

**T.C.
ADİYAMAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**YÜKSEK KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİR / AISI 1030 ÇELİK ÇİFTİNİN
NİKEL ARA TABAKA KULLANARAK SÜRTÜNME KAYNAK
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

EYYÜP MURAT KARAKURT

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

2017

**T.C.
ADİYAMAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİR / AISI 1030 ÇELİK ÇİFTİNİN
NİKEL ARA TABAKA KULLANARAK SÜRTÜNME KAYNAK
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Eyyüp Murat KARAKURT

Yüksek Lisans Tezi

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu tez 15/12/2017 tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

**Doç. Dr. Tanju TEKER
BAŞKAN (DANIŞMAN)**

**Doç. Dr. Turhan KURŞUN
(ÜYE)**

**Yrd. Doç. Dr. Zuhale KARAGÖZ GENÇ
(ÜYE)**

**Prof. Dr. Refet KARADAĞ
Enstitü Müdürü**

Bu çalışma Adıyaman Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir.
Proje No: MÜFYL/2016-0002

Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirişlerin, çizelge ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

YÜKSEK KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİR / AISI 1030 ÇELİK ÇİFTİNİN NİKEL ARA TABAKA KULLANARAK SÜRTÜNME KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Eyyüp Murat KARAKURT

Adıyaman Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman : Doç. Dr. Tanju TEKER
Yıl : 2017, Sayfa sayısı: 137

Jüri : Doç. Dr. Tanju TEKER
: Doç. Dr. Turhan KURŞUN
: Yrd. Doç. Dr. Zuhale KARAGÖZ GENÇ

Tezin birinci bölümünde; kaynak, kaynak çeşitleri, sürtünme kaynak yöntemi, parametreleri, karbon çelikleri, yüksek kromlu beyaz dökme demir ve konu hakkında literatür araştırması verilmiştir. İkinci bölümde deneysel çalışmanın önemi ve deneysel çalışmalar detaylı olarak sunulmuştur. Üçüncü bölümde ise deney sonuçları verilmiş ve çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar özetlenmiştir. Bu çalışmada; nikel ara tabakalı AISI 1030 çeliği ile yüksek kromlu beyaz dökme demir, farklı devir sayıları ve sürtünme süreleri kullanılarak sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir. Kaynak morfolojisi; Optik Mikroskop (OM), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), X-Işını Kırınımı (XRD) ve Mikrosertlik analizleri ile incelenmiştir. Ayrıca kaynaklı bağlantıların maksimum çekme dayanımını belirlemek için çekme testi analizi yapılmıştır. Çekme testi sonrası kırılma yüzey morfolojisi SEM, EDS ve yüzey haritalandırma analizleriyle incelenmiştir. Literatürde belirtildiği gibi; kaynaklı bağlantılar, aşırı deforme olmuş bölge, deforme olmuş bölge, kısmi deforme olmuş bölge ve esas metal olmak üzere dört bölgeye ayrılmıştır. Artan devir sayısı ve sürtünme süresine bağlı olarak, kaynaklı bağlantılarda boyca kısalmanın daha fazla olduğu tespit edilmiştir. EDS sonuçlarından anlaşılmaktadır ki; tüm kaynaklı bağlantılarının birleştirme bölgelerinde atom geçişleri gerçekleşmiştir. En yüksek mikrosertlik değerlerinin ise 2000 dev/dk ve 12 sn sürtünme süresine maruz kalan kaynaklı bağlantıda elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Sürtünme kaynağı, yüksek kromlu beyaz dökme demir, AISI 1030, mikroyapı.

ABSTRACT

MSc THESIS

THE INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH CHROMIUM WHITE CAST IRON / AISI 1030 STEEL COUPLE BONDING BY FRICTION WELDING BY USING NICKEL INTERLAYER

Eyyüp Murat KARAKURT

Adiyaman University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgical and Material Engineering

Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Tanju TEKER
Year : 2017, Number of pages: 137

Jury : Assoc. Prof. Dr. Tanju TEKER
: Assoc. Prof. Dr. Turhan KURŞUN
: Asst. Prof. Dr. Zuhall KARAGÖZ GENÇ

In the first chapter of this thesis, welding, welding methods, friction welding method, parameters, carbon steels, high chromium white cast iron and the literature review on the subject were given. In the second chapter, the importance of experimental study and experimental studies were presented in detail. In the third chapter, the experimental results were given and the general results obtained at the end of the study were summarized. In this study, high chromium white cast iron and AISI 1030 steel with nickel interlayer were combined by friction welding method, using different rotational speeds and friction times. Welding morphologies were analyzed by Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectrometry (EDS), X-Ray Diffraction (XRD) and Microhardness analysis. Also, tensile test analysis was performed to determine the maximum tensile strength of the weld joints. The fracture surface morphology after tensile test was examined by SEM, EDS and surface mapping analyzes. As indicated in the literature, weld joints were divided into four zones as fully plastic deformed zone, deformed zone, partially deformed zone and base metal. Depending on the rotational speed and the friction time, it was found that the shortened lengths of the weld joints were greater. From the results of EDS, atom transitions occurred in the weld zones. The highest microhardness values were obtained at weld joints exposed to 2000 rpm and 12 sec friction time.

Key words: Friction welding, high chromium white cast iron, AISI 1030, microstructure.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmamın ve yüksek lisansımın her aşamasında engin bilgi ve tecrübesi ile bana yol gösteren, maddi ve manevi her türlü desteğiyle her zaman yanımda olan desteğini ve emeğini esirgemeyen Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanı ve Danışman Hocam Sayın Doç. Dr. Tanju TEKER'e teşekkürlerimi borç bilirim. Ayrıca kullanılan malzemelerin imalat aşamasında yardımlarından ve bilgi birikiminden yararlandığım Sn. Mustafa ÖZASLAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışmasını, MÜFYL/2016-0002 numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen Adıyaman Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi (ADYÜBAP) ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Hayatımın her anında yanımda olan aileme ve en zor zamanlarımda yardımını her zaman hissettiğim, biricik eşim Saniye Şeyma KARAKURT'a ve canım oğlum Reşit'e teşekkür ederim.

Eyyüp Murat KARAKURT

İÇİNDEKİLER

SAYFA

ÖZET.....	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
İÇİNDEKİLER	iv
ÇİZELGE DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	ix
SİMGELER DİZİNİ.....	xiv
1.GİRİŞ	1
1.1. Kaynağın Tarihçesi.....	2
1.2. Kaynağın Tanımı ve Çeşitleri.....	2
1.3. Ergitmeli Kaynak Yöntemleri	3
1.4. Katı Hal Kaynak Yöntemleri.....	3
1.4.1. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi	4
1.4.2. Difüzyon kaynak yöntemi	5
1.4.3. Ultrasonik kaynak yöntemi	6
1.4.4. Patlamalı kaynak yöntemi	7
1.4.5. Soğuk basınç kaynağı.....	7
1.5. Sürtünme Kaynağı	7
1.6. Sürtünme Kaynak Teorisi.....	8
1.7. Sürtünme Kaynağının Sınıflandırılması	10
1.7.1. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı	10
1.7.2. Volan tahrikli sürtünme kaynağı	10
1.7.3. Lineer sürtünme kaynağı.....	10
1.7.4. Kombine sürtünme kaynağı	11

1.8. Sürtünme Kaynağını Etkileyen Parametreler	11
1.8.1. Sürtünme basınç kuvveti	11
1.8.2. Sürtünme süresi	11
1.8.3. Yığma süresi.....	12
1.8.4. Yığma basınç kuvveti.....	12
1.8.5. Dönme hızı	12
1.9. Sürtünme Kaynağının Mekanizması	13
1.10. Sürtünme Kaynağı Yapılabilen Parça Geometrileri ve Malzemeler	14
1.11. Birleşme Bölgesindeki İç Yapı.....	16
1.12. ITAB (Isının Tesiri Altındaki Bölge)	17
1.13. Sürtünme Kaynağında Isı Girdisi	18
1.14. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları	20
1.15. Sürtünme Kaynağının Avantajları	23
1.16. Sürtünme Kaynağının Dezavantajları	24
1.17. Karbonlu Çelikler	24
1.18. Karbonlu Çeliklerin Sınıflandırılması	25
1.19. Dökme Demirler	26
1.20. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması	26
1.20.1. Beyaz dökme demir	27
1.20.2. Gri dökme demir	28
1.20.3. Temper dökme demir	28
1.20.4. Küresel grafitli dökme demir (KGDD)	28
1.20.5. Yüksek alaşımlı dökme demirler.....	29
1.21. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirler	29
1.21.1. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin özellikleri	29
1.21.2. Mikroyapı	30

1.21.3. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin uygulama alanları.....	33
1.22. Literatür Taraması	34
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	36
2.1. Çalışmanın Amacı	36
2.2. Deneyde Kullanılan Malzemeler	37
2.3. Sürtünme Kaynak İşlemi Öncesi Malzemelerin Hazırlanması	37
2.4. Sürtünme Kaynak İşlemi	38
2.5. Mikroyapı İncelemeleri	40
2.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS) ve Elementel Haritalandırma Analizleri (Mapping)	42
2.7. Yüzey XRD Analizleri	42
2.8. Mikrosertlik Ölçümü Analizi	43
2.9. Çekme Testi Analizi	44
2.10. Kırık Yüzey Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi.....	45
3. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ	46
3.1. Makroyapı ve Boyut Analizleri	46
3.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri.....	51
3.3. Kaynaklı Bağlantıların Ara yüzeyinden Alınan Mikroyapı, SEM ve EDS Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi.....	53
3.4. XRD Faz Analiz Sonuçları ve İrdelenmesi	101
3.5. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi	104
3.6. Çekme Deneyi Sonuçları ve İrdelenmesi	108
3.7. Kırılma Yüzeyi İnceleme Sonuçları	111
3.8. Elementel Haritalandırma Analiz Sonuçları ve İrdelenmesi	124
4. GENEL SONUÇLAR	131
KAYNAKÇA.....	133

ÖZGEÇMİŞ	138
----------------	-----



ÇİZELGE DİZİNİ

Çizelge 1.1.	Dökme demirlerin sahip olduğu kimyasal kompozisyon aralıkları.....	27
Çizelge 1.2.	Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapılarında bulunması muhtemel karbürlerin sertlikleri	31
Çizelge 2.1.	Deneyde kullanılan malzemelerin kimyasal içeriği	37
Çizelge 2.2.	Deneylerde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri.....	39
Çizelge 3.1.	S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılarda meydana gelen flanş boyutları ve boyutsal değişimler.....	48
Çizelge 3.2.	S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılarda flanş boyutları ve boyutsal değişimler	49
Çizelge 3.3.	S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılarda flanş boyutları ve boyutsal değişimler	50

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Sürtünme karıştırma kaynağının çalışma düzeneği	5
Şekil 1.2.	Difüzyon kaynağının çalışma düzeneği.....	6
Şekil 1.3.	Sürtünme kaynağı işlemi görüntüsü	8
Şekil 1.4.	Sürtünme kaynağı sonrasındaki flanş oluşumu	10
Şekil 1.5.	Sürtünme kaynağı işlemlerinin şematik sıralaması	14
Şekil 1.6.	Sürtünme kaynağına uygun bazı parçaların geometrik şekilleri	15
Şekil 1.7.	Sürtünme kaynak sonrası oluşan ITAB'ın şematiği.....	18
Şekil 1.8.	Sürtünme kaynağında meydana gelen toplam ısı girdileri a) sürtünmeden kaynaklanan b) deformasyondan kaynaklanan.....	18
Şekil 1.9.	Yüksek ve düşük ısı girdisi sırasında temas eden yüzeylerin yapışma olayı.	19
Şekil 1.10.	a-) Sürücü ve Yolcu Tarafı Otomobil Hava Yastığı Pompaları, b-) Kompresör Pistonları, c-) Gövde Montajı	21
Şekil 1.11.	a-) Ticari helikopter rotor gövdesi-2024 Alüminyum alaşımı, b-) Roket yakıt sisteminde kullanılan geçiş bağlantıları, c-) Mars lander basınç depo fittingsleri, d-) MK 48 ateşleyici montajı	22
Şekil 1.12.	Karbür miktarındaki artış ile sertlik arasındaki ilişki gösteren grafik.....	31
Şekil 1.13.	Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde krom ve karbon oranı arasındaki ilişki.....	32
Şekil 1.14.	Yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikroyapısındaki a) Östenit b) Martenzit matrisleri	33
Şekil 2.1.	Deneyler sırasında kullanılan elektronik kontrollü CNC torna tezgahı ..	38
Şekil 2.2	Sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilecek olan malzemelerin şematik görünümü.....	38
Şekil 2.3.	Deneylerde kullanılan sürtünme kaynak makinası.....	39
Şekil 2.4.	Sürtünme kaynağı sırasında çekilen bir görüntü	40
Şekil 2.5.	Deneylerde kullanılan zımparalama ve parlatma makinesi.....	41
Şekil 2.6.	Deneylerde kullanılan optik mikroskop	41
Şekil 2.7.	Deneylerde kullanılan taramalı elektron mikroskobu (SEM)	42
Şekil 2.8.	Deneylerde kullanılan XRD cihazı.....	43

Şekil 2.9.	Deneylerde kullanılan mikrosertlik cihazı.....	43
Şekil 2.10.	Mikrosertlik analiz noktalarının kaynaklı bağlantı üzerindeki şematik görünümü.....	44
Şekil 2.11.	Deneylerde kullanılan çekme test numuneleri	44
Şekil 2.12.	ASTM E 8M-04 standartlara uygun çekme test numunesinin şematik görünümü.....	45
Şekil 2.13.	Deneylerde kullanılan çekme test cihazı	45
Şekil 3.1.	Kaynaklı bağlantı üzerindeki termomekanik etkilenmiş bölgenin görünümü.....	47
Şekil 3.2.	Sürtünme kaynak sonrası kaynaklı bağlantılarda meydana gelen flanşların şematik görünümü	47
Şekil 3.3.	S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri	48
Şekil 3.4.	S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri	49
Şekil 3.5.	S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri	50
Şekil 3.6.	Sürtünme kaynak öncesi AISI 1030 çeliğinin orijinal mikroyapı fotoğrafı	52
Şekil 3.7.	Sürtünme kaynak öncesi YKBDD'nin orijinal mikroyapı fotoğrafı	53
Şekil 3.8.	S1 no'lu kaynaklı bağlantının optik fotoğraf görüntüleri.....	54
Şekil 3.9.	S1 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	55
Şekil 3.10.	S1 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	55
Şekil 3.11.	S1 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	58
Şekil 3.12.	S2 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	59
Şekil 3.13.	S2 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	60
Şekil 3.14.	S2 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	60
Şekil 3.15.	S2 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	63
Şekil 3.16.	S3 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	64
Şekil 3.17.	S3 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	65

Şekil 3.18.	S3 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	65
Şekil 3.19.	S3 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	68
Şekil 3.20.	S4 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	70
Şekil 3.21.	S4 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	71
Şekil 3.22.	S4 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	71
Şekil 3.23.	S4 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	74
Şekil 3.24.	S5 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	75
Şekil 3.25.	S5 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	76
Şekil 3.26.	S5 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	76
Şekil 3.27.	S5 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	79
Şekil 3.28.	S6 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	80
Şekil 3.29.	S6 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	81
Şekil 3.30.	S6 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	81
Şekil 3.31.	S6 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	84
Şekil 3.32.	S7 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	86
Şekil 3.33.	S7 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	87
Şekil 3.34.	S7 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	87
Şekil 3.35.	S7 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	90
Şekil 3.36.	S8 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	91
Şekil 3.37.	S8 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	92
Şekil 3.38.	S8 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	92
Şekil 3.39.	S8 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	95
Şekil 3.40.	S9 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri.....	96
Şekil 3.41.	S9 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri.....	97
Şekil 3.42.	S9 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	97

Şekil 3.43.	S9 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları	100
Şekil 3.44.	S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği.....	102
Şekil 3.45.	S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği.....	103
Şekil 3.46.	S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği.....	104
Şekil 3.47.	Deneyde kullanılan bir kaynaklı bağlantıya ait olan mikrosertlik izinin gösterimi	105
Şekil 3.48.	S1-S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri	106
Şekil 3.49.	S4-S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri	107
Şekil 3.50.	S7-S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri	108
Şekil 3.51.	Çekme testi sonrası S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri	109
Şekil 3.52.	Çekme testi sonrası S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri	110
Şekil 3.53.	Çekme testi sonrası S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri	111
Şekil 3.54.	S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri.....	112
Şekil 3.55.	S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü.....	112
Şekil 3.56.	S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	113
Şekil 3.57.	S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	114
Şekil 3.58.	S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	115
Şekil 3.59.	S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri.....	116
Şekil 3.60.	S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü.....	116
Şekil 3.61.	S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	117
Şekil 3.62.	S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	118

Şekil 3.63.	S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	119
Şekil 3.64.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri.....	120
Şekil 3.65.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü.....	120
Şekil 3.66.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	121
Şekil 3.67.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü	122
Şekil 3.68.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları.....	123
Şekil 3.69.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki elementel haritalandırma analizi	125
Şekil 3.70.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki elementel haritalandırma analizi	126
Şekil 3.71.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kaynak bölgesindeki elementel haritalandırma analizi	127
Şekil 3.72.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyinden alınan elementel haritalandırma analizi	129
Şekil 3.73.	S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyinden alınan elementel haritalandırma analizi.....	130

SİMGELER DİZİNİ

AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (American Iron and Steel Institute)
$C_{eş}$	: Karbon eşdeğeri
d	: Yoğunluk
EDS	: Enerji dağılımlı spektroskopisi
F	: İtme kuvveti
HV	: Vickers sertlik ölçümü
ITAB	: Isının tesiri altında kalan bölge
M	: Yükleme ağırlığı
m	: Kütle
md	: Sürtünme momenti
mm	: Milimetre
N	: Newton
OM	: Optik mikroskop
P_1	: Sürtünme basıncı
Q	: Toplam ısı girdisi
Q_1	: Sürtünme kaynaklı ısı girdisi
Q_2	: Deformasyon kaynaklı ısı girdisi
r	: Kaynatılan parçanın yarıçapı
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope)
t	: Zaman
XRD	: X-ışını Kırınımı (X-Ray Diffraction)
YKBDD	: Yüksek kromlu beyaz dökme demir
$Y\delta$	: Parçanın yanma oranı
ω	: Açısal hız
μ	: Sürtünme katsayısı
$^{\circ}C$	: Santigrat derece
λ	: Dalga boyu
μ	: Mikron
μm	: Mikrometre

1. GİRİŞ

Kaynaklı birleştirmelerde, başlangıçta iki metal malzemenin birbirleriyle birleştirilmesi ihtiyacından doğmuştur. Fakat insanlar sonraki zamanlarda sadece birleştirmenin yetmeyeceğini, birleştirmenin malzeme niteliklerini etkilemeden yapılabilmesini araştırmışlardır. Bu bağlamda, kaynak teknikleri katı hal ve ergitmeli kaynak yöntemleri olarak iki sınıfa ayrılmıştır. Ergitmeli kaynak metodlarında birbirine birleştirilen malzemelerin birleşme ara yüzeylerinin ergimesi ve ergiyik karışımın katı hale gelmesi neticesinde metaller birbirine birleştirilirken, katı hal kaynak metodunda ise malzemeler tam olarak ergitilmeyerek kaynak yapılacak malzemelerin ergime sıcaklıklarından daha düşük bir sıcaklıkta birleşme yapılmaktadır [1].

Son gelişen mühendislik uygulamalarıyla birlikte farklı tip metal malzemelerin kaynağı da yapılabilir. Fakat farklı kimyasal ve mekanik özelliklere sahip olan metalik malzemelerin ergitmeli kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi bir hayli zordur. Yapılan çalışmalar neticesinde, bu durumun önüne geçmek için sürtünme kaynak yöntemi alternatif bir kaynak yöntemi olarak sunulmuştur. Ark kaynak yöntemi, alın yakma veya direnç kaynak yöntemi gibi ergitme kaynak yöntemlerini kullanarak yapılan birleştirmelerin bazı durumlarda kullanılan malzeme çiftine bağlı olarak kaynak edilmesi imkânsızdır. Bu durumda katı hal kaynak tekniklerinden biri sayılan sürtünme kaynak yöntemi bu olumsuzlukların önüne geçebilmektedir. Kaynak işlemi sırasında ergime olayı tam oluşmadığından katılaşma çok sınırlıdır. Bundan dolayı katılaşmanın olumsuz yanlarından sayılan kristal yapılar arasındaki hacim farklılıkları, ergimiş metal havuzu içerisindeki homojensizlikler, aşırı soğumaya bağlı olarak oluşabilecek çatlamlar ve burkulmalar sürtünme kaynak yönteminde minimum seviyelerdedir. Böylelikle, farklı metal malzemelerin birleştirilmesinde, tam olarak bir ergimenin meydana gelmemesi veya lokal ergimelerin meydana gelmesi neticesinde, kaynak hatası ve kaynak sonrası oluşabilecek iç gerilme miktarları minimum seviyede olduğu için, katı hal kaynak yöntemlerinin avantajı ergitmeli kaynak yöntemlerine göre çok büyüktür.

1.1. Kaynağın Tarihçesi

Eski zamanlarda insanoğlu, ısıtarak sıcak hale getirdiği veya hiçbir işlem yapılmadan direk soğuk halde olan malzeme çiftlerini çekiçe birbirine döverek birleştirmeyi yapmışlardır. Özellikle orta bronz dönemine ait demirci kaynağının bu tür örneklerine dünyanın farklı yerlerinde yapılan arkeolojik kazılarda rastlanılmaktadır. Demirci kaynağı yardımıyla demirin M.Ö. 1400 yılları dolaylarında ön Asya'da yaygın olarak birleştirildiğini batılı tarihçiler yazmaktadırlar. Mısır döneminde yapılan metal işleri üzerinde de lehim tarzı kaynaklı birleştirmelere rastlanmaktadır. Tüm tarihçiler, lehimleme yoluyla yapılan kaynaklı birleştirmelerin geçmiş tarihi, demirci kaynağından çok daha eskiye dayandığı görüşünde birleşmişlerdir.

Demircinin çekiciyle yaptığı işlem, endüstrileşen bütün ülkelerde hemen hemen tarihe gömülmüştür; artık örs, geçmiş zamanlarda kullanılan antik bir eşya hükmünü almıştır. Sadece yarış hipodromlarının nalbant atölyelerinde ve demirci atölyelerinin kıyıda köşede kalmışlarında rastlanabilir duruma gelmiştir. 19. yüzyılın ikinci yarısında, kaynak metodunun endüstriyel uygulamalarına başlanmıştır. Özellikle tamir işleminde oksii-asetilen kaynağının yaygınlaşmasını endüstriyel çapta oksijenin eldesi sağlanmıştır. Volta tarafından 18. yüzyılın son yıllarında elektrik arkının keşfedilmiştir. Fakat bu enerjinin kaynakta uygulama alanı 19. yüzyılın sonlarına doğru ancak gerçekleşmiştir.

1.2. Kaynağın Tanımı ve Çeşitleri

Ergime noktaları farklı ya da aynı olan iki veya daha fazla metalik veya termoplastik parçayı ısı basınç parametrelerinden birini veya her ikisini kullanarak ilave metal kullanarak veya kullanmadan yapılan birleştirmelere kaynak denir [3]. Kaynak edilecek olan malzemelerin cinsine göre plastik malzeme kaynağı ve metal kaynağı olmak üzere iki grupta incelenebilir.

Metal kaynağı: Aynı veya farklı cinsten metali, ısı veya basınç parametrelerinin birini veya her ikisini birden kullanarak ve ergime sıcaklığı kaynak edilecek malzemelerin ergime sıcaklığına yakın bir malzeme katarak ve katmaksızın yapılan

birleştirmelere, metal kaynağı adı verilir. Kaynak sırasında ayrıca, ilaveten bir malzeme daha kullanılırsa, buna da ilave metal adı verilir.

Plastik malzeme kaynağı: Aynı veya farklı cinsten termoplastik (sertleşmeyen plastik) malzemeyi ısı veya basınç parametrelerinin birini veya her ikisini birden kullanarak ve ergime sıcaklığı kaynak edilecek malzemelerin ergime sıcaklığına yakın bir malzeme katarak ve katmaksızın yapılan birleştirmelere metal kaynağı adı verilir [4].

İşlem cinsine göre katı hal kaynağı ve ergitme kaynağı olmak üzere kaynak, iki farklı biçimde incelenebilir [5].

1.3. Ergitmeli Kaynak Yöntemleri

Kaynaklanacak numunenin bir enerji kaynağı kullanılarak kaynak bölgesinde tam ergitmesiyle elde edilen bir yöntem olarak bilinir. İlave metal kullanılarak veya kullanmadan yapılan işlemdir. Malzemeleri birleştirmede kullanılan enerjinin girdisine, kaynak ısısının uygulama biçimine ve kaynak bölgesinin dış ortamdaki yalıtılmasına göre farklı kategorilerde incelenir [6,7].

Plazma kaynak tekniği,
Elektron ışıın kaynağı tekniği,
Elektrik ark kaynak tekniği,
Toz altı kaynak tekniği,
Oksi-gaz kaynak tekniği,
Lazer kaynağı tekniği,
Özlü teller ark kaynağı gaz altı kaynak tekniği,
Elektrik direnç kaynak tekniğidir.

1.4. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

Basınç kaynağı veya başka bir söylemle katı hal kaynağı, ilave metal kullanmaksızın, kaynak edilecek malzemelerin birleşim bölgelerinde ısı ergime sıcaklığının altına kadar çıkıp, uygulanan basıncın etkisinden dolayı birleşmenin gerçekteleştiği kaynak türü olarak bilinir. Difüzyon kaynağı, sürtünme kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı ve ultrasonik kaynak, katı hal kaynağı gibi farklı katı hal kaynak

çeşitleri mevcuttur. Bu çalışmada ise yine katı hal kaynak tekniklerinden sayılan sürtünme kaynağı tekniği, farklı işlem parametrelerinde incelenecektir [8]. Katı hal kaynak yöntemlerinde meydana gelen birleşme; lokal ergimelerin ve basıncın bir fonksiyonu olarak oluşur. Ergime olayı kaynak sırasında oluşa da bilir, oluşmaya da bilir. Eğer sürtünme kaynağı sırasında ergimenin meydana gelmemesi durumunda ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) oluşumu gözlemlenemeyebilir. Ya da çok dar bir alana yayılabilir. Bununla beraber, bağlantı çevresinde bulunan metal, başlangıçta bulunan özelliklerini devam ettirir. Katı hal kaynak metotlarından çoğu, ayrı dikişler ya da noktalar şeklinde değil, temas eden ara yüzeyin bütününe birbirine birleştiren kaynaklı bağlantılar biçiminde meydana getirilir. İki farklı malzeme çiftinin katı hal kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi için, atomik seviyede atomların birbiriyle temas halinde olması şarttır. Fakat kaynak edilecek malzemelerin temas eden yüzeylerinin temiz olması, kir, pas, oksit tabakası gibi kirletici unsurların minimum seviyede olması gerekmektedir. Çünkü bu tür temas yüzeylerini kirleten unsurlar atomsal boyutta metalürjik bağın kurulmasını da engellemektedir. Atomsal boyutta iyi bir bağlanmanın en temel ilkesi temas yüzeylerin kalitesi ve temizliğidir. Bunun için yüzeydeki kirletici unsurlar temizlenmelidir. Ergitmeli kaynak yöntemlerinde ise bu tip kirletici unsurlar kaynak havuzu içerisinde buharlaşır ya da ergiyik kaynak havuzu içerisinde ergir. Katı hal kaynağında, mikro düzeyde gerçekleşen bağlanmanın oluşması için, yüzeyde bulunan bağlanmaya engel teşkil edecek özelliğe sahip partikül ve kirleticilerin başka bir yöntem kullanılarak yüzeyden arındırılmış olması bu yöntemin esaslarından [9, 10].

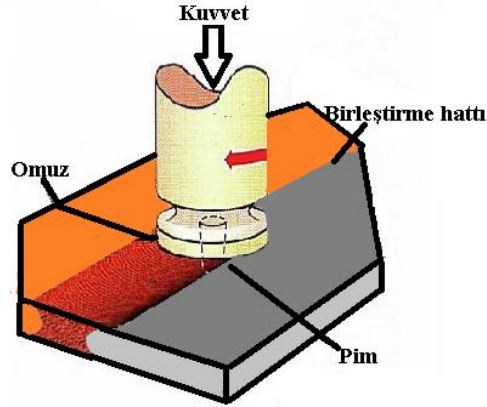
1.4.1. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi

Katı hal kaynak yöntemlerinden biri sayılan sürtünme karıştırma kaynak yöntemi; iyi kaynak yüzeyi, birleştirilmesi güç olan malzemeleri birleştirme kabiliyeti, kısa kaynak süresi, maliyet ve otomasyona uygunluğu açısından başka bir alternatif kaynak yöntemlerinden birisi olarak kabul edilir.

Yöntemin uygulanmasında, koruyucu gaz ve ilave tele gerek olmaması, kaynak pozisyonlarının genişliği, kaynak ağzı hazırlığı gerekmemesi ve ısı ve duman oluşmaması gibi daha birçok avantajlarının olması, bu yöntemin yaygınlaşmasında

önemli rol oynar. Kaynak işlemi daha sert olan bir uç yardımıyla birleşme bölgesinde yüksek sürtünme devri ile ısı meydana getirilmesi ile gerçekleştirilir.

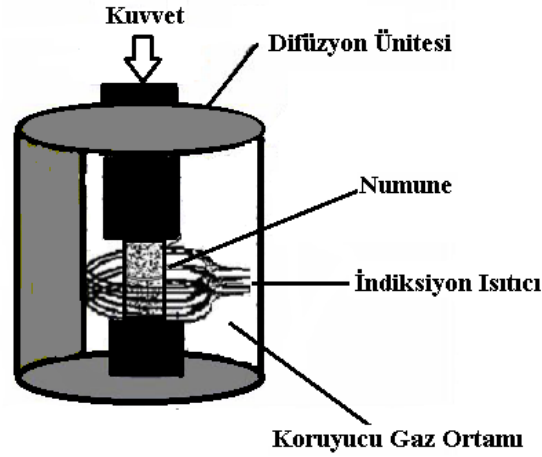
İşlem; kaynak yapılacak parçadan daha sert bir malzemeden üretilmiş sürtünme aparatının dönen ucu ile kaynaklanacak parçaların birleşme bölgesinde ısı meydana getirilmesiyle lokal ergimeleri oluşturarak, birbirine karıştırma prensibine dayanır (Şekil 1.1).



Şekil 1.1. Sürtünme karıştırma kaynağının çalışma düzeneği [11]

1.4.2. Difüzyon kaynak yöntemi

Difüzyon kaynağı; özellikle nükleer enerji ve uzay araştırmalarında çokça kullanılan kaynak metodu olarak bilinmektedir. Kaynak edilecek parçaların temas eden kaynak bölgeleri arasında belirli bir zaman basınç ve ısı uygulanarak kontrollü difüzyonla elde edilen katı hal kaynağıdır. Bu kaynak yöntemi iki aşamada gerçekleşir. İlk aşaması, kaynak edilecek olan parçaların genellikle bir atmosfer kontrollü bir ortamında basma kuvvetinin uygulanması ve bu süre zarfında ısıtılmasıdır. İkinci aşama ise, kaynak edilecek parçaların atomlarının bir parçadan diğer parçaya taşınması ve buna bağlı olarak sıkı bir bağın meydana getirilmesidir. Bazı durumlarda ara tabakalar da kullanılabilir. Difüzyon kaynağının şematik resmi Şekil 1.2’de verilmiştir [11].



Şekil 1.2. Difüzyon kaynağının çalışma düzeneği [11]

İşlemin düşük ısılarda yapılması ve buna bağlı olarak ergimenin meydana gelmemesi, çok farklı malzeme çiftlerinin birbiriyle birleştirilebilmesi (yani farklı alaşım ve metallerin), birbirine kaynak sonrası deformasyonun hayli az olması ve kaynak prensibinin basit olması, bu yöntemin avantajları olarak kabul edilir. Dezavantajları ise; tahribatsız kontrol olanağının çok kısıtlı oluşu, işlemin yavaş oluşu ve daha çok küçük parçalara uygulanışdır [12].

1.4.3. Ultrasonik kaynak yöntemi

Bu kaynak yönteminde kaynak edilecek olan parçalar, hareketli olan ultrasonik frekans ile titreşen sonotrot ile sabit duran bir altlık malzeme arasında tutulur. Daha sonra hafif bir basınç yardımıyla sonotrot sayesinde meydana getirilen ultrasonik titreşimler, yüzeye paralel durumda olarak üstte bulunan parçaya iletilir; yani alt ve üst kaynak yerlerinde yani temas yüzeylerinde izafi harekete sebep olur. Dönmekte olan tekerlek şeklindeki sonotrotlar tarafından senkronize çalıştırılmış olan altlık makaralarına ultrasonik dikiş kaynağında bindirilen saclar bastırılır. Üstte bulunan iş parçasına sonotrotların levha titreşimleri iletilir. Titreşim ve yeterli düzeyde bastırma kuvvetiyle iş parçasının iki temas yüzeyinde de bulunan pürüzlülüklerin tepelerinde titreşimler akmaya başlar ve aynı zamanda kesme zorlamasıyla, yüzey tabakası yırtılarak kenarlara kayar. Bu nedenle oluşan sürtünme sıcaklığı, bir ergimeye yakın bir hale gelerek kaynak edilecek parçaların kaynak bölgesinde atomsal mertebede birleşmeler oluşmaya başlar [9].

1.4.4. Patlamalı kaynak yöntemi

Bu iki metotta teğetsel bir yüklemeye dikey bir basınç kuvveti uygulanır. Bu, yüzeyin büyümesine ve yüzeyde bulunan oksit tabakasının kaldırılmasına sebep olur. Gerekli olan yüksek basınç işlem gören parçalardan, patlayıcı madde yüklü olan bir parçanın patlatılmasıyla diğer parçaya karşı 2-25° bir açıyla ve 100-1000 m/sn hıza kadar ulaştırılmasıyla meydana çıkar. Çarpma basıncı bu anda 10-100 Kbar'a kadar yükselir [13]. Kaynak edilecek parçalar arasında metalürjik bir bağın oluşması için patlatma kuvvetinden yararlanır. Patlama sayesinde yüksek derecelerde ısı oluşumu meydana gelmesine rağmen, ısı transferi için zaman kısıtlıdır. Bu yüzden kaynak süresi çok kısıtlı olduğundan dolayı ani sıcaklık artışının zamansal yayılımı çok kısa sürmektedir. Bu yüzden ITAB oluşumu gözlemlenememektedir [14].

1.4.5. Soğuk basınç kaynağı

Dış ısı kaynağı bu yöntemde kullanılmaz. Birleştirilecek parçaların temas eden yüzeylerine, oldukça büyük basınçlar kullanır. Yalnızca, kaynak bölgesindeki yüzey ısıtılır ve birbirine üzerine birleştirilir. Bu yöntem çoğunlukla bakır-bakır, alüminyum-bakır ve alüminyum-alüminyum gibi yumuşak sayılabilecek olan metalleri birbirine bağlamak için kullanılır. Elde edilen kaynak dikişleri kuvvetlidir. Kaynağı meydana getiren enerji, hidrolik presler ile sağlanır [2].

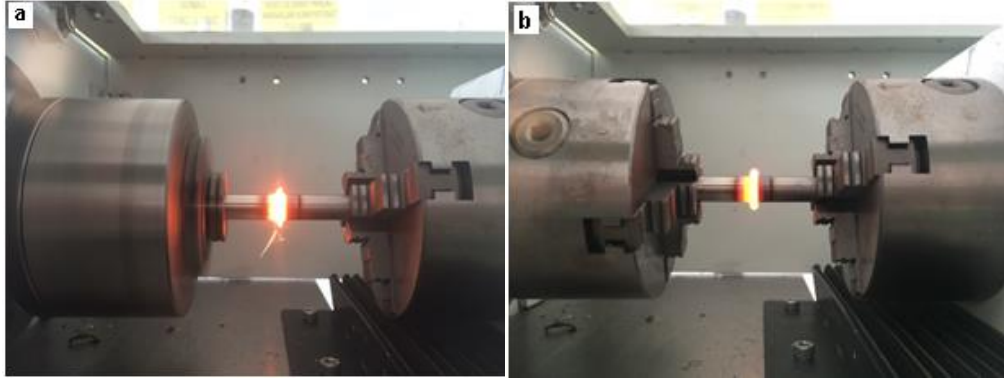
1.5. Sürtünme Kaynağı

Sürtünme enerjisi, kaynak edilecek parçaların birleştirilmesinde kullanılabilir bir enerji çeşidi olarak kullanılabilir. Sürtünme kaynağıyla alakalı ilk patenti J. H. Bevington 1891'de almıştır. Bevington boru ve V şekilli parçaların sürtünme ısısından yararlanarak birleştirilebileceğini göstermiştir. 1924 yılında ise, H. Klopstock Sovyetler Birliği'nde, W. Richter İngiltere'de sürtünme kaynağının kullanımıyla ilgili patentleri almışlardır. İkinci Dünya savaşı sırasında, hem Almanlar hem de Amerikalılar plastik boruları alın altına kaynatılması için ve yine plastik parçaların birbirine montajlanabilmesi için kullanmışlardır. 1950'li yıllarında ise, bu işlemin uygulanması ve geliştirilmesi ile ilgili, Rus bilimadamlarının çok fazla katkıları olmuştur. A. I.

Chudikov 1950'lerin sonlarında, metal parçaların kaynak edilebilmesi için ısı kaynağı olarak sürtünmenin kullanılmasını tavsiye etmiştir [15, 16, 17, 18, 19].

1.6. Sürtünme Kaynak Teorisi

Sürtünme kaynağı yönteminde direk olarak ısı girdisinin dışardan temin edilen elektrik veya sıcaklık artışına bağlı olmadan, sürtünme sırasında meydana gelen hareket enerjisinin termal enerjiye dönüşümüne bağlı olarak elde edilen birleştirme yöntemidir. Kaynak edilecek parçalardan biri saabit tutulurken, diğeri açısal bir hızla dönmeye başlar. Aynı eksenel yönde bir basınç uygulanır. Böylece sabit olan malzemeden, eksenel dönme hareketine sahip olan diğ er malzemeye doğru bir ısı transferi gerçekleşir. Meydana gelen bu sıcaklık artışı, temas bölgelerini lokal ergime sıcaklıklarına çıkartır. Böylelikle bu bölgelerde kalıcı plastik deformasyonlar meydana gelir. Genellikle, burada oluşan sıcaklık artışı malzemenin ergime sıcaklığından düşük olarak ölçülür. Temas eden bölgelerde meydana gelen plastik deformasyonları takiben uygulanan eksenel basınç kuvvetiyle malzemeler tam ergime olmadan birleştirilmiş olur. Bu yöntemin uygulama şematiği Şekil 1.3'de verilmiştir.



Şekil 1.3. Sürtünme kaynağı işlemi görüntüsü

Parçaların birleştirilmesi sırasında tam olarak ergime olayı gerçekleşmediği ve ilave malzeme kullanılmadığı için bu yöntem bir kaynak işleminden daha çok, dövme işlemine benzemektedir. Kaynak ergime havuzu oluşmadığı için malzemede tane büyümesi büyük oranda oluşmaz. Tam tersi ince taneli bir mikroyapı oluşur. Hall-Petch denkleminde de belirtildiği gibi, bu ince taneli mikroyapı, malzeme üzerinde

gevrekleşmeye neden olmaz. Hali hazırda esas malzeme dayanımından yüksek bir değere sahip olur. Temas eden yüzeylerin sıcaklıkların meydana getirdiği plastik deformasyonlar sayesinde daha kuvvetli bir yapıya bürünür [20]. Sürtünme sonrası eksenel basıncının etkisiyle dışarı taşması, yığılma fazının bir sonucudur. Bu dışarı taşan malzeme; sürtünme ısısı tarafından mikroyapısında değişiklik olan kısımlar olduğu için dar bir ITAB alanı meydana gelir. Sürtünme kaynağı, belli başlı aşamalardan oluşmaktadır. İlk aşamada; iki parça birbirine değdikten sonra, birleştirilecek parçaların karşılıklı bakan ara yüzlerinde sürtünme olayı gerçekleşmeye başladıktan sonra başlar. Bu aşamada hareketli parçanın açılma hızı (çevresel hız) sabit tutulurken, ayrıca sürtünme sırasında parçalar arasında metalurjik bağın oluşması için sürtünme kuvveti uygulanır. Böylelikle temas eden parçalar arasında madde geçişlerine izin verilerek bağ kurulmasına izin verilir. Bu esnada parçaların temas yüzeyleri arasında lokal birleşmeler meydana gelir ve sürtünme hareketinin devam etmesinden dolayı kaynak olan parçalar tekrar kopar. Bu lokal birleşmeler ve ayrılmalar sürtünme hareketi devam ettiği sürece devam eder. Bu aşamada, tork değeri maksimum değere ulaşır. Bu aşamada gerçekleşen boyca kısalma veya yanma mesafesi oldukça azdır [21, 22]. İkinci aşamada ise torkun maksimum seviyesindeyken başlar, lokal kaynaklanmalar ve ayrılmalar bu aşamada da devam eder. Bu durum temas eden yüzeyler arasındaki sıcaklığın homojen bir şekilde tüm yüzeye yayılmasına kadardır [23]. Daha sonra temas yüzeylerindeki homojen ısı dağılımı, yüzeyleri iyice yumuşatır. Boyca kısalma ve yanma mesafesi bu aşamada artar. Uygulanan eksenel sürtünme basıncı, plastik deformasyona uğramış veya yumuşamış malzeme yüzeylerini merkez kaç kuvvetiyle dışarı iterek, bu bölgede bir yığılma halkası oluşturur. Üçüncü aşamada ise; tork değeri, hemen hemen sabit kalır. Kaynak ara yüzeyinde istenilen düzeyde bir boyca kısalma sağlanır. Frenleme sistemiyle daha sonra sürtünme hareketi sonlandırılmaya yakın tork temas eden yüzeyleri birbirine yapıştırmak için en yüksek seviyeye çıkartılır. Sürtünme hareketi tamamen duruncaya kadar tork değeri sıfırlanır. En son aşamada; bir eksenel basınç yardımıyla dövme kuvveti uygulanır. Bu faza yığılma fazı denilir. Bu aşama, parça kısalması limit durumlarındadır [24, 25]. Sürtünme kaynak sonrası oluşan yığılma fazındaki yığılan malzemenin şematik gösterimi Şekil 1.4’de verilmiştir.



Şekil 1.4. Sürtünme kaynağı sonrasındaki flanş oluşumu

1.7. Sürtünme Kaynağının Sınıflandırılması

Volan tahrikli sürtünme kaynağı, kombine sürtünme kaynağı, lineer sürtünme kaynağı ve sürekli sürtünme kaynağı, sürtünme kaynağının başlıca çeşitlerindendir.

1.7.1. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı

Bu yöntemin1 diğer bir adı; direk sürtünme kaynağıdır. Sürekli sürtünme kaynağında gerekli olan enerji sürekli bir tahrik grubu tarafından meydana getirilerek, birleştirme işlemi tamamlanır. Bu yöntem, genel olarak Avrupa’da yaygın olarak kullanılmaktadır [9, 17].

1.7.2. Volan tahrikli sürtünme kaynağı

Bu kaynak yönteminde, dönmekte olan parça, önceden belirlenmiş bir hızla dönmekte olan bir volana bağlıdır. Tahrik sisteminden volan ayrılır, parçalar birbirine bastırılır. Bu teknik, uzay ve uçak sanayisinde oldukça fazla kullanılmaktadır [9, 17].

1.7.3. Lineer sürtünme kaynağı

Dairesel dönme hareketi yerine, lineer titreşim hareketi ile kaynağın yapılması volan tahrikli sürtünme kaynağından farklıdır. Öteki sürtünme kaynağı yöntemlerine nazaran daha karmaşık makine tasarımına ihtiyaç vardır. Fakat sadece dairesel kesitli değil, diğer eksenel simetriye sahip olan parçaların kaynağında kullanılmaktadır [26].

1.7.4. Kombine sürtünme kaynağı

Atalet kaynağı ile sürekli sürtünme kaynağının birleşimi olarak ortaya çıkmıştır. Daha çok parça kesiti büyük olan malzemelerin kaynağında kullanılır [9, 17].

1.8. Sürtünme Kaynağını Etkileyen Parametreler

Sürtünme kaynağında kontrolü gereken çok sayıda parametre bulunur. Sürtünme kaynağı metodu ile ilgili değişkenler; sürtünme basıncı, dönme hızı, sürtünme süresi, yığma basıncı, yığma süresi, frenleme süresi ve yığma geciktirmesi süresidir. Bunlar dışında numunenin yapıldığı malzemeden kaynaklanmış olan diğer parametreler ve numune geometrisinden de söz edilebilir. Fakat metod üzerinde en etkili ve optimizasyonu gereken parametrelerin dönme hızı, sürtünme süresi, sürtünme basıncı, yığma süresi ve yığma basıncı olduğunu yapılmış olan çalışmalar belirtmiştir. Sürtünme kaynağının kaynak kalitesi üzerinde etkisi en fazla olan parametreler aşağıda incelenmiştir.

1.8.1. Sürtünme basınç kuvveti

Sürtünme basınç kuvveti, birleştirilecek malzeme ikilisinin plastik şekil değiştirme niteliğine bağlı olarak değişiklik gösterir. Bahsedilen bu basınç kuvveti, yüzeylerin atmosfer ile ilişkisini kesebilecek, ara yüzeyde üniform bir ısıtma sağlayabilecek, temas eden ara yüzeyden oksitleri uzaklaştırabilecek seviyede olmalıdır. dar bir aralıkta sürtünme basıncı değişmez. Basınç değişkeninin kontrol edilmesi, kaynak bölgesindeki sıcaklık derecesi ve eksenel kısalma yoluyla elde edilebilir [12].

1.8.2. Sürtünme süresi

Sürtünme süresi, kaynak sırasında temas eden yüzeylerde bulunan muhtemel kalıntı ve kirlilikleri elimine edecek ve gerekli olan plastik şekil değişimi için homojen bir kaynak bölgesi ısısına varmayı sağlayabilecek düzeyde olması gerekir. Fakat

sürtünme süresinin çok fazla uzun olması da, ITAB'ın genişlemesine ve aşırı yığılmaya neden olacaktır [27].

1.8.3. Yığma süresi

Sürtünme kaynağı sırasında sürtünmeden sonraki aşamadır. Bu aşamada kaynak edilecek parçaların temas yüzeyleri arasına basıncın uygulanması için geçen süredir. Difüzyon mekanizması hızlandırılır. Parçalar arasındaki bağ kalitesi artırılır [27]. Fakat fazla uygulanan yığma süreleri parçaları plastik deformasyona uğratarak, parça boyut toleransının kaybolmasına neden olur.

1.8.4. Yığma basınç kuvveti

Özellikle çelikler için yığma basıncının uygulanması sürtünme kaynağı sonrasında bağlantı kalitesini artırır. Kaynak edilecek parçaların sıcak akma sınırına bağlı olarak değişir. Yetersiz birleşmeye neden olacak kadar düşük, aşırı kaynak yığılmasına neden olacak kadar yüksek düzeyde olmaması esastır. Difüzyon mekanizmasını hızlandırmak amacıyla sürtünme periyodu sonrasında malzeme çifti arasında yığma basınç kuvveti uygulanır. Fakat uygulanan yığma basıncı, kaynak edilecek parçaların sıcak dövme mukavemetlerinin üstünde bir değerde olmalıdır. Bununla beraber aşırı yığma basınçlarında, aşırı plastik deformasyon kaçınılmaz olur [27].

1.8.5. Dönme hızı

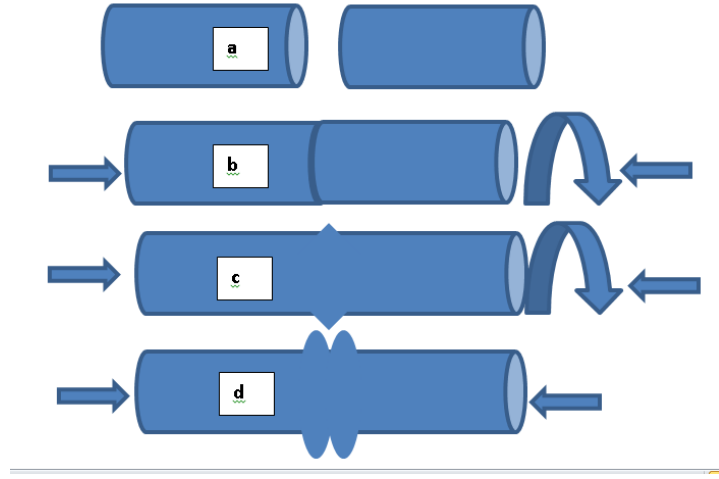
Yapılan araştırmalar sonucu, kaynak bağlantı kalitesi ve ara yüzey sıcaklığı üzerinde en çok etkili olan parametrenin dönme hızı (çevresel hız) olduğu belirlenmiştir. Düşük çevresel hız; kaynak bölgesini yetersiz ısıtmasından dolayı, kaynak bağlantısını olumsuz yönde etkilerken, yüksek çevresel hız, kaynak ara yüzeyinde yüksek ara yüzey sıcaklığı üretir. Deformasyon hızının değişimi, yüksek çevresel hızına bağlı olarak kaynak süresini azaltabilmektedir. Çelikler için önerilen çevresel hız; 1.2–1.8 m/sn arasında değişiklik gösterebilir. Fakat 1.2 m/sn altındaki çevresel hızlarda ise aşırı

yüksek moment oluşumuna müsaade ettiğinden dolayı, homojen olmayan bir yığılma meydana çıkarır. Bununla beraber, gevrek bir intermetalik (sert ve kırılğan) fazın oluşumunu farklı metal bağlantıları için düşük hızlar sınırlayabilir. Yüksek hızlarda uygulanan çevresel hızlar, kaynak edilecek parçaların temas bölgelerinde aşırı ısınmaya neden olacağından dolayı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı parametreleri çok dikkatli seçilmelidir [27].

