 numunesi hariç tutulduğunda, 400/22 CuZn37/Cu numunesinde 113 MPa olarak tespit edilmiştir. Bununla birlikte, 1000/22 Cu/CuZn37 numunesinin kök eğme mukavemeti ilginç bir şekilde, hem 1000/22 CuZn37/Cu hem de 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmelerine ait numunelerden daha yüksek çıkmıştır.

Tablo 6.6'da görülebileceği gibi, 1000 dev/dak takım dönme hızında yapılan birleştirmeler göz ardı edildiğinde, takım dönme hızının artması kaynak yüzeyi ve kök kısmı eğme mukavemetlerinin de artmasına neden olmuştur.

Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre olan konumları dikkate alındığında, Cu levhanın ilerleme kenarına sabitlendiği birleştirmedeki yüzey eğme mukavemetinin, aynı takım dönme hızında fakat Cu levhanın yığma kenarına yerleştirildiği birleştirmeye göre benzer ya da daha iyi olduğu belirlenmiştir. Bu durum, çekme deneyi sonuçlarıyla da uyumluluk içerisindedir. Ancak, bu şekildeki bir eğilim kök eğme mukavemetleri açısından tespit edilememiştir. Çünkü birleştirmelerin kök eğme mukavemetine üzerine etkili faktörün, levha konumundan daha ziyade kök kısmındaki nüfuziyetin olduğu düşünülmektedir.

Tablo 6.6. Birleştirmelerin kaynak yüzey ve kök kısımlarına ait eğme deneyi sonuçları

Eğme numunesi	Yüzey eğme mukavemeti (MPa)	Kök eğme mukavemeti (MPa)
Cu ana metal	156	
CuZn37 ana metal	332	
400/22 CuZn37/Cu	178	178
400/22 Cu/CuZn37	202	54
600/22 CuZn37/Cu	206	217
600/22 Cu/CuZn37	206	195
800/22 CuZn37/Cu	212	221
800/22 Cu/CuZn37	234	228
1000/22 CuZn37/Cu	189	134
1000/22 Cu/CuZn37	113	165

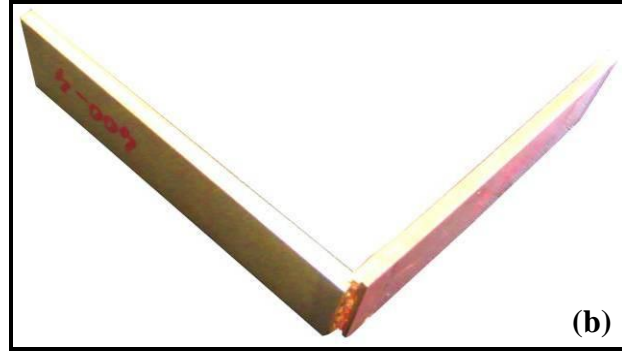


Şekil 6.100. Cu ve CuZn37 ana metallere göre, birleştirmelerin sahip oldukları eğme mukavemetleri aralıının karşılaştirmalı grafiği

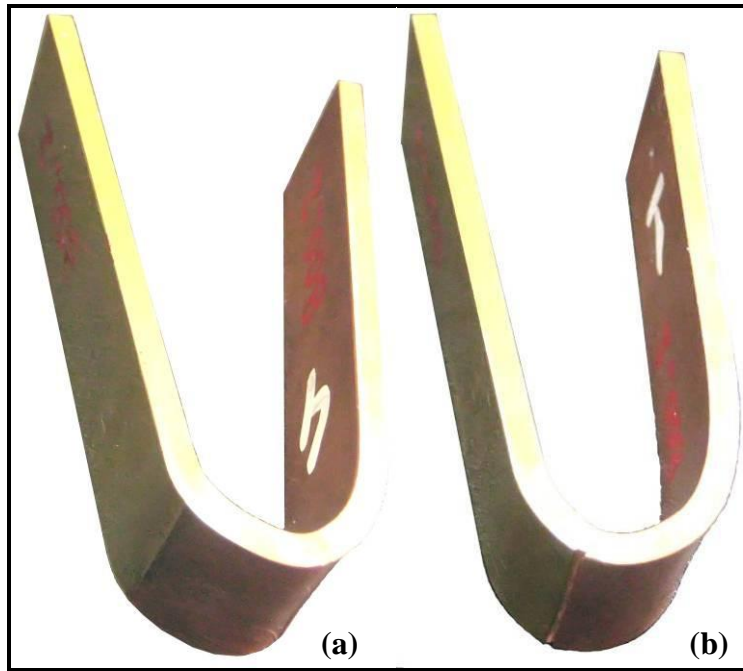
Şekil 6.101, en düşük kök eğme mukavemetinin elde edildiği 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunenin, Şekil 6.102 ise, en yüksek yüzey ve kök eğme mukavemetinin elde edildiği 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunenin eğme deneyi sonrası durumlarını göstermektedir. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin yüzey eğme deneyi numunesinde herhangi bir çatlak, ayrılma vb hata oluşumu görülmemiştir. Ancak, kaynak kök kısmındaki yetersiz karışım ve deformasyondan dolayı meydana gelen birleşmemiş bölge, kök eğme deneyi sonuçlarını olumsuz yönde etkilemiştir. Eğme deneyi sırasında numunede herhangi bir plastik deformasyon olmaksızın kırılma meydana gelmiştir. Muhtemelen kaynak kök kısmından başlayan çatlakın KM içerisine doğru ilerlediği ve bu bölge içerisinde kırıldığı tahmin edilmektedir. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde ise, yüzey eğme numunesinde çatlak, ayrılma vb olumsuzluklar meydana gelmeksizin 180° eğme deneyi tamamlanabilmiştir. Bununla birlikte, 800/22 Cu/CuZn37 kök eğme numunesinde, kök kısımdaki yetersiz karışım ve birleştirmede bir miktar ayrılma meydana gelmesine rağmen, bu durum eğme mukavemeti özelliklerini olumsuz yönde etkilememiştir. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 levhaların SKK yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilebildiğini söylemek mümkündür.



