

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



YÜKSEK LİSANS TEZİ

**AISI 304/DUROSTAT 500 ÇELİĞİNİN TIG ÇİFT TARAFLI ARK KAYNAK
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Ahmet GÜNEŞ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ADYAMAN, 2020

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

**AISI 304/DUROSTAT 500 ÇELİĞİNİN TIG ÇİFT TARAFLI ARK
KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Ahmet GÜNEŞ
Yüksek Lisans Tezi**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu tez 16/06/2020 tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

**Doç. Dr. Tanju TEKER
Danışman**

**Dr. Öğr. Üyesi Müslüm ALTUN
Üye**

**Dr. Öğr. Üyesi Gökçen AKGÜN
Üye**

**Doç. Dr. Tayfun SERVİ
Enstitü Müdürü**

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

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AISI 304/DUROSTAT 500 ÇELİĞİNİN TIG ÇİFT TARAFLI ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLMESİ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Ahmet GÜNEŞ

Adıyaman Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Tanju TEKER
Yıl: 2020, Sayfa Sayısı: 201

Jüri : Dr. Öğr. Üyesi Müslüm ALTUN
Jüri : Dr. Öğr. Üyesi Gökçen AKGÜN

Kaynak, güvenilir ve verimli bir metal birleştirme işlemidir. Birbirine benzemeyen metaller ve alaşımlar bazen güçlüklerle birleştirilmektedir. TIG çift taraflı ark kaynağı, kaynak verimliliğini artırmak için geliştirilen yeni bir yöntemdir. TIG kaynağı hassas ısı girişi kontrolü ve düşük ekipman maliyeti ve yüksek kaliteli kaynak üretir. AISI 304 östenitik paslanmaz çelikler günümüz endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Mükemmel korozyon direnci, antibakteriyel özellik ve işlenebilirlik gösterirler. AISI 304 ve DUROSTAT 500 çelik plakalar kaynak ağzı açmadan çift taraflı TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapısal farklılıkları Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Optik Mikroskop (OM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), Elementel Haritalandırma (Mapping), X-Işını Kırınımı (XRD), Elektronların Geri Saçınım Difraksiyonu (EBSD) analiz yöntemleri kullanılarak incelenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özellikleri Mikrosertlik, Çentik Darbe ve Çekme Testleri ile incelenmiştir. Ayrıca kırık yüzey morfolojisi SEM ile değerlendirilmiştir.

Bu çalışma beş başlık altında değerlendirilmiştir. Birinci bölümde; kaynak ve kaynak yöntemleri, paslanmaz çelikler, DUROSTAT çelikleri ve özellikleri açıklanmıştır. İkinci bölümde; konu ile ilgili literatür araştırılmıştır. Üçüncü bölümde; yapılan deneysel çalışmalar hakkında bilgi verilmiştir. Dördüncü bölümde; deney sonuçları analiz edilmiş ve tartışılmıştır. Beşinci bölümde ise deney sonuçlarının genel bir değerlendirmesi yapılmıştır.

Anahtar Kelimeler: AISI 304; DUROSTAT 500; Çift taraflı TIG kaynağı; Mekanik özellikler.

ABSTRACT

Master's Thesis

<p style="text-align: center;">INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AISI 304/DUROSTAT 500 STEEL COMBINED BY TIG DOUBLE-SIDED ARC WELDING METHOD</p>
--

Ahmet GÜNEŞ

Adıyaman University
Institute of Science and Technology
Metallurgical and Materials Engineering Department

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Tanju TEKER
Year: 2020, Number of Papers: 201

Jury : Assist. Prof. Dr. Müslüm ALTUN
Jury : Assist. Prof. Dr. Gökçen AKGÜN

Welding is a reliable and efficient metal-combining process. Dissimilar metals and alloys are sometimes combined with difficulty. TIG process is highly preferred in applications requiring a high level of joining quality or precise welding. TIG double-sided arc welding is a new method developed to improve the welding efficiency. TIG welding is the main welding technique used in the nuclear and power plant industries. TIG welding produces precise heat input control and low equipment cost and high quality welding. AISI 304 austenitic stainless steels are widely used in today's industry, They show excellent corrosion resistance, antibacterial property and workability. AISI 304 and DUROSTAT 500 steel plates were joined by double-sided TIG welding without weld edge. Microstructural differences of welded joints were investigated by using Scanning Electron Microscopy (SEM), Optical Microscope (OM), Energy Dispersion Spectrometry (EDS), Elemental Mapping (Mapping), X-Ray Diffraction (XRD), Electron Back Diffraction Diffraction (EBSD). Mechanical properties of welded joints were investigated by microhardness, notch impact and tensile tests. In addition, fracture surface morphology was evaluated by SEM.

This study was covered five headings. In the first part; welding and methods, stainless steels, DUROSTAT steels and their properties were explained. In the second part; related literature was searched. In the third part; information about the experimental studies were given. In the fourth part; The results of the experiments were analyzed and discussed. In the fifth part, a general evaluations of the experimental results were made.

Key Words: AISI 304; DUROSTAT 500; Double-sided TIG welding; Mechanical properties.

DESTEKLER

Bu tez çalışması ADYÜBAP tarafından MÜFYL/2019-0002 numaralı proje ile desteklenmiştir.

BEYAN

“AISI 304/DUROSTAT 500 Çeliğinin TIG Çift Taraflı Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı tez çalışmamın tamamen akademik kurallara ve etik değerlere sadık kalınarak yürütüldüğünü ve tez yazımında faydalandığım eserlerin kaynakçada gösterilenlerden oluştuğunu ayrıca alıntılardan bilimsel etiğe uygun atıf yaparak yararlanmış olduğumu beyan ederim.

Ahmet GÜNEŞ

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitiminin gerek ders döneminde gerekse de seminer ve tez dönemlerinde engin bilgi ve tecrübelerini, sabırla ve isteyerek aktarmaya azami gayret eden, karşılaştığım her türlü sorunun çözümünde desteğini esirgemeyen, çalışmalarım için bütün imkânları sunan, kendisi ile çalışmaktan büyük onur duyduğum değerli Danışman Hocam Doç. Dr. Tanju TEKER'e teşekkürlerimi sunarım.

Manevi destekleriyle bu zamana kadar beni bir an olsun yalnız bırakmayan ailem ve çocuklarım Kevser GÜNEŞ, Kerem GÜNEŞ, Ahsen GÜNEŞ ile eşim Halime GÜNEŞ' e çok teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	I
ABSTRACT.....	II
DESTEKLER.....	III
BEYAN.....	IV
TEŞEKKÜR.....	V
İÇİNDEKİLER.....	VI
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	IX
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	XI
RESİMLER DİZİNİ.....	XV
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	XVII
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Kaynak.....	3
1.1.1. Ergitmeli Kaynak.....	3
1.1.1.1. Elektrik Ark Kaynağı.....	4
1.1.1.1.1. Yöntemin Çalışma Prensibi.....	5
1.1.1.2. Plazma Kaynağı.....	8
1.1.1.3. Lazer Kaynağı.....	11
1.1.1.3.1. İletim Modu.....	12
1.1.1.3.2. Anahtar Deliği Modu.....	13
1.1.1.4. Elektron Işın Kaynağı.....	14
1.1.1.4.1. Prosedür ve Ekipmanın Parçaları.....	15
1.1.1.5. MIG-MAG.....	17
1.1.1.5.1. MIG-MAG Kaynağında Transfer Modları.....	19
1.1.1.5.1.1. Kısa Devre Metal Transferi.....	19
1.1.1.5.1.2. Küresel Transfer.....	19
1.1.1.5.1.3. Sprey Transfer.....	19
1.1.1.5.2. MIG-MAG Kaynağında Kullanılan Koruyucu Gazlar.....	20
1.1.1.5.3. Avantajları.....	21
1.1.1.5.4. Dezavantajları.....	21
1.1.1.6. Tozaltı Kaynağı.....	22
1.1.1.6.1. Tozaltı Kaynağının Avantajları.....	24
1.1.1.7. TIG Kaynağı.....	24
1.1.1.7.1. TIG Kaynak Yöntemi.....	24
1.1.1.7.2. Anahtar Deliği TIG Kaynağı (Keyhole Method) Yöntemi.....	26
1.1.1.7.3. TIG Kaynak Metodunun Uygulama Şekilleri.....	28
1.1.1.7.4. TIG kaynak Metodunun Çalışma Prensipleri.....	29
1.1.1.7.5. TIG Kaynağında Kullanılan Ekipmanlar.....	30
1.1.1.7.6. Güç Kaynakları.....	31
1.1.1.7.6.1. Doğru Akım.....	31
1.1.1.7.6.2. Kademeli Akım.....	32
1.1.1.7.6.3. Alternatif Akım.....	33
1.1.1.7.6.4. Yüksek Frekans Akımı.....	34
1.1.1.7.7. Arkın Karakteristiği.....	35

1.1.1.7.8. Kaynak Edilebilen Metaller	38
1.1.1.7.9. Kaynak Torçları	38
1.1.1.7.10. Kaynak Elektrodları	40
1.1.1.7.10.1. Kullanılan Dolgu Telleri	43
1.1.1.7.11. Koruyucu Gazlar	44
1.1.1.7.11.1. Argon	46
1.1.1.7.11.2. Helyum	46
1.1.1.7.11.3. Argon-Helyum Karışımı	47
1.1.1.7.11.4. Argon-Hidrojen Karışımı	47
1.1.1.7.11.5. Azot	47
1.1.1.7.12. TIG Kaynak Yönteminin Uygulama Alanları	48
1.1.1.7.13. TIG Kaynak Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları	48
1.2. PASLANMAZ ÇELİKLER	49
1.2.1. Paslanmaz Çelik Türleri	50
1.2.1.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler	53
1.2.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler	54
1.2.1.3. Dublex Paslanmaz Çelikler	55
1.2.1.4. Çökelme Sertleşmesi Uygulanabilen Çelikler	56
1.2.1.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler	58
1.2.1.5.1. Östenitik paslanmaz Çeliklere Katılan Alaşım Elemanları	61
1.2.1.5.1.1. Krom	62
1.2.1.5.1.2. Nikel	62
1.2.1.5.1.3. Mangan	62
1.2.1.5.1.4. Molibden	62
1.2.1.5.1.5. Bakır	63
1.2.1.5.1.6. Silisyum	63
1.2.1.5.1.7. Vanadyum	63
1.2.1.5.1.8. Titanyum	63
1.2.1.5.1.9. Azot	63
1.2.1.5.2. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	64
1.2.1.5.2.1. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Meydana Gelen Çökelti	
.....	65
1.2.1.5.2.1.1. Sigma Fazı	67
1.2.1.5.2.1.2. Karbür Oluşumu ($M_{23}C_6$)	68
1.2.1.5.2.2. Gerilme Korozyonu Çatlama	68
1.3. DUROSTAT ÇELİKLERİ	70
1.3.1. DUROSTAT Çeliklerinin Kaynağı İçin Teknik Öneriler	71
1.3.2. DUROSTAT500	73
1.3.3. DUROSTAT Çeliğinin Avantajları	73
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	75
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	80
3.1. Çalışmanın Amacı	80
3.2. Kullanılan Malzemeler	81
3.2.1. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması	81
3.2.2. Deneyler İçin Belirlenen Kaynak Parametreleri	82
3.3. Kaynağın Uygulanması	83

3.4. Kaynak Sonrası Yapılan İşlemler.....	85
3.4.1. Metalografik İşlemler.....	85
3.4.2. Mikrosertlik Analizi	88
3.4.3. Mekanik Testler.....	89
3.4.3.1. Çekme Testi.....	89
3.4.3.2. Çentik Darbe Testi.....	91
3.4.3.3. XRD Testi.....	93
3.4.3.4. Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu (EBSD) Testi.....	94
3.4.3.5. Elementel Haritalama (Mapping) Analizi	94
4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	95
4.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı Değerlendirmesi.....	95
4.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirmesi.....	100
4.3. Kaynaklı Birleştirmelerin Arayüzeyinden Alınan Optik Mikroyapı, SEM, EDS, Mapping, EBSD ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi.....	103
4.3.1. Numunelerin Optik Mikroyapı Değerlendirmesi	103
4.3.2. EDS Analiz Sonuçlarının Değerlendirilmesi	114
4.3.3. Elementel Haritalama (Mapping) Analiz Sonuçları.....	163
4.3.4. XRD Sonuçlarının Değerlendirilmesi	165
4.3.5. Elektron Geri Saçılım Difraksiyon (EBSD) Sonuçları	167
4.4. Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	169
4.5. Çekme Deneyi Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	172
4.5.1. Çekme Testi Sonucu Kırılan Kırık Yüzey Numunelerinin Makro İncelenmesi.....	176
4.5.2. Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görüntüleri.....	177
4.5.3. Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey EDS Görüntüleri	179
4.6. Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İrdelenmesi	182
4.6.1. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzeylerin Makro Değerlendirilmesi	183
4.6.2. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görüntüleri.....	184
4.6.3. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzey EDS Görüntüleri	187
5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	190
KAYNAKLAR	193
KİŞİSEL BİLGİLER.....	201

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1 TIG kaynağında kutup değişimi ve etkileri	37
Çizelge 1.2 Tungsten elektrodların kimyasal bileşimleri ve renk kodları	41
Çizelge 1.3 Tungsten elektrodların bileşim ve çaplarına göre akım yüklenebilme kapasiteleri	42
Çizelge 1.4 TIG kaynağında kullanılan dolgu tellerinin AWS'ye göre sınıflandırılması.....	44
Çizelge 1.5 Durostat çeliklerinin kimyasal kompozisyonu.....	71
Çizelge 1.6 Durostat çeliklerinin karbon eşdeğerliği.....	71
Çizelge 1.7 Durostat çeliklerinin mekanik özellikleri.....	72
Çizelge 3.1 Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi (% ağırlık).....	81
Çizelge 3.2 Deneylerde kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri	81
Çizelge 3.3 Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan parametreler	83
Çizelge 4.1 Numunelerin kaynak dikişi ölçüleri.....	97
Çizelge 4.2 Karbon eşdeğerliği ve ön tav sıcaklıkları.....	102
Çizelge 4.3 S1 numunesinin sol üst 1. nokta EDS analiz değerleri	117
Çizelge 4.4 S1 numunesinin sol üst 2. nokta EDS analiz değerleri	118
Çizelge 4.5 S1 numunesinin sol üst 3. nokta EDS analiz değerleri	118
Çizelge 4.6 S1 numunesinin sağ üst 4. nokta EDS analiz değerleri	119
Çizelge 4.7 S1 numunesinin sağ üst 5. nokta EDS analiz değerleri	120
Çizelge 4.8 S1 numunesinin sağ alt 6. nokta EDS analiz değerleri	121
Çizelge 4.9 S1 numunesinin sağ alt 7. nokta EDS analiz değerleri	122
Çizelge 4.10 S1 numunesinin sol alt 8. nokta EDS analiz değerleri.....	123
Çizelge 4.11 S1 numunesinin sol alt 9. nokta EDS analiz değerleri.....	124
Çizelge 4.12 S1 numunesinin sol alt 10. nokta EDS analiz değerleri.....	124
Çizelge 4.13 S2 numunesinin sol üst 11. nokta EDS analiz değerleri	126
Çizelge 4.14 S2 numunesinin sol üst 12. nokta EDS analiz değerleri	127
Çizelge 4.15 S2 numunesinin sol üst 13. nokta EDS analiz değerleri	128
Çizelge 4.16 S2 numunesinin sağ üst 14. nokta EDS analiz değerleri	129
Çizelge 4.17 S2 numunesinin sağ üst 15. nokta EDS analiz değerleri	129
Çizelge 4.18 S2 numunesinin sağ alt 16. nokta EDS analiz değerleri	130
Çizelge 4.19 S2 numunesinin sağ alt 17. nokta EDS analiz değerleri	131
Çizelge 4.20 S2 numunesinin sağ alt 18. nokta EDS analiz değerleri	132
Çizelge 4.21 S2 numunesinin sol alt 19. nokta EDS analiz değerleri.....	133
Çizelge 4.22 S2 numunesinin sol alt 20. nokta EDS analiz değerleri.....	133
Çizelge 4.23 S2 numunesinin sol alt 21. nokta EDS analiz değerleri.....	134
Çizelge 4.24 S3 numunesinin sol üst 22. nokta EDS analiz değerleri	136
Çizelge 4.25 S3 numunesinin sol üst 23. nokta EDS analiz değerleri	136
Çizelge 4.26 S3 numunesinin sol üst 24. nokta EDS analiz değerleri	137
Çizelge 4.27 S3 numunesinin sağ üst 25. nokta EDS analiz değerleri	138
Çizelge 4.28 S3 numunesinin sağ üst 26. nokta EDS analiz değerleri	139
Çizelge 4.29 S3 numunesinin sol alt 27. nokta EDS analiz değerleri.....	140
Çizelge 4.30 S3 numunesinin sol alt 28. nokta EDS analiz değerleri.....	141
Çizelge 4.31 S3 numunesinin sol alt 29. nokta EDS analiz değerleri.....	141
Çizelge 4.32 S3 numunesinin sağ alt 30. nokta EDS analiz değerleri	142

Çizelge 4.33 S3 numunesinin sağ alt 31. nokta EDS analiz değerleri	143
Çizelge 4.34 S4 numunesinin sol üst 32. nokta EDS analiz değerleri	145
Çizelge 4.35 S4 numunesinin sol üst 33. nokta EDS analiz değerleri	145
Çizelge 4.36 S4 numunesinin sol üst 34. nokta EDS analiz değerleri	146
Çizelge 4.37 S4 numunesinin sağ üst 35. nokta EDS analiz değerleri	147
Çizelge 4.38 S4 numunesinin sağ üst 36. nokta EDS analiz değerleri	148
Çizelge 4.39 S4 numunesinin sol alt 37. nokta EDS analiz değerleri.....	149
Çizelge 4.40 S4 numunesinin sol alt 38. nokta EDS analiz değerleri.....	150
Çizelge 4.41 S4 numunesinin sol alt 39. nokta EDS analiz değerleri.....	150
Çizelge 4.42 S4 numunesinin sağ alt 40. nokta EDS analiz değerleri	151
Çizelge 4.43 S4 numunesinin sağ alt 41. nokta EDS analiz değerleri	152
Çizelge 4.44 S6 numunesinin sol üst 42. nokta EDS analiz değerleri	154
Çizelge 4.45 S6 numunesinin sol üst 43. nokta EDS analiz değerleri	155
Çizelge 4.46 S6 numunesinin sol üst 44. nokta EDS analiz değerleri	155
Çizelge 4.47 S6 numunesinin sağ üst 45. nokta EDS analiz değerleri	156
Çizelge 4.48 S6 numunesinin sağ üst 46. nokta EDS analiz değerleri	157
Çizelge 4.49 S6 numunesinin sol alt 47. nokta EDS analiz değerleri.....	158
Çizelge 4.50 S6 numunesinin sol alt 48. nokta EDS analiz değerleri.....	159
Çizelge 4.51 S6 numunesinin sol alt 49. nokta EDS analiz değerleri.....	159
Çizelge 4.52 S6 numunesinin sağ alt 50. nokta EDS analiz değerleri	160
Çizelge 4.53 S6 numunesinin sağ alt 51. nokta EDS analiz değerleri	161
Çizelge 4.54 EDS analiz sonuçları	161
Çizelge 4.55 S1 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler.....	165
Çizelge 4.56 S3 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler.....	166
Çizelge 4.57 S6 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler.....	167
Çizelge 4.58 Kaynaklı birleştirmelerin ortalama mikrosertlik değerleri	172
Çizelge 4.59 S2 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri	180
Çizelge 4.60 S6 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri	181
Çizelge 4.61 S3 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri	188
Çizelge 4.62 S6 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri	189

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1 Benardos yöntemi ark kaynak uygulaması	4
Şekil 1.2 Zerener yöntemi ark kaynak uygulaması	5
Şekil 1.3 Slavianoff yöntemi ark kaynak uygulaması.....	5
Şekil 1.4 Örtülü elektrodla ark kaynağı	6
Şekil 1.5 Elle kaplanmış elektrot ile kaynak yapma	8
Şekil 1.6 Plazma kaynağı	9
Şekil 1.7 Lazer ışının iki farklı davranışı; a) İletim modu, b) Anahtar deliği modu	12
Şekil 1.8 Farklı kaynak hızlarında bir anahtar deliği ile kaynak şekli	13
Şekil 1.9 Derin penetrasyon kaynaklarında anahtar deliği.....	14
Şekil 1.10 Bir elektron ışın kaynak aparatının basitleştirilmiş bir diyagramı.....	16
Şekil 1.11 Gaz metal ark kaynağı	18
Şekil 1.12 Metal transfer modları; Kısa devre, darbeli ve sprej iletimi.	18
Şekil 1.13 Gazaltı kaynağında kullanılan koruyucu gazlara ait kaynak dikiş formları	21
Şekil 1.14 Tozaltı ark kaynak şeması.....	23
Şekil 1.15 Tozaltı ark kaynağı işlemi.....	23
Şekil 1.16 TIG kaynağının uygulanması.....	25
Şekil 1.17 TIG kaynak donanımı şeması	26
Şekil 1.18 K-TIG kaynağının uygulanışı	27
Şekil 1.19 TIG kaynağı ile keyhole TIG kaynağının şematik gösterimi.....	28
Şekil 1.20 Kademeli (darbeli) akım	32
Şekil 1.21 Kademeli (darbeli) akım	33
Şekil 1.22 TIG kaynak torcunun parçaları	40
Şekil 1.23 TIG kaynak elektrodlarının taşlanması (doğru akımda)	42
Şekil 1.24 Elektrod çapına göre elektrod uçları (alternatif akımda)	42
Şekil 1.25 Krom ve nikel miktarlarına göre paslanmaz çeliklerin mikroyapıları	50
Şekil 1.26 Paslanmaz çeliklerin soy ağacı	51
Şekil 1.27 Demir-Krom faz diyagramı.....	52
Şekil 1.28 Tip 410 çeliği için izotermal dönüşüm diyagramı	53
Şekil 1.29 Temperli AISI 410 (sol) tamamen martenzitik yapıya sahip, (sağ) ferritli martenzit	54
Şekil 1.30 Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı.....	55
Şekil 1.31 Paslanmaz çeliklere nikel ilavesi	56
Şekil 1.32 Demir-karbon denge diyagramı	59
Şekil 1.33 Schaeffler diyagramı	60
Şekil 1.34 Durostat çeliklerinin kullanıldığı bazı taşıtlar.....	70
Şekil 1.35 Durostat'ın servis ömrü.....	72
Şekil 1.36 Durostat ile ağırlık tasarrufu	73
Şekil 3.1 Plakaların puntalanarak kaynağa hazır duruma getirilmesi	82
Şekil 3.2 Numunelerin kaynaklı birleştirme işlemi sonrası görünümü.....	84
Şekil 3.3 Çekme numunesi ölçüleri	90
Şekil 3.4 Çekme numunesinin çıkarılmış hali.....	90

Şekil 3.5 Çentik darbe numunesi ölçüleri	92
Şekil 3.6 Çentik darbe test numunesi	92
Şekil 4.1 Çift taraflı TIG kaynağının kaynak arayüzeyinde meydana gelen kum saati profili ve boyutlarını gösteren şematik resim	95
Şekil 4.2 Schaeffler Diyagramı	101
Şekil 4.3 Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirmesinin gösterimi	104
Şekil 4.4 Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan EDS analiz noktalarını gösterir çizimi.....	114
Şekil 4.5 S1 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 1. nokta EDS grafiği.....	117
Şekil 4.6 S1 numunesinin sol üst 2. nokta EDS grafiği	117
Şekil 4.7 S1 numunesinin sol üst 3. nokta EDS grafiği	118
Şekil 4.8 S1 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 4. nokta EDS grafiği	119
Şekil 4.9 S1 numunesinin sağ üst 5. nokta EDS grafiği.....	120
Şekil 4.10 S1 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 6. nokta EDS grafiği.....	121
Şekil 4.11 S1 numunesinin sağ alt 7. nokta EDS grafiği	122
Şekil 4.12 S1 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 8. nokta EDS grafiği.....	123
Şekil 4.13 S1 numunesinin sol alt 9. nokta EDS grafiği.....	123
Şekil 4.14 S1 numunesinin sol alt 10. nokta EDS grafiği.....	124
Şekil 4.15 S2 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 11. nokta EDS grafiği.....	126
Şekil 4.16 S2 numunesinin sol üst 12. nokta EDS grafiği	127
Şekil 4.17 S2 numunesinin sol üst 13. nokta EDS grafiği	127
Şekil 4.18 S2 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 14. nokta EDS grafiği.....	128
Şekil 4.19 S2 numunesinin sağ üst 15. nokta EDS grafiği	129
Şekil 4.20 S2 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 16. nokta EDS grafiği.....	130
Şekil 4.21 S2 numunesinin sağ alt 17. nokta EDS grafiği	131
Şekil 4.22 S2 numunesinin sağ alt 18. nokta EDS grafiği	131
Şekil 4.23 S2 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 19. nokta EDS grafiği.....	132
Şekil 4.24 S2 numunesinin sol alt 20. nokta EDS grafiği.....	133
Şekil 4.25 S2 numunesinin sol alt 21. nokta EDS grafiği.....	134
Şekil 4.26 S3 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 22. nokta EDS grafiği.....	135
Şekil 4.27 S3 numunesinin sol üst 23. nokta EDS grafiği	136
Şekil 4.28 S3 numunesinin sol üst 24. nokta EDS grafiği	137
Şekil 4.29 S3 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 25. nokta EDS grafiği.....	138
Şekil 4.30 S3 numunesinin sağ üst 26. nokta EDS grafiği	139
Şekil 4.31 S3 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 27. nokta EDS grafiği.....	140

Şekil 4.32 S3 numunesinin sol alt 28. nokta EDS grafiği.....	140
Şekil 4.33 S3 numunesinin sol alt 29. nokta EDS grafiği.....	141
Şekil 4.34 S3 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 30. nokta EDS grafiği.....	142
Şekil 4.35 S3 numunesinin sağ alt 31. nokta EDS grafiği	143
Şekil 4.36 S4 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 32. nokta EDS grafiği.....	144
Şekil 4.37 S4 numunesinin sol üst ve 33. nokta EDS grafiği	145
Şekil 4.38 S4 numunesinin sol üst ve 34. nokta EDS grafiği	146
Şekil 4.39 S4 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 35. nokta EDS grafiği.....	147
Şekil 4.40 S4 numunesinin sağ üst 36. nokta EDS grafiği	148
Şekil 4.41 S4 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 37. nokta EDS grafiği.....	149
Şekil 4.42 S4 numunesinin sol alt 38. nokta EDS grafiği.....	149
Şekil 4.43 S4 numunesinin sol alt 39. nokta EDS grafiği.....	150
Şekil 4.44 S4 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 40. nokta EDS grafiği.....	151
Şekil 4.45 S4 numunesinin sağ alt 41. nokta EDS grafiği	152
Şekil 4.46 S6 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 42. nokta EDS grafiği.....	154
Şekil 4.47 S6 numunesinin sol üst 43. nokta EDS grafiği	154
Şekil 4.48 S6 numunesinin sol üst 44. nokta EDS grafiği	155
Şekil 4.49 S6 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 45. nokta EDS grafiği.....	156
Şekil 4.50 S6 numunesinin sağ üst 46. nokta EDS grafiği	157
Şekil 4.51 S6 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 47. nokta EDS grafiği.....	158
Şekil 4.52 S6 numunesinin sol alt 48. nokta EDS grafiği.....	158
Şekil 4.53 S6 numunesinin sol alt 49. nokta EDS grafiği.....	159
Şekil 4.54 S6 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 50. nokta EDS grafiği.....	160
Şekil 4.55 S6 numunesinin sağ alt 51. nokta EDS grafiği	161
Şekil 4.56 ITAB-A bölgesi mapping analiz sonucu elementlerin görüntüleri.....	163
Şekil 4.57 ITAB-B bölgesi mapping analiz sonucu elementlerin görüntüleri.....	164
Şekil 4.58 S1 numunesinin X-ışını analiz grafiği	165
Şekil 4.59 S3 numunesinin X-ışını analiz grafiği	166
Şekil 4.60 S6 numunesinin X-ışını analiz grafiği	166
Şekil 4.61 EBSD analiz sonuçları	168
Şekil 4.62 S1, S2 ve S3 numunelerinin mikrosertlik sonuçları	171
Şekil 4.63 S4, S5 ve S6 numunelerinin mikrosertlik sonuçları	172
Şekil 4.64 Çekme dayanımı sonuçları.....	176
Şekil 4.65 S2 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği	180
Şekil 4.66 S6 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği	181

Şekil 4.67 Çentik darbe testi sonuçları.....	183
Şekil 4.68 S3 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği.....	188
Şekil 4.69 S6 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği.....	189

RESİMLER DİZİNİ

Resim 3.1 Şerit testere makinesi	82
Resim 3.2 Deneylerde kullanılan TIG kaynak makinesi	84
Resim 3.3 Masaüstü numune kesme cihazı	85
Resim 3.4 Zımparalama ve parlatma cihazı resmi	86
Resim 3.5 Optik mikroskop cihazı resmi	87
Resim 3.6 SEM cihazı	88
Resim 3.7 Mikrosertlik cihazı resmi	89
Resim 3.8 Tel erezyon makinesi	90
Resim 3.9 Çekme testi cihazı	91
Resim 3.10 Çentik darbe test cihazı	93
Resim 3.11 XRD test cihazı	93
Resim 3.12 Elektron geri saçılım difraksiyon (EBSD) cihazı	94
Resim 4.1 Kaynaklı birleştirme numunelerine ait kaynak dikişi görüntüsü	99
Resim 4.2 Kaynaklı birleştirme numunelerine ait kaynak kesiti görüntüsü	99
Resim 4.3 AISI 304 çeliğin mikroyapısı	100
Resim 4.4 DUROSTAT 500 çeliğin mikroyapısı	102
Resim 4.5 S1 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	108
Resim 4.6 S2 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	109
Resim 4.7 S3 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	110
Resim 4.8 S4 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	111
Resim 4.9 S5 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	112
Resim 4.10 S6 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü	113
Resim 4.11 Çekme testi sonrası kaynaklı numunelerin kırılmasını gösteren fotoğraflar	175
Resim 4.12 Numunelerin çekme testi sonrası kırık yüzey görüntüsü	177
Resim 4.13 S1 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü	177
Resim 4.14 S3 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü	178
Resim 4.15 S5 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü	178
Resim 4.16 S6 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü	179
Resim 4.17 Çentik darbe testi sonrası kaynaklı numunelerin kırılmasını gösteren fotoğraflar	183
Resim 4.18 Numunelerin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüsü	184
Resim 4.19 S1 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	184

Resim 4.20 S2 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	185
Resim 4.21 S3 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	185
Resim 4.22 S4 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	186
Resim 4.23 S5 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	186
Resim 4.24 S6 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü	187

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

eV	: İyonizasyon enerjisi
°C	: Santigrat derece
Cr (OH) ₃	: Krom hidroksit
D	: Çap
Cr ₂ O ₃	: Kromoksit
H ₂	: Hidrojen
I	: Akım
Kg	: Kilogram
mm	: Milimetre
m ³	: Metre küp
Ms	: Martenzit başlangıcı
N ₂	: Azot
O ₂	: Oksijen
V	: Volt
WT	: Toryum-oksit
γ	: Östenit
α	: Ferrit

Kısaltmalar

AA	: Alternatif Akım
AWS	: Amerikan Kaynak Cemiyeti
DAEN	: Doğru Akım Elektrod Negatif
DAEP	: Doğru Akım Elektrod Pozitif
DC	: Doğru Akım
DIN	: Alman Standartları Enstitüsü
DSAW	: Çift Taraflı Ark Kaynağı
GMAW	: Gaz Metal Ark Kaynağı
GTAW	: Gaz Tungsten Ark Kaynağı
ITAB	: Isının Tesiri Altındaki Bölge
HB	: Brinell Sertlik
HF	: Yüksek Frekans
kN	: Kilonewton
MAG	: Metal Aktif Gaz
Max	: Maksimum
MIG	: Metal İnert Gaz
Min	: Minimum
PAW	: Plazma Ark Kaynağı
PH	: Çökeltme ile Sertleştirilmiş Paslanmaz Çelikler
TIG	: Tungsten İnert Gaz

1. GİRİŞ

Genel olarak kaynak, işleme, şekillendirme, yüzey işleme ve diğer birçok önemli grubun yan yana durduğu mühendislik teknolojisinin ana dallarından biri olarak sınıflandırılabilir. Kalite, uygulama ve kullanılabilirlik alanındaki gelişmeler sayesinde kaynak, üretim teknolojisi alanında çok önem kazanmıştır. Tüm kaynak alanı, hem çeşitli fiziksel ve kimyasal işlemlere dayanan çok çeşitli teknolojileri hem de bu teknolojilerle kaynak yapılabilecek çok çeşitli malzemeleri içerir. Kaynak, hemen hemen tüm mühendislik sektörlerinde, ister küçük ister büyük ölçekli makine - tarımsal ekipman, buhar kazanları ve reaktörler, köprüler, gemiler ve ekipmanların imalatında ve onarımlarda kullanılır. Bu yöntemle üretimdeki en büyük gelişme, yeni teknolojilerin araştırılması ve geliştirilmesine çok fazla zaman ve paranın yatırıldığı bir savaş döneminde başladı. Şimdiye kadar, çoğu kaynak prosesi, özellikle plazma, lazer ve elektron demeti kaynağı olmak üzere modernize edilmiştir. Metal kaynak teknolojisi, özellikle teknolojik üretim, ekonomik ve verimli üretim açısından bazı endüstrilerde vazgeçilmez bir teknolojidir. Kaynak teknolojisindeki gelişmeler sürekli ilerlemektedir. Bu nedenle, sadece yeni kaynak yöntemlerinin araştırılması ve geliştirilmesi yeterli değildir, ancak kaynağın kendisinin ve çevresinin boyutu, değişimi ve kalitesi de ele alınmalıdır.

Günümüzde endüstriyel gelişmelere bağlı olarak, farklı malzemelere olan gereksinimde artmaktadır. Endüstriyel ve rekabet şartlarına ayak uydurabilmek, kaliteyi düşürmemek, imalatta ekonomikliği sağlamak, artan gereksinimlere cevap verebilmek, üretimin oranını arttırmak, ancak üretimde yeni gelişmelerin sağlanmasıyla olabilir. Kaynak tekniklerinin geliştirilmesi için son 70 yıl içerisinde sayılamayacak kadar çalışma yapılmıştır. Birinci Dünya Savaşı'na kadar yavaş bir gelişme dönemi gösteren kaynak, daha sonraki süreçlerde perçinli birleştirme yönteminin yerini alarak kalın sacların, tekne, gemi ve tankların kaynağında yaygın olarak kullanılmaya başladı ve uçaklarda kullanılan alüminyum, magnezyum alaşımlarının birleştirilmesinde karşılaşılan güçlükler TIG kaynak tekniğinin gelişmesine destek verdi. Soy gaz atmosferi altında yapılan TIG kaynak tekniği ile

başlangıçta korozyona dirençli çelikler kaynak edilirken günümüzde bütün metal ve alaşımlar birleştirilebilmektedir.