1.9. Sürtünme Kaynağının Mekanizması

Sürtünme kaynağına ait olan aşamaların sıralı şekli Şekil 1.5’de verilmektedir. İlk aşamada kaynak edilecek parçaların biri sabit iken, diğeri belli bir çevresel hızla döndürülmeye başlanır (Şekil 1.5(a)). Sürtünme kaynağı için gerekli çevresel hıza ulaşıldığı zaman eksenel kuvvet (sürtünme basıncı) uygulanarak iki iş parçası birlikte bir araya getirilir (Şekil 1.5(b)). Temas eden bölgelerde hareket enerjisinin termal ısıya dönüşümü sonucu, sıcaklık artışı meydana gelir. Buna bağlı olarak yumuşama ile birlikte plastik deformasyon başlar ve yığılma olayı gerçekleşir (Şekil 1.5(c)). Yığılan malzeme miktarına flanş denir. Sürtünme kaynak sonrası kaynak bölgesinin temizliği için talaşlama yöntemi ile flanşlar uzaklaştırılır [28]. Sonraki aşamada çevresel hıza sahip olan parçanın sürtünmesi durdurulur ve hemen akabinde yığılma basıncı uygulanır. Böylelikle sürtünme kaynak işlemi sonlanır (Şekil 1.5(d)). Küçük kesitli parçaların sürtünme kaynağı sırasında temas bölgelerindeki aşırı sıcaklık artışlarını engellemek için her iki iş parçası da zıt yönde belli bir çevresel hızda döndürülebilir [29, 30].

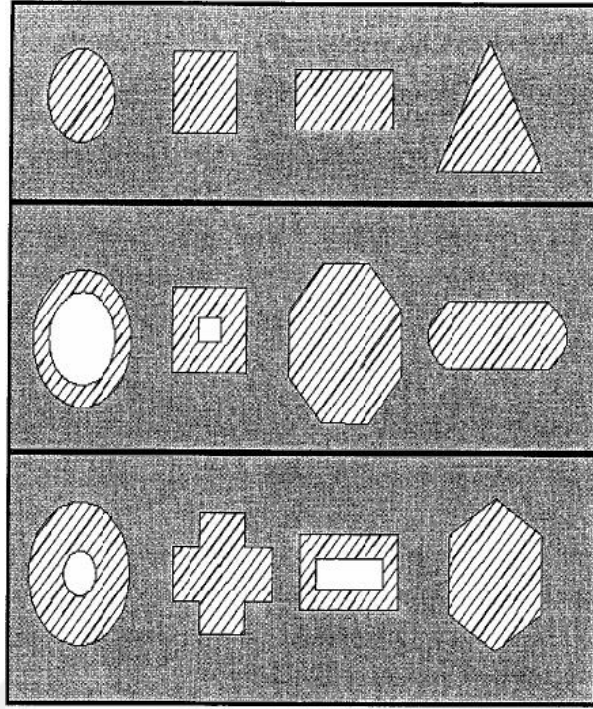
Sürtünme kaynağı yapılacak olan parçaların mekanik ve kimyasal özelliklerine bağlı olarak, kaynak edilecek olan parçaların ön ısıtması yapılabilir. Uygulanan ön ısıtma, kaynağın ısıdan etkilenen bölgesindeki bölgenin aşırı soğumasını kontrol altına alır. Böylece daha yumuşak bir kaynaklı bağlantı sağlanır ve soğuma sırasında meydana gelebilecek çatlak oluşumu engellenmiş olur [31].



Şekil 1.5. Sürtünme kaynağı işlemlerinin şematik sıralaması

1.10. Sürtünme Kaynağı Yapılabilen Parça Geometrileri ve Malzemeler

Sürtünme kaynağı genel olarak dönel simetriye sahip olan malzeme grupları üzerinde uygulanırken, son zamanlarda gelişen mühendislik uygulamaları ile birlikte daire dışı kesitli olan diğer geometrik parçaların sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmesi de kullanılmaktadır. Bu yöntemi kullanarak hem içi dolu hem de içi boş parçaların kaynağı başarılı bir şekilde gerçekleştirilebilmektedir. İçi dolu olan parçalar için; 1-300 mm'ye kadar çap aralığında kaynak işlemi başarılı bir şekilde uygulanır. İçi boş olan boru kesitli parçaların sürtünme kaynağında ise benzer çap aralığı aranmaktadır. Genel olarak birçok basit kesitli parçaların kaynağı için bu yöntemin ideal olduğu anlaşılmaktadır. Fakat artan mühendislik uygulamaları sayesinde dönel eksenel simetriye sahip olmayan karışık parça kesitlerinde bile bu yöntem başarıya ulaşmıştır. Buna bağlı olarak meydana gelebilecek açısallı çarpılmalar engellenebilmektedir (Şekil 1.6) [32].



Şekil 1.6. Sürtünme kaynağına uygun bazı parçaların geometrik şekilleri [33]

Farklı tip malzemelerin birleştirilmesi endüstriyel uygulamalar için hayati öneme sahiptir. Bu tip problemleri en aza indirmek gerek maliyet ve gerekse kullanım avantajı açısından çok önemlidir. Sürtünme kaynağı teknolojisi bu yönden çoğu malzeme çiftlerinin birleştirilmesinde başarılı bir yöntem olarak bilinir. Kaynak edilecek parçaların kimyasal, mekanik ve karakteristik özellikleri hakkında bilgi sahibi olmak, malzemelerin sürtünme kaynağı için uygunluğu açısından yetersizdir. Metalik malzemenin ya da kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu, ancak deney ve pratik yapmaktan geçer. Birbirine birleştirilecek parçalar için en uygun sürtünme kaynak parametrelerinin belirlenmesi hedefiyle ön deneylerle, her yeni malzeme ve malzeme kombinasyonlarında sürtünme kaynağına uygunluk meydana gelebilmektedir. Diğer kaynak yöntemlerinden farklı olarak kaynağı yapılamayan malzeme çiftlerinin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi çoğu kez vuku bulmuştur. Diğer kaynak yöntemleri için kaynağı uygunsuz kılan bazı unsurlar sürtünme kaynağının uygunluğunun belirlenmesinde ölçüt olarak kullanılmaz [12]. Bunun dışında sürtünme kaynağı farklı mekanik ve termik niteliklere sahip metallerin kaynağı için de kullanılabilir. Bu malzemeler, genellikle diğer kaynak metodlarıyla kaynağı mümkün olmayan malzeme grupları arasındadır. Ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda çalışılması ve işlem

süresinin kısa olması, birçok malzeme grubunun sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilmesine imkân tanımaktadır [27].

Yalın karbonlu yumuşak çeliklerden, yüksek alaşımlı çeliklere uzanan çok geniş bir malzeme yelpazesi aralığında demir esaslı malzemeler sürtünme kaynağı ile birleştirilebilmektedir. Yalın karbonlu yumuşak çelikler, içerisinde bulunan az miktarda karbon elementinin muhtevasından dolayı, yüksek alaşımlı çeliklere göre daha kolay sürtünme kaynağı ile birleştirilebilmektedirler. Burada dikkat edilmesi gereken konulardan biri; malzemelerin tokluğu ve çatlak oluşumunun ilerlemesine müsaade etmeme yeteneğidir [27].

1.11. Birleşme Bölgesindeki İç Yapı

Diğer kaynak yöntemlerine benzer olarak, sürtünme kaynağı yönteminde de kaynak edilen bölgelerin yakınlığında ısıdan etkilenmiş bölgeler bulunmaktadır. Bu bölgeler kaynak edilecek malzemelerin esas bölgelerinden farklı mikroyapı ve farklı özelliklere sahiptir. Bu durumdan dolayı sürtünme kaynak bağlantılarının mekanik özelliklerini bu bölgeler olumsuz yönde etkiler. Bu bölgelerdeki sıcaklık artışları en fazla olduğundan dolayı en yüksek soğuma hızlarına maruz kalan yerler de yine bu bölgelerdir. Bunun sonucunda bu bölgelerdeki artan sıcaklık artışları kaynak edilecek malzemelerin kaynaklı bağlantı bölgelerinde sert ve kırılgan olan intermetalik fazların oluşumuna imkân sağlayabilmektedir. Bu artan sıcaklık sonucu oluşan fazlar, gevrek ve sert oldukları için, kalınlıkları belli genişliği aştığı zaman kaynak bölgesini gevrek kırılmaya yakın bir şekilde kırılmasına veya soğuma sırasında çatlakların oluşmasına neden olurlar.

Alaşımsız çeliklerde kaynak bölgesinde meydana gelen difüzyonların ve faz dönüşümlerin bir sonucu olarak oluşan karbon azalması, bölgesel olarak mukavemet değerinin azalması anlamına gelir. Bu durumda esas malzemeden mukavemet değeri daha düşük olan bölgeler elde edilecektir. Özellikle aşırı soğuma hızına maruz kalan bölgeler, martenzitik dönüşüme uğrarlar. Bu sert olan faz, kaynak bölgesinde belli bir değere ulaştıncaya, kaynak bölgesinde gevrekleşmeye sebep olurlar. Bu durumda malzeme, çatlak ilerlemesine daha müsait hale gelir. Fakat işlem süresinin kısa olması ve devamında meydana gelen plastik deformasyonlar, içyapıdaki değişiklik oranını diğer

kaynak yöntemlerine göre daha az miktarda tutar. Bu da diğer kaynak yöntemlerine nazaran önemli bir avantaj sağlar [34].

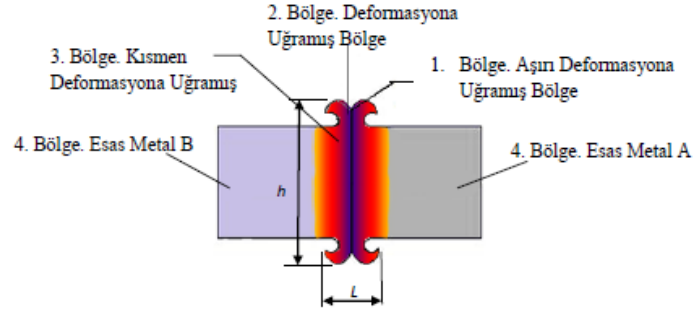
Sürtünme kaynağı sırasında meydana gelmesi muhtemel içyapı değişimleri aşağıda belirtilmiştir;

- İçyapıda yeniden kristalleşmenin meydana gelmesi,
- Seramik karakterli fazların oluşması,
- İçyapıda tane kabalaşması olması,
- Yüksek karbonlu yalın çeliklerde karbon miktarının azalması,
- Çeliklerde martenzitik içyapı dönüşümüdür.

Yukarıda verilen durumlar, kaynak edilecek parçaların kaynak kalitesi üzerinde olumsuz etki oluştururlar. Bu durumların meydana gelmesi, sürtünme kaynağı sonrasında malzeme üzerinde farklı mikroyapılardan kaynaklı farklı mekanik özelliklere sahip bölgelerin oluşmasına neden olacaktır [5]. Sonuç olarak bu durum; kaynak edilen malzemelerin orijinal mukavemet değerlerinden çok daha düşük yükler altında kırılması anlamına gelir.

1.12. ITAB (Isının Tesiri Altındaki Bölge)

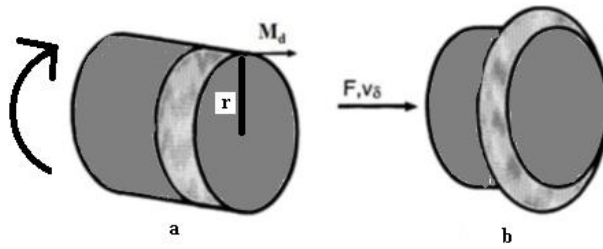
Sürtünme kaynağı yapılan parçaların temas eden yüzeyleri arasında kalan ve 700-1400 °C arasındaki bir sıcaklığa maruz kalan bölge, ITAB olarak tanımlanır. Eğer kaynak koşulları kontrollü bir şekilde yapılırsa, işlem sonrası kaynak bölgesinde ve ITAB’da meydana gelebilecek yapı tahmin edilebilir. Ayrıca soğuma hızı da ITAB’da meydana gelen mikroyapının karakteristiği için önem taşır. Özellikle sürtünme kaynağı sırasında oluşan mekanik enerjinin termal ısıya dönüşüm sıcaklığı 900 °C’yi geçmesi durumunda, yapı aşırı soğumaya daha müsait hale gelir. Bu durumda sertlik, önemli ölçüde artar. Kaynak enstitüsünün 9 numaralı kaynak kabiliyeti komisyonunun raporuna göre ITAB için belirlenen en yüksek sertlik sertlik 350–400 HV (Vickers Sertliği) olarak belirlenmiştir. Teklifte sertliğin daha çok olması durumunda özel tedbirlerin alınması gerektiğine de ayrıca yer verilmiştir. İşlem sonrası kaynak kalitesini anlamak adına kaynak bölgesinin metalurjik olarak irdelenmesi ve bu bölgede oluşan sertliklerin iyi analiz edilmesi gerekmektedir [34]. Şekil 1.7’de sürtünme kaynak sonrası oluşan ITAB’ın şematığı verilmiştir.



Şekil 1.7. Sürtünme kaynak sonrası oluşan ITAB'ın şematığı

1.13. Sürtünme Kaynağında Isı Girdisi

Toplam ısı girdisi (Q); sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisi (Q_1) ve deformasyondan kaynaklanan ısı girdisinin (Q_2) toplamıyla ifade edilir (Şekil 1.8) [35].



Şekil 1.8. Sürtünme kaynağında meydana gelen toplam ısı girdileri a) sürtünmeden kaynaklanan b) deformasyondan kaynaklanan [35]

Toplam ısı girdisi kJ/sn birimiyle ifade edilirken, aşağıdaki formül ile gösterilmiştir.

$$Q = Q_1 + Q_2 \quad (1.1)$$

Sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisi, sürtünmenin hızına ve kaynak edilecek olan parçaların flanş oluşumu sırasında oluşan sürtünme aşamasında uygulanan nisbi hareketten kaynaklı sürtünme torkunun çarpımından meydana gelir. Sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisi (J/sn) birimi cinsinden aşağıdaki gibi gösterilir:

$$Q_1 = (2\pi\omega M_d) \quad (1.2)$$

Denklem 1.2'deki; ω , açısal hızı (dev/dk), M_d , sürtünme momentini (N.m) ifade eder. Sürtünme momentini aşağıdaki gibi gösterilir:

$$M_d = (2\pi\mu P_1 r^3)/3 \quad (1.3)$$

Burada, P_1 (N/m^2), sürtünme basıncını, r (m), kaynak edilecek parçanın yarıçapını ve μ 'de sürtünme katsayısını ifade etmektedir. Sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisi (Q_1), sürtünme aşamasındaki (Q_1P_1) sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisi ile yığılma aşamasındaki sürtünmeden kaynaklanan ısı girdisinin (Q_1P_2) birleşiminden meydana gelir. Deformasyondan kaynaklanan ısı girdisi, itme kuvveti ve parçadaki yanma oranının çarpımına eşittir. Parçadaki yanma oranı ise, aslında malzemede meydana gelen deformasyon hızını ifade etmektedir. Deformasyondan kaynaklanan ısı girdisi (J/sn) cinsinden aşağıdaki gibi gösterilir:

$$Q_2 = Fv_{\delta} \quad (1.4)$$

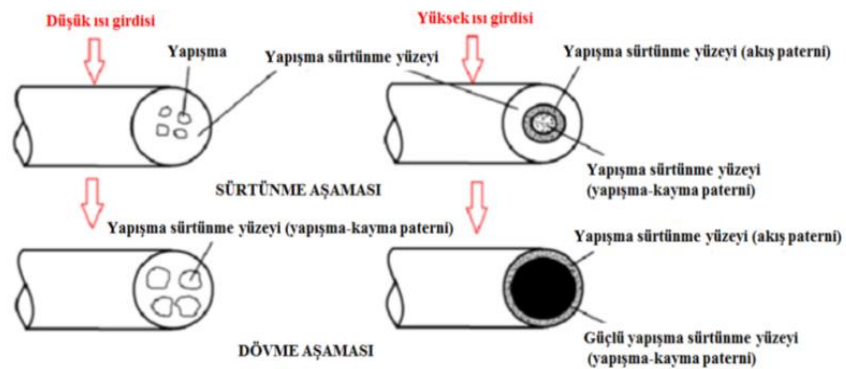
Denklem 1.5'de F (N), itme kuvvetini, $v_{\delta}(m/sn)$ kaynak edilecek parçanın yanma oranını ifade eder. Yanma oranları; sürtünme aşamasında ve yığılma aşamasında farklılık gösterebilmektedir:

$$v_1 = \delta_1/t_1 \quad (1.5)$$

ve

$$v_2 = \delta_2/t_2 \quad (1.6)$$

Denklem 1.5 ve 1.6'da verilen δ_1 (m) ve δ_2 (m), sürtünme ve yığılma aşamalarındaki deformasyon olarak ifade edilirken, t_1 (sn) ve t_2 (sn) ise, sürtünme süresi ve frenleme süresi olarak ifade edilir. Deformasyondan kaynaklanan ısı girdisi (Q_2), sürtünme aşamasındaki deformasyondan kaynaklanan ısı girdisi (Q_2P_1) ve yığılma aşamasında oluşan deformasyondan kaynaklanan ısı girdisinin (Q_2P_2) birleşiminden oluşmaktadır [35].



Şekil 1.9. Yüksek ve düşük ısı girdisi sırasında temas eden yüzeylerin yapışma olayı [35]

Şekil 1.9'da sol üst kısımda belirtildiği gibi, düşük sürtünme basıncı uygulandığında, temas eden yüzeylerde lokal birleşmeler meydana gelir. Bu durumda

sürtünme sonrası yığma aşamasında bir yığma basıncı oluşsa bile tüm yüzeye homojen olarak bu basınç iletilmez. Bu durumda, kaynak kalitesi açısından zayıf bir bağlanma meydana gelir. Yüksek sürtünme sıcaklığına bağlı olarak yüksek oranda ısı girdisi oluşur. Bu sayede Şekil 1.9'un sağ üst kısmındaki durum gözlemlenir. Burada, artan plastik deformasyonuna bağlı olarak temas eden yüzeylerin merkezinde belirgin bir yapışma gözlemlenir. Buna bağlı olarak parçaya bir yığma basıncı uygulanırsa, merkezdeki yapışma tüm yüzeye homojen dağılarak kesintisiz ve kaliteli bir kaynak bağlantısı elde edilmesini sağlar. Bu anlatılan durumlar; içi dolu parça kesitleri için geçerlidir. İçi boş boru kesitli parçaların kaynağında bu durum ihmal edilebilir seviyelerdedir. Çünkü yüzey alanının az olması sıcaklık dağılımını olumlu yönde etkiler. Bu durumda kaynağı daha kolay ve daha iyi mekanik özelliklere sahip bağlantılar elde edilir [35, 36].

1.14. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları

Sürtünme kaynağının günümüzde birçok alanda uygulama alanı vardır. Sürtünme kaynağı hızlı ve güvenilir bir kaynak yöntemi olduğundan dolayı, hem seri üretime uygun olduğu hem de parça tamiratlarında kullanılabilecek bir yöntem olduğu ispatlanmıştır. Sürtünme kaynağının farklı endüstrilerde kullanım alanları aşağıda sıralanmıştır;

Makine imalatı ve hidroelektrik endüstrisi

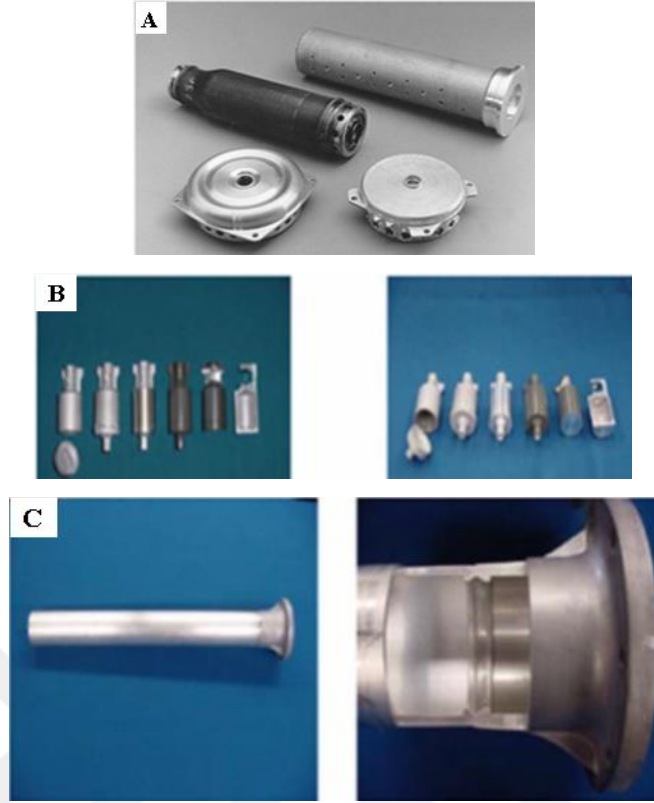
Radyal pompalar, matkap uçları, krank milleri, dişli pompa rotorları, freze bıçakları, dişli çarklar, hidroelektrik silindirleri, piston kolları, delici zımbalar, sonsuz vidalı miller, çelik kalemler, valfler, rayların kaynatılması, iğneler, petrol araması ve sondaj alanlarında kullanılan boruların kaynak edilmesinde sıkça kullanılmaktadır [37].

Kesme ve delme takım endüstrisi

Freze bıçakları, delik zımbaları, raybalar, matkapların uçları vb. makine sektörü gibi alanlarda oldukça sık kullanılır [33].

Otomotiv endüstrisi

Dişli-mil parçaları, çatal-mil bağlantıları, subaplar, aks milleri vb. alanlarda bu yöntem uygulanabilmektedir [38]. Sürtünme kaynağı yöntemi kullanılarak üretilen bazı makine aksamalarına ait örnekler aşağıda verilmiştir (Şekil 1.10).



Şekil 1.10. a-) Sürücü ve Yolcu Tarafı Otomobil Hava Yastığı Pompaları, b-) Kompresör Pistonları, c-) Gövde Montajı [38]

Hidrolik endüstrisi

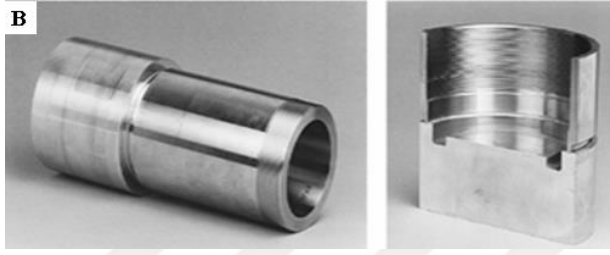
Hidrolik silindirler, radyal pompa pistonları, hidrolik silindirler vb. alanlarda bu yöntem, sıkça kullanılmaktadır.

Elektronik ve elektroteknik endüstrisi

Kromatograflar için ayırma sütunları, devre kontakları, röntgen cihazı tüpleri için anot milleri, sürekli lehim uçları, geçiş parçaları, gaz analizleri için alıcı kameralar, flanşlar, boru tesisatı bağlantılar vb. alanlarda bu yöntem, sıkça kullanılmaktadır. [33,39].

Havacılık ve uzay endüstrisi

Miller, rotorlar, itme jetleri, bağlantı parçaları, yanma odaları, flanşlar, borular vb. alanlarda bu yöntem, sıkça kullanılmaktadır [38, 40]. Aşağıda sürtünme kaynağı yöntemiyle üretilen bazı makine parçalarına ait örnekler yer almaktadır (Şekil 1.11).



Şekil 1.11. a-) Ticari helikopter rotor gövdesi-2024 Alüminyum alaşımı, b-) Roket yakıt sisteminde kullanılan geçiş bağlantıları, c-) Mars lander basınç depo fittingsleri (6-4 Titanyum/6061-T6 Alüminyum), d-) MK 48 ateşleyici montajı (AISI 304 Paslanmaz/6061-T6 Alüminyum) [38]

Onarım Amaçlı

Bu yöntem, aşırı yüklemekten dolayı plastik şekil değişikliğe uğramış makine aksamalarının tamiratında ya da onarımında verimli olarak kullanılabilir. Ayrıca, kimya ve gemi inşaatı alanlarında da geniş çaplı olarak kullanılabilir [33,40].

1.15. Sürtünme Kaynağının Avantajları

Sürtünme kaynak yönteminin diğer kaynak yöntemlerine göre avantajları aşağıda sıralanmıştır [29,40-43]:

- 1.Kaynak edilecek parçalar bir eksenli olarak birleştirilir.
- 2.Sürtünmeden sonra meydana gelen yığılma ve frenleme fazlarında sıcak pressten dolayı tane irileşmesinin önüne geçilir. Böylelikle daha ince bir mikroyapı elde edilir.
- 3.Sadece işlem yapılan yerde flanş oluşumu meydana geldiği için, kaynak sonrası temizliği kolaydır.
- 4.Çok küçük kesitli parçalar bile belli sürtünme kaynağı parametreleri altında kaynak edilebilir.
- 5.Aynı ya da farklı metal çiftlerin kaynağında başarılı bir şekilde uygulanabilmektedir.
- 6.Kaynak edilecek parçalar arasında kuvvetli bir bağlantı elde edilmektedir.
- 7.Kaynak sonrası elde edilen kaynaklı bağlantılarda çarpılma veya şekil değiştirme oranı çok azdır.
- 8.Kaynaklanan bölgenin dayanımı, kaynağı yapılan malzemelerden daha yüksek çıkabilmektedir.
- 9.Sürtünme kaynağı için fazladan ilave tel veya koruyucu gaz kullanımına gerek yoktur.
- 10.Seri üretim için uygun bir kaynak yöntemidir.
- 11.Tek bir aletle kayna işleminin yapılması, kaynağın uygulanma imkânını artırır.
- 12.Kaynak edilecek malzemelerin temas bölgelerindeki kir, pas ve yağ kalıntıları flanşlarla birlikte dışarı atılır.
- 13.İşçilik masrafı çok azdır.
- 14.Sürtünme kaynağı diğer kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında, kaynaklı bağlantı elde etme maliyeti diğer yöntemlere nazaran çok daha düşüktür.
- 15.Sürtünme kaynak işlemi çok kısa zamanda tamamlanabilmektedir.

16.İşlem temiz olup, zorunlu bir durum yoksa ayrıca kaynak yerini çok iyi temizlemeye gerek yoktur.

17.Sürtünme kaynağı sırasında tam ergime oluşmadığından dolayı, kaynak havuzunun soğuma hızı diğer ergitmeli kaynak yöntemlerine göre çok yavaştır. Bu durum; kaynak sonrası kaynaklı bağlantılarda hata, boşluk veya çatlakların miktarının azaltmaktadır.

18. Sürtünme kaynak sonrası dar bir ITAB elde edilmektedir.

1.16. Sürtünme Kaynağının Dezavantajları

Sürtünme kaynak yönteminin diğer kaynak yöntemlerine göre dezavantajları aşağıda sıralanmıştır [29, 30, 41, 44, 45]:

- 1.Sürtünme kaynağı sırasında kaynak edilecek malzemelerin temas eden yüzeylerinde, eşit bir ısı dağılımı görülmemektedir.
- 2.Küçük kesitli parçaların sürtünme kaynağı, büyük kesitli parçaların sürtünme kaynağından daha zordur.
- 3.Kaynak edilecek olan malzemelerin geometrik şekilleri dönen eksenel simetriye sahip olmalıdır. Bu yüzden iş parçalarının şekli bu yöntem için sınırlayıcı olabilmektedir.
- 4.Sürtünme kaynağı sırasında malzemelerin temas eden yüzeylerinin yüzey kalitesi, kaynağın başarılı bir şekilde gerçekleşmesi için önemlidir.
- 5.Kaynak edilecek malzemeler, yığma fazında uygulanacak olan eksenel basınca dayanıklı olmalıdır.
- 6.Sürtünme kaynağı donanımının kurulum maliyeti yüksektir.

1.17. Karbonlu Çelikler

Esas alaşım elementi olarak yapısında karbon bulunduran demir-karbon alaşımlarıdır. Fakat bu alaşımlarda, az miktarda kükürt, mangan, silisyum ve fosfor gibi elementlerin varlığından da bahsedilebilir. Dünya üzerinde üretim payı en fazla olan çelik türü olduğu için, imalat çeliği olarak da bilinir.

Karbonlu çeliklerin mekanik, kimyasal ve elektriksel özellikleri içerisinde muhteva ettiği karbon miktarına göre değişmektedir. Alaşım içerisindeki karbon miktarı arttığında sertlik, akma ve çekme dayanımında artış meydana gelirken, süneklik ve

tokluk gibi özelliklerde ise azalma meydana gelmektedir. Buna bağlı olarak karbon çeliklerinin şekillendirilmesinde önemli bir parametre olan plastik şekil değiştirme yeteneği de, yine karbon miktarıyla orantılı olarak artar veya azalır. Buna karşın, karbon çeliklerinin hızlı soğuması sonucu difüzyonsuz bir dönüşüm olan martenzitik dönüşüm ile çeliğin sertleşebilme özelliği, artan karbon miktarıyla artmaktadır.

Karbon çeliklerinin yapısı içerisinde muhteva ettiği karbon miktarı, çeliğin kaynak edilebilirliği üzerinde çok önemli bir etkiye sahiptir. Buna göre düşük karbon miktarları muhteva eden çeliklerin kaynağı daha kolay gerçekleşirken, yüksek miktarlarda karbon muhteva eden çeliklerin kaynağı ise zor olmaktadır. Yapı içerisindeki karbon miktarına göre karbonlu çelikler üç farklı grup altında sınıflandırılır [46].

1.18. Karbonlu Çeliklerin Sınıflandırılması

Düşük Karbonlu Çelikler: Yapısı içerisinde %0.2'ye kadar karbon içeren çelikler, düşük karbonlu çelikler olarak adlandırılır. Yapı içerisindeki az miktarda karbondan dolayı, plastik şekil değiştirme yetenekleri yüksektir. Bu yüzden yumuşak çelikler olarak da bilinirler. Karbonlu çelikler arasında üretim payı en yüksek olan çelik grubudur. Özellikle inşaat sanayisinde ve temel yapılarda sıkça kullanılırlar. Yapı içerisinde az miktarda karbon muhteva ettiği için, sertleşebilme özellikleri sınırlıdır. Fakat difüzyon tabanlı sertleştirme yöntemleri olan, sementasyon, nitrasyon gibi teknikler ile yüzey sertleştirmeleri yapılabilir.

Orta Karbonlu Çelikler: Yapısı içerisinde %0.2-0.6 arasında karbon içeren çeliklerdir. Düşük karbonlu çeliklere göre orta derecede mekanik özelliklere sahiptirler. Isıl işlemler ile sertleştirme yeteneğine sahiptirler. Bundan dolayı kullanım alanları özellik arz eder. Makine ve imalat sanayisinde sıkça kullanılmaktadır. Yapısındaki orta derecede karbon miktarı muhtevastan dolayı, plastik şekil değiştirme yetenekleri düşük karbonlu çeliklere nazaran daha düşüktür. Yine yapısındaki karbon miktarından dolayı da bu tür çeliklerin kaynağı orta derecede zorluktadır. Çünkü kaynak sırasında meydana gelen yapı içerisindeki martenzitik dönüşümler, soğuma sırasında kendini çatlak ve burkulma olarak göstermektedir. Bu yüzden bu tür çeliklerin kaynağı yapılırken çok dikkat edilmelidir.

Yüksek Karbonlu Çelikler: Yapısı içerisinde %0.6'dan daha fazla karbon içeren çeliklerdir. Sertliği, diğer karbonlu çelik türlerine göre daha yüksektir. Isıl işlemler sayesinde sertlikleri, daha da artırılabilir. Yüksek sertliklerinden dolayı aşınmaya ve çizilmeye karşı dayanıklıdır. Fakat işleme ve plastik şekil değiştirme yetenekleri bakımından, diğer karbonlu çelik türlerine göre daha düşüktür. Kaynak edilebilmeleri çok zor olup, ancak özel kaynak teknikleriyle kaynağı yapılabilir. Bu tür çelikler daha ziyade kesici uç olarak kullanılabilirler. Demir-karbon denge diyagramına göre yapısında %2'ye kadar karbon içerebilir olmasına rağmen, pratikte %1.2-1.4 aralığıyla sınırlıdır. Su alma kabiliyetleri daha yüksek olduğundan martenzitik dönüşümü daha rahattır. Buna bağlı olarak elde edilen martenzitik yapının sertliği de daha fazladır [46].

1.19. Dökme Demirler

Demir-karbon denge diyagramına göre yapısı içerisinde %2'den daha fazla karbon içeren demir bazlı alaşımlardır. Genel olarak üretim yöntemleri döküm ile gerçekleştiğinden bu adı almıştır. Ayrıca yapı içerisinde %1–3 Si içerirler. Yine bu yapıya bazı özellikler kazandırmak için diğer alaşım elementleri ilave edilir. Ayrıca kimyasal kompozisyon, uygulanan ısı işlemler ve katılma hızı da bu yapının tüm özelliklerini etkileyebilmektedir. Düşük maliyetleri çok yönlü özellikleri nedeniyle mühendislik uygulamalarında sıkça kullanılmaktadır. Son gelişen teknolojik gelişmeler ile birlikte, yeni malzemelerin üretimi artması sonucu malzeme seçiminin rekabeti artmıştır. Fakat tüm bunlara rağmen dökme demirlerin mühendislik uygulamalarında kullanım alanları hala geniştir [47].

1.20. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması

Dökme demirlerin temel olarak dökme demir mikroyapılarındaki karbonun dağılımına göre sınıflandırılması yapılır. Soğuma hızı ve yapılan ısı işlemler mikroyapı üzerinde çok büyük etkiler oluşturmalarından dolayı aynı kimyasal kompozisyona sahip olan dökme demirlerin mikroyapıları farklı olabilmektedir. Kimyasal kompozisyon,

uygulanan ısıtım işlem ve katılaşma hızına bağlı olarak aşağıdaki alt sınıflara ayrılmaktadır:

Beyaz dökme demir,

Gri dökme demir,

Temper dökme demir,

Küre grafitli dökme demir,

Yüksek alaşımlı dökme demirdir.

Tipik olarak alaşımlandırılmamış dökme demirlerin kimyasal kompozisyon aralıkları Çizelge 1.1’de verilmiştir [47].

Çizelge 1.1. Dökme demirlerin sahip olduğu kimyasal kompozisyon aralıkları (%ağ.) [47]

Element	Gri Dökme Demir	Beyaz Dökme Demir	Temper Dökme Demir	Küresel Grafitli Dökme Demir
Karbon	2.5-4	1.3-3.6	2-2.6	3-4
Silisyum	1-3	0.5-1.9	1.10-1.6	1.8-2.8
Mangan	0.25-1	0.25-8	0.2-1	0.1-1
Kükürt	0.02-0.25	0.06-0.20	0.04-0.18	0.03 (max.)
Fosfor	0.05-1	0.06-0.18	0.18 (max.)	0.1 (max.)

1.20.1. Beyaz dökme demir

Çizelge 1.1’de verilen beyaz dökme demir aralığında kimyasal kompozisyona sahip olan dökme demir grubunda bulunmaktadır. Soğuma hızı yüksektir. Yapı içerisindeki karbonlar demir ile birleşerek sert ve kırılgan olan karbür veya sementit fazlarını oluştururlar. Bu nedenle beyaz dökme demir sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Kırıldıklarında kırık yüzeyi, beyazımsı bir renk aldığından dolayı beyaz dökme demir adını almıştır. Çekme dayanımları, basma dayanımlarından çok düşüktür. Sert bir yapıya sahip olduğu için aşınmaya karşı dirençlidir [47].

1.20.2. Gri dökme demir

Çizelge 1.1’de verilen gri dökme demir aralığında kimyasal kompozisyona sahip olan dökme demir grubunda bulunmaktadır. Katılma hızı yeterli seviyede olduğunda yapı içerisindeki karbonlar grafit lamelleri olarak çöker. Gri dökme demirin yapısındaki silisyum miktarından dolayı, sıvı halde akışkanlığı çok yüksektir. Bu yüzden karmaşık şekilli parçaların üretiminde kullanılabilir. Ayrıca işlenebilme kabiliyetleri diğer dökme demirlere nazaran daha yüksektir. Kırıldıklarında kırık yüzeyi, gri bir renk aldığından dolayı gri dökme demir adını almıştır [47].

1.20.3. Temper dökme demir

Çizelge 1.1’de verilen temper dökme demir aralığında kimyasal kompozisyona sahip olan dökme demir grubunda bulunmaktadır. Yapıdaki karbonlar grafit nodülleri biçiminde çöker. Kimyasal kompozisyon açısından beyaz dökme demir gibi dökülür. Fakat döküm sonrası temperleme olarak adlandırılan tavlama işleminde grafitler çekirdeklenir ve nodüller (yumrular) oluşturmak üzere beyaz dökme demir sementitinden büyür. Bu tür dökme demirlerin tüm özellikleri ısı işleminde (tavlama) sayesinde değiştirilebilir. Bu yüzden çok geniş aralıklarda mekanik özelliklere sahip temper dökme demir elde edilebilir. Beyaz dökme demirdeki gibi soğuma hızı çok yüksek olduğu için, döküm sırasındaki malzeme kalınlığı sınırlıdır [47].

1.20.4. Küresel grafitli dökme demir (KGDD)

Çizelge 1.1’de verilen temper dökme demir aralığında kimyasal kompozisyona sahip olan dökme demir grubunda bulunmaktadır. Bu yapıdaki karbonlar grafit küreleri şeklinde çökelmektedirler. Grafitlerin küresel olarak çökmesi için, yapıya ergiyik durumdayken, az miktarda magnezyum ilavesi yapılır. Kimyasal kompozisyon açısından gri dökme demire benzemektedir. Fakat kükürt ve fosfor oranı küresel dökme demirde daha azdır. Grafitlerin küresel olarak çökmesi, bu tür dökme demirlerin akma dayanımını artırmaktadır. Temper dökme demirin aksine ince ve kalın kesitli büyük bir aralıkla dökülebilirler [47].

1.20.5. Yüksek alaşımlı dökme demirler

Bu grup dökme demirler, yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler, yüksek oranda alaşımlandırılmış gri dökme demirleri ve küresel grafitli dökme demirleri içerir. Alaşımlı dökme demirler ayrı olarak gruplandırılır. Çünkü bu tür dökme demirlerin korozyon ve aşınma dirençleri geleneksel olarak üretilen diğer dökme demirlerden oldukça farklıdır. Kimyasal kompozisyonun, bu tür dökme demirlerin mekanik özellikleri üzerinde önemli etkileri vardır [47].

1.21. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirler

Adından da anlaşılacağı üzere yapısında yüksek oranda krom elementi içeren beyaz dökme demirler; çeşitli mineral delme, tesviye, işleme millerinde, çamur pompalarında, tuğla kalıplarında ve sert kayaların işlenmesi için gerekli donanımlarda kullanılabilmektedir [48].

1.21.1. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin özellikleri

Fiziksel özellikler

Karbonun yoğunluğu, demirin yoğunluğundan düşük olduğundan dolayı, yapı içersideki karbon miktarının artması yoğunluğu düşürmektedir. Fakat yapıda kalıntı östenit artarsa, yoğunluk da artar. Yüksek kromlu beyaz dökme demirin yoğunluğu $7.5 - 7.8 \text{ g/cm}^3$ arasında değişir. Isıl genleşme katsayıları $20-425 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığı için $13.5-18 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığındadır. Ayrıca elektrik direnci $0.5 \text{ }\mu\text{Wm}$ iken, ısı iletkenlikleri ise 22 W/mK civarındadır [49].

Mekanik özellikler

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin en belirgin özelliği sertlik üzerinedir. Sert ve kırılgan olan bu tür malzemelerin çekme testlerinde boyca uzaması ihmal denilecek kadar azdır. Bu yüzden genellikle gevrek kırılmaya uğrarlar. Ayrıca bu tür dökme demirlerden çekme testi numunesi hazırlamak oldukça pahalı ve zahmetlidir. Yapı sert ve kırılgan olduğundan çatlak ilerlemesine müsait bir yapı vardır. Fakat bu tür dökme demirlerin testlerinden çıkan sonuçlar ile servis sahasındaki gerçek koşullarda

ortaya çıkan sonuçlar arasında farklılıklar bulunmaktadır. Mikroyapı ve termal ortamdaki malzemenin birçok özellikleri hala teferruatlı olarak bilinmemektedir [48].

Manyetik özellikler

Nitelikli malzeme yapımı için geliştirilen beyaz dökme demirlerden yapılan dökümler, kalıpta soğumaya bırakıldığında östenitik bir yapıya sahip olduğu için, manyetik değildirler. Soğuma sırasında yapının martenzit veya perlit gibi farklı fazlara dönüşümü malzeme içerisinde gerilimlere neden olacağı için, bu durum avantaj olarak kabul edilebilir. Ayrıca yapı martenzit ise manyetiktir. Yapı içerisindeki martenzit miktarı azaldıkça manyetik özelliği de azalma eğilimindedir [49].

1.21.2. Mikroyapı

Yüksek kromlu beyaz dökme demirler üstün aşınma direncine sahiptir. Buna sebep olarak yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikroyapısı gösterilebilir. Aşınma olayı; aşındırıcı partiküllerin malzeme yüzeylerinden parça koparılması olayıdır. Bu etki malzemede tıpkı bir kesme veya çizilme olarak hissedilir. Burada esas prensip, aşındırıcı partikülün metalden daha sert olması gerekir. Partikül metalden yumuşaksa; işlem, korozyon veya oksidasyona benzer ve sadece çok az miktarda aşınma meydana gelir [48].

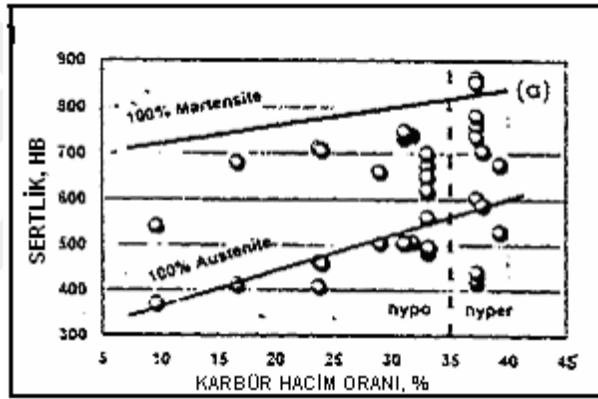
Karbürler

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde mikroyapı içerisindeki karbürler, mikroyapısında sementit içeren dökme demirlerden daha serttir ve daha gevrektrir. Bu durum, aşınma direncini artırırken, plastik şekil değiştirme yeteneğini azaltır. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapısında iki çeşit karbür bulunmaktadır. Bunlar; ikincil karbürler ve süreksiz ötektik karbürlerdir. Çizelge 1.2’de yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapılarında bulunması muhtemel karbürlerin sertlikleri gösterilmiştir [50].

Çizelge 1.2. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapılarında bulunması muhtemel karbürlerin sertlikleri [50]

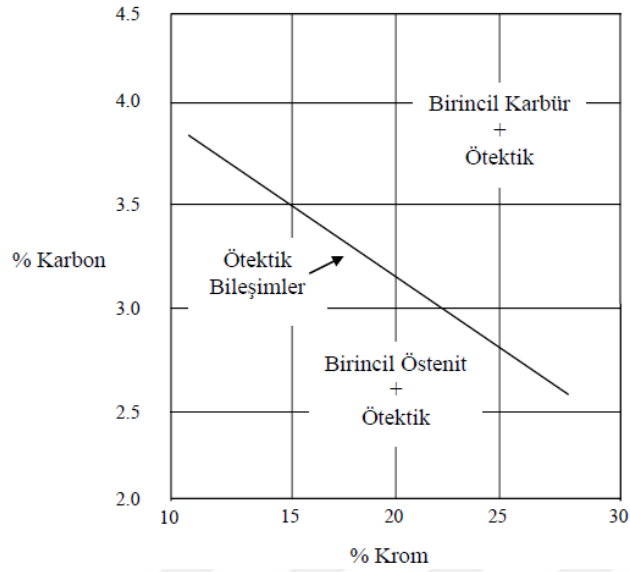
Karbür Tipi	Sertlik (HV)
M_3C	840-1100
M_7C_3	1200-1800
M_2C	1500

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapılarındaki karbürlerin hacimce oranı, %40 civarındadır. Geri kalan kısım matris olarak adlandırılır. Karbürlerin sertlikleri çok yüksek olduğundan dolayı, mikroyapıdaki karbür oranı arttıkça, sertlik te artmaktadır [51]. Şekil 1.12’de karbür miktarındaki artış ile sertlik arasındaki ilişki gösterilmiştir.



Şekil 1.12. Karbür miktarındaki artış ile sertlik arasındaki ilişki gösteren grafik [52]

Mikroyapıdaki karbon ve krom oranı, yapı içerisine ilave edilen karbon ve krom elementlerinin artmasıyla artmaktadır (Şekil 1.13) [53].

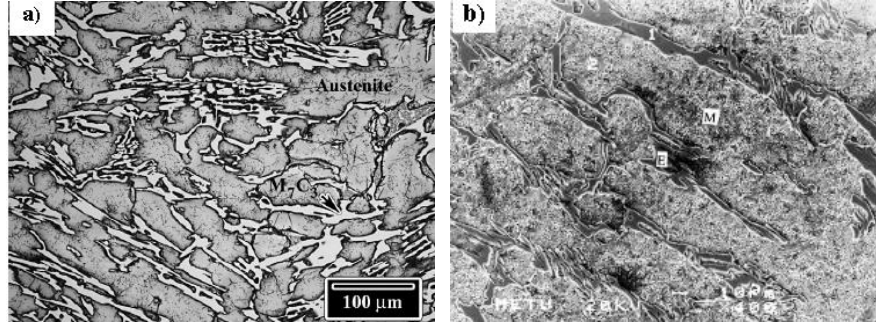


Şekil 1.13. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde krom ve karbon oranı arasındaki ilişki [53]

Yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikroyapısındaki birincil karbürler sert ve kırılgandır. Bu yüzden aşınma olayı karşısında mikroyapıdan kırılarak ayrılırlar. Temel uygulamalar için ötektik karbon içeriği, izin verilebilen maksimum oranda olmalıdır. Buna göre ötektik karbon içeriği; %15 krom ilave edilen mikroyapıda %3.6, %20 krom ilave edilen mikroyapıda %3.2 ve %25 krom ilave edilen mikroyapıda %3 civarındadır. Diğer alaşım elementler de bu miktarlar üzerinde etkili olabilmektedir. Özellikle mikroyapıdaki silisyum içeriği, ötektik karbon içeriğini azaltır [53].

Matris

Yüksek kromlu beyaz dökme demirin aşınma direnci ve tokluk, mikroyapının bir fonksiyonudur. Eğer uygun karbürler ve uygun matris bir araya geldiğinde ancak bu özellikler istenilen seviyede çıkar. Bunun için en uygun matris, ikincil karbürlerde sertleştirilmiş yüksek karbonlu sert martenzittir. Başka bir seçenek ise, ısıtılımlerle sertleştirilebilen kararsız östenittir. Şekil 1.14’de martenzit ve östenit matrisli yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikroyapı fotoğrafları gösterilmiştir [54, 55].



Şekil 1.14. Yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikroyapısındaki a) Östenit b) Martenzit matrisleri [54, 55]

Karbon ilavesi ile mikroyapıda martenzitin aşınma direnci artar. Genel olarak karbürlerin martenzitik matris içerisindeki homojen dağılımı, aşınma direncini olumlu yönde etkiler. Fakat temperleme işlemi; mikroyapıdaki matris fazında karbürlerin dağılımını azalttığı için aşınma direncini düşürmektedir. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde karbürler matris içerisinde homojen olarak dağılmışlardır. Matris fazı, karbürlerden daha yumuşak olduğu için, aşınma sırasında matris fazının aşınması daha kolay olurken, bu durumda karbürler de matristen koparak ayrılırlar [55].

1.21.3. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin uygulama alanları

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin üstün aşınma direnci sayesinde, aşınmaya maruz kalan makine parçalarında sıkça kullanılmaktadır. Bunların en bilinen örnekleri ise darbe çubukları ve darbeli kırıcıların dövücü bloklarıdır. Ayrıca bazı çekiçler, çeşitli şahmerdanlar ve küçük çeneli kırıcılar için aşındırma plakalar diğer uygulama alanları arasına girer. Çok yüksek aşınma etkileri altında en iyi sonucu martenzitik yüksek kromlu beyaz dökme demirler vermiştir [48].