Şekil 6.101. 400/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait eğme deneyi sonrası; (a) yüzey ve (b) kök eğme numunelerinin görünimleri



Şekil 6.101. (Devam)



Şekil 6.102. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait eğme deneyi sonrası; (a) yüzey ve (b) kök eğme numunelerinin görünüşleri

Çekme ve eğme deneylerinde elde edilen sonuçlar neticesinde, en tatminkâr çekme ve eğme mukavemetleri 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde tespit edilmiştir. Bu birleştirmeye ait çekme numunelerinin, Cu ana metalle benzer mukavemet özellikleri gösterdiği görülmüştür. Çekme deneylerinde bu numuneler, Cu ana metalde sünek bir şekilde kırılmıştır. 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin eğme deneyi numuneleri ise, kök nüfuziyetsizliğine rağmen, tamamen U-şekli alıncaya kadar ve çatlak meydana gelmeden birleştirme özelliği gösterebilmiştir. Bu birleştirme mikroyapısal olarak değerlendirildiğinde, KM'de ince taneli CuZn37 yanı sıra bakırca zengin

soğan halkaları yapısı oluşumunun meydana geldiği görülmektedir. En düşük mekanik özelliklerin görüldüğü 400/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmeleri ise, çekme deneylerinde KM içerisinde kırılmış, eğme deneylerinde ise plastik şekil değiştirme olmaksızın kırılmıştır. Bütün birleştirmelerin mekanik özellikleri dikkate alındığında, genel olarak takım dönme hızının artışının olumlu etkilerinin olduğu görülmüştür. Ayrıca, Cu/CuZn37 birleştirmelerinin daha iyi mekanik özellikler gösterdiği görülmüştür. Dolayısıyla, levha konumunun da etkili olduğu söylenebilmektedir.

BÖLÜM 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Tez kapsamında, SKK yöntemiyle 22 mm/dak sabit kaynak hızında, 400, 600, 800 ve 1000 dev/dak takım dönme hızlarında gerçekleştirilen CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmelerin kaynak bölgelerindeki sıcaklık dağılımlarının ölçülmesi, mikroyapı karakterizasyonu, sertlik dağılımları ile mekanik özelliklerin tespit edilmesi çalışmaları sonrasında elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

- Sıcaklık ölçümleri sonucunda bulunan sonuçlar: Kaynak bölgelerindeki Cu ve CuZn37 ana metallerde ve KM merkezlerinde ulaşılan maksimum sıcaklıklar, takım dönme hızına bağlı olarak değişmiştir. Takım dönme hızındaki artış, ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinin de artmasına neden olmuştur.
- Kaynak bölgelerindeki Cu ve CuZn37 ana metallerde ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri, birleştirilen levha konumlarına göre değişiklik göstermiştir. Genel olarak, ilerleme kenarında bulunan levhada tespit edilen maksimum sıcaklık değeri, yığma kenarındaki levhadan biraz daha yüksek çıkmıştır.
- Birleştirilen Cu ve CuZn37 malzemelerin ısı iletim özelliklerindeki farklılıklar, kaynak merkezinden belirli bir mesafedeki maksimum sıcaklık değerlerini etkilemiştir.
- SKK yönteminin uygulanmasıyla ortaya çıkan sıcaklık artışları, kaynak bölgesinin mikroyapı özelliklerini değiştirebilecek seviyelerde olduğu düşünülmektedir. Özellikle, maruz kalınan ısı ve plastik deformasyona bağlı olarak farklı tane yapılarına sahip mikroyapı bölgelerinin oluşması muhtemeldir.

- KM merkezinde ölçülen maksimum sıcaklık değerlerinin, ergitme kaynak yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde karşılaşılan, çinko buharlaşması probleminin meydana gelebileceği sıcaklık değerinden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, birleştirmenin mekanik ve kimyasal özelliklerinin korunmasının yanı sıra, kaynakçı sağlığının da korunması açısından büyük önem arz etmektedir.
- Maksimum sıcaklık artışının görüldüğü KM'de tespit edilen sıcaklıkların, saf Cu ve CuZn37 pirinç malzemenin ergime sıcaklıklarından daha düşük olması, birleştirme işlemlerinin katı fazda meydana geldiğini göstermektedir. Dolayısıyla, Cu ve CuZn37 farklı malzemelerin ergitme kaynak teknikleriyle birleştirilmesinde karşılaşılabilecek muhtemel kaynak problemleri, SKK yönteminin uygulanmasıyla minimum seviyeye indirilmiştir.
- Makro ve mikroyapı incelemeleri sonucunda bulunan sonuçlar: 400, 600, 800/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmeleri ile 1000/22 CuZn37/Cu birleştirmesinin makroyapı incelemelerinde, boşluk, gözenek ve tünel benzeri boşluk meydana gelmeden kaynak yapılabilmektedir. Ancak, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinin yüzey ve kök kısımlarında önemli bozukluklar ve kaynak hatalarının meydana geldiği belirlenmiştir.
- Mikroyapı incelemelerinde, 600/22 CuZn37/Cu haricindeki diğer birleştirme numunelerinde yetersiz karışımın neden olduğu kök nüfuziyetsizliği görülmüştür.
- 600, 800/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 ile 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirme numunelerinin kaynak bölgelerinde, Cu ve CuZn37 ana metallerin yanı sıra Cu-ITAB, CuZn37-ITAB, CuZn37-TMEB ve KM mikroyapı değişimleri tespit edilmiştir. En düşük takım dönme hızının uygulandığı 400/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmelerinde ise, bu mikroyapı bölgelerinden CuZn37-TMEB belirlenmemiştir.
- Bütün birleştirme numunelerinin Cu levha tarafında, Cu-TMEB mikroyapısının oluşmadığı görülmüştür.

- Bütün birleştirme numunelerinin kaynak bölgelerindeki sıcaklık artışlarının neden olduğu tavlama etkisiyle Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'larda, ana metallere göre tane büyümesinin meydana geldiği belirlenmiştir (60–100 μm).
- Cu-ITAB'lardaki tane irileşme oranının CuZn37-ITAB'lara göre çok daha fazla olduğu, ayrıca Cu-ITAB'ların CuZn37-ITAB'lara göre daha geniş alanlarda meydana geldiği görülmüştür.
- Değişken kaynak parametreleri olan takım dönme hızı ve levha konumu değişikliğinin, Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'lardaki tane büyüklükleri değişimine belirgin bir etkisi tespit edilememiştir.
- Cu/CuZn37 birleştirme numunelerinin KM'lerinde genel olarak, Cu ve CuZn37 malzemenin daha fazla karışıma uğrayıp, karmaşık bir yapı oluşturduğu görülmüştür.
- Cu ve CuZn37 malzemelerin karışımından meydana gelen KM'lerde, genel olarak baskın olan mikroyapı değişiminin, CuZn37 tanelerinin yeniden kristalleşme sonucu incelmesi olduğu belirlenmiştir.
- Cu ve CuZn37 ana metallere göre tane incelmesinin meydana geldiği KM'lerdeki ortalama tane büyüklüklerinin, 1000/22 Cu/CuZn37 birleştirmesi hariç tutulursa, 5–11,5 μm arasında değiştiği tespit edilmiştir.
- Değişken kaynak parametrelerinin, KM'lerin tane büyüklükleri değişimine sistematik bir etkisi belirlenememiştir. Ancak, birleştirilen Cu ve CuZn37 malzemelerin sahip olduğu ısı iletim farklılıklarının, KM'lerdeki tane boyutu dağılımlarını etkilediği görülmüştür.
- 800/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirme numuneleri haricindeki diğer numunelerin KM'lerinde, soğan halkalarına benzer yapı oluşumu görülmemiştir. Bu numunelerde ise soğan halkaları yapısının, bakırca zengin bantlarla ince taneli CuZn37 malzemedan meydana geldiği görülmüştür.