Bu çalışmada; AISI 304/DUROSTAT 500 çeliğinin çift taraflı TIG ark kaynak yöntemiyle ilave tel kullanmadan, kaynak kenar hazırlığı yapmadan birleştirilmesi ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır.

1.1. Kaynak

Kaynak aynı veya farklı iki metalin ya da termoplastiğin ısı veya basınç altında ilave metal kullanarak veya kullanmaksızın sökülemeyecek şekilde birleştirilmesine denir.

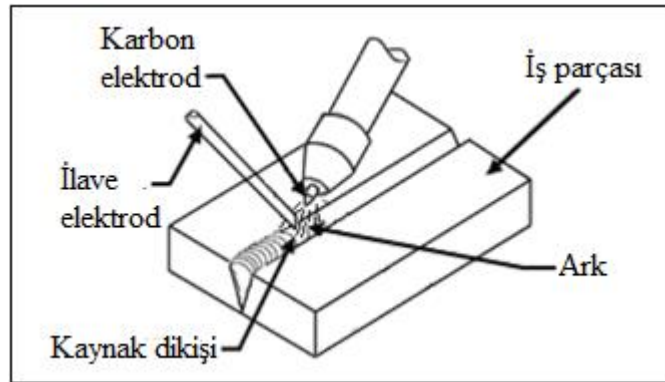
1.1.1. Ergitmeli Kaynak

Ergitme kaynağı, günümüzde endüstride en yaygın kullanılan tekniktir çünkü öğrenmesi en kolay olup ve iş yerindeki işçilere daha fazla hareketlilik sunar. Ergitme kaynağında, lokalize bir yoğun ısı kaynağı kaynak boyunca hareket eder ve bu iki parçanın bitişik alanlarının ergimesine ve daha sonra katılaşmasına neden olur. Isı kaynağının güç yoğunluğu arttıkça kaynak için gereken ısının, iş parçasına girişi artar. Isı kaynağının güç yoğunluğunu arttırmanın avantajları; daha derin kaynaklar, daha yüksek kaynak hızları ve daha iyi kaynak kalitesidir. Üç ana ergime kaynağı işlemi türü şunlardır: (i) Gaz kaynağı, (ii) Ark kaynağı ve (iii) Yüksek enerjili ışın kaynağıdır. Gaz kaynağı, ısı kaynağının düşük güç yoğunluğuna sahiptir, bu nedenle iş parçasına daha fazla ısı girişi gerektirir. Yüksek enerjili ışın kaynağı, ısı kaynağının yüksek güç yoğunluğuna sahiptir ve iş parçasına çok düşük ısı girişi gerektirir. Ark kaynağı işlemleri bir elektrot ve zıt kutupların bir iş parçasından oluşur. Bu iki elektrot arasına bir ark çarptığında, akım kısmen iyonlaştırılmış gazdan akar ve arkta üretilen ısı gazı kısmen iyonlaşmış halde tutmak için gereken yüksek sıcaklıkları sağlar. Sonuç olarak, termal enerji iş parçasına aktarılarak ergimesine neden olur. Kaynak havuzu adı verilen bu ergimiş bölgenin daha sonra katılaştırılması, kaynağı veya fiili ek yerini oluşturur. İki özel ark kaynağı işlemi (i) tungsten elektrodunun tüketilemediği Gaz Tungsten Ark (GTA) kaynağı ve (ii) elektrotun tüketilebildiği ve bu şekilde birleştirmeyi doldurmak için üretilen ergimiş metal damlacıklarının bulunduğu Gaz Metal Ark (GMA) kaynağıdır. Bununla birlikte, birçok uygulama artık daha karmaşık hale geliyor ve daha iyi kaynak parametresi seçimi için fiziksel işlemlere ilişkin daha fazla fikir sahibi olmayı gerektiriyor. Kaynaktaki son zorlukları karşılamak için kaynak parametrelerinin ilişkilendirilmesi ve optimize edilmesi istenmektedir. (i) Daha ince

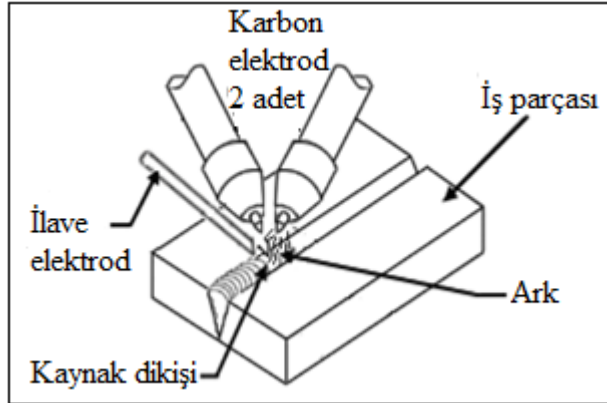
saclar - metal saclar daha da inceltilmekte ve otomotiv endüstrisindeki amaç, 0.5 mm kalınlığa kadar çelik sacları kaynak yapmaktır, (ii) daha fazla malzeme - alüminyum ve magnezyum otomotiv imalatında popüler hale gelmektedir. Bu ihtiyaçlar hızlı ve güvenilir bir şekilde kaynak yapılması, (iii) görsel olarak mükemmel kaynak - manuel tamir işlemleri pahalıdır. Bu nedenle güçlü kaynak deformasyonundan kaçınılması gerekir ve (iv) hız - kaynağın her zaman hızlı ve sağlam olması gerekir.

1.1.1.1. Elektrik Ark Kaynağı

Kaynaklı birleştirme için gereken ısının elektrotlar arasında oluşturulduğu ve ark vasıtasıyla tedarik edildiği ergitme kaynağı yöntemine "elektrik ark kaynağı" adı verilir. Elektrik ark tekniğinin ilk pratik uygulaması, karbon bir elektrot ile iş parçası arasında ark oluşturulması şeklinde yapılmıştır (Şekil 1.1). Bernardos tekniği olarak bilinen bu yöntemde, bir de dolgu metali kullanılmıştır (1885). Daha sonra 1889 yılında Zenerer kaynak arkını, iki karbon elektrot arasında meydana getirmiş ve arkın parçaya üflenmesini magnetik bir bobin aracılığıyla sağlamıştır (Şekil 1.2). 1889 senesinde Slavianoff çıplak metalik bir elektrot ile iş parçası arasında arkı meydana getirerek günümüzdeki ark kaynağının temelini oluşturmuştur. (Şekil 1.3). Ergiyen elektrot, kaynak ağzının doldurulmasını sağlamıştır [90].

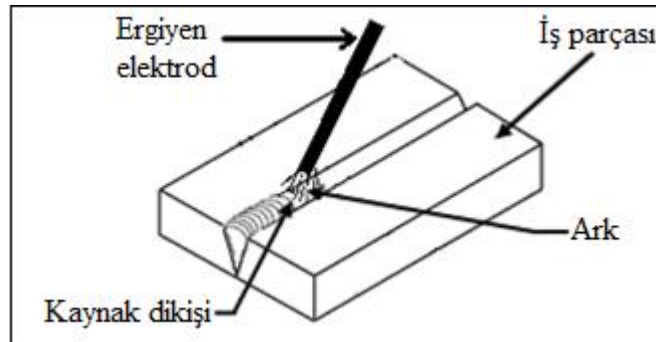


Şekil 1.1 Bernardos yöntemi ark kaynak uygulaması [89]



Şekil 1.2 Zerener yöntemi ark kaynak uygulaması [89]

1890 senesinde Yugoslav Slavianoff hem arkı tutuşturan hem de ergiyen elektrotu kullanarak günümüzdeki ark kaynağının temelini atmış oldu. Ergiyen elektrot, kaynak ağzının doldurulmasını sağlamıştır (Şekil 1.3).

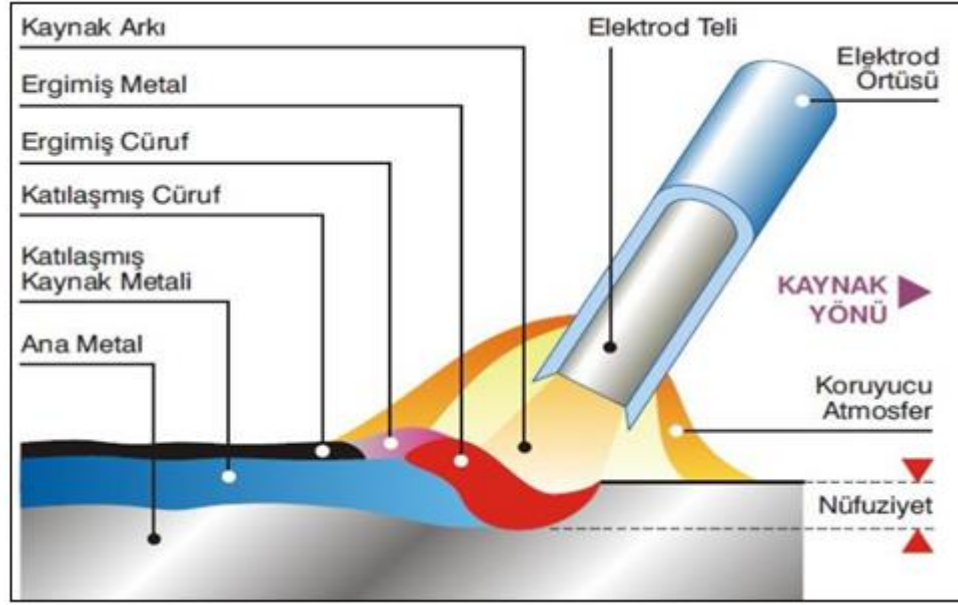


Şekil 1.3 Slavianoff yöntemi ark kaynak uygulaması [89]

1.1.1.1. Yöntemin Çalışma Prensibi

Örtülü elektrot kullanarak yapılan elektrik ark kaynak yönteminde ark, iş parçası ile ergiyen bir elektrot arasında oluşur ve bunun sonucunda elektrot ergiyen kaynak metaline karışarak kaynak dikişini oluşturur. Arkla beraber elektrot örtüsü de yüksek ısıdan dolayı ergir ve ergime sırasında elektrot örtüsünden çıkan gazlar, ark bölgesini atmosferin olumsuz etkilerinden korur. Ergiyen örtü maddesi sonucunda oluşan cüruf da kaynak havuzundaki kaynak metali için ilave bir koruma sağlamakla

birlikte, kaynak dikişinin hızlı soğumasını da engellemiş olur. Diğer yandan elektrodun örtüsüne ilave edilen alaşım elemanları sayesinde, kaynak dikişini alaşımlandırma ve istenen özellikte kaynaklı birleştirmeler elde etmek mümkün olur.



Şekil 1.4 Örtülü elektrodla ark kaynağı

Elektrot malzemeye temas ettiğinde kısa devre oluşur. Bu kısa devre, boşta çalışma geriliminden kısa devre akımına ulaşması şeklinde yansır. Temas noktasında yüksek akım yoğunluğu sebebi ile ortaya çıkan ısı, metalin kaynama sıcaklığına kadar kızmasına ve katoddan elektron yayılmasına neden olur. Sıcaklık artışı ve katottan anoda elektron bombardımanı başlar. Akım artar. Bu esnada nötr moleküller de parçalanarak iyon haline geçer. Sıcaklığın ve akımın artışı bu yüzdendir. Sıcaklık 3600-4000 °C' ye kadar yükselir. (+) yüklü iyonların hızı 1m/sn iken (-) yüklü iyonların hızı 100 m/sn dir.

Elektrik arkı, iki elektrot arasında yanan ayrı bir elektrik boşalmasıdır. Ark kaynağı, pratikte en yaygın kullanılan kaynak türüdür. Kaynak yapılacak malzemeleri eritmek için gereken enerji, elektrik arkı tarafından ısı şeklinde sağlanır. En basit ark kaynağı, kaplanmış bir elektrot ile yapılır. Buradaki ark, ana malzeme ile örtülü elektrot arasında yanar. Temel malzeme ergiyik banyosudur. Kaynak sırasında

elektrotlar ergitilir, metal kaynak havuzunda biriktirilir ve böylece bir kaynak bağlantısı oluşur. Ergimiş kaptan yüzeyde cüruf oluşur, daha sonra iyice çıkarılması gerekir.

Elektrot akımı ayarlanır:

- asit ve rutil elektrotlar için I (A)

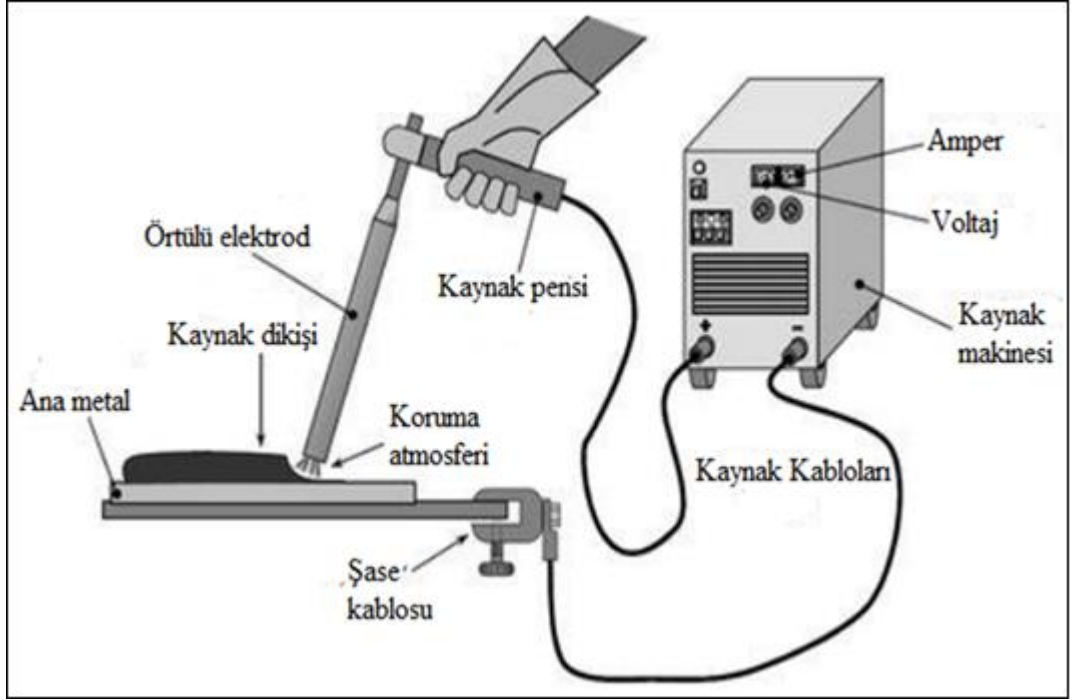
$$I = (40 \text{ ve } 55) \times d$$

- bazik kaplamalı elektrotlar için I (A)

$$I = (35 \text{ ve } 50) \times d$$

burada "d" elektrot çekirdeğinin çapıdır.

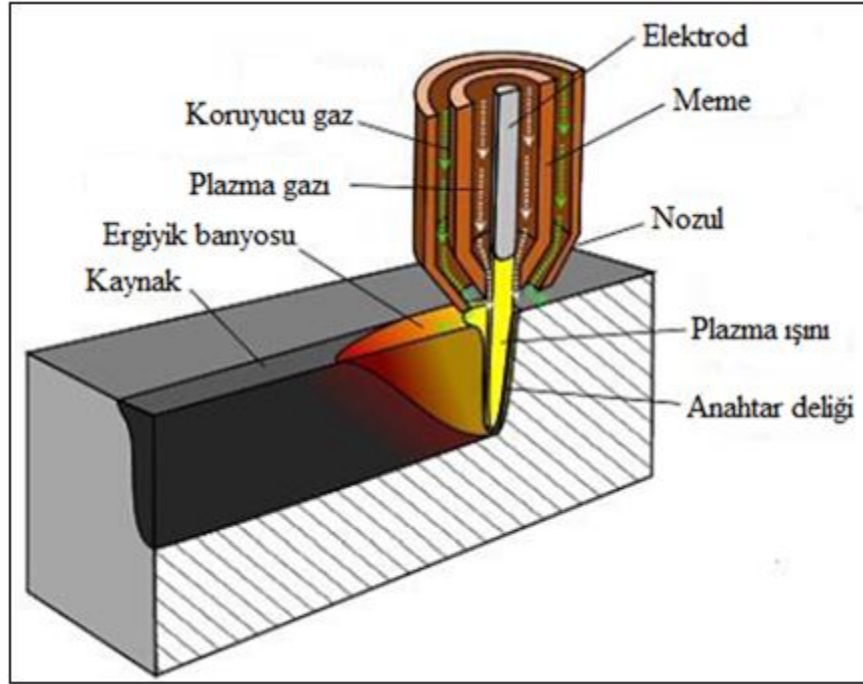
Ark gerilimi statik ark özelliği ile verilir. Elektrotun çekirdeği 1.6, 2.0, 2.5, 3.2, 4.0, 5.0 ve 6.0 mm çaplarındaki teldir. Kaynak işlemi sırasında elektrot tüketilirken kaynağı korumak için bir koruyucu ortam oluşur. Kaynak örtüsünün yanması sırasında oluşan duman ve gazlardan koruyucu bir atmosfer sağlayan gaz üretme fonksiyonuna sahiptir. Bu koruyucu atmosfer oksijen ve azotun kaynak havuzuna girmesini önler. Metalurjik fonksiyon kaynak metalinin temizlenmesine neden olur. İyonize olan başka bir fonksiyon, ark yanmasının stabilitesini artırır. Temel kaplama esas olarak florit, kireçtaşı ve silikadan oluşur. Elektrotlar doğru akım ile beslenir ve anoduna bağlanır. İstisnalar, doğru akımın kullanıldığı zirkonyum bazlı ambalajlardır. Rutil kaplama öncelikle titanyum cevherleri (rutil veya ilmenit), silika, ferro-manganez ve kireçtaşı içerir. Burada elektrot AC veya DC gücü ile beslenir ve negatif kutba bağlanır. Ergime çok küçük olduğundan kalın levhaların kaynak yapılması önerilmez. Asidik kaplama manyetit, ferro-manganez silika ve kireç taşıdan oluşur. Elektrotlar katoda bağlanır ve alternatif veya doğru akım ile çalışır. Kaynak metali daha düşük mukavemete ancak daha yüksek tokluğa sahiptir [74]. Elektrik ark kaynak tekniğinin yapılışı Şekil 1.5'te gösterilmiştir.



Şekil 1.5 Elle kaplanmış elektrot ile kaynak yapma [40]

1.1.1.2. Plazma Kaynağı

Plazma kaynak yöntemi, lazer kaynağı, elektron ışın kaynağı vb. ile birlikte yüksek konsantrasyonda ısı çıkışı ile yüksek enerjili kaynak kategorisine girer, bu da pratikte çok miktarda enerjinin çok küçük bir alanda yoğunlaştığı anlamına gelir. Sonuç olarak, kaynak çevresindeki malzemenin minimum ergimesi ve düşük termal yükler nedeniyle ısıdan etkilenen daha dar bir alana sahip çok güçlü bir kaynak işlemidir.



Şekil 1.6 Plazma kaynağı [60]

Yüksek bir ısı çıkış konsantrasyonuna sahip diğer kaynak yöntemlerinde olduğu gibi bir başka avantajı da kaynaklanacak malzemenin kimyasal ve fiziksel özelliklerine düşük bağımlılıktır. Uygulamada bu, önemli ölçüde farklı bileşimlere ve özelliklere sahip malzemeleri kaynaklamanın mümkün olduğu anlamına gelir. Plazma ışını kaynağı, tam ışın yöntemini kullanır. Ayrıca, bu teknoloji geleneksel yöntemlerle başarılması zor kaynaklı birleştirmelerin oluşturulmasını da mümkün kılmaktadır. Bu yöntem, tüm kesit boyunca kaliteli kaynak dikişlerinin oluşturulmasına izin verir. Yöntem, 3 ile 12 mm kalınlık aralığındaki malzemelerin kaynağı için kullanılır. Kaynak yapmadan önce kaynaklı parçaların pozisyonlarını kenarlarıyla birbirine yakın olacak şekilde sabitlemek gerekir. Doğru kaynak performansı için parametrelerin ışın demeti anahtar deliğinden geçtiğinde ergimesi ve plazma ışınının dinamik etkileri nedeniyle ergimiş malzemeyi kaynak yerinden dışarı üflememesi için yüzey ergiyik kuvveti ile plazmanın dinamik etkisi arasında bir denge olmalıdır. Kaynak işlemi sırasında, kaynak yerinde sözde anahtar deliği oluşur. Bu noktada ergiyik, kaynağın ön kenarından arka kenarına ekstrüde edilir. Ergiyik yüzey gerilimi nedeniyle torç geçtikten sonra anahtar deliği kapanır ve bir kaynak oluşur. GTAW'ın performansını artırmak için plazma ark kaynağında daha odaklı bir kaynak arki oluşturmak için biraz

farklı bir kaynak torcu kullanır ve sonuç olarak çoğu zaman otomatikleştirilir. Plazma ark kaynağı (PAW), GTAW veya TIG kaynak işleminin gelişmiş bir versiyonudur. GTAW kaynağı, kararsız olan ve düşük akım aralığında dolaşmaya meyilli serbest yanan bir arka sahiptir. Akımdaki artışla ark gücü ve çapı da artar. Bu, iş parçasında konsantre güç eksikliğine yol açar, bu da daha büyük bir dikiş ve daha büyük bir ısıdan etkilenen bölge sağlar. Bu sınırlamanın üstesinden gelmek için, PAW yönteminde PAW torcunda bir plazma gazı ve bir koruyucu gaz kullanılır. Ark genellikle tungstenden yapılmış elektrottan gelir ve Şekil 1.6'da gösterildiği gibi, arkın dar bir sütun şeklinde olması için yüksek oranda kısıtlayan daraltıcı nozuldan geçer.

Torcu soğutmak ve memenin yanmasını önlemek için ark tarafından oluşturulan ısıyı almak için geri dönüştürülür. PAW'da plazma ark torcu elektrotu nozula girmiştir. Amacıyla ark akımını elektrot ile kaynaklı iş parçası arasında köprü elektrot tungstenden nozula ateşlenen ve orifis gazı tarafından üflenen bir pilot ark, PAW işlemine başlamadan önce gereklidir. Tungsten (katot) ve torç memesi (anot) arasında üretilen pilot ark, ark ve orifisten çıkan plazmayı yüksek hızlarda (ses hızına yaklaşıyor) ve 20.000 °C'ye yaklaşan sıcaklıkları daraltan ince bir delikli bakır meme boyunca zorlanır [60]. PAW işleminde ana ark, plazma jetinin gaz tungsten ark kaynağından daha yönelimli olmasını sağlamak için küçük delikle sınırlandırılmıştır. PAW'ın en önemli avantajı, arkının TIG ve GMAW gibi diğer kaynak yöntemleri tarafından üretilen arkta daha sert ve daha yoğun olmasıdır. Dolayısıyla yöntem ark uzunluğuna daha az duyarlıdır. Kaynak işleminde, iş parçasına ısı girişini önemli ölçüde değiştirmeden 2-3 mm'lik PAW varyansı kabul edilebilir, bu da TIG yönteminden yaklaşık on kat daha fazladır. Enerji arttıkça atom çekirdeği ve elektronlar arasındaki bağlanma kuvvetini aşar ve elektronlar atomdan serbest bırakılır. Gaz şimdi nötr moleküllerden, pozitif yüklü atomlardan ve negatif elektronlardan oluşuyor. Gaz iyonize edildikten sonra plazma olarak adlandırılır.

Maddenin dördüncü durumu ve akım iletme kabiliyeti vardır. Plazma tüm kaynak yaylarında değişik derecelerde ortaya çıkar.

PAW'ın karakteristik özellikleri arasında:

1. Anahtar deliği yöntemiyle güvenilir penetrasyon.

2. Dolgu kullanılmadan kalın malzemelerde (8 mm'ye kadar) alın kaynakları mümkündür.

3. Muhtemelen çok ince malzemelerde bile kaynak yapılabilir.

4. Düşük ısıdan etkilenmiş bölge ve az deformasyon

5. Düşük ark akımında yüksek ark kararlılığı

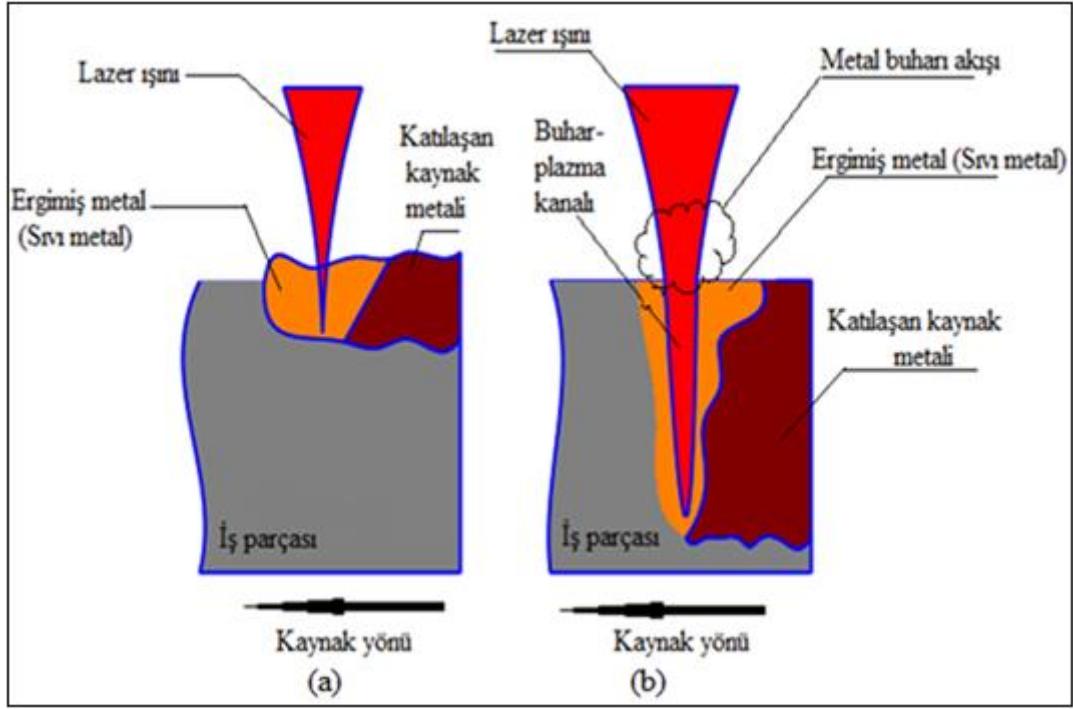
6. Konsantre arkın bir sonucu olarak ark boyu değişikliklerine karşı çok az hassasiyet.

7. Anahtar deliği modunda gözenekliliği önemli ölçüde azaltmak için daha az dolgu metali gerekir.

8. Aynı ekipmanı kullanarak anahtar deliği kaynağı ve ergiyik kaynağı yapabilme özelliği sayesinde esnektir.

1.1.1.3. Lazer Kaynağı

Lazer kaynağında fotonların enerjisini metalin yüzeyini kaplayan elektron bulutuna aktarmak suretiyle yüzey sıcaklığındaki artış sağlanır. Lazer ışını iki farklı davranış gösterebilir. Lazer-malzeme etkileşim özelliklerine bağlı olarak lazer kaynağı sırasında: “İletim modu” ve “anahtar deliği modu”dur. İki mod arasındaki fark en boy oranına (kaynak derinliğinin genişliğe oranı) bağlı olabilir ve penetrasyon derinliğini veya güç yoğunluğunu açıklar.



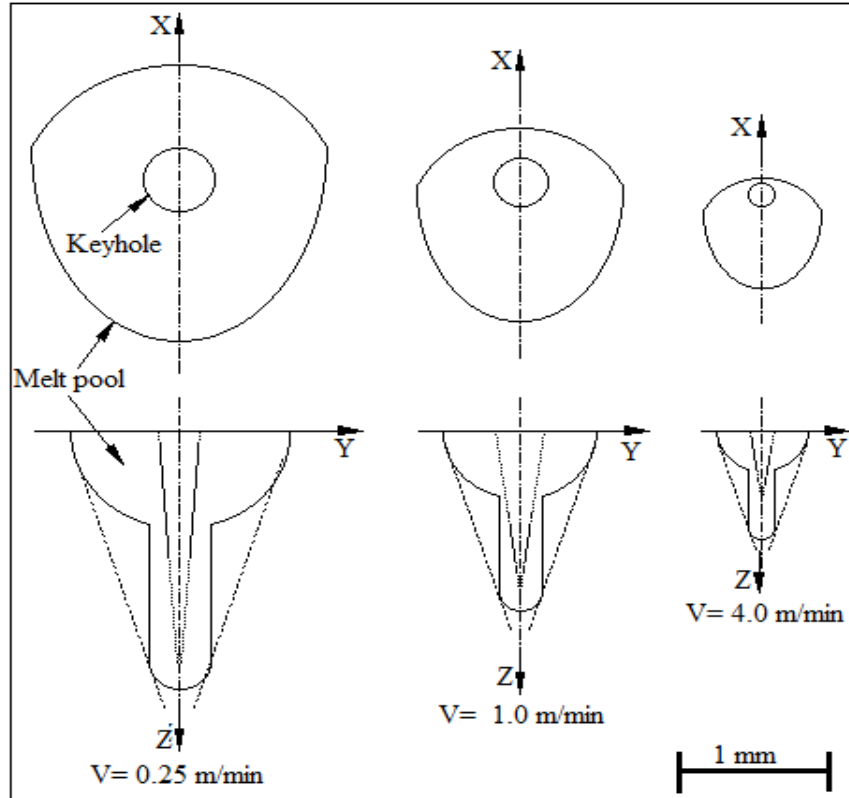
Şekil 1.7 Lazer ışının iki farklı davranışı; a) İletim modu, b) Anahtar deliği modu

1.1.1.3.1. İletim Modu

İletim modunda, lazer gücü yoğunluğu tipik olarak 10^3 W/mm^2 'yi geçmez ve bu güç malzemeyi buharlaşma olmadan eritmek için kullanılır. En-boy oranı konseptini kullanarak kaynak, iletim modunda yapıldıysa kaynak en boy oranı 0.5 ya da daha azdır. İki tür iletim kaynağı vardır. Kaynak yapılan malzemenin ışın enerjisini emdiği ve ısıya dönüştürdüğü doğrudan ısıtma tipik olarak metallerde ve alaşımlarda meydana gelir ve ana malzemenin lazer ışınıni absorbe etmeden ilettiği enerji iletimi tipik olarak şeffaf polimerlerde meydana gelir. İletim kaynağında bozulmadan kalan yarı küresel bir kaynak havuzu şeklinde sonuçlanan düşük güç yoğunluğuna sahip bir odaklanmamış lazer ışını kullanılır.

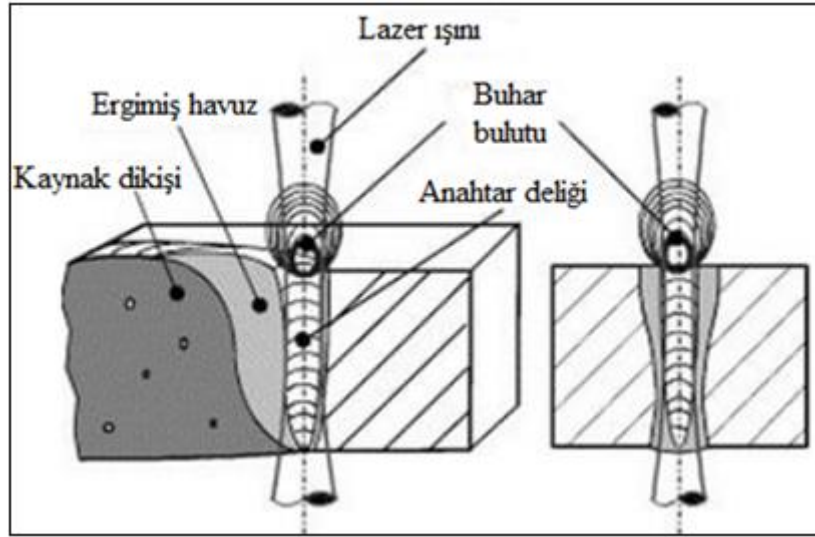
1.1.1.3.2. Anahtar deliği modu

Anahtar deliği modu, iletkenlik modundan kaynak derinliğinin kaynak genişliğine en boy oranıyla 0.5'ten büyük olabilir ve güç yoğunluğu 103 ile 105 W / mm² arasında değişebilir. Bu kadar yüksek güç yoğunluğu alan malzemenin parçaları, kaynak havuzu içinde bir delik oluşturarak anında ergir ve buharlaşır. Lazer ışını daha sonra anahtar deliğine girer ve anahtar deliğinin yan duvarlarına yansıtılır ve sıralı Fresnel etkileri (bir yüzeydeki ışın yansımından emilim) nedeniyle işlemin verimini artırır. Anahtar deliği kaynak havuzunda kurulur kurulmaz malzemenin emiciliği artar %~3 ile %98 arasında etkindir ve bu nedenle yapının bozulmaması için özen gösterilmelidir. Mevcut uygulamaların çoğu yüksek güç yoğunluğu, iş parçasına düşük ısı girişi, derin penetrasyon, doğruluk ve yüksek kaynak hızı gibi yararlı özellikleri nedeniyle anahtar deliği kaynağı kullanır. Anahtar deliği modunda kaynak genellikle iki bölgeden oluşur: kaynağın üstünde yarı küre şeklindeki bölge ve yakınlarının paralel kenarlara sahip bir taban bölgesidir.



Şekil 1.8 Farklı kaynak hızlarında bir anahtar deliği ile kaynak şekli

Torç hareket ettiğinde kaynak hızı, cihazın dengesine bağlıdır. Anahtar deliği ve anahtar deliğinin geometrisi kaynak hızının bir işlevi haline gelir. Şekil 1.9, kaynak havuzunu ve anahtar deliği şeklini göstermektedir. Düşük hızlarda anahtar deliği dönme simetrik bir şekil alırken yüksek hızlarda dikkat çekici ön ve arka duvarlar arasında fark görülebilir.



Şekil 1.9 Derin penetrasyon kaynaklarında anahtar deliği

Anahtar deliği kaynağında, malzemenin sıcaklığı kaynama noktası ve plazmanın üstüne çıkar. Elektronlardan, iyonize metal buhardan ve kaynak üst yüzeyinde biriken gazlardan oluşur. Plazma sıcaklığı bazı durumlarda çok yüksek ısı girişi ile 10.000 ile 30.000 °C'ye ulaşabilir.