Çimento değirmenlerinde astar olarak başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Ayrıca, cevher öğütmek için değirmenlerde de kullanılabilir. Yüksek kromlu beyaz dökme demirler, östenitik Mn çeliklerinin veya su verilip temperlenmiş az alaşımlı çeliklerin yerine birçok alanda kullanılmaktadır. Aşınmaya ve darbeye dirençli pompa üretiminde yüksek kromlu beyaz dökme demirler artan ölçülerde kullanılmaktadır [48].

Birçok alanda yüksek kromlu beyaz dökme demirler; diğer az alaşımlı beyaz dökme demirlere göre hem daha yüksek tokluk ve aşınma direncine sahip olmaları hem de daha iyi işlenebilmeleri kullanım alanını genişletmiştir [48].

1.22. Literatür Taraması

Çelik S.ve diğ., (2008), yaptığı çalışmalarda düşük alaşımlı paslanmaz çelik AISI 4140 ile orta karbonlu çelik olan AISI 1050 çelik çiftinin belirli sürtünme kaynak prosesi parametreleri ile başarılı bir şekilde birleştirilmiştir. Buna göre; sürtünme kaynağı parametrelerinden olan sürtünme basıncı ve devir sayısının, birleştirilen kaynaklı parçaların gerilmeleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu anlaşılmış olup, yapılan çekme testlerinde, en yüksek değer, AISI 1050 çeliğinin çekme mukavemetinden %6 daha fazla çıktığı belirlenmiştir. Sürtünme basıncının çok fazla olduğu durumlarda ise kaynak ara yüzeyinden çok fazla transfer olan viskoz madde hacminden dolayı, çekme mukavemetlerinde bir düşüş gözlemlenmiştir [55].

Paventhian R. ve diğ., (2010), yaptığı çalışmalarda östenitik paslanmaz çelik ile orta karbonlu çelik çiftinin belirli sürtünme kaynak prosesi parametreleri ile birleştirilen çelik çiftlerine yapılan yorulma testleri sonucunda, yorulma ömürlerinin orta karbonlu çeliğe göre %30 östenitik paslanmaz çeliğe göre ise %40 daha düşük olduğu saptanmıştır. Buna sebep olarak ise kaynak ara yüzeyinde tane sınırlarına çökelen krom karbürlerin neden olduğu anlaşılmıştır [56].

Madhusudhan Reddy G. ve diğ., (2012), maraging çeliği ile düşük karbonlu çelik çiftlerine, hem nikel ara tabakasız hem de nikel ara tabakalı sürtünme kaynak işlemi yapılmıştır. Buna göre; nikel ara tabaka kullanılmadan yapılan sürtünme kaynak işleminde kaynaklı çiftin çekme mukavemeti, çentik darbe direnci ve düşük darbe direnci esas metallere göre daha düşük çıkmışken, nikel ara tabakalı kaynaklı numunelerde böyle bir durum ortaya çıkmamıştır. Bu da göstermektedir ki; nikel ara tabakanın malzeme çiftleri arasında difüzyon bariyer oluşturarak karbon ve mangan gibi kolay difuze olan atomların göçüne izin vermeyerek kırılgan ve sert fazların oluşumunu engellediğinden başarılı bir kaynaklı çözüm yöntemi olarak ortaya çıkmıştır [57].

Arivazhagan N., ve diğ., (2012), yaptığı çalışmalarda AISI 4140 ile AISI 304 çelik çiftinin sürtünme kaynak işlemi ile birleştirildikten sonra, farklı sıcaklıklarda

korozyon testine tabii tutulmuşlardır. Kaynak ara yüzeyi, difüzyonuna ve intermetalik bileşik oluşumuna bağlı olarak esas metallerden daha fazla bozunmaya yatkın olduğu bulunmuştur. Ayrıca, sürtünme kaynak parametrelerinin bu kimyasal bozunma süreci içerisinde önemli bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir [58].

Damodaram R. ve diğ., (2013), yaptığı çalışmalarda nikel demir ana fazlı süper alaşım olan 718 alaşımı sürtünme kaynak prosesi parametreleri ile başarılı bir şekilde birleştirilmiştir. Kaynak bölgesinde ölçülen sıcaklığın en yüksek olduğu saptanmıştır (1100 °C) buna göre aşırı soğumaya bağlı olarak yine kaynak ara yüzeyinde ince ve dinamik yeniden kristalleşen tanelerin olduğu gözlemlenmiştir [59].

Muralimohan C.H., ve diğ., (2014), titanyum ile 304L çelik çiftinin arasına nikel ara tabaka yerleştirilerek başarılı bir sürtünme kaynak işlemi gerçekleştirmiştir. Buna göre; artan sürtünme basıncına bağlı olarak nikel ara tabakasının kalınlığında bir azalma gözlemlenmiştir. En optimum sürtünme süresi 6 sn olarak belirlenmiştir. Daha fazla sürelerdeki sürtünme süreleri kaynak ara yüzeyinde kalın intermetalik bileşenlerin oluşumuna neden olduğundan dolayı, bağlanma mukavemetini düşürmektedir. Çekme testlerinde, ara yüzeylerinde oluşan sert intermetalik fazlardan dolayı gevrek kırılma gözlemlenmiştir [60].

Kumar R. ve diğ., (2015), yaptığı çalışmalarda Ti6Al4V titanyum alaşımı ile AISI 304L paslanmaz çelik çiftinin arasına farklı kalınlıkta bakır ara tabaka yerleştirilerek yapılan sürtünme kaynağındaki bakır ara tabaka, ara yüzeyde bir astar görevi görerek, çatlak ve boşluk oluşumu ve martenzit oluşumunu engellemiş ara yüzeyin kalitesinde önemli bir rol oynamıştır. Ayrıca bakır ara tabakanın kalınlığının azalmasına bağlı olarak, mekanik ve metalurjik karakterizasyon testlerinde daha iyi sonuçlar vermiştir. Bakır ara tabakanın her iki malzeme çiftine de difüze olduğu, EDS sonuçlarından anlaşılmıştır [61].

Suresh D. ve diğ., (2015), yaptığı çalışmalarda AA6061 alüminyum alaşımı ile AISI 4340 çelik çiftinde gümüş ara tabaka kullanılarak başarılı bir sürtünme kaynak işlemi gerçekleştirmiştir. Alüminyum ara tabaka Fe-Al ve Al-Ag bazlı yumuşak bileşenlerin (Ag_3Fe_2 , Ag_2Al ve Ag_3Al) kaynak ara yüzeyinde oluşumuna izin vermiştir. Böylece çekme testlerinde daha iyi sonuçlar gözlemlenmiştir [62].

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Çalışmanın Amacı

Sürtünme kaynak işleminin geçmişi çok eskilere dayanmasına rağmen; bu konuyla ilgili yapılan teknolojik uygulamalar, yakın zamanlarda gerçekleşmiştir. Sürtünme kaynak işlemi; uçak ve uzay sanayi parçaları, kesme takımları, ziraat makineleri, otomotiv parçaları ve diğer özel uygulamalarda kullanılabilmektedir. Bu yöntemle, aynı ya da farklı malzeme çiftleri tam ergime oluşmadan (lokal ergimeler) ve basınç sayesinde başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir.

Katı hal kaynak tekniklerinden bir tanesi olan sürtünme kaynak işlemi, temel olarak üç aşamada gerçekleşmektedir. İlk aşama; kaynak edilecek olan malzemelerin yüzeyleri temas haline getirilerek, düşük yüklerde deformasyon başlar ve deformasyon işlemi sürtünme aşınması ile yönlendirilir. İkinci aşamada; uygulanan yükün artışı ve mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşümü sonucu lokal bölgelerde sıcaklık iyice artarak, gerilme sertleşmesi ve yumuşaması işlemlerinin bir değerine ulaşılır. Son aşamada ise; sürtünme ısısı üretimi sona erer. Kaynak edilecek olan parçaların ara yüzeylerinin her iki tarafında ısınan malzemeye uygulanan gerilme yavaşça artırılır ve çapaklar alınır. İşlemin başlangıcından itibaren kaynak edilecek parçaların yüzeyleri belli bir yük altındadır. Bu yük; sabit parça, hareketli parça veya dönen her iki parça tarafından sağlanır.

Son yıllarda metallerin ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynak işlemi ile kaynak edilmesi konusu araştırmacılar için büyük ölçüde önem kazanmaktadır. Bu konu ile ilgili yapılan araştırmalarda, genellikle ara tabakasız birleştirmeler üzerine birçok çalışmanın yapıldığı görülmektedir. Ayrıca; yeni ve nitelikli malzemelerin geleneksel sürtünme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan problemleri sınırlaması açısından önemli avantajlar sağlayan ara tabaka kullanarak yapılan sürtünme kaynak tekniği üzerine sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Bu çalışmada; sanayide oldukça fazla kullanılan imalat çeliği olarak ta bilinen AISI 1030 çeliği ile yüksek kromlu beyaz dökme demirin (YKBDD) nikel ara tabaka, farklı sürtünme süreleri ve devir sayıları kullanılarak birleştirilmesi ve sonrasında, gerekli karakterizasyon analizleri yapılarak en uygun sürtünme parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmaktadır. Nikel ara tabaka

kullanılarak yapılan sürtünme kaynaklı bağlantıların kaynak kalitesi üzerine yapılan bu çalışmanın literatüre önemli bir yarar sağlayacağı düşünülmektedir.

2.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada, ticari olarak temin edilen Ø12x75 mm ölçülere sahip olan silindir şekilli içi dolu olan YKBDD ile yine aynı ölçülere sahip AISI 1030 çelik çifti kullanılmıştır. Ayrıca bu iki malzeme arasına sürtünme kaynağı sırasında yerleştirilecek olan yine ticari olarak temin edilen Ø8x2 mm ölçülere sahip olan nikel pullar, ara tabaka olarak kullanılmıştır. Sürtünme kaynağı deneylerinde kullanılan malzemelerin kimyasal içeriği Çizelge 2.1’de verilmiştir.

Çizelge 2.1. Deneyde kullanılan malzemelerin kimyasal içeriği (% ağı)

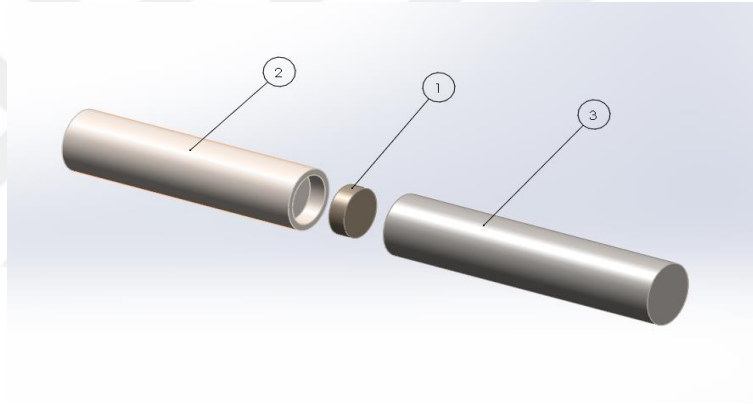
Malzeme	Fe	Ni	C	Cr	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	W
YKBDD	Kal.	0.5	3.2	27.4	1.16	2.3	0.01	0.02	2.3	0.03	0.4
AISI 1030	Kal.	-	0.36	-	0.25	0.8	0.02	0.04	-	-	-
Nikel	0.3	Kal.	0.06	0.02	0.6	-	0.006	-	0.68	0.2	0.4

2.2 Sürtünme Kaynak İşlemi Öncesi Malzemelerin Hazırlanması

Sürtünme kaynak işleminden önce AISI 1030 çelik çubukların kaynak edilecek yüzeylerinde, DMTG marka elektronik kontrollü CNC torna (Şekil 2.1) yardımıyla merkezden hedeflenerek Ø8x2 mm ölçülere sahip oluklar açılmıştır. Oluk açma işlemlerinden sonra tüm malzemelerin yüzeyleri kir ve pas gibi kalıntılardan temizlenerek kaba temizliği yapılmıştır. Bütün bu işlemlerden sonra farklı üretim parametrelerinde sürtünme kaynağı yapılacak olan malzemeler, sürtünme kaynak parametrelerine göre markalanmıştır. Açılan bu oluklara Ø8x2 mm ölçülere sahip nikel pullar yerleştirilerek, sürtünme kaynağı için hazır hale getirilmiştir. Sürtünme kaynağı öncesi deneylerde kullanılan malzemelerin şematik şekilleri Şekil 2.2’de verilmiştir.



Şekil 2.1. Deneyler sırasında kullanılan elektronik kontrollü CNC torna tezgahı



Şekil 2.2. Sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilecek olan malzemelerin şematik görünümü (1. Nikel ara tabaka, 2. AISI 1030, 3. YKBDD)

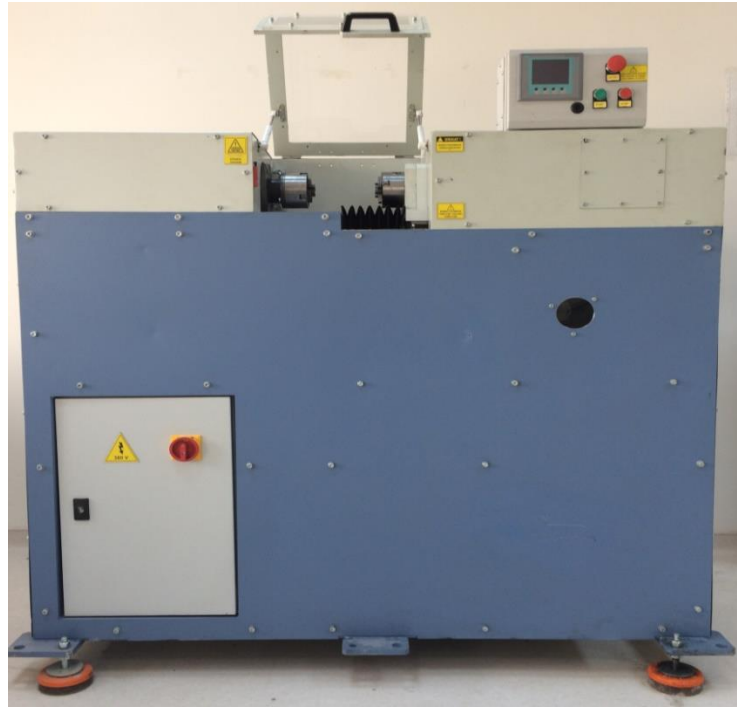
2.3 Sürtünme Kaynak İşlemi

Sürtünme kaynağı işlemi; Adıyaman Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarı'nda bulunan sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesiyle oda şartlarında yapılmıştır. Şekil 2.3'de ise sürtünme kaynağı deneylerinde kullanılan sürtünme kaynak makinası gösterilmiştir. Literatür incelemeleri sonucunda; nikel ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynak yöntemiyle yapılan kaynaklı birleştirmelerde mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerinde önemli etkiye sahip olan, devir sayısı ve sürtünme süresi parametreleri değişken olarak seçilmiştir. Bu çalışmada; devir sayısı (1600, 1800 ve 2000 dev/dk), sürtünme süresi (8,

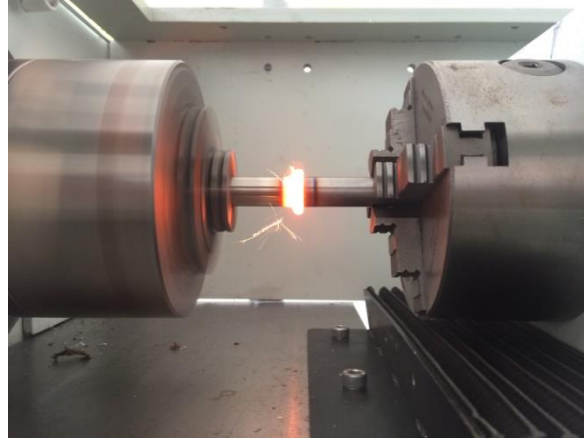
10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa), yığma süresi (8 sn) olarak alınıp farklı üretim parametrelerine sahip 9 farklı kaynaklı bağlantı elde edilmiştir. Nikel ara tabaka kullanılarak yapılan sürtünme kaynağı için Çizelge 2.2’de verilen düzende deneysel program belirlenmiştir. Ayrıca sürtünme kaynağı sırasında çekilen bir numunenin kaynak görüntüsü Şekil 2.4’de verilmiştir.

Çizelge 2.2. Deneylerde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri

Numune No	Devir Sayısı (dev/dk)	Sürtünme Süresi (sn)	Sürtünme Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (sn)
S1	1600	8	80	150	8
S2	1600	10	80	150	8
S3	1600	12	80	150	8
S4	1800	8	80	150	8
S5	1800	10	80	150	8
S6	1800	12	80	150	8
S7	2000	8	80	150	8
S8	2000	10	80	150	8
S9	2000	12	80	150	8



Şekil 2.3. Deneylerde kullanılan sürtünme kaynak makinası



Şekil 2.4. Sürtünme kaynağı sırasında çekilen bir görüntü

2.4 Mikroyapı İncelemeleri

Sürtünme kaynak işlemi sonrası kaynaklı bağlantıların yüzeyleri, Adıyaman Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarı'nda bulunan Metkon marka zımparalama ve parlatma cihazında sırasıyla 80-1200 mesh'lik zımpara kâğıtları kullanılarak karakterizasyon için hazır hale getirilmiştir. (Şekil 2.5). Bu işlem sırasında kaynaklı bağlantıların fazla ısınmaması, malzemenin homojen bir şekilde zımparalanması ve numunelerden çıkan talaşların numuneye zarar vermemesi için su kullanıldı. Daha sonra istenilen yüzey kalitesine ulaşmak için çuha (kumaş) ve 1-3 μm tane boyutuna sahip elmas pasta kullanılarak parlatma işlemi yapıldı. Kaynaklı bağlantıların yüzeylerinde parlatma sonrası kalabilecek elmas pasta kalıntılarından kurtulmak amacı ile kaynaklı bağlantılar etil alkol (etanol $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) içinde 8 dk kadar son bir temizleme işlemine tabi tutulup ve kurutucu yardımıyla iyice kurutuldular. Optik mikroskop incelemeleri için kaynaklı bağlantıların YKBDD tarafı; Vilella çözeltisi (1 gr Pikrik asit, 5 ml HCl ve 100 ml Etil alkol) ile dağlanırken, AISI 1030 çelik tarafı ise Nital ($\%2 \text{HNO}_3 + \%98$ Etil alkol) çözeltisi kullanılarak 3-5 sn süreyle dağlama işlemi tamamlanmıştır. Dağlanan kaynaklı bağlantıların mikroyapı fotoğrafları; Adıyaman Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'nda bulunan ve Şekil 2.6'da görülen LEICA DM750 marka optik mikroskop yardımıyla çekilmiştir.



Şekil 2.5. Deneylerde kullanılan zımparalama ve parlatma makinesi



Şekil 2.6. Deneylerde kullanılan optik mikroskop

2.5 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS) ve Elementel Haritalandırma Analizleri (Mapping)

Sürtünme kaynak sonrası, kaynak morfolojisinin yapısını ve hâkim olan fazların dağılımını görmek amacıyla; Adıyaman Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı'nda (ADYUMLAB) bulunan ZEISS EVO LS10 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve buna bağlı enerji dağılım spektroskopisi (EDS) ve elementel yüzey haritalandırma (Mapping) analiz cihazı kullanılmıştır (Şekil 2.7).



Şekil 2.7. Deneylerde kullanılan taramalı elektron mikroskobu (SEM)

2.6 Yüzey XRD Analizleri

Sürtünme kaynak sonrası kaynak ara yüzeyinde oluşan faz ve bileşikleri belirlemek için; İnönü Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı'nda bulunan XRD (X-ray diffractometer RadB-DMAX II) cihazı (Şekil 2.8), kullanılarak Cu K α radyasyonu, $\lambda=1,5418 \text{ \AA}$ dalga boyu ile 2θ olarak 2° den 80° ye kadar bir aralıkta ile testler yapıldı.



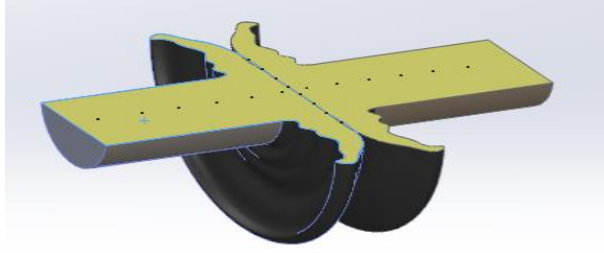
Şekil 2.8. Deneylerde kullanılan XRD cihazı

2.7 Mikrosertlik Ölçümü Analizi

Sürtünme kaynak sonrasındaki kaynaklı bağlantılarda meydana gelen mikrosertlik değişimlerini ölçmek için; Adıyaman Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'nda bulunan QNESS Q10 marka mikrosertlik cihazı (Şekil 2.9) kullanıldı. Mikrosertlik analiz noktalarının kaynaklı bağlantılar üzerindeki şematik görünümü Şekil 2.10'da detaylı olarak verilmiştir. Mikrosertlik değişimleri; 100 g yük 5 sn süreyle 0.5 mm aralıklarda ve Vickers (HV) skalasında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.9. Deneylerde kullanılan mikrosertlik cihazı



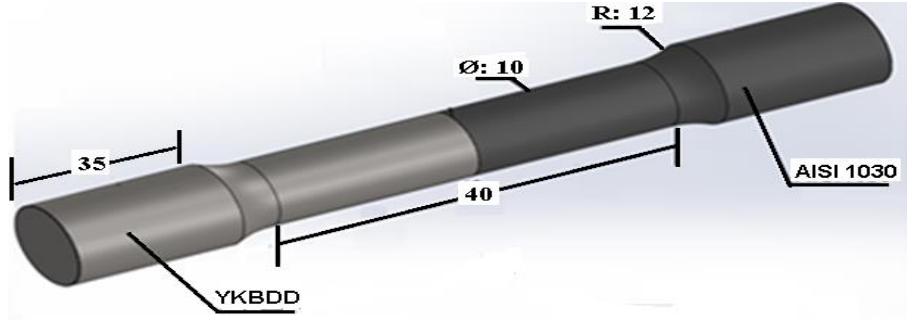
Şekil 2.10. Mikrosertlik analiz noktalarının kaynaklı bağlantı üzerindeki şematik görünümü

2.8 Çekme Testi Analizi

Sürtünme kaynağı işleminden sonra, maksimum çekme gerilme değerlerini belirlemek için kaynaklı bağlantılara soğuk çekme testi uygulanmıştır. Çekme test numuneleri (Şekil 2.11) ASTM E 8M-04 standartlarına uygun olarak Şekil 2.12’de verilen ölçülerde DMTG marka elektronik kontrollü CNC torna tezgâhında işlenerek yapılmıştır. Çekme testi deneyleri, Adıyaman Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı’nda (ADYUMLAB) bulunan 10 tonluk yük kapasitesine sahip Universal marka STS 2011 model çekme & basma test cihazında (Şekil 2.13) 1 mm/dk çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.11. Deneylerde kullanılan çekme test numuneleri



Şekil 2. 12. ASTM E 8M-04 standartlara uygun çekme test numunesinin şematik görünümü



Şekil 2.13. Deneylerde kullanılan çekme test cihazı

2.10. Kırık Yüzey Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi

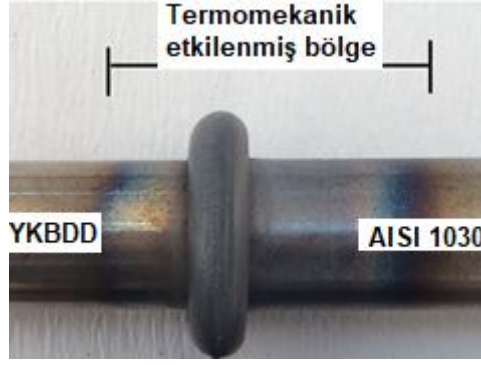
Kaynaklı numunelerin çekme testinden sonra kırık yüzey morfolojisini analiz etmek ve hâkim olan fazları belirlemek için; Adıyaman Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı'nda (ADYUMLAB) bulunan ZEISS EVO LS10 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve buna bağlı enerji dağılım spektroskopisi (EDS) yüzey analiz cihazı kullanılmıştır.

3. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

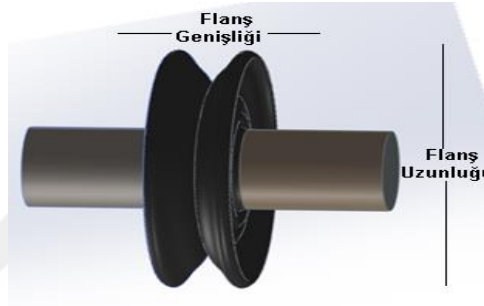
3.1. Makroyapı ve Boyut Analizleri

Farklı üretim parametreleri ve nikel ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmiş olan tüm kaynaklı bağlantıların, makro fotoğrafları incelendiğinde, sürtünme kaynak sonrası hiçbir kaynaklı bağlantıda aşırı soğuma hızına bağlı olarak, gözenek ve çatlakların oluşmadığı ve kaynaklı birleştirmelerin başarılı bir şekilde uygulandığı görülmektedir. S1-S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için, YKBDD tarafında dar bir termomekanik etkilenmiş bölge oluşurken, AISI 1030 çeliği tarafında ise daha geniş bir termomekanik etkilenmiş bölge oluştuğu gözlenmiştir (Şekil 3.1). Sürtünme kaynağı sırasında, mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşümü sonucu açığa çıkan kaynak ısısının YKBDD tarafında birim zamanda daha dar bir alana yayılmasından dolayı bu durum gözlemlenmektedir. Buna bağlı olarak, kullanılan malzemelerin ısı iletim katsayılarının farklı olması, termomekanik etkilenmiş bölgenin genişliği üzerinde önemli bir etkiye sahiptir.

S1-S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için, kaynaklı bağlantıların sürtünme kaynağı sırasında ara yüzeylerde meydana gelen; mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşmesi sonucu oluşan sıcaklık artışları, AISI 1030 çeliği tarafında çok daha fazla flanş oluşumuna neden olmuştur. Flanş oluşumu (Şekil 3.2), sürtünme kaynağı yapılan malzemelerin mekanik özelliklerine bağlı olarak oluşur. Nikel ara tabakalı tüm sürtünme kaynaklı kaynaklı bağlantılarda göreceli olarak birbirine yakın seviyelerde flanş oluşumu gözlemlenmiştir. Buna bağlı olarak kaynak bölgelerinde meydana gelen lokal ergimelerin ara yüzeyde plastik deformasyonun oluşmasına sebep olduğu belirlenmiştir. Oluşan bu plastik şekil değişimi sürtünme kaynağı sırasında en yüksek seviyelerdeyken, sürtünme kaynağı sonuna kadar devam etmektedir.

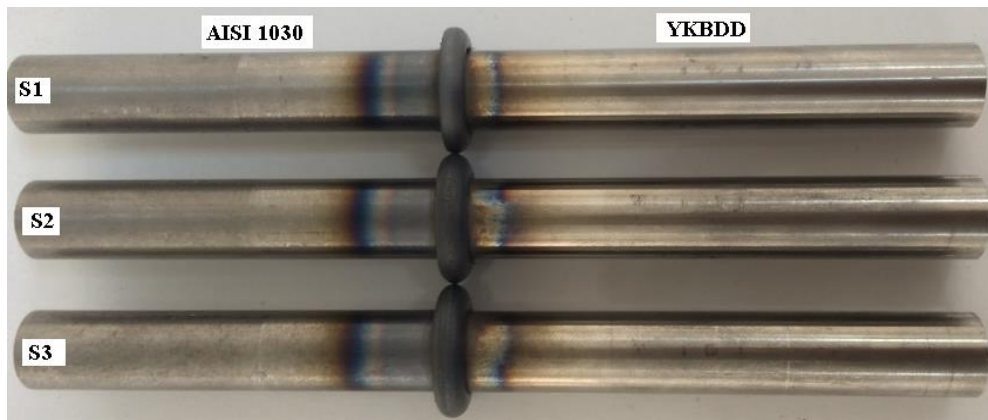


Şekil 3.1. Kaynaklı bağlantı üzerindeki termomekanik etkilenmiş bölgenin görünümü



Şekil 3.2. Sürtünme kaynak sonrası kaynaklı bağlantılarda meydana gelen flanşların şematik görünümü

Devir sayısı (1600 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların kaynak sonrası makro ve ara yüzey fotoğrafları Şekil 3.3'de verilirken, sürtünme kaynak sonrası oluşan flanş boyutları ve boyutsal değişimler Çizelge 3.1'de verilmiştir.





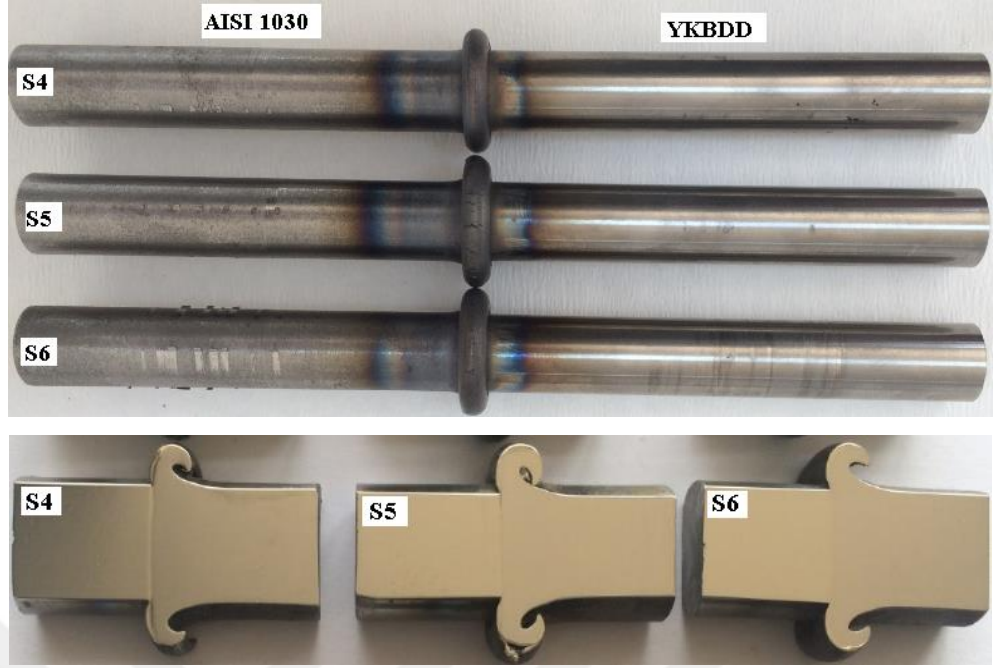
Şekil 3.3. S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri

Çizelge 3.1. S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılarda meydana gelen flanş boyutları ve boyutsal değişimler

Numune No	Flanş Genişliği (mm)	Flanş Uzunluğu (mm)	Boydan Kısalma (mm)
S1	3.88	18.42	3.7
S2	3.93	19.21	3.94
S3	3.98	20.06	4.13

Nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların, sürtünme kaynak işlemi sonrası flanş oluşumu ve kaynaklı bağlantılarda meydana gelen boyutsal değişimler sırasıyla S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılar için sırasıyla; 3.70, 3.94 ve 4.13 mm olarak kaydedilmiştir. Buna göre; en yüksek seviyede boyutsal değişimin S3 no'lu kaynaklı bağlantıda meydana geldiği tespit edilmiştir. En düşük sürtünme kaynağı parametrelerine sahip olan S1 no'lu kaynaklı bağlantıda ise en az boyutsal değişimin meydana geldiği görülmektedir. S1 no'lu kaynaklı bağlantıda boyutsal değişimin en az olması, sürtünme süresine (8 sn) bağlı olarak en az ısı girdisinin bu kaynaklı meydana gelmesinden kaynaklandığı söylenebilir.

Devir sayısı (1800 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların kaynak sonrası makro ve ara yüzey fotoğrafları Şekil 3.4'de verilirken, sürtünme kaynak sonrası oluşan flanş boyutları ve boyutsal değişimler Çizelge 3.2'de verilmiştir.



Şekil 3.4. S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri

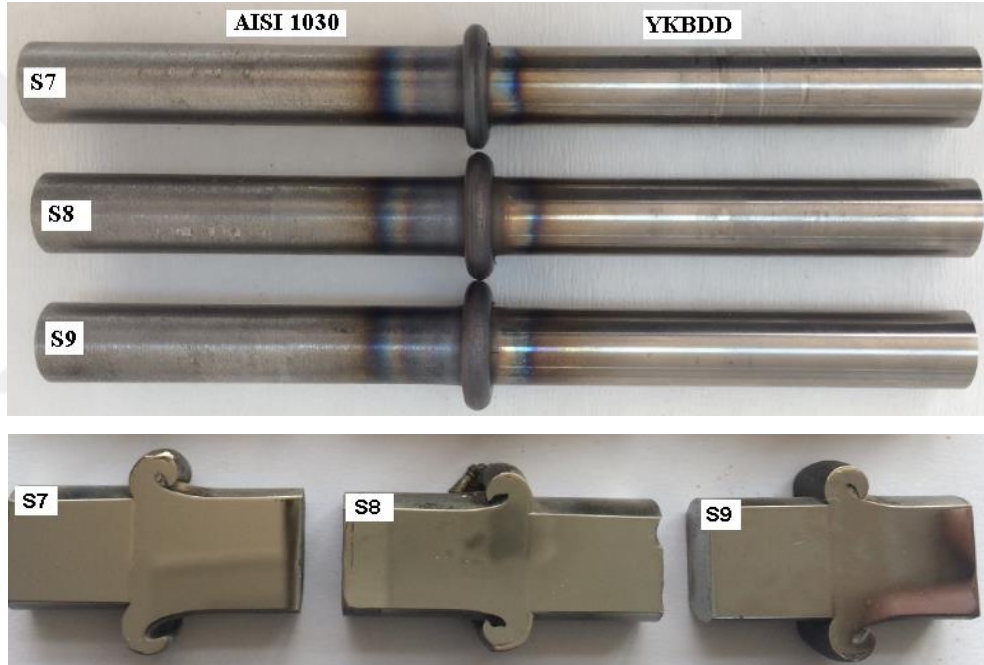
Çizelge 3.2. S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılarda flanş boyutları ve boyutsal değişimler

Numune No	Flanş Genişliği (mm)	Flanş Uzunluğu (mm)	Boydan Kısılma (mm)
S4	4	18.37	3.86
S5	4.11	19.42	4.19
S6	4.14	19.60	4.64

Nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların, sürtünme kaynak işlemi sonrası flanş oluşumu ve kaynaklı bağlantılarda meydana gelen boyutsal değişimler sırasıyla S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılar için sırasıyla; 3.86, 4.19 ve 4.64 mm olarak kaydedilmiştir. Buna göre en yüksek seviyede boyutsal değişimin S6 no'lu kaynaklı bağlantıda meydana geldiği tespit edilmiştir. Buna sebep olarak, artan devir sayısının kaynak ara yüzeyinde oluşturduğu yüksek sıcaklık gösterilebilir. Kaynak bölgesinde meydana gelen palstik deformasyonların oluşturduğu boyutsal değişim artan sürtünme süresi ve devir sayısı ile birlikte; S6 no'lu kaynaklı bağlantı daha viskoz hale gelmekte ve bu kaynaklı bağlantının boyutsal değişimini daha kolay hale getirmektedir. Ayrıca; makrofotoğraflardan da görüldüğü üzere 1800 dev/dk devir hızına sahip S4,

S5,ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların termomekanik etkilenmiş bölgesi, önceki deney gruplarında bulunan S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara göre daha geniştir. Buna sebep olarak ise; artan devir sayısının bu bölgede oluşturduğu yüksek sıcaklık artışları gösterilebilir.

Devir sayısı (2000 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların kaynak sonrası makro ve ara yüzey fotoğrafları Şekil 3.5'de verilirken, sürtünme kaynak sonrası oluşan flanş boyutları ve boyutsal değişimler Çizelge 3.3'de verilmiştir.



Şekil 3.5. S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait makro ve kaynak ara yüzey görüntüleri

Çizelge 3.3. S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılarda flanş boyutları ve boyutsal değişimler

Numune No	Flanş Genişliği (mm)	Flanş Uzunluğu (mm)	Boydan Kısalma (mm)
S7	3.63	18.48	4.1
S8	4.08	19.35	5.64
S9	4.02	19.28	5.98

Nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların, sürtünme kaynak işlemi sonrası flanş oluşumu ve kaynaklı bağlantılarda meydana gelen boyutsal değişimler sırasıyla S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için sırasıyla; 4.1, 5.64 ve 5.98 mm olarak ölçülmüştür. Buna göre; en yüksek seviyede boyutsal değişimin, S9 no'lu kaynaklı bağlantıda meydana geldiği tespit edilmiştir. Artan devir sayısı ve sürtünme süresine bağlı olarak bu gruptaki kaynaklı bağlantıların boyutsal değişim miktarlarında önemli artışların olduğu görülmektedir. En yüksek üretim parametrelerine sahip olan S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için; eksenel basıncın etkisiyle dışarı taşan malzeme miktarı arttığından dolayı en yüksek boyutsal değişimlerin bu grupta meydana geldiğini söylemek mümkündür. Sürtünme kaynak sonrası tüm üretim parametrelerinde birleştirilen kaynaklı bağlantılarda, meydana gelen boyutsal değişim farklılıklarının lineer olmadığı ve artan sürtünme süresi ve devir sayısı ile doğrudan bir bağlantı tespit edilememiştir. Fakat artan sürtünme süresinin ve devir sayısının boyutsal değişimler üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu açıkça gözlemlenmiştir.

3.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri

Malzemelerin katılaşması sırasında ana alaşım elementlerinden olan karbonun yapıdaki değerine bakarak o malzemenin hipötektik ya da hiperötektik yapıda olduğunu tahmin etmek zordur. Çünkü yapı içindeki diğer alaşım elementleri de katılaşma sırasında karbon gibi davranarak yapının hipötektik ya da hiperötektik bir yapıya sahip olduğunu belirleyen diğer faktörlerdir. Bu yüzden malzemelerin katılaşma sonrasında bize bilgi veren karbon eşdeğer formülleri kullanılır. Buna göre; diğer elementlerin varlığı karbon eşdeğer formülünde yazılarak, katılaşma sonrası yapıda meydana gelebilecek fazların tahmini yapılabilir [63].

Deneylerde kullanılan AISI 1030 çeliğinin kaynak öncesi orijinal mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı Şekil 3.6'da verilmiştir. Yapılan literatür taramasında kaynak öncesi AISI 1030 çeliğinin yapısı ferrit ve perlit fazlarından oluşmuş olup, hemen hemen tanelerin dağılımları eşittir (siyah bölgeler = Perlit; beyaz bölgeler = Ferrit). Ayrıca, yapıdaki taneler eş yönlendirilmiştir. Sürtünme kaynak öncesi deney malzemelerinin mikroyapı analizleri kaynak kalitesi açısından önemli bir yere

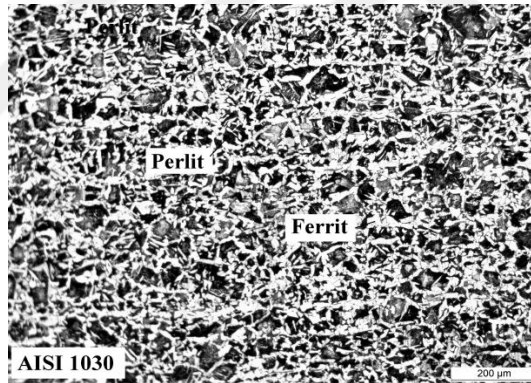
sahiptir. AISI 1030 çeliğinin kaynak kabiliyeti ve sertleşme eğilimi, malzeme kompozisyonu esas alınarak karbon eşdeğeri formülü ile belirlenmiştir. Buna göre;

$$Ceş = \% C + \% Mn / 6 + \% Si / 24 + \% Ni / 40 + \% Cr / 5 + \% Mo / 4$$

$$Ceş = 0.36 + 0.8 / 6 + 0.25 / 24$$

Ceş = 0.63 olarak bulundu.

Ceş > 0.45 olduğundan dolayı, AISI 1030 çeliği sürtünme kaynağı sonrasında lokal ergimelerin meydana geldiği yerlerin katılaşması sırasında martenzitik dönüşümlerin yaşanması muhtemeldir. Lippold ve Kotecki'nin 2005 yılında yaptığı bir çalışma göstermektedir ki; kaynaktan sonra meydana gelen soğuma hızına bağlı olarak meydana gelen kafes parametrelerinin farklılıklarından dolayı kaynaklı bağlantılarda çatlama ve şekil bozukluğu olarak kendini gösterecektir. Fakat sürtünme kaynağında tam ergime oluşmadan birleşme sağlandığı için bu kırılmalar ve bozulmalar en aza indirgenmektedir [63, 64].



Şekil 3.6. Sürtünme kaynak öncesi AISI 1030 çeliğinin orijinal mikroyapı fotoğrafı

Deneylerde kullanılan YKBDD'nin kaynak öncesi orijinal mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı Şekil 3.7'de verilmiştir. YKBDD'nin karbon eşdeğerliği, malzeme kompozisyonu esas alınarak aşağıdaki karbon eşdeğeri formülü ile belirlenmiştir:

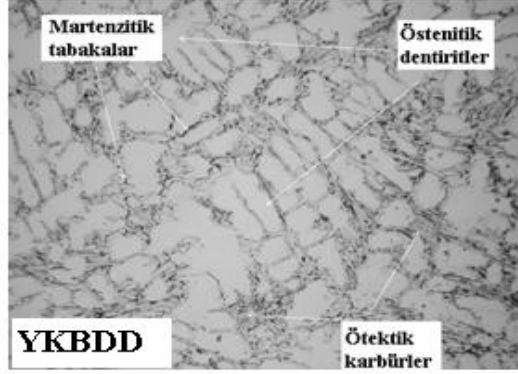
$$Ceş = \%C + (\%Si + \%P) / 3$$

$$Ceş = 3.2 + (1.16 + 0.01) / 3$$

$$Ceş = 3.59$$

Ceş < 4.3 olduğundan dolayı, nikel ara tabakalı sürtünme kaynağı deneyinde kullanılan YKBDD'nin hipoötektik bir yapıya sahip olduğu, karbon eşdeğer

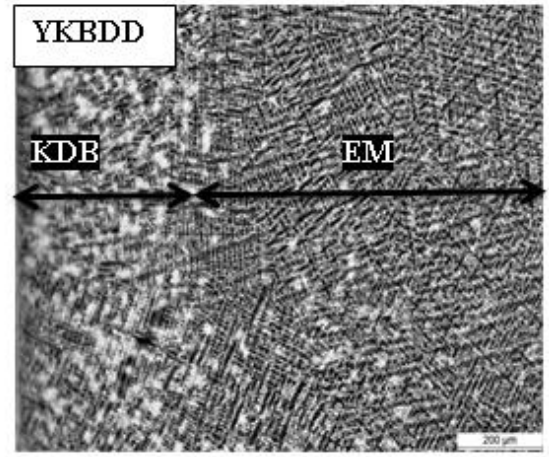
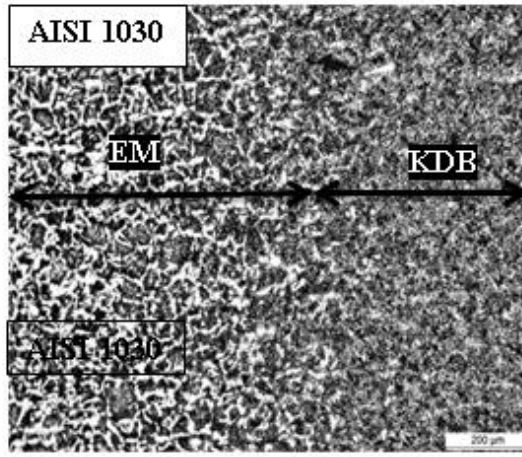
formülünden çıkan sonuca göre tahmin edilmiştir. Yani hipoötektik bir beyaz dökme demirde katılaşma, östenit dendritlerinin kristalleşmesiyle başlar. Grafit oluşumuna izin vermez [65].



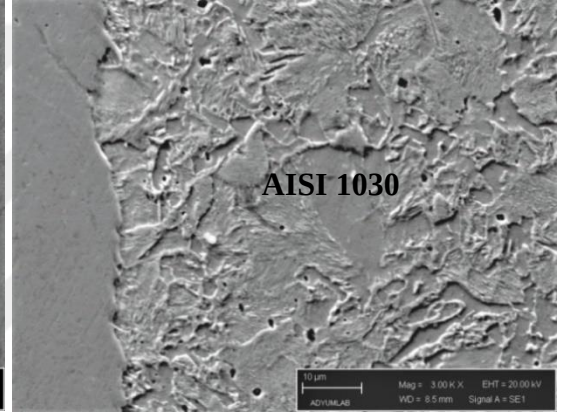
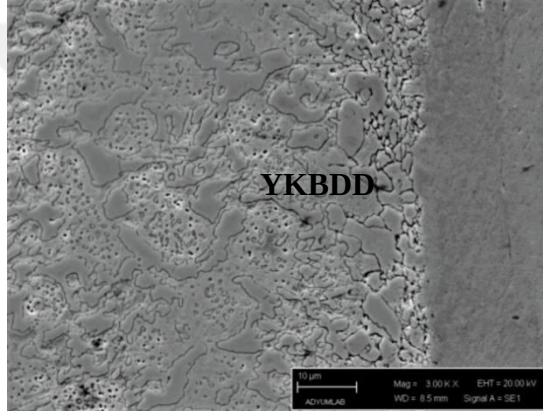
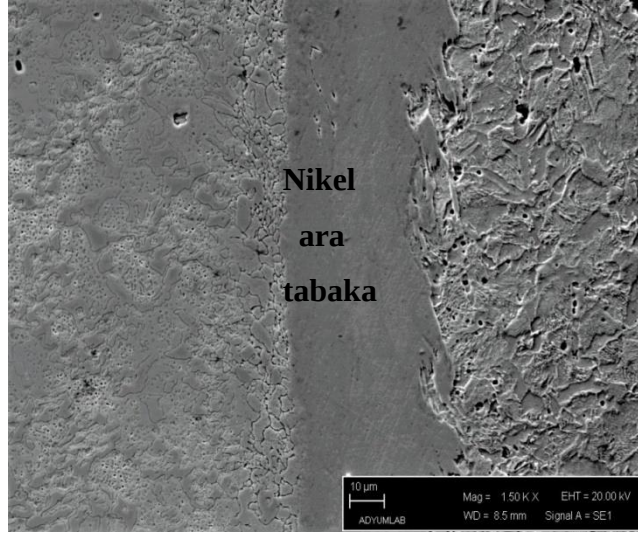
Şekil 3.7. Sürtünme kaynak öncesi YKBDD'nin orijinal mikroyapı fotoğrafı

3.3. Kaynaklı Bağlantıların Ara yüzeyinden Alınan Mikroyapı, SEM ve EDS Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1600 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası ara yüzey optik, SEM fotoğrafları ve EDS analizleri Şekil 3.8 - Şekil 3.19'da verilmiştir.