- 800/22 CuZn37/Cu numunesinin KM'deki soğan halkaları yapısı, daha çok kaynağın yığıma kenarında belirgin iken, 800/22 Cu/CuZn37 numunesinin KM'de hem ilerleme hem de yığıma kenarında belirgin ve farklı genişliklerde olduğu görülmüştür.
- Sertlik ölçümleri sonucunda bulunan sonuçlar: Bütün birleştirmelerin Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'larında tane irileşmesinin neden olduğu sertlik azalmaları belirlenmiştir.
- Birleştirmelerin Cu-ITAB'larında görülen tane büyüklüklerindeki farklılıkların, bu bölgelerin sertlik dağılımlarında etkili bir faktör olmadığı düşünülmektedir. Çünkü uygulanan kaynak parametrelerine bağlı olarak bu bölgelerde meydana gelen tane irileşmesi oranı ile sertlik arasında belirleyici bir ilişki tespit edilememiştir. Benzer durumun, CuZn37-ITAB'lar için de geçerli olduğu görülmüştür.
- Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'larındaki en yüksek sertlik değerleri, takım dönme hızının en düşük olduğu 400/22 Cu/CuZn37 numunesinde elde edilmesine karşın, genel olarak takım dönme hızının bu bölgelerin sertlik özelliklerine olan belirleyici bir etkisi tespit edilememiştir. Başka bir ifadeyle, takım dönme hızındaki değişime paralel olarak belirgin bir sertlik azalması veya artışı görülmemiştir.
- Birleştirmelerin Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB'larına ait üst ve alt bölgelerinde, genel olarak önemli sertlik farklılıkları görülmemiş olup, değerlerin birbirlerine yakın çıktığı tespit edilmiştir.
- Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesinde, levha konumlarının Cu-ITAB ve CuZn37-ITAB sertliklerine sistematik bir etkisi belirlenememiştir.
- Birleştirmelerin KM'lerinde genel olarak, Cu ana metale göre bir sertlik artışı gözlenirken, CuZn37 ana metale göre sertlik azalması görülmüştür. KM'ler

içerisinde ince taneli CuZn37 yapısı oluşumuna rağmen, sertliklerdeki bu azalmalar KM'lerine karışmış Cu malzemeye bağlanmıştır.

- Birleştirmelerin KM'lerindeki en yüksek sertlik değerleri, yine en düşük takım dönme hızının uygulandığı 400/22 Cu/CuZn37 numunesinde elde edilmiştir. Ancak, takım dönme hızındaki artışa bağlı olarak KM'lerin içerisinde kayda değer bir sertlik azalması belirlenmemiştir.
- Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre olan konumlarının, KM'lerin sertliklerine belirgin bir etkisinin olmadığı görülmüştür.
- KM'lerin üst ve alt bölgelerdeki sertliklerin, genel olarak birbirine benzer olduğu tespit edilmiştir.
- Birleştirmelere ait KM'lerin sahip olduğu mikroyapı özelliklerinin, bu bölgelerin sertlik dağılımlarına önemli etkilerinin olduğu görülmüştür. KM'nin genel olarak ince taneli CuZn37 yapısından oluşması durumunda, sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu belirlenmiştir. Ancak, KM'nin ince taneli CuZn37'nin yanı sıra bakırca zengin bölgelerden oluşması durumunda, sertlik değerlerinde önemli farklılıklar meydana gelmiştir.
- KM'lerdeki ince taneli CuZn37 yapısının oluşumu, bu bölgelerin sertlik değerlerini arttırma eğiliminde iken, bakırca zengin bölgelerin oluşumu sertlik değerlerinin düşmesine neden olmuştur.
- KM içerisinde Cu ve CuZn37'den meydana gelen soğan halkaları yapısının oluşumu, halkaların genişliklerine bağlı olarak bu bölgenin sertliklerini etkileyebilmektedir. Nispeten daha geniş kesit alana sahip bakırca zengin halka oluşumuyla sertliklerin azaldığı görülmüştür.
- Mekanik deneyler sonucunda bulunan sonuçlar: En yüksek çekme ve eğme mukavemetleri 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesine ait numunelerde tespit edilmiştir. Bu birleştirmenin mikroyapı özellikleri dikkate alındığında, plastik

deformasyon sonucu yeniden kristalleşmiş ince taneli CuZn37 ile bakırca zengin bölgelerin oluşturduğu soğan halkalarından meydana gelen KM, mekanik özellikleri arttırmıştır.

- KM içerisindeki sertlik artışının, mekanik özellikler üzerinde belirleyici bir rolü olmadığı düşünülmektedir. Çünkü 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesindeki sertlik değerlerinin, diğer birleştirmelerdeki sertliklerden daha düşük olduğu görülmektedir.
- Diğer tüm birleştirmelerde tespit edildiği gibi, 800/22 Cu/CuZn37 birleştirmesinde de XRD ile tespit edilen, sert ve gevrek bir yapıya sahip olan Cu_5Zn_8 metaller arası bileşik oluşumunun, bu birleştirmenin mekanik özelliklerine önemli bir etkisinin olmadığı düşünülmektedir. Çünkü bu birleştirme numunelerindeki kırılmalar, sünek bir şekilde Cu ana metalde gerçekleşmiştir.
- En düşük çekme ve eğme mukavemetleri 400/22 CuZn37/Cu ve Cu/CuZn37 birleştirmelerinde görülmüştür. Mikroyapı incelemelerinde kaynak kök kısmında tespit edilen kök nüfuziyetsizliği, bu birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemiştir.
- Genellikle, takım dönme hızının artmasıyla birleştirmelerin mekanik özelliklerinin de arttığı tespit edilmiştir.
- Birleştirilen Cu ve CuZn37 levhaların takım dönme-ilerleme yönüne göre olan konumlarının, mekanik özelliklere belirli bir etkisinin olduğu görülmüştür. Buna göre, takım dönme hızı sabit tutulduğunda, Cu levhanın ilerleme kenarına ve CuZn37 levhanın da yığma kenarına sabitlendiği birleştirmelerin mekanik özelliklerinin daha iyi olduğu belirlenmiştir.
- Ayrıca, 1.3343 HSS tipi çeliğinden dış açılarak imal edilen takımın, Cu ve CuZn37 levhaların birleştirilmesi için yeterli olduğu kanaatine varılmıştır.