1.1.1.4. Elektron Işın Kaynağı

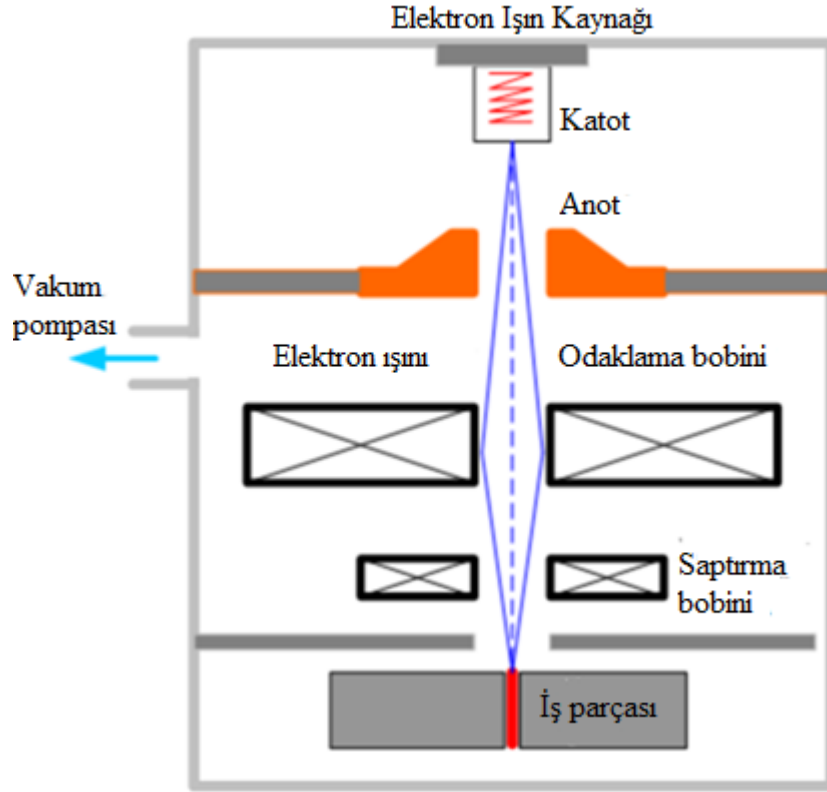
Elektron demeti kaynağı, kinetik enerjiyi termal enerjiye dönüştürmenin sonucu olarak elde ettiğimiz ısıyı kullanır. Bu enerji, elektronlar kaynak yerinde ana malzemeye çarptığında ortadan kaldırılır. İşlemden ilave malzeme kullanılmaz ve birleştirilecek malzemelerin karıştırılmasıyla kaynak bağlantısı oluşturulur ve bu basınçsız yapılır. Enerji dönüşümüne ek olarak kaynağı tamamlamak için gerekli olmayan diğer ikincil süreçler de vardır ancak bunları avantajımıza kullanabiliriz.

Elektronların malzeme ile etkileşimi, ikincil elektronların emisyonuna, X-ışınlarının oluşumuna neden olur. Elektronların malzeme ile etkileşimi, ikincil elektronların emisyonuna, X-ışınlarının ve geri saçılmış elektronların oluşumuna neden olur. İşlem, hava molekülleri tarafından elektron enerjisinin emilmesi nedeniyle havada gerçekleştirilemez ve bu nedenle bir vakumlu kapalı oda sistemi kullanılır.

Bu yöntemin uygulanmasının başlangıcında vakum gereklilikleri, hem bileşenin bulunduğu çalışma odasında hem de ışın oluşturma ve yönlendirme noktasında çok daha zordu. Zamanla ve esas olarak makineyi kullanmanın yüksek maliyeti nedeniyle çalışma odasındaki vakum gereksinimleri azaltılırken bazı şirketler havada bir çalışma odası olan sadece kısmi bir vakum sistemi kullanmaya başladı.

1.1.1.4.1. Prosedür ve Ekipmanın Parçaları

Tüm süreç, elektron tabancasının bulunduğu odada başlar. Top, elektron kaynağı ile sistem katodu olarak bir tungsten veya tantal fiber kullanır ve ona yüksek voltaj kaynağı bağlanır. 20 ile 300 kV arasında değişebilen bir voltaj uygulandığında, fiber yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Elyaf ayrıca elektronların oluşumu için uygun koşullar yaratan bir Wehnelt silindiri ile sarılır. Işın oluşumunun son kısmı, pozitif bir yüksek gerilime sahip olan ve böylece elektronları katottan çeken anottur. Anot, yüksek bir voltaj ve bir Wehnelt silindiri kullanarak enerji biriktirerek ek hızlanma sağlar, böylece elektronları gereken maksimum enerjiye hızlandırır. Başka bir bölüm, elektron optiklerinin ve cihazın kontrol sisteminin bulunduğu elektron tabancasının altındaki yerdir. Bu alandaki ışın, gerektiğinde elektromanyetik lenslerden dönüştürülebilen elektrostatik ve manyetik alanlardan etkilenir. Bu sayede kirişi uzatabilir, hızlandırabilir ve gerekirse şu anda bize uygun olan yeri saptırabiliriz. Bu işlemleri hemen uygulayabiliyoruz ve bu nedenle kaynak sonunda torcu saptırmak mümkündür. Böylece sonunda kaynak veya başka bir kusur yok. Bu bölüm ayrıca, kaynak işlemini gözlemlemek için optik ve mercek içerir. Bununla birlikte, görüntüyü ikincil elektronlar kullanarak oluşturduğumuzda ışının kendisini gözlem için de kullanabiliriz.



Şekil 1.10 Bir elektron ışın kaynak aparatının basitleştirilmiş bir diyagramı

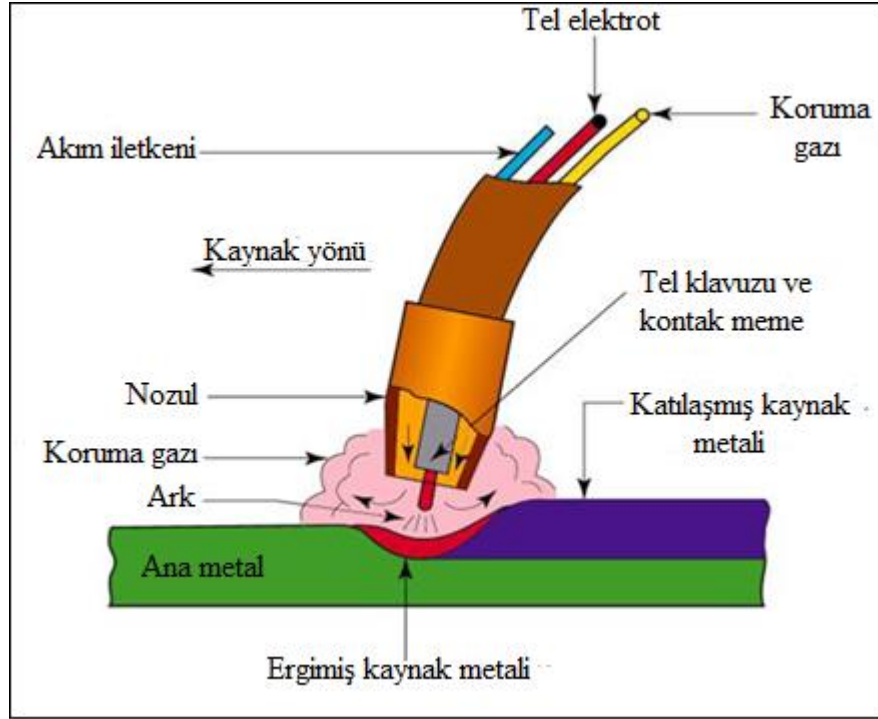
Sistemin son kısmı çalışma odasıdır. Malzemenin kendisi bir torç vasıtasıyla kaynak yapılır. Hazne boyutları cihazın tipinden ve fiyatından farklıdır. Uygulamada vakum odası 20 m^3 olabilir ancak daha büyük olanlar da vardır. Her odanın avantajları ve dezavantajları vardır. Boyut, onu boşaltmamız gereken zamanı etkiler diğer taraftan parçanın boyutunu sınırlar. Odada, genellikle iki veya üç eksenli hareket olasılığı olan bir çalışma masası vardır. Bununla birlikte, iş için iki eksenli bir sistem yeterlidir çünkü torcu ayarlayarak üçüncü koordinatı düzenleyebiliriz. Daha önce de belirtildiği gibi cihazın tüm sistemi bir vakum odası prensibi ile çalışır. Vakum değeri için gereklilikler cihazın her bir bölümünde değişiklik gösterir. Vakum, cihazın ihtiyacına ve kalitesine göre seçilen bir vakum pompası kullanılarak oluşturulur. Döner vakum pompaları, en sık kullanılan ve çalışma odasını boşaltmak için kullanılan temel pompalardır.

Bu yöntemin en büyük avantajları:

- Çok iyi kaynak görünümü ve minimal deformasyon
- Kaynağın hava atmosferinden korunması ve vakumun rafine edici etkileri
- Erişilemeyen yerlerde kaynak imkânı
- Tek ışın kaynağı

1.1.1.5. MIG-MAG

GMAW aynı zamanda metal inert gaz kaynağı (MIG) veya metal aktif gaz kaynağı (MAG) olarak da bilinir. Bu işlemde, Şekil 1.11'de gösterildiği gibi iş parçası ve tüketilebilir bir elektrot arasında bir doğru elektrik ark akımı oluşturulur. Sarf malzemesi elektrotu kaynak makinasındaki bir makaradan kaynak tabancası vasıtasıyla sürekli ve otomatik olarak ark içine beslenir. Koruyucu gaz, kaynak tabancasından beslenir, gaz ortamdaki oksijenden korunmak için kullanılır. Tipik olarak, koruyucu gazlar arasında alüminyum kaynağı için argon, helyum ve çelik kaynağı için CO₂ kullanılır. Tüketilebilir elektrot sürekli ve otomatik olarak bir tel makarasından beslendiğinden, verimlilik GMAW ile diğer kaynak yöntemlerinden çok daha yüksek olabilir. Metal kalınlıkları, çok çeşitli alaşımlar telin voltajı, akımı ve kalınlığı değiştirilerek kaynak yapılabilir. Gaz metal ark kaynağının kullanımı neredeyse iki katına çıktı, %10'dan %20'ye yükseldi. Önümüzdeki on yıl içinde tekrar ikiye katlanması bekleniyor.

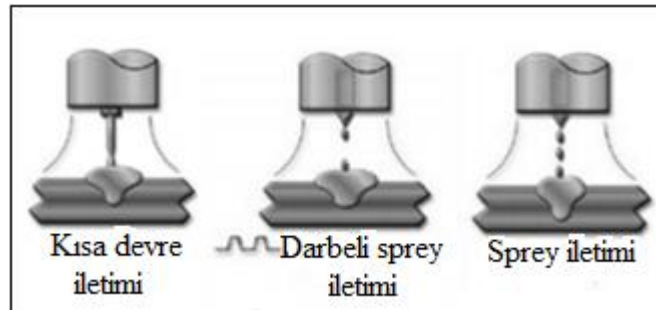


Şekil 1.11 Gaz metal ark kaynağı

GMAW'da Metal Transfer Modları;

GMAW işlemi, metali elektrottan iş parçasına aktarmak için üç farklı mod kullanır; bunlar aşağıdaki gibidir:

- Kısa devre geçiş
- Küresel (darbeli) geçiş
- Sprey geçiş'dir.



Şekil 1.12 Metal transfer modları: Kısa devre, darbeli ve sprej iletimi.

Metal transfer modu, tüketilebilir elektrotları kullanan kaynak işlemlerinde çok önemlidir. Damlacık ayırma türü, GMAW'daki kaynak havuzu davranışını, kaynak kalitesini, penetrasyon işlemi ve kaynak dumanı oluşumu gibi önemli bir etkiye neden olabilir. Kaynak akımı; voltaj, tel besleme hızı ve koruyucu gaz bileşimi gibi kaynak parametreleri, kaynak aktivitesinde modun belirlenmesinden sorumludur. Kaynakta istenen kaliteyi sağlamak her uygulama için uygun metal transfer modunu sağlamak amacıyla kaynak parametrelerinde bazı ayarlamalar yapılmalıdır.

1.1.1.5.1. MIG-MAG Kaynağında Transfer Modları

GMAW'da, bu birçok parametrenin kombinasyonu, yay boyunca üç farklı metal transfer modu ile sonuçlanabilir (sprey, küresel ve kısa devre). Farklı metal transfer modları aşağıda açıklanmıştır.

1.1.1.5.1.1. Kısa Devre Metal Transferi

Kısa devre transferi, ergimiş damlacık kaynak havuzunun yüzeyi düşük kaynak akımı ve gerilimi ile elektrotun fiziksel teması ergimiş kaynak havuzu ile saniyede 200 defaya kadar meydana gelebilir.

1.1.1.5.1.2. Küresel Transfer

Bu modun birikme hızları yüksektir ve elektrotun ucunda büyük sıvı damlacıkları görülebilir. Bir küresel ark veya püskürtme ark modunu belirtmek için akım 200 A'nın üzerinde olmalıdır.

1.1.1.5.1.3. Sprey Transfer

Sprey metal transferi, yüksek akım ve gerilime sahip küçük ergimiş damlacıkların akışıyla sonuçlanan yüksek enerjili metal transfer yöntemidir. Sprey

transferini sağlamak için CO₂ seviyelerinin %18 veya daha az olduğu argon + yüzde 1-5 oksijen veya argon + CO₂ içeren ikili karışımlar tipik olarak kullanılır.

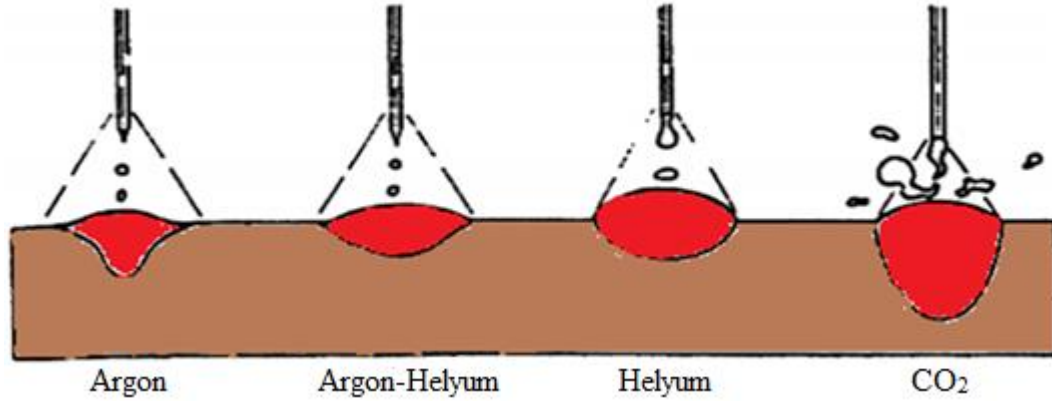
1.1.1.5.2. MIG-MAG Kaynağında Kullanılan Koruyucu Gazlar

Koruyucu gaz, MIG / MAG kaynak yönteminin ayrılmaz bir parçasıdır. Koruyucu gaz seçimi, ergimiş elektrot ucunun, sıvı metal damlacıklarının, kaynak havuzunun ve bitişik alanların çevresel kirlenmeden korunmasını etkilemekle kalmaz, aynı zamanda ark stabilitesini, ark transfer yöntemini, kaynak dikişi oluşumunu ve ark metalurjik reaksiyonlarını da önemli ölçüde etkiler.

Havanın varlığı, kaynak metalinin oksidasyonuna ve nitrülenmesine neden olur, bu da kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinde önemli bir bozulmaya neden olur. Şu anda argon (Ar), helyum (He), oksijen (O₂), karbon dioksit (CO₂) ve diğer gazlardan oluşan çok çeşitli gazları ve bunların karışımlarını tanıyoruz. Kullanılan teknik gazlar kimyasal ve fiziksel özelliklerine göre farklılık gösterir. Teknik ve ekonomik nedenlerle, karışımların sayısı aşağıdaki en sık kullanılan gazlara ve bunların karışımlarına düşürülmüştür.

- CO₂,
- Ar + CO₂ (%25'e kadar CO₂),
- Ar + CO (%3'e kadar CO),
- Ar + O₂ (%8'e kadar O₂),
- Ar + O₂ + CO₂ (%15'e kadar CO₂, %5'e kadar O₂),
- %65 Ar + %26.5 He + %8 O₂ + %0.05 O₂,

Şekil 1.13'te farklı koruyucu gazlara ait dikiş formları verilmiştir.



Şekil 1.13 Gazaltı kaynağında kullanılan koruyucu gazlara ait kaynak dikiş formları

1.1.1.5.3. Avantajları

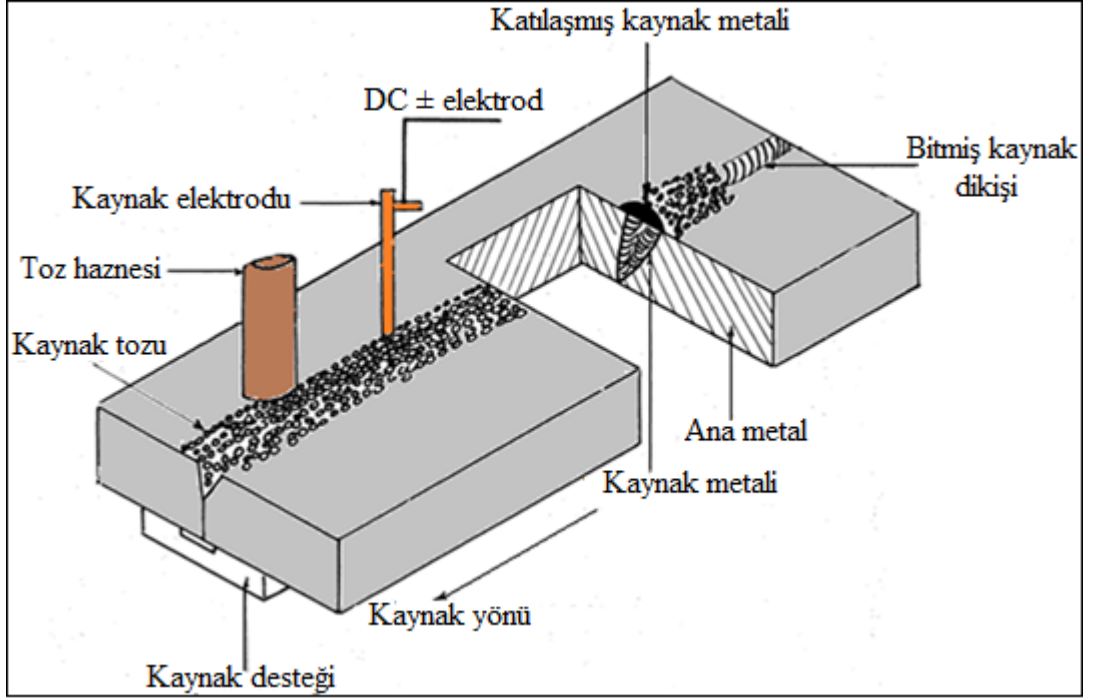
- İşlem kolay bir şekilde otomatikleştirilebilir,
- Yüksek verimlilik (sürekli tel besleme elektrotu nedeniyle) ve elektrotların değişmesinden kaynaklanan israf problemi yoktur,
- Tüm işlemler için çok esnektir (çoğu malzeme ve kaynak pozisyonunda çalışmak için),
- Yüzey kaynak gerektirmeden iki adet metal levha kaynağını yapmak için kolay bir yöntemdir,
- Düşük ısı girdisi,
- Saatte 10 kg'a kadar yüksek metal yığıma oranına sahiptir.

1.1.1.5.4. Dezavantajları

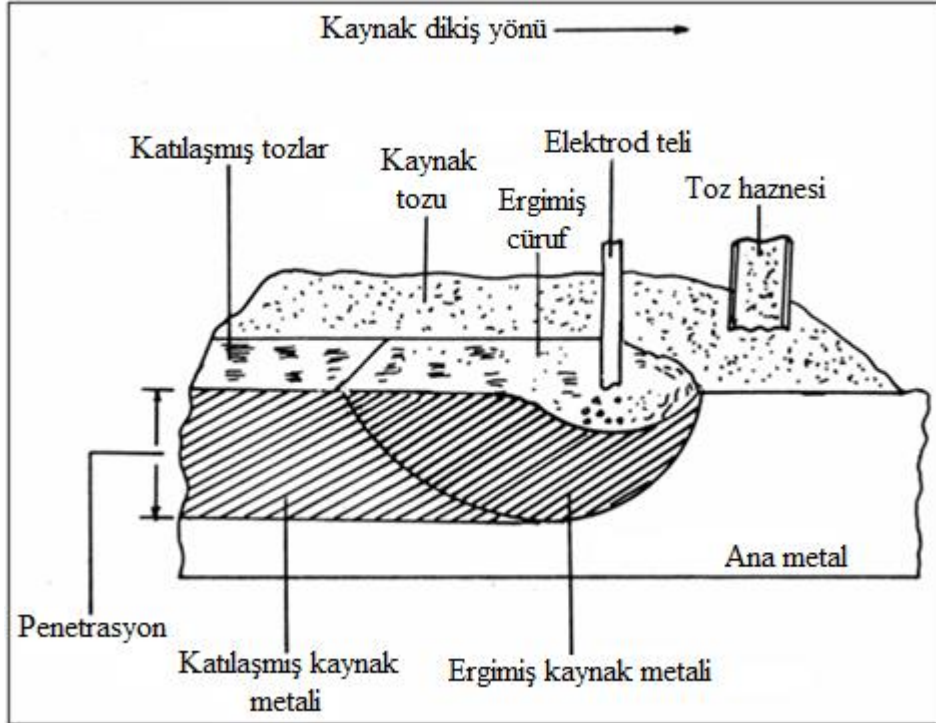
- Pahalı ve taşınabilir olmayan ekipman gereklidir,
- Dış mekân uygulamaları rüzgârın etkisi nedeniyle koruyucu gazı dağıtarak sınırlıdır,
- Kaynakçı alışkanlığı ve becerileri için çok büyük bir gereksinim yaratıyor,
- %15 ile %25 arasında yüksek dilüsyon; bu nedenle kabul edilebilir yüzey özelliklerini elde etmek için birkaç katman gerekebilir.

1.1.1.6. Tozaltı Kaynağı

Tozaltı kaynak, tüketilebilir bir elektrot ve ana metal parçalar arasında granül bir akının altına batırılmış bir elektrik arkı vasıtasıyla gerçekleştirilir. Tüm kaynak, kaynak döngüsü sırasında bir kısmı ergimiş metal haline gelen bu granül akının altında gerçekleşir. Katılaşmadan sonra ortaya çıkan sert camsı akı giderilir ve kaynak ortaya çıkar. Çalışma sırasında kaynak elektrotu ile iş parçası arasında görünür bir ark yoktur. Akım, kaynak sırasında büyük miktarda gaz geliştirebilen maddelerden büyük ölçüde arındırılmış ince taneli, kaynaştırılabilir bir mineral madde olan akış boyunca boşluk boyunca taşınır. İnç kare başına 40. 000 amper veya daha fazla akım yoğunlukları yaygın olarak kullanılır. Bu artı toz koruyucu, derin penetrasyon, yüksek kaynak hızı ve bu kaynakların yüksek kalitesini mümkün kılan katkıda bulunan faktörlerdir. Tozlar, çeşitli kimyasal özelliklere ve birçok partikül büyüklüğü aralığına göre yapılırlar. Toz seçimi, kullanılan kaynak işlemine, mafsal tipine ve kaynak yapılan malzemenin bileşimine bağlı olacaktır. Toz, soğuyunca elektrik iletmez ancak ergimiş halde yüksek iletken bir ortam olur. Bu nedenle, kaynak başlatıldığında kaynak akımı için başlangıç iletken bir yol sağlamak gereklidir. Bu bazen özellikle AC gücü ile kaynak akımı açılmadan önce kaynak elektrodunun ucu ile iş parçası arasına bir miktar çelik yün yerleştirilerek gerçekleştirilir. Kaynak işlemi genellikle iş parçası üzerindeki tozun altına bir ark vurularak başlatılır. Bu yöntemlerle üretilen ısı, kaynak akımının devam eden akışı ile çevredeki tozun ergimesine neden olur. Tozun görünür üst kısmı ergimez. Tozun görünümü ve özellikleri değişmeden kalır ve tekrar kullanılabilir. Ergimiş haldeki toz, bir termal yalıtkan olarak hizmet eder. Bu, derin penetrasyon, yüksek kaynak hızı ve bu kaynakların yüksek kalitesini mümkün kılan katkıda bulunan bir faktördür. Genel olarak, her bir dolgu metal hacmi için yaklaşık iki hacim esas metal kaynatılır. Tozaltı ark kaynağı işlemiyle yapılan kaynaklar, diğer kaynak işlemlerinden daha yüksek süneklik etki gücüne, homojenliğe, yoğunluğa ve düşük azot içeriğine sahiptir. Şekil. 1.14 ve 1.15 tozaltı ark kaynağı işleminin özelliklerini göstermektedir.



Şekil 1.14 Tozaltı ark kaynak şeması



Şekil 1.15 Tozaltı ark kaynağı işlemi

1.1.1.6.1. Tozaltı Kaynağının Avantajları

- Daha yüksek verimlilik,
- Stabil ark,
- Zararlı ultraviyole radyasyonu yoktur,
- Konveksiyon ve sıçrama minimumdur,
- Elektrot kaynağından iş parçasına enerji aktarım verimliliği çok yüksektir; genellikle bu aktarım oranı% 90'ın üzerinde olabilir,
- Erimiş metal kaynaşmış akı ile etkili bir şekilde korunur,

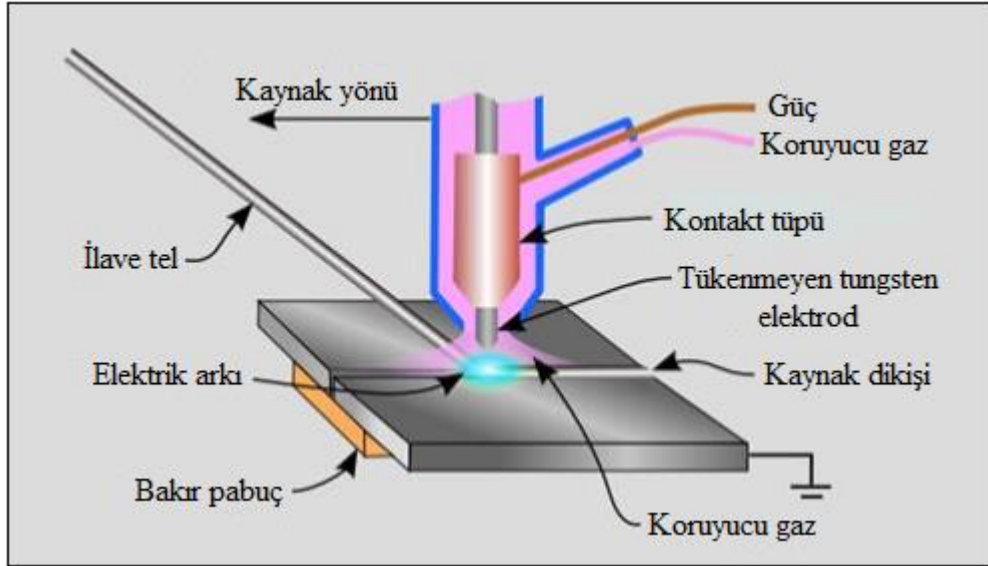
1.1.1.7. TIG Kaynağı**1.1.1.7.1. TIG Kaynak Yöntemi**

Bu yöntemde, tüketilemeyen elektrot ile ana malzeme arasında bir ark yanar. Elektrot ve ergitme banyosu, yüksek saflıkta inert gaz ile ortam havasından korunur. Helyum, argon ve bunların karışımları burada kullanılır. Dolgu malzemesi ile tel şeklinde kaynak yapmak mümkündür. Kaynak yapılacak malzemeye bağlı olarak alternatif veya doğru akım elektrodu ile kaynak yapılır. Alüminyum, magnezyum ve bunların alaşımları gibi daha yumuşak metaller için alternatif bir akım kullanılır. Orta ve yüksek alaşımlı çelik, bakır, nikel, zirkonyum ve diğerleri doğru akım ile kaynak yapılır. Bakır ve çelik gibi çeşitli malzemeler kaynaklanabilir. DC kaynakta, elektrot kaynağın negatif kutbuna bağlanır ve kaynaklanacak malzeme pozitifdir. Arktaki ısı eşit olmayan bir şekilde dağılır, ısının üçte biri elektrot üzerindedir ve üçte ikisi kaynaklı malzemeye aktarılır. Sonuç olarak, kaynak havuzu daha büyük bir difüzyon derinliğine sahiptir. Ayrıca, boşluğun büyük derinliğine kinetik enerjilerini termal enerjiye dönüştüren elektronların etkisi neden olmaktadır.

Elektrotta pozitif polarite ile AC kaynağının, alüminyum ve magnezyum kaynağı için kullanılan bir temizleme etkisi vardır. Ana malzeme üzerinde bir katot noktası oluşur. Bu nokta oksitlerle kaplı yerlere taşınır çünkü bu yerler elektron

emisyonu için daha düşük emisyon enerjisine sahiptir. Katot noktası ile temastan sonra oksitler daha kolay buharlaşır.

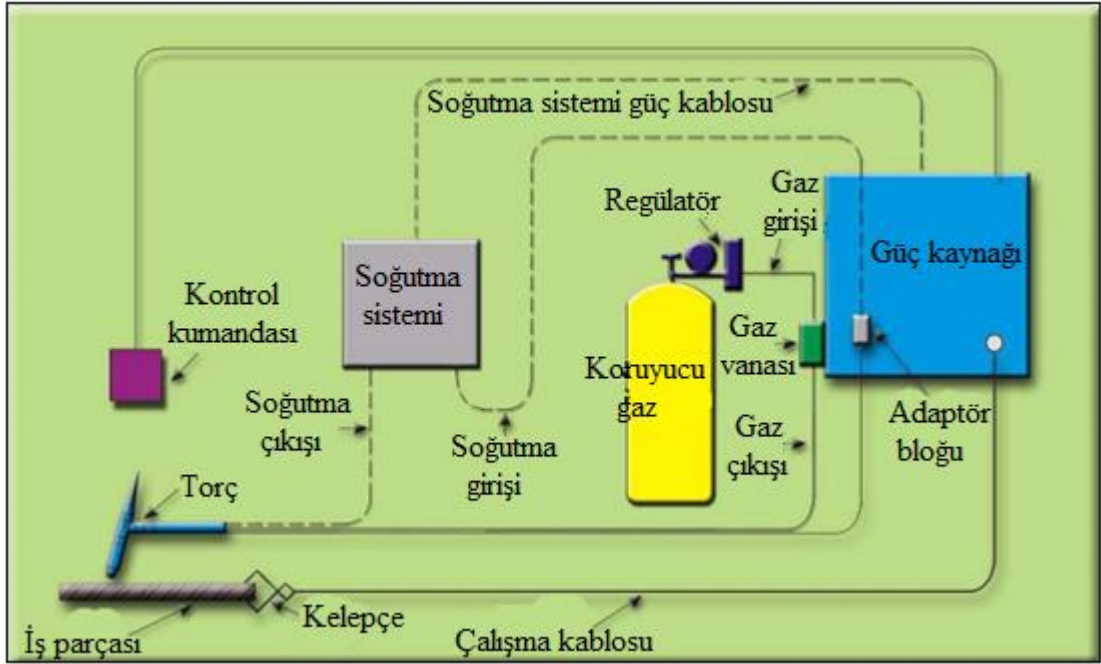
Darbe akımı kaynağı, akımın büyüklüğü, iki akım seviyesi arasındaki zamanla düzenli olarak değişir. Taban akımının ilk seviyesi (I_z) ve darbe akımı (I_p) ana akım sadece yay bölgesinde iyonizasyon üretir. Baz akımın süresi darbe akımının iki katı kadar yüksekse kaynak havuzu katılaşır. Darbe akımı, kaynak havuzunu ve dolgu malzemesini eritme görevine sahiptir. Kaynak havuzunun boyutu mevcut darbenin süresine bağlıdır [81].



Şekil 1.16 TIG kaynağının uygulanması [6,45,63]

Her konumda kaynak yapılabilir ve özellikle ince malzemelerin kaynağına çok elverişli bir kaynak tekniğidir. Düzgün kaynak dikişi verir ve cüruf olmaması sebebiyle kaynak dikişini temizlemeye ihtiyaç yoktur. Kök paso kaynaklarında derin penetrasyon ve gözeneksiz kaynak dikişleri verir.

TIG kaynak donanımı, Şekil 1.17’de görüldüğü gibi uygun bir akım üretici, koruyucu gaz tüpü, gaz basınç ve debi ayar düzeneği, tungsten elektrodu barındıran torç, akım kabloları ve gaz hortumu ile genelde akım üretici üzerine monte edilmiş bir kontrol panelinden oluşur [56].

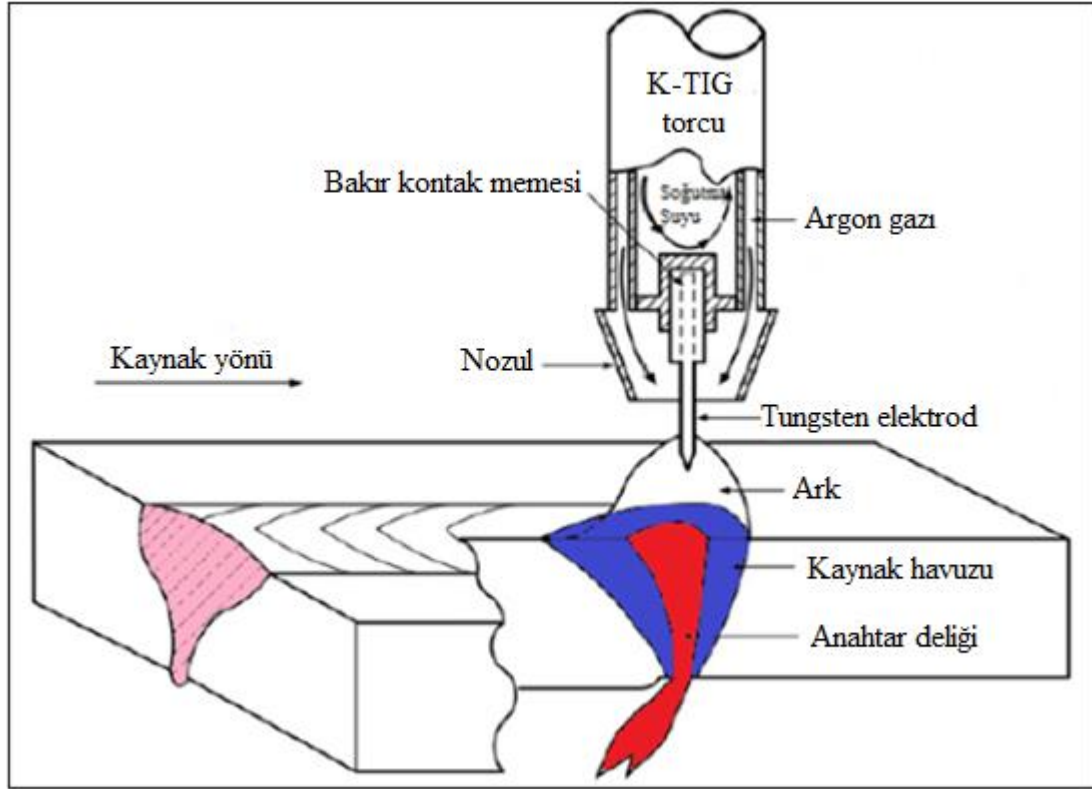


Şekil 1.17 TIG kaynak donanımı şeması

1.1.1.7.2. Anahtar Deliği TIG Kaynağı (Keyhole Method) Yöntemi

Anahtar deliği TIG (K-TIG) teknolojisi, GTAW'ın yüksek kalitesini ve temizliğini, geleneksel gaz-tungsten ark, gaz metal ark veya plazma kaynak işlemleri eşi olmayan bir penetrasyon derinliği ile birleştirilmiş yöntemidir.