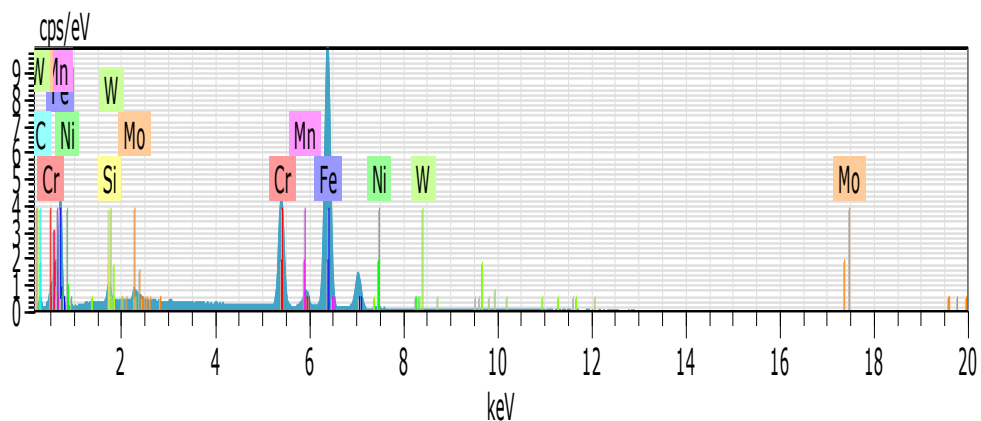
Şekil 3.8. S1 no'lu kaynaklı bağlantının optik fotoğraf görüntüleri



Şekil 3.9. S1 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri



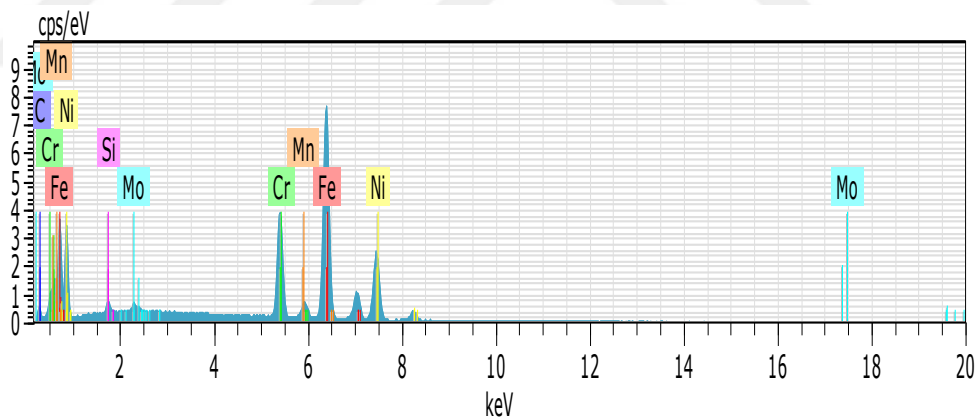
Şekil 3.10. S1 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	67.68	72.90	59.72	1.84
Cr	24	K-series	15.19	16.36	14.39	0.44
C	6	K-series	5.27	5.68	21.63	1.13
Mo	42	L-series	1.90	2.05	0.98	0.11
Si	14	K-series	1.12	1.20	1.96	0.08
Ni	28	K-series	0.76	0.82	0.64	0.07
Mn	25	K-series	0.68	0.73	0.61	0.06
W	74	L-series	0.24	0.26	0.06	0.05

Total: 92.84 100.00 100.00

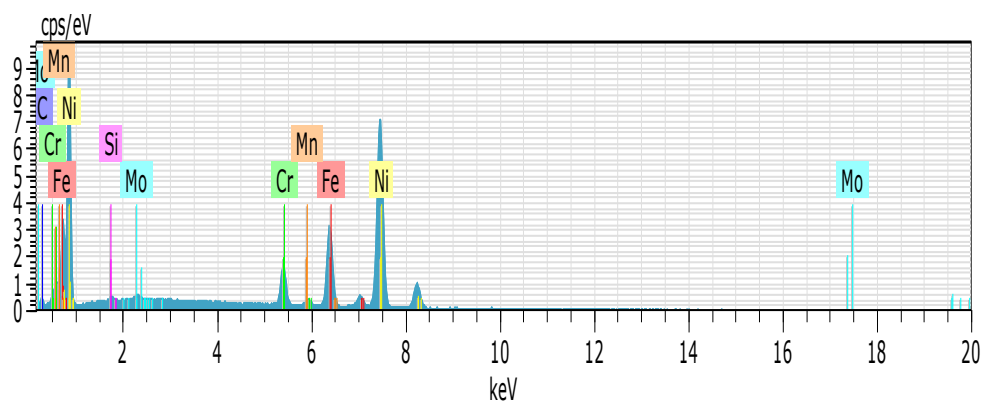
Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	44.80	50.54	41.01	1.23
Ni	28	K-series	22.23	25.08	19.36	0.64
Cr	24	K-series	13.50	15.23	13.27	0.40
C	6	K-series	5.61	6.33	23.89	1.17
Mo	42	L-series	1.23	1.39	0.66	0.08
Si	14	K-series	0.71	0.80	1.29	0.06
Mn	25	K-series	0.56	0.63	0.52	0.05

Total: 88.63 100.00 100.00

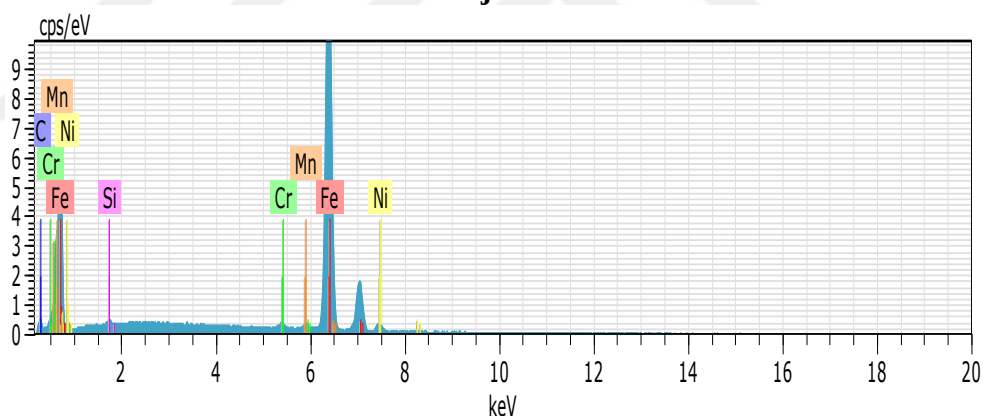
Object 2



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	49.91	67.12	53.50	1.37
Fe	26	K-series	13.88	18.66	15.63	0.41
Cr	24	K-series	5.16	6.94	6.25	0.18
C	6	K-series	4.49	6.04	23.53	0.99
Mo	42	L-series	0.54	0.72	0.35	0.05
Si	14	K-series	0.28	0.37	0.62	0.04
Mn	25	K-series	0.11	0.14	0.12	0.03

Total: 74.37 100.00 100.00

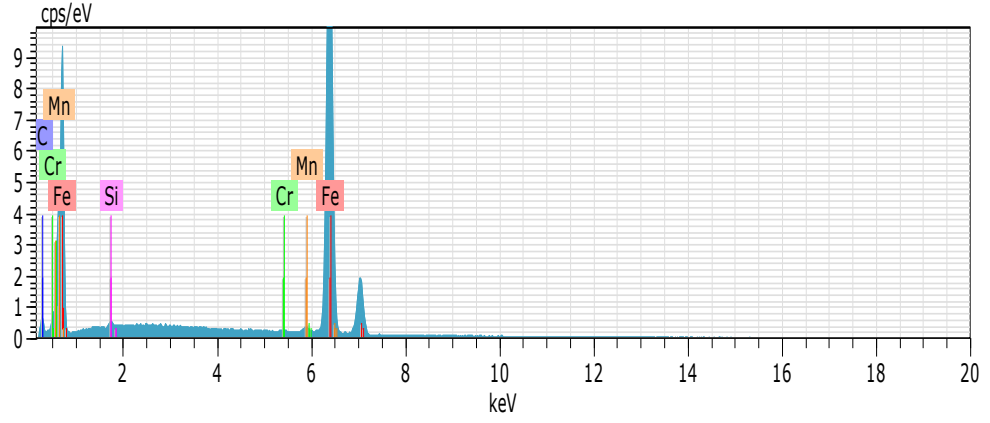
Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	82.86	88.93	71.19	2.24
C	6	K-series	6.31	6.77	25.21	1.30
Ni	28	K-series	2.61	2.80	2.13	0.12
Cr	24	K-series	0.58	0.62	0.53	0.05
Mn	25	K-series	0.57	0.61	0.49	0.05
Si	14	K-series	0.25	0.27	0.43	0.04

Total: 93.18 100.00 100.00

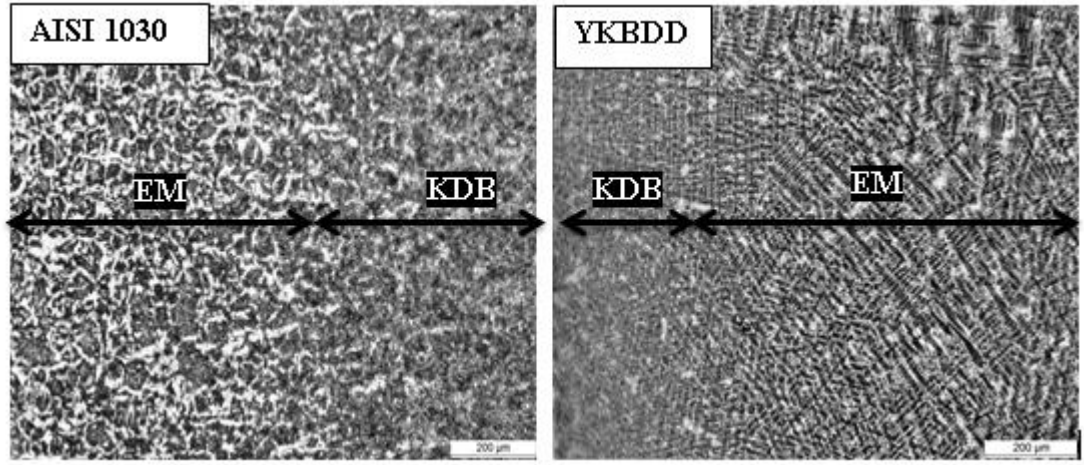
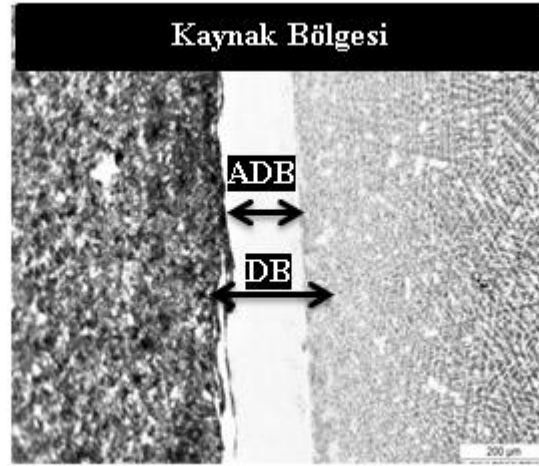
Object 4



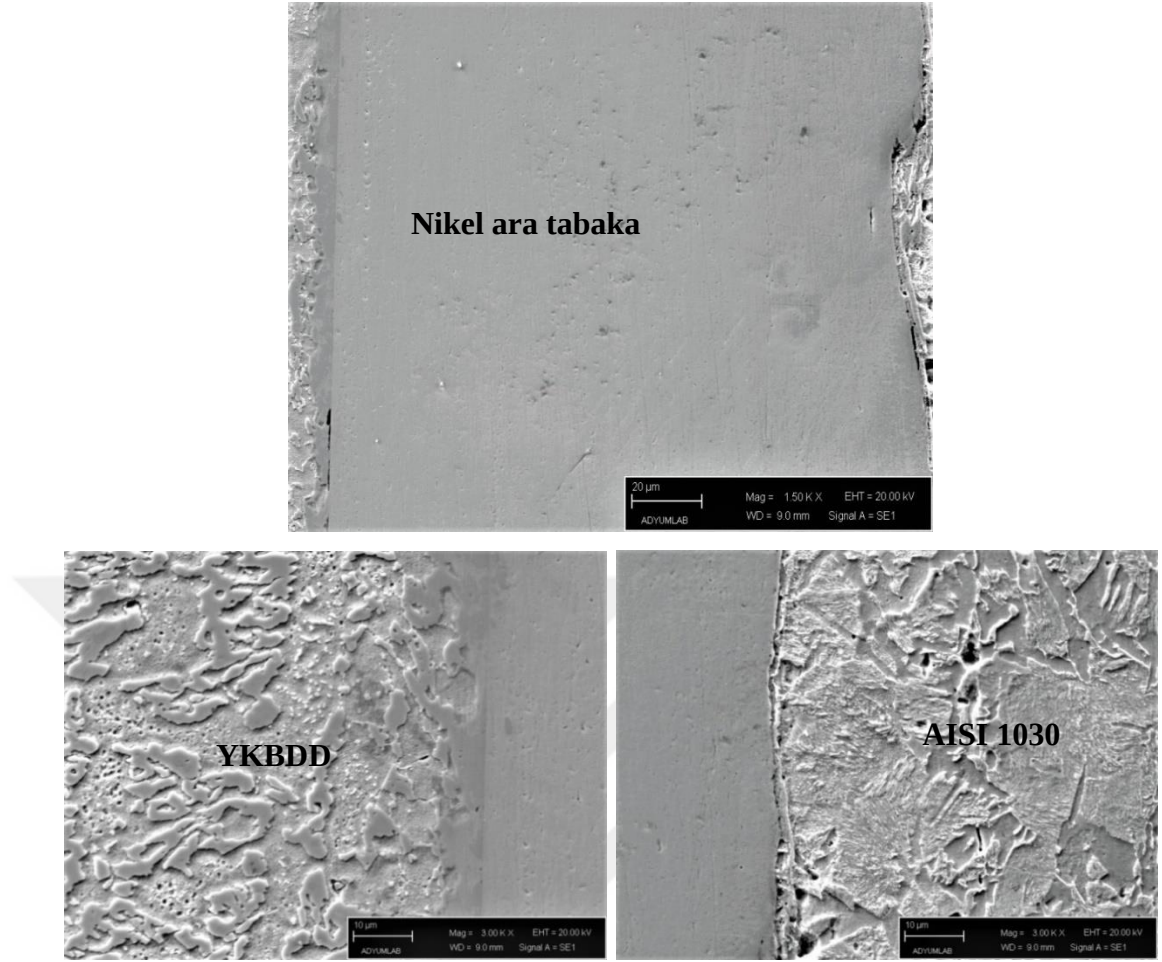
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	87.79	91.30	71.28	2.37
C	6	K-series	7.32	7.62	27.65	1.47
Mn	25	K-series	0.67	0.69	0.55	0.05
Si	14	K-series	0.26	0.27	0.43	0.04
Cr	24	K-series	0.11	0.12	0.10	0.03
Total:			96.16	100.00	100.00	

Object 5

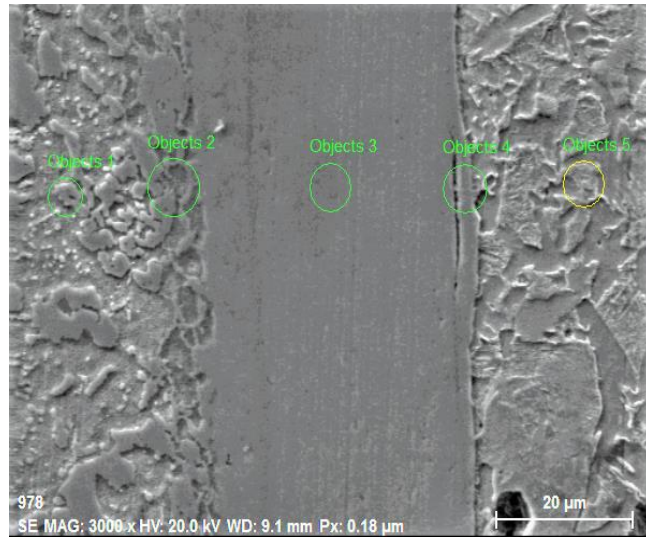
Şekil 3.11. S1 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



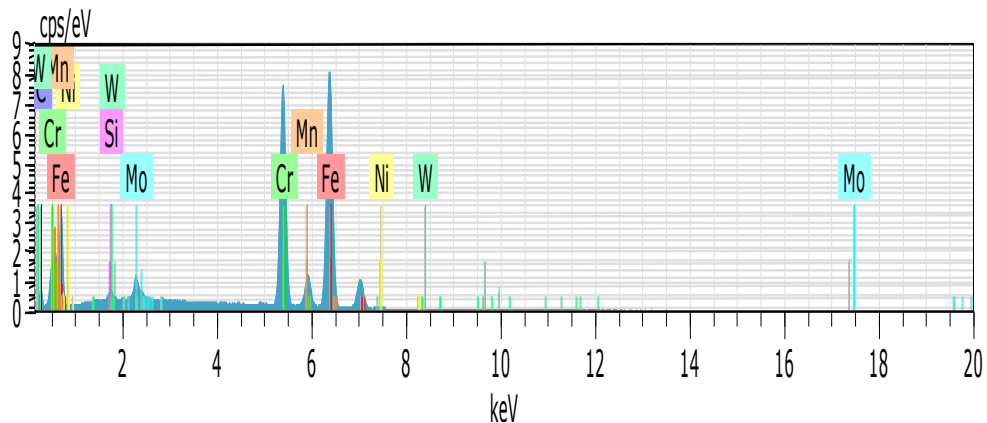
Şekil 3.12. S2 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.13. S2 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri



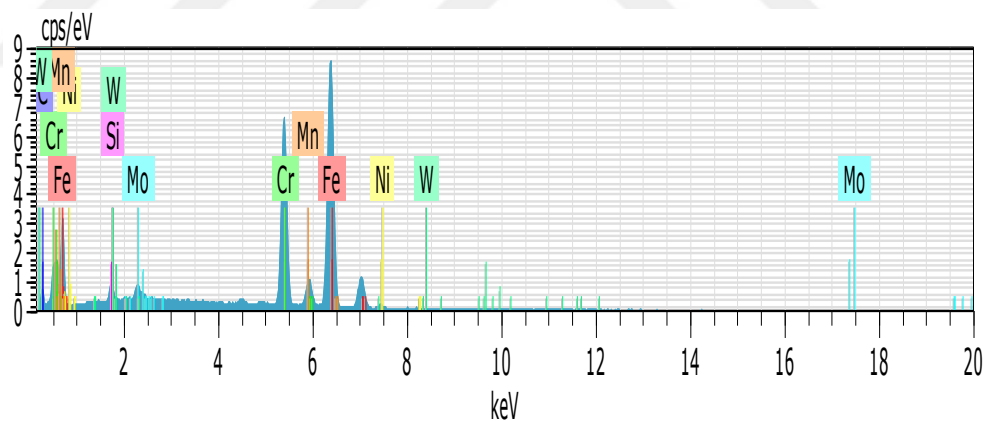
Şekil 3.14. S2 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	51.79	57.74	43.92	1.42
Cr	24	K-series	25.59	28.53	23.31	0.72
C	6	K-series	7.43	8.28	29.30	1.42
Mo	42	L-series	2.95	3.29	1.46	0.14
Mn	25	K-series	0.78	0.88	0.68	0.06
Ni	28	K-series	0.53	0.59	0.43	0.06
Si	14	K-series	0.52	0.58	0.88	0.05
W	74	L-series	0.10	0.11	0.03	0.04

Total: 89.70 100.00 100.00

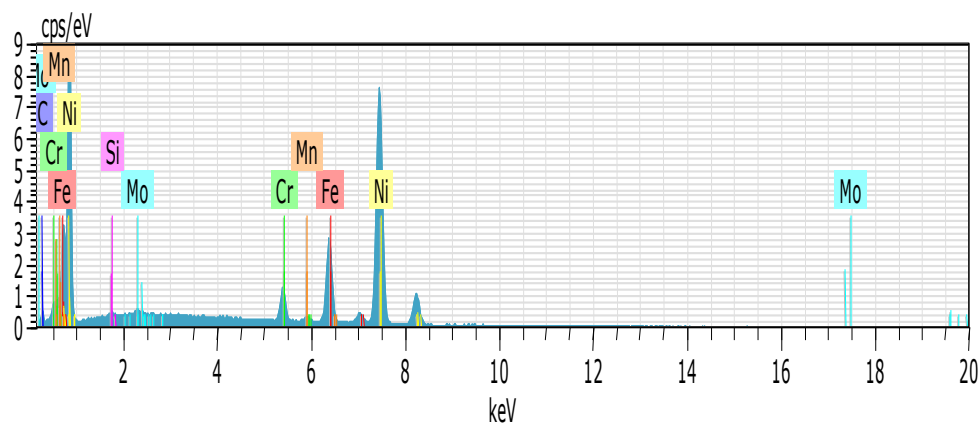
Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	49.35	62.27	46.88	1.35
Cr	24	K-series	19.15	24.16	19.53	0.55
C	6	K-series	6.72	8.48	29.70	1.28
Mo	42	L-series	2.02	2.55	1.12	0.11
Si	14	K-series	0.97	1.23	1.84	0.07
Ni	28	K-series	0.92	1.16	0.83	0.07
Mn	25	K-series	0.10	0.13	0.10	0.03
W	74	L-series	0.01	0.01	0.00	0.03

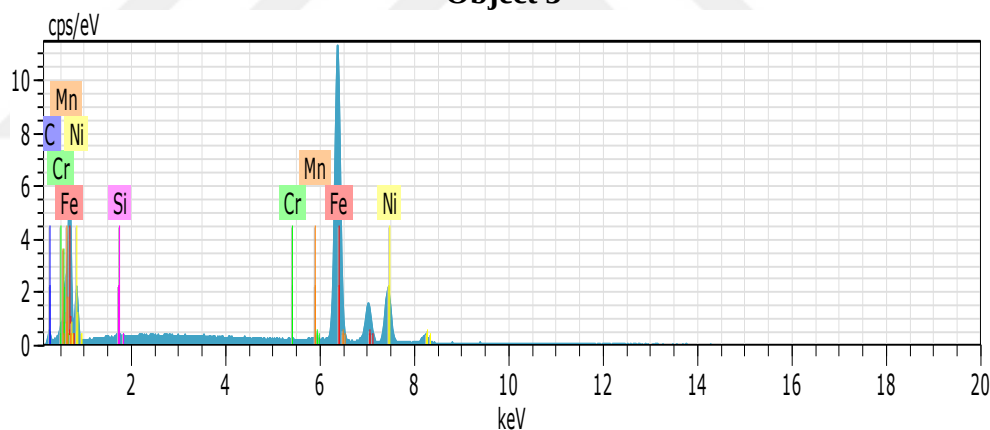
Total: 79.25 100.00 100.00

Object 2



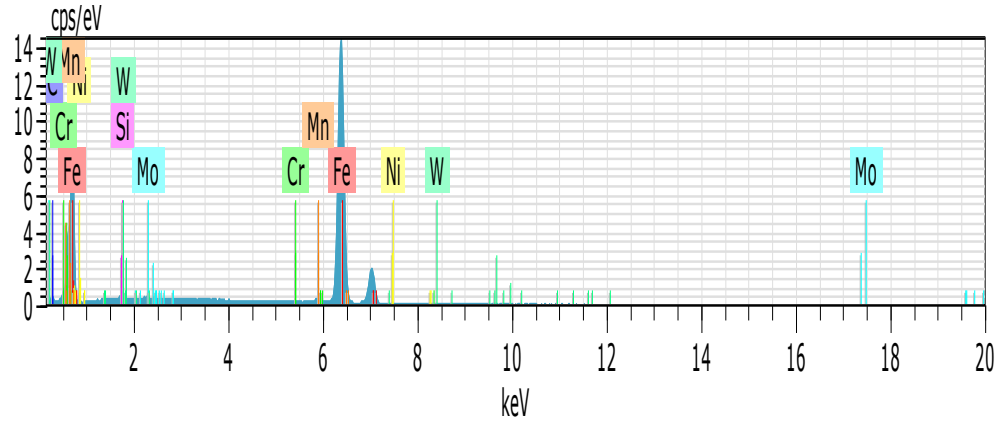
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	63.46	73.03	57.33	1.74
Fe	26	K-series	12.87	14.81	12.21	0.38
C	6	K-series	5.85	6.74	25.84	1.24
Cr	24	K-series	3.54	4.07	3.61	0.13
Mo	42	L-series	0.77	0.89	0.43	0.06
Si	14	K-series	0.21	0.24	0.39	0.04
Mn	25	K-series	0.19	0.22	0.19	0.04
Total:			86.90	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	64.04	71.68	58.45	1.74
Ni	28	K-series	18.86	21.11	16.38	0.55
C	6	K-series	5.75	6.43	24.38	1.20
Mn	25	K-series	0.46	0.51	0.43	0.05
Si	14	K-series	0.16	0.18	0.29	0.04
Cr	24	K-series	0.07	0.08	0.07	0.03
Total:			89.34	100.00	100.00	

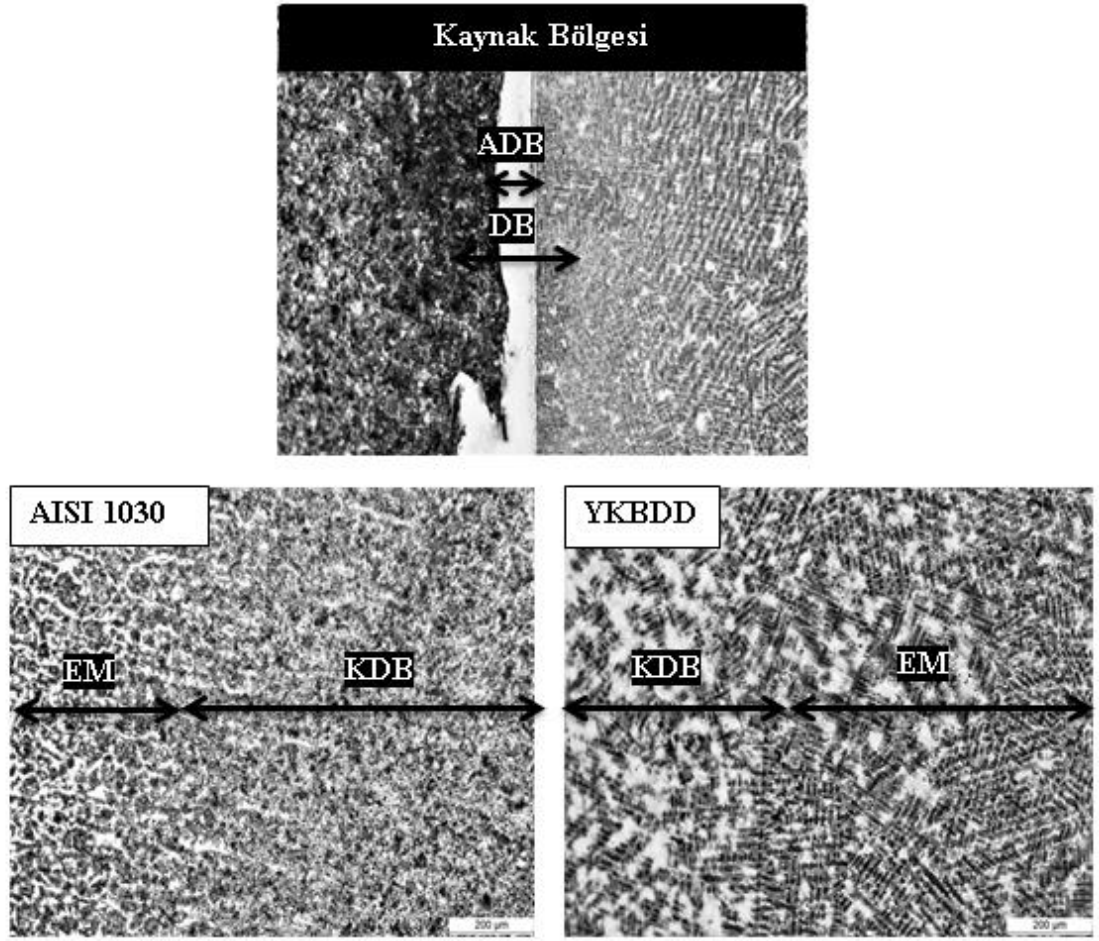
Object 4



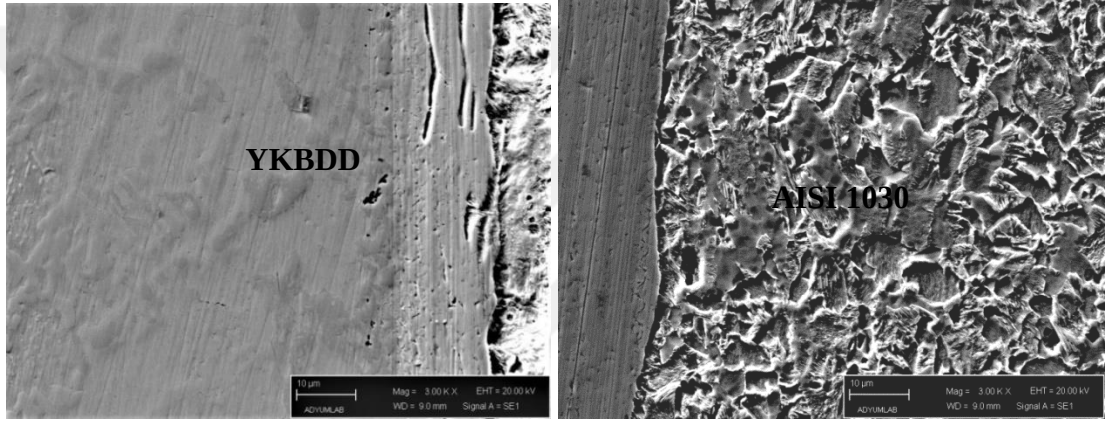
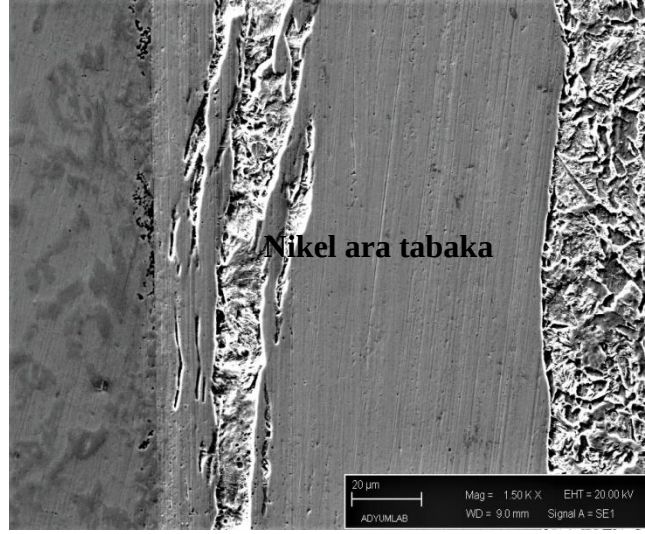
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	86.74	92.12	74.05	2.34
C	6	K-series	6.26	6.65	24.86	1.31
Mn	25	K-series	0.67	0.71	0.58	0.05
Si	14	K-series	0.20	0.21	0.34	0.04
W	74	L-series	0.11	0.11	0.03	0.04
Cr	24	K-series	0.08	0.08	0.07	0.03
Ni	28	K-series	0.06	0.06	0.05	0.03
Mo	42	L-series	0.05	0.05	0.03	0.03
Total:			94.16	100.00	100.00	

Object 5

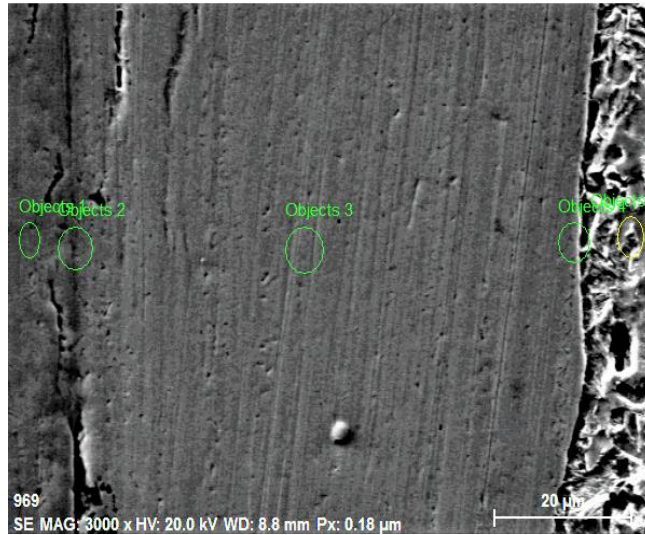
Şekil 3.15. S2 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



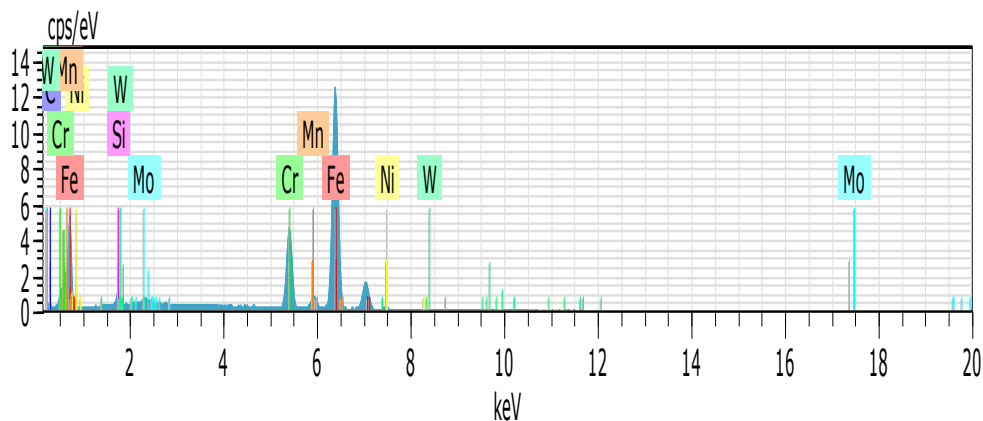
Şekil 3.16. S3 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.17. S3 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri



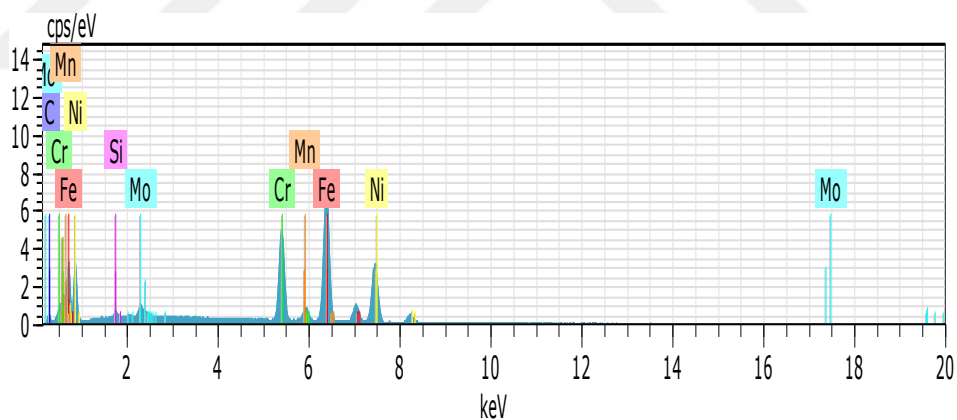
Şekil 3.18. S3 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	68.54	75.36	63.39	1.86
Cr	24	K-series	13.80	15.18	13.71	0.41
C	6	K-series	4.31	4.74	18.53	0.97
Mo	42	L-series	1.29	1.42	0.69	0.08
Ni	28	K-series	1.11	1.22	0.97	0.08
Si	14	K-series	1.06	1.17	1.95	0.08
Mn	25	K-series	0.77	0.85	0.72	0.06
W	74	L-series	0.07	0.08	0.02	0.04

Total: 90.95 100.00 100.00

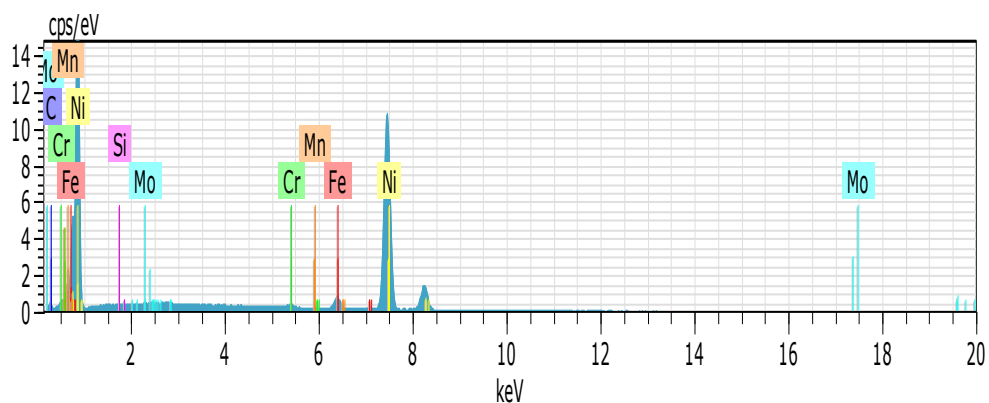
Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	37.25	42.66	34.90	1.03
Ni	28	K-series	25.93	29.70	23.12	0.74
Cr	24	K-series	15.45	17.69	15.54	0.45
C	6	K-series	5.49	6.29	23.92	1.15
Mo	42	L-series	2.25	2.57	1.23	0.12
Mn	25	K-series	0.53	0.61	0.51	0.05
Si	14	K-series	0.42	0.48	0.78	0.05

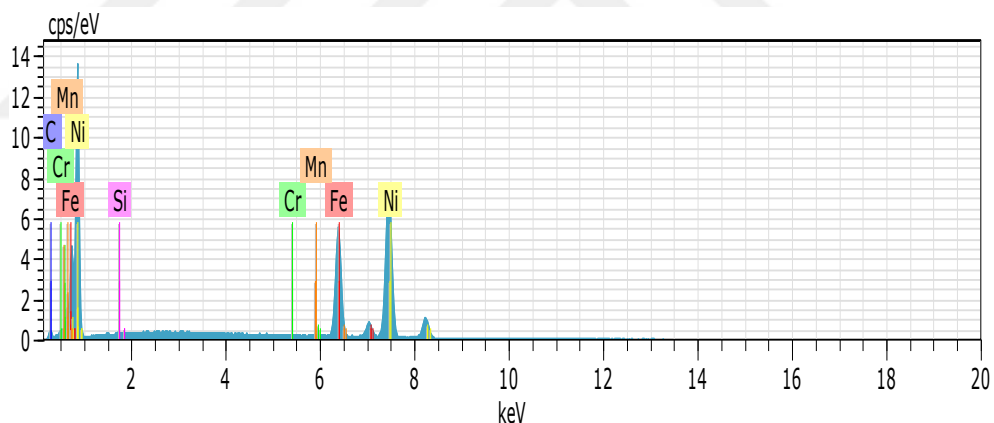
Total: 87.32 100.00 100.00

Object 2



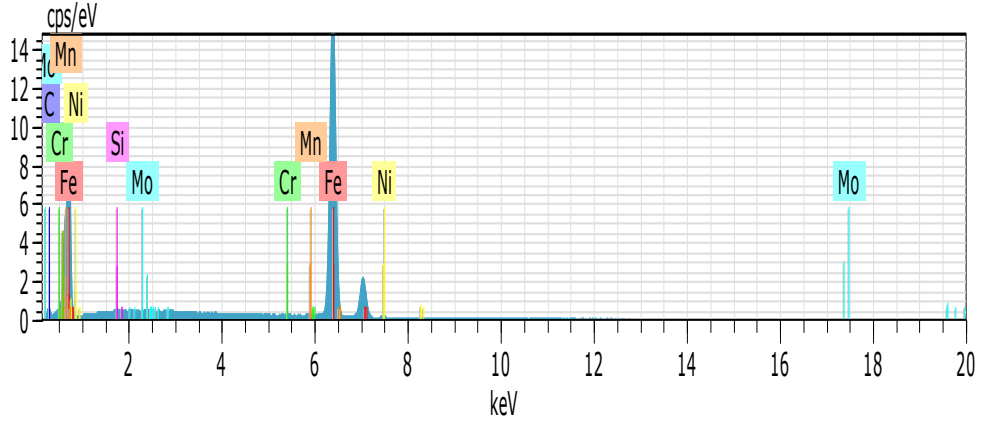
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	79.57	90.41	73.15	2.16
C	6	K-series	5.29	6.01	23.77	1.20
Fe	26	K-series	2.47	2.80	2.38	0.10
Cr	24	K-series	0.54	0.62	0.56	0.05
Mo	42	L-series	0.10	0.11	0.06	0.04
Si	14	K-series	0.03	0.04	0.06	0.03
Mn	25	K-series	0.01	0.02	0.01	0.03
Total:			88.02	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	56.13	66.18	53.98	1.54
Fe	26	K-series	23.75	28.01	24.01	0.67
C	6	K-series	4.60	5.42	21.60	1.03
Mn	25	K-series	0.17	0.20	0.18	0.04
Cr	24	K-series	0.10	0.12	0.11	0.03
Si	14	K-series	0.06	0.07	0.12	0.03
Total:			84.81	100.00	100.00	

Object 4



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	86.72	91.94	73.74	2.34
C	6	K-series	6.33	6.71	25.03	1.32
Mn	25	K-series	0.61	0.64	0.53	0.05
Ni	28	K-series	0.28	0.30	0.23	0.05
Si	14	K-series	0.20	0.21	0.34	0.04
Cr	24	K-series	0.13	0.14	0.12	0.03
Mo	42	L-series	0.05	0.05	0.03	0.03
Total:			94.32	100.00	100.00	

Object 5

Şekil 3.19. S3 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları

S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların optik ve SEM fotoğrafları incelendiğinde, 1600 dev/dk devir sayısına ve farklı sürtünme sürelerine (8, 10 ve 12 sn) maruz bırakılan S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılarda; sürtünme kaynağı sonrası nikel ara tabakanın YKBDD ile AISI 1030 malzeme çifti arasında homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca; nikel ara tabakanın bir astar görevi görerek yapıda boşluk ya da gözenek bırakmadığı SEM fotoğraflarından anlaşılmaktadır. Nikel ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynağı yapılan S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde, literatürde belirtildiği gibi aşırı deforme olmuş bölge (ADB), deforme olmuş bölge (DB), kısmen deforme olmuş bölge (KDB) ve esas metal olmak üzere dört farklı bölge tespit edilmiştir [66]. Özdemir ve arkadaşlarının 2005 yılında yaptığı çalışmaya göre; sürtünme kaynağı esnasında açığa çıkan bu ısı, dört farklı bölgede farklı değerlerde meydana geldiği için bu bölgelerin oluşumuna sebebiyet vermiştir. Yine benzer olarak, YKBDD tarafında da kaynak bölgesinin hemen yanında dar bir termomekanik etkilenmiş bölgenin varlığı görülmektedir. Sürtünme süresinin artmasıyla birlikte, ısı girdisi artırmakta olup, bu durum; AISI 1030 çeliği tarafında bir

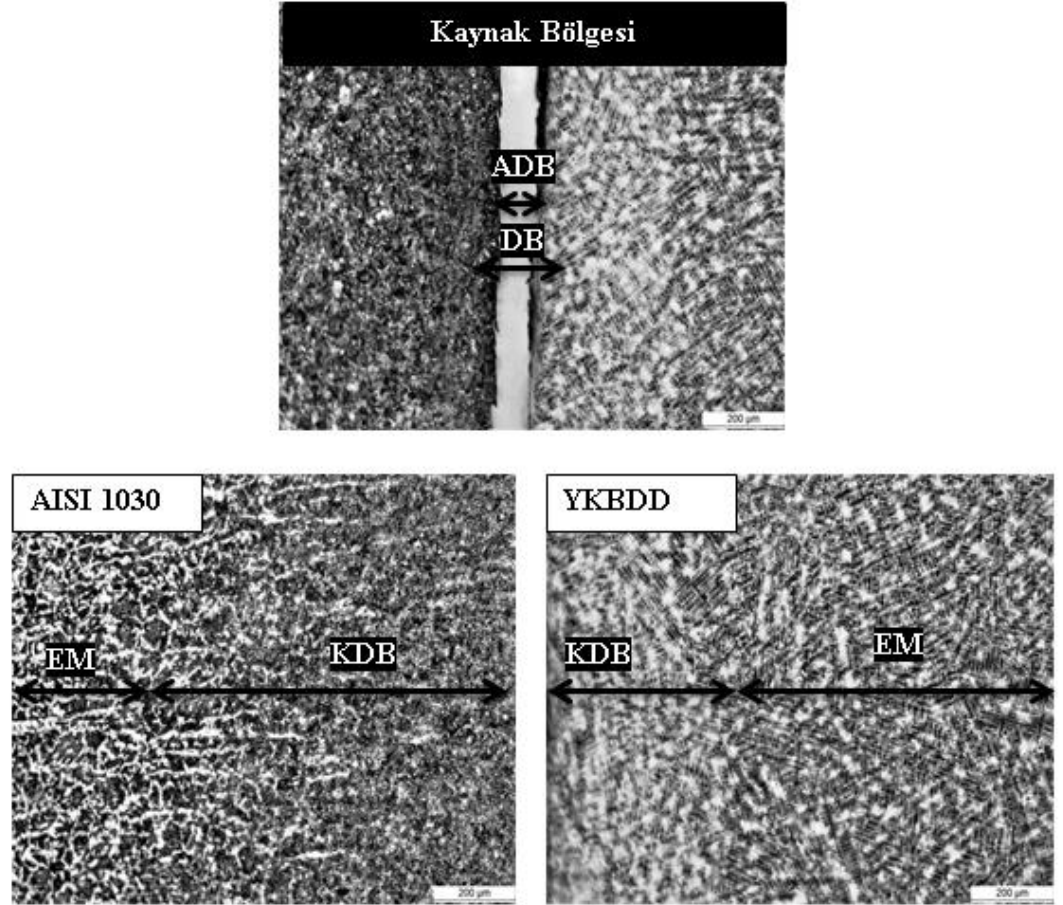
tavlama etkisi meydana getirmektedir. Bu nedenden dolayı; kaynak ara yüzeye yakın bölgelerdeki, AISI 1030 tarafında ani soğuma hızına ve şiddetli plastik deformasyona bağlı olarak martenzitik yapıların oluşabileceğini söylemek mümkündür [67].

Ayrıca SEM fotoğraflarında yapılan ölçeklendirme ile S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılar için ölçülen nikel ara tabakanın kalınlıkları sırasıyla; 83, 168 ve 55 μm olarak ölçülmüştür. Yapılan araştırmalar göstermiştir ki; sürtünme süresi ile ara tabaka kalınlığı arasında direk bir bağlantı vardır. Buna göre; artan sürtünme süresi beraberinde azalan ara tabaka kalınlığını getirmektedir. Çünkü sürtünme ısıyla daha viskoz yapıda olan kaynak bölgesindeki nikel ara tabaka malzemesi, merkezkaç kuvvetiyle dışarı atılmaya daha çok elverişlidir. Fakat sürtünme süresinin en yüksek olduğu (10 sn) S2 no'lu kaynaklı bağlantıda bu durum gözlemlenememiştir. Sürtünme kaynağı sırasında oluşan sert fazların (Cr_xC_y) ve kaynak bölgesindeki inklüzyonların bu duruma izin vermediği düşünülmektedir.

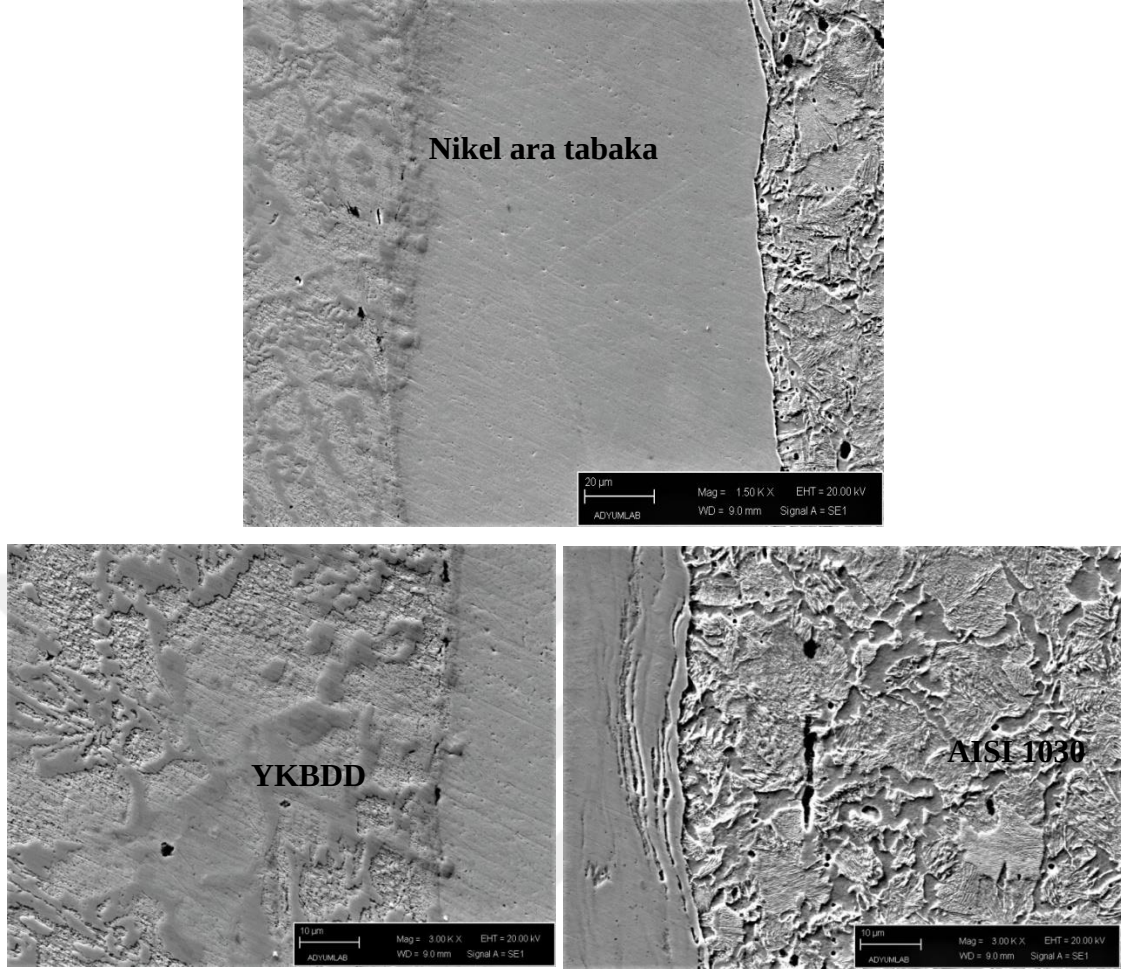
S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları incelendiğinde; sürtünme ısısından kaynaklanan ara yüzeylerdeki sıcaklık artışı AISI 1030 ve YKBDD arasındaki malzeme difüzyonunu kolaylaştırmıştır. Fakat esas metale doğru gidildikçe element difüzyonunun azaldığı ve malzemelerin kendi içyapılarında bulunan orijinal elementel yüzdelere yaklaşıldığı tespit edilmiştir. Ayrıca; AISI 1030 ile YKBDD'in sürtünme kaynağında ara tabaka olarak kullanılan nikelin, kaynak bölgelerine yakın olan iki tarafa da difüze olduğu tespit edilmiştir. S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak bölgelerindeki nikel oranlarının sırasıyla; %67, %73 ve %90 (%ağ.) olarak tespit edilmiştir. Nikel ara tabaka kısmından alınan EDS sonuçlarında ise beklendiği gibi en yüksek nikel oranı çıkmıştır. Fakat bu sonuç bölgesel olarak alınan küçük bir yerin EDS analiz sonucu olduğundan tüm kaynak ara yüzeyindeki nikel ara tabakayı temsil etmemektedir. Ayrıca; artan sürtünme süresine bağlı olarak nikel difüzyonun her iki taraftaki malzeme üzerindeki oranının arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca; S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların EDS analizi göstermiştir ki; Cr, C, Mn, Si ve Mo gibi YKBDD tarafında alaşım elementi olarak bulunan atomların AISI 1030 tarafındaki kaynak bölgesine yakın yerlerde rastlanmıştır.