7.2.Öneriler

- Tez çalışması kapsamında, Cu ve CuZn37 levhaların SKK ile birleştirilmeleri, dikey kalıpcı frezesi kullanılarak yapılmıştır. Bu birleştirmelerin aynı zamanda, CNC dikey freze tezgâhı ile de yapılması ve sonuçların değerlendirilmesinin yararlı olabileceği düşünülmektedir.
- 1.3343 HSS takım çeliği yerine daha düşük alaşımlı çelik malzemelerden SKK için takım üretimi gerçekleştirilebilir. Böylece, takım malzemesi maliyetleri azaltılabilir.
- Birleştirmelerde kullanılan takım geometrisi yeniden tasarlanıp, yeni birleştirmeler yapılabilir. Elde edilen sonuçlar, bu tez çalışmasındaki sonuçlarla karşılaştırılabilir.
- Özellikle otomotiv endüstrindeki soğutma sistemleri uygulamalarında, başlangıç niteliğindeki denemeler için 3 mm'den daha düşük kalınlıklardaki Cu ve CuZn37 levhaların birleştirmeleri gerçekleştirilebilir.
- Tez kapsamında kullanılan kaynak parametrelerinde ve farklı parametrelerde gerçekleştirilebilecek birleştirmelerin otomotiv sektörüne yönelik olarak, oda sıcaklığı ve çalışma sıcaklıkları şartlarında yorulma deneyleri ve korozyon özelliklerinin incelemeleri yapılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] BRINGAS, J.E., WAYMAN, M.L., Nonferrous Metals, Fourth edition on CD-ROM, Casti Publishing Inc, sf. 139–158, Alberta, 2003.
- [2] http://www.cuprobraz.com/pdf/CuproBraz_21.pdf, 12.2008.
- [3] http://www.amalit.lt/Copper_Brass_Radiators.pdf, 01.2009.
- [4] ASM Handbook, Welding, Brazing, and Soldering, vol. 6, ed. BAKER, H., ASM International, sf. 182, USA, 1997.
- [5] <http://www.cuprobraz.com/lit/asp>, 12.2008.
- [6] <http://www.utinlab.ru/eng/item23.html>, 01.2009.
- [7] SHABTAY, Y.L., AINALI, M., LEA, A., New brazing process using anneal-resistant copper and brass alloys, Mater Design, 25, pp.83–89, 2004.
- [8] THOMAS, W.M., NICHOLAS, E.D., NEEDHAM, J.C., MURCH, M.G., TEMPLESMITH, P., and C.J. DAWES, G.B. Patent 9125978.8, 1991.
- [9] SATO, Y., URATA, M., KOKAWA, H., Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063, Metall Mater Trans A, 33, pp. 625–635, 2002.
- [10] NAKATA, K., INOKI, S., NAGANO, Y., HASHIMOTO, T., JOHGAN, S. and USHIO, M., Weldability of friction stir welding of AZ91D magnesium alloy thixomolded sheet, Journal of Japan Institute of Light Metals, 51, pp. 528–523, 2001.
- [11] LIENERT, T.J., STELLWAG, W.L., GRIMMETT, B.B., AND WARKE, R.W., Friction stir welding studies on mild steel process, Weld J, January, pp. 1–9, 2003.
- [12] REYNOLDS, A.P., TANG, W., GNAUPEL, H.T., PRASK, H., Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds, Scripta Mater, 48, pp. 1289–1294, 2003.

- [13] LEE, W.B., LEE, C.Y., CHANG, W.S., YEON, Y.M., JUNG, S.B., Microstructural investigation of friction stir welded pure titanium, *Mater Lett*, 59, pp. 3315–3318, 2005.
- [14] UZUN, H., Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite, *Mater Design*, 28, pp. 1440–1446, 2006.
- [15] LEE, W.B., JUNG, S.B., The joint properties of copper by friction stir welding, *Mater Lett*, 58, pp. 1041–1046, 2004.
- [16] UZUN, H., Sürtünme karıştırma kaynak tekniği ile birleştirilen bakır levhaların mekanik özelliklerine kaynak parametrelerinin etkisi, 1. Uluslararası Mesleki ve Teknik Eğitim Teknolojileri Kongresi, İstanbul, cilt 3, pp. 1321–1326, 2005.
- [17] PARK, H.S., KIMURA, T., MURAKAMI, T., NAGANO, Y., NAKATA, K., USHIO, M., Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu–40% Zn copper alloy, *Mater Sci Eng A*, 371, pp. 160–169, 2004.
- [18] ÇAM, G., SERİNDAG, H.T., ÇAKAN, A., MISTIKOĞLU, S., YAVUZ, H., The effect of weld parameters on friction stir welding of brass plates, *Mat-wiss u Werkstofftech*, 39, pp. 394–399, 2008.
- [19] UZUN, H., DONNE, C.D., ARGAGNOTTO, A., GHIDINI, T., GAMBARO, C., Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, *Mater Design*, 26, pp. 41–46, 2005.
- [20] ZADEH, A.A., SAEID, T., SAZGARI, B., Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints, *Journal of Alloys and Compounds*, 460, pp. 535–538, 2008.
- [21] YAN, J., XU, Z., LI, Z., LI, L., YANG, S., Microstructure characteristics and performance of dissimilar welds between magnesium alloy and aluminum formed by friction stirring, *Scripta Mater*, 53, pp. 585–589, 2005.
- [22] LI, Y., TRILLO, E.A., MURR, L.E., Friction-stir welding of aluminum alloy 2024 to silver, *J Mater Sci Lett*, 19, pp. 1047–1051, 2000.
- [23] MURR, L.E., SHARMA, G., CONTRERAS, M., KAZI, S.H., SIDDIQUE, M., FLORES, R.D., SHINDO, D.J., SOTO, K.F., TRILLO, E.A., SCHMIDT, C. and MCCLURE, J.C., Joining dissimilar aluminum alloys and other metals and alloys by friction-stir welding, *Aluminum 2001 – Proceedings of the TMS 2001, Aluminum Automotive and Joining Sessions*, pp.197–211, 2001.