K-TIG, Avustralya hükümetinin Commonwealth Bilim ve Sanayi Araştırma Kurumu (CSIRO) tarafından 1997'de geliştirilen TIG / GTAW'ın oldukça rafine edilmiş bir versiyonudur. K-TIG kaynağının şeması Şekil 1.18'de verilmiştir.



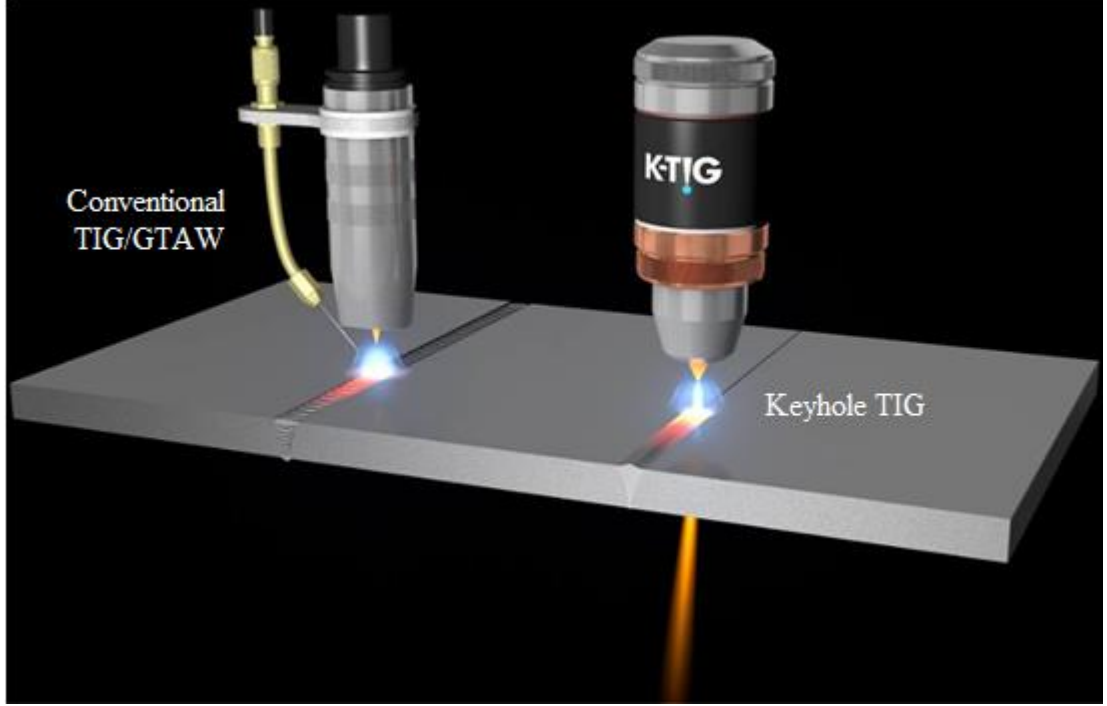
Şekil 1.18 K-TIG kaynağının uygulanişı [22]

K-TIG kaynağı geleneksel TIG kaynağına dayanmaktadır. Özel tasarımı K-TIG torcunda, tungsten elektrodun aşırı ısınmasını önlemek için bu bölge soğutulur. Tungsten elektrot çok dar bir alana odaklanmıştır.

Ark jetinin çapı sınırlandırılmıştır. Kaynak arkının kuvvet ve enerji yoğunluğu bu şekilde geliştirilmiştir. Kaynak akımı yeterli derecede artırılırsa (300 A), ark basıncı yüksek seviyeye ulaşır, erimiş metal yer değiştirerek kaynak havuzunun kenarlarından dışarı doğru çıkarak arka tarafta katılaşmaya başlar ve kaynak havuzunun içinde bir anahtar deliği oluşur.

K-TIG kaynağında anahtar deliği modunu belirleme de ark basıncı ve ısı girdisi en önemli faktörlerdendir. Ark basıncı anahtar deliği oluştuğunda boşluğu havuzun tabanına zorlamak için ayarlanır ve ısı girişi ergime için kaynatılacak plakalar boyunca devam eder. Ayrıca esas metalin fiziksel özellikleri ark voltajı, akım, elektrot geometrisi, kaynak hızı gibi kaynak parametreleri de anahtar deliği oluşumunu etkiler. Anahtar deliği tekniğinin en önemli avantajı, kaynağın tek pasoda yapılabilmesidir.

Aşağıdaki şekilde ise konvansiyonel TIG kaynağı ile keyhole TIG kaynağının şematik şekilleri verilmiştir.



Şekil 1.19 TIG kaynağı ile keyhole TIG kaynağının şematik gösterimi

1.1.1.7.3. TIG Kaynak Metodunun Uygulama Şekilleri

Gaz-Tungsten Ark Kaynağı Metodu:

- 1- El ile,
- 2- Yarı otomatik olarak,
- 3- Otomatik olarak,
- 4- Mekanize edilerek uygulanabilir.

Yukarıda uygulama şekillerinden günümüzde halen en çok kullanılanı el ile yapılanıdır. Yani torcun hareketi ve dolgu telinin (eğer kullanılıyorsa) kaynak banyosuna gönderilmesi el ile yapılır. Bu durumda tüm kaynak akımının kontrolü ayak pedalı vasıtasıyla yapılmaktadır. Yarı otomatik olarak yapılan kaynakta ise torcun

hareketi yine el ile kontrol edilmekte fakat dolgu telinin kaynak alanına gönderilmesi ise bir tel besleme cihazı (motoru) tarafından sağlanmaktadır. Bu uygulama şekli çok az kullanılan bir yöntemdir [44]. Mekanize uygulamalarda iş parçasının kaynağı operatörün kontrolü, otomatik olarak yapılan uygulamalarda ise operatörün görevi pek yoktur. Yani operatörün kontrolü, gözetimi ve ayar yapması söz konusu değildir. Ancak, otomatik ve/veya mekanize kaynak uygulamasına gidilebilmesi için aynı tip (kaynaklı) imalattan çok sayıda yapılması, torcun kaynak dikişlerine kolayca yanaşabilmesi ve kalite kontrolü istenmesi gibi şartların olması gereklidir. Ayrıca bu tür kaynak makinaları pahalı olduğu için yeterli sermayenin de bulunması gerekir.

1.1.1.7.4. TIG kaynak metodunun çalışma prensipleri

Tungsten inert gaz ark kaynağı metodunda, kaynak yöntemi için gerekli ısı, tungsten elektrod ile kaynak uygulanacak parça arasında oluşturulan arkta sağlanır. Kullanılan elektrodlar ya saf tungsten ya da tungstenin alaşımlarından imal edilir. Tüketilmeyen tip de elektrodlardır. Ergiyik haldeki kaynak metali, ısınmış haldeki kaynak bölgesi ve tungsten elektrod, torç vasıtasıyla gönderilen koruyucu inert gaz tarafından atmosferin zararlı tesirlerine karşı korunur. Ark, iyonize durumdaki gaz içinde meydana gelir. Bu yöntemde, koruyucu (asal) gaz atomları, elektron kaybeder ve pozitif olarak yüklenerek iyonize olur. Ark alanı içinde bu iyonlar pozitif kutuptan negatif kutba doğru akarlar. İş parçasının ve (eğer kullanılıyorsa) ilave telin ergitilmesi (birbirine kaynak edilmesi) ark ısısı ile gerçekleştirilmektedir. İlave tel genelde kalın malzemelerin kaynağında kullanılır [44].

Kaynak banyosunda direk olarak ve yandan verilir. TIG metodunda ark üç şekilde oluşturulabilir:

- a- Elektrod, iş parçasına (çok kısa süreli olmak üzere) dokundurularak geri çekilir ve belli bir mesafede (ark mesafesi) tutulur,
- b- Elektrottan iş parçasına doğru ark'ın atlamasını sağlayacak özel cihaz kullanılarak,

c- Yine özel cihaz kullanılarak küçük bir pilot ark başlatılır. Bu pilot ark iyonize bir banyo oluşturarak esas ark'ın başlatılmasına yardımcı olur.

Tungsten inert gaz ark kaynağı metodunda, elektrik ark kaynağı metodunda kullanıldığı gibi sabit akım tipi kaynak makineleri kullanılmaktadır. Bu makinelerden hem alternatif akım hem de doğru akım (kaynağın cinsine göre) elde edilebilir. Sabit akım türü kaynak makineleri kaynak esnasında da sabit akımı koruyucu nitelikte imal edilmişlerdir.

1.1.1.7.5. TIG Kaynağında Kullanılan Ekipmanlar

Bu elemanları:

- 1- Kaynak makinası,
- 2- Kaynak pensi (torç),
- 3- Bağlantı kabloları,
- 4- Koruyucu gaz sistemi,
- 5- Elektrod olarak sıralayabiliriz.

Ayrıca ihtiyaç olduğunda kullanılan bazı elemanları (ki bu elemanlara genellikle ihtiyaç duyulur) da burada belirtmekte fayda vardır. Bunlar:

- a- Su sirkülasyonunu sağlayan sistem,
- b- Ayak pedalı (kaynak akımının kontrolü yapılır),
- c- Reosta,
- d- Hareket sağlayan (taşımalarda kullanılan) aygıtlar,
- e- Salınım hareketi veren cihaz (mekanik ve elektromanyetik olarak çalışan tipleri vardır, torca salınım hareketi verir),
- f- Tel besleme cihazı (yarı otomatik, otomatik ve mekanize olarak yapılan uygulamalarda kullanılır).

1.1.1.7.6. Güç Kaynakları

Güç kaynağı veya kaynak makinesi kullanımından maksat, uygun akım ve voltajda elektrik gücü sağlanarak kaynak arkı oluşturulmasında da kullanılmasıdır. TIG kaynağı için özel birkaç tipte ve büyüklükte kaynak makinesi mevcuttur. Genellikle bu tür makinelerin giriş voltajı 230 V veya 460 V'tur. Talebe göre giriş voltajları değişik oranlarda olan makineler imal edilmektedir [44].

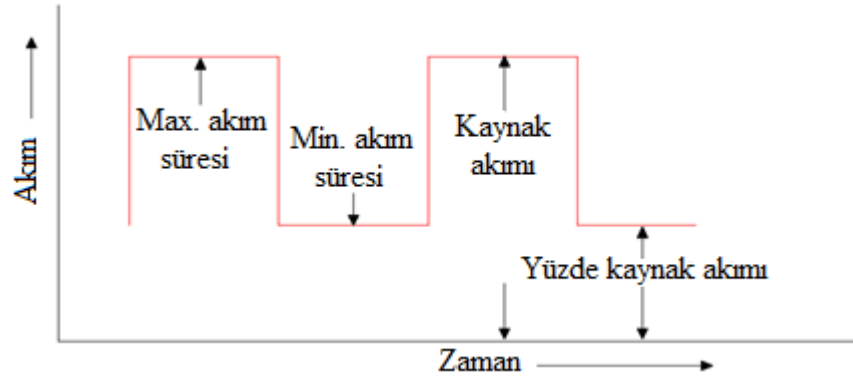
Genel olarak TIG kaynağında hem doğru hem alternatif akım kullanılır. Fakat uygulamada her iki akım çeşidi ile yapılan kaynak farklı sonuçlar vermektedir. Doğru akımda elektrodun pozitif veya negatif kutba bağlanması, kesintili akım (Pulsed current) ve yüksek frekans akımının kullanılması da yine kaynak neticesini etkiler. Ayrıca kaynak edilecek metalin cinsi ve/veya kalınlığı, kullanılan tungsten elektrodların ve koruyucu gazların cinsleri de kaynağı etkileyen önemli faktörlerdir.

1.1.1.7.6.1. Doğru Akım

Doğru akım kullanıldığında bağlantı iki şekilde yapılabilir: Ya elektrod negatif kutba (doğru ve düz kutuplama) ya da pozitif kutba (ters kutuplama) bağlanır. Her iki tür bağlantıda iyon ve elektron akış şekilleri ile elektrodların durumu aşağıdaki şekilde gösterilmiştir. Hemen hemen bütün metallerin kaynağı, elektrod negatif kutupta iken yapılabilir. Ancak alüminyum, magnezyum ve bunların alaşımlarının kaynağında özel kaynak prosedürü uygulanması şarttır (Kısa ark boyu, içerisinde helyum gazı bulunan karışım koruyucu gazların kullanılması, yüzeylerin tel fırça ile iyice temizlenmesi vb.). Şüphesiz alüminyum ve magnezyum ile bunlarının alaşımlarının kaynağı alternatif akımla çok daha kolaydır. Bu metallerin yüzeylerinde oluşan ve ergimeyi güçleştiren oksit tabakası alternatif akımla daha iyi parçalanır (oksit temizleme işlemine gerek yoktur). Doğru akımda elektrodun pozitif kutupta kullanılması halinde elektrodun akımı taşıma (iletme) kapasitesi oldukça düşmektedir. Bu nedenle, elektrodun pozitif kutupta kullanılması çok nadirdir yalnız ince saç metallerin kaynağında (düşük akımlarda) kullanılabilir [44].

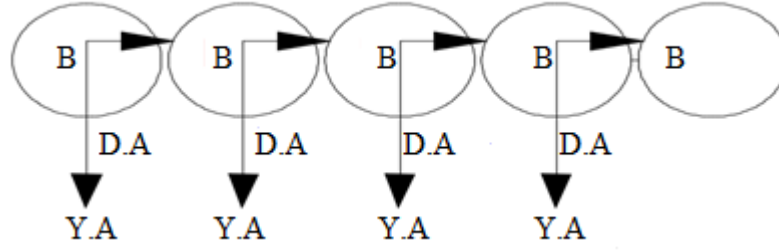
1.1.1.7.6.2. Kademeli Akım

Tungsten inert gaz ark kaynağında bazı hallerde (özellikle ince metallerin kaynağında) sabit akım yerine kademeli akım yüksek (max.) ve düşük (min.) değerleri olan akım kullanılmaktadır. Kademeli akımı daha iyi ifade eden bir diyagram aşağıda Şekil 1.20’de verilmiştir.



Şekil 1.20 Kademeli (darbeli) akım [44]

Bu tür akım kullanılarak yapılan kaynak aşağıda görüldüğü gibi birbiri üzerine binmiş nokta direnç kaynağına benzer. Ayrıca bu kaynağa ait kesit görüntü de verilmiştir. Daire şeklinde görülen bu kaynak alanları kaynak akımının en yüksek seviyede olduğu sırada elde edilir ki hemen aşağıdaki şekilde nufuziyetleri görülmektedir. Demek ki bu tür akım kullanılarak kaynak yapılırken maksimum akım sırasında torç sabit tutulur, minimum akım esnasında da bir miktar ileri hareket ettirilir. Torç’un hareket prensibi aşağıda şematik olarak gösterilmiştir. Ok işaretleri torcun düşük akım sırasındaki hareket yönünü, B noktaları da torcun bekleme noktalarını göstermektedir.



Şekil 1.21 Kademeli (darbeli) akım [44]

Darbeli akım hem doğru akım hem de alternatif akımda kullanılabilir ama genelde doğru akımda kullanılmaktadır. Tungsten inert gaz ark kaynağında bu akım türünün ince metallerin kaynağında sabit akıma nazaran önemli birkaç avantajı vardır: çarpılma (distorsiyon) problemi olabilecek parçaların kaynağında başarıyla kullanılabilir ve istenilen kök nufuziyeti elde edilir. Ayrıca kök aralığı olan bu kaynaklarda bu akım türü yine başarıyla kullanılabilir ve delinmelere mani olur. Şöyle ki, max. akım sırasında istenilen nufuziyet sağlar ve min. akım sırasında da kaynak banyosunun soğumasına müşahede eder. Yani iş parçasına verilen ısı miktarı azaltılmış olur. İnce paslanmaz çelik saçlar da bu metotla rahatlıkla kaynatılabilir. Bir diğer avantaj hususu da dik ve tavan pozisyonlarında uygulanabilmesidir. Düşük akım sırasında kaynak dikişinin bir miktar soğumasına (en azından iş parçasına ısı verilmediğinden) müşahade edilmesiyle kaynak dikişinin gittikçe genişlemesi de söz konusu değildir [44].

1.1.1.7.6.3. Alternatif Akım

Alternatif akım, doğru akım kullanılırken elektrodun pozitif kutba bağlanmasıyla elde edilen avantajları (akım sınırlaması yapmaksızın) ve yine doğru akımda elektrodun negatif kutupta kullanılmasıyla elde edilen avantajları (oksit temizleme problemi olmaksızın) sağlar. Bu sebepten TIG kaynak yönteminde alternatif akım, genellikle yüzeylerinde ergitilmesi güç oksit tabakası oluşan magnezyum ve alüminyumun kaynağında kullanılır. Yüzeydeki oksit tabakası, ark akımının bir yönde (Tungsten elektrottan iş parçasına doğru) kolaylıkla akması sayesinde ergitilir, parçalanır. Şöyle ki tungsten elektrod kaynak sırasında iş parçasına

nazaran çok daha fazla ısındığından kolaylıkla elektron bırakır. Alternatif akım devresinde akım, genellikle dengesiz bir eğilim (özellik) gösterir. Bazı uygulamalarda (genellikle mekanize kaynaklarda) dengelenmiş akım arzu edilir ki bu da alternatif akım devresine kondansatör koymakla mümkün olur. Fakat çoğunlukla el ile yapılan uygulamalarda kondansatör kullanılmaz. Dengelenmiş akımın bazı avantaj ve dezavantajları aşağıda belirtilmiştir.

Avantajları:

- a-** Daha iyi bir oksit temizleme etkisi vardır,
- b-** Daha iyi ve daha düzgün bir kaynak işlemi sağlar,
- c-** Eski (geleneksel) kaynak transformatörleri kullanılabilir.

Dezavantajları:

- a-** Daha büyük çaplı elektrodla ihtiyaç vardır,
- b-** Dalga dengeleyici devreleri (sistemleri) oldukça pahalıdır.

1.1.1.7.6.4. Yüksek Frekans Akımı

Yüksek frekans akımı ayrıca ilave edilebilen bir akım türüdür ki vazifesi de tungsten elektrodu iş parçasına dokundurmadan arkı başlatmaktır. Şöyle ki, önce iş parçası ile tungsten arasında bir pilot ark başlatılır ve hemen arkasından esas ark oluşturulur. Pilot ark ile kaynak yapılmaz ancak o olmadan da esas kaynak arkı başlatılamaz. Yüksek frekans akımı, her iki akım türünde de yani hem alternatif hem de doğru akımda kullanılabilir. Alternatif akımda, yüksek frekans akımının diğer bir faydası da kaynak arkını sabit tutmaktır. Bilindiği gibi alternatif akımın karakteristik eğrisi (+) dan (-) ye ve (-) den (+) ya periyodik olarak değişmekte ve her defasında da sıfırdan geçmektedir. Bu durumda da ark'ın titreşmesi ve hatta sönmesi söz konusu olmaktadır. Yüksek frekans akımı burada, sıfır noktalarında kıvılcım (ark) dizisini devam ettirerek ark'ın kararlılığını sağlar. Doğru akımda ise yüksek frekans akımının görevi sadece ark'ın başlatılmasına yardımcı olmaktır. Hatta ark başlatıldıktan sonra yüksek frekans akımı kesilebilir. Yüksek frekans akımı kullanılarak ark başlatma, en iyi metottur. Çünkü bu sayede tungsten elektrodun iş parçasına teması söz konusu

olmadığından elektrodun ucunun karbon buluşmasıyla bozulması, elektrodun kaynak banyosuna yapışması ve dolayısıyla yapıştığı yerden çıkarırken kaynak dikişinde tungsten parçacıklarının kalması problemi ortadan kalkmaktadır. Yüksek frekans akımı alternatif akımla kullanıldığı zaman alınması gereken bazı önlemler ve şartlar vardır. Güç kaynağı (kaynak makinesi) içine yerleştirilen ve yüksek titreşimi sağlayan osilatör cihazı, radyo ve televizyon yayınları ile telsizle yapılan haberleşmeleri parazit yaparak etkilemektedir. Bunu önlemek için makinelere özel bir topraklama yapılması ve makinelerin özel olarak örtülmesi (korunması) gereklidir.

1.1.1.7.7. Arkın Karakteristiği

Daha önce de belirtildiği gibi, TIG yöntemi, kaynaklı malzemeyi ergime sıcaklığına ısıtmak için bir elektrik arkı kullanır. Bir elektrik arkı, katot (- kutup) ile anot (+ kutup) arasında iletken (iyonize) bir ortamda yanan kalıcı bir düşük voltajlı elektrik deşarjı olarak karakterize edilebilir. Normal şartlar altında, gaz elektriksel olarak nötr moleküllerden oluştuğu için iyi bir yalıtkandır. Bununla birlikte, iyonizasyon sırasında, elektriksel olarak nötr moleküller pozitif iyonlara ve negatif elektronlara bölünür ve böylece gaz iletken hale gelir ve sözde plazma oluşumuna yol açar. Birincil elektronlar katot noktasında termo emisyonla yayılır ve gazlı ortamın ark tutuşması ve iyonlaştırılması için önemlidir. Katot voltaj düşme bölgesindeki elektronlar (birincil), pozitif iyonlar ve ikincil elektronlar oluşturmak için nöron atomlarından elektronu "çıkarmak" için yeterli kinetik enerji kazanır. Katot noktasının sıcaklığı 2400 - 3000 ° C sıcaklık aralığındadır ve elektronların ısı emisyonunun etkisi ile soğutulur. Arkın diğer tarafında, olay negatif parçacıklarını nötralize eden ve kaldıran bir anot noktası bulunur. Olay partiküllerinin kinetik enerjisi ısıya ve kısmen elektromanyetik radyasyona dönüştürülür. Sıcaklığı 2700 - 3600 ° C arasında değişmektedir, bu nedenle elektronların nötralizasyonu sırasında daha yoğun ısı salınımı ve elektronların kinetik enerjisinin termal enerjiye dönüştürülmesi nedeniyle katot noktasından daha yüksektir. Kararlı bir elektrik arkı için, verilen ortamın iyonizasyon voltajından daha yüksek bir voltaj ve gazın iyonlaştırılması için yeterli bir akım sağlamak gerekir. Plazma tarafından oluşturulan elektrik arkının merkezi 10000

°C'ye kadar bir sıcaklığa ulaşır. Arkın dışında sıcaklık daha düşüktür ve bu nedenle bireysel negatif ve pozitif iyonlar tekrar atomlara dönüşür. Bu olaya rekombinasyon denir.

Kaynak yaparken ana malzemenin uygun polaritesini seçmek çok önemlidir. Bu polaritenin tipi elektrik arkının termal etkisini ve dolayısıyla kaynağın şeklini ve boyutunu değiştirir. Doğrudan polarite ile, elektrot (-) kutbuna bağlanır ve kaynak daha büyük bir nüfuz derinliğine, ancak küçük bir genişliğe sahiptir. Dolaylı polarite, daha ince bir penetrasyon derinliğine ve daha ince kaynak genişliğine neden olur; Elektrot (+) kutbuna bağlanır ve daha termal olarak gerilir. Alternatif akım ile kaynağın boyutları yukarıdakiler arasındadır. Alternatif akım kaynağının ana avantajı, arkın temizleme etkisi olarak adlandırılır. Negatif yarım dalga alüminyumun erimesine ve kaynaklanmasına neden olurken, pozitif yarım dalga "kırıldığı" ve alüminyum oksit tabakasını çıkardığı için alüminyum kaynağı yapılırken bu önemlidir. Günümüzde kaynakçılar, oksitlenmiş alüminyum yüzeyin temizleme süresinin kaynak süresi pahasına arttırılabilmesi için ayrı yarım dalgaların uzunluğunu ayarlayabilir. Bu durumda, kaynak akımının sözde artan temizleme etkisinden bahsediyoruz. Kutupluluğun kaynağın boyutu ve şekli üzerindeki etkisi Çizelge 1.1'de gösterilmiştir ayrıca farklı kutupların bireysel avantajlarını / dezavantajlarını özetler.

Çizelge 1.1 TIG kaynağında kutup değişimi ve etkileri [70]

Akım Tipi	DC Doğru Akım	DC Doğru Akım	AC Alternatif Akım
Elektrod Kutuplaması	Negatif	Pozitif	-
Elektron ve İyon akışı			
Nüfuziyet Karakteristiği			
Oksit Temizleme Etkisi	Yok	Var	Var Her yarı çevrimde bir
Arktaki ısı dengesi (Ort.)	%70 İş parçası tarafında %30 Elektrod tarafında	%30 İş parçası tarafında %70 Elektrod tarafında	%50 İş parçası tarafında %50 Elektrod tarafında
Nüfuziyet	Derin, dar	Sığ, geniş	Orta
Elektrod Kapasitesi	Mükemmel 3.18 mm -400 A	Zayıf 6.35 mm -120 A	İyi 3.18 mm-225 A

Elektrik arkının tutuşturulması iki şekilde yapılabilir. İlk yol Lift - Arc Start veya dokunarak tutuşturmadır. İlk önce ana malzemeye elektrot ile dokunmak gerekir. Torç veya ayak kumandasındaki manuel kontrolü kullanarak devre kapanır ve koruyucu gaz akmaya başlar. Ardından elektrod yavaşça ana malzemeden kaldırılır ve ark tutuşur. Avantajı, yüksek frekanslı başlatmaya kıyasla kaynağın başlama noktasının kesin konumu ve düşük elektromanyetik parazittir. Bu nedenle hassas elektronik cihazların veya ölçüm teknolojisinin yakınında kaynakta kullanılabilir.

İkinci yol Yüksek Frekans Başlangıcı veya yüksek frekanslı başlatmadır. Bir elektrik kıvılcımı, gaz halindeki ortamı bir deşarjla iyonize eden yüksek voltajlı yüksek frekanslı bir iyonlaştırıcı vasıtasıyla birkaç milimetre mesafede ateşlenir. Bu, bir elektrik akımını iletme ve elektrik arkını tutuşturmak için ideal koşullar yaratır. Bu yöntemin avantajı, kaynak banyosunda tungsten kalıntılarının oluşumuna neden olmaması ve hatta tungsten elektrotunun aşınmasının en aza indirilmesidir.

1.1.1.7.8. Kaynak Edilebilen Metaller

TIG kaynağı ile pek çok metal ve metal alaşımlarının kaynağı yapılabilir. Yapısında karbon bulunan bütün metaller, çelik alaşımlar, paslanmaz çelikler, ısıya dayanıklı alaşımlar, parlak metaller, alüminyum, nikel, titanyum ve zirkonyum alaşımları bunlara örnek gösterilebilir.

Kurşun ve çinkonun kaynak edilmesi zordur. Bu metallerin ergime sıcaklığının düşük olmasından dolayı işlemin kontrolünü son derece zorlaştırır. Çelikler ve diğer metaller yüksek sıcaklık işlem kontrolüne olanak sağlarlar. Çok pasolu ve ek metal kullanılarak da kaynak yapılabilir. 6 mm kalınlığın üzerindeki kaynaklı birleştirmelerde genellikle diğer kaynak yöntemleri tercih edilmelidir. Ancak çoklu paso yöntemi ile kalın parçaların da kaynağı yapılabilir.

TIG kaynağının diğer yöntemlere göre pek çok avantajı bulunmaktadır. Bunlar:

- a-** Cüruf oluşturmaz ve temizleme gerektirmez,
- b-** İlave metal sürekli kullanılmaz,
- c-** Bütün pozisyonlarda kaynak yapılabilir,
- d-** Ark ve kaynak havuzu görülür,
- e-** Kaynak banyosuna istenildiği kadar ilave metal eklemek mümkündür.

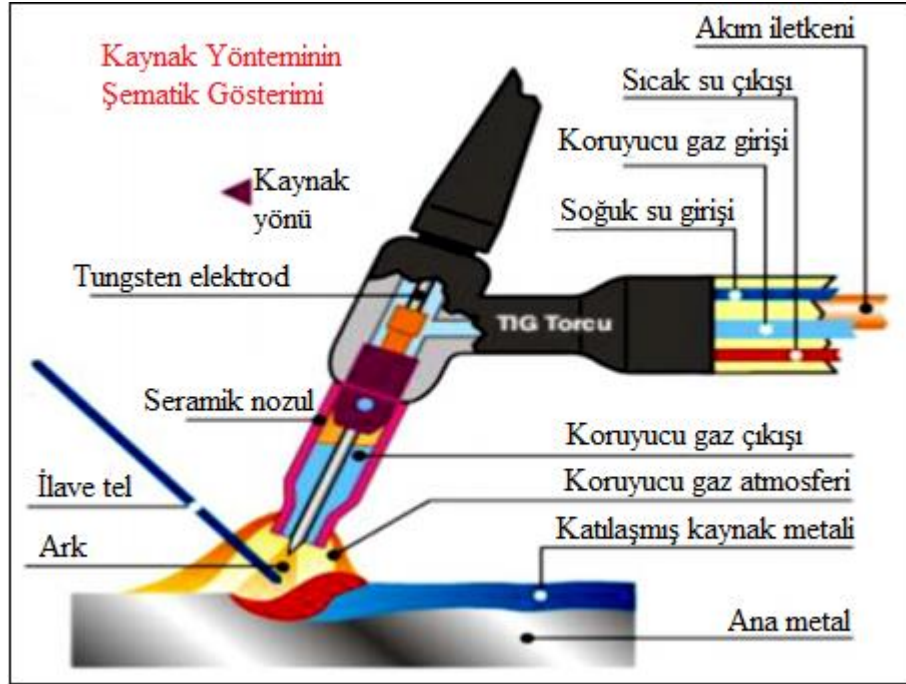
Yöntemin bazı dezavantajları ise:

- a-** Kaynak hızı yavaştır,
- b-** Tungsten elektrod kirlenir,
- c-** Düşük dolgu oranı vardır. Dolayısıyla zaman ve maliyet artar,
- d-** Tungsten elektrottan, kaynak banyosuna parçacıklar girebilir.

1.1.1.7.9. Kaynak Torçları

Kaynak ekipmanının en yüklü parçaları torçlardır. Elektrik akımı ve koruma gazı temini, tungsten elektrodunun pozisyonunun ayarlanması veya soğutma suyu temini ve deşarjı sağlarlar. Torçlar, yaklaşık 150 A'ya kadar hava ile soğutma ve elle kullanılırken, 350 A'ya kadar su soğutmalı torçlar veya makine kaynağı için 500 A'ya kadar su geçirilerek soğutulurlar. Torçlar, sağlam bir kelepçe ve elektrotların akım

beslemesini sağlayan değiştirilebilir penslerle donatılmıştır. Kovan ve elektrot arasındaki temas direncini azaltmak için iyi sıkma önemlidir. Termal olarak gerilmiş bir başka parça, gaz akışını kaynak bölgesine yönlendiren gaz memesidir. Torçlar, iki zamanlı veya dört zamanlı kaynak akımı anahtarlama işlevini mümkün kılan ve kaynak sırasında akımın büyüklüğünün değiştirilmesini sağlayan bir elektrik akımı anahtarı ile donatılmıştır. Gaz korumasını iyileştirmek için, gazın laminer akışını uzatan ve elektrotu daha geniş bir şekilde uzatarak kaynak bölgesine erişimi kolaylaştıran süzgeçler kullanılır. Elekler, gereken koruyucu gaz miktarını %50'ye kadar azaltabilir ve elektrodun 15 - 20 mm'ye kadar uzamasına izin verebilir. Optimum gaz akışı, tipi, kaynaklanacak malzeme tipi, akım değeri, nozul boyutu, torç eğimi, derz stili veya kaynak konumu gibi birçok parametreye bağlıdır. Ark tutuşması için mükemmel bir ortam sağlamak için kaynak makineleri bir ön üfleme fonksiyonu ile donatılmıştır. Bu sırada, arkın ateşlemesi gaz akışının başlangıcına karşı 2 - 5 saniye geciktirilir. Oksidasyon riski bulunmayan bir sıcaklığa kadar soğutma sırasında elektrodu ve kaynak metali korumak için bir darbe sonrası kullanılır. Bu mekanizma, güç kapatıldıktan sonra 5-10 saniye daha gaz akışı sağlar. T, Zr gibi yüksek derecede reaktif metallerin kaynağı için torç, içine argonun beslendiği ve artık oksidasyon riski olmadığına, soğutma sırasında kaynağı daha düşük sıcaklıklara koruyan özel bir kapak eklenir. Şekil 1.22'de TIG kaynak torcunun parçaları verilmiştir.



Şekil 1.22 TIG kaynak torcunun parçaları [81]

1.1.1.7.10. Kaynak Elektrodları

TIG kaynak yöntemi ile diğer elektrik ark kaynağı yöntemleri arasındaki en önemli fark, ek kaynak metalinin elektrod tarafından sağlanmaması ve elektrodun sadece ark oluşturma görevini üstlenmiş olmasıdır. Bu bakımdan burada, ergime sıcaklığı 3.500 °C civarında olan tungsten, elektrod malzemesi olarak seçilmiştir. Yüksek ergime sıcaklığının yanı sıra tungsten çok kuvvetli bir elektron yayıcıdır ve yayılan elektronlar ark sütunu içinde kuvvetli bir elektron akımı oluşturur. Ark sütunundaki atomları iyonize ederek arkın kararlılığını sağlar.

Günümüz endüstrisinde ticari saflıktaki tungsten (%99.5 W) ile toryum, zirkonyum, seryum, lantanyum ile alaşımlandırılmış elektrodlar kullanılmaktadır. Uygulamada karşılaşılan TIG kaynak elektrodlarını, saf tungsten elektrodlar, alaşımli elektrodlar ve çizgili elektrodlar olmak üzere üç grup altında toplamak mümkündür. TIG kaynak elektrodları, AWS A5.12 ile DIN 32528 de bileşimlerine göre sınıflandırılmış ve bunları birbirlerinden kolaylıkla ayırt edebilmek için de çizelge 1.2'de renk kodları kullanılmıştır.