Yüksek kromlu beyaz dökme demir (YKBDD) ile AISI 1030 çelik çiftinin nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1800 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10, 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn)

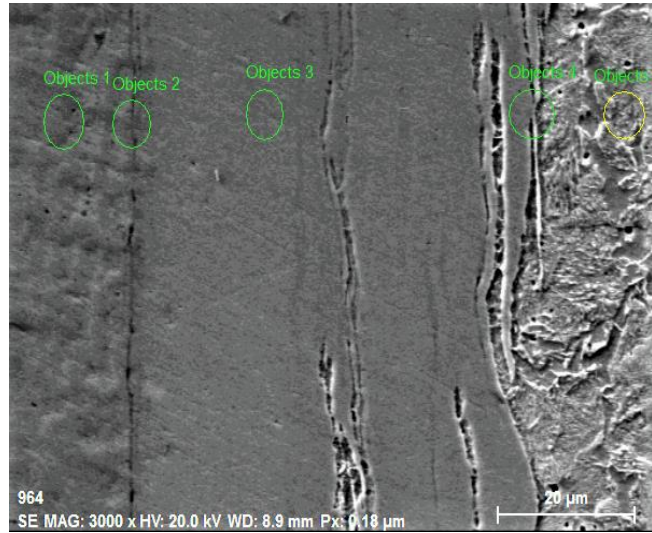
kullanılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve ara yüzey optik, SEM fotoğrafları ve EDS analizleri Şekil 3.20 - Şekil 3.31'de verilmiştir.



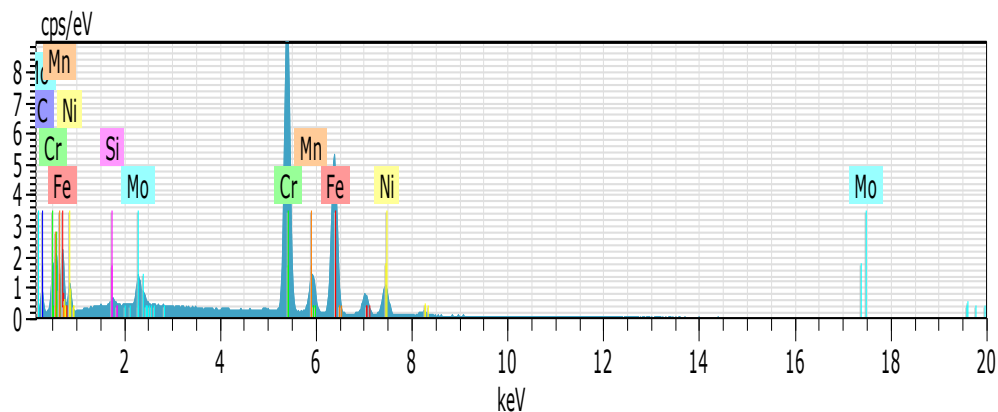
Şekil 3.20. S4 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3. 21. S4 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri

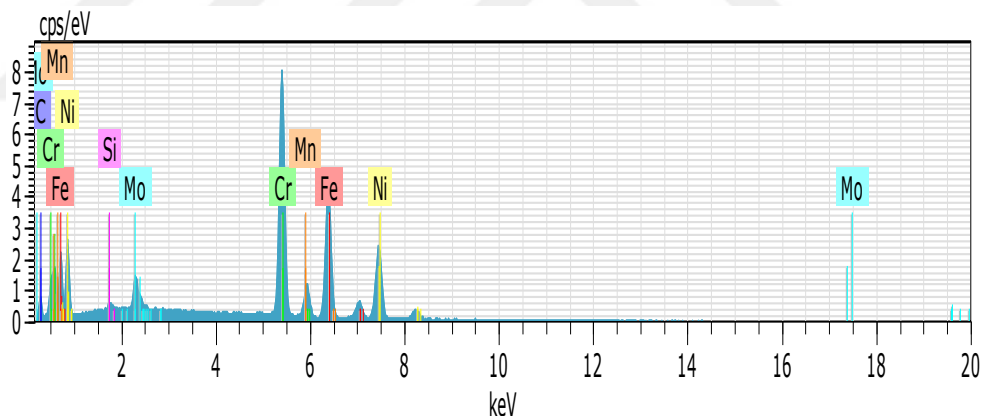


Şekil 3.22. S4 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



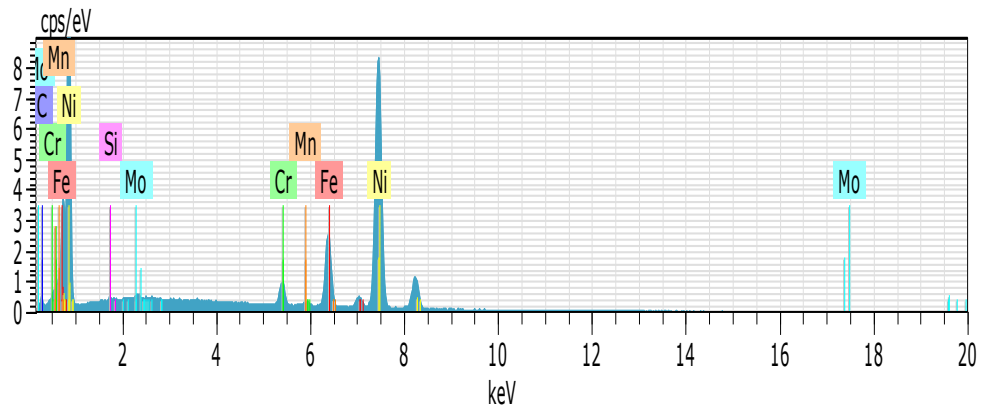
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	34.38	38.94	30.72	0.96
Fe	26	K-series	31.75	35.96	26.42	0.89
Ni	28	K-series	9.41	10.65	7.45	0.31
C	6	K-series	8.49	9.61	32.83	1.56
Mo	42	L-series	3.45	3.91	1.67	0.16
Mn	25	K-series	0.53	0.60	0.45	0.05
Si	14	K-series	0.28	0.32	0.47	0.04
Total:			88.29	100.00	100.00	

Object 1



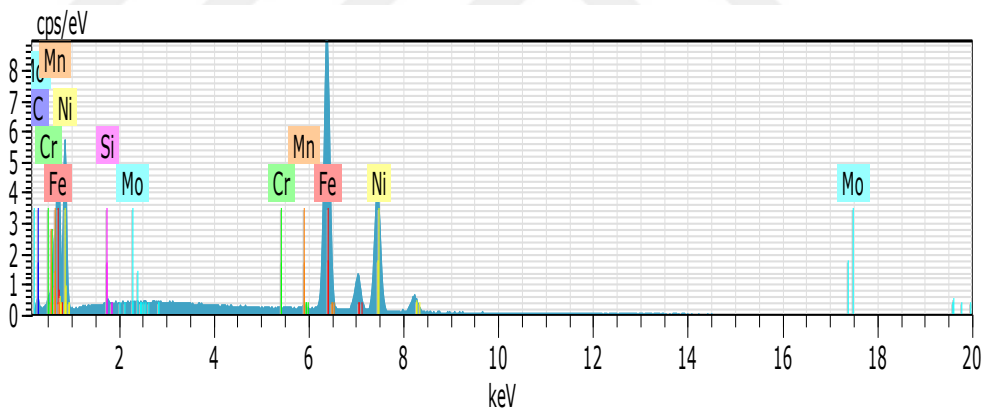
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	27.64	32.09	25.70	0.78
Fe	26	K-series	24.61	28.58	21.31	0.70
Ni	28	K-series	21.14	24.55	17.42	0.61
C	6	K-series	8.14	9.45	32.78	1.52
Mo	42	L-series	3.92	4.56	1.98	0.18
Mn	25	K-series	0.41	0.47	0.36	0.05
Si	14	K-series	0.27	0.31	0.46	0.04
Total:			86.13	100.00	100.00	

Object 2



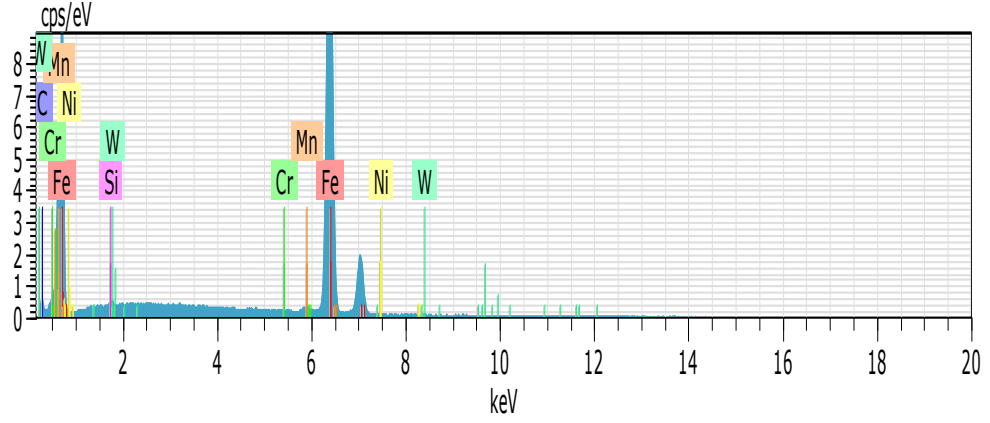
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	62.35	76.97	62.02	1.70
Fe	26	K-series	10.67	13.17	11.15	0.32
C	6	K-series	4.79	5.91	23.28	1.07
Cr	24	K-series	2.61	3.22	2.93	0.11
Mo	42	L-series	0.37	0.46	0.23	0.05
Si	14	K-series	0.15	0.19	0.31	0.04
Mn	25	K-series	0.07	0.08	0.07	0.03
Total:			81.01	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	47.10	55.20	45.01	1.29
Ni	28	K-series	31.86	37.34	28.97	0.90
C	6	K-series	5.67	6.64	25.18	1.19
Mn	25	K-series	0.38	0.44	0.37	0.04
Si	14	K-series	0.20	0.23	0.37	0.04
Cr	24	K-series	0.08	0.09	0.08	0.03
Mo	42	L-series	0.05	0.06	0.03	0.03
Total:			85.33	100.00	100.00	

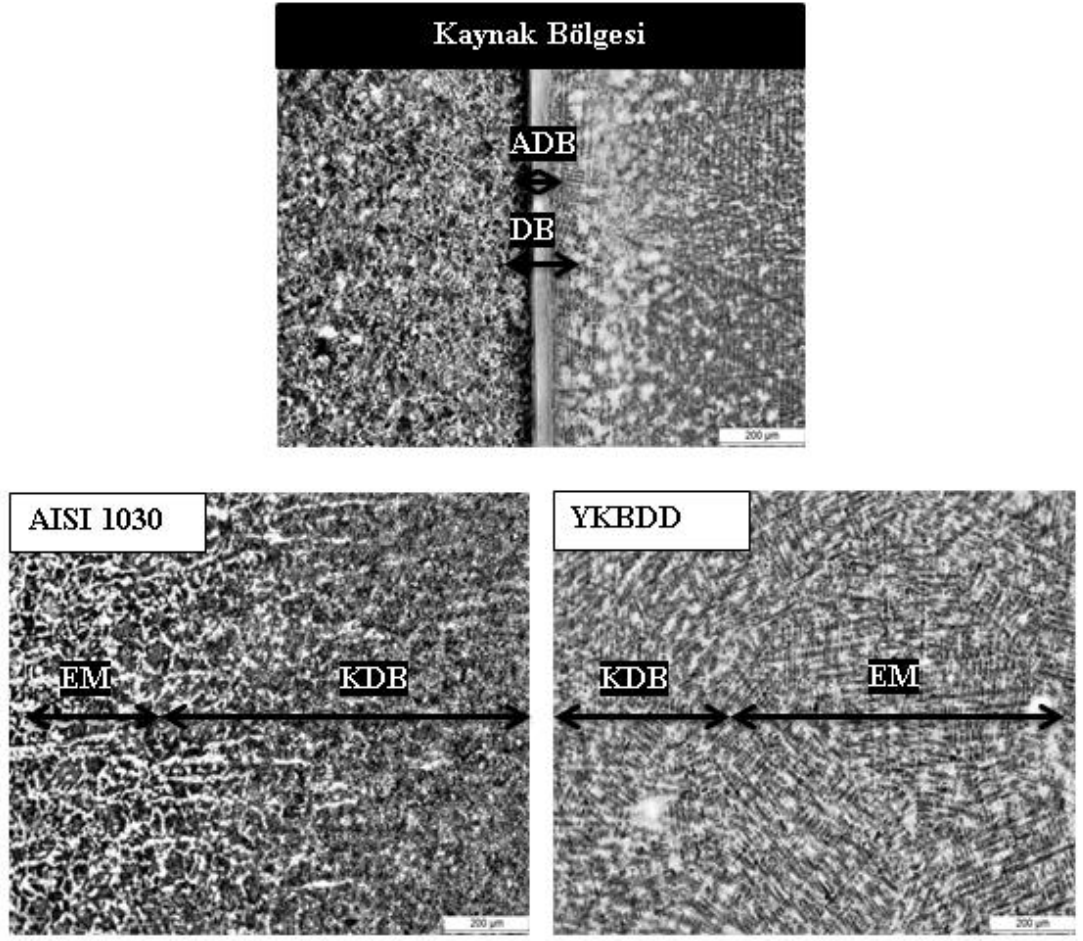
Object 4



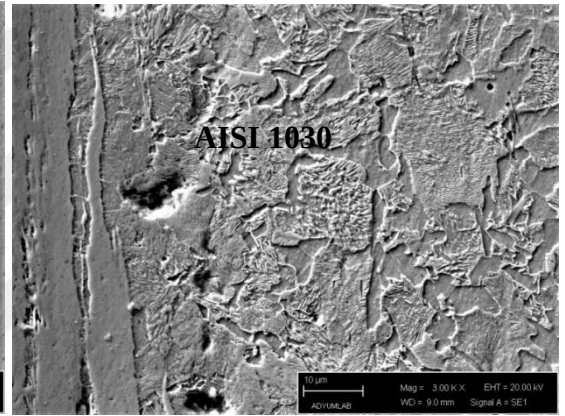
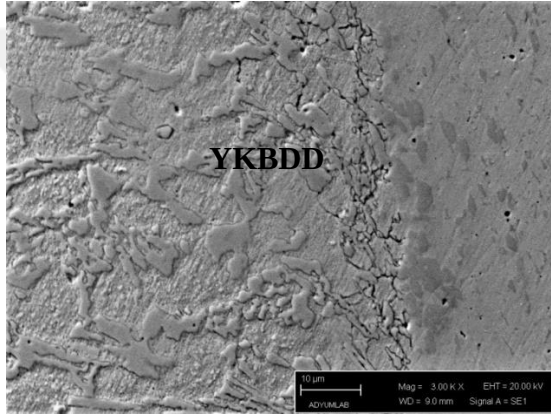
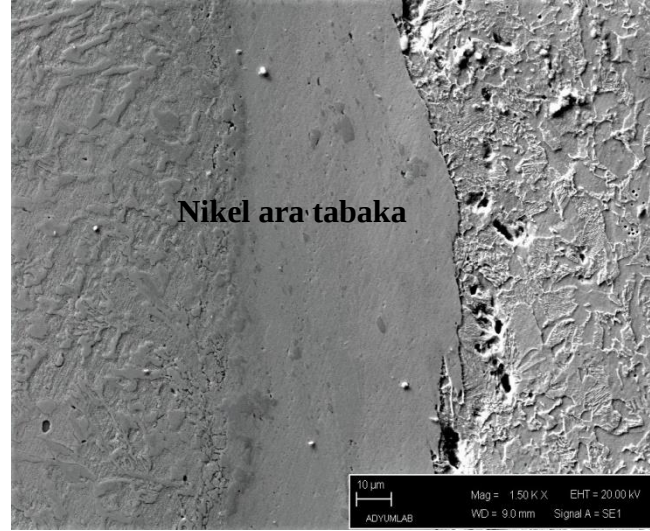
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	87.33	92.37	74.72	2.36
C	6	K-series	6.08	6.44	24.20	1.28
Mn	25	K-series	0.62	0.65	0.54	0.05
Si	14	K-series	0.21	0.22	0.35	0.04
W	74	L-series	0.12	0.13	0.03	0.04
Ni	28	K-series	0.11	0.11	0.09	0.04
Cr	24	K-series	0.08	0.08	0.07	0.03
Total:			94.54	100.00	100.00	

Object 5

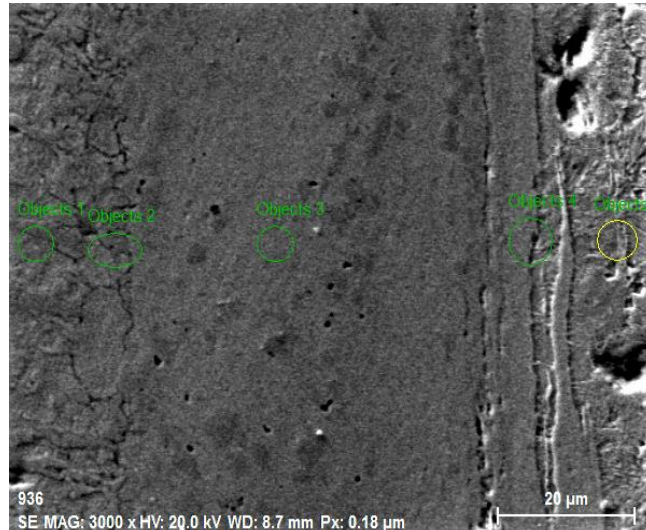
Şekil 3.23. S4 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



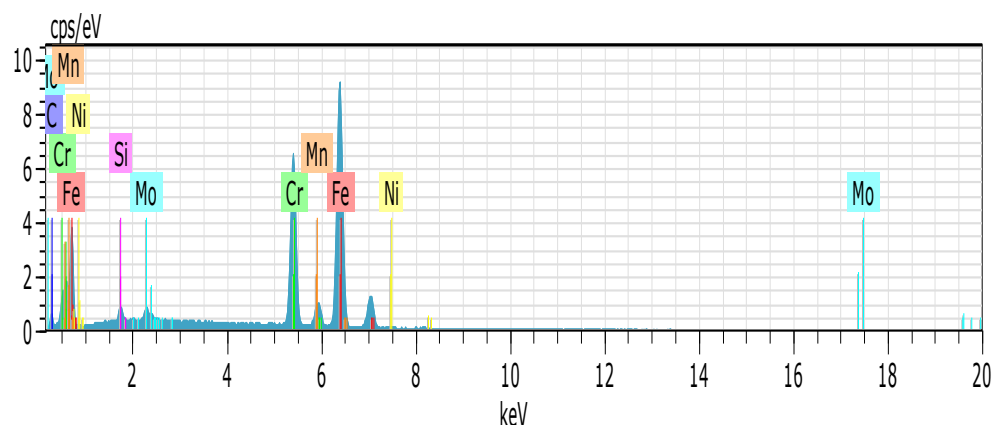
Şekil 3.24. S5 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.25. S5 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri

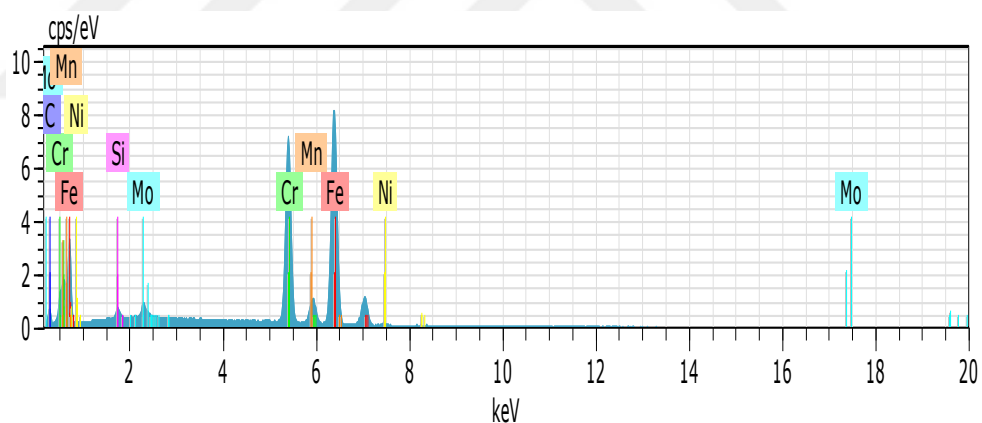


Şekil 3.26. S5 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



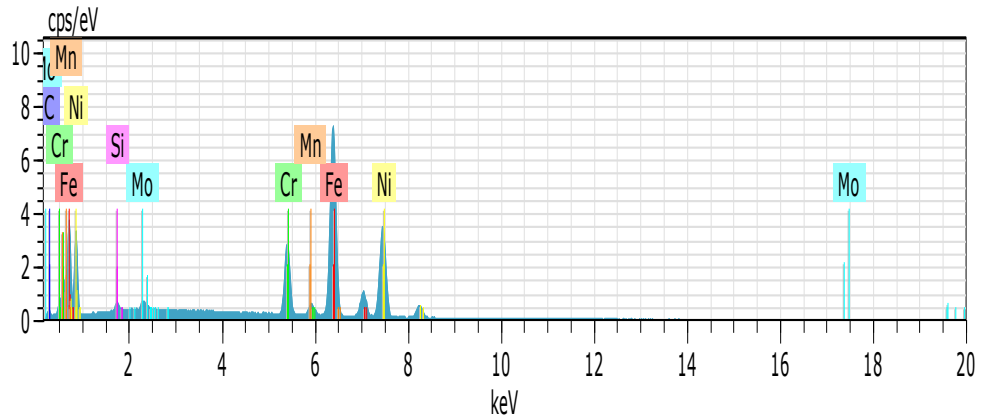
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	55.38	63.67	49.56	1.51
Cr	24	K-series	21.54	24.77	20.71	0.61
C	6	K-series	6.31	7.26	26.27	1.25
Mo	42	L-series	1.81	2.08	0.94	0.10
Si	14	K-series	0.89	1.02	1.59	0.07
Mn	25	K-series	0.67	0.77	0.61	0.05
Ni	28	K-series	0.38	0.43	0.32	0.05
Total:			86.98	100.00	100.00	

Object 1



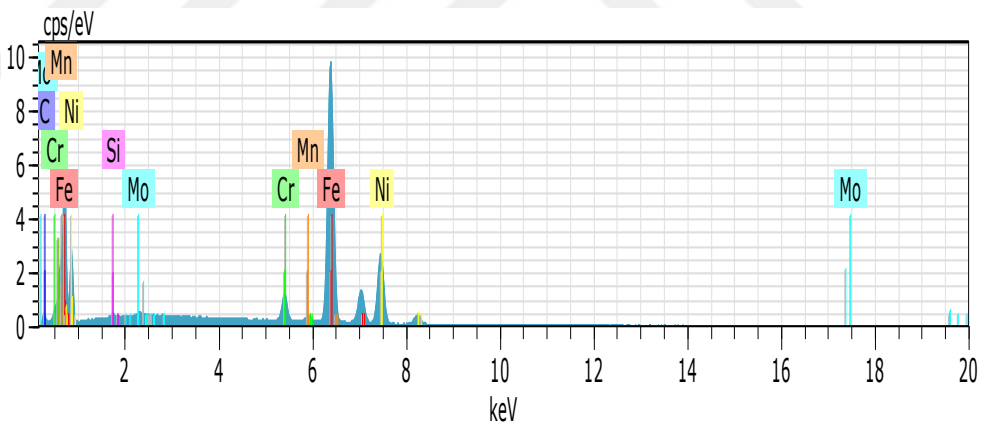
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	52.70	59.75	45.65	1.44
Cr	24	K-series	24.31	27.56	22.62	0.69
C	6	K-series	7.03	7.97	28.31	1.35
Mo	42	L-series	2.05	2.32	1.03	0.11
Ni	28	K-series	0.77	0.87	0.63	0.07
Mn	25	K-series	0.69	0.78	0.61	0.06
Si	14	K-series	0.66	0.75	1.14	0.06
Total:			88.20	100.00	100.00	

Object 2



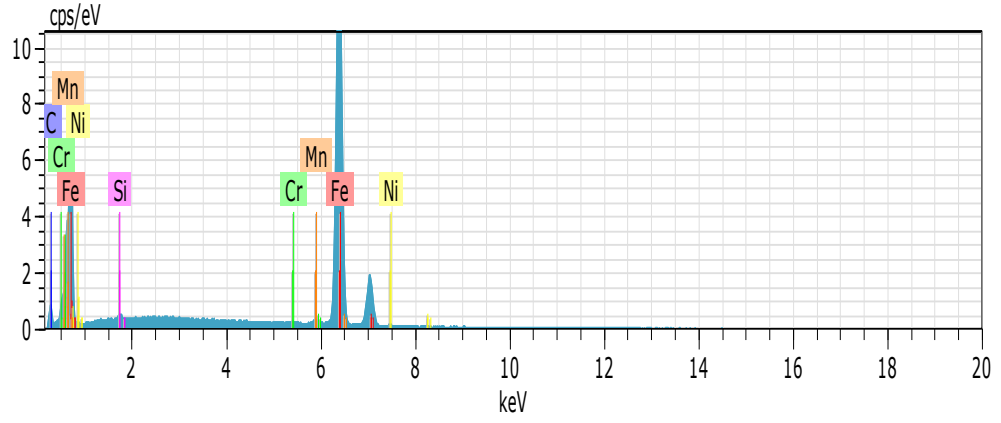
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	42.21	46.49	40.30	1.16
Ni	28	K-series	32.57	35.87	29.58	0.92
Cr	24	K-series	9.40	10.36	9.64	0.29
C	6	K-series	4.07	4.48	18.07	0.94
Mo	42	L-series	1.46	1.61	0.81	0.09
Si	14	K-series	0.59	0.65	1.12	0.06
Mn	25	K-series	0.50	0.55	0.48	0.05
Total:			90.80	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	54.40	62.68	51.46	1.48
Ni	28	K-series	22.51	25.93	20.26	0.65
C	6	K-series	5.38	6.20	23.67	1.14
Cr	24	K-series	3.23	3.72	3.28	0.12
Mo	42	L-series	0.51	0.58	0.28	0.05
Mn	25	K-series	0.43	0.49	0.41	0.05
Si	14	K-series	0.34	0.39	0.64	0.05
Total:			86.80	100.00	100.00	

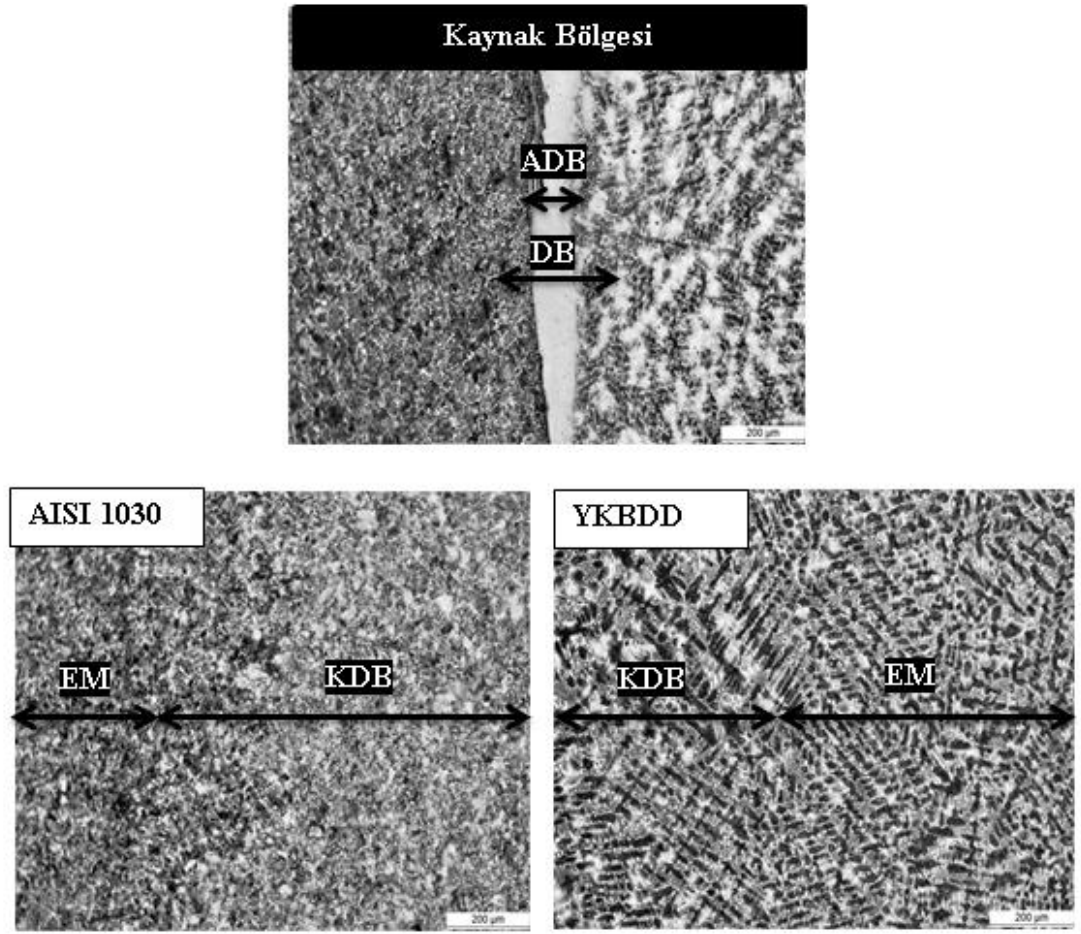
Object 4



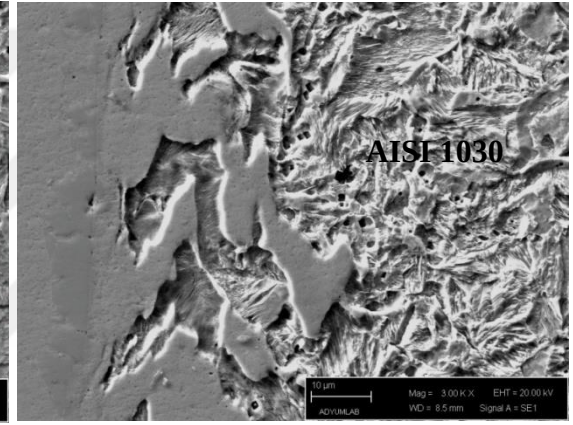
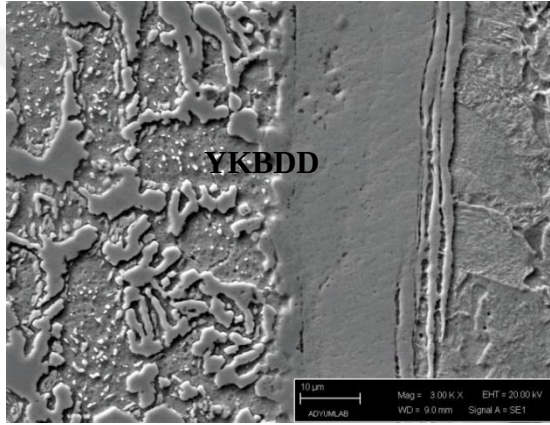
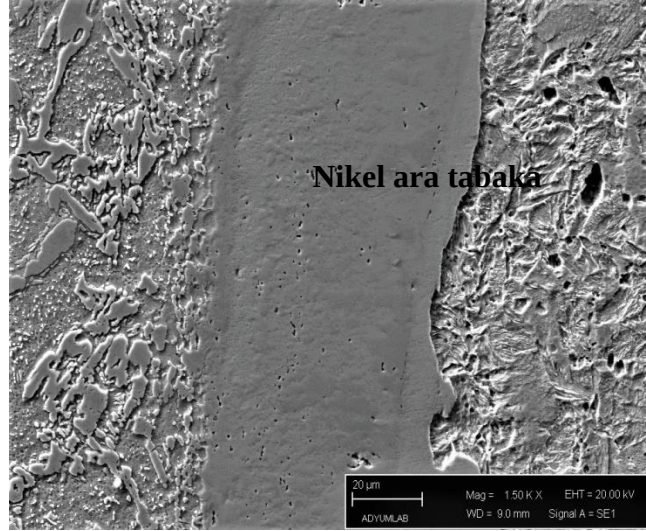
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	82.40	88.65	64.95	2.22
C	6	K-series	9.23	9.93	33.82	1.71
Mn	25	K-series	0.53	0.57	0.42	0.05
Ni	28	K-series	0.34	0.37	0.26	0.05
Si	14	K-series	0.24	0.26	0.37	0.04
Cr	24	K-series	0.21	0.22	0.17	0.04
Total:			92.95	100.00	100.00	

Object 5

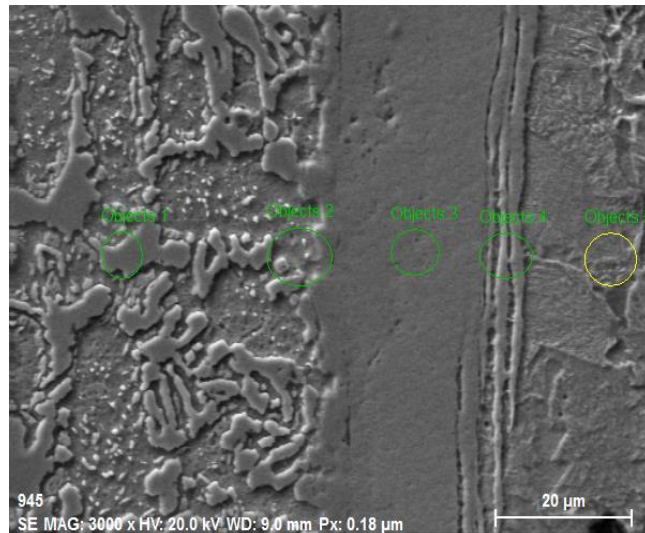
Şekil 3.27. S5 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



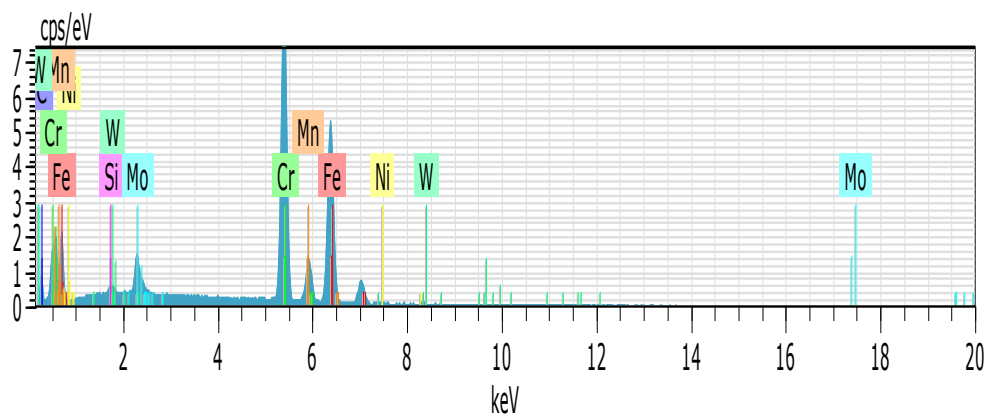
Şekil 3.28. S6 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.29. S6 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri



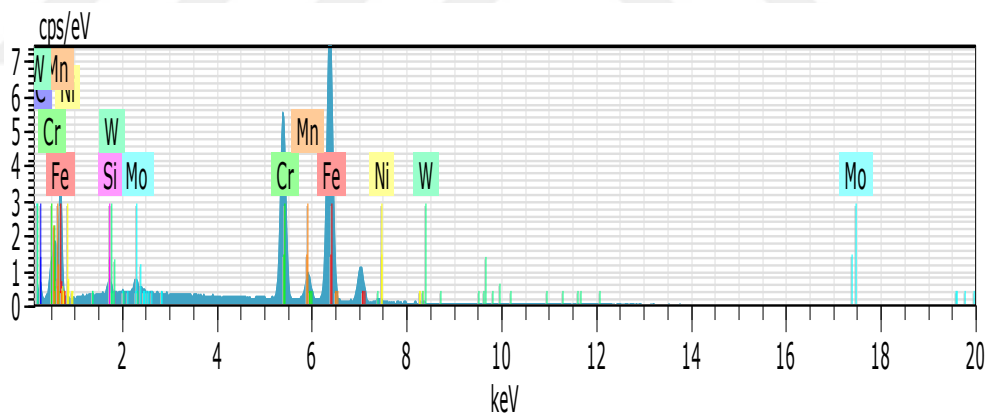
Şekil 3.30. S6 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	38.64	41.87	30.67	1.07
Cr	24	K-series	38.29	41.50	32.64	1.06
C	6	K-series	9.05	9.81	33.40	1.65
Mo	42	L-series	4.55	4.93	2.10	0.20
W	74	L-series	0.68	0.73	0.16	0.07
Mn	25	K-series	0.57	0.62	0.46	0.05
Ni	28	K-series	0.27	0.29	0.20	0.05
Si	14	K-series	0.23	0.25	0.36	0.04

Total: 92.27 100.00 100.00

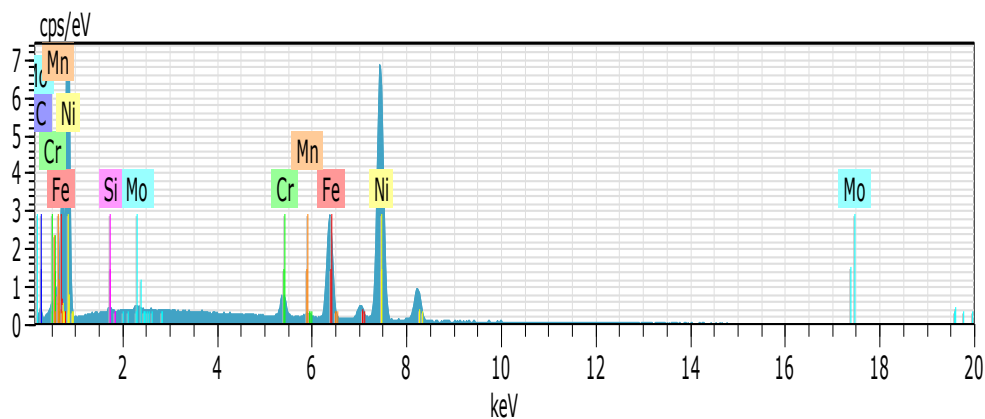
Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	55.62	63.71	48.81	1.52
Cr	24	K-series	20.36	23.32	19.19	0.58
C	6	K-series	6.93	7.93	28.26	1.34
Mo	42	L-series	1.64	1.88	0.84	0.10
Ni	28	K-series	1.18	1.35	0.98	0.08
Si	14	K-series	0.75	0.86	1.31	0.06
Mn	25	K-series	0.62	0.71	0.55	0.05
W	74	L-series	0.20	0.23	0.05	0.05

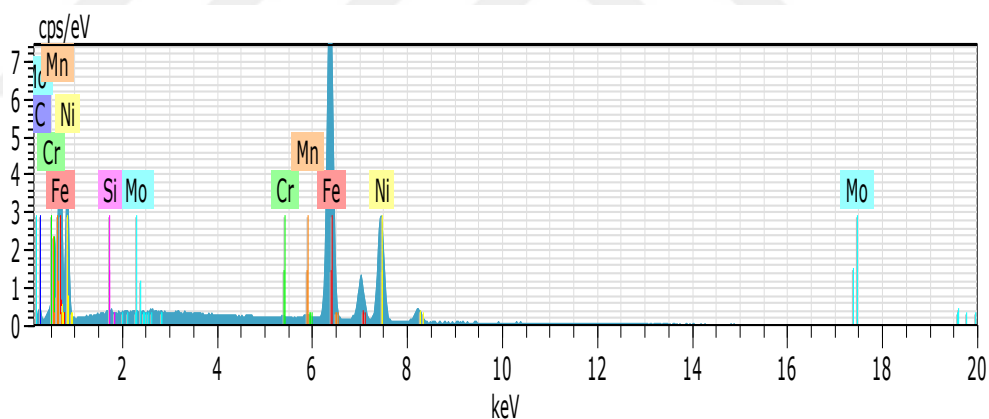
Total: 87.30 100.00 100.00

Object 2



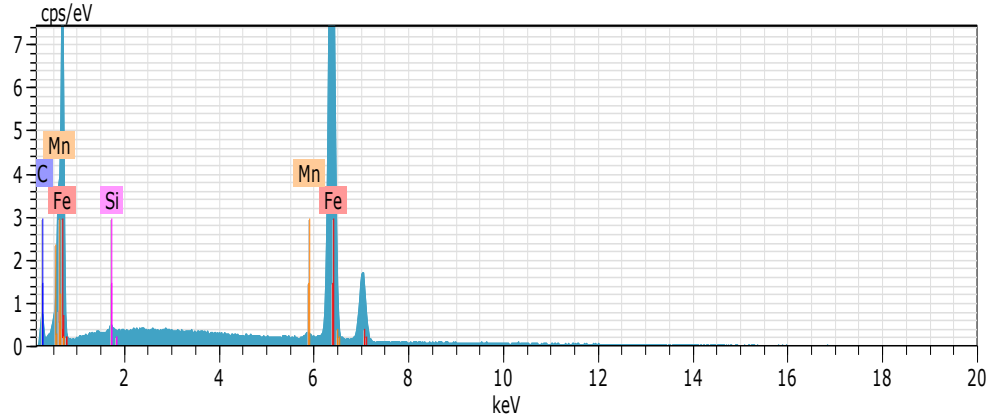
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	59.78	72.94	58.77	1.64
Fe	26	K-series	14.23	17.36	14.70	0.42
C	6	K-series	4.80	5.86	23.06	1.07
Cr	24	K-series	2.33	2.85	2.59	0.10
Mo	42	L-series	0.42	0.51	0.25	0.05
Si	14	K-series	0.22	0.26	0.44	0.04
Mn	25	K-series	0.18	0.22	0.19	0.04
Total:			81.95	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	58.25	61.49	51.22	1.59
Ni	28	K-series	30.10	31.77	25.18	0.85
C	6	K-series	5.55	5.86	22.69	1.19
Mn	25	K-series	0.47	0.49	0.42	0.05
Si	14	K-series	0.21	0.22	0.36	0.04
Cr	24	K-series	0.12	0.13	0.11	0.03
Mo	42	L-series	0.04	0.04	0.02	0.03
Total:			94.73	100.00	100.00	

Object 4



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	84.02	89.73	66.65	2.27
C	6	K-series	8.82	9.42	32.54	1.66
Mn	25	K-series	0.58	0.62	0.47	0.05
Si	14	K-series	0.22	0.24	0.35	0.04
Total:			93.64	100.00	100.00	

Object 5

Şekil 3.31. S6 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları

S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların optik ve SEM fotoğrafları incelendiğinde 1800 dev/dk dönme hızına sahip ve farklı sürtünme sürelerine (8, 10 ve 12 sn) maruz bırakılan sürtünme kaynağı sonrası nikel ara tabakanın YKBDD ile AISI 1030 çelik çifti arasında önceki kaynaklı bağlantılarda da görüldüğü gibi homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılarda, sürtünme kaynağı sonrası çatlaksız ve boşluksuz bir kaynak yapısı elde edilmiştir. Artan devir sayısının ve sürtünme süresinin termomekanik bölgenin genişliği üzerinde önemli bir etkisi vardır.

Nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda sürtünme kaynak sonrası kaynak ara yüzeyinde değişken olan devir sayısına ve sürtünme süresine bağlı olarak en büyük yapısal değişimlerin, ADB ve DB kısımlarında meydana gelmiştir. Sürtünme sonucu oluşan termo-mekanik etki bu duruma sebebiyet vermektedir. Buna bağlı olarak artan devir sayısı ve sürtünme süresi ADB ve DB'lerin genişlikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir.

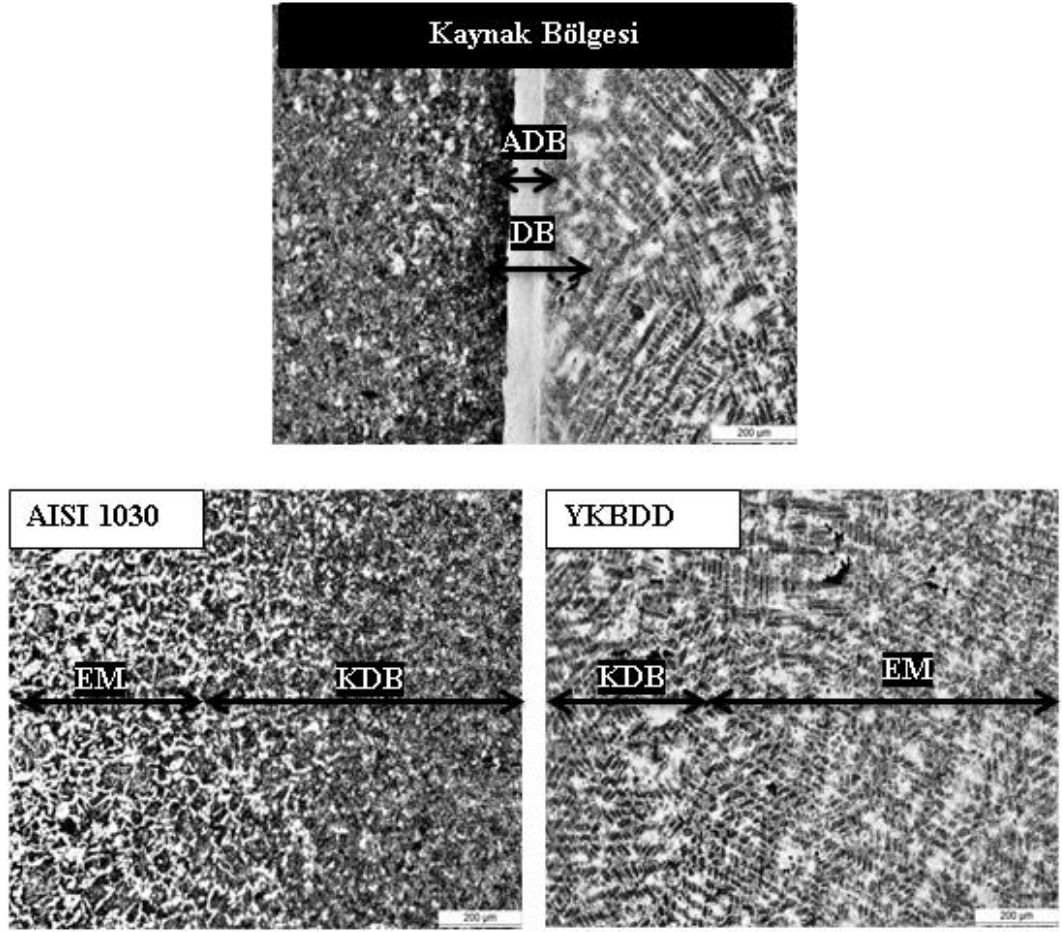
S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların AISI 1030 tarafında nikel ara tabakanın, esas metal ile birleşme bölgesinde pürüzlü bir yapı oluştururken, YKBDD tarafındaki nikel ara tabakanın daha pürüzsüz bir yapı oluşturduğunu söylemek

mümkündür. Bunun sebebi; sürtünme kaynak sırasında birbirlerine temas eden YKBDD ile nikel ara tabakasının mekanik enerjinin termal enerjiye dönüşmesi sonucu oluşan temas bölgesindeki yüksek sıcaklıkların, bölgesel ergimelere sebebiyet vererek, daha düzgün (pürüzsüz) bir birleşme sağlamasıdır [68].