- [24] MERAN, C., KOVAN, V., Microstructures and mechanical properties of friction stir welded dissimilar copper/brass joints, *Mat-wiss u Werkstofftech*, 39, pp. 521–530, 2008.
- [25] CARDARELLI, F., *Materials Handbook A Concise Desktop Reference*, 2nd Edition, Springer, sf. 179–183, London, 2008.
- [26] *ASM Handbook, Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2, eds. LAMPMAN, S.R., ZORC, T.B., ASM International, sf. 216–240, USA, 1995.
- [27] *Welding Handbook, Welding Copper and Copper Alloys*, vol.3, American Welding Society, Miami, USA, sf. 2–42, 1997.
- [28] http://www.aalco.co.uk/literature/pdfs/Aalco_Copper_Alloys.pdf, 02.2009.
- [29] http://www.brazing.com/techguide/procedures/copper_welding.asp, 10.2008.
- [30] <http://www.copperinfo.co.uk/alloys/brass/brasses-properties-and-applications.shtml>, 10.2008.
- [31] http://www.matthey.ch/fileadmin/user_upload/downloads/fichetechnique/EN/CuZn37.pdf, 11.2008.
- [32] <http://www.buau.com.au/english/files/110.pdf>, 04.2009.
- [33] LANCASTER, J.F., *Metallurgy of Welding*, 6th Edition, Abington Publishing, Cambridge, England, sf. 373–380, 1999.
- [34] UZUN, H., *Sert Lehimleme Prensipleri, Değişim Yayınları*, İstanbul, sf. 183–189, 2002.
- [35] DAWES, C., and THOMAS, W., Friction stir joining of aluminium alloys, *Bulletin 6, TWI*, pp. 124–127, November /December 1995.
- [36] MISHRA, R.S., MA, Z.Y., Friction stir welding and processing, *Mater Sci Eng R 50*, pp. 1–78, 2005.
- [37] <http://www.frictionstirlink.com/fslfswdescription.html>, 04.2009.
- [38] BENAVIDES, S., LI, Y., MURR, L.E., BROWN, D., MCCLURE, J.C., Low temperature friction stir welding of 2024 aluminum, *Scripta Matter*, 41, 8, pp. 809–815, 1999.
- [39] TANG, W., GUO, X., MCCLURE, J.C., and MURR, L.E., Heat input and temperature distribution in friction stir welding, *J Mater Process Manuf Sci*, 7, pp. 163–172, 1999.

- [40] <http://www.twi.co.uk/content/fswproc.html>, 03.2009.
- [41] ROWE, C.E.D., THOMAS, W., Advances in tooling materials for friction stir welding, Technical Report, Internet publication by TWI, pp. 1–11, 13 January, 2005.
- [42] CRAWFORD, R., A Mechanistic Study of The Friction Stir Welding Process, Doktora Tezi, Vanderbilt University, SF. 3–94, 2006.
- [43] SORENSEN, C.D., NELSON, T.W., and PACKER, S.M., Tool material testing for friction stir welding of high temperature alloys, 3th International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, 27–28 September 2001.
- [44] KALUÇ, E., TABAN, E., Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi (Sürtünme Karıştırma Kaynağı), TMMOB MMO Yayınları, sf. 58–111, Ankara, 2007.
- [45] SATO, Y.S., TAKAUCHI, H., PARK, S.H.C., KOKAWA, H., Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050, Mater Sci Eng A, 405, pp. 333–338, 2005.
- [46] ZHANG, Y., SATO, Y.S., KOKAWA, H., PARK, S.H.C., and HIRANO, S., Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti–6Al–4V friction stir welds, Mater Sci Eng A, 485, pp. 448–455, 2008.
- [47] KHALED, T., An outsider looks at friction stir welding, ANM-112N-05-06, pp. 5–52, July 2005.
- [48] LIU, H., FULII, H., MAEDA M., NOGI, K., Tensile properties and fracture locations of friction-stir welded joints of 6061-T6 aluminium alloy, J Mater Sci Lett, 22, pp. 1061–1063, 2003.
- [49] RHODES, C.G., MAHONEY, M.W., BINGEL, W.H., SPURLING, R.A., BAMPTON, C.C., Effect of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum, Scripta Mater, 36, pp. 69–75, 1997.
- [50] DING, R.J., Welding Development: Marshall Space Flight Center, Scientific and Technical Aerospace Reports, NASA, sf. sayısı: 49, June 2007.
- [51] THOMAS, W.M., Friction stir welding – recent developments, Mater Sci Forum, 426, pp. 229–236, 2003.
- [52] THOMAS, W.M., JOHNSON, K.I., WIESNER, C.S., Friction stir welding-recent developments in tool and process technologies, Adv Eng Mater, 5, pp. 485–490, 2003.

- [53] THOMAS, W.M., STAINES, D.G., JOHNSON, K.I., EVANS, P., Com-stir – compound motion for friction stir welding and machining, *Adv Eng Mater*, 5, pp. 273–274, 2003.
- [54] NANDAN, R., DEBROY, T., BHADSHIA, H.K.D.H., Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, *Progress in Materials Science*, 53, pp. 980–1023, 2008.
- [55] COLEGROVE, P.A., SHERCLIFF, H.R., Development of Trivex friction stir welding tool. Part 1 – Two-dimensional flow modelling and experimental validation, *Sci Technol Weld Join*, 9, pp. 345–351, 2004.
- [56] COLEGROVE, P.A., SHERCLIFF, H.R., Development of Trivex friction stir welding tool. Part 2 – Three-dimensional flow modeling, *Sci Technol Weld Join*, 9, pp. 352–361, 2004.
- [57] ZHAO, Y.H., LIN, S.B., QU, F., WU, L., Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process, *Mater Sci Technol*, 22, pp. 45–50, 2006.
- [58] SCHMIDT, H., HATTEL, J., A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding, *Modell Simul Mater Sci Eng*, 13, pp. 77–93, 2005.
- [59] GUERRA, M., SCHMIDT, C., MCCLURE J.C., MURR, L.E., NUNES, A.C., Flow patterns during friction stir welding, *Mater Charact*, 49, pp. 95–101, 2002.
- [60] PADMANABAN, G., BALASUBRAMANIAN, V., Selection of FSW tool pin profile, shoulder diameter and material for joining AZ31B magnesium alloy – An experimental approach, *Mater Design*, 30, pp. 2647–2656, 2009.
- [61] BUFFA, G., HUA, J., SHIVPURI, R., FRATINI, L., Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model, *Mater Sci Eng A*, 419, pp. 381–388, 2006.
- [62] KALLGREN, T., Friction Stir Welding of Copper Canister for Nuclear Waste, Lisans Tezi, Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology (KTH), Stockholm, Sweden, SF. 21–48, 2005.
- [63] COLLIGAN, K.J., KONKOL, P.J., FISHER, J.J., and PICKENS, J.R., Friction stir welding demonstrated for combat vehicle construction, *Weld J*, 82, pp. 35–40, 2003.