Çizelge 1.2 Tungsten elektrodların kimyasal bileşimleri ve renk kodları

TUNGSTEN ELEKTROD İÇİN RENK KODLARI				
Standart gösterimi	Kimyasal bileşimler			UÇ RENKLERİ
ISO 6848	AWS A5.	OKSİT İLAVESİ	TUNGSTEN	
WT20	EWTh-2	ThO ₂ :1.70-2.20%	2% Toryum	Kırmızı
WP	EWP	-----	Saf	Yeşil
WL15	EWLa-1.5	LaO ₂ : 1.30-1.70%	1.5% Lantan	Altın
WC20	EWCe-2	CeO ₂ : 1.80-2.20%	2% Seryum	Gri
WL20	EWLa-2	La ₂ O ₃ : 1.80-2.20%	2% Lantan	Mavi
WZ8	EWZr-8	ZrO ₂ : 0.70-0.90%	0.8% Zirkonyum	Beyaz
	EWG	La ₂ O ₃ : 1.3-1.7%	1.5% Lantan 0.8% Zirkonyum	Açık yeşil

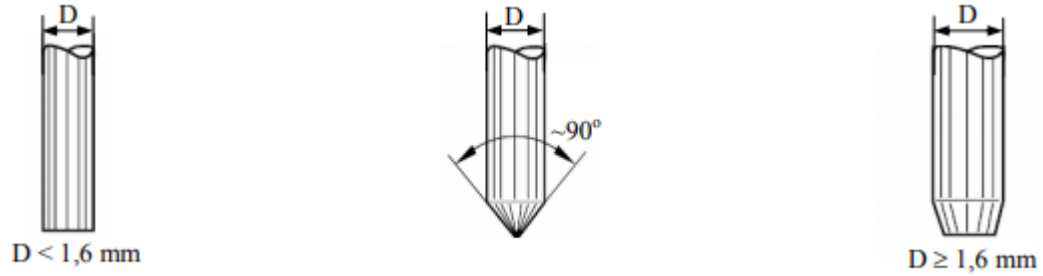
DIN 32528'de TIG kaynak elektrodlarının çapları (0.5), (1.0), (1.6), (2.0), (2.4), (3.0), (3.2), (4.0), (5.0), (6.0), (6.4) ve (8.0) mm boyları ise 50, 75, 150 ve 175 mm olarak belirlenmiştir. AWS A5.12'de ise elektrodların çapları (0.01), (0.02), (0.04), (1/16), (3/32), (1/8), (5/32), (3/16) ve (1/4) inç boyları ise 3, 6, 7, 12, 18 ve 24 inç olarak saptanmıştır. TIG kaynak yönteminde kullanılan elektrodların akım yüklenebilme kapasitesi çok sayıdaki etkene bağlı olarak oldukça geniş bir aralık içinde değişmektedir (Çizelge 1.3). Bu etkenleri şu şekilde sıralayabiliriz:

- Elektrodun bileşimi,
- Koruyucu gazın türü,
- Elektrodun, elektrod tutucusunun dış kısmında kalan boyu,
- Elektroda uygulanan soğutma sisteminin etkinliği,
- Akım türü ve kutuplama,
- Kaynak pozisyonudur [67].

TIG kaynağında kullanılan tungsten elektrodlar, kural olarak Şekil 1.23'teki gibi boylamasına taşlanmalıdır. Aksi halde dönel taşlama izleri arkın sapmasına ve akımın sınırlanmasına neden olur. Gerekli durumlarda taşlama tozlarının parlatılarak uzaklaştırılması gereklidir.



Şekil 1.23 TIG kaynak elektrodlarının taşlanması (doğru akımda) [67]



Şekil 1.24 Elektrod çapına göre elektrod uçları (alternatif akımda) [67]

TIG kaynak elektrodunun uç formunu uzun süre koruyabilmek için kaynak parametrelerinin uygun seçilmesi gereklidir. Kaynak esnasında (elektrod uçlarını koruyabilmek için) akımın doğru ayarlandığı elektrod ucunun aldığı şekilden kolayca anlaşılabilir. Şekil 1.24'te alternatif akımda elektrod çaplarına göre elektrod uç formları görülmektedir.

Çizelge 1.3 Tungsten elektrodların bileşim ve çaplarına göre akım yüklenebilme kapasiteleri

Elektrod Çapı (mm)	Alternatif Akım (A)		Doğru Akım (A)	
	W Elektrod	WT Elektrod	W ve WT Elektrod (-)	W ve WT Elektrod (+)
0.5	5-15	5-20	5-20	-
1.0	10-60	15-80	15-80	-
1.6	50-100	70-150	70-150	10-20
2.4	100-160	140-235	150-250	15-30
3.2	150-210	220-325	250-400	25-40
4.0	200-275	300-425	400-500	40-55
4.8	250-350	400-525	500-650	55-80
6.4	325-425	500-700	650-800	80-125

DIN 32528'e göre tungsten elektrodlar şu biçimde gösterilmektedir:

Elektrod: DIN 32528 1.6 – 75 - WT 10

Burada 1.6 elektrodun mm. olarak çapını, 75 mm. olarak boyunu ve WT 10 da bileşiminde % 0.9 ile 1.2 toryum-oksit bulunduğunu belirtmektedir.

1.1.1.7.10.1. Kullanılan Dolgu Telleri

Daha önce de belirtildiği gibi TIG kaynağı yöntemi ile çok değişik metallerin kaynağı yapılabilmektedir. Bu nedenle çok değişik türde dolgu teli kullanılmaktadır. Uygun dolgu telinin seçimi, öncelikle kaynak edilecek iş parçasının kimyasal analizi göz önüne alınarak yapılır. Zira dolgu teli ile iş parçasının uyum sağlaması gerekmektedir. Zaten bu tellerin imalatı, ana malzemelerinin kimyasal analizi, saflığı ve kalitesi göz önüne alınarak yapılır.

Bir dolgu telinin seçilmesinde dikkat edilmesi gereken önemli faktörleri şöyle sıralayabiliriz:

1. Hangi tip operasyonun kullanılacağı,
2. Maliyet durumu,
3. Metalurjik uygunluğu,
4. Gerilme direnci,
5. Darbe dayanımı,
6. Elektrik iletkenliği,
7. Isı iletkenliği,
8. Korozyona karşı direnci,
9. Kaynak dikişi görünümü,
10. İş parçasının kalınlığı ve şekli,
11. İşletme şartlarıdır.

Çizelge 1.4 TIG kaynağında kullanılan dolgu tellerinin AWS'ye göre sınıflandırılması [44]

Metaller	AWS Dolgu Teli Spesifikasyon No.
Bakır ve bakır alaşımları	A5.7
Paslanmaz çelik	A5.9
Alüminyum ve alüminyum alaşımları	A5.10
Kaplama çubuk ve elektrodlar	A5.13
Nikel ve nikel alaşımları	A5.14
Titan ve titan alaşımları	A5.16
Karbon çeliği	A5.18
Magnezyum alaşımları	A5.19
Kompoze kaplama çubuk ve elektrodları	A5.21
Zirkonyum ve zirkonyum alaşımları	A5.24
Gaz kaynağı çubukları	A5.27
Düşük alaşımlı çelikler	A5.28

1.1.1.7.11. Koruyucu Gazlar

İnert gazlar, ergimeyen elektrodu, kaynak havuzunu ve çevresindeki alanı, özellikle oksidasyona ve kaynaktaki gaz konsantrasyonundaki artışa karşı ortamın olumsuz etkilerine karşı korumak için tasarlanmıştır. İkincil görevleri, arkın yakılması ve arkın tutuşması için uygun koşullar yaratmaktır. İki ana gaz kullanılır, argon, helyum ve bunların belirli bir orandaki karışımları kullanılır. Argon düşük ısı iletkenliğine ve düşük yalıtım potansiyeline sahiptir. Arkın iyi tutuşmasını ve uzun mesafelerde sabit yanmasını sağlar. Havadan daha yüksek yoğunlukta, kaynak çevresinde çok iyi bir koruyucu kaplama sağlar ve fiyatı nedeniyle kullanımda en yaygın olanıdır. Helyum, nispeten yüksek bir yalıtım potansiyeline ve atmosferden çok daha düşük yoğunluğa sahip, yüksek bir ısı iletkenliğine sahiptir. Elektrik arkı etrafında yeterli bir koruyucu örtü sağlamak için, arkın altında tutuşacağı ve saf argon altında olduğu kadar sabit yanmaması için daha yüksek bir gaz akışının seçilmesi gerektiği sonucuna varılır. Uygulamaya rağmen, mekanize kaynakta daha yüksek bir fiyat bulur. Argon ve helyum karışımları, avantajlı olarak münferit gazların yararlı özelliklerini birleştirir ve öncelikle bakır ve alüminyumun kaynağı için kullanılır. Aynı zamanda yüksek alaşımlı östenitik çeliklerin kaynağı için bir argon ve hidrojen

karışımı için de kullanılır. Sözde Şekillendirme gazları (argon + azot, argon + hidrojen), oksijene yüksek affiniteli metallerin kaynağında kaynak kökünü korumak için kullanılır.

Koruyucu gazların aynı zamanda arktaki metal transferi türü, termal enerjinin kaynağa transferi, eritme banyosunun davranışı, kaynağın derinliği, kaynak hızı ve diğer kaynak parametreleri üzerinde önemli bir etkisi vardır.

Bileşimi ve miktarı ile, koruyucu gaz aşağıdaki kaynak özelliklerini etkiler:

- Arkın iyi başlaması ve yakılması için iyonize bir ortamın oluşturulması,
- Damlanın oluşumu sırasında, damlanın ark tarafından ve kaynak banyosunda aktarılması sırasında metalurjik süreçler,
- Dikiş yapan kuvvetler,
- Dikişin şekli ve boyutları,
- Arktaki metal transferinin doğası, damlaların şekli ve boyutları ve ark boyunca aktarılma hızı,
- Kaynak kesitinin şekli ve boyutları
- Kaynak yüzeyinin düzgünlüğü ve ana malzemeye geçişi,
- Kaynaklı eklem kalitesi, bütünlüğü ve mekanik özellikleri.

Günümüzde, arkı korumak için tek bileşenli veya çok bileşenli gazlar kullanılmaktadır.

Doğaya bağlı olarak, koruyucu gazlar kaynak havuzu üzerinde nötr, oksitleyici veya karbonlama etkisine sahiptir.

Uygun bir koruyucu gazın seçimi özellikle aşağıdakilere bağlıdır:

Kaynak derinliği, kaynak genişliği, kaynak yüzeyi, mekanik özellikler, kaynağın metalurjik yapısı, kaynak metali sıçraması.

Sonuçta, bunun ekonomik kaynak üzerinde büyük etkisi vardır. Koruyucu gaz olarak argon, helyum, karbon dioksit, oksijen ve bunların karışımları kullanılır.

1.1.1.7.11.1. Argon

Argon, havadan ağır bir gazdır ve havanın sıvılaştırılması yoluyla elde edilir (Özgül ağırlığı: 1.781 kg/m³). Argon gazı ya gaz olarak ya da sıvılaştırılarak piyasaya sürülür. Bu kullanılacak hacme bağlıdır. Argon gazı, TIG kaynağında en çok (%80 oranında) kullanılan bir gazdır. Helyum gazına nazaran bazı avantajları vardır [9]:

1. Sessiz ve düzgün bir ark sağlar,
2. Ark voltajı daha düşüktür. Dolayısıyla bu da ince metallerin kaynağı için avantajdır,
3. Oksit temizleme özelliği iyidir. Dolayısıyla alüminyum ve magnezyumun kaynağında tercih edilir,
4. Havadan ağır olması nedeniyle dikişi koruma (örtme) kabiliyeti daha fazladır, dolayısıyla da gaz akış oranı daha düşüktür (Sarfıyat azdır),
5. Arkı başlatma işi daha kolaydır,
6. Piyasada bol miktarda bulunur, maliyeti düşüktür,
7. Farklı metallerin kaynağında da kullanılabilir,
8. “Tavan” ve “dik” kaynak pozisyonlarında da kaynak banyosunun kontrolü iyidir.

1.1.1.7.11.2. Helyum

Helyum havadan hafif bir gazdır (Özgül ağırlığı: 0.1784 kg/m³). Tabii gazların ayrıştırılmasıyla elde edilir. Helyum, piyasaya genellikle basınçlı olarak doldurulmuş tüpler içinde sürülür. Havadan hafif olması nedeniyle helyum gazı kaynak alanından çok hızlı bir şekilde ayrılır. Bu yüzden yüksek bir gaz akış hızı (oranı) gerekir. Helyumun diğer bir dezavantajı da daha az bulunması ve daha pahalı olmasıdır [56]. Bu dezavantajlarına rağmen helyum gazının argona nazaran avantajlarını şöyle sıralayabiliriz:

1. Isı etki bölgesi daha küçüktür,
2. Ark voltajı daha yüksektir. Bu nedene daha kalın ve ısı iletkenliği fazla olan malzemelerin kaynağı için uygundur,

3. Daha hızlı kaynak yapmaya elverişlidir,
4. “Tavan” ve “dik” kaynak pozisyonlarında daha iyi koruma sağlar,
5. Daha dar bir alana daha fazla ısı girişi olduğundan derin bir nüfuziyet sağlar,
6. Altlık olarak kullanıldığında kök pasosunu iyileştirici görevi yapar.

1.1.1.7.11.3. Argon-Helyum Karışımı

Bu karışım daha ziyade otomatik TIG kaynağı için kullanılır. Burada argon, daha iyi dikiş kontrolü için helyum ise daha derin bir nüfuziyet sağlanmasıyla amacıyla kullanılmaktadır. Çok değişik karışım oranlarında kullanılabilirler. Ancak burada en çok kullanılan karışım oranları verilmiştir:

%75 Helyum + %25 Argon veya %80 Helyum + %20 Argon

1.1.1.7.11.4. Argon-Hidrojen Karışımı

Bu karışım ise genellikle paslanmaz çeliklerin, nikel alaşımlarının ve gözenegin problem olduğu kaynaklarda kullanılabilir. Bu karışımın diğer bir özelliği de kaynak ısını arttırarak dikiş kontrolünü kolaylaştırmaktır. Argon-hidrojen karışımı, adi karbonlu veya düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında kesinlikle kullanılmamalıdır. Ancak paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılabilir (burada H₂ miktarı < %15 kadar olmalıdır).

1.1.1.7.11.5. Azot

Nadir olarak kullanılan bir koruyucu gazdır. Ark voltajını ve amperini yükseltici etkisi vardır. Kaynak bölgesindeki ısı transferi, helyumun ve argonunkine nazaran daha yüksektir. Bu etkisinden dolayı da azot gazı bakır ve alaşımlarının kaynağında kullanılabilir. Ancak ark'ın kararlılığı azalır ve elektrod kısa sürede kirlenir. Çünkü azot gazı asal gaz değildir. Toryumlu tungsten elektrodlarla bu problem azaltılabilmektedir [56].

1.1.1.7.12. TIG Kaynak Yönteminin Uygulama Alanları

Bu yöntem genellikle hafif metallerin birleştirilmesinde kullanılır. Çeşitli büyüklükteki torçlarla 15 mm' ye kadar kalınlıktaki parçaları kaynatmak mümkündür. Bu yöntemde yukarıdan aşağıya doğru dikey ve tavan kaynaklarının da uygulanması mümkündür. Yüksek miktarda çinko ihtiva eden bronzlar, titanyum alaşımları, zirkonyum, uranyum gibi kaynak kabiliyetleri zayıf metaller de bu yöntemle gözeneksiz olarak kaynatılabilir.

TIG kaynak yönteminin kullanıldığı önemli alanlar şunlardır:

1. Her çeşit alüminyum konstrüksiyonlar, mutfak takımları, boru tesisatları, tanklar, taşıt imalatı, teleferik kabinleri, gemi inşaatı,
2. Paslanmaz çelikler, kimya ve gıda sanayinde kullanılan cihazlar, buzdolabı, boru tesisatı, tıbbi aletler, ısı eşanjörleri, tanklar, gaz, buhar türbinleri, meme donanımları, uçak motorları, kaynatma kazanları, çamaşır makineleri,
3. Dezokside edilmiş bakır ve alaşımları, kimya endüstrisinde ve elektro-teknikte kullanılan bakır donanımlar,
4. Sert tabaka dolgu kaynağı, subapların oturma yüzeyleri, aşınan parçaların doldurulması,
5. DKP çelik saclar, karoseri işleri, çok ince saclarla yapılan konstrüksiyonlar, uçak inşaatı,
6. Özel işler; transformatör sacları, çinko kaplı saclar, atom reaktörlerinin inşasında kullanılan çeşitli parçaların imalatında kullanılır.

1.1.1.7.13. TIG Kaynak Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları

TIG kaynak yönteminin avantajları şunlardır:

1. Bütün metal ve alaşımları kaynak edilebilir. Paslanmaz çelikler, ısıya mukavim çelikler dökme demir ve çelik, alüminyum, magnezyum, bakır ve alaşımları, titanyum, nikel, molibden, niobyum, tungsten gibi.
2. Bu yöntemle yapılan kaynaklarda dayanım ve kalite bakımından mükemmel dikişler elde edilir.

3. Dekapana ihtiyaç yoktur.
4. Kaynak dikişleri genellikle kaynaktan sonra olduğu gibi kullanılır.
5. Çok küçük alanın ısıtılması ve ısının sürekli transferi dolayısıyla diğer yöntemlere göre ısı distorsiyonlar daha azdır.
6. Tungsten elektrodla dikişte çok az bir karbür ayrışması meydana gelir.
7. Her çeşit birleştirme şekli uygulanabilir; yatay, dik ve tavan pozisyonlarında kaynak yapılabilir.
8. Kaynak torcu hafiftir ve dolayısıyla rahat bir çalışma olanağı sağlar.
9. Bu yöntem sayesinde ayrı cins metalleri ve alaşımları birbirleriyle kaynatmak mümkündür.
10. TIG kaynak yönteminde genellikle koruyucu gaz olarak Argon kullanılır.
11. Kaynak dikişi üzerinde cüruf yoktur.

TIG kaynak yönteminin dezavantajları ise şunlardır:

1. TIG kaynağının metal yığıma hızı diğer ark kaynak yöntemlerine göre düşüktür.
2. Kalın kesitli parçaların kaynağında ekonomik bir yöntem değildir.
3. Koruyucu gaz gerekir.
4. Kirliliğe hassastır bu yüzden yüzey temizliği gerektirir.
5. Açık havada kullanılması zordur.
6. Kimyasal yapı düzeltilemez [64,67].

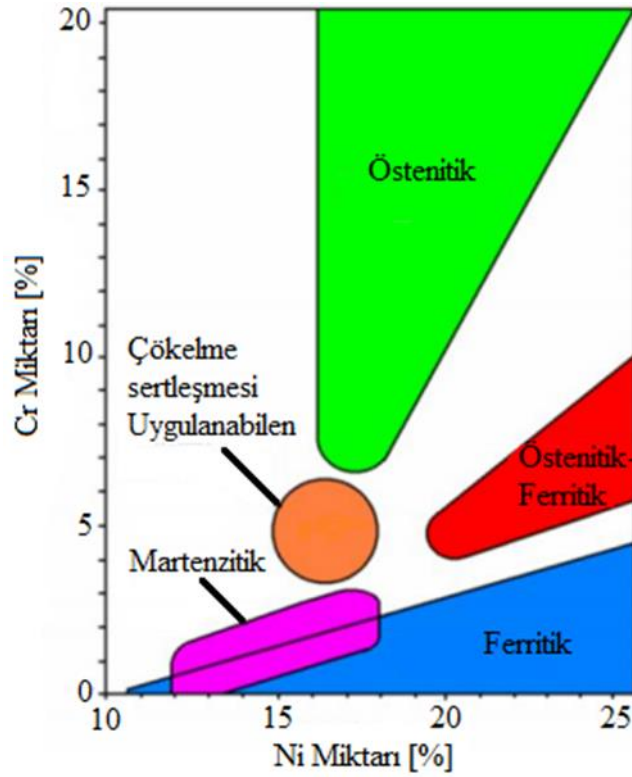
1.2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Paslanmaz çelikler, üçlü Fe-Cr-C sistemi üzerine tasarlanmış bir düşük alaşımlı çelik sınıfıdır [15,59]. Geleneksel karbon çeliklerinin oksitlenmesini sağlarken çalışma koşullarında “paslanmaz” kalmasını sağlayan, ortam ve agresif ortamlarda korozyona ve oksidasyona karşı eşsiz yeteneklerinden adlarını alıyorlar. Bu korozyon direnci, öncelikle çevresindeki atmosferde oksijene maruz kaldığında oluşan ince bir yüzey tabakası veya pasif kromoksit, $(Fe, Cr)_2O_3$ ve hidroksit, $Cr(OH)_3$ oluşumundan kaynaklanır [20,35].

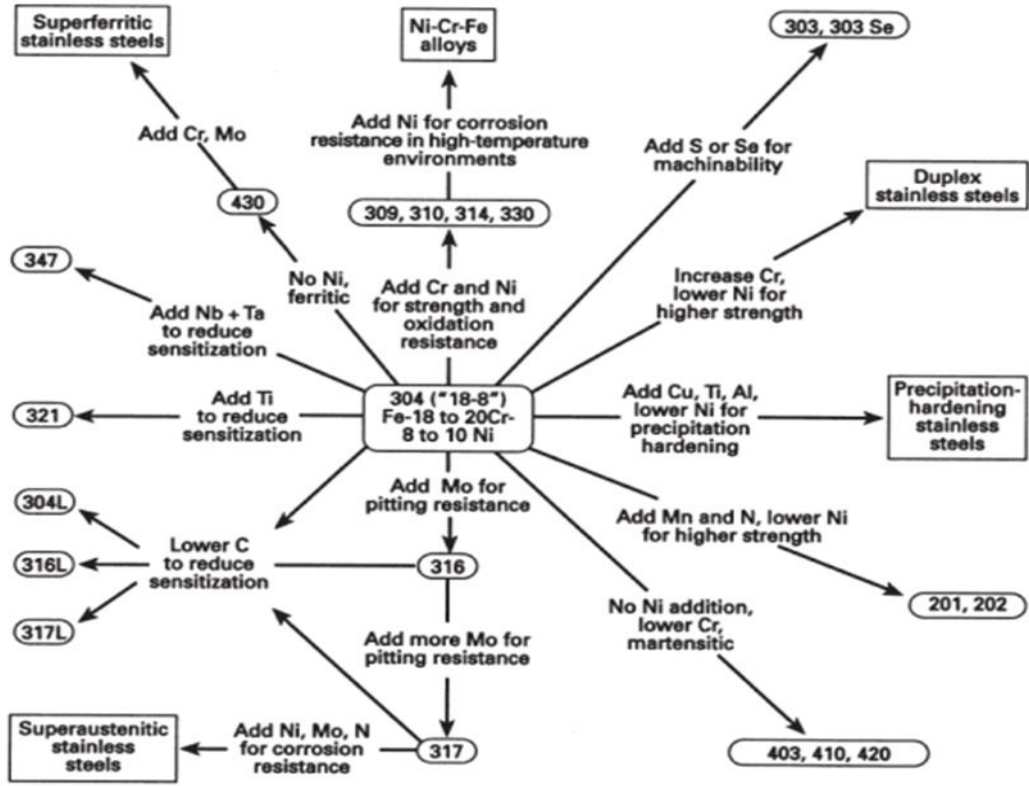
Hem Cr hem de Fe'nin bu oksitleri oluşturması mümkün olmakla birlikte, Cr, Fe'den çok daha büyük oksijen affinitesine sahiptir ve bu nedenle bu oksitleri oluşturan birincil elementtir. Çözeltide Cr seviyeleri ağırlıkça en az %10.5 seviyesinde bulunduğunda, bir çelik genellikle paslanmaz olarak kabul edilir ancak tam olarak yeterli korozyon ve oksidasyon direnci, sadece ağırlıkça yaklaşık %11-12'den daha büyük Cr seviyelerinde elde edilir [59]. Fe'nin allotropik doğası, katılaşma ve soğutma yoluyla farklı fazlar oluşturma kabiliyeti nedeniyle çeşitli endüstri kullanımları için çelik nihai bileşimine ve mikroyapıya dayanarak çok çeşitli paslanmaz çelikler özel olarak tasarlanabilir.

1.2.1. Paslanmaz Çelik Türleri

Şekil 1.25'te gösterildiği gibi, tipik bileşim ve bu paslanmaz çeliklerin içerdiği elemanlar geniş çapta değişebilir ve nihai olarak son yapılarına göre kategorize edilir.

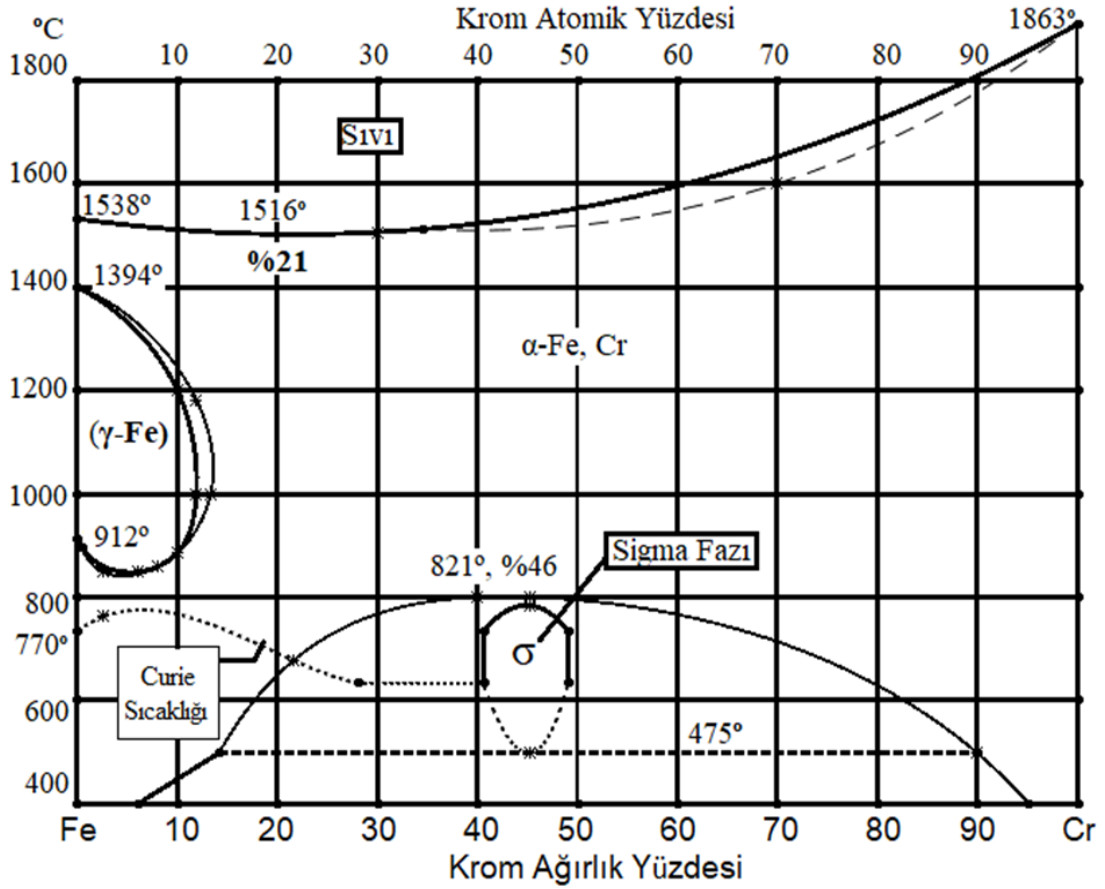


Şekil 1.25 Krom ve nikel miktarlarına göre paslanmaz çeliklerin mikroyapıları [24]



Şekil 1.26 Paslanmaz çeliklerin soy ağacı

Paslanmaz çeliklerin bu farklı kategorileri veya sınıfları genellikle nihai baskın mikroyapıları için adlandırılır ve bu nedenle östenitik, ferritik, dubleks, çökeltme sertleştirilmiş (PH) ve martenzitik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Şekil 1.27'de bir demir-krom faz diyagramı verilmiştir.



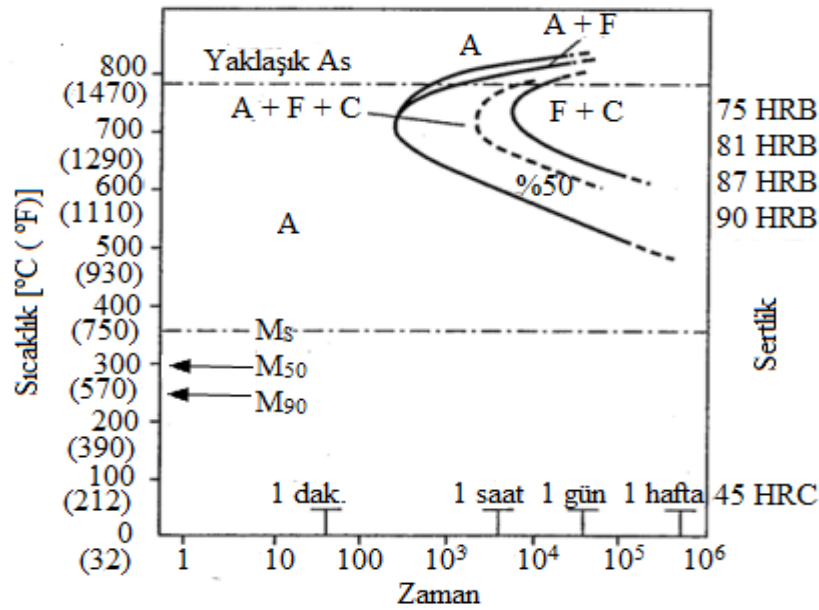
Şekil 1.27 Demir-Krom faz diyagramı

γ stabilizatörlerin ilavesiyle, gama (γ) döngüsü oda sıcaklığında tam bir östenitik mikroyapı elde etmek için genişletilebilir. Östenitik alaşımlar için gama döngüsünü genişletmek için genellikle nikel ve manganez ilaveleri eklenir. Bunlardan en yaygın olanı, 18 Cr, 8 Ni, 300 alaşım serisidir. Şekil 1.27'de görülen sigma fazı (σ), malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde azaltabilir. σ fazının oluşumu, genellikle östenit tane sınırlarına yakın krom bakımından zengin bölgelerde uzun süre boyunca ortaya çıkar. Titanyum ve molibden gibi elementler sigma oluşumunu daha da hızlandırır. Mekanik ve aşındırıcı özellikleri etkileyen, faz dengesini etkilemek için paslanmaz çeliklere eklenen birçok alaşım elementi vardır. Her alaşım elemanı tipik olarak iki α veya γ stabilizatör kategorisi arasında bölünebilir. Yukarıda görüldüğü gibi bu elementlerin eklenmesi Fe-Cr diyagramının östenit (γ) döngüsünü genişletmek veya azaltmak için dengelenebilir. Alaşım ilavelerinin artmasıyla, alaşım sistemi hızlı

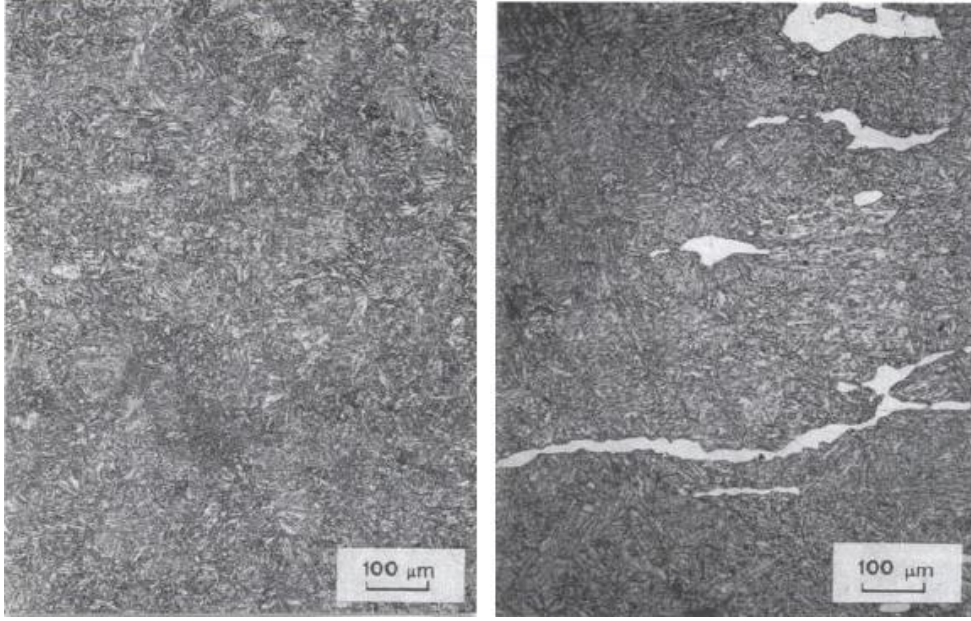
bir şekilde karmaşık hale gelebilir. İkili faz diyagramlarının kullanımı, faz stabilitesinin ve kaynak mikroyapı evriminin belirlenmesinde önem kazanmaktadır.

1.2.1.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek sıcaklıklardan soğutulurken meta-kararlı martenzitik fazın oluşturulmasında kolaylık nedeniyle kendiliğinden sertleşen bir çelik olarak kabul edilir. Adından anlaşıldığı gibi kaynakta veya dökümde bulunan geleneksel soğutma hızları, son mikroyapısına martenzit soğutması oluşturmak için yeterince hızlıdır. Sadece yavaş kontrollü fırın soğutması sırasında bu martenzitik dönüşüm engellenebilir. Şekil 1.28'de sunulan, daha düşük alfa ferrite dönüşmeden önce önceki östenit taneciklerinden yeterli karbon difüzyonuna izin veren martenzit dönüşümünü önlemek için gereken yeterli tutma sürelerini göstermek için tip 410 paslanmaz çelik için bir zaman-sıcaklık dönüşümü (TTT) diyagramı kullanılmıştır [72]. Bu diyagramdan, neredeyse 24 saatlik bir süre boyunca 700 °C'nin üzerinde tutulursa martenzitten en kolay kaçınılabileceği görülmektedir. Bu, tipik ürün işleme sırasında olası değildir ve yukarıda belirtildiği gibi yalnızca kontrollü fırın soğutmasında elde edilebilir.



Şekil 1.28 Tip 410 çeliği için izotermal dönüşüm diyagramı



Şekil 1.29 Temperli AISI 410 (sol) tamamen martenzitik yapıya sahip (sağ) ferritli martenzit [77]

1.2.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Bunlar, ergime olana kadar ağırlıklı olarak herhangi bir sıcaklıkta Fe-Cr alaşımlarıdır. %12 ile %30 Cr ve düşük karbon içeriğine sahiptir, bu çelikler östenitleştirilemedikleri için tavlama ile sertleştirilemezler. Yüksek sıcaklıklarda bile iyi korozyon direncine sahiptirler. Süneklik ve tokluk tatmin edici olarak kabul edilebilir ancak bu çeliklerin kaynaklanması, genellikle termal olarak etkilenen bölgede tane büyümesine ve tane sınırlarında çökelmeye yol açtığı için gözlenmelidir. Bunlar ortaya çıktığında, tokluk ve korozyon direncini büyük ölçüde tehlikeye atar. Yaygın olarak mutfak ve laboratuvarlar, yüksek sıcaklık uygulamaları, soğutmalı tezgahlar vb. cihazların, ev ve mutfak eşyalarının imalatında kullanılır. Ferritik paslanmaz çelik mikroyapı örneği, Şekil 1.30'da sunulmaktadır.