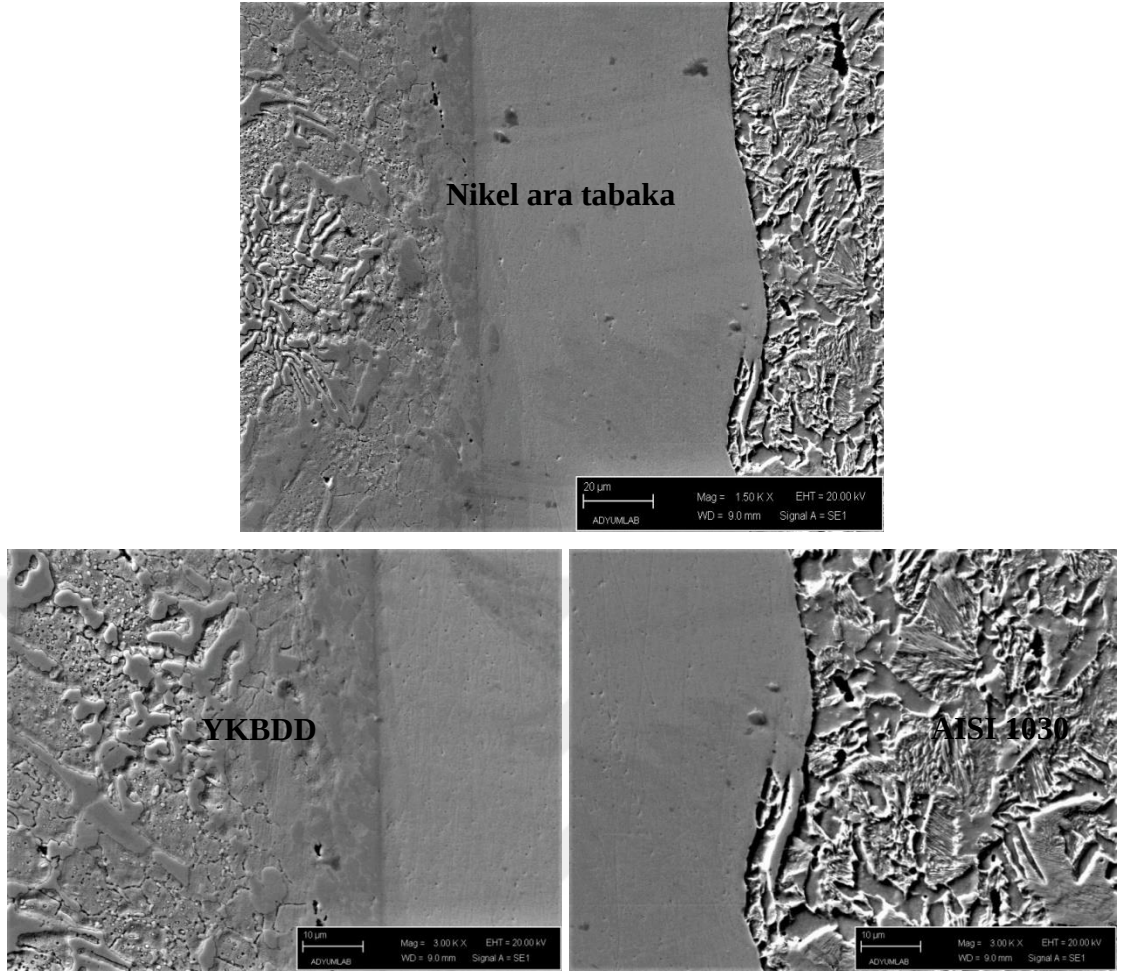
SEM fotoğraflarından yapılan ölçeklendirme ile S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılar için ölçülen nikel ara tabakanın kalınlıkları; 104, 46 ve 21 μm olarak ölçülmüştür. Artan sürtünme süresiyle birlikte azalan nikel ara tabakası elde edilmiştir. Çünkü nikel ara tabakanın, artan sürtünme süresine bağlı olarak, kaynak ara yüzeyinde sürtünmeden kaynaklı lokal ergimelerin daha fazla olması sonucunda flanş olarak dışarı atılması daha kolay olmaktadır. Bu da nikelin ara tabaka kalınlığının azaltılmasına neden olmaktadır. Nikel ara tabakanın kalınlığının ortalama olarak, önceki kaynaklı bağlantılara oranla daha az çıkması artan devir sayısı ile ilişkilidir.

S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları incelendiğinde, sürtünme ısısından kaynaklanan ara yüzeylerdeki sıcaklık artışı; artan devir sayısından dolayı S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olmaktadır. Sıcaklık difüzyon için bir itici güç olduğundan dolayı difüzyonun daha fazla ve daha kolay olması beklenmektedir. Bu durumu EDS analizleri de doğrulamaktadır. Buna göre EDS sonuçlarından nikel, Cr, C, Mn, Mo, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak bölgesindeki nikel ara tabakanın EDS sonuçları sırasıyla, %76, %35 ve %72 olarak kaydedilmiştir.

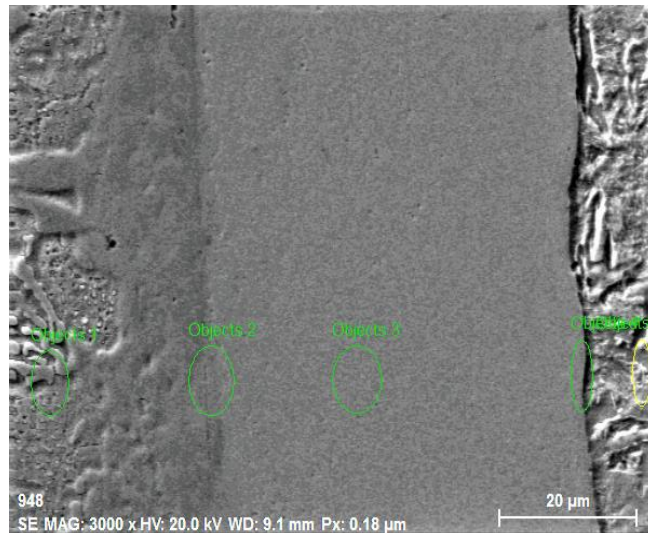
YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (2000 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10, 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve ara yüzey optik, SEM fotoğrafları ve EDS analizleri Şekil 3.32-Şekil 3.43'de verilmiştir.



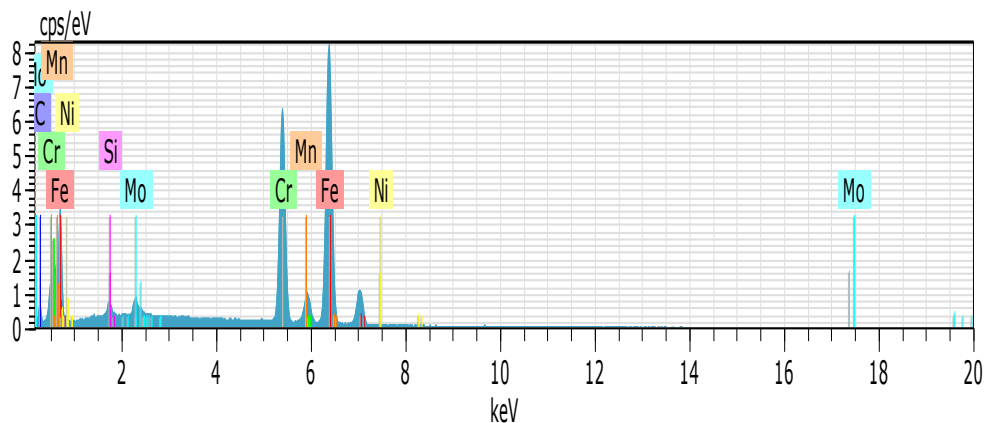
Şekil 3.32. S7 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.33. S7 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri

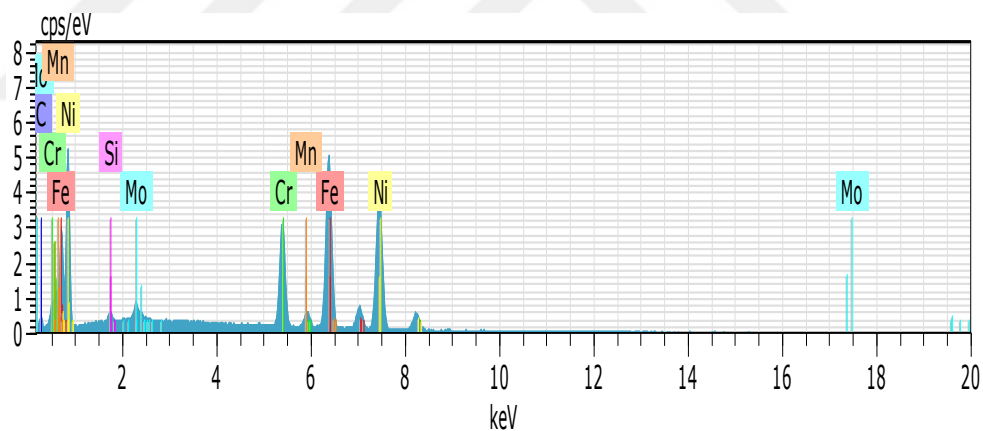


Şekil 3.34. S7 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



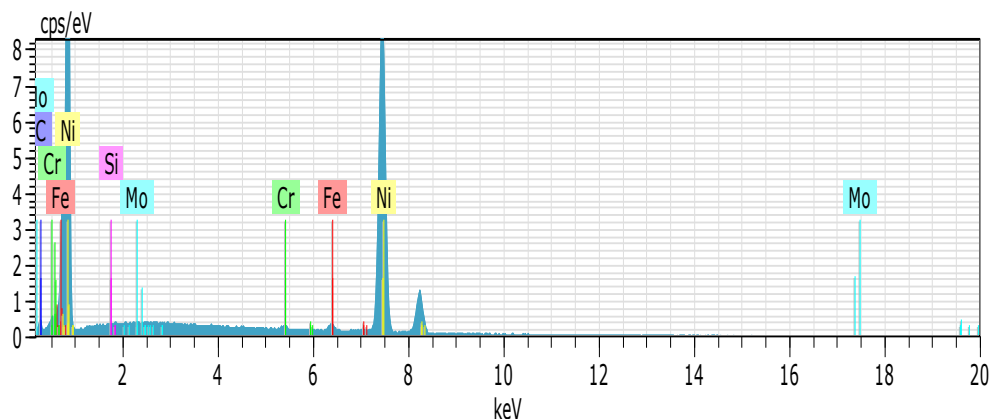
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	56.61	62.13	48.01	1.54
Cr	24	K-series	23.25	25.52	21.18	0.66
C	6	K-series	6.93	7.61	27.34	1.35
Mo	42	L-series	2.15	2.36	1.06	0.11
Mn	25	K-series	0.78	0.85	0.67	0.06
Si	14	K-series	0.70	0.77	1.18	0.06
Ni	28	K-series	0.69	0.76	0.56	0.06
Total:			91.11	100.00	100.00	

Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	39.03	43.57	34.24	1.09
Fe	26	K-series	30.32	33.85	27.96	0.85
Cr	24	K-series	11.75	13.12	11.64	0.35
C	6	K-series	5.58	6.23	23.93	1.19
Mo	42	L-series	2.12	2.37	1.14	0.11
Si	14	K-series	0.41	0.46	0.75	0.05
Mn	25	K-series	0.36	0.40	0.34	0.04
Total:			89.59	100.00	100.00	

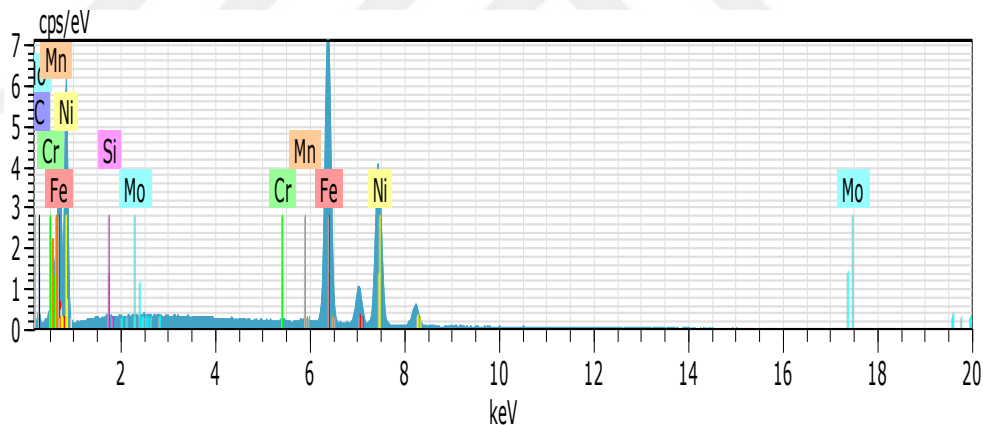
Object 2



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	75.26	91.82	72.78	2.05
C	6	K-series	5.48	6.69	25.92	1.20
Fe	26	K-series	0.85	1.04	0.86	0.06
Cr	24	K-series	0.32	0.39	0.35	0.04
Si	14	K-series	0.04	0.05	0.08	0.03
Mo	42	L-series	0.01	0.02	0.01	0.03

Total: 81.96 100.00 100.00

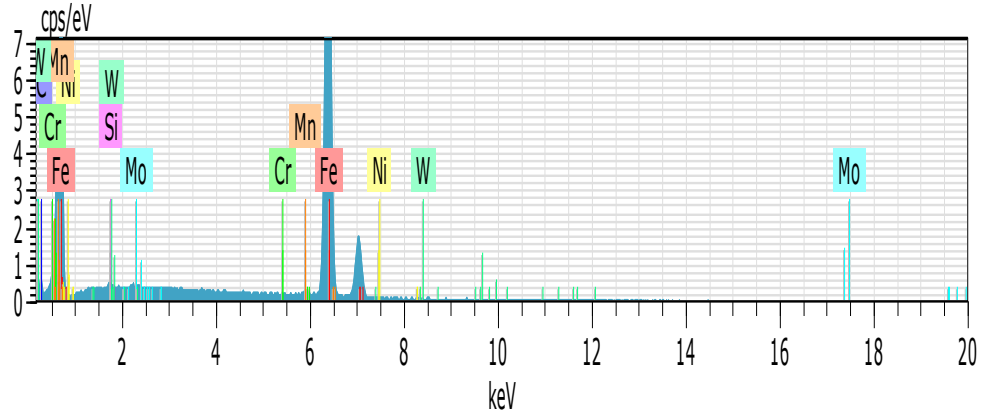
Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	44.26	50.63	42.27	1.21
Ni	28	K-series	37.38	42.76	33.97	1.04
C	6	K-series	5.19	5.94	23.05	1.12
Mn	25	K-series	0.30	0.35	0.29	0.04
Si	14	K-series	0.17	0.19	0.32	0.04
Cr	24	K-series	0.07	0.08	0.08	0.03
Mo	42	L-series	0.04	0.04	0.02	0.03

Total: 87.42 100.00 100.00

Object 4

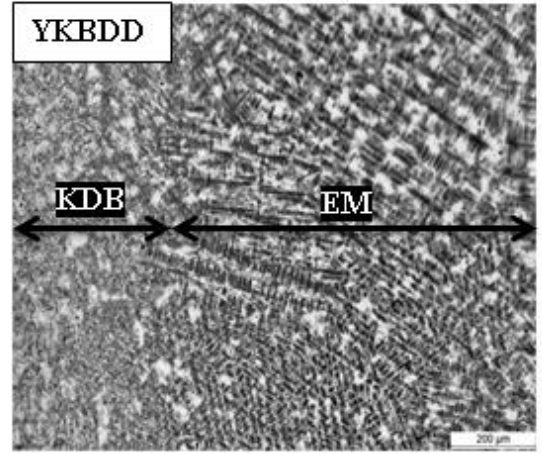
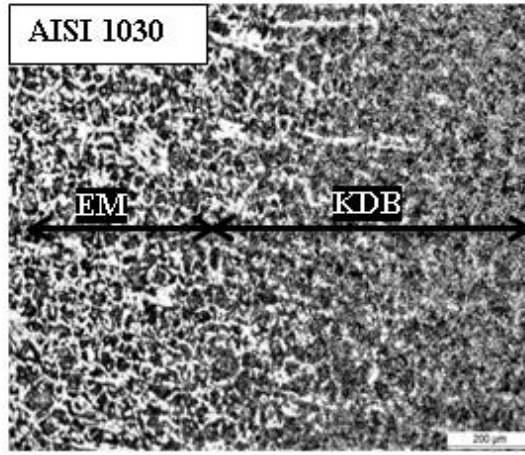


El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	85.43	91.52	72.47	2.31
C	6	K-series	6.71	7.18	26.45	1.38
Mn	25	K-series	0.57	0.61	0.49	0.05
Si	14	K-series	0.17	0.18	0.29	0.04
Ni	28	K-series	0.16	0.17	0.13	0.04
Mo	42	L-series	0.15	0.16	0.07	0.04
Cr	24	K-series	0.09	0.10	0.08	0.03
W	74	L-series	0.07	0.07	0.02	0.04

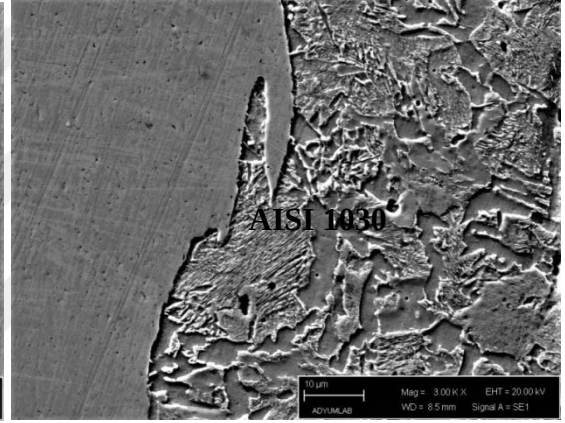
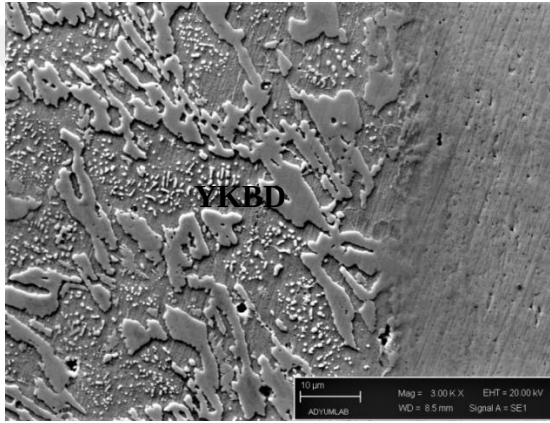
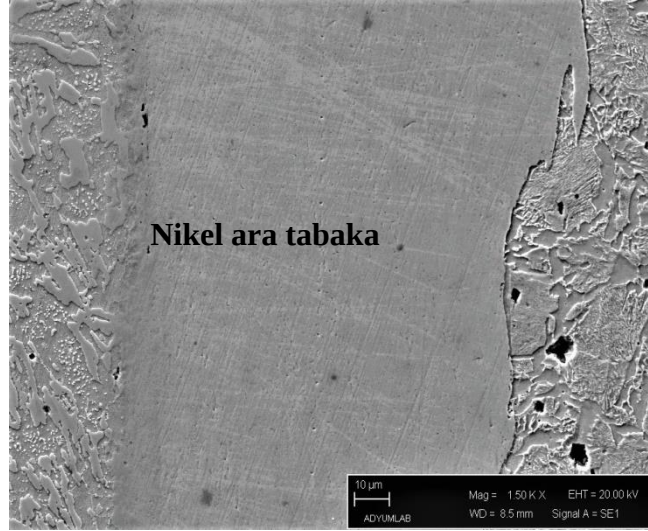
Total: 93.35 100.00 100.00

Object 5

Şekil 3.35. S7 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



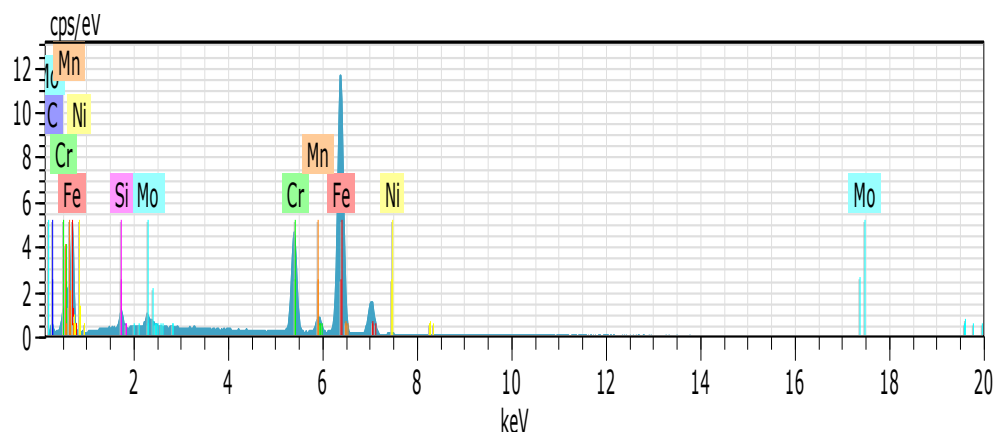
Şekil 3.36. S8 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.37. S8 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri

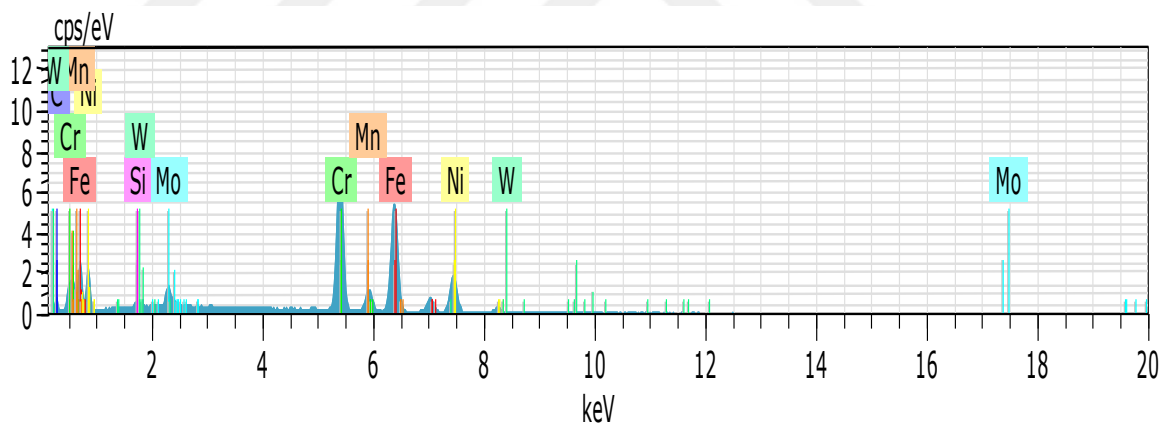


Şekil 3.38. S8 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



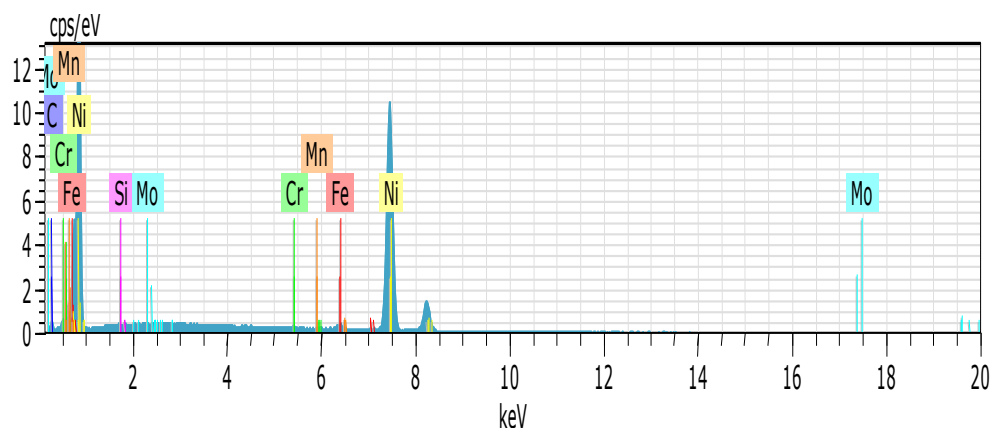
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	65.30	73.64	60.02	1.77
Cr	24	K-series	13.97	15.75	13.79	0.41
C	6	K-series	5.18	5.84	22.14	1.10
Mo	42	L-series	1.94	2.18	1.04	0.11
Si	14	K-series	1.01	1.14	1.85	0.08
Mn	25	K-series	0.73	0.82	0.68	0.06
Ni	28	K-series	0.55	0.62	0.48	0.06
Total:			88.68	100.00	100.00	

Object 1



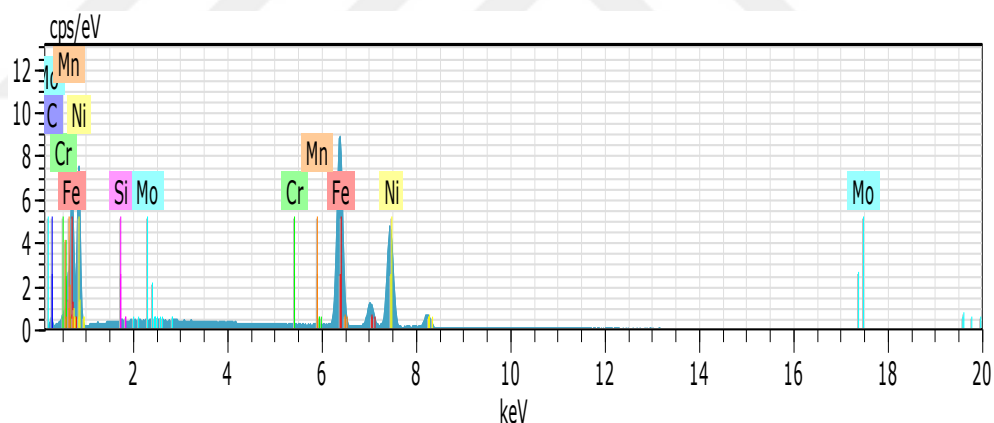
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	33.00	36.61	27.75	0.92
Cr	24	K-series	26.63	29.54	24.05	0.75
Ni	28	K-series	18.01	19.98	14.41	0.53
C	6	K-series	7.89	8.76	30.86	1.49
Mo	42	L-series	3.66	4.06	1.79	0.17
Mn	25	K-series	0.52	0.58	0.45	0.05
Si	14	K-series	0.42	0.46	0.70	0.05
W	74	L-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Total:			90.13	100.00	100.00	

Object 2



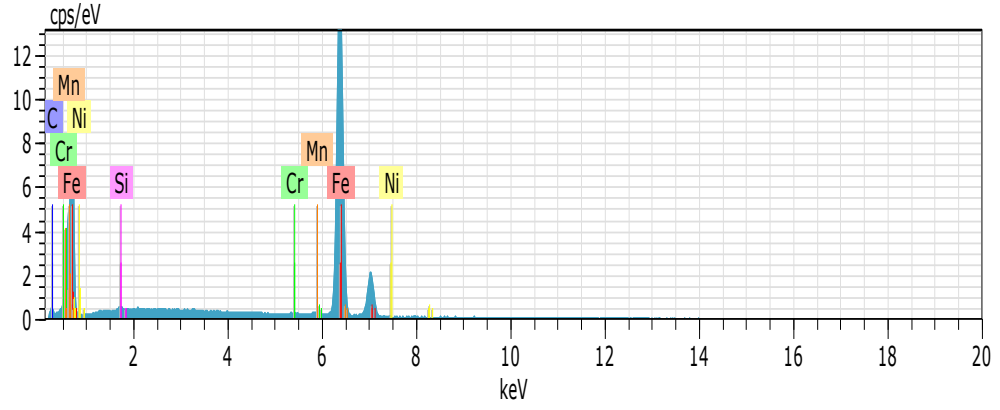
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	78.82	91.89	72.90	2.14
C	6	K-series	5.73	6.68	25.89	1.25
Fe	26	K-series	0.92	1.07	0.89	0.06
Cr	24	K-series	0.20	0.24	0.21	0.04
Mo	42	L-series	0.06	0.07	0.04	0.03
Si	14	K-series	0.03	0.03	0.05	0.03
Mn	25	K-series	0.02	0.02	0.02	0.03
Total:			85.78	100.00	100.00	

Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	43.33	50.68	42.33	1.19
Ni	28	K-series	36.51	42.71	33.94	1.02
C	6	K-series	5.09	5.95	23.10	1.11
Mn	25	K-series	0.26	0.31	0.26	0.04
Cr	24	K-series	0.13	0.15	0.14	0.03
Si	14	K-series	0.09	0.11	0.17	0.03
Mo	42	L-series	0.08	0.10	0.05	0.03
Total:			85.50	100.00	100.00	

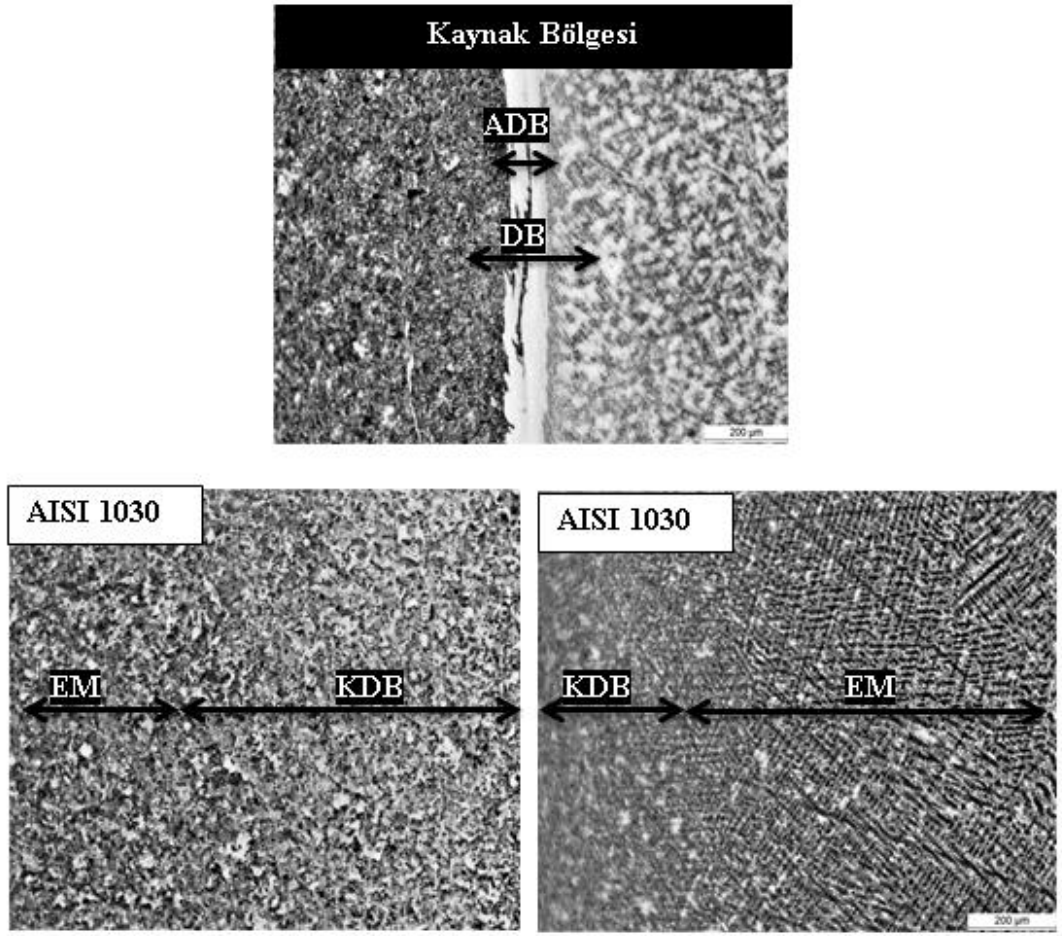
Object 4



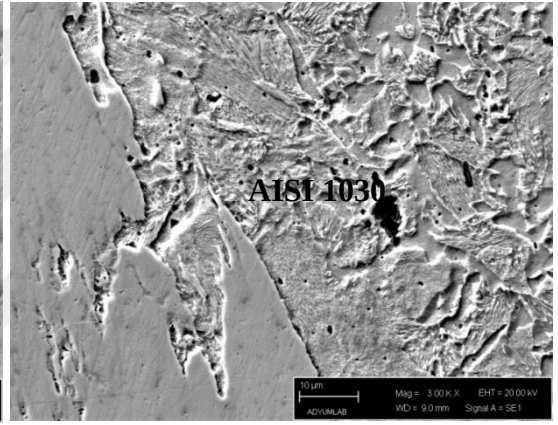
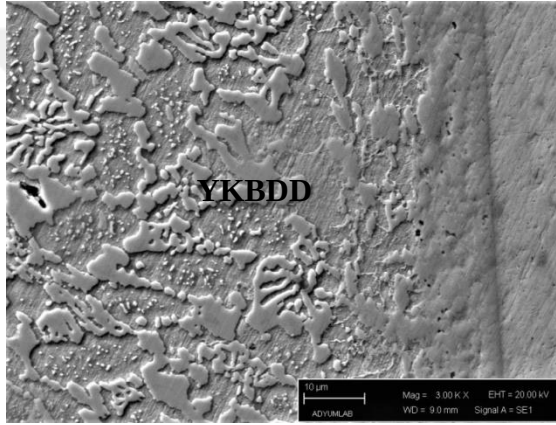
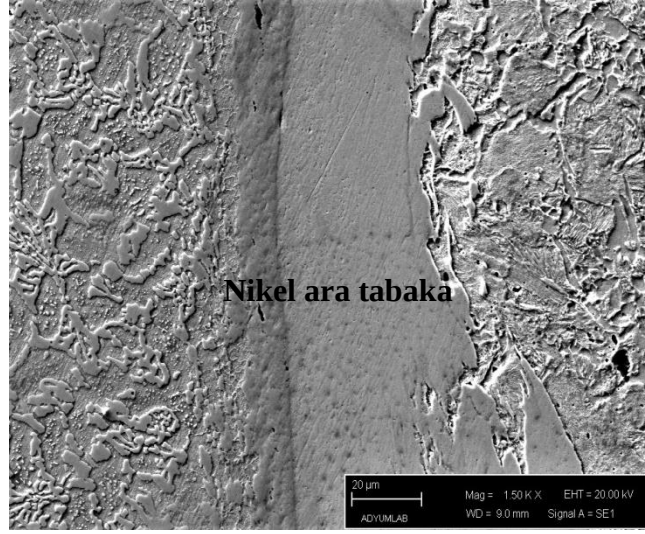
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	88.71	93.37	77.36	2.39
C	6	K-series	5.31	5.59	21.54	1.17
Mn	25	K-series	0.58	0.61	0.51	0.05
Si	14	K-series	0.25	0.26	0.44	0.04
Cr	24	K-series	0.14	0.15	0.13	0.03
Ni	28	K-series	0.02	0.02	0.02	0.03
Total:			95.01	100.00	100.00	

Object 5

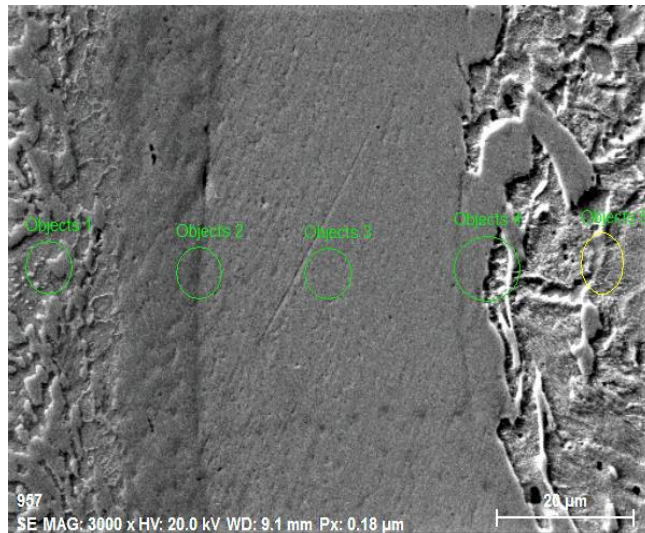
Şekil 3.39. S8 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları



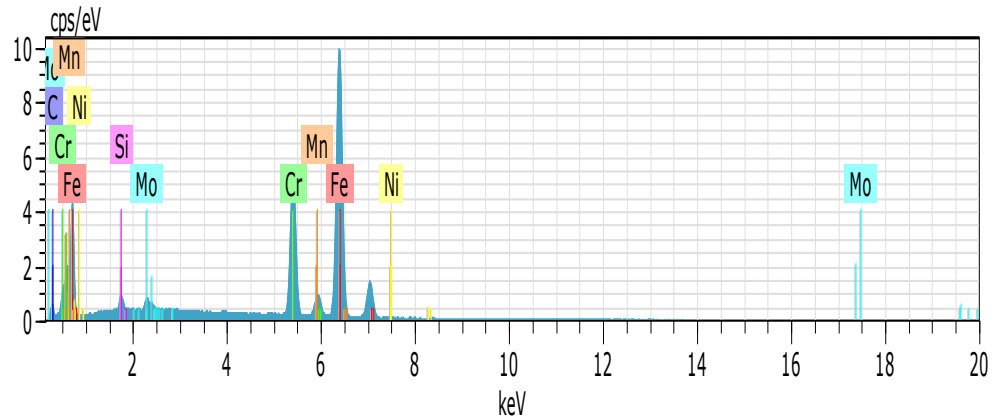
Şekil 3.40. S9 no'lu kaynaklı bağlantının optik mikroskop görüntüleri



Şekil 3.41. S9 no'lu kaynaklı bağlantının SEM görüntüleri

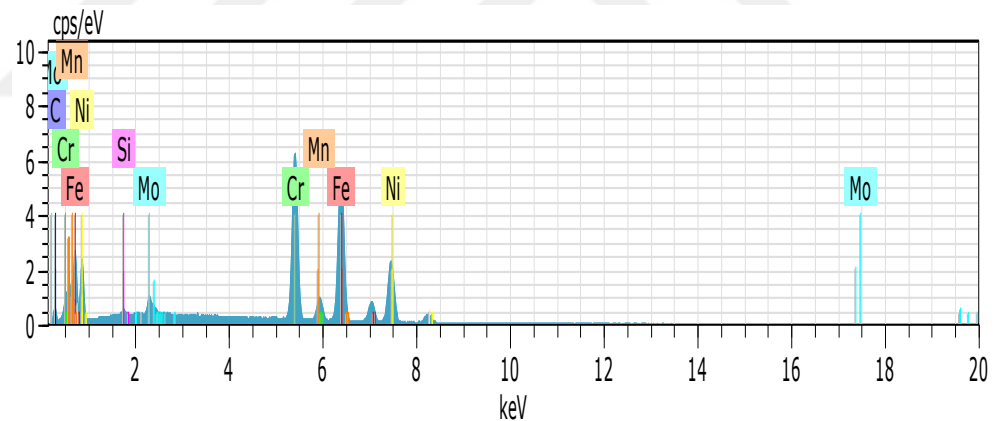


Şekil 3.42. S9 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak bölgesindeki EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



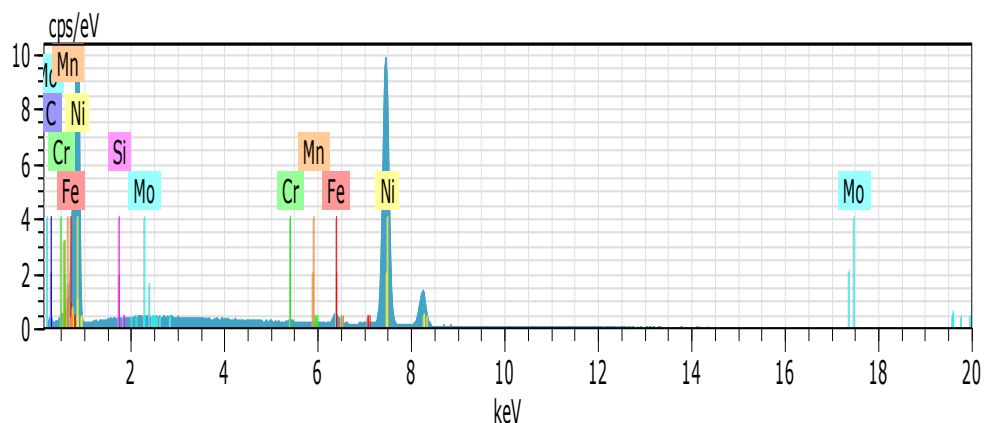
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	63.39	68.97	54.65	1.72
Cr	24	K-series	18.34	19.95	16.98	0.53
C	6	K-series	6.19	6.74	24.82	1.26
Mo	42	L-series	1.69	1.84	0.85	0.10
Si	14	K-series	0.87	0.94	1.48	0.07
Mn	25	K-series	0.79	0.86	0.69	0.06
Ni	28	K-series	0.65	0.70	0.53	0.06
Total:			91.91	100.00	100.00	

Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	33.22	38.46	30.15	0.92
Cr	24	K-series	22.02	25.49	21.47	0.63
Ni	28	K-series	21.23	24.57	18.33	0.62
C	6	K-series	6.58	7.61	27.75	1.29
Mo	42	L-series	2.65	3.07	1.40	0.13
Mn	25	K-series	0.40	0.47	0.37	0.05
Si	14	K-series	0.29	0.34	0.52	0.04
Total:			86.39	100.00	100.00	

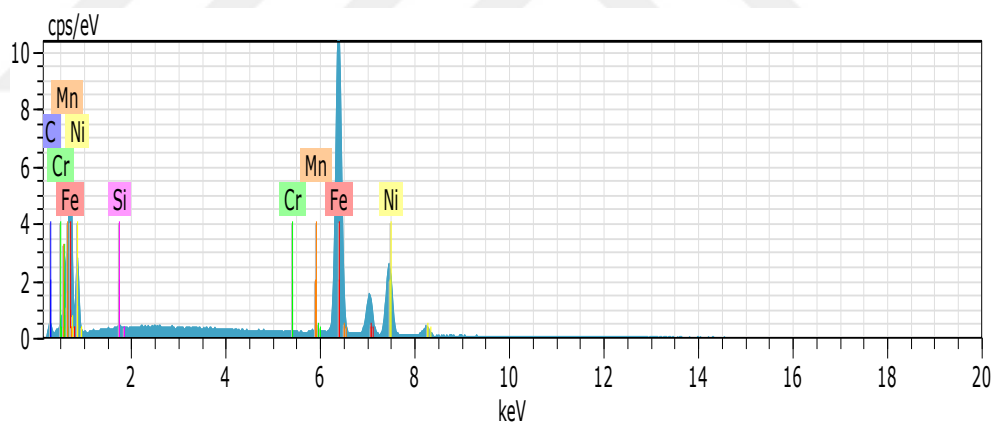
Object 2



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	77.36	91.83	74.45	2.10
C	6	K-series	5.02	5.95	23.59	1.13
Fe	26	K-series	1.47	1.74	1.48	0.08
Cr	24	K-series	0.28	0.33	0.30	0.04
Si	14	K-series	0.06	0.08	0.13	0.03
Mn	25	K-series	0.04	0.04	0.04	0.03
Mo	42	L-series	0.02	0.03	0.01	0.03

Total: 84.25 100.00 100.00

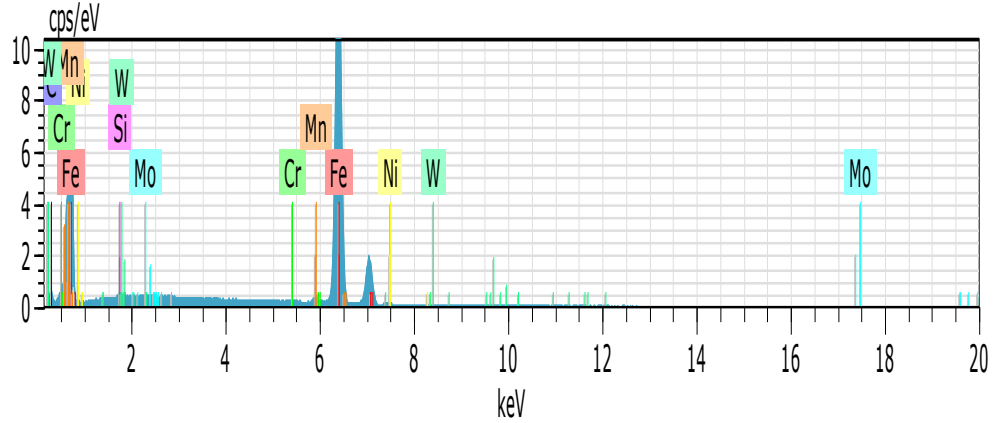
Object 3



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	64.07	67.37	55.09	1.74
Ni	28	K-series	24.10	25.34	19.72	0.70
C	6	K-series	6.08	6.39	24.31	1.27
Mn	25	K-series	0.50	0.53	0.44	0.05
Cr	24	K-series	0.19	0.20	0.17	0.04
Si	14	K-series	0.16	0.16	0.27	0.04

Total: 95.09 100.00 100.00

Object 4



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	86.63	91.02	72.01	2.34
C	6	K-series	6.87	7.22	26.55	1.40
Mn	25	K-series	0.65	0.68	0.55	0.05
Ni	28	K-series	0.55	0.58	0.44	0.06
Si	14	K-series	0.18	0.19	0.30	0.04
W	74	L-series	0.17	0.18	0.04	0.05
Cr	24	K-series	0.12	0.12	0.10	0.03
Mo	42	L-series	0.02	0.02	0.01	0.03
Total:			95.18	100.00	100.00	

Object 5

Şekil 3.43. S9 no'lu kaynaklı bağlantının EDS analiz grafikleri ve sonuçları

S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların optik ve SEM fotoğrafları incelendiğinde 2000 dev/dk çevresel hızlarla ve farklı sürtünme sürelerine (8, 10 ve 12 sn) maruz bırakılan S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılarda en yüksek kaynak ara yüzey sıcaklığına ulaşıldığı söylenilebilir. Bu sıcaklık artışları, hem AISI 1030 tarafında hem de YKBDD tarafındaki kaynak bölgesinde ısıl gerilimler oluşturulmasına neden olur. Kaynak edilen metallerin bu gerilimleri karşılayabilecek kadar plastik deformasyona uğrayabilme kabiliyetine sahip olması gerekir. Aksi takdirde; malzemeler kaynak sonrası çatlamalara ve kırılmalara uğrayabilir. Fakat bu durumun varlığı ergitmeli kaynak yöntemlerinde daha belirgin ortaya çıkmaktadır. Tam bir ergime olmadan gerçekleşen katı hal kaynak tekniklerinden biri sayılan sürtünme kaynağı, kaynak edilecek metallerin başarılı bir şekilde birleştirilmesinde önemli bir rol oynamaktadır.

EDS analizlerinden anlaşılmaktadır ki, artan sürtünme süresine bağlı olarak difüze olan C, Cr, Mn, Mo, Si ve Ni gibi elementlerin miktarı artmıştır. Çünkü devir sayısı ve sürtünme süresi artışına bağlı olarak, artan ısı girdisi ve kaynak bölgesindeki

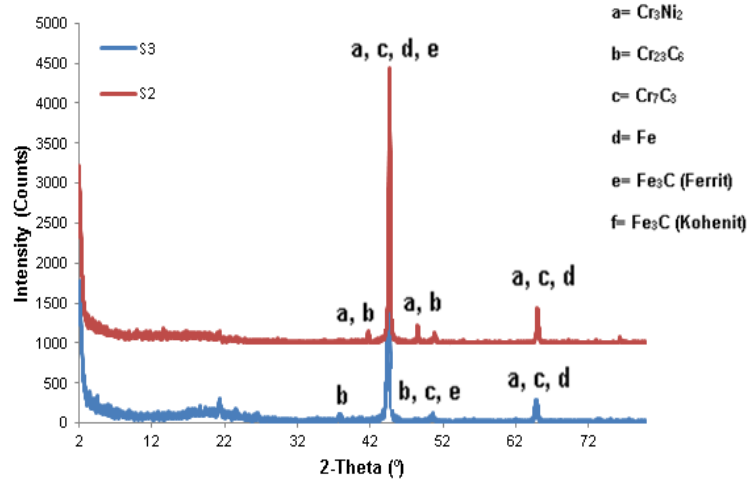
sıcaklığının artış göstermesi difüzyonu artırmaktadır. Bu durum, birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesinin artmasıyla ilişkilendirilebilir. Buna göre; S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak bölgesindeki nikel ara tabakanın EDS sonuçları sırasıyla, %90, %91 ve %91 olarak kaydedilmiştir. SEM fotoğraflarından yapılan ölçeklendirme ile S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için ölçülen nikel ara tabakanın kalınlıkları; 52, 27 ve 44 μm olarak ölçülmüştür. Buna göre; nikel ara tabakanın kalınlığı, S1-S6 no'lu kaynaklı bağlantılara göre; genel olarak, daha düşük çıkmıştır. Bu durum, 2000 dev/dk çevresel hıza sahip olan S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların ara yüzeylerinde meydana gelen göreceli olarak daha fazla yüksek sıcaklık artışının bir sonucudur. S1-S6 no'lu kaynaklı bağlantılar ile mukayese edildiğinde S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için bu bölgedeki tanelerin artan devir sayısına paralel olarak plastik deformasyona uğrama miktarlarının arttığı görülmüştür.

3.4. XRD Faz Analiz Sonuçları ve İrdelenmesi

XRD grafiğinde görülen şiddet seviyeleri sayımlardakiler ile birebir değildir, y eksenini şiddet değerlerine ekleme yapılmış olup bu sayede piklerin birbirlerinin içine girmesi engellenmiştir.