- [64] JOHNSON, R., THREADGILL, P., Development of friction stir welding for shipbuilding applications, ShipTech Mississippi, TWI, Abington, UK, sf. sayısı. 44, 2004.
- [65] THREADGILL, P.L., Friction stir welds in aluminium alloys – preliminary microstructural assessment, Bulletin TWI, 38, Abington, UK, pp. 30–33, 1997.
- [66] MAHONEY, M.W., RHODES, C.G., FLINTOFF, J.G., SPURLING, R.A., BINGEL, W.H., Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum, Metall Mater Trans A, 29, pp. 1955–1964, 1998.
- [67] YAN, J., Fundamental Study in FSW Processing and FSW Process-Structure-Property Relationship for AA2024 and AA2524, Doktora Tezi, Department of Mechanical Engineering and Information Technology, University of South Carolina, SF. 72–75, 2004.
- [68] JATA, K.V., SANKARAN, K.K., RUSCHAU, J.J., Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7075-T7451, Metall Mater Trans A, 31, pp. 2181–2192, 2000.
- [69] LUMSDEN, J.B., MAHONEY, M.W., RHODES, C.G. and POLLOCK, G.A., Corrosion behavior of friction-stir-welded AA7050-T7651, Corrosion, 59, pp. 212–219, 2003.
- [70] HEINZ, B., SKROTZKI, B., Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013, Metall Mater Trans B, 33, pp. 489–497, 2002.
- [71] LIENERT, T.J., GRYLLS, R.J., GOULD, J.E., and FRASER, H.L., Microstructural evolution in friction stir welds, First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, 14–16 June 1999.
- [72] SU, J.Q., NELSON, T.W., MISHRA, R.S., MAHONEY, M.W., Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, Acta Mater., 51, pp. 713–729, 2003.
- [73] MA, Z.Y., MISHRA, R.S., MAHONEY, M.W., Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy, Acta Mater, 50, pp. 4419–4430, 2002.
- [74] SALEM, H.G., REYNOLDS, A.P. and LYONS, J.S., Structural evolution and superplastic formability of friction stir welded AA 2095 sheets, J Mater Eng Perfor, 13, pp. 24–31, 2004.
- [75] OERTEL, G.S., BABU, S.S., DAVID, A. and KENIK, E.A., Effect of thermal cycling on friction stir welds, Weld J, 80, pp. 71–79, 2001.

- [76] LIU, G., MURR, L.E. NIOU, C.S., MCCLURE, J.C., VEGA, F.R., Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum alloy, *Scripta Mater*, 37, pp. 355–361, 1997.
- [77] CHEN, Z.W., CUI, S., Tool-workpiece interaction and shear layer flow during friction stir welding of aluminium alloys, *Trans Nonferrous Met Soc China*, 17, pp. 258–261, 2007.
- [78] KRISHNAN, K.N., On the formation of onion rings in friction stir welds, *Mater Sci Eng A*, 327, pp. 246–251, 2002.
- [79] KUMAR, K., KAILAS, S.V., The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, *Mater Sci Eng A*, 485, pp. 367–374, 2008.
- [80] CHEN, Z.W., CUI, S., On the forming mechanism of banded structures in aluminium alloy friction stir welds, *Scripta Mater*, 58, pp. 417–420, 2008.
- [81] SCHNEIDER, J.A. and NUNES, A.C., Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld, *Metall Mater Trans B*, 35B, pp. 777–783, 2004.
- [82] SVENSSON, L.E. and KARLSSON, L., Microstructure, hardness and fracture in friction stir welded AA6082, *First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, California, USA, 14-16 June 1999.
- [83] SATO, Y.S., KOKAWA, H., ENMOTO, M., JOGAN, S., Microstructural evaluation of 6063 Aluminum during friction-stir welding, *Metall Mater Trans A*, 30, pp. 2429–2437, 1999.
- [84] MA, Z.Y., MISHRA, R.S., MAHONEY, M.W., Friction stir processing for microstructural modification of an aluminum casting, *Friction stir welding and processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 221–230, 2003.
- [85] REYNOLDS, A.P., Visualisation of material flow in an autogenous friction stir weld, *Sci Technol Weld Joining*, 5, pp. 120–124, 2000.
- [86] KWON, Y.J., SHIGEMATSU, I., SAITO, N., Mechanical properties of fine-grained aluminum alloy produced by friction stir process, *Scripta Mater*, 49, pp. 785–789, 2003.
- [87] SU, J.Q., NELSON, T.W., STERLING, C.J., A new route to bulk nanocrystalline materials, *J Mater Res*, 18, pp. 1757–1760, 2003.
- [88] HUMPHREYS, F.J., HOTHERLY, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon Press, New York, pp. 6–25, 1995.