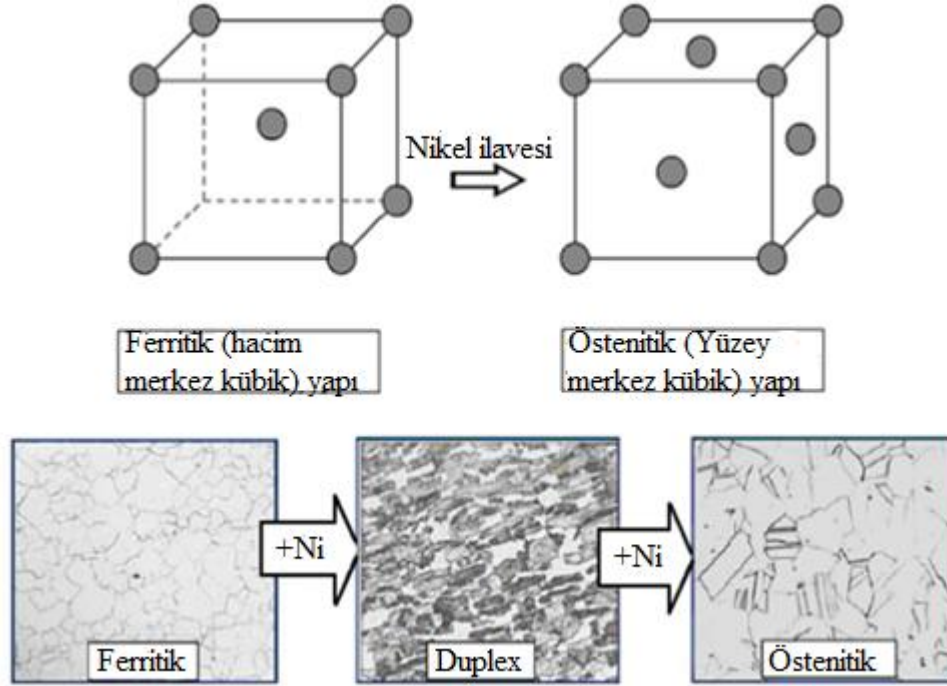


Şekil 1.30 Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı

1.2.1.3. Duplex Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler krom-nikel demir sistemine dayanan alaşımlardır. Dupleks iki fazlı alaşımların tanımıdır, orta yüzölçümlü kübik kristal yapı ve ferritten oluşan östeniti değiştiren karışık yapılardır. Kübik merkezli bir kristal yapıdan oluşan bu yapılar, %50 ferrit ve %50 östenit içerecek şekilde tasarlanmıştır. Ağırlıkça %0.03'ün altında düşük karbon içeriği olan ilginç bir özelliğe sahiptirler.

1933 yılında Fransa'daki Jacob Holtzer Şirketi'nde, bir çeliğin ergimesi sırasında alaşım elementlerinin bileşiminde bir hata olduğu ve böylece östenitik ferritik paslanmaz çeliklerin ortaya çıkmasına sebep olduğu bildirildi. Üretilecek çelik %18 Cr, %9 Ni ve %2.5 Mo kombinasyonuna sahipti ancak bileşim hatası nedeniyle %20 Cr, %8 Ni ve %2.5 Mo kimyasal bileşimi ile sonuçlandı, Cr'deki %2'lik ve görünüşte küçük Ni'den %1 daha küçük olan bu fark, bir östenitik matristeki önemli bir ferrit artışı ile sonuçlanmıştır. Ferrit ve östenitten oluşan bu çelikler, mekanik dayanım ve korozyon gibi özelliklerin artmasına alternatif olarak oluşturulmuş, östenitik çeliklerin ilaç, petrokimya vb. endüstrilere hizmet vermek için ihtiyaç duydukları bir şey olarak yaratılmıştır. Duplex paslanmaz çelikleri oluşturan alaşım elementleri ferrit veya östenit lehinedir. Ferrit oluşumu için, Cr, Mo, Si, V, Nb, Ti vb. östenit oluşumu için Ni, N, C, Mn, Cu, vb. gibi alaşım elementleri kullanılır. Bu elementler arasındaki bileşim malzemenin mikroyapısını doğrudan etkiler.



Şekil 1.31 Paslanmaz çeliklere nikel ilavesi

1.2.1.4. Çökeltme Sertleşmesi Uygulanabilen Çelikler

Çeşitli mekanik ve korozyon özelliği gereksinimleri için korozyona dayanıklı paslanmaz çeliklerin çeşitli formülasyonları geliştirilmiştir. Döküm paslanmaz çelikler ayrıca iki aileye ayrılır: korozyona dayanıklı (C) ve ısıya dayanıklı (H) ailelerdir. Isıya dayanıklı dökümler genellikle korozyona dayanıklı dökümlerden daha düşük mukavemet seviyelerine sahiptir ancak daha yüksek sıcaklıklarda daha iyi korozyon direncine sahiptir. Standart korozyona dayanıklı alaşımlar genellikle en az %60 Fe içerir ve martensitik, östenitik, ferritik veya dubleks / tripleks (karışık) mikro yapıya sahiptir. Çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler, yüksek mukavemetli paslanmaz çeliklerin özel bir alt sınıfıdır. Östenitik, martensitik veya karışık martensitik / östenit dubleks mikroyapıları içerebilmesine rağmen bunların mukavemeti çökeltme sertleştirme reaksiyonlarından türetilir. Bu malzemeler çökeltme boyutu ve dağılımı ısı işlem süresi ve sıcaklığından etkilenebildiği için çok yönlüdür ve bir malzeme bileşiminin bir dizi arzu edilen özelliğe sahip olmasına izin verir. Son zamanlarda, titanyuma alternatif olarak hizmet etmek üzere iyi tokluğa sahip güçlü, korozyona

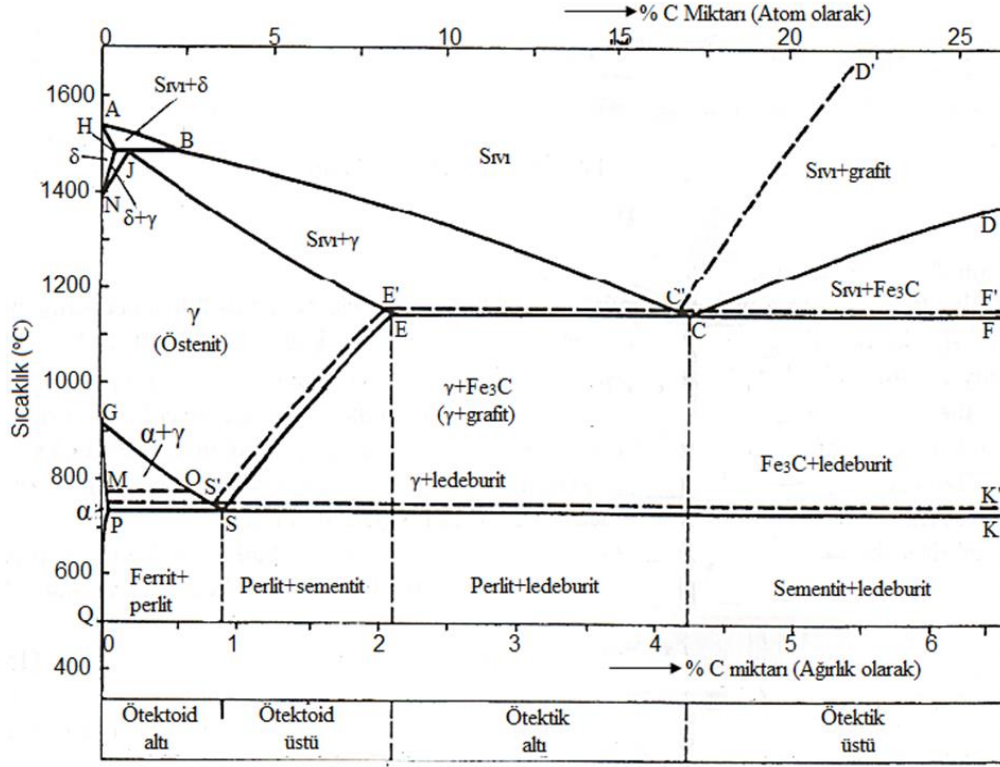
dayanıklı dökme malzemeler geliştirmeye ihtiyaç duyulmaktadır. Dökme titanyum parçaları üretirken hem hammaddenin hem de karmaşık işlemenin maliyeti çok yüksek olduğundan, paslanmaz çelikler döküm malzemelerinde titanyum kullanımına karşı cazip bir alternatif sunar. Şu anda, mevcut paslanmaz çeliklerin korozyona dirençli kalitelerinin çoğu, titanyumun yerini alabilmesi için gereken güç-ağırlık oranına yaklaşacak kadar güçlü değildir. (özellikle Ti 6Al-4V). Olası paslanmaz çelik seçeneklerinden, martenzitik PH paslanmaz çelikler, yüksek mukavemetli uygulamalarda dökme titanyum ile rekabet etmek için gerekli mukavemeti ve tokluğu sağlamak için en büyük fırsatı sunar. Dökme alaşım bileşimlerinin ve özelliklerinin kapsamlı gelişimi 1960'lardan bu yana meydana gelmiştir. Bununla birlikte, dökme malzemeler açısından yaygın olarak kullanılan yüksek mukavemetli iki çökeltme sertleştirme çeliğinin sadece iki tanesi için özellikler mevcuttur. Bu çelikler, sırasıyla 17-4PH ve 15-5PH dökme alaşımlarının bakır çöktürme analogları olan CB7Cu-1 ve Cb7Cu-2'dir. İki çelik kimyasal kompozisyon olarak birbirine çok yakındır ve benzer ASTM spesifikasyonlarını ve ana ısıl işlem yönergelerini paylaşır. Bu alaşımların her ikisi de ikincil sertleştirme partikülü olarak bakır bakımından zengin bir çökeltiye bağlıdır.

Martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş çelikler, ana matris oluşturuca faz olarak martenzite dayanır, delta ferrit ve östenit, küçük artık veya geri çevrilmiş fazlar olarak kullanılır. Diğer küçük fazlar çökeltileri ve kalıntı karbon ve azot seviyelerinden oluşan az miktarda intermetalikleri içerir. Bu faz içeriklerinin ve sonuçtaki mekanik özelliklerin kontrolü hem işlemenin hem de bileşimin sonucudur. Dökme çökeltme ile sertleştirilmiş çelikler üzerinde çok az araştırma yapılırken ferforje bakır çöktürme sistemleri ve ferforje martenzitik paslanmaz çelikler üzerinde çalışmalar yapılmıştır. Literatür ve işlem faz mikroyapısını ve sonuçtaki özellikleri etkilediğinden literatür iki ayrı bölüme ayrılmıştır. İlk olarak kompozisyondan kaynaklanan etkileri içeren literatür tartışılır, ardından işleme etkileri ile ilgili çalışmalardan elde edilen bilgiler takip edilir. Son olarak, ilgili yüksek mukavemetli bakır ve nikel bazlı sistemlerde çökeltme reaksiyonu kontrolü ile ilgili mevcut durum, çökeltme modellemesinin mevcut durumu ile birlikte ayrıntılı olarak tartışılmaktadır.

Hem dövme 17-4PH hem de analog döküm CB7Cu-1 alaşımları genellikle büyük fırınlarda hava eritilir. Yüksek sıcaklıkta katılaşma yüzeyinde başlangıçta vücut merkezli kübik delta ferrit (δ -ferrit) oluşur. Katılaşma devam ettikçe delta ferrit daha kararlı olan yüzey merkezli kübik östenite dönüşür. Katılaşmadan sonra müteakip soğutmaya bağlı olarak östenitik alanda bir dizi intermetalik karbon ve azot bakımından zengin fazlar çökebilir. Kritik bir sıcaklıkta (bileşime bağlı olarak), östenit soğuduğunda martenzite dönüşür. Kritik martenzit başlangıç sıcaklığı (M_s) ve martenzit bitiş sıcaklığı (M_f) arasındaki soğutma oranları, söndürülmüş üründe östenit ve martenzit oranlarını etkiler.

1.2.1.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler

Östenit, gama (γ) demirinde katı bir karbon çözeltilisidir. FCC (Yüzey Merkez Kübik) kristolografik yapıya sahiptir. Östenitik çelikler hem normal hem de düşük eksi sıcaklıklarda östenitik yapıyı korur. İlk östenitik çelikler %18 Cr ve %8 Ni içermektedir ve şu anda yapısal kararlılığı arttırmak için yaklaşık %10 Ni ve %19 Cr kullanılmaktadır. Demir-karbon denge diyagramı (Şekil 1.32), verilen bir sıcaklık ve karbon içeriğine dayalı olarak çeliklerin yapısını belirlemek için kullanılır. Kararlı diyagram düz çizgi ve metastabil diyagram kesikli çizgi ile gösterilmiştir. Yapısal fazlar parantez içinde verilmiştir. Diyagramdaki G, S, E, J, N noktaları 723 °C'nin üzerinde stabil olan bir östenit bölgesini kapsamaktadır. Ötektik sıcaklıkta (E, C, F noktaları) östenitte karbonun maksimum çözünürlüğü %2.08'dir. E, S eğrisine göre, östenit içindeki karbonun çözünürlüğü ötektik ve ötektoid sıcaklıklar arasında azalır (P, S, K noktaları).

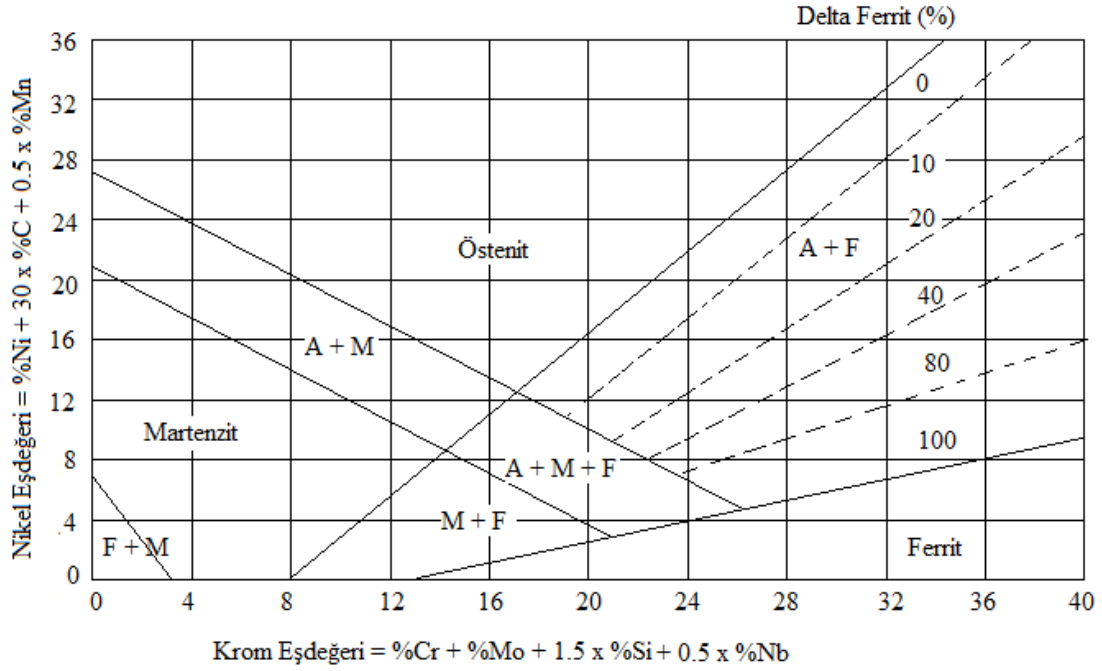


Şekil 1.32 Demir-karbon denge diyagramı

Östenitik tanenin boyutu, ilk yapının durumuna, östenitleştirmenin zamanına ve sıcaklığına bağlıdır. Östenitleşme terimi, kritik sıcaklıkların üzerine ısıtma ve ferritik-çimentolu yapının östenitik yapıya dönüştürülmesi anlamına gelir. 1949'da yüksek alaşımli çeliklerin yapısını belirlemek için kullanılan Schaeffler diyagramı tanımlandı. Diyagram, Şekil 1.33'te gösterilmiştir. Diyagram, östenitik bir yapı elde etmek için belirli miktarda alaşımların, özellikle krom ve nikelin gerekli olduğunu göstermektedir. Dikey eksen, çelik yapı üzerinde nikel ile benzer etkiye sahip elementlerden oluşan nikel eşdeğerini gösterir. Yatay eksen, kroma benzer yapıya etki eden elemanlardan oluşan krom eşdeğerini gösterir. Hem nikel hem de krom eşdeğeri değerleri yüzde olarak ifade edilir.

$$Ni_{eş} = \%Ni + 30 \%C + 0.5 \%Mn$$

$$Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \%Si + 0.5 \%Nb$$



Şekil 1.33 Schaeffler diyagramı

Östenitik çeliklerin kimyasal bileşimine göre sınıflandırılması:

- Krom-nikel,
- Krom-manganez
- Krom-manganez-nikel.

Alaşımli çeliklerde ara fazlar oluşur. Özellikle östenitik çeliklerde istenmeyen bu fazlar özelliklerine ve kristolografik yapılarına göre farklılık gösterir. Bunlar esas olarak karbürler, nitrürler, Laves fazları, sigma fazları ve chi fazlarıdır. Karbürler ve nitrürler, çeliklerde sertliği ve kırılma dayanıklılığı arttıran karbon ve azotlu katkı elementinin intersiyel bileşikleridir. Sigma fazı, 500 ile 800 °C arasındaki sıcaklıklara uzun süre maruz kaldığında östenitik çeliklerde elimine edilir. Bir krom ve demir atomu içerir, sertliği ve mukavemeti artırır, ancak süneklik ve tokluk üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir. Laves fazları benzer özelliklere sahip elementler oluşturur ve genel formül AB_2 'ye sahiptir. Örneğin, molibden demir ile oluşturulur. Bu fazları uzaklaştırmak ve homojen bir katı çözelti elde etmek için çözelti tavlama gerçekleştirilir.

Östenitik paslanmaz çelikler muhtemelen en yaygın ve tüm paslanmaz çeliklerin en yaygın kullanılanlarıdır. En yaygın östenitik aile, 300 serisi, demir-krom-

nikel sistemidir. Östenitik paslanmaz çeliklerin yüksek % krom ve nikel içeriği ağırlığı nedeniyle korozyona karşı çok dayanıklı olduğu düşünülmektedir. Manyetik değildirler, ısı ile sertleşmezler. Ancak, soğuk işlemeyle önemli ölçüde sertleştirilebilirler. Östenitik paslanmaz çelikler, petrokimya, nükleer ve aşındırıcı kimyasal ortamlarda yaygın olarak kullanılmaktadır [49,52].

Östenitik paslanmaz çelikler ayrıca karbon içeriği ile; "L" sınıflarda, düz sınıflarda ve "H" sınıflarda sınıflandırılmıştır. "L" sınıflarda ağırlıkça \leq %0,03 C bulunur, düz sınıflar ağırlıkça %0.03-0.08 C içerir ve "H" ağırlıkça %0.04-0.10 C arasında bir yerde bulunur. "H" derecelerinin daha yüksek karbon içeriği daha sert ve daha fazla aşınmaya dayanıklı malzeme üretir. Artan karbon ayrıca malzemenin yüksek sıcaklıklarda dayanımını korumasına yardımcı olur ve bu nedenle genellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılır. Ancak karbondaki artış kaynakların ısıdan etkilenen bölgesinde (HAZ) sorunlara yol açmaktadır ve sonraki bölümde tartışıldı. "L" kalitelerinin düşük karbon içeriği spesifik olarak iyileştirilebilir kaynak için tasarlanmıştır.

1.2.1.5.1. Östenitik paslanmaz Çeliklere Katılan Alaşım Elemanları

Alaşım elementlerinin eklenmesi, birçok uygulama için gerekli olan daha yüksek mukavemet ve plastik özelliklerin elde edilmesini mümkün kılar. Örneğin korozyon direnci, sürenme mukavemeti, sertleşebilirlikte artış ve her şeyden önce tatmin edici tokluğu korurken mekanik özelliklerde artış gerektiğinde alaşım çeliklerin kullanılması gerekir. Östenitik çeliklerdeki temel elementler krom, nikel, manganez, molibden, bakır ve diğerleridir. Östenitik yapı yeterli miktarda östenit oluşturan elemanlarla oluşturulur ancak bu çeliklerde ferritik elemanlar da bulunur. Çünkü arzu edilen dengeleri karşılıklı dengeleri ile elde edilebilir. Bununla birlikte yüksek nikel içeriği, bu çeliklerin yüksek maliyetine neden olur, bu nedenle bazı durumlarda nikelin yerini daha kötü korozyon ve refrakter özelliklere sahip ancak daha ucuz olan manganez alır. Östenitik çeliklerin alaşım elementleri aşağıda daha ayrıntılı olarak ele alınmıştır.

1.2.1.5.1.1. Krom

Krom, en önemli alaşım elementlerinden biridir. Gama (γ) bölgesini kapatan ferrit oluşturan elemanlar arasındadır. Oksijen ile reaksiyona girdiğinde, oksidasyonu önleyen bir pasivasyon tabakası oluştururlar. Aşınma direncini, sertleşebilirliği, mukavemeti, korozyon direncini daha da geliştirir ve karbür oluşturur.

1.2.1.5.1.2. Nikel

Nikel, gama (γ) bölgesini açan östenitik elementlerin tipik bir temsilcisidir. Daha yüksek nikel konsantrasyonlarında, alaşımlar manyetik olmayan bir matrise sahip olacak şekilde oda sıcaklığında bile östenitik bir yapı elde edilebilir. Östenit içinde 300 °C'de yaklaşık %54.6 çözünür. Negatif sıcaklıklarda bile korozyon direncini, ısı direncini ve tokluğu artırır. Mukavemeti daha da artırır, ancak pahalıdır.

1.2.1.5.1.3. Mangana

Mangana, gama (γ) bölgesini açan östenit oluşturan bir elementtir. Östenitik çeliklerde işleme sırasında östenitin sertleşmesine neden olur. Sertliği artırır ve düşük difüzyon oranına sahiptir. Kolayca elde edilebilir ve ucuzdur, bu nedenle nikelin yerini alır. Ancak bu tür korozyona dayanıklı özelliklere sahip değildir.

1.2.1.5.1.4. Molibden

Molibden, ferrit oluşturan elementlerden biridir. Östenitik dönüşümü engeller ve karbürleri stabilize eder. Mukavemeti, korozyon direncini artırır ve nispeten pahalıdır.

1.2.1.5.1.5. Bakır

Bakır, işlenebilirliği artıran bir östenitik elementtir. Sülfürik asit içeren ortamlarda korozyon direncini artırır.

1.2.1.5.1.6. Silisyum

Silisyum, ferrit bölgesini genişletir. Demir alfadaki çözünürlük normal sıcaklıkta %14'tür ve yüksek sıcaklıklarda artar. Sertleşebilirliği ve korozyon direncini artırır.

1.2.1.5.1.7. Vanadyum

Vanadyum, ferrit oluşturan elemanlardan biridir. Karbonlu sert karbürler ve aşınma direncini sağlayan azotlu sert nitürler oluştururlar. Tokluğu ve ısı direncini daha da artırır.

1.2.1.5.1.8. Titanyum

Ferrit oluşturan elemanlardan bir diğeri olan titanyum; ince taneli, sağlam ve tokluk sağlar. Karbonlu çok kararlı karbürler oluşturarak krom karbürlerin ve nitürlerin oluşumunu önler. Ancak, yüksek bir fiyatı vardır.

1.2.1.5.1.9. Azot

Azot, alaşımsız çeliklerin yaşlanmasına neden olduğu için genellikle zararlı olduğu düşünülen östenitik bir oluşturuç elementtir ancak östenitik çeliklerde mukavemet özelliklerini artırır. Azotun çözünürlüğü, örneğin saf demir veya alaşımsız çelikten önemli ölçüde daha yüksektir. Östenitik çeliklerde içeriği %0.2 ile sınırlıdır ve %0.03'e kadar karbon içeriği vardır. Çözünmemiş azot kabarcıklar oluşturduğundan sadece östenitte çözülmüş azot etkilidir.

1.2.1.5.2. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Ark kaynağı uzun zamandan beri demir malzemelerini birleştirmek için uygun bir işlem olarak kabul edilmiştir, östenitik paslanmaz çelikler istisna değildir. Ancak ark kaynağı işleminde doğal olarak “ideal” bir işlem olmasını engelleyen belli problemler vardır. Tüm ark kaynağı işlemlerinde tipik olarak kaynaktaki kimyasal homojenitler, mikro gözeneklilik, soğuk çatlaklar, mikro çatlaklar ve sıcak çatlaklar gibi sorunlar eklem kalitesini düşürür [23]. Östenitik paslanmaz çelikler özellikle sıcak çatlama riskine eğilimlidir. Bununla birlikte, az miktarda tutulmuş ferrit içeren dolgu malzemeleri kullanılarak östenitik paslanmaz çelik kaynaklarda sıcak çatlamanın azaltılacağı tespit edilmiştir [5,51,52]. Uygun dolgu malzemeleri geliştirilse de özellikle dolgu malzemesinin ana malzemedeki yüksek miktarda östenit ile seyreltilebileceği kaynakların kökünde hala problemler ortaya çıkmaktadır. Ayrıca, kaynak geri kalanına göre kökte daha yavaş soğutma hızı, tutulan ferrit miktarını azaltır ve sıcak çatlama olasılığını artırır [5,52].

Dolgu malzemeleri, katılmış bölgenin mikroyapısındaki istenmeyen değişiklikleri telafi edebilirken HAZ'daki mikroyapısal değişiklikleri önleyemezler. Çelik kritik bir sıcaklık aralığında (600-800 °C) tutulduğunda, krom matristen çökeler ve tane sınırlarında krom karbürler oluşturur. Krom karbürlerin oluşumu, çevredeki tanelerde kimyasal bir homojen olmayan bir yapı üretir. Ana malzemeye göre kromlar tükenirler. Bu çökeltileri çevreleyen alanların ağırlık olarak yaklaşık %13'ten daha az krom olmasına neden olduğunda bu alanlar korozyona duyarlı hale gelir. Karbon içeriğini düşük tutmak, tane sınırlarında çökelen krom miktarını azaltarak bu sorunu azaltır. Kaynak sonrası tavlama mümkün olduğunda, yüksek karbon dereceleri kullanılabilir. Kaynak sonrası ısıtma işlemi, HAZ'da duyarlılık ile mücadele için bir yöntemdir. Çökeltileri tekrar çözelti haline getirmek ve kimyasal homojenliği geri kazandırmak için katı bir çözelti ısıtma işlemi kullanılabilirken bu her zaman mümkün değildir. Bu, parçaların oksidasyondan korunabileceği ve bozulmalardan etkilenmeyeceği kabul edilebilir bir yöntemdir. Bu, büyük yapılar veya saha onarımları için pratik değildir. Bu durumlarda "L" sınıfı paslanmaz çelikler kullanılmalıdır.

Ark kaynaklarının yorulması önemli bir endişe ve çalışma alanıdır. Kaynak, porozite ve kesme gibi kusurlar, geleneksel ark kaynağı ile bağlantılı döküm mikroyapıyla birleşir ve genellikle ark kaynaklarının yorulma ömrünü, korozyon direncini azaltır. Sorunu daha da kötüleştirmek için, ergimiş kaynak malzemesinin katılaşması yüksek kalıntı gerilmelerine neden olurken kaynak dikişi kenarları (ergimiş metalin ana metalle bulunduğu bölge) gerilme konsantrasyon noktaları ortaya çıkarır. Bunların kombinasyonu, geleneksel ark kaynaklarında yorulma ömrünü ve stres korozyonu çatlama direncini azaltma eğilimindedir.

1.2.1.5.2.1. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Meydana Gelen Çökeltiler

Östenitik paslanmaz çeliklerde çökeltiler, yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikler üzerinde en baskın faktördür. Östenitik paslanmaz çelikteki çökeltilme işlemi, diğer alaşım sistemleri gibi soğuduğunda östenitteki alaşım elementlerinin azalan çözünürlük sınırına dayanır. Alaşım kullanımda yaşlandığında, aşırı doymuş elementler çökeler ve çökeltiler oluşturmak için reaksiyona girer. Çökeltilerin tipi, morfolojisi, büyüklüğü, dağılımı ve stabilitesi, alaşımın sünme davranışına hâkim olan faktörlerdir. Östenitik çeliğin mekanik özelliklerini etkileyen bir ana çökelti sigma fazıdır. Sigma fazı, Fe-Cr alaşım sistemlerinde tetragonal atomik yapıya sahip iyi bilinen bir intermetalik fazdır. Yüksek alaşımlı östenitik paslanmaz çeliklerde Mo, Ni, Mn ve Si gibi diğer elementler demir ve krom atomlarının yerine sigma fazında çözünebilir. Sigma fazının çökmesi özellikle tane sınırları üzerinde oluştuğunda alaşımda kırılma eğilimine neden olur. Sigma fazının çökmesi genellikle uzun süreli tavlama çok yavaş bir süreçtir.

Bazı çalışmalar $M_{23}C_6$ ve δ ferritin sigma fazı için çekirdeklenme yerleri olabileceği sonucuna varmıştır. Ayrıca, üçlü tane sınır kavşağı sigma fazı için tercihli bir çekirdeklenme bölgesi olarak bilinir. Mo, Nb, Ti, Cr ve özellikle Si gibi alaşım elementlerinin sigma fazının çökmesini desteklediği bilinmektedir. Tokluk, metaller arası faz ve bileşiklerin oluşumundan ciddi şekilde etkilenir. Metalik bağlanma, intermetalik fazlarda zayıf olduğundan fazların kötü deforme olmasına neden olur. Sonuçta darbe tokluğunu bozar. Tüm çalışmalarda, sigma (σ) fazının küçük bir hacim

fraksiyonunun bile tokluk değerinde ciddi azalmaya neden olur. Düşük sıcaklıkta sigma (σ) faz morfolojisinin uzun mesafelerde çatlakların yayılmasına neden olan net benzeri bir yapı gösterdiğini açıkladı. Bu östenitik fazda ferrit fazının yarılmasına ve sünek kırılmaya neden olur. Yüksek sıcaklıkta çökelen sigma (σ) fazı daha büyük ferrit ve östenit matrisi ile çevrilidir. Bununla birlikte, zamanla sigma fazının varlığı nedeniyle süneklik ve tokluk azaldıkça ve ağır koşullar altında çalışan: iç basınç, döngüsel yük, iç ve dış ortamlar, genellikle değiştirme zamanlaması veya değiştirme kriterleri sorulur. Sigma fazının sürünme özelliklerinin bozulması üzerindeki etkisi de endişe kaynağı olmuştur. Nominal östenitik paslanmaz çeliğin delta ferriti ne kadar fazla olursa sigma faz oluşumuna o kadar duyarlı olur ve döngüsel yük bileşenleri altında darbe yüklüyse veya aşırı gerilirse ortaya çıkabilir.

Östenitik çelikler kaynak işlemleri sırasında daha kısa veya daha uzun bir süre yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında mikroyapısal değişikliklere uğrayabilirler. Östenitik paslanmaz çeliklerde en sık karşılaşılan üç intermetalik faz sigma fazı, chi fazı ve Laves fazıdır. 475 °C'de delta ferrit dönüşüme uğrayarak, ferromanyetik delta ferrite ve paramanyetik delta ferrite ayrılacaktır. Daha yüksek sıcaklıklarda (550 - 900 °C) ferrit sert ve kırılğan bir sigma fazına dönüşebilir ve darbe enerjisini, sünekliği ve korozyon direncini azaltabilir. Sigma fazının hacim oranı, ısıl işlemin uzunluğu ile artacaktır. Çökeltme mekanizması, çökeltmiş fazların çeliklerin darbe enerjisi ve korozyon direnci üzerindeki zararlı etkileriyle motive edilen birçok araştırmanın konusu olmuştur. Delta fazı dörtgen bir kristal yapıdır ve çökeltme sıcaklığı 600 ile 1000 °C arasındadır. Sigma fazı çeliklerin sertliğini artırabilir ve tokluğunu ve uzamasını azaltabilir. Delta ferrit (δ) ile sigma fazı (σ) dönüşümü gerçekleştiğinde, sigma fazı yüksek krom (Cr) konsantre delta ferrit bölgesinde çökeler ve doğrudan delta-ferrit parçacıklarında oluşur. Cr içeriği ağırlıkça %25 olduğunda, σ fazının çökmesi östenitik paslanmaz çeliklerde kolayca gözlemlenemez. Bununla birlikte sigma fazı, Cr içeriği ağırlıkça %25 ~ ağırlıkça %30 olduğunda hızlı bir şekilde oluşturulabilir. Ayrıca sigma fazı, paslanmaz çeliklerde δ -ferrit olmadığında östenit (γ) paslanmazdan da çökebilir [19]. Delta ferrit, γ östenit ile karşılaştırıldığında Cr bakımından zengin bir bölgedir ve yüzey merkezli bir kristal yapıdır. Cr, δ -ferritte yaygındır ve aynı zamanda ferritik bir dengeleyicidir. Dolayısıyla δ -ferrit, σ fazının

çökmesi için faydalı bir bölgedir. Delta ferritin yan etkileri, ferrit içeren alaşımların manyetik geçirgenliğinde artış veya sıcak çatlama ve gevrekleşmeye yol açan sigma faz oluşumu oranında bir artış yoluyla uzun süreli yüksek sıcaklık hizmeti sırasında darbe dayanımını azaltabilir.