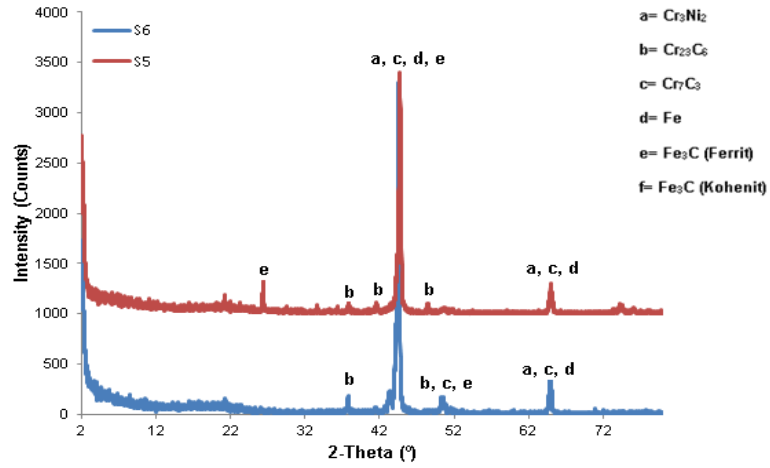
YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1600 dev/dk), sürtünme süresi (10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikler tespit etmek amacı ile yapılan XRD analiz grafiği Şekil 3.44'de verilmiştir. XRD grafiğinde görüldüğü üzere; sürtünme kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmelerde, Cr_3Ni_2 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Fe ve Fe_3C (Ferrit) fazları meydana gelmiştir. Bu durumdan anlaşılmaktadır ki; 1600 dev/dk dönme hızına sahip kaynaklı birleştirmelerde beklendiği üzere sürtünme ısısından dolayı açığa çıkan sıcaklık artışları, kaynak ara yüzeyinde Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 gibi karbürlerin oluşumuna olanak sağlamıştır. YKBDD tarafında alaşım elemanı olan krom'un bazı krom-karbür fazları görülmektedir. Kaynaklı birleştirmelerde yapılan ara yüzey XRD analizleri sonucunda demir (Fe) matris fazının meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca; kaynak ara yüzeylerindeki birleşme bölgesinden alınan XRD analizlerinin, artan sürtünme süresine bağlı olarak

oluşan fazların türünde bir değişikliğin gerçekleşmediği ve sadece kaynak sonrası oluşan fazların şiddet sayımlarında bir değişiklik olduğu tespit edilmiştir. Buna göre artan sürtünme süresine bağlı olarak, Cr_3Ni_2 , Cr_7C_3 ve Fe (demir) fazlarının şiddetlerinde azalma meydana gelmiştir.



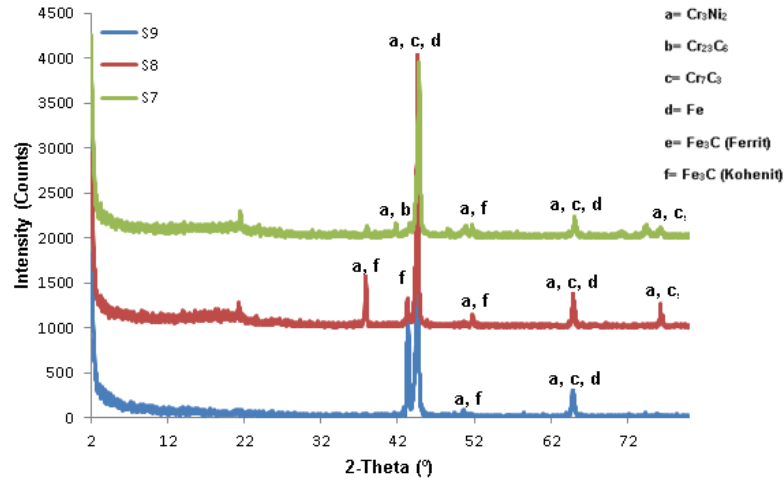
Şekil 3.44. S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1800 dev/dk), sürtünme süresi (10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların birleşme ara bölgesinde oluşan fazların ve bileşikler tespit etmek amacı ile yapılan XRD analiz grafiği Şekil 3.45'de verilmiştir. Kaynak ara yüzeyinde Cr_3Ni_2 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Fe ve Fe_3C (Ferrit) fazları meydana gelmiş olup, şiddetlerinde farklılıklar mevcuttur. Buna göre; 1800 dev/dk devir hızı ve 10 ve 12 sn süreyle gerçekleştirilen sürtünme kaynaklı birleştirmelerde, sürtünme süresinin artışına bağlı olarak oluşan bu faz veya bileşiklerin şiddetlerinde farklılıklar mevcuttur.



Şekil 3.45. S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği

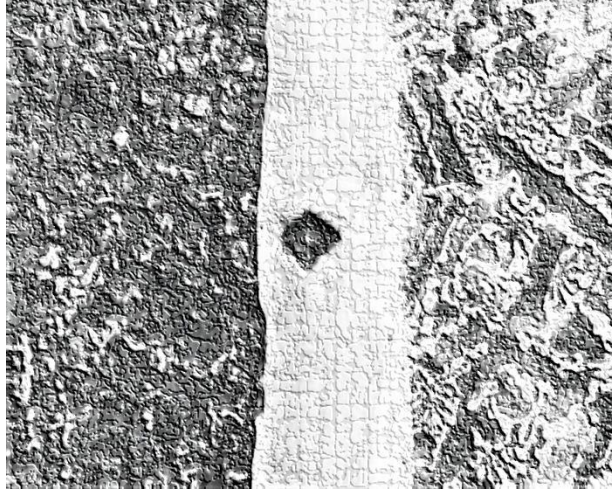
YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (2000 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların birleşme ara bölgesinde oluşan fazların ve bileşikler tespit etmek amacı ile yapılan XRD analiz grafiği Şekil 3.46'da verilmiştir. Sürtünme kaynak sonrası 2000 dev/dk ve 8, 10 ve 12 sn sürtünme sürelerinde ile gerçekleştirilen Cr_3Ni_2 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Fe ve Kohenit bileşenlerine rastlanmıştır. YKBDD ile AISI 1030 çeliğinin nikel ara tabakalı sürtünme kaynağı esnasında, kaynak bölgesindeki elementlerin bölgesel olarak ergitilmesi sonucu, kaynak bölgesi ve termomekanik etkilenmiş bölge içerisinde bazı faz dönüşümler gerçekleşmiştir. Bu dönüşümler sonucunda krom ve demirin farklı faz kristalleri açığa çıkmıştır. Belirli bir derinlik (mikrometre mertebesinde) ötesi hakkında düzlemlerden kırınım detektör tarafından algılanamamaktadır. Bu yüzden nikel ara tabakanın saf halde bulunduğu faz, XRD analiz yönteminde saptanamamıştır. Özellikle 2000 dv/dk devir sayısı ile 12 sn sürtünme süresine sahip olan S9 no'lu kaynaklı bağlantıda en şiddetli kohenit fazının pikine rastlanılmıştır. Artan sürtünme süresine bağlı olarak, artan ısı girdisinden kaynaklanan sebeple, fazların şiddetlerinde değişme meydana gelmektedir.



Şekil 3.46. S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların XRD analiz grafiği

3.5. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

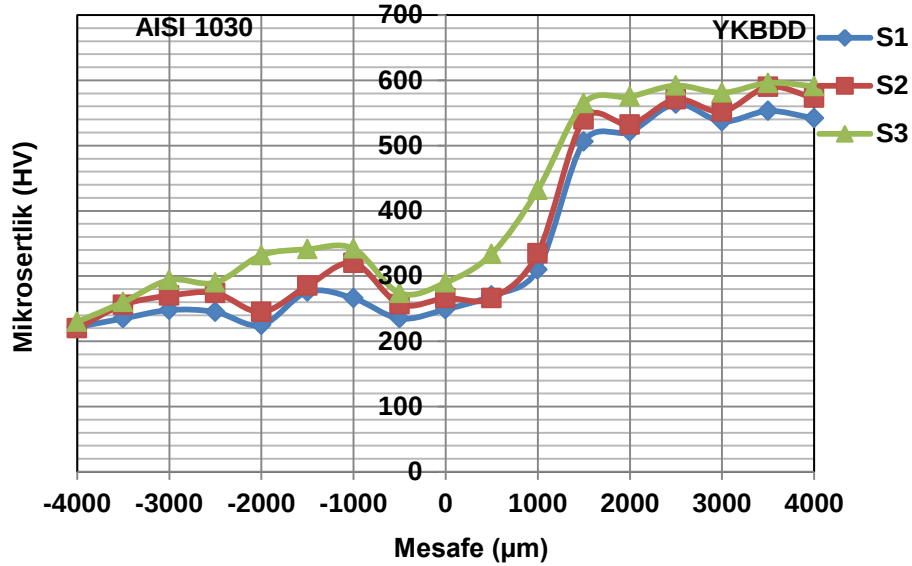
Üç farklı çevresel hız (1600, 1800 ve 200 dev/dk) ve sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn) kullanılarak uygulanan sürtünme kaynaklı bağlantıların, birleşme merkezinden ana metale doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm analizleri yapılmıştır. Ayrıca; deneyde kullanılan bir kaynaklı bağlantıya ait olan mikrosertlik izi Şekil 3.47'de gösterilmiştir. Tüm üretim parametrelerinde birleştirilen kaynaklı bağlantıların mikrosertlik eğrileri incelendiğinde, literatüre uygun olarak üç farklı bölgede (kaynak metali, termomekanik etkilenmiş bölge ve esas metal) sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir. Yüksek sıcaklıktan dolayı oluşan krom-karbür fazları da gevreklemeye ve kırılganlığa sebep olur [12]. Bahsedilen krom-karbürlerin martenzit fazında olduğu gibi kayma düzlemi içermediğinden ötürü, sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir [57]. Fakat ara taba olarak kullanılan nikel tabakanın kaynak ara yüzeyinde oluşan sert ve kırılgan yapıya sahip olan Cr_xC_y veya martenzit gibi fazların oluşumunu ciddi şekilde engellediğinden dolayı, bu bölgelerdeki sertlik değerleri, en düşük seviyelerde ölçülmüştür. Kaynak bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçlarının esas malzemeye ulaşıldığında, YKBDD ve AISI 1030 malzemelerin ana sertlik değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir.



Şekil 3.47. Deneyde kullanılan bir kaynaklı bağlantıya ait olan mikrosertlik izinin gösterimi

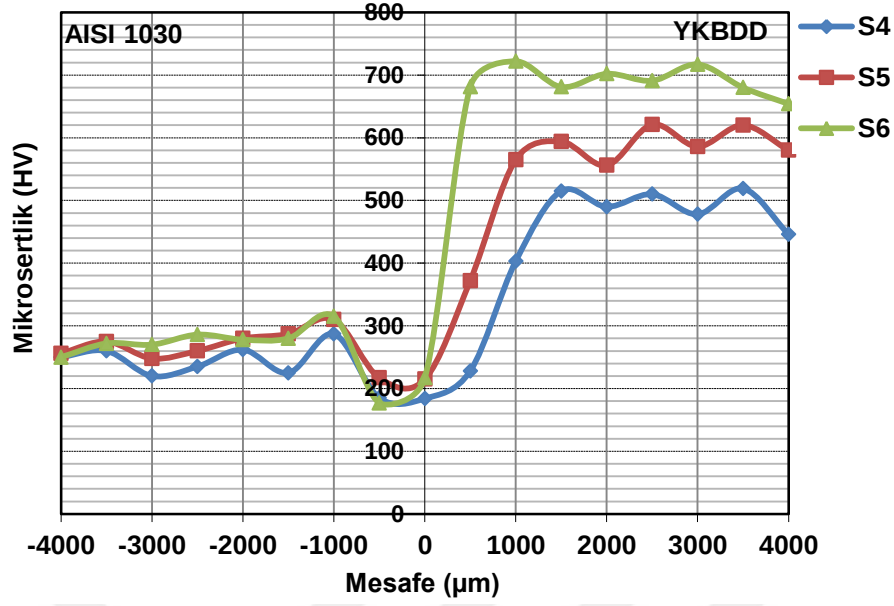
YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1600 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik–mesafe eğrileri Şekil 3.48’de verilmiştir. Bu mikrosertlik-mesafe grafiği incelenirse; S1, S2 ve S3 no’lu kaynaklı bağlantılardaki en yüksek mikrosertlik ölçümleri sırasıyla 564, 590, 596 HV olarak kaydedilmiştir. S1, S2 ve S3 no’lu kaynaklı bağlantılar için, benzer sertlik dağılımları mevcuttur. Fakat farklı sürtünme sürelerine (8, 10 ve 12 sn) sahip S1, S2 ve S3 no’lu kaynaklı bağlantılar göstermiştir ki; artan sürtünme süresinin, malzemelerin mikrosertlik ölçüm sonuçları üzerinde etkili bir parametredir. Buna göre; kaynak bölgesine yakın yerlerde bulunan termomekanik etkilenmiş bölgelerin sertliklerindeki bu artışın temel sebebi, sıcaklık artışının kaynak bölgesine yakın olan yerlere malzemenin ısı iletimi sayesinde ulaşması ve buna bağlı olarak o bölgede meydana gelen sıcaklık artışlarından dolayı Cr_xC_y gibi bileşenlerinin oluşmasıdır. Yapılan XRD ve EDS analizlerinin sonuçları da bu durumu destekler niteliktedir. Diğer kaynaklı bağlantılara nazaran daha düşük devir sayısına sahip olan S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılar daha dar bir termomekanik etkilenmiş bölgeye sahip olduklarından dolayı esas malzemelerin sertlik değerlerine daha kısa mesafelerde ulaşılmasına neden olmaktadır. Artan sürtünme süresine bağlı olarak artan ısı girdisi, malzemelerin termomekanik etkilenmiş bölgenin genişliği üzerinde etkili olmuştur. Buna göre; en yüksek sertlik değerinin S3 no’lu kaynaklı bağlantıda 596 HV olarak ölçülmüştür.

Kaynak bölgesindeki nikel ara tabakanın ise tüm S1 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılar için düşük çıkmasının sebebi, nikel ara tabakanın bir astar görevi görerek kaynak ara yüzeyindeki gerilmeleri sönmüleme yetisinden dolayı kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 3.48. S1-S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri

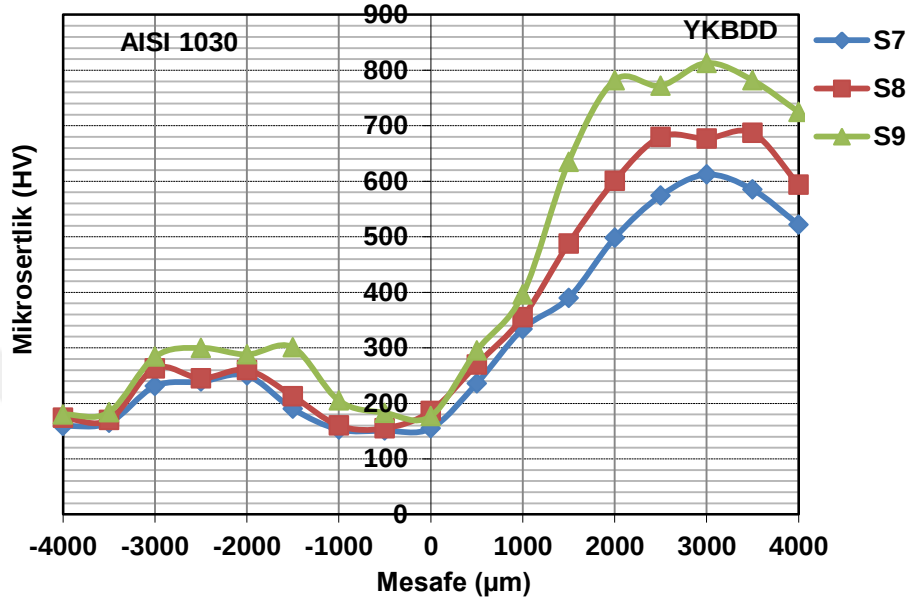
YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1800 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri Şekil 3.49'da verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların mikrosertlik eğrileri incelendiğinde, S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılardaki en yüksek mikrosertlik ölçümleri sırasıyla 519, 621, 722 HV olarak kaydedilmiştir. Buna göre; sertlik mesafe eğrisinde kaynak bölgesindeki sertlik düşüşünü takiben termomekanik etkilenmiş bölgesinde artış ve daha sonra deforme olmayan bölgelerde orijinal malzeme sertliklerine dönüşler izlenmektedir. En yüksek sertlik değerinin S6 no'lu kaynaklı bağlantıda 722 HV olarak ölçülmüştür. Bu sertlik artışı 1600 dev/dk göre daha fazla bir ısı girdisinin olması ve artan sürtünme süresine bağlı olarak daha fazla gerçekleşen plastik deformasyon miktarıyla doğru orantılı bir durumdur.



Şekil 3.49. S4-S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (2000 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri Şekil 3.50'de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların mikrosertlik eğrileri incelendiğinde, S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılardaki en yüksek mikrosertlik ölçümleri sırasıyla 612, 687, 813 HV olarak kaydedilmiştir. Buna göre; en yüksek sertlik değerinin S9 no'lu kaynaklı bağlantıda ölçülmüştür. Artan devir sayısı ve sürtünme süresine bağlı olarak daha viskoz hale gelen AISI 1030 tarafında flanş oluşumu daha kolay olmaktadır. Bu durum; AISI 1030 tarafındaki termomekanik etkilenmiş bölgenin genişliği üzerinde negatif bir etki oluşturarak, flanş oluşumu daha kolay hale gelir. Ayrıca; YKBDD tarafında, artan devir sayısı ve sürtünme süresiyle birlikte kaynak bölgelerinde ve termomekanik etkilenmiş bölgede meydana gelen yüksek sıcaklık artışlarını takip eden yüksek soğuma hızları da, daha yüksek sertlik değerlerinin elde edilmesine neden olmuştur. Ayrıca en yüksek kaynak bölgesi sıcaklıklarının S7, S8, ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılarda olduğu tahmin edilmektedir. Çünkü en yüksek ısı girdisi bu grupta meydana gelmiştir. Oluşan yüksek sıcaklıklar, kaynak bölgesinin aşırı hızlı soğumasına neden olarak, martenzit veya krom karbür gibi bileşenlerin miktarını arttırmaktadır. Kaynak Bölgesinde miktar olarak artan bu fazlar sertlik artışı üzerinde önemli bir etkiye

sahip olduğu aşıkârdır. Buna göre artan sürtünme süresi ve devir sayısına bağlı olarak en yüksek ısı girdisi S9 no'lu kaynaklı bağlantıda meydana gelmiştir. Bu sebeple yine en yüksek aşırı soğuma hızına maruz kalan kaynaklı bağlantının S9 no'lu kaynaklı bağlantı olduğu için en yüksek sertlik artışı da yine bu kaynaklı bağlantıda meydana gelmiştir.

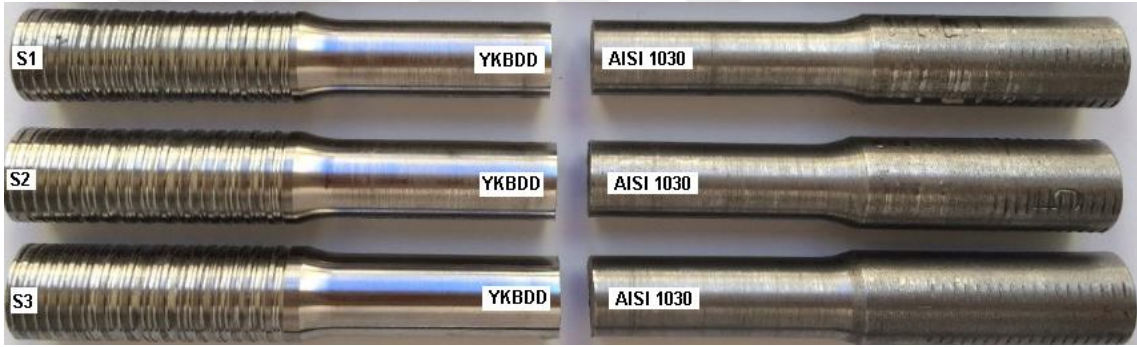


Şekil 3.50. S7-S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik-mesafe eğrileri

3.6. Çekme Deneyi Sonuçları ve İrdelenmesi

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1600 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası makro görüntüleri Şekil 5.51'de sırasıyla verilmiştir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak maksimum çekme değerleri sırasıyla 225, 236 ve 264 MPa olarak ölçülmüştür. Çekme testi sonrası tüm kaynaklı bağlantıların kopma noktası, boyun vermeksizin kaynak bölgelerinde meydana gelmiştir. Buna sebep olarak, AISI 1030 çeliğinin maksimum çekme dayanımı 300-490 MPa arasında olmasından dolayı çekme testinden sonra tüm kaynaklı bağlantılarda meydana gelen maksimum çekme değerleri ise AISI 1030 çeliğinin maksimum çekme mukavemetinden daha küçük değerlerde çıkmasıdır. Ayrıca meydana gelen kırılmalarda boyca uzama ihmal edilecek kadar az miktarda

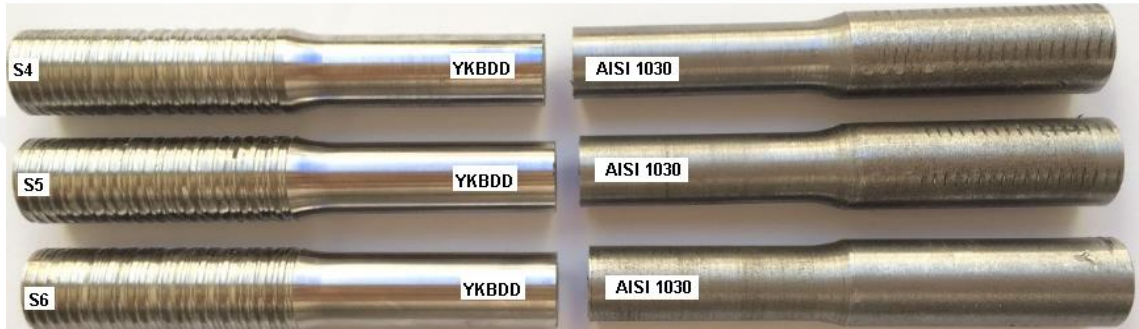
gerçekleşmiş olup, kırılma tipi gevrek kırılma olarak gözlemlenmiştir. Yılmaz ve arkadaşlarının 2002 yılında yaptığı bir araştırmada şu sonuçlara ulaşılmıştır; Mikroyapı üzerinde etkili parametreler, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığma basıncı ve yığma süresidir. Buna göre; uygulanan sürtünme kaynak parametreleri, kaynak metalleri arasında kaynak bağlantısının oluşamayacağı kadar kısa olmamalıdır. Bunun neticesinde, düşük parametrelerde bağlantı bölgesinde por ve lunke oluşumu gözlemlenebilir. Bu durum kaynak metalleri arasındaki bağlantı mukavemetini azaltarak daha düşük yüklerde kopmasına neden olur. Buna göre; en düşük sürtünme kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılarının maksimum çekme değerlerindeki bu farklılığa; kaynak ara yüzeyinin iç kısımlarındaki bağlantısız bölge, çatlak ve boşlukların varlığı ve büyüklükleri neden olmakta olup, bunların çekme testlerinin kopma davranışları üzerine önemli rol oynaması gösterilebilir.



Şekil 3.51. Çekme testi sonrası S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (1800 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası makro görüntüleri Şekil 5.52'de sırasıyla verilmiştir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılara ait maksimum çekme değerleri sırasıyla 249, 275 ve 327 MPa olarak kaydedilmiştir. Buna göre; 1800 dev/dk devir hızına sahip olan S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıları artan sürtünme süreleriyle maksimum çekme mukavemet değerleri arasında doğru bir orantı sergilemektedir. En yüksek maksimum çekme mukavemet değeri S6 no'lu kaynaklı bağlantıda elde edilirken, en düşük

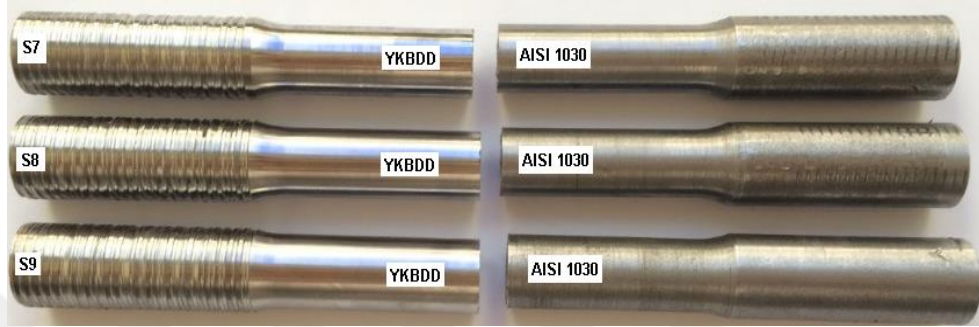
maksimum çekme mukavemet değeri ise S4 no'lu kaynaklı bağlantıda elde edilmiştir. Maksimum çekme değerlerindeki bu farklılık, artan sürtünme süresiyle birlikte, kaynak bölgesindeki madde geçişlerini kolaylaştırarak, kaynak malzemeleri arasında sıkı ve sağlam bağların oluşmasına müsaade etmiştir. Buna göre 1800 dev/dk devir sayısı, 8, 10 ve 12 sn sürtünme süresine sahip olan S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantılar; diğer S1, S2 ve S3 no'lu kaynaklı bağlantılar ile karşılaştırıldığında, çekme mukavemetleri üzerinde, artan devir sayısı olumlu bir etki yapmıştır.



Şekil 3.52. Çekme testi sonrası S4, S5 ve S6 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri

YKBDD ile AISI 1030 çelik çiftinin 2 mm kalınlığa sahip nikel ara tabaka kullanılarak, devir sayısı (2000 dev/dk), sürtünme süresi (8, 10 ve 12 sn), sürtünme basıncı (80 MPa), yığma basıncı (150 MPa) ve yığma süresi (8 sn) kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası makro görüntüleri Şekil 5.53'de sırasıyla verilmiştir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılara ait maksimum çekme değerleri sırasıyla 381, 336 ve 310 MPa olarak kaydedilmiştir. Buna göre; en yüksek maksimum çekme gerilmeleri bu gruptaki kaynaklı bağlantılarda gözlemlenmiştir. Devir sayılarının maksimum çekme değerleri üzerindeki olumlu etkisi daha önce bahsedilmiş olup, yapı içindeki artan sıcaklığa bağlı olarak, artan difüzyonun ve yapı içerisindeki boşlukların minimize edilmesinin bir neticesidir. Fakat 2000 dev/dk devir sayısına sahip olan S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantılar için bu durum söz konusu değildir. Buna göre; bu deney grubunda en düşük maksimum çekme mukavemet değerleri en yüksek devir ve en yüksek sürtünme süresine maruz bırakılan S9 no'lu kaynaklı bağlantıda kaydedilmiştir. Bunun sebebi; S9 no'lu kaynaklı bağlantıda artan sürtünme süresi ve devir sayısına bağlı olarak, artan ısı girdisiyle birlikte aşırı soğuma hızının artmasıdır. AISI 1030 ve

YKBDD taraflarında artan krom-karbür intermetalik sert ve kırılgan olan fazların oluşumu söz konusudur. Artan devir sayısı ve sürtünme süresi, kaynak bölgesinde istenmeyen bu tür fazların açığa çıkarmasından dolayı, maksimum çekme mukavemet değerleri üzerinde negatif bir etki oluşturmuştur. Bunun neticesinde; en yüksek maksimum çekme mukavemet değeri, S7 no'lu kaynak bağlantıda meydana gelmiştir.

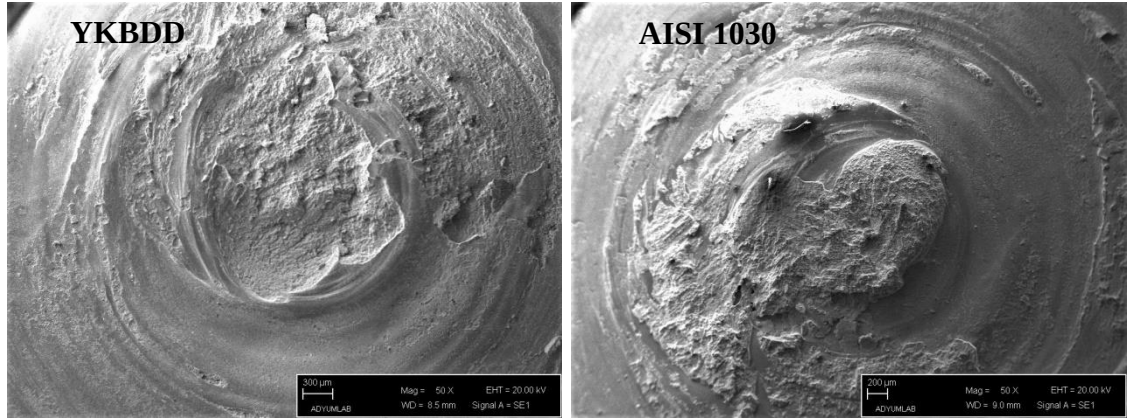


Şekil 3.53. Çekme testi sonrası S7, S8 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların genel görünüşleri

3.7. Kırılma Yüzeyi İnceleme Sonuçları

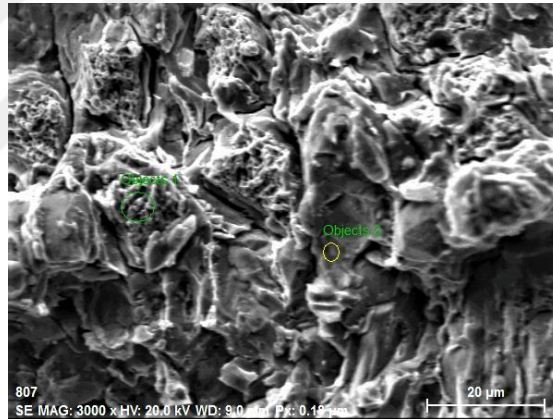
Nikel ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilmiş S1, S5 ve S9 no'lu kaynaklı bağlantıların kırılma yüzeylerine SEM analizleri yapılmıştır. Buna göre, çekme testi sonrası tüm kaynaklı bağlantıların kırılma yüzey SEM fotoğrafları incelendiğinde, tüm kaynaklı bağlantıların kırılma yüzeylerinin benzer kırılma davranışına sahip olduğu anlaşılmaktadır. Çekme testi sonrası kopmaların genellikle, kaynak bölgesinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Sürtünme kaynağı ile birleştirilen kaynaklı bağlantılarda çekme testi sonrası yapılan boyutsal ölçüm analizlerinde; belirgin bir % uzama değerleri görülmemiştir. Bu durum, tüm kaynaklı bağlantıların, gevrek kırılmaya yakın bir kırılma türüyle kırıldıklarını gösteren bir işarettir.

Şekil 3.54'de verilen S1 no'lu kaynaklı bağlantının kırılma yüzeyi incelendiğinde; özellikle orta kısımlarda girinti çıkıntılı bir görünüm var iken, kenarlara doğru gidildikçe pürüzsüz ve parlak bir görünüm söz konusudur. Buna bağlı olarak; göbekteki girinti ve çıkıntıların olması, yapının merkezinde çok az da olsa sünek kırılmanın oluştuğunu söylemek mümkündür. Ayrıca kaynak metallerinin merkez bölgelerinin sürtünme kaynağıyla iyice birbirine karıştığı söylenebilir. Fakat kenar bölgeler ise gevrek klivaj kırılmaya yakın morfoloji sergilemektedir.

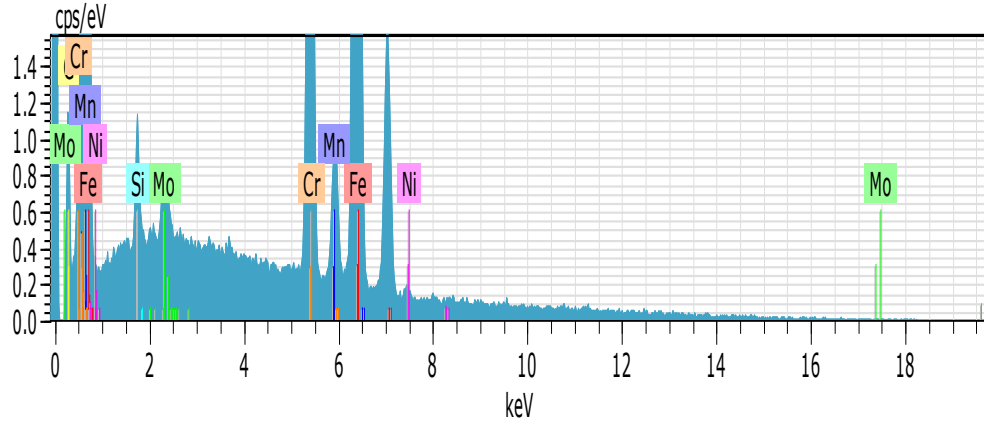


Şekil 3.54. S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri

Çekme testi sonrası S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 ve YKBDD taraflarındaki kopma yüzeylerinden alınan EDS sonuçları Şekil 3.55–Şekil 3.58'de verilmiştir.

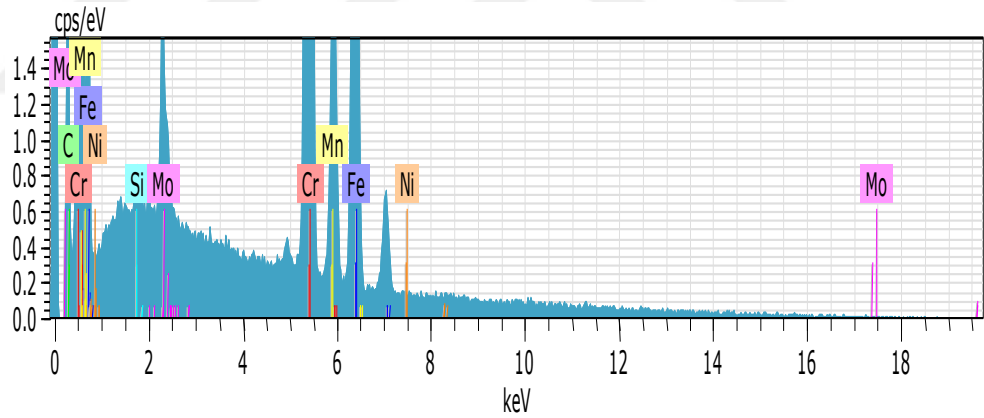


Şekil 3.55. S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	62.17	67.85	48.06	1.69
Cr	24	K-series	15.97	17.42	13.26	0.46
C	6	K-series	9.95	10.85	35.75	1.77
Mo	42	L-series	1.37	1.50	0.62	0.09
Si	14	K-series	0.85	0.93	1.30	0.07
Mn	25	K-series	0.78	0.85	0.61	0.06
Ni	28	K-series	0.55	0.60	0.40	0.06
Total:			91.63	100.00	100.00	

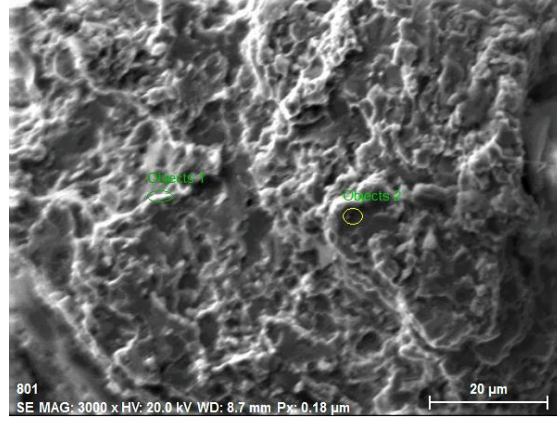
Object 1



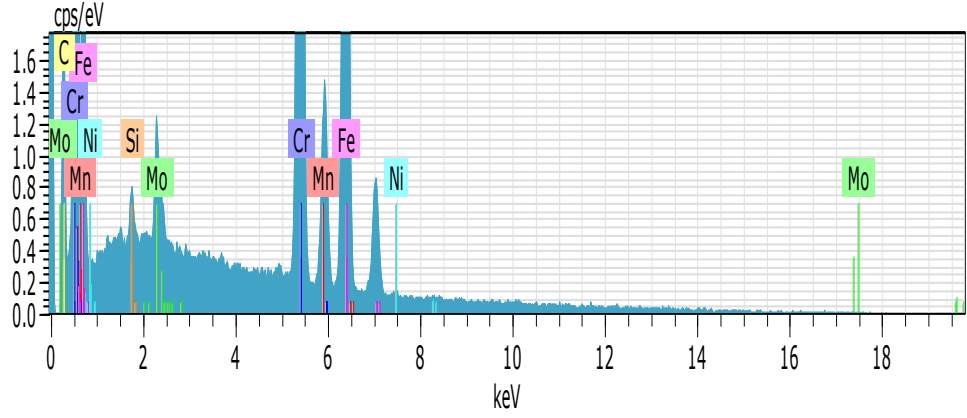
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	47.52	53.39	35.76	1.31
Fe	26	K-series	23.83	26.77	16.70	0.68
C	6	K-series	14.05	15.79	45.78	2.29
Mo	42	L-series	2.91	3.27	1.19	0.14
Mn	25	K-series	0.50	0.56	0.35	0.05
Si	14	K-series	0.13	0.14	0.18	0.03
Ni	28	K-series	0.07	0.08	0.05	0.04
Total:			89.01	100.00	100.00	

Object 2

Şekil 3.56. S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları

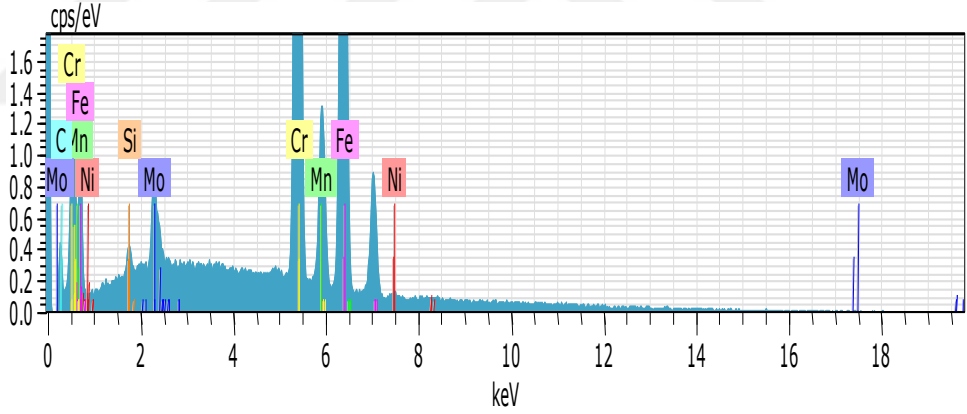


Şekil 3.57. S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	36.40	40.27	24.00	1.01
Cr	24	K-series	34.59	38.26	24.49	0.97
C	6	K-series	16.25	17.98	49.83	2.56
Mo	42	L-series	2.13	2.36	0.82	0.11
Mn	25	K-series	0.48	0.53	0.32	0.05
Si	14	K-series	0.28	0.31	0.36	0.04
Ni	28	K-series	0.27	0.30	0.17	0.05
Total:			90.41	100.00	100.00	

Object 1



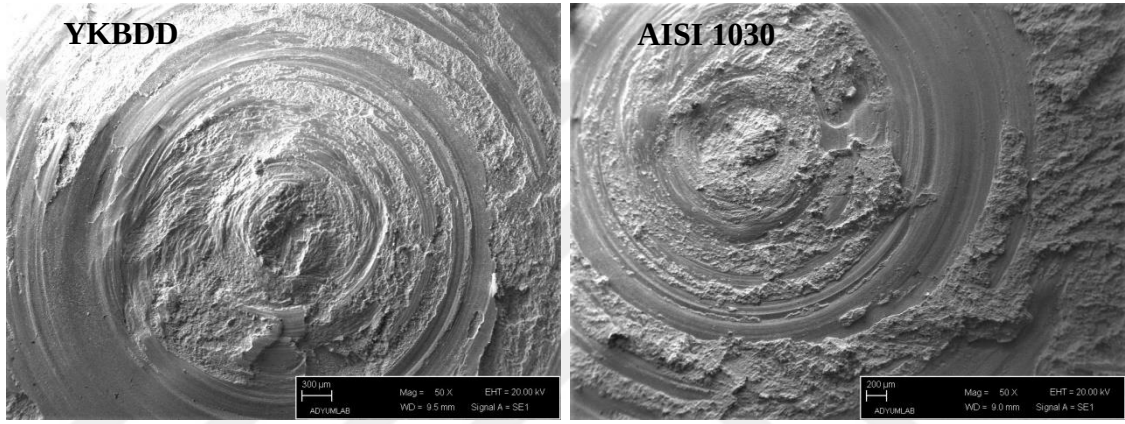
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	40.83	48.34	39.79	1.12
Cr	24	K-series	34.52	40.86	36.13	0.96
C	6	K-series	4.56	5.40	20.66	0.96
Mo	42	L-series	3.63	4.30	2.06	0.17
Si	14	K-series	0.48	0.57	0.93	0.05
Mn	25	K-series	0.24	0.28	0.23	0.04
Ni	28	K-series	0.22	0.26	0.20	0.04
Total:			84.47	100.00	100.00	

Object 2

Şekil 3.58. S1 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları

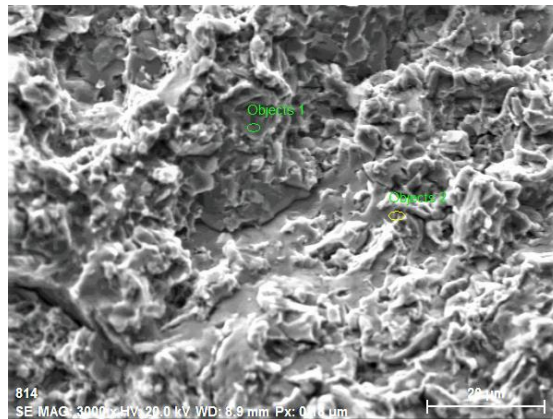
EDS analizleri incelendiğinde, kırılma sonrasında AISI 1030 çeliği üzerinde yüksek YKBDD kalıntılarının olduğu tespit edilmiştir. Bu durum göstermiştir ki, çekme testi sonrası YKBDD tarafından AISI 1030 tarafına ve AISI 1030 tarafından YKBDD tarafına atom geçişlerinin olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 3.59’da verilen S5 no’lu kaynaklı bağlantının kırılma yüzey SEM fotoğrafı incelendiğinde, S1 no’lu kaynaklı bağlantıya göre, artan devir sayısı ve artan sürtünme süresiyle birlikte girintili çıkıntılı yüzey morfolojisi; daha homojen olarak tüm yüzeye dağıldığı tespit edilmiştir. Bu durumda, sürtünme kaynak parametrelerinin önceki numuneye göre daha optimum seviyede olduğu anlaşılmaktadır.

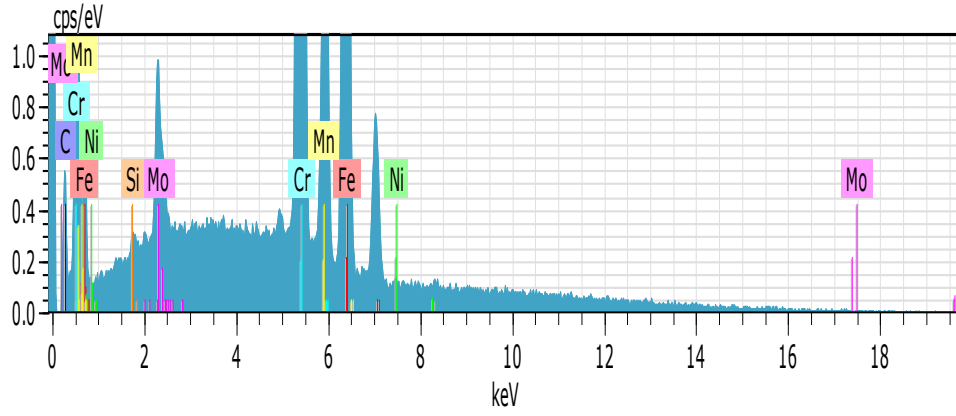


Şekil 3.59. S5 no’lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri

Çekme testi sonrası S5 no’lu kaynaklı bağlantı için AISI 1030 ve YKBDD taraflarındaki kopma yüzeylerinden alınan EDS sonuçları Şekil 3.60–Şekil 3.63’de verilmiştir.

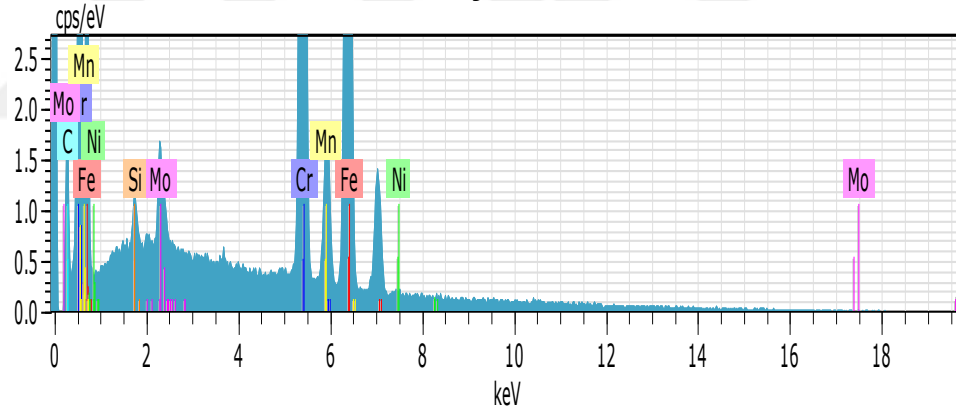


Şekil 3.60. S5 no’lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	50.40	55.33	48.73	1.39
Fe	26	K-series	30.77	33.77	27.70	0.86
C	6	K-series	4.87	5.35	20.39	1.01
Mo	42	L-series	4.04	4.43	2.12	0.19
Mn	25	K-series	0.85	0.94	0.78	0.06
Si	14	K-series	0.16	0.17	0.28	0.04
Ni	28	K-series	0.01	0.01	0.01	0.03
Total:			91.10	100.00	100.00	

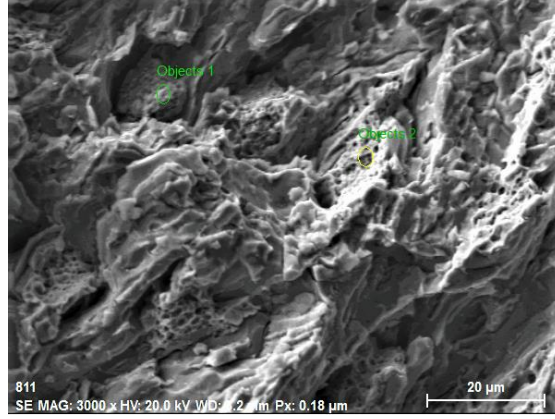
Object 1



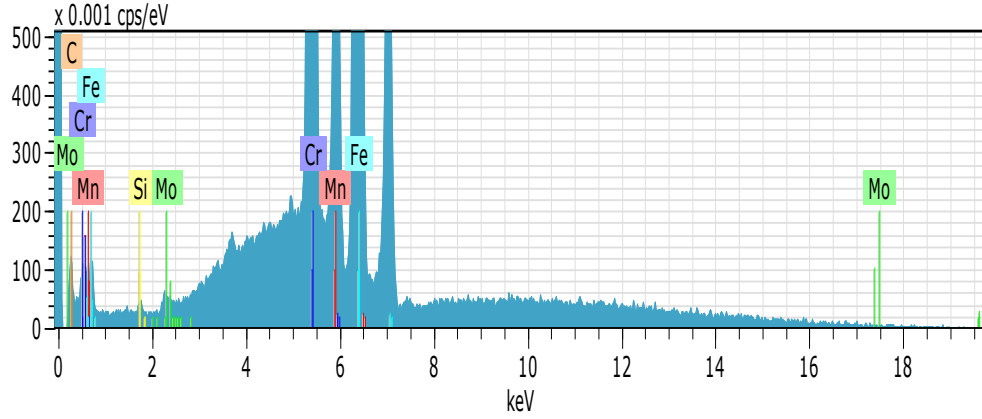
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	40.04	48.29	32.15	1.10
Cr	24	K-series	28.10	33.89	24.23	0.79
C	6	K-series	10.99	13.25	41.02	1.87
Mo	42	L-series	2.40	2.90	1.12	0.12
Mn	25	K-series	0.59	0.72	0.48	0.05
Si	14	K-series	0.48	0.58	0.76	0.05
Ni	28	K-series	0.31	0.38	0.24	0.05
Total:			82.92	100.00	100.00	

Object 2

Şekil 3.61. S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları

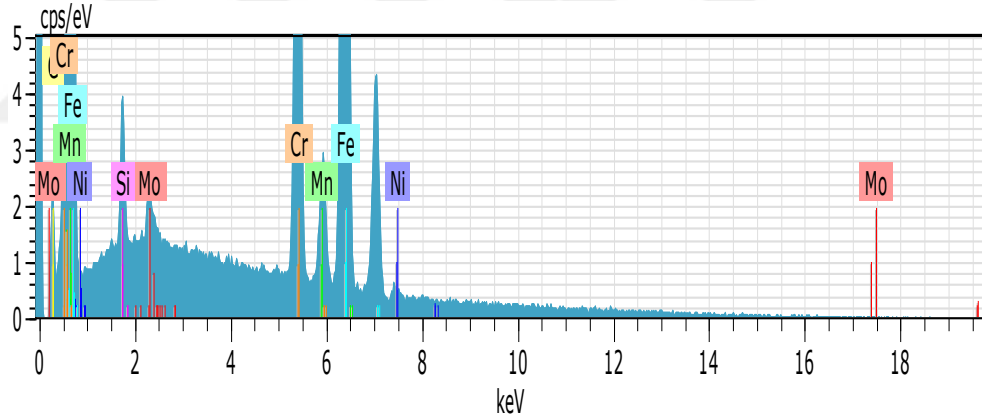


Şekil 3.62. S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	52.95	65.55	59.11	1.44
Cr	24	K-series	23.36	28.92	28.01	0.66
C	6	K-series	1.93	2.39	10.02	0.50
Mn	25	K-series	1.19	1.48	1.36	0.07
Mo	42	L-series	0.93	1.16	0.61	0.10
Si	14	K-series	0.40	0.50	0.89	0.07
Total:			80.76	100.00	100.00	

Object 1



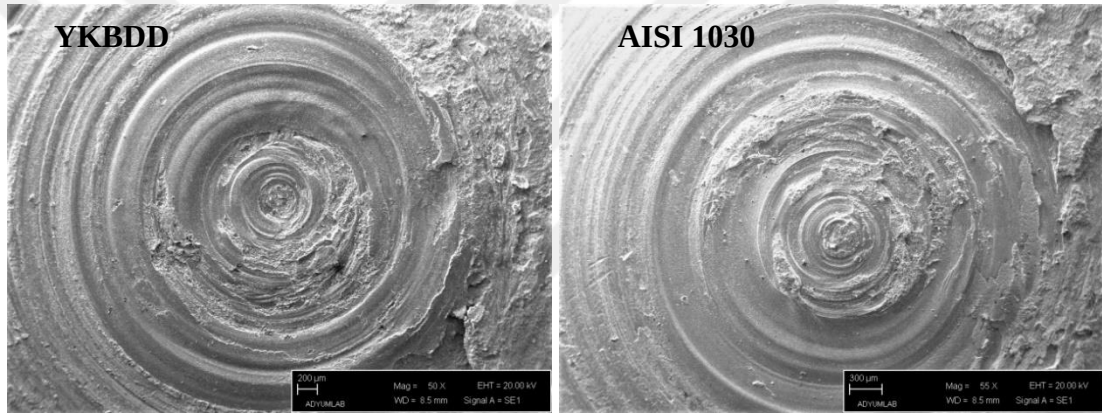
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	59.70	69.44	52.98	1.62
Cr	24	K-series	15.66	18.21	14.93	0.46
C	6	K-series	6.82	7.93	28.12	1.34
Mo	42	L-series	1.29	1.50	0.66	0.08
Si	14	K-series	1.24	1.45	2.19	0.09
Mn	25	K-series	0.72	0.84	0.65	0.06
Ni	28	K-series	0.54	0.63	0.46	0.06
Total:			85.97	100.00	100.00	

Object 2

Şekil 3.63. S5 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları

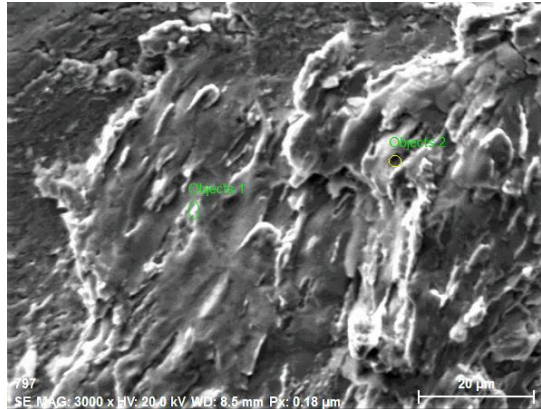
EDS sonuçlarından anlaşılmaktadır ki, YKBDD tarafına ait olan Cr, C, Si, Ni, Mn ve Mo alaşım elementleri AISI 1030 çeliği içerisine S1 no'lu kaynaklı bağlantıya göre daha fazla difüze olmuştur.