- [89] KWON, Y.J., SAITO, N., SHIGEMATSU, I., Friction stir process as a new manufacturing technique of ultrafine grained aluminum alloy, *J Mater Sci Lett*, 21, pp. 1473–1476, 2002.
- [90] KWON, Y.J., SHIGEMATSU, I., SAITO, N., Production of ultra-fine grained aluminum alloy using friction stir process, *Mater Trans*, 44, pp. 1343–1350, 2003.
- [91] MAHONEY, M., MISHRA, R.S., NELSON, T., FLINTOFF, J., ISLAMGALIEV, R., HOVANSKY, Y., High strain rate, thick section superplasticity created via friction stir processing, *Friction Stir Welding and Processing*, Friction stir welding and processing, TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 183–194, 2001.
- [92] PAO, P.S., LEE, E., FENG, C.R., JONES, H.N., MOON, D.W., Corrosion fatigue in FSW welded Al 2519, *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 113–122, 2003.
- [93] REYNOLDS, A.P., SEIDEL, T.U., SIMONSEN, M., Visualization of material flow in a autogenous friction stir weld, *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, pp. 1–9, 1999.
- [94] SEIDEL, T.U., REYNOLDS, A.P., Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique, *Metall Mater Trans A*, 32, pp. 2879–2884, 2001.
- [95] ARBEGAST, W.J., Modeling friction stir joining as a metal working process, *Hot Deformation of Aluminum Alloys III*, TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 313–327, 2003.
- [96] GUERRA, M., MCCLURE, J.C., MURR, L.E., NUNES, A.C., Metal flow during friction stir welding, *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 25–34, 2001.
- [97] SATO, Y.S., PARK, S.H.C., KOKAWA, H., Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys, *Metall Mater Trans A*, 32, pp. 3033–3042, 2001.
- [98] SVENSSON, L.E., KARLSSON, L., LARSSON, H., KARLSSON, B., FAZZINI, M. and KARLSSON, J., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082, *Sci Technol Weld Joining*, 5, pp. 285–296, 2000.

- [99] STRANGWOOD, M., BERRY, J.E., CLEUGH, D.P., LEONARD, A.J. and THREADGIL, P.L., Characterisation of the thermo-mechanical effects on microstructural development in friction stir welded age hardening aluminium based alloys, First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, 14–16 June, pp. 1–10, 1999.
- [100] JAMES, M., MAHONEY, M., WALDRON, D., Residual stress measurements in friction stir welded aluminum alloys, Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, pp. 69–75, 1999.
- [101] DONNE, C.D., LIMA, E., WEGENER, J., PYZALLA, A., BUSLAPS, T., Investigations on residual stresses in friction stir welds, Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, September 27–28, pp. 1–10, 2001.
- [102] PEEL, M., STEUWER, A., PREUSS, M., WITHERS, P.J., Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminum AA5083 friction stir welds, *Acta Mater*, 51, pp. 4791–4801, 2003.
- [103] CHAO, Y.J., and QI, X., Heat transfer and thermo-mechanical analysis of friction stir joining of AA6061-T6 plates, First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, 14-16 June 1999.
- [104] BIALLAS, G., BRAUN, R., DONNE, C.D., STANIEK, G., KAYSSER, W.A., Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-T3, Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, CA, USA, paper no: S3–P3, June 1999.
- [105] STROMBECK, A.V., SANTOS, J.F., TORSTER, F., LAUREANO, P., KOCAK, M., Fracture toughness behaviour of FSW joints in aluminium alloys, Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, CA, USA, paper no. S9-P1, June 14–16, 1999.
- [106] MISHRA, R.S., SHARMA, S.R., MARA, N.A., MAHONEY, M.W., ASM International Joining of Advanced and Specialty Materials III, ASM International, pp. 157-163, 2000.
- [107] TALWAR, R., BOLSER, D., LEDERICH, R., and BAUMANN, J., Friction stir welding of airframe structures, Second International Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, pp. 64–69, 26-28 June 2000.

- [108] KUMAGAI, M., TANAKA, S., HATTA, H., YOSHIDA, H., and SATO, H., Integral wing panel for airplanes produced by friction stir welded extrusion shapes, Sumitomo Light Metal Technical Reports, 43, pp. 69–74, 2002.
- [109] LITWINSKI, E., Mechanical properties improvements; characterisation & demonstration of friction stir welded 2195-T87 aluminum lithium alloy, Third International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, 27-28 September 2001.
- [110] COLLIGAN, K., UCOK, I., MCTERNAN, K., KONKOL, P.J., and PICKENS, J.R., Friction stir welding of thick section 5083-H131 and 2195-T8P4 aluminum plates, Third International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, 27-28 September 2001.
- [111] CAMPBELL, G., and STOTLER, T., Friction stir welding of armor grade aluminum plate, Weld J, 78, pp. 45–47, 1999.
- [112] MERAN, C., KOVAN, V., ALPTEKIN, A., Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel, Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 38, pp. 829–835, 2007.
- [113] SAEID, T., ZADEH, A.A., ASSADI, H., GHAINI, F.M., Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel, Mater Sci Eng A, 496, pp. 262–268, 2008.
- [114] KATOH, K., and TOKISUE, H., Mechanical properties of friction stir welded AZ31 magnesium alloy joint, International Institute of Welding Pre-Assembly Meeting on Friction Stir Welding, Nagoya University, Nagoya, Japan, 9 July 2004.
- [115] CAVALIERE, P., CERRI, E., MARZOLI, L., and SANTOS, J.D., Friction stir welding of ceramic particle reinforced aluminium based metal matrix composites, Applied Composite Materials, 11, pp. 247–258, 2004.
- [116] BOZKURT, Y., Sürtünme Karıştırma Kaynak Tekniği ile Birleştirilen AA2124/SiC_p/25 Kompozit Levhaların Mekanik Özellikleri ve Mikroyapı Karakterizasyonu, Doktora Tezi, MÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, SF. 131–178, 2008.
- [117] LEE, W.B., SCHMUECKER, M., MERCARDO, U.A., BIALLAS, G., and JUNG, S.B., Interfacial reaction in steel–aluminum joints made by friction stir welding, Scripta Mater, 55, pp. 355–358, 2006.
- [118] LIU, P., SHI, Q., WANG, W., WANG, X., ZHANG, Z., Microstructure and XRD analysis of FSW joints for copper T2/aluminium 5A06 dissimilar materials, Mater Lett, 62, pp. 4106–4108, 2008.