1.2.1.5.2.1.1. Sigma Fazı

Paslanmaz çelikler 593-927 °C aralığındaki sıcaklıklara maruz kaldığında, gevrekleşmeye yol açabilecek σ faz oluşumu oluşabilir. σ fazı, krom bakımından zengin bir fazdır ve Cr içeriği ağırlıkça %15'in üzerinde olan çeliklerde en hızlı şekilde oluşur. Hem dövülmüş ana malzemeler hem de kaynak metalleri σ -faz gevrekleşmesine karşı hassastır ancak kaynak metalleri benzer maruz kalma koşulları altında ana malzemelere göre daha ciddi gevrekleşmeye eğilimlidir [24]. σ fazlı yağış 500 °C'nin altındaki sıcaklıklarda gerçekleşmez. Diğer çökme olaylarında olduğu gibi σ fazı bir C eğrisi çökme tepkisi sergiler ve en hızlı şekilde 750-850 °C aralığında oluşur. Östenitte sigma fazının oluşumu yavaştır ancak ferritin varlığı oluşumunu hızlandırabilir. Mikroyapı tamamen östenitik olduğunda, σ faz oluşumu 750 °C'de 5000 saatten fazla yaşlanma gerektirir. Bunun aksine, ferrit içeren kaynak metalllerinde, σ fazı 750 °C'de 20 saat içinde bulunabilir [53]. σ faz gevrekleşmesi oranı zaman, sıcaklık ve önceden var olan mikro yapı ile belirlenir. Gevreklik derecesi zaman ve sıcaklık ile artar. Yaklaşık 750 °C civarında σ faz oluşumu en hızlıdır. Ferrit yaklaşık %70 sigma fazına ve %30 ikincil östenit haline dönüştürülebilir [14]. Ferritten oluşturulan sigma gevrekleşmesi, orijinal ferrit içeriğine, dağılımına ve sigmaya dönüştürülen ferrit miktarına bağlı olarak gevrekleşmenin derecesi ile nispeten hızlı bir şekilde gerçekleşir. Kaynak metalinin ferrit içeriği arttıkça gevrekleşme daha hızlı ve şiddetlidir. Paslanmaz çelik kaynak metallere veya paslanmaz çeliklerin σ faz gevrekleşmesini kontrol etmek için etkili bir yöntem ferrit içeriğini sınırlamaktır. Cr, Mo, Si, V ve Nb gibi ferrit oluşturan elemanların miktarını azaltarak kaynak metalindeki ferrit azaltılabilir. Bu, östenit oluşturan ve ferrit oluşturan elemanların WRC-1992 diyagramı gibi standart oluşturma diyagramları kullanılarak dengelenmesiyle gerçekleştirilebilir [16]. Tipik olarak %10'dan daha az ferrit içeren

kaynak metalleri, şiddetli kırılmaya karşı dirençlidir çünkü σ fazının sürekli ağları oluşmayacaktır. σ faz gevrekleşmesini kontrol etmenin bir başka etkili yöntemi, kaynak sonrası 1051-1093 °C sıcaklıkta ısıtılma işlemidir. Bu ısıtılma işlemi ferriti çözecek ve / veya küreselleşmesine neden olacak, böylece σ fazının sürekli ağlarının oluşumunu önleyecektir.

1.2.1.5.2.1.2. Karbür Oluşumu ($M_{23}C_6$)

$M_{23}C_6$ karbürü, 760 ile 850 °C sıcaklık aralığında oluşan krom açısından zengin, yüzey merkez kübik fazıdır. $M_{23}C_6$ oluşumu sadece 650 ile 850 °C sıcaklık aralığında saatler alır. 550 °C'nin altında oluşum oranı çok daha yavaştır. Karbürler, mikroyapıdaki tane sınırlarında veya diğer yüksek enerji alanlarında çekirdekleşebilir ve tercihen ferrit varsa ferrit / östenit arayüzeyinde oluşur. $M_{23}C_6$ oluşumu bir difüzyon mekanizması ile meydana gelir ve genellikle krom difüzyon hızı ile kontrol edilir. $M_{23}C_6$ karbür metali güçlendirebilir ve sünekliği azaltabilir. Kırılma potansiyeli, $M_{23}C_6$ 'nın dağılımı ve miktarı ile belirlenir. Tane sınırları boyunca sürekli bir $M_{23}C_6$ ağı en zararlı olanıdır. Östenitik paslanmaz kaynak metalinde, ferrit birincil katılma fazı olduğunda ferrit östenitte sürekli bir ağ olarak bulunabilir. Ferrit / östenit arayüzünde çöken karbürler bu durumda potansiyel olarak sürekli bir ağ oluşturabilir. Paslanmaz çeliğe titanyum veya niyobyum eklenirse MC tipi karbür (TiC veya NbC) yüksek sıcaklıkta kolayca oluşur, böylece daha düşük sıcaklıkta $M_{23}C_6$ oluşumunu bastırır. Daha sonra $M_{23}C_6$ karbür oluşumuna karşı mikro yapıyı “stabilize etmek” için titanyum ve niyobyum eklenir. Bu stabilizasyon genellikle korozyon direncini arttırmak için yapılır (“duyarlılığı” önlemek) ancak sünekliği arttırmaya da yardımcı olabilir. Stres korozyonu çatlama, hassaslaşmayı kontrol ederek de önlenir [2, 42].

1.2.1.5.2.2. Gerilme Korozyonu Çatlama

Aşındırıcı ve yükseltilmiş sıcaklık ortamlarında östenitik paslanmaz çeliklerin sık kullanımı nedeniyle kaynakların stres korozyon çatlama direnci önemli bir sorun

haline gelir. Ferrit ilavesi sıcak çatlama problemlerini azaltırken aynı zamanda östenitik paslanmaz çelik kaynaklarda yeni problemler ortaya çıkarmaktadır. Ferrit, mikro ayrışmaya ve heterojen bir mikroyapıya katkıda bulunur. Bu, ana malzemeye göre daha kötü bir kaynağa yol açar [32,48]. Gerilme korozyon çatlama problemi, homojen olmayan kimya ve östenit-ferrit tane sınırları gibi kompozisyon ve metalurjik etkilerden kaynaklanmaktadır. Gözeneklilik ve cüruf kalıntıları gibi kalıntı gerilmeler ve kaynak kusurları stres korozyon çatlak sorununa daha fazla katkıda bulunur [30]. Hem iyi hem de kötü şekilde yürütülen tüm kaynakların paslanmaya maruz kalacağı iyi bilinmektedir [29,47]. Bu yukarıda tartışılan nedenlerden ve sınırlardaki çökeltilerin ayrışmasının aynı zamanda korozyon oranını da arttırmasından kaynaklanmaktadır [21]. Ayrıca, uygun miktarda ferritin tutulması gerektiği de bilinmektedir. Çok fazla ferrit ve yerel korozyon olacak, çok az ferrit ve gerilmeli korozyon çatlağı daha hızlı bir şekilde ortaya çıkacaktır [30].

Gerilme korozyon çatlama sorununun östenitte veya ferritte meydana gelip gelmediğine dair bazı anlaşmazlıklar olsa da [17,29,30,51] aynı araştırmacılar, kaynaklarda interdendritik aralıkların yolu boyunca çatlamanın meydana geldiği konusunda hem fikirdirler. Ferrit ağı süresiz olduğunda ve / veya küçük bir tanecik ebadı gerilme korozyon çatlağının direncinin arttırıldığı kanıtlanmıştır [17]. Ayrıca, tanecikler ve dolayısıyla kimyasal olarak homojen olmayan ara yüzeyin uygulanan gerilmenin yanı sıra yüzeye dik olduğu için, kaynak bordunda korozyonun daha kötü olduğu da gösterilmiştir. Gözeneklilik gibi kusurların gerilme korozyon çatlağı direncini de düşürdüğü bilinen bir gerçektir. Ferriti parçalayan ve aynı zamanda kusurları gideren bir işlemin östenitik paslanmaz çelik kaynakların gerilme korozyon çatlağı direncini arttıracağı ve dolayısıyla, aşındırıcı bir ortamda kaynakların servis yorulma ömrünü arttıracağı açıktır.

1.3. DUROSTAT ÇELİKLERİ

En iyi işlenebilirliğe sahip aşınmaya dayanıklı çeliklerdir. DUROSTAT400, DUROSTAT450 ve DUROSTAT500 çelik kaliteleri aşınmaya dayanıklı özel çeliklerdir. Bu çelikler mekanik aşınmaya karşı yüksek düzeyde direnç sağlar ve ağır aşınmaya maruz kalan yükleme donanımları, lastik tekerlekli yükleyici kepçeleri, yalak vagonlarının gövdeleri, konveyörler, ekskavatör bileşenleri, yol makineleri, elekler ve kırıcı bileşenler için özellikle uygundur. Yüksek sertliğe, sıcak haddeleme işleminden hemen sonra (doğrudan su verme) hızlandırılmış soğutma ya da su söndürmede geleneksel su verme ile ulaşılır. Doğrudan su verme esas olarak geliştirilmiş tokluk ve azaltılmış ölçek nedeniyle uygulanır. Düşük karbon içeriğine sahip modern alaşım konseptleri iyi kaynaklanabilirlik sağlar. Durostat B2 çelikleri haddelenmiş halde teslim edilir (su verilmez). Ulaşılabilecek en yüksek sertlik 500 HB'dir. Bu çelik kaliteleri, tarım makineleri, ön yükleyiciler için kesme kenarları ve tuğla kalıplama kutularında kullanılır [91].



Şekil 1.34 Durostat çeliklerinin kullanıldığı bazı taşıtlar [91]

1.3.1. DUROSTAT Çeliklerinin Kaynağı İçin Teknik Öneriler

Kimyasal bileşimlerinin bir sonucu olarak, DUROSTAT400, DUROSTAT450 ve DUROSTAT500'den yapılmış levhalar yaygın olarak kullanılan tüm ergitmeli kaynak tekniklerinde iyi kaynak özellikleri gösterir. Kaynaklı bağlantıların ısıdan etkilenen bölgesi hem doğrudan yumuşatmanın meydana gelmesi hem de doğrudan yumuşatılmış ana malzemeye kıyasla sertlik eksikliği artışı ile karakterize edilir. Temperleme yumuşatma derecesi doğrudan soğutma süresine bağlıdır ($t_{8/5}$). Temper yumuşatmanın kaynaktaki mukavemet özellikleri üzerindeki etkileri, yumuşak bölgenin bağıl genişliğine (yumuşak bölge genişliğinin sac kalınlığına oranı) ve kaynak metalinin mukavemet özelliklerine bağlıdır. Isıdan etkilenen bölgede (HAZ) maksimum sertlik, tamamen martenzitik mikroyapı nedeniyle esas malzemenin sertliğini aşmaz. Sertlik sadece karbon içeriğine bağlıdır. Karbon eşdeğeri bu nedenle sadece ($t_{8/5}$) süresi arttıkça dönüşüm davranışını ve maksimum sertlikte bir azalmayı etkiler. Ön ısıtma genellikle 6 mm kalınlığa kadar levhaya ihtiyaç duyulmaz [91].

Çizelge 1.5 Durostat çeliklerinin kimyasal kompozisyonu [91]

DUROSTAT	C Max.	Si Max.	Mn Max.	P Max.	S Max.	Al Max.	Cr Max.	Mo Max.	B Max.	Ti Max.
400	0.18	0.60	2.10	0.025	0.01	0.02	1.00	0.50	0.005	0.05
450	0.22	0.60	2.10	0.025	0.01	0.02	1.00	0.50	0.005	0.05
500	0.30	0.60	2.10	0.025	0.01	0.02	1.00	0.50	0.005	0.05
B2	0.30	0.60	2.10	0.025	0.01	0.02	1.00	0.50	0.005	0.05

Çelik, ince taneler halinde ergitilir, Nb ve V gibi mikro alaşım elementleri içerebilir.

Çizelge 1.6 Durostat çeliklerinin karbon eşdeğerliği [91]

DUROSTAT	Plaka kalınlığı (mm)	Kütle Yüzdeleri (%)	
		CEV ¹⁾ max.	CET ²⁾ max.
400	$6 \leq 35$	0.52	0.35
	$> 35-120$	0.57	0.37
450	$6 \leq 15$	0.57	0.37
	$> 15-50$	0.59	0.39
500	$8 \leq 30$	0.59	0.44
	$> 30-50$	0.67	0.47

$$1) CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

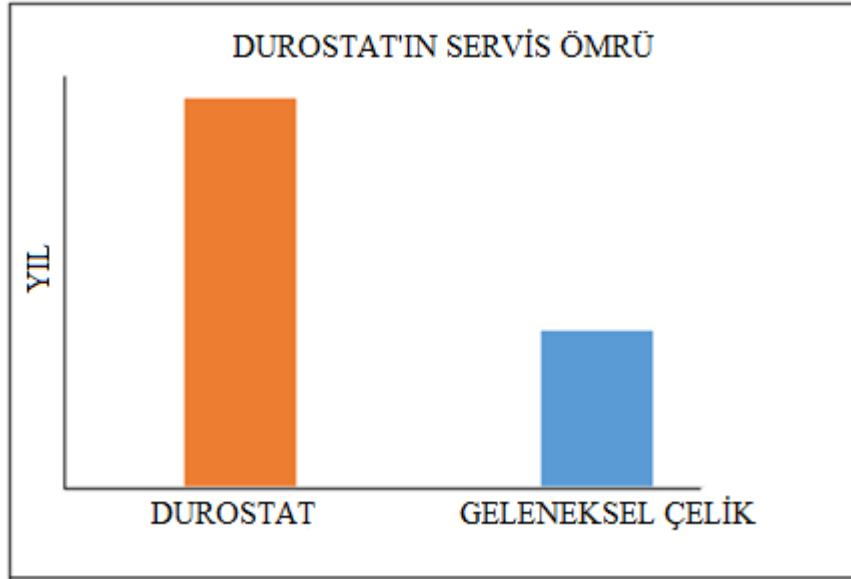
$$2) CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$$

Çizelge 1.7 Durostat çeliklerinin mekanik özellikleri [91]

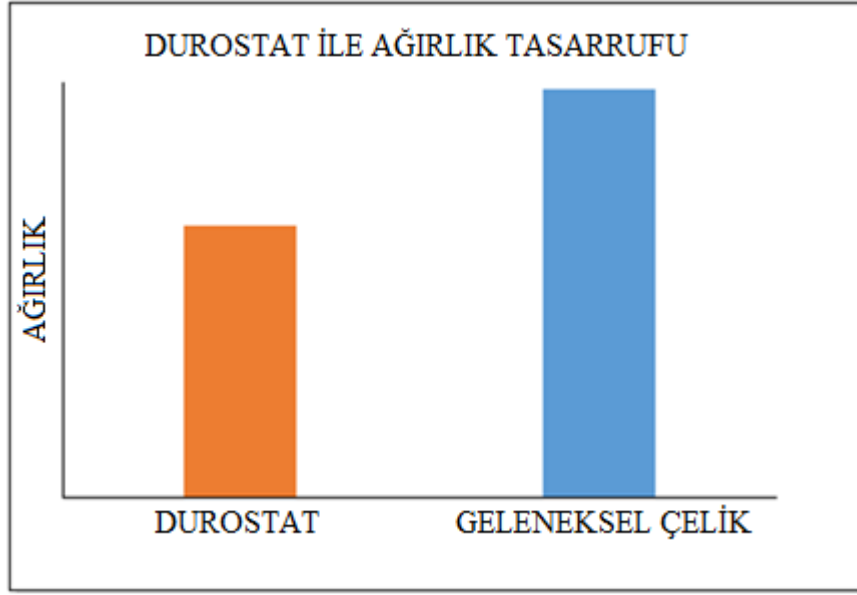
DUROSTAT	Sertlik (HB)	Standart Değerler ¹⁾			
		Sertlik (HB)	Akma Noktası $R_{p0.2}$ (MPa)	Çekme Dayanımı R_m (MPa)	Kırılma Uzaması A_5 (%)
400	360-440	400	1.000	1.250	10
450	410-490	450	1.100	1.400	9
500	460-540	500	1.200	1.550	8
B2	approx.	200	400	650	20

1) 20 mm levha kalınlığı için tipik değerler

2) Su vermeden sonra ulaşılabilir sertlik



Şekil 1.35 Durostat'ın servis ömrü [91]



Şekil 1.36 Durostat ile ağırlık tasarrufu [91]

1.3.2. DUROSTAT500

En zor koşullar altında zorlu uygulamalar için en yüksek aşınma direnci ve daha düşük ağırlık için yüksek talebi karşılar. Sıcak haddelenmiş ve kesilmiş çelik plakalardan yapılmış olan DUROSTAT 500 yüksek mekanik gerilme ve yüksek aşınma seviyesine sahip uygulamalar için örneğin, yükleme ve taşıma makineleri, tarak makineleri, kırma tesisleri, eleme ekipmanı, kanallar ve kamyon kabin yapıları gibi uygulamalar için idealdir. Düşük karbon içerikli son alaşım teknolojisi, mükemmel kaynak özelliklerini garanti eder. Yüksek mukavemeti dikkate alındığında, DUROSTAT 500 soğuk şekillendirmeye çok uygundur. Son derece yenilikçi makinelerin tüm zorlu taleplerini karşılayan ve uygulama aralığının yanı sıra bakım aralıklarını da uzatan bir üründür [91].

1.3.3. DUROSTAT Çeliğinin Avantajları

1. Aşınmaya karşı çok daha yüksek direnç ile daha uzun servis ömrü,
2. Yüksek sertlik nedeniyle düşük plaka kalınlığı nedeniyle ağırlık tasarrufu,
3. Daha ince, daha kolay çıkarılabilir merdane ölçeği sayesinde iyi yüzey kalitesi,

4. Küçük levha kalınlıkları için ön ısıtmanın ortadan kaldırılmasıyla iyi kaynaklanabilirlik,
5. Uygulamada düşük sıcaklıklar için garantili tokluktur [91].

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Fang ve arkadaşları [7] yaptıkları çalışmada 5.5 mm kalınlığındaki Q345 çeliği 38,6 kHz Yüksek frekanslı (HF) akım ile kaynak etmişlerdir. Stabil tamamen nüfuz eden anahtar deliği kaynak işlemi başarıyla gerçekleştirmişlerdir. K-TIG ile karşılaştırıldığında kararlı tamamen nüfuz eden anahtar deliği meydana getirmek için eşik akım, 390 mm/dak kaynak hızında 430 A'dan 340 A azaltıldı. Anahtar deliği kaynağı için kaynak akımı HF K-TIG de 340 A~420 A'ya K-TIG'de 430A~460 A'dan aralığında genişletilmiştir. HF K-TIG kaynağının mikrosertlik eğrisi sıradan K-TIG modeline göre genel olarak artmış ve maksimum değer 199 HV'den 212 HV'ye yükselmiştir.

Feng ve arkadaşları [8] yaptıkları çalışmada 7A52 (Al7A52) malzemesini hem robotik çift taraflı koaksiyel GTAW (RSF-DSC-GTAW) hem de robotik tel sürme çift taraflı koaksiyel GTAW (RWF-DSC-GTAW) yöntemiyle kaynak ederek kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Her iki kaynak yönteminde de kaynaklı bölgelerin mikroyapıları α (Al) ve β (MgZn₂) fazlarından oluşmuştur. Ayrıca, (RWF-DSC-GTAW) kaynaklı birleştirmesinin kaynak bölgesi β fazının az oranından dolayı iç tabakalara dağılım sergilemiştir. Hem (RWF-DSC-GTAW) hem de (RSF-DSC-GTAW) birleştirmelerinin kaynak bölgesinde ortalama mikrosertlik değerleri 91.9 HV ve 80.1 HV' dir. RWF-DSC-GTAW birleştirmesi için çekme dayanımı 244 MPa'ken (RSF-DSC-GTAW) kaynaklı birleştirmesi en iyi yüzde uzama göstermiş ve çekme dayanımı 344 MPa' dır. RSF-DSC-GTAW kaynaklı birleştirmesinin RWF-DSC-GTAW kaynaklı birleştirmesine göre daha iyi mekanik özelliklere sahip olduğunu tespit etmişlerdir.

Jiang ve arkadaşları [12] yaptıkları çalışmada anahtar deliği kaynak işlemi ile bir K-TIG torcu kullanılarak 8 mm kalınlığında paslanmaz çelik levhalarda yüksek kaliteli kaynaklar üretmişlerdir. Yeni imalat sürecinde anahtar deliği stabilitesini değerlendirmek için, iş parçasının arka tarafından bir görüş sistemi kullanılarak anahtar deliği davranışı gözlemlenmiştir. Filtre camı kullanılarak efflux plazma

girişimi ortadan kaldırılmıştır. Anahtar deliği çıkış davranışı, kaynak işlemi sırasında gerçek zamanlı olarak görüntülenerek anahtar deliği boyutu ve konumu, anahtar deliği görüntü dengesinden çıkarılmıştır. Anahtar deliği; uzunluk, genişlik, uzunluk / genişlik ve sapma dahil olmak üzere anahtar deliği davranış parametreleri olarak ölçüldü. K-TIG kaynak işleminde ark akımının çok yüksek olmasına rağmen, anahtar deliği çıkışının torç ekseninden uzaklaştığı, anahtar deliği çıkışının oval bir şekle sahip olduğu bulunmuştur. Kaynak akımı arttıkça, K-TIG kaynak işlemlerinde anahtar deliği boyutsal büyüklük artırıcı, uzunluk genişlik oranı azalır, anahtar deliği çıkış sapma mesafesi küçülmüştür. Anahtar deliği boyutu, şekli ve pozisyonu, kaynak akımıyla ilgili olduğu tespit edilmiştir. Teorik sonuçlar, K-TIG'deki termal-fiziksel davranışı anlamak ve kaynak torcunun daha da optimize edilmesi için sağlam bir temel oluşturmuştur.

Jin ve Li [13] yaptıkları çalışmada lazer nokta çapı ve onun yoğunluk dağılımını bir tarama deliği ile ölçmüşler ve anahtar deliği şekillerini cam GG17' nin lazer derin nüfuziyet kaynağında özellikle tasarlanmış bir kurulum kullanılarak gözlemişlerdir. Anahtar deliği şekilleri üzerine aşağıdaki faktörlerin etkilerini çalışmışlardır: lazer nokta çapı ve onun yoğunluk dağılımı, odaklaması, kaynak hızı ve plazmanın ters Bremsstrahlung emilimi. Belli koşullar altında, sabit ve net bir anahtar deliği GG17 camının lazer kaynağında gözlemlenebildiğini ve anahtar deliğinin eğrisinin kaynak hızıyla yakından ilişkili olduğunu ve kaynak hızı büyüdükçe anahtar deliğinin eğrisinin de büyüdüğünü saptamışlardır. Yüksek iyonizasyonundan dolayı lazer kaynak camında plazma oluşumunun zor olduğunu belirlemişlerdir.

Lathabai ve arkadaşları [18] yaptıkları çalışmada 12.7 mm kalınlığında ticari saf (CP) titanyum anahtar deliği gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) yöntemi ile dolgu metali kullanmadan ve kaynak ağzı açmadan tek pasoda kaynak etmişlerdir. Net ısı girişi ve kaynak termal döngülerindeki farklılıklar, incelmenin farklı derecelerinin benzer mikroyapılara yol açan iki yöntemle ilişkilidir. Sonuç olarak, kaynaklı bağlantının gerilme ve sertlik özellikleri esas malzemeyle karşılaştırıldığında birbirine

benzer olduğunu tespit edilmiştir. Her iki kaynakta da ergime bölgesi mikroyapısının asiküler yapısı esas malzemeye göre çentik tokluklarında önemli bir artış neden olmuştur. GTAW'ın kanıtlanmış teknolojinin sadeliği ve düşük sermaye yatırımı gereklilikleri ile birleştiğinde önemli ölçüde daha yüksek üretkenliği ile birlikte metalurjik kaliteden ödün vermeden CP titanyumun kaynağında başarıyla uygulanabilir olduğunu tespit etmişlerdir.

Liu ve arkadaşları [3] yaptıkları çalışmada 4 mm kalınlığındaki 304 paslanmaz çeliği K-TIG anahtar deliği kaynağında anahtar deliğinin davranışını belirlemeye çalışmışlardır. Görüntü sistemi temel alınarak anahtar deliği çıkış boyutu ve konumsal parametreler, anahtar deliği çıkış görüntüsü dizisinden ölçülmüştür. Daha düşük ortalama kaynak akımı ile kararlı kaynak işlemi ve kabul edilebilir kaliteli kaynakları elde etmişlerdir. K-TIG'de nitelikli kaynak elde etmek için kararlı kaynak işlemine ulaşmak ve işlem penceresini iyileştirmek için darbeli anahtar deliği işlemi yapılabileceğini saptamışlardır.

Luo ve arkadaşları [22] yaptıkları çalışmada anahtar deliği gaz tungsten ark kaynağı (K-TIG) ile orta kalınlıkta 6-13 mm arasında değişen AISI 316L paslanmaz çelik malzemeleri kaynak etmişlerdir. Ayrıca 10 mm'lik 316L plakaları, dolgu metali olmadan tek pasoda bir "I" kaynak ağzı kullanılarak birleştirmişler ve kaynak metalinin mekanik özellikleri, mikroyapı ve korozyon direncini analiz etmişlerdir. Birincil kaynak mikroyapılar östenit ve δ -ferrit'tir. Kaynağın çekme mukavemeti ve çarpma özelliği neredeyse ana metalinki ile aynı, kaynak metalinin korozyon direnci ise ana metale göre daha iyidir. Yüksek kaliteli 316L paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmeleri, yüksek verimlilikte ve düşük işlem maliyeti ile K-TIG kaynağı ile gerçekleştirilebildiğini tespit etmişlerdir. Endüstrideki orta kalınlıktaki iş parçalarını birleştirmek için K-TIG kaynağının pratik uygulaması için iyi olduğunu ve orta kalınlıkta AISI 316L'nin yüksek verimlilik ve düşük maliyet ile kaynatılması için ideal bir yöntem olduğunu saptamışlardır.

Rosellini ve Jarvis [50] yaptıkları çalışmada 8 mm et kalınlığına sahip 316 kalite östenitik paslanmaz çelik, 9 mm et kalınlığına sahip C-Mn ve 14 mm et kalınlığına sahip 250 mm çapındaki titanyum alaşımı boruların keyhole TIG yöntemiyle birleştirilmesini incelemişlerdir. Geleneksel TIG ve MIG yöntemiyle kıyaslandığında kaynaklı bölgelerin hacimlerinin ve çarpılma seviyelerinin azaldığını, orta kalınlıktaki metalik malzemelerin tek pasoda derin bir nüfuziyetle birleştirilebileceğini, birleştirmelerin farklı bölgelerinde meydana gelen metalurjik yapıların geleneksel TIG kaynak yöntemiyle elde edilenle kıyaslandığında daha tatmin edici olduğunu, özellikle voltaj, akım şiddeti ve kaynak hızı gibi parametrelerin uygun seçilmesi halinde bazı endüstriyel uygulamalarda deneysel testlerde de bu yöntemin başarılı bir şekilde kullanılabileceğini tespit etmişlerdir.

Teker ve Özdemir [33] yaptıkları çalışmada 10 mm kalınlığında AISI 430/AISI 1040 çelik çifti, alın pozisyonunda ilave kaynak metali kullanmadan ve kaynak ağzı açmaksızın keyhole plazma ark kaynak (PTA) yöntemiyle birleştirilerek, kaynak hızının kaynaklı bağlantıların mekanik davranışları üzerine olan etkisini araştırmışlardır. Kaynaklı bağlantılar; 130 A akım şiddeti, üç farklı ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak), plazma gaz debisi (1.1 ve 1.2 lt/dak.) ve 25 lt /dak'lık koruyucu gaz debisi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak sonrası numunelerin bağlantı mukavemetini tespit etmek amacıyla çentik darbe ve mikrosertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca, kaynaklı bağlantıların ara yüzeyinde meydana gelen yapısal değişim optik mikroskop yardımı ile incelenerek belirlenmeye çalışılmıştır. Çentik darbe deneyleri sonunda, 0.01 m/dak ilerleme hızı ile birleştirilen numunede en iyi mukavemet değerleri elde edilmiştir.

Tomashchuk ve arkadaşları [34] yaptıkları çalışmada Yüksek hız Yb: YAG lazer kaynağı ile AA5754 / Ti6Al4V malzemeleri kaynak etmişlerdir. Bağlantıların Al-zengin ve Ti bakımından zengin ergimiş bölgeler arasında oluşan farklı ara yüzeyin morfolojisi ve faz içeriğine sahip olduğunu tespit etmişlerdir. İnce temas yüzeyi oluşturulduğunda maksimum doğrusal çekme kuvveti (2 mm kalınlığında kaynak için 220 N/mm) elde edilebilir. Bu durumda kırılma intermetalik açısından zengin bir

bölgede başladığını ancak diğer durumlarda kırılğan intermetalik tabakalarda meydana geldiğinde esas olarak Al-zengin ergitilmiş bölgede çoğaldığını gözlemlemişlerdir.

Yan-bin ve arkadaşları [54] yaptıkları çalışmada lazer-TIG çift taraflı olarak kaynak edilen 5A06 alüminyum alaşımının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine kaynak parametrelerinin etkisini araştırmışlardır. Sonuçlar göstermiştir ki, kaynak ara kesit şekli kaynakların mikroyapı ve mekaniksel özellikleriyle yakın bir ilişkiye sahiptir. Simetrik "X" ara kesit şeklinin çekme mukavemeti ve uzaması sırasıyla esas metalden yaklaşık %91 ve %58 diğerlerine göre nispeten daha yüksektir. İyi kaynak profilleri ve serbest kusurlar çekme özelliklerinin iyileştirilmesinden sorumludur. Ayrıca, ergime bölgesinin düşük sertliği nedeniyle bu bölge, çekme testindeki en zayıf alan ve kırılmasının daha kolay olduğunu ve "X" ara kesitinin mikroyapısı kaynak derinliğinin yönü boyunca bir farklılığa sahip olduğunu saptamışlardır.

Zhang ve arkadaşları [38] yaptıkları çalışmada 304 östenitik paslanmaz çelik plakaları hem plazma ark kaynağı hem de çift taraflı DSAW ile kaynak etmişlerdir. Çift taraflı kaynak yöntemi düzenli anahtar deliği plazma ark kaynağı ile karşılaştırıldığında, kaynak havuzunun katılaşması esnasında eş eksenli tane geçişi artar. Kaynak havuzunda, gelişen simetrik ısıtma ve eşsiz elektromanyetik kuvvet sorumlu faktördür. Ayrıca, iş parçası boyunca akan akım kaynak havuzu içinde sıvı akışı üretir. Ayrıca, iki karşıt arkın kullanılması nedeniyle ısıtma simetrik olma eğilimindedir. Artan nüfuziyete ek olarak, östenitik paslanmaz çelik kaynağı için bu yöntemin kullanılması bazen katılaşma çatlamaına neden olan artan sütünsal eş eksenli geçiş ve azalan açısız distorsiyona bağlı olarak geliştirilmiş mikroyapıyla sonuçlanır

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**3.1. Çalışmanın Amacı**

Tungsten inert gaz (TIG), kaynak yöntemi temel olarak bir ark kaynak yöntemidir. Bu kaynak yöntemi ile daha çok paslanmaz çelik, alüminyum gibi metaller kaynak edilir. TIG kaynak yöntemi ile birbirine benzer veya farklı özellikteki metaller birbiriyle kaynak edilebilir. Metallerin kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi işlemi sürekli olarak gelişen ve ihtiyaç duyulan birleştirme yöntemlerinin en başında gelmektedir. Günümüz endüstrisinde birbirinden farklı özelliklere sahip metallerin kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi işlemi büyük önem arz etmektedir. Yapılan kaynaklı birleştirmelerin mümkün olduğunca daha az maliyetli olması istenir. Örneğin, ilave metal kullanmadan veya kaynak ağzı açmadan direkt kaynak edilebilmesi gerek tasarruf gerekse de ekonomik yönden büyük önem taşımaktadır.

Bu çalışmada çift taraflı TIG ark kaynak yöntemi ile AISI 304 çeliği ve yeni nesil çelik olan DUROSTAT 500 çeliği herhangi bir ilave metal kullanmadan ve kaynak ağzı açmadan çift taraflı tek pasoda birleştirilerek kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişimleri ve mekanik özelliklere nasıl bir etkisi olduğu amaçlanmaktadır.

AISI 304/DUROSTAT 500 çeliği çift taraflı TIG ark kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilmiştir. Numunelerin ara yüzey birleşme bölgesinde meydana gelen yapı değişikliği optik mikroskop (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM) analizleri ile kaynaklı birleştirmenin birleşme arayüzeyindeki element dağılımı ve oluşması muhtemel fazlar Energy Dispersive Spectrometry (EDS), elementel haritalandırma mapping analizi Electron Back Scatter (EBSD) ve X-Ray Diffraction (XRD) analiz yöntemleri ile belirlenmiştir. Birleştirilen kaynaklı numunelerin bağlantı mukavemetini tespit etmek için çekme, çentik darbe ve mikrosertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca çekme testi sonrası kırık yüzey morfolojisi SEM ile incelenmiştir.

3.2. Kullanılan Malzemeler

Deneyisel çalışmalarda kullanmak için 10x100x1000 mm ölçülerindeki AISI 304 ve DUROSTAT 500 çelik plakalar ticari olarak piyasadan temin edilmiştir. Bu malzemelere ait kimyasal bileşim içerikleri Çizelge 3.1’de ve mekanik özellikleri Çizelge 3.2’ de verilmiştir.

Çizelge 3.1 Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi (% ağırlık)

Kimyasal Bileşim (% Ağırlık)											
Malzeme	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Mo	Ti	B	Fe
AISI 304	0.08	18	8	2.00	1.00	0.04	0.03	-	-	-	Bal.
DUROSTAT 500	0.30	1.00	-	2.10	0.60	0.025	0.01	0.50	0.05	0.005	Bal.

Çizelge 3.2 Deneylerde kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri

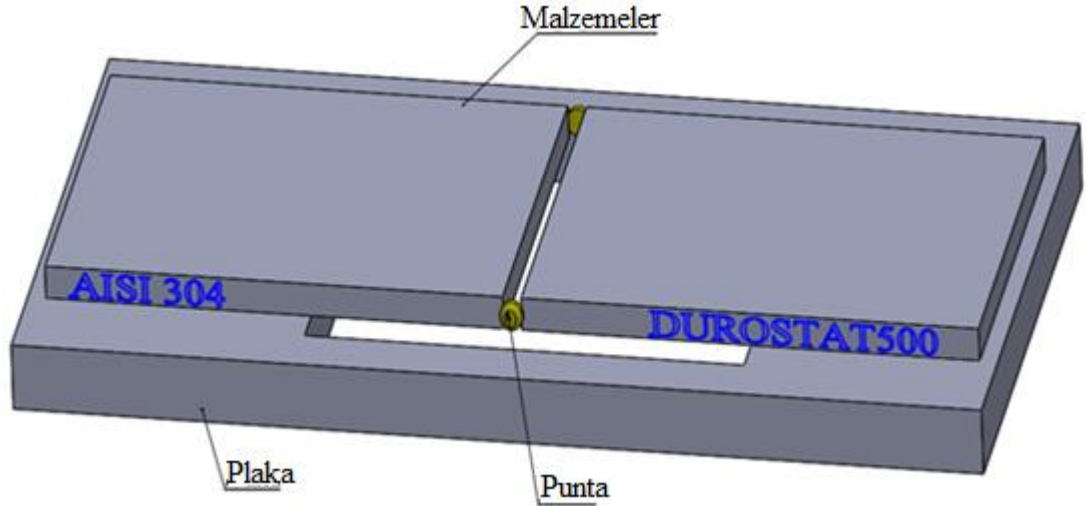
Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
AISI 304	668	327	46	198
DUROSTAT 500	1550	1200	8	500

3.2.1. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması

Piyasadan ticari olarak temin edilen AISI 304 ve DUROSTAT 500 çelikleri Resim 3.1’de verilen Kesmak Q280 marka şerit testere ile 10x100x125 boyutlarında kestikten sonra öncelikle uygulanacak kaynak parametrelerine göre bütün plakalar çelik numarator ile markalanmıştır. Daha sonra kaynak edilecek olan plakalar aşağıdaki Şekil 3.1’de görüldüğü şekilde düz bir zemin üzerinde aparatlar ile sıkıştırılıp her iki plaka alın altına getirilerek ve plakalar arası boşluk 2 mm olacak şekilde ayarlanarak aşağıdaki gibi her iki taraftan puntalanarak kaynağa hazır hale getirilmiştir.