Şekil 3.64'de verilen S9 no'lu kaynaklı bağlantı, en yüksek devir sayısı (2000 dev/dk) ve en yüksek sürtünme süresine (12 sn) maruz bırakılmıştır. Buna bağlı olarak, kırılma yüzey SEM fotoğrafı incelendiğinde, her iki kırık malzeme yüzeylerinde kaynak sırasında oluşan maddelerin kalıntıları görülmektedir. Bu kalıntıların miktarları önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu aşikârdır. Bu durum; artan ara yüzey sıcaklığının, kaynak metalleri üzerinde plastik deformasyonun oluşturduğu etkiden kaynaklandığı düşünülmektedir.

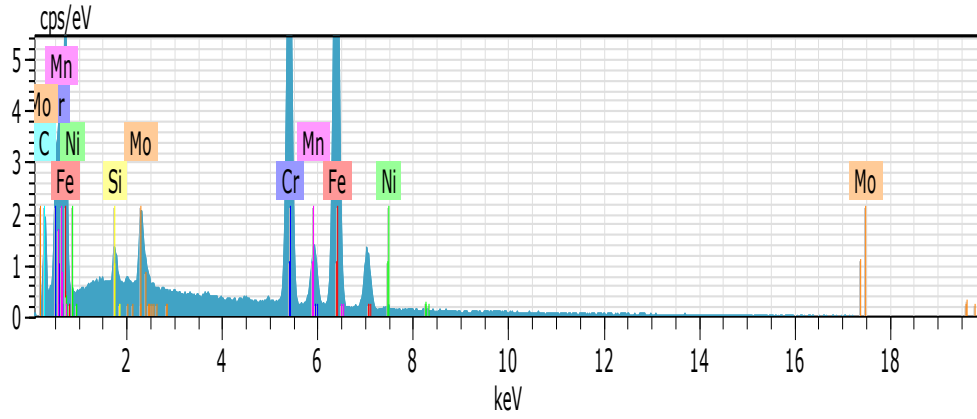


Şekil 3.64. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait kırık yüzey SEM görüntüleri

Çekme testi sonrası S9 no'lu kaynaklı bağlantı için AISI 1030 ve YKBDD taraflarındaki kopma yüzeylerinden alınan EDS sonuçları Şekil 3.65–Şekil 3.68'de verilmiştir.

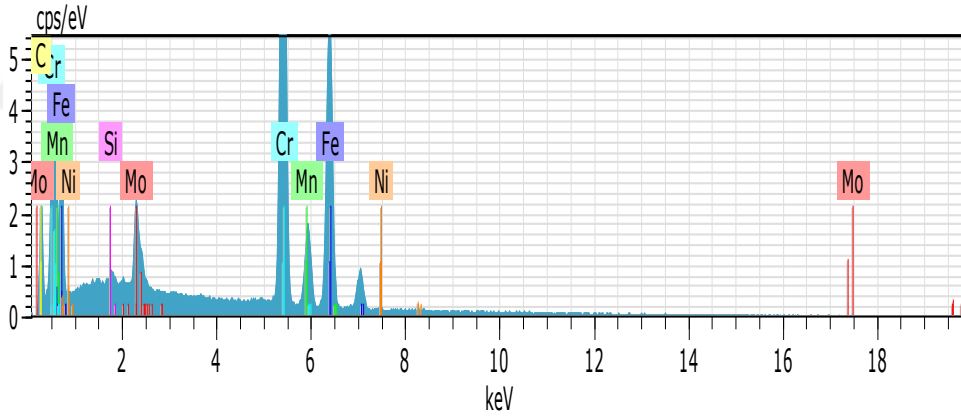


Şekil 3.65. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	43.85	51.14	31.73	1.21
Cr	24	K-series	22.91	26.72	17.80	0.65
C	6	K-series	14.14	16.49	47.57	2.33
Mo	42	L-series	3.35	3.90	1.41	0.15
Mn	25	K-series	0.57	0.66	0.42	0.05
Si	14	K-series	0.56	0.66	0.81	0.05
Ni	28	K-series	0.37	0.44	0.26	0.05
Total:			85.75	100.00	100.00	

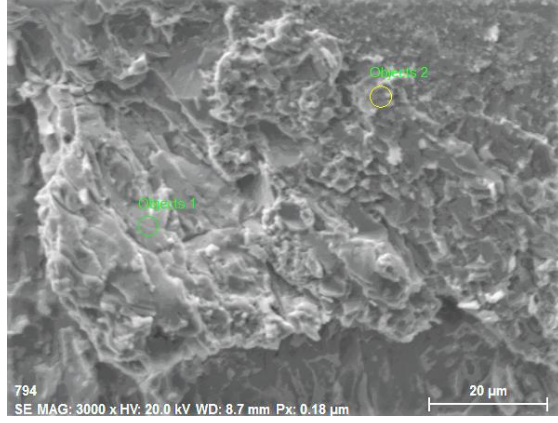
Object 1



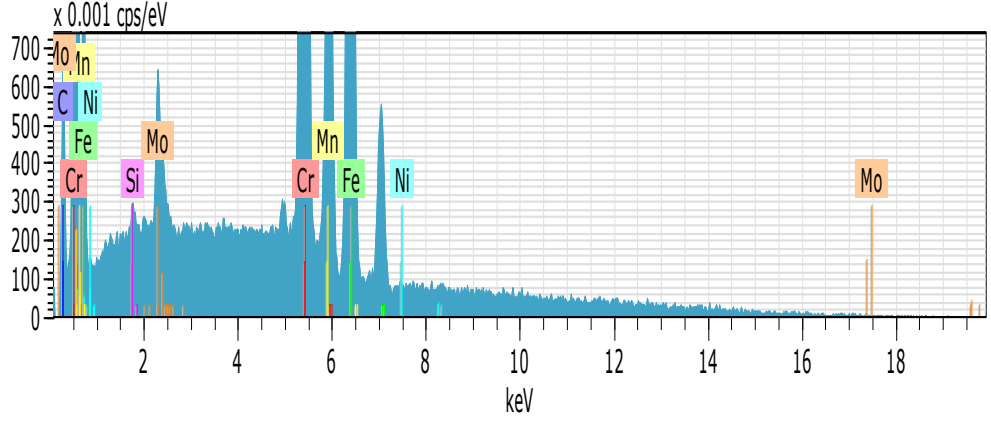
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	34.93	41.92	27.38	0.97
Fe	26	K-series	28.99	34.79	21.15	0.81
C	6	K-series	14.45	17.34	49.03	2.33
Mo	42	L-series	4.25	5.10	1.80	0.19
Mn	25	K-series	0.34	0.41	0.26	0.04
Ni	28	K-series	0.20	0.25	0.14	0.04
Si	14	K-series	0.16	0.19	0.23	0.04
Total:			83.33	100.00	100.00	

Object 2

Şekil 3.66. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki EDS analiz grafikleri ve sonuçları

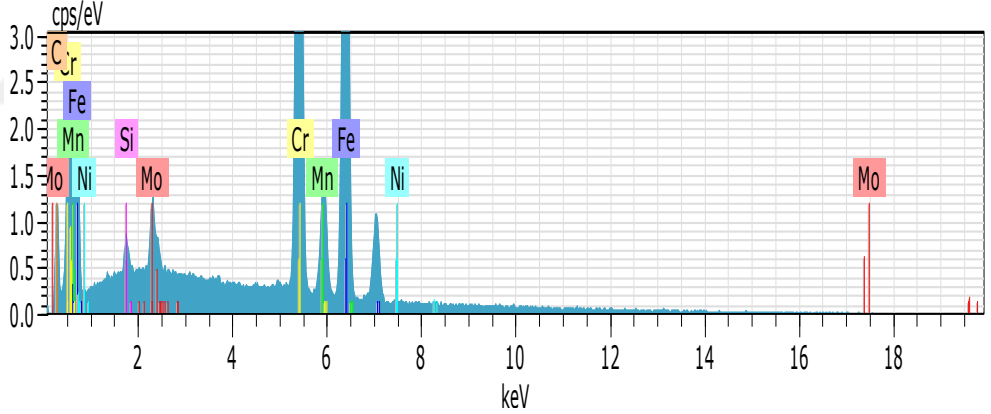


Şekil 3.67. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyi EDS analiz noktalarını gösteren SEM görüntüsü



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Cr	24	K-series	52.67	55.78	45.42	1.45
Fe	26	K-series	30.07	31.84	24.14	0.84
C	6	K-series	7.45	7.89	27.82	1.38
Mo	42	L-series	2.82	2.98	1.32	0.14
Mn	25	K-series	1.20	1.27	0.98	0.07
Si	14	K-series	0.19	0.20	0.31	0.04
Ni	28	K-series	0.03	0.03	0.02	0.03
Total:			94.43	100.00	100.00	

Object 1



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	42.94	48.04	33.41	1.18
Cr	24	K-series	32.46	36.31	27.13	0.91
C	6	K-series	10.22	11.44	36.98	1.79
Mo	42	L-series	2.63	2.94	1.19	0.13
Si	14	K-series	0.54	0.60	0.83	0.05
Mn	25	K-series	0.42	0.48	0.34	0.05
Ni	28	K-series	0.17	0.19	0.13	0.04
Total:			89.37	100.00	100.00	

Object 2

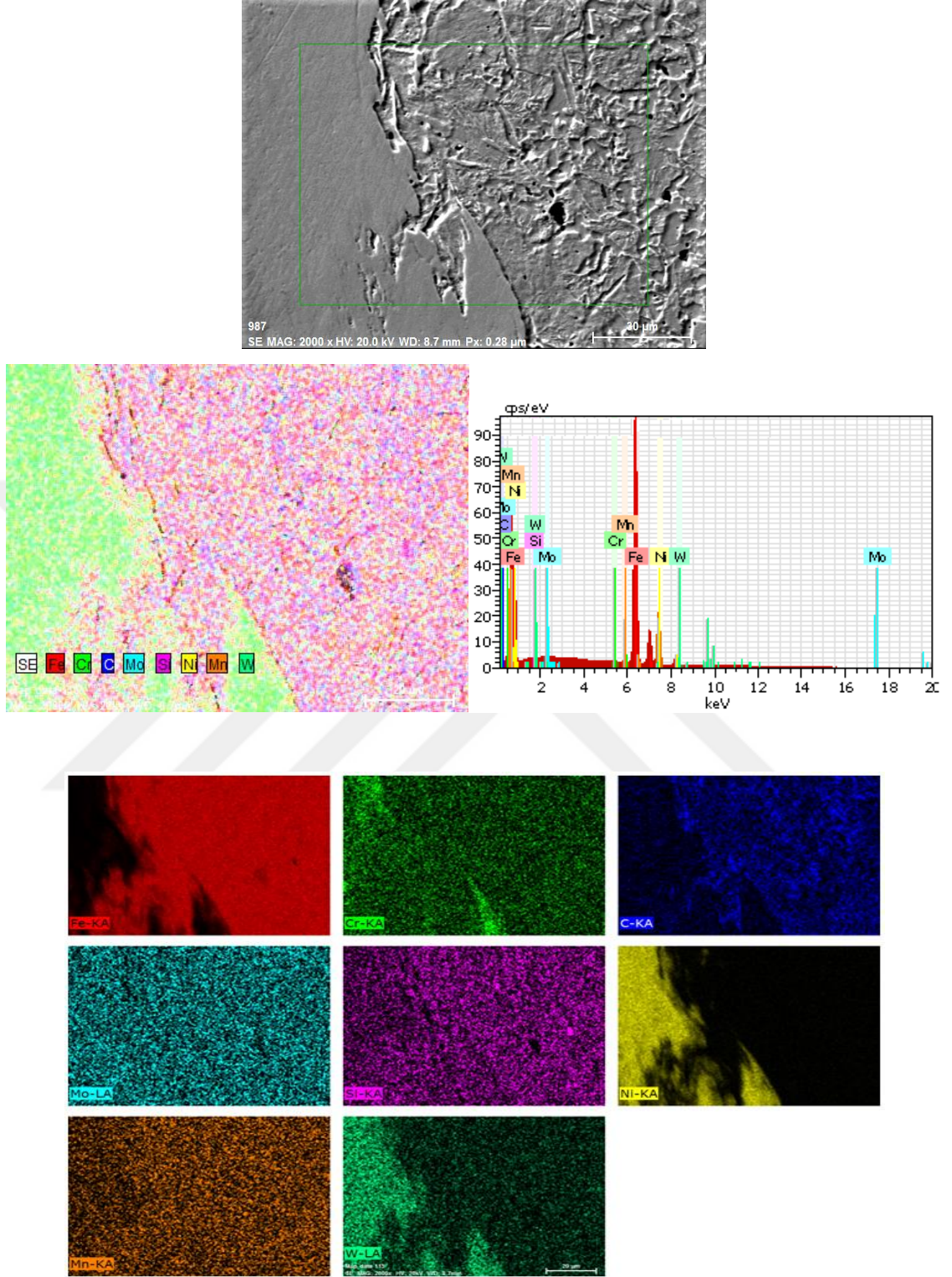
Şekil 3.68. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafından EDS analiz grafikleri ve sonuçları

S9 no'lu kaynaklı bağlantı için; en yüksek kaynak ara yüzey sıcaklığının elde edildiği kaynaklı bağlantı olduğu düşünülmektedir. Bundan dolayı S9 no'lu kaynaklı bağlantı için; viskoz malzeme miktarı en yüksek seviyelerdedir. Artan sürtünme süresi ve devir sayısına bağlı olarak artan ara yüzey sıcaklığı; difüzyonu kolaylaştıran itici güç olduğundan dolayı, en fazla madde geçişlerinin S9 no'lu kaynaklı bağlantıda gerçekleştiğini söylemek mümkündür. Bu durumu her iki taraftan alınan kırık yüzey EDS analizleri doğrulamaktadır.

3.8. Elementel Haritalandırma Analiz Sonuçları ve İrdelenmesi

En yüksek üretim parametrelerine sahip olan S9 no'lu kaynaklı bağlantı için; kaynak bölgesi, AISI 1030 ve YKBDD taraflarından alınan elementel haritalandırma yöntemi sayesinde hangi elementlerin nasıl dağıldığı tespit edilmiştir. Buna S9 no'lu kaynaklı bağlantı üzerindeki hâkim olan elementlerin üç farklı bölgede farklılık gösterdiği görülmüştür.

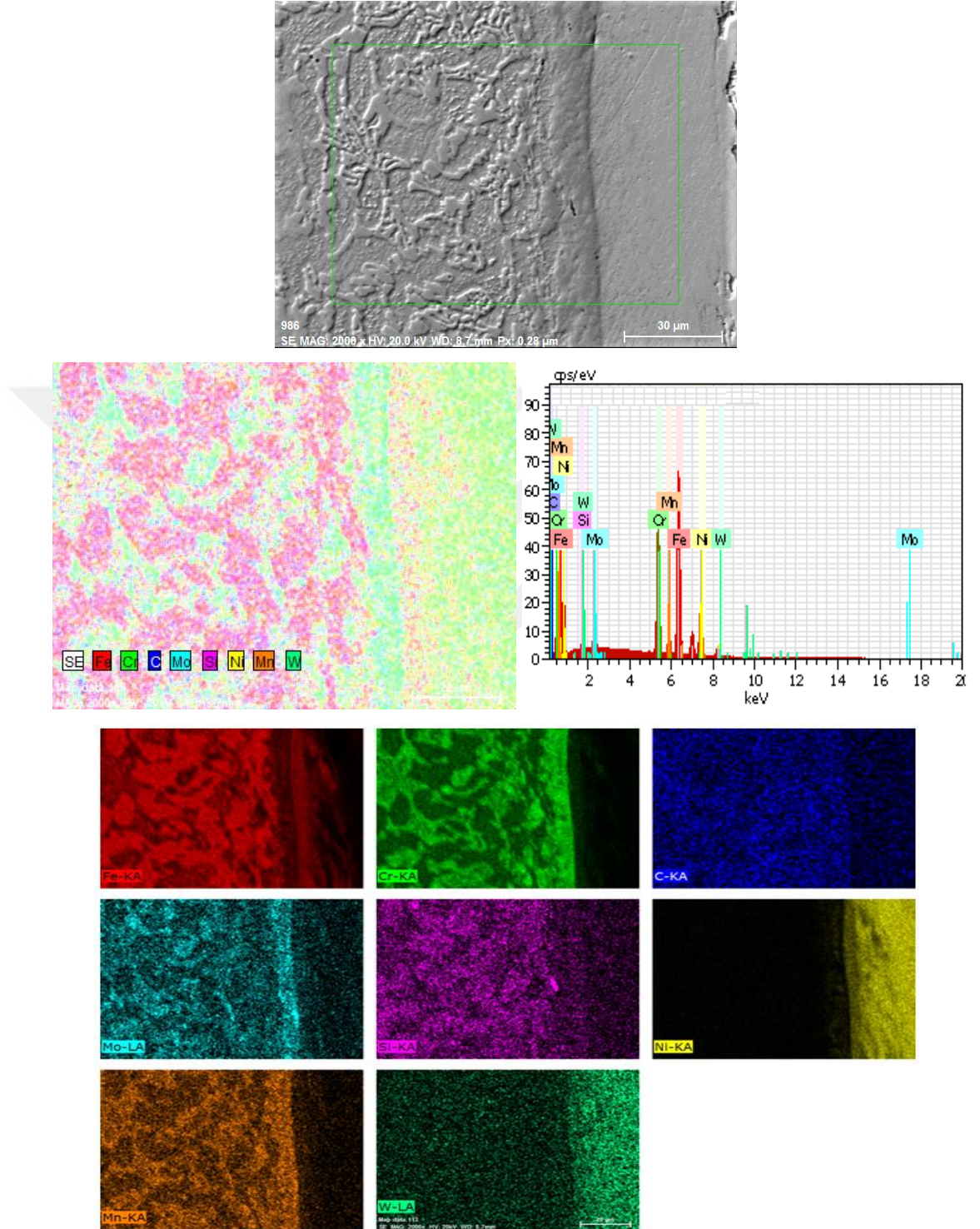
Şekil 3.69'daki AISI 1030 tarafından alınan elementel haritalandırma analizleri incelendiğinde; AISI 1030 tarafındaki matris fazı olarak bulunan demir'in elementel haritalandırma analizlerinde de yine yoğun bir şekilde ana element olarak tespit edilmiştir. Ayrıca Cr, C, Mo, Si, Ni, Mn ve W gibi YKBDD tarafında alaşım elementi olarak bulunan bu elementlerin nikel ara tabaka üzerinden AISI 1030 tarafına difüze olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 3.69. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki elementel haritalandırma analizi

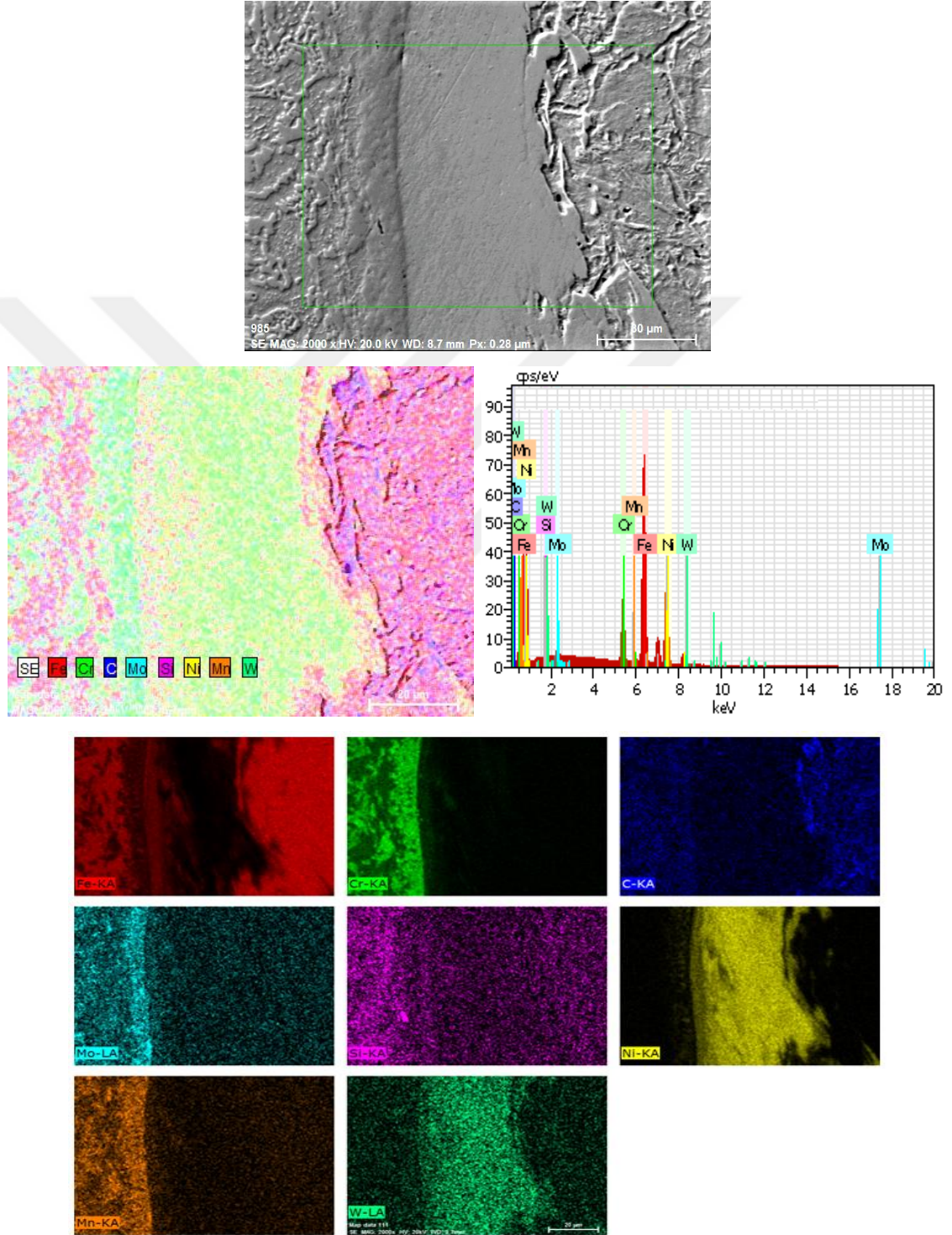
Şekil 3.70'deki YKBDD tarafından alınan elementel haritalandırma analizleri incelendiğinde, hâkim olan Fe ve Cr elementlerinden başka diğer; C, Mo, Si, Ni, Mn ve

W gibi alaşım elementlerinin kaynak bölgesine yakın yerlerindeki dağılımları yer yer farklılık göstermektedir.



Şekil 3.70. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafından elementel haritalandırma analizi

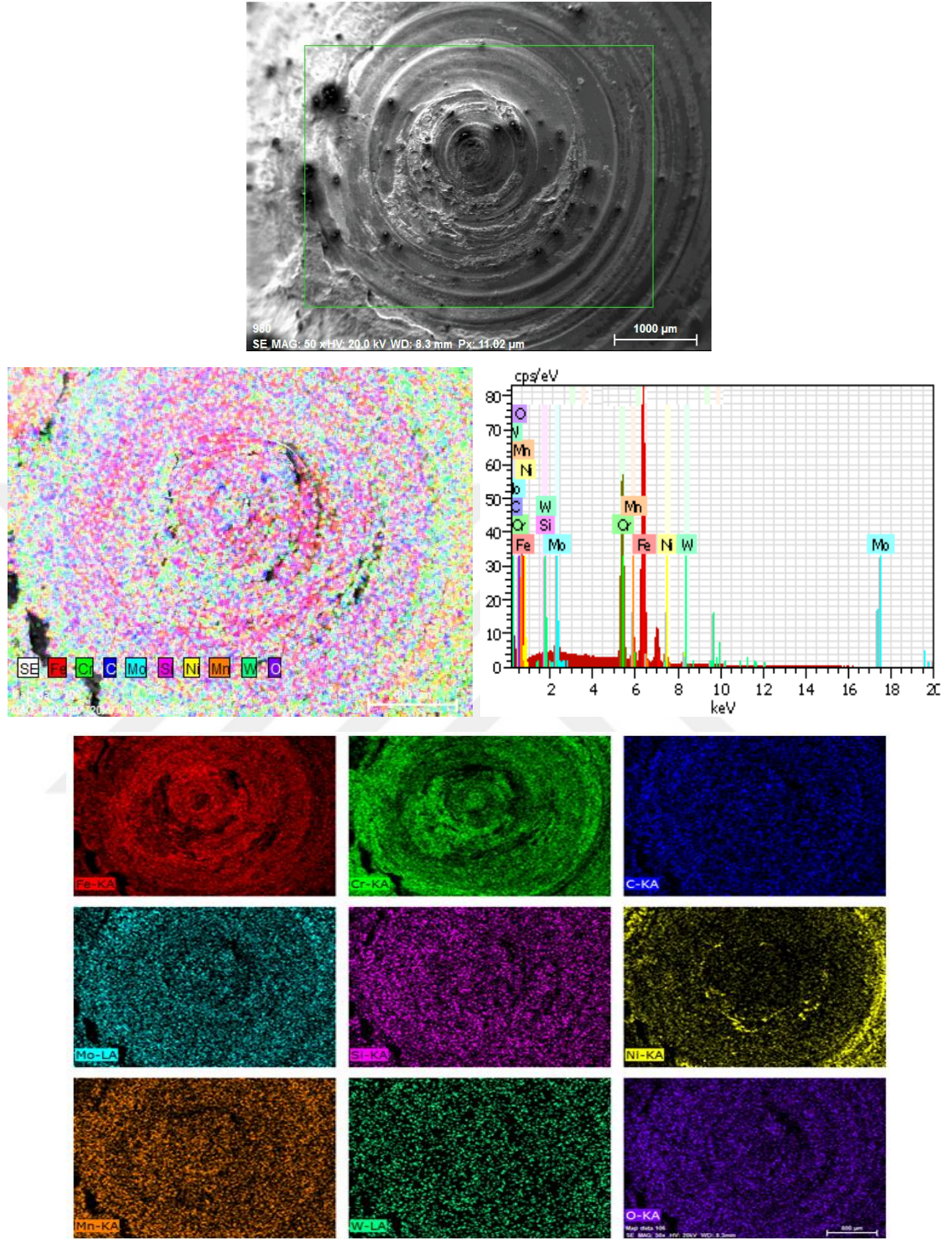
Şekil 3.71’de kaynak bölgesinden alınan elementel haritalandırma analizleri incelendiğinde; beklendiği gibi nikel yoğunluğu, ara tabakada en fazla çıkmıştır. Ayrıca; her iki kaynak metalinin kaynak bölgesine yakın bölgelerde nikel geçişlerinin olduğu tespit edilmiştir.



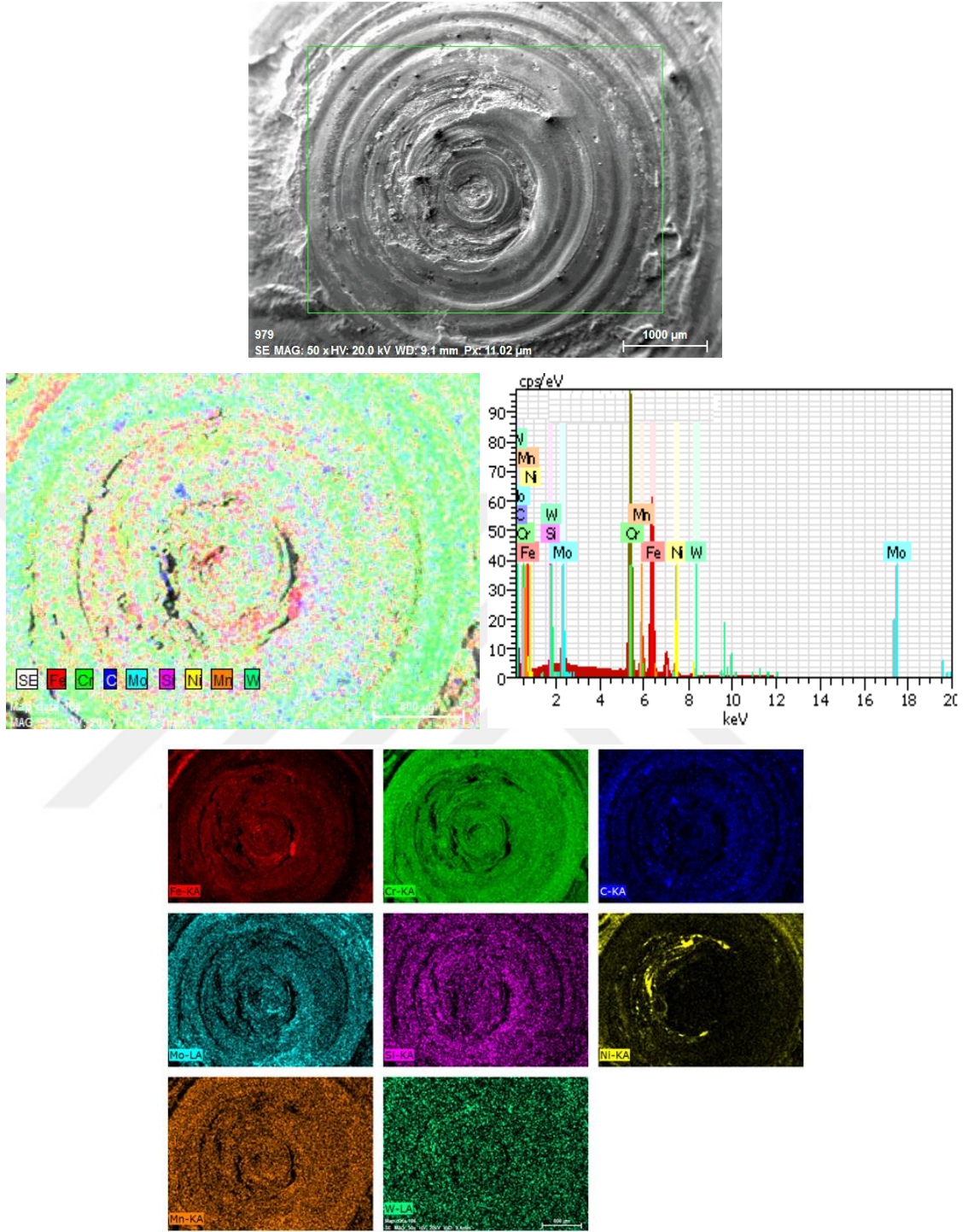
Şekil 3.71. S9 no’lu kaynaklı bağlantıya ait kaynak bölgesindeki elementel haritalandırma analizi

2000 dev/dk devir sayısı ve 12 sn sürtünme süresine sahip olan S9 no'lu kaynaklı bağlantının çekme testi sonrası kırılma yüzeyinin elementel analizi Şekil 3.72 ve Şekil 3.73'de verilmiştir. Buna göre; kopma sonrası kırılma yüzeyinde sürtünme kaynağı sırasında oluşan plastik deformasyon izleri açıkça görülmektedir. Bu plastik deformasyon sürtünme kaynağı sırasında mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşerek, malzemeyi viskoz hale getirmesinin bir sonucudur. Şekil 3.72'de verilen AISI 1030 tarafındaki elementel haritalandırma analizleri incelendiğinde; özellikle nikel elementinin merkezkaç kuvvetinden dolayı yüzey kenarlarında daha yoğun görülmektedir. Ayrıca, kırılma yüzeyinin elementel analizinde oksijen elementinin tespit edilmesi, çekme testi sonrası oksitlenmeye karşı fazla dirençli olmayan AISI 1030 çeliğinin kimyasal içeriğiyle ilgili bir durumdur.

S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait çekme testi sonrası YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyinin elementel haritalandırma analizi Şekil 3.73.'de verilmiştir. Kopma sonrası, kırılma yüzeyinin elementel haritalandırma analizi incelendiğinde; yapı içerisinde alaşım elementi olarak bulunan Ni, Cr, C, Mo, Si, Mn gibi elementlerin dağılımları, sürtünmeden kaynaklı plastik deformasyonlu yüzey morfolojisiyle bir uyum halindedir.



Şekil 3.72. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait AISI 1030 tarafındaki kırılma yüzeyinden alınan elementel haritalandırma analizi



Şekil 3.73. S9 no'lu kaynaklı bağlantıya ait YKBDD tarafındaki kırılma yüzeyinden alınan elementel haritalandırma analizi

4. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada; YKBDD ile AISI 1030 çelik çifti farklı üretim parametreleri (devir sayısı ve sürtünme süresi) ve nikel ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir. Farklı üretim parametrelerinin; kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana getirdiği mikroyapısal değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanmıştır.

- 1) Ø12x75 mm ölçülere sahip olan silindirik şekilli içi dolu olan YKBDD ile yine aynı ölçülere sahip AISI 1030 malzeme çifti sürtünme kaynağı ile nikel ara tabaka kullanarak başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir.
- 2) Nikel ara tabaka kullanılarak, sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilen YKBDD ile AISI 1030 kaynaklı bağlantılar üzerinden alınan mikroyapı ve mekanik test analiz sonuçlarından, işlem parametrelerinin birleşme kalitesi üzerinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. Uygun devir sayısı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığma basıncı ve yığma süresi kombinasyonları kullanılarak kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.
- 3) Artan devir sayısı ve sürtünme süresi ile dışarı taşan malzeme miktarı (flanş) ve sürtünme kaynak sonrası kaynaklı bağlantılarda meydana gelen boyca azalmanın arttığı gözlemlenmiştir.
- 4) Nikel ara tabakanın bir astar görevi gördüğü için tüm kaynaklı bağlantılarda boşluk ve bağlantısız bölgelerin oluşmadığı tespit edilmiştir.
- 5) Kaynaklı bağlantıların kaynak ara yüzeylerinden alınan mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde; literatürdeki gibi dört farklı bölgenin varlığı tespit edilmiştir. Bunlar sırasıyla; aşırı deformasyona uğramış bölge, deformasyona uğramış bölge, kısmi deformasyona uğramış bölge ve esas metal, olarak birbirlerinden ayrılmaktadırlar.
- 6) Kaynaklı bağlantıların EDS analizleri incelendiğinde; YKBDD tarafından AISI 1030 çeliğine doğru Cr, C, M, Si, Mn ve W elementlerinin geçişi, mekanik karışıma bağlı plastik deformasyon ve difüzyonla gerçekleşmiştir.
- 7) XRD analiz sonuçlarına göre; nikel ara tabakalı sürtünme kaynağı ile birleştirilen birleştirmelerde Cr_3Ni_2 , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Fe, Fe_3C (Ferrit ve Kohenit) gibi fazların oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca, artan sürtünme süresi ve devir sayısına bağlı olarak bu fazların şiddetlerinde değişiklik meydana gelmiştir.

8) Tüm üretim parametrelerinde birleştirilen kaynaklı bağlantıların mikrosertlik eğrileri incelendiğinde, literatüre uygun olarak üç farklı bölgede (kaynak metali, termomekanik etkilenmiş bölge ve esas metal) sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir.

9) Nikel ara tabakalı sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilen S1-S9'no'lu kaynaklı birleştirmelerin hepsi kaynak bölgesinden kopmuştur. Buna göre en düşük çekme dayanımı S1 no'lu kaynaklı bağlantıda elde edilirken, en yüksek çekme mukavemeti ise S7 no'lu kaynaklı bağlantıda elde edilmiştir.

10) AISI 1030 tarafından alınan elementel haritalandırma analizleri incelendiğinde; AISI 1030 tarafındaki matris fazı olarak bulunan demir elementinin elementel haritalandırma analizlerinde de yine yoğun bir şekilde ana element olarak belirlenmiştir. Ayrıca; Cr, C, Mo, Si, Ni, Mn ve W gibi YKBDD tarafında alaşım elementleri olarak bulunan atomların, nikel ara tabaka üzerinden AISI 1030 tarafına difüze olduğu anlaşılmaktadır.

KAYNAKLAR

1. Dede, A., Soy, U., Aslanlar, S., (2002). Sürtünme kaynak yöntemi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 6, 7-12.
2. Çil, E., (2009). Sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş paslanmaz çelik ve bakır parçaların kaynak bölgesi özelliklerinin incelenmesi, Yüksek lisans tezi, Trakya Üniversitesi, Edirne.
3. Kaluç, E., (2004). Kaynak teknolojisi el kitabı, Cilt-1 Ergitme esaslı kaynak yöntemleri, TMMOB Makina Mühendisliği Odası Basım Yayın, Kocaeli.
4. Anık S., Anık E.S., Vural M., (1993). 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt I, Birsen Yayınevi, İstanbul.
5. Katı, N., (2014). Sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AISI 4340 / AISI 420 çelik çiftinin burulma davranışının incelenmesi, Doktora tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
6. Çiğdem, M., (2006). İmal usulleri, Çağlayan Kitabevi, İstanbul.
7. Erdoğan. A., (2015). Metal malzemelerin ara tabaka kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliğinin araştırılması, Yüksek lisans tezi, Tunceli Üniversitesi, Tunceli.
8. Balta, B., (2016). Sürtünme kaynağı ve MIAB kaynağı ile birleştirilmiş boruların mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonu, Doktora tezi, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli.
9. Anık, S., (1991). Kaynak tekniği el kitabı, Gedik Eğitim Vakfı, Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü, İstanbul.
10. Norrish, J., (2006). Welding processes and technologies, Woodhead publishing limited, England.
11. Ağca, E., (2010). Doğrusal olmayan takı yoluyla alüminyum alaşımlı sac malzemelerin sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesi ve kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin irdelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara.
12. Anık, S., (1983). Kaynak teknolojisi el kitabı, İTÜ Makine Fakültesi yayınevi, İstanbul.
13. Anık, S., (1970). Kaynak tekniğinde schaeffler diyagramının kullanılması, Oerlikon Yayınları.

14. Olson, D.L., Siewert, S.L., Edwards, G.R., (1993). ASM handbook, Vol: 6, Welding Brzing and Soldering ASM International.
15. Doyle, L:E., Morris, J:L., Leach, J.L., Schrader, G.F., (1962). Manufacturing processes and metarials for engineering, Prentice Hall Inc, USA.
16. Ertuğ A., (1997). Sürtünme kaynağı, Mühendis ve Makine Dergisi, 21, 46-54.
17. Ateş H., Kurt A., Turker M., (1999). Sürtünme Kaynağı, Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi Bildiriler kitabı, TMMOB makine mühendisliği odası yayınevi, Ankara.
18. Weman, K., (2011). Welding processes handbook, 2nd. Edition, Woodhead Publishing, USA.
19. Tülbentçi, K., Yılmaz, M., (1989). Farklı takım çeliklerinin katı hal kaynağı, II. Kaynak Sempozyumu, İstanbul.
20. Kreye, H., (1977). Melting phenomena in solid state welding processes, Welding Journal, 56, 154-158.
21. Duffin, F.D., Bahrani, A.S.,(1973). Frictional behavior of mild steel in friction welding, Wear, 26, 53-74.
22. Rao, M., Hazlett, T.H., (1970). A study of the mechanisms involved in friction welding of aluminum alloys, Welding Journal, 49, 181-188.
23. Gürgenli, G., Onur, M., Aydın, H., Akata, H.E., (2012). Laboratuvar tipi basınçlı hava beslemeli sürtünme kaynak tesisatı geliştirilmesi üzerine bir çalışma, İstanbul Aydın Üniversitesi Dergisi, 4, 51-60.
24. Healy, J.J., McMullan, D.J., Bahrani, A.S., (1976). Analysis of frictional phenomena in friction welding of mild steel, Wear, 37, 265-278.
25. Francis, A., Craine, R.E., (1985). A model for frictioning stage in friction welding of thin tubes, International Journal of Heat and Mass Transfer, 28, 1747-1755.
26. Ertuğ, A., (1997). Sürtünme Kaynağı, Mühendis ve Makine Dergisi, 21, 46-54.
27. Yılmaz, M., (1993). Farklı takım çeliklerinin sürtünme kaynağında kaynak bölgesinin incelenmesi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.
28. Oates, W.R., (1997). Welding handbook, Materials and Applications, Volume 3, American Welding Society, USA.
29. Oates, W.R., (1997). Welding handbook, Materials and Applications, Volume 2, American Welding Society, USA.

30. Timings, R., (2008). Fabrication and welding engineering, Published by Elsevier, USA.
31. Uzun, M.B., (2007). Sürtünme kaynak makinesinin imalatı ve kullanabilirliği, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Isparta.
32. Şahin, M., Akata, H.E., Özel, K., (2001). Soğuk şekil verilmiş alüminyum malzemelerin sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmesi üzerine deneysel bir çalışma, Kaynak Teknolojisi Besinci Ulusal Kongresi kitabı, TMMOB makine mühendisliği odası yayınevi, Ankara.
33. Çelik, D., (1997). Alüminyum ve bakır çubukların sürtünme kaynağı üzerine bir araştırma, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi, Balıkesir.
34. Meriç, C., Köksal, N.S., Erdoğan, M.T., Okur, A., (2008). Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş farklı malzemelerin kaynak bölgesinin incelenmesi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi,4, 135 – 144.
35. Sönmez, F., (2007) Sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş yüksek hız çeliği (HSS) ve AISI 1040 çeliklerinde mukavemet ve metalurjik özelliklerin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Edirne.
36. Sawai, T., Ogawa, K., Yamaguchi, H., Ochi, H., Yamamoto, Y., Suga, Y., (2002). Evaluation of joint strength of friction welded carbon steel by heat input, Welding International, 16, 432-441.
37. Dunkerton, S.B., (1986). Toughness properties of friction welds in steels, Welding Journal, 456, 193-202.
38. Orhan, A., (2003). Al matrisli parçacık takviyeli kompozitlerin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
39. www.mtiwelding.com. Erişim Tarihi: 12.04.2017.
40. Özlü, M., (2002). Transmisyon çeliği ile martenzitik paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
41. Şahin, M., (2001). Sürtünme kaynağı ile birleştirmede parça boyutları ve plastik şekil değiştirmenin etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Trakya Üniversitesi, Edirne.
42. O'Brien, R.L., (1997). Jefferson's welding encyclopedia, American welding society, USA.
43. www.teamafw.com, (American Friction Welding Inc.Erişim Tarihi: 08.05.2016.

44. San, K., Temel, M., (1984). Otomatik (ileri) kaynak teknolojisi, Milli eğitim basım evi. Ankara.
45. Özdemir, N., Sarsılmaz, F., Hasçalık, A., (2007). Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel, *Materials and Design*, 28, 301–307.
46. Şahin, M., (2004). Simulation of friction welding using a developed computer program, *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 1011- 1018.
47. <http://etnacelik.com.tr/karbonlu-celikler.com>. Erişim Tarihi: 06.10.2015.
48. Erdoğan, M., (2000). Mühendislik alaşımları yapı ve özellikleri, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.
49. Kerkut, E., (2008). Ötektik üstü yüksek kromlu beyaz dökme demirin içyapı, aşınma ve darbe direnci özelliklerine TİBAL'ın etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
50. Fairhurst, W., Röhring, K., (1974). Abrasion-resistant high chromium white cast irons, *Journal of Metallurgy*, 2014, 1-9.
51. Minkoff, I. (1983). *Physical Metallurgy of cast iron*, Wiley-Interscience.
52. Sapate, S.G., RamaRao, A.V. (1999). Erosive wear behaviour of weld hardfacing high chromium cast irons: effect of erodent particle, *Wear*, 39, 441-447.
53. Frink, K.E., (2000). *Abrasion-resistant cast iron handbook*, American Foundry Society, USA.
54. Fellows, J.A., Boyer, H.E., (1974). *Fractography and Atlas of Fractographs*, 8th Edition, Vol. 9, American Society for Metals, Metals Park, USA.
55. Bedolla J.A., Correa, R., Quezada, J.G., Maldonado, C., (2005). Effect of titanium on the ascast microstructure of a 16% chromium white iron, *Material Science and Engineering*, 452, 297-308.
56. Sare, Ç., Ersözlü, İ., (2008). Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels, *Materials and Design*, 30, 970-976.
57. Paventhan, R., Lakshminarayanan, P.R., (2011). Fatigue behaviour of friction welded medium carbon steel and austenitic stainless steel dissimilar joints, *Materials and Design*, 32, 1888–1894.

58. Madhusudhan, R.G., (2012). Role of nickel as an interlayer in dissimilar metal friction welding of maraging steel to low alloy steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 212, 66-77.
59. Arivazhagan, N., Senthilkumaran, K., Narayanan, S., Devendranath Ramkumar, K., Surendra, S., Prakash, S., (2012). Hot corrosion behavior of friction welded AISI 4140 and AISI 304 in K₂SO₄-60% NaCl mixture, *Journal of Material Science Technology*, 28, 895-904.
60. Damodaram, R., Raman, S.G.S., Rao, P.K., (2013). Microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718, *Materials Science & Engineering*, 560, 781-786.
61. Muralimohan, C.H., Muthupandi, V., Sivaprasad, K., (2014). Properties of friction welding titanium stainless steel joints with a nickel interlayer, *Procedia Materials Science*, 5, 1120-1129.
62. Kumar, R., Alasubramanian, M., (2015). Experimental investigation of Ti6Al4V titanium alloy and 304L stainless steel friction welded with copper interlayer, *Defence Technology*, 11, 65-75.
63. Meshram, S.D., Reddy, G.M., (2015). Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer, *Defence Technology*, 11, 292-298.
64. Sakamoto, M., Liu, H.N., Nomura, M., Ogi, K., (2001). Tribological stability of Al₂O₃ short fiber reinforced high Cr cast irons, *Wear*, 251, 294-298.
65. Lippold, J.C., Kotecki, D.J., (2005). *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, A John Wiley Sons. Inc. Publication, 88-135.
66. <https://muut.com/i/muhendishane/temel-malzeme-bilgisi:karbon-e-deeri-nedir-j4c28>
Erişim Tarihi: 12.10.2016.
67. Kırık, İ., (2012). Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 1040/AISI 304L çelik çiftinin elektrokimyasal korozyon davranışının araştırılması, Doktora tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
68. Erdoğan, M., (2002). *The science and engineering of materials*, Nobel yayınevi, Ankara.
69. Güngör, Y., (2001). *Malzeme bilgisi*, 9. Baskı, Beta Basım Yayım, İstanbul.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı: Eyyüp Murat KARAKURT

Doğum Yeri : Şanlıurfa /Haliliye

Doğum tarihi : 29.03.1988

Medeni Hali : Evli

Yabancı Dili : İngilizce, Rusça ve Arapça

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

Lise: Orhangazi Lisesi.

Lisans: Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü.

Yüksek Lisans: Adıyaman Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı.

Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl

Adıyaman Üniversitesi (2014-Halen)