- [119] LIU, H.J., CHEN, Y.C., and FENG, J.C., Effect of heat treatment on tensile properties of friction stir welded joints of 2219-T6 aluminium alloy, *Mater Sci Technol*, 22, pp. 237–241, 2006.
- [120] ZHOU, C., YANG, X., Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy, *J Mater Sci*, 41, pp. 2771–2777, 2006.
- [121] KIM, Y.G., FUJII, H., TSUMURA, T., KOMAZAKI, T., NAKATA, K., Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy, *Mater Sci Eng A*, 415, pp. 250–254, 2006.
- [122] CRAWFORD, R., COOK, G.E., STRAUSS, A.M., HARTMAN, D.A., STREMLER, M.A., Experimental defect analysis and force prediction simulation of high weld pitch friction stir welding, *Sci Technol Weld Join*, 11, pp. 657–665, 2006.
- [123] LIU, H.J., FUJII, H., MAEDA, M., NOGI, K., Tensile fracture location characterisation of friction stir welded joints of different aluminium alloys, *J Mater Sci Technol*, 20, pp. 103–105, 2004.
- [124] LONG, X., KHANNA, SK., Modeling of electrically enhanced friction stir welding process using finite element method, *Sci Technol Weld Join*, 10, pp. 482–487, 2005.
- [125] ELANGO VAN, K., BALASUBRAMANIAN, V., Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy, *Mater Sci Eng A*, 459, pp. 7–18, 2007.
- [126] ZHANG, H., LIN, S.B., WU, L., FENG, J.C., MA, S.L., Defects formation procedure and mathematic model for defect free friction stir welding of magnesium alloy, *Mater Design*, 27, pp. 805–809, 2006.
- [127] KHODIR, S.A., and SHIBAYANAGI, T., Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys, *Mater Sci Eng B*, 148, pp. 82–87, 2008.
- [128] ÇAM, G., GÜÇLÜER, S., ÇAKAN, A., SERINDAĞ, H.T., Mechanical properties of friction stir butt-welded Al-5086 H32 plate, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 30, pp. 151–156, 2008.
- [129] ANDERSSON, H.C.M., SEITISLEAM, F., SANDSTRÖM, R., Creep testing and creep loading experiments on friction stir welds in copper at 75°C, Technical Report, TR-07-08, Corrosion & Metals Research Institute, Sweden, August 2007

- [130] XIE, G.M., MA, Z.Y., and GENG, L., Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper, *Scripta Mater*, 57, pp. 73–76, 2007.
- [131] SAKTHIVEL, T., MUKHOPADHYAY, J., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper, *J Mater Sci*, 42, pp. 8126–8129, 2007.
- [132] ÖZBEKMEZ, R., Sürtünme Karıştırma Kaynak Tekniği ile CuZn30 Levhalarının Birleştirilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, Türkiye, SF. 112–114, 2006.
- [133] MERAN, C., The joint properties of brass plates by friction stir welding, *Mater Design*, 27, pp. 719–726, 2006.
- [134] Metal Forming Handbook, ed. HOFFMANN, H., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, sf. 496, Germany, 1998.
- [135] ASTM E 384, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM (American Society for Testing and Materials), 2000.
- [136] TS 287 EN 895, Metalik Malzemeler – Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler – Enine Çekme Deneyi, TSE (Türk Standartları Enstitüsü), 1996.
- [137] ASM Handbook, Mechanical Testing and Evaluation, ASM International, vol.8, eds. DAVIS, J.R., REFSNES, S.K., sf. 20–27, USA, 1997.
- [138] ASTM E 8M – 00b, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM (American Society for Testing and Materials), 2001.
- [139] TS 282 EN 910, Metalik Malzemelerde Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Muayeneler – Eğme Deneyleri, TSE (Türk Standartları Enstitüsü), 2002.
- [140] KAYALI, E.S., ENSARİ, C., DİKEÇ, F., Metalik Malzemelerin Mekanik Deneyleri, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul, sf. 83–94, 1996.
- [141] CHEN, C.M., KOVACEVIC, R., Finite element modeling of friction stir welding-thermal and thermomechanical analysis, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 43, pp. 1319–1326, 2003.
- [142] ULYSSE, P., Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 42, pp. 1549–1557, 2002.

- [143] NANDAN, R., ROY, G.G., and DEBROY, T., Numerical simulation of three-dimensional heat transfer and plastic flow during friction stir welding, *Metall Mater Trans A*, 37A, pp. 1247–1259, 2006.
- [144] ZETTLER, R., SILVA, A.A.M., RODRIGUES, S., BLANCO, A., SANTOS, J.F., Dissimilar Al to Mg alloy friction stir welds, *Adv Eng Materi*, 8, pp. 415–421, 2006.
- [145] CHO, J.H., BOYCE, D.E., DAWSON, P.R, Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel, *Mater Sci Eng A*, 398, pp. 146–163, 2005.
- [146] UZUN, H., FINDIK, F., SALMAN, S., *Malzeme Biliminin Temelleri, Değişim Yayınları, İstanbul*, sf. 273, 2008.
- [147] XU, Z.Y., and LI, P.X., *Chinese Book of Theory of Materials Science*, Shanghai, China, sf. 473, 1986.
- [148] ANDERSSON, C.G., ANDREWS, R.E., Fabrication of containment canisters for nuclear waste by friction stir welding, *First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, California, USA, 14-16 June 1999.
- [149] ANDERSSON, C.G., ANDREWS, R.E., The development of advanced welding techniques for sealing nuclear waste canisters, *MRS Sprig Meeting*, 2001, San Francisco, SKB Report, TR-01-25, pp. 47–52, 2001.
- [150] http://www.copper.org/applications/industrial/Designguide/grain_size.html 04.2008.
- [151] ÇİĞDEMOĞLU, M., *Isı İletimi Prensipleri*, Doruk Matbaacılık, Ankara, sf. 1–20, 1980.
- [152] AGRAWELL, B. K., *Introduction to Engineering Materials*, McGraw-Hill Publishing Company, New Delhi, sf. 234, 1993.
- [153] ASAHİ, R., SATO, H., TAKEUCHI, T., and MIZUTANI, U., Interpretation of the Hume-Rothery electron concentration rule in the T_2Zn_{11} (T=Ni, Pd, Co, and Fe) γ brasses based on first-principles FLAPW calculations, *Physical Review B*, 72, pp. 1–9, 2005.
- [154] LIU, Y.C., WAN, J.B., GAO, Z.M., Intermediate decomposition of metastable Cu_5Zn_8 phase in the soldered Sn–Ag–Zn/Cu interface, *Journal of Alloys and Compounds*, 465, pp. 205–209, 2008.
- [155] *ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams*, ASM International, vol. 3, ed. ZORC, T.B., sf. 752–770, USA, 1997.

ÖZGEÇMİŞ

Zafer BARLAS, 1976'da İstanbul'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini yurdun çeşitli illerinde tamamladıktan sonra, 1997 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde lisans eğitimine başladı. 2001 yılında bu bölümden mezun olduktan sonra, aynı yıl Sakarya Üniversitesi Metal Eğitimi Ana Bilim Dalında Yüksek Lisans eğitimine başladı. 2004 yılında ise aynı ana bilim dalında doktora eğitimine başladı. 2002 yılından itibaren de Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır. Evli ve bir çocuk babasıdır.