Resim 3.1 Şerit testere makinesi



Şekil 3.1 Plakaların puntalanarak kaynağa hazır duruma getirilmesi

3.2.2. Deneyler için Belirlenen Kaynak Parametreleri

Literatür araştırmalarında TIG kaynak yöntemiyle yapılan kaynaklı birleştirmelerde değişken akım şiddetlerinin kaynaklı birleştirmelerin mukavemeti üzerinde büyük etkiye sahip olduğu tespit edilmiş, bu nedenle bu değişken parametreler seçilmiştir. Çift taraflı TIG ark kaynağı ile yapılan kaynaklı birleştirmelerde kaynak parametreleri olarak sabit kaynak ilerleme hızı, koruyucu gaz debisi, kaynak elektrodu çapı, iki malzeme arası boşluk ve nozul çapı kullanılırken

değişken olarak akım (amper) şiddeti seçilmiştir. Çift taraflı TIG kaynak yönteminde her numune için kullanılan farklı parametreler Çizelge 3.3'te verilmiştir.

Çizelge 3.3 Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan parametreler

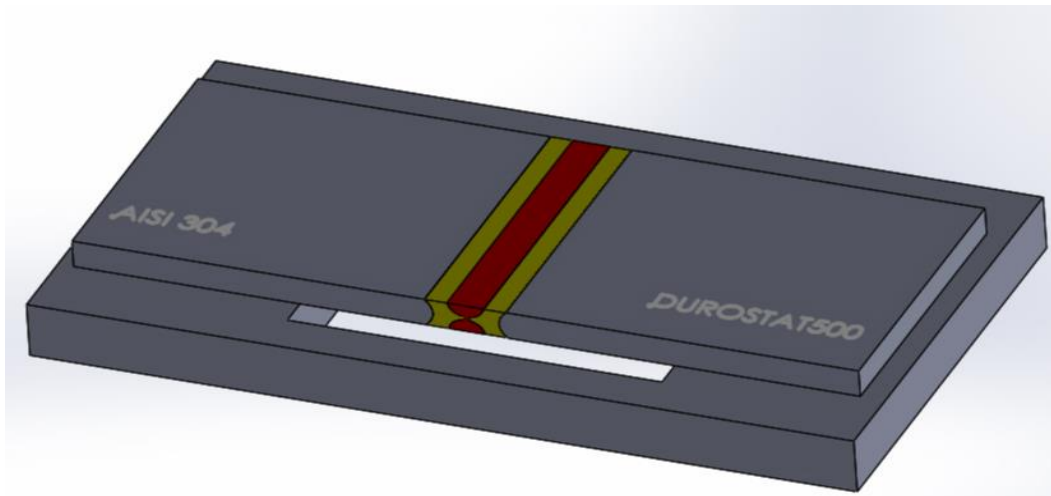
Numune No	Akım Şiddeti (A)	Ark Voltajı (V)	Koruyucu Gaz Debisi (lt/dak.)	Elektrod Çapı (mm)	Kaynak İlerleme Hızı (m/dak.)	Nozul Çapı (mm)
S1	410	100	8	3.2	0.21	8
S2	420	103	8	3.2	0.21	8
S3	430	106	8	3.2	0.21	8
S4	440	109	8	3.2	0.21	8
S5	450	112	8	3.2	0.21	8
S6	460	115	8	3.2	0.21	8

3.3. Kaynağın Uygulanması

Seçilen parametrelere göre, Adıyaman Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarlarında bulunan Ge-Ka-Mak TIG kaynak makinesi ve koruyucu gaz olarak %99.9 saflıktaki argon gazı kullanılarak kaynak dikişleri çekilmiştir. Resim 3.2' de TIG kaynağı deneylerinde kullanılan 500 AC/DC TIG kaynak makinesinin resmi verilmiştir. Şekil 3.2'de ise numunelerin kaynaklı birleştirme işleminin yapılışı gösterilmiştir.



Resim 3.2 Deneylerde kullanılan TIG kaynak makinesi



Şekil 3.2 Numunelerin kaynaklı birleştirme işlemi sonrası görünümü

3.4. Kaynak Sonrası Yapılan İşlemler**3.4.1. Metalografik İşlemler**

Numunenin nerden alınacağı tespit edildikten sonra en uygun bir kesici alet ile numune kesilebilir. Bunlar kesici taş, şerit testere, elmas kesici ve CNC kesme olabilir. Kaynak arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişimleri incelemek ve mekanik testler için numuneler hazırlanırken Resim 3.3'teki Multicut Easy masaüstü numune kesme cihazı kullanılmıştır.



Resim 3.3 Masaüstü numune kesme cihazı

Numuneleri keserken numune yüzeyinde kestiğimiz aletin izleri bulunur. Ayrıca kesme esnasında numunenin yüzeyi ısınmadan dolayı bir miktar deformasyona uğramaktadır. Numune orijinal yapı temsil ettiğinden, deformasyona uğramış tabakanın ortadan kaldırılması için zımparalama ve parlatma yapılır. Zımparalama işlemi için 80, 150, 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh zımparalar ile numuneler zımparalandıktan sonra numuneler 3 µm'lik elmas pasta ile parlatma işlemine tabii tutuldu. Daha sonra numunelerin dağlama işleminde AISI 304 paslanmaz çelik tarafı için %50 alkol + %50 HNO₃ reaktifleri kullanılarak 12 V gerilim altında 5-8 saniye bekletilerek elektrolitik dağlama işlemi yapılmış, DUROSTAT 500 çelik tarafı ise %98 alkol + %2 NHO₃ reaktifleri kullanılarak

dağlama işlemi yapılmıştır. Resim 3.4'te numunelerin zımparalama ve parlatma işlemleri için kullanılan Struers marka cihazın resmi görülmektedir.



Resim 3.4 Zımparalama ve parlatma cihazı resmi

Kaynaklı bağlantıların yüzey fotoğrafları, Adıyaman Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Resim 3.5'te verilen LEICA DM 750M marka optik mikroskop (OM) cihazı ile çekilmiştir.



Resim 3.5 Optik mikroskop cihazı resmi

Kaynaklı bağlantıların yüzey, çentik darbe ve çekme testine tabii tutulan numunelerin kırık yüzey SEM-EDX incelemeleri için İnönü Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı' nda bulunan Resim 3.6'da gösterilen LEO marka EVO 40XVP model SEM ve Bruker-125 eV EDS cihazı kullanılmıştır.



Resim 3.6 SEM cihazı

3.4.2. Mikrosertlik Analizi

Kaynak işlemi uygulanarak birleştirilen malzemelerin kaynak bölgesindeki sertlik değişimlerini tespit etmek amacıyla QNESS Q10M marka cihazda tepe açısı 136° olan elmas piramit uç kullanılarak, 10 saniye süre ile uygulanan 100 gr yük altında 0.5 mm aralıklarla malzemelere mikrosertlik testi uygulanmıştır. Resim 3.7’de mikrosertlik testlerinde kullanılan mikrosertlik cihazının resmi verilmiştir.



Resim 3.7 Mikrosertlik cihazı resmi

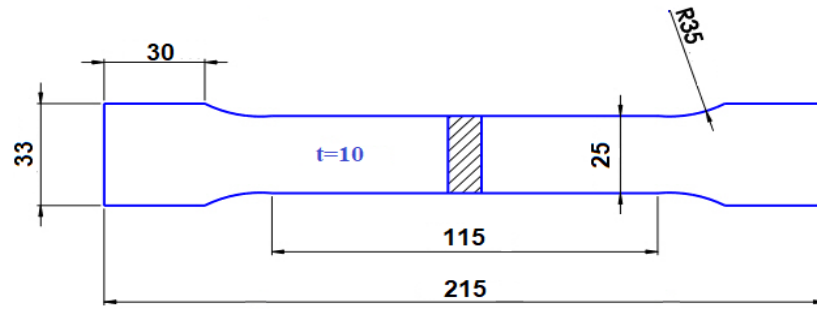
3.4.3. Mekanik Testler

3.4.3.1. Çekme Testi

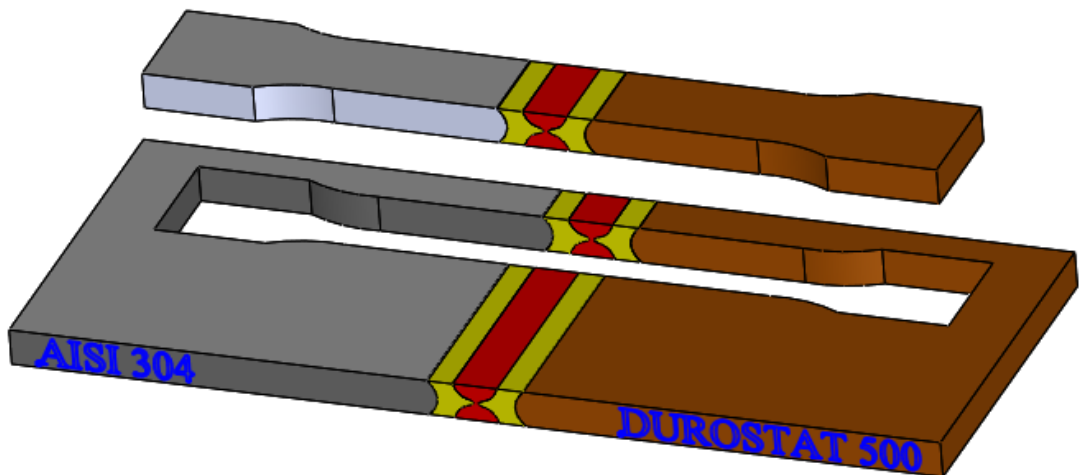
Kaynaklı numunelerin maksimum çekme gerilmesinin tespit edilebilmesi için numuneler soğuk çekme testine tabii tutulmuştur. Çekme numuneleri, Kahramanmaraş Sanayii Sitesinde özel bir firmada bulunan Resim 3.8’de verilen tel erezyon tezgâhında TS EN ISO 6892-1 standartlarına uygun olarak Şekil 3.3’te verilen ölçülerde, kaynaklı birleştirme yönüne dik doğrultuda Şekil 3.4’te gösterilen şekilde çıkarılmıştır.



Resim 3.8 Tel erezyon makinesi

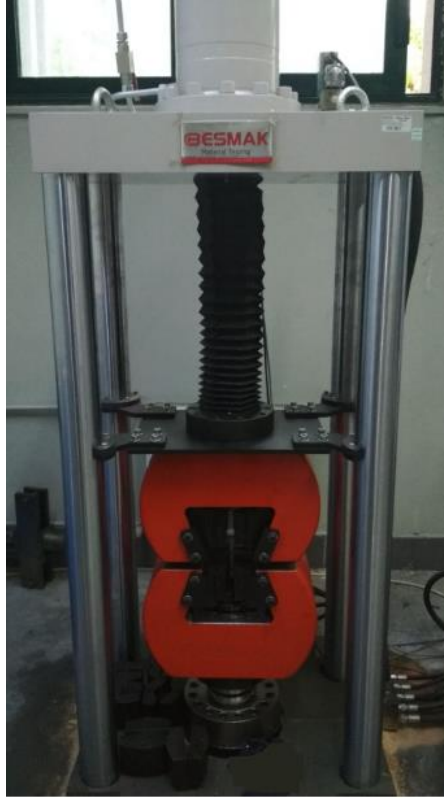


Şekil 3.3 Çekme numunesi ölçüleri



Şekil 3.4 Çekme numunesinin çıkarılmış hali

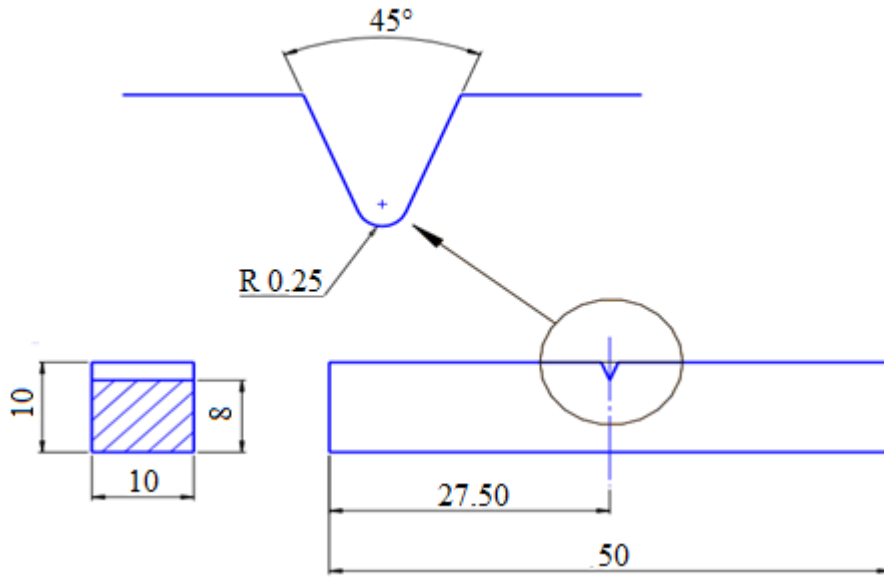
Çekme deneyleri, Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Resim 3.9’da verilen 30 kN’luk kapasiteli BESMAK markalı çekme cihazında 1 mm/dak çekme hızında testler gerçekleştirilmiştir.



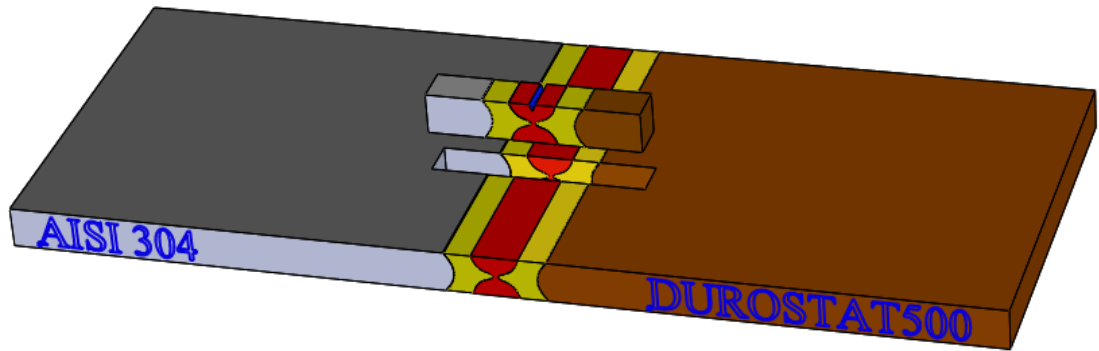
Resim 3.9 Çekme testi cihazı

3.4.3.2. Çentik Darbe Testi

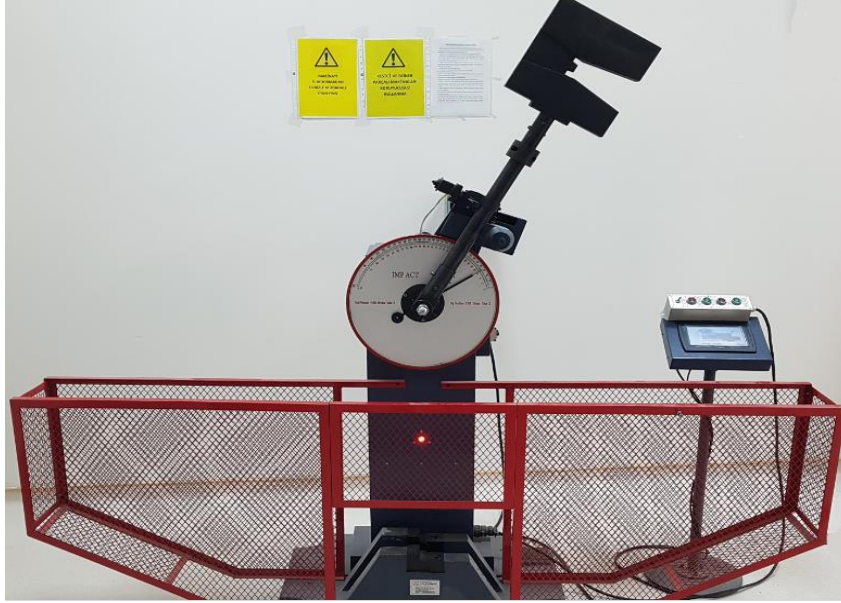
Kaynaklı numunelerin bağlantı bölgesindeki darbe kırılma enerjisini belirlemek amacıyla TS EN ISO 148-3 standardına uygun olarak Şekil 3.5’teki ölçülerde ve kaynaklı birleştirme yönüne dik doğrultuda Şekil 3.6’da gösterilen şekilde çentik darbe test numunesi hazırlanmıştır. Çentik darbe deneyleri, Adıyaman Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Resim 3.10’da verilen BULUT marka çentik darbe test cihazında 300 Joule kapasiteli çekiç kullanılarak testler yapılmıştır.



Şekil 3.5 Çentik darbe numunesi ölçüleri



Şekil 3.6 Çentik darbe test numunesi



Resim 3.10 Çentik darbe test cihazı

3.4.3.3. XRD Testi

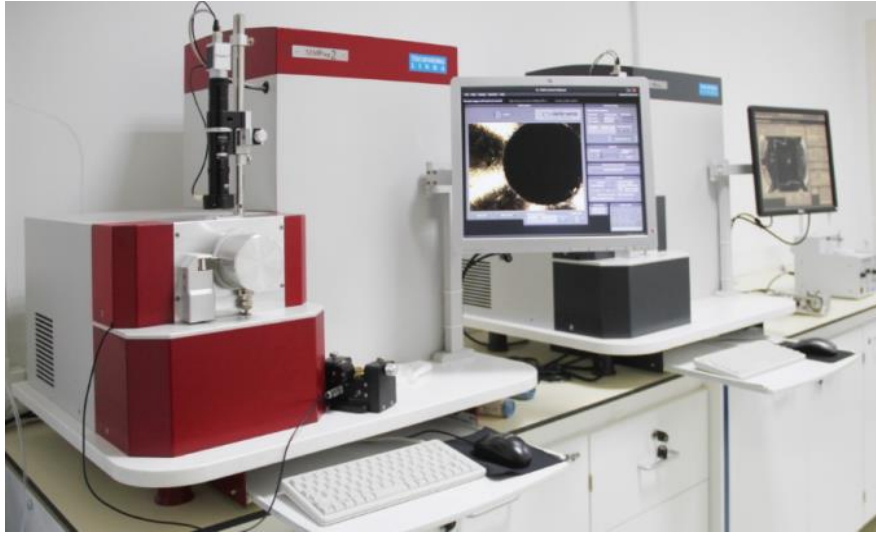
Numunelerin faz analizi Malatya İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi (İBTAM)'da bulunan Resim 3.11'de verilen $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.54059$ Å) dalga boyuna sahip Rigaku RadB-Dmax II marka XRD cihazı kullanılmıştır.



Resim 3.11 XRD test cihazı

3.4.3.4. Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu (EBSD) Testi

Numunelerin kristolografik olarak faz dağılımını tespit etmek için numuneler Resim 3.12’de gösterilen Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu (EBSD) cihazıyla analiz edilmiştir. EBSD analizi, Kütahya Dumlupınar Üniversitesi İleri Teknolojiler Merkezi (İLTEM) Laboratuvarında bulunan EBSD analiz cihazıyla yapılmıştır.



Resim 3.12 Elektron geri saçılım difraksiyon (EBSD) cihazı

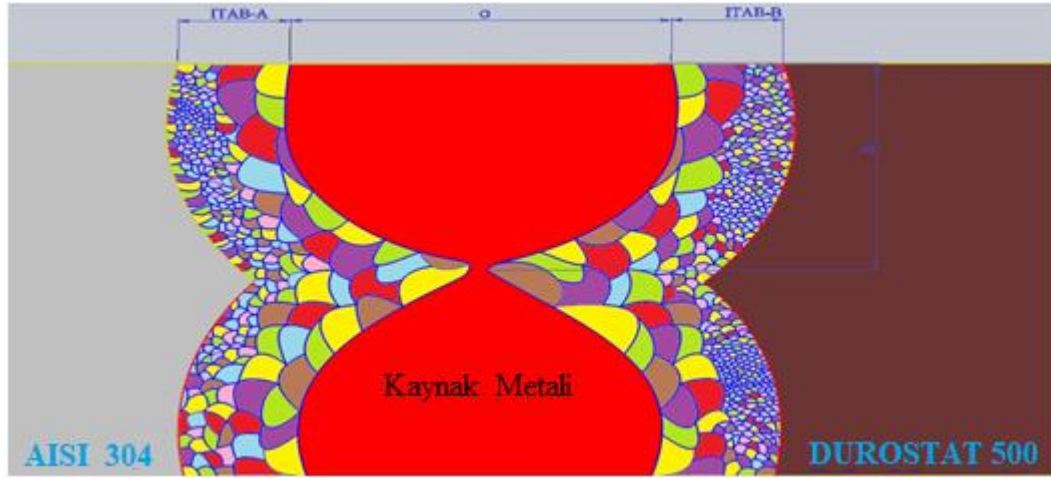
3.4.3.5. Elementel Haritalama (Mapping) Analizi

Numune yüzeyinde belirli bir alanı seçerek bu bölgede bulunan elementleri tespit etmek ve bu elementlere renk ataması yapmak için Resim 3.6’da verilen LEO marka EVO 40XVP model SEM cihazı kullanılmıştır

4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı Değerlendirmesi

Farklı kaynak parametreleri ile çift taraflı TIG ark kaynak yöntemi kullanarak ilave metal kullanılmadan ve herhangi bir kaynak ağzı açmadan alın altına getirerek birleştirdiğimiz AISI 304 ve DUROSTAT 500 çeliklerinin kaynaklı birleşme bölgesinde kullanılan farklı parametrelere bağlı olarak kaynak dikiş profillerinde farklı sonuçlar elde edilmiştir. Burada, kaynak metali Şekil 4.1'deki gibi sembolize edilerek (ITAB) bölgesinin dikiş genişliği (a) ve dikiş penetrasyonu (b) olmak üzere her numune için bu değerler ölçülerek tespit edilmiş edilmiştir. Ayrıca, kaynak metali (ITAB) bölgesine bitişik olan ısının tesiri altında kalan bölgelerinde (ITAB) genişlikleri ölçülmüştür.



Şekil 4.1 Çift taraflı TIG kaynağının kaynak arayüzeyinde meydana gelen kum saati profili ve boyutlarını gösteren şematik resim

410, 420, 430, 440, 450 ve 460 A kaynak akım şiddeti, 8 lt/dak. koruyucu gaz debisi, 8 mm nozul çapı, 3.2 mm elektrod çapı, 2 mm iki malzeme arası boşluk mesafesi ve 0.21 m/dak. kaynak ilerleme hızı kullanılarak kaynak ağzı açılmadan, ilave metal kullanmadan ve çift taraflı olarak kaynak edilen S1, S2, S3, S4, S5 ve S6 numunelerine ait makro yüzey fotoğrafları Resim 4.1'de ve kaynaklı birleştirmelere ait kaynak kesiti fotoğrafları Resim 4.2'de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı

birleştirmelere ait makro yüzey fotoğrafları incelendiğinde numunelerin kaynak dikişlerinin düzgün bir krater yapısına sahip olduğu herhangi bir kaynak hatası içermediği gözlenmiştir. İlave metal kullanmadan ve kaynak ağzı açmadan yapılan kaynak dikişlerinin artan akım şiddetine bağlı olarak hem nüfuziyet hem de kaynak dikiş genişliklerinde artışlar tespit edilmiştir. Bu numunelere ait kaynak ara yüzey kesitleri incelendiğinde, artan akım şiddetine bağlı olarak farklı kaynak profilleri meydana geldiği gözlemlenmiştir. Numunelerin penetrasyon derinliğinin ve dikiş genişliklerinin farklı boyutlarda olduğu açıkça görülmüştür. Düşük akım şiddetlerinde kaynaklı birleştirmenin yapıldığı S1, S2, S3 ve S4 numunelerinde kademeli olarak artan akıma bağlı olarak (410, 420, 430 ve 440) alt ve üst dikişin yavaş yavaş birbirine yaklaştığı ve arada boşluk mesafesinin yavaş yavaş kapanmaya başladığı tespit edilmiştir. S5 ve S6 (450, 460) numuneleri incelendiğinde çekilen kaynak dikişlerinin tam olarak birbirine nüfuziyet sağladığı hatta S6 numunesinde karşılıklı dikişlerin birbirinin içerisine geçtiği dolayısıyla numunelerin penetrasyon derinliğinin çok iyi olduğu görülmektedir ve istediğimiz kum saati kaynak profilinin tam olarak meydana geldiği fotoğraftan anlaşılmaktadır. Bunun sonucunda malzemeye ait uygun akım kullanıldığı zaman belli kalınlıktaki numunelere herhangi bir kaynak ağzı açmadan da istediğimiz nüfuziyet derinliğini elde etmemiz mümkündür. Artan akım miktarı ile doğru orantılı olarak kaynak dikiş genişliğinde ve penetrasyon derinliğinde artma olduğu gözlenmiştir. Kaynak dikiş genişliği ve penetrasyon derinliğinin en fazla S6 numunesinde olduğu, en az ise S1 numunesinde olduğu fotoğraflardan anlaşılmaktadır. Numunelerin kaynak dikiş ölçüleri Çizelge 4.1’de verilmiştir. Kaynak nüfuziyetleri arasındaki boşluk mesafeleri S1= 2.5 mm, S2= 2.0 mm, S3= 1.4 mm, S4= 0.7 mm, S5= 0.2 ve S6= 0 olarak ölçülmüştür. En fazla boşluk miktarının S1 numunesinde olduğu ve bu numuneye ait kaynak kesiti incelendiğinde bu boşluk mesafesinin yaklaşık 2.5 mm olduğu ölçülmüştür. Bunun düşük akım değerlerinde birleştirmenin yapılmasından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Bu da istediğimiz kaynak profili olan kum saati şeklinin oluşmasında akımın yetersiz olduğunu göstermektedir.

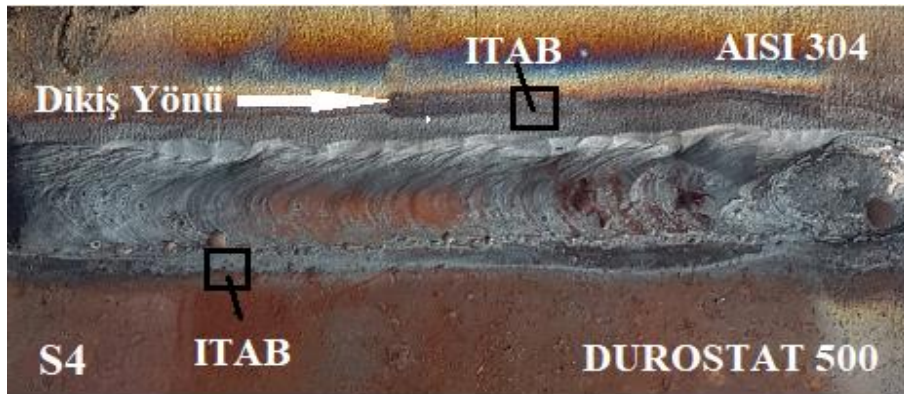
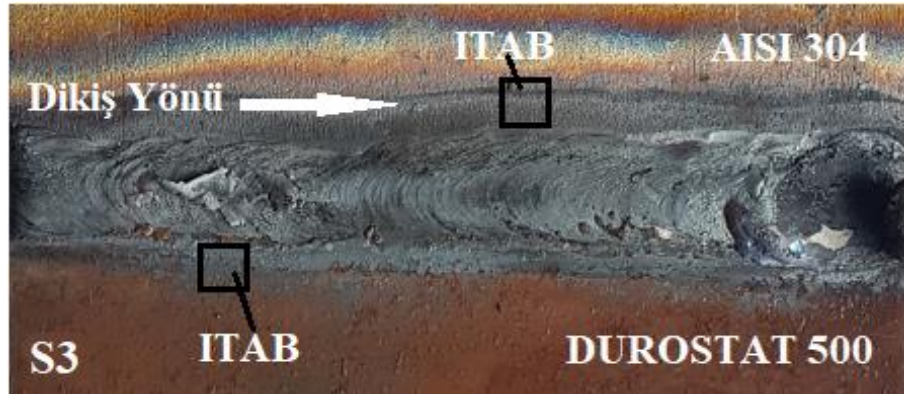
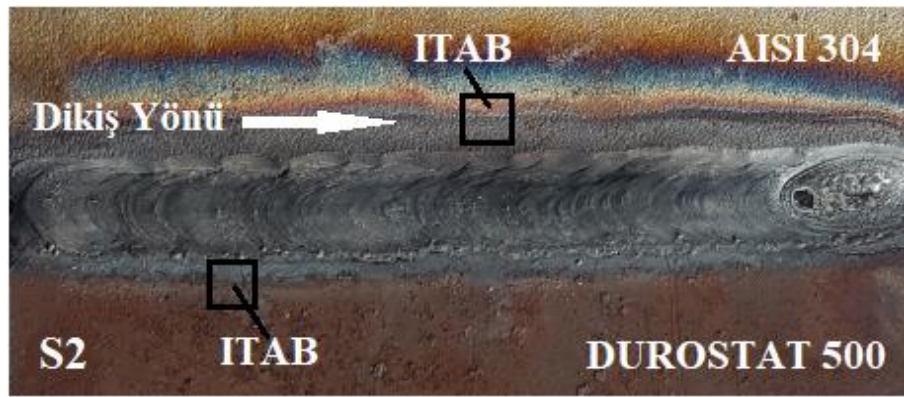
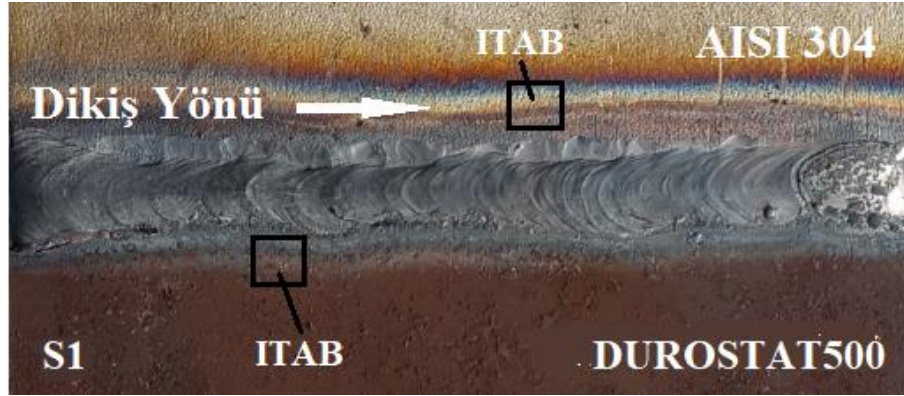
Çizelge 4.1 Numunelerin kaynak dikişi ölçüleri

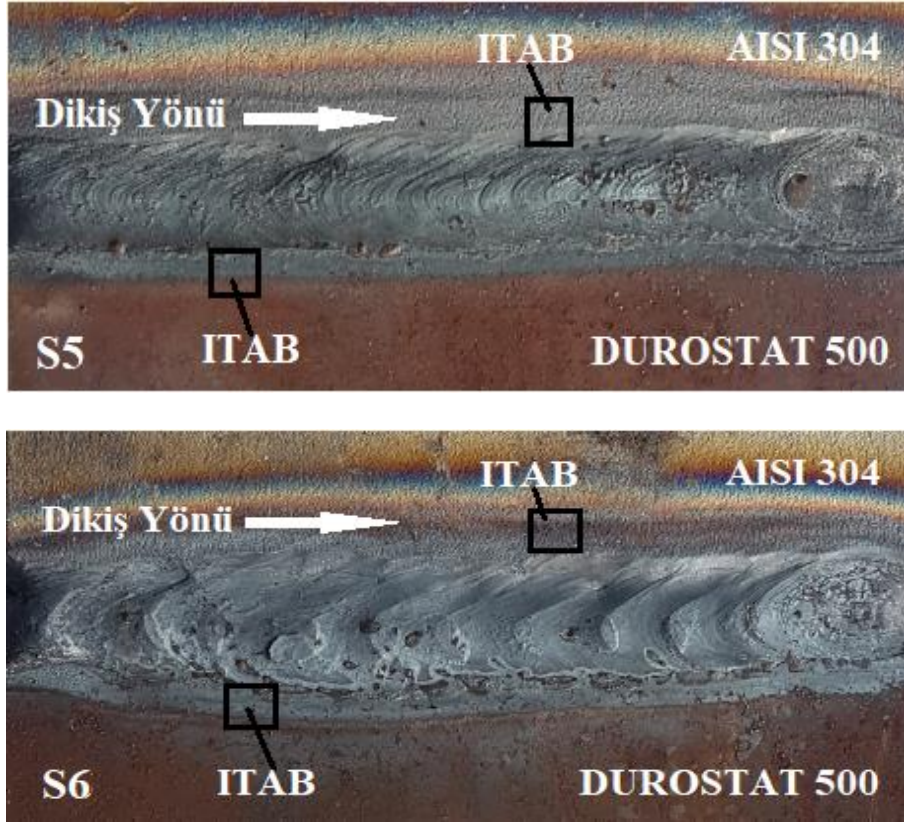
Numune	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Nufuziyet (μm)	
			a	b
S1	410	100	1150	2500
S2	420	103	1270	2000
S3	430	106	1310	1400
S4	440	109	1340	700
S5	450	112	1410	200
S6	460	115	1450	0

Torç altındaki merkezden kaynak havuzunun kenarlarına varan geniş bir sıcaklık gradyanı nedeniyle, yüzey boyunca geniş bir yüzey gerilimi gradyanı oluşturulur. Bu nedenle, sıvı havuz merkezinden kenara akar ve geniş bir kaynak havuzunun oluşumu ile sonuçlanır. Oksijen gibi yüzey aktif elementler Fe, Fe alaşımlarının yüzey geriliminin sıcaklık katsayısını negatiften pozitifte değiştirebilir. Böylece Marangoni akışı kenarlardan merkeze döner, dar ve derin bir havuz oluşturur. Aslında, arkın ısı dağılımı, kaynak penetrasyonunu etkileyen ana faktördür. Kaynak akımının artırılması, kaynak havuzu yüzeyindeki ısı yoğunluğunun ve ardından sıcaklık gradyanının büyüklüğünün artmasına neden olmuştur. Bu nedenle, kaynak akımının kaynak havuzu yüzeyinde taşınım kuvvetinin Marangoni ile düz bir ilişkisi vardır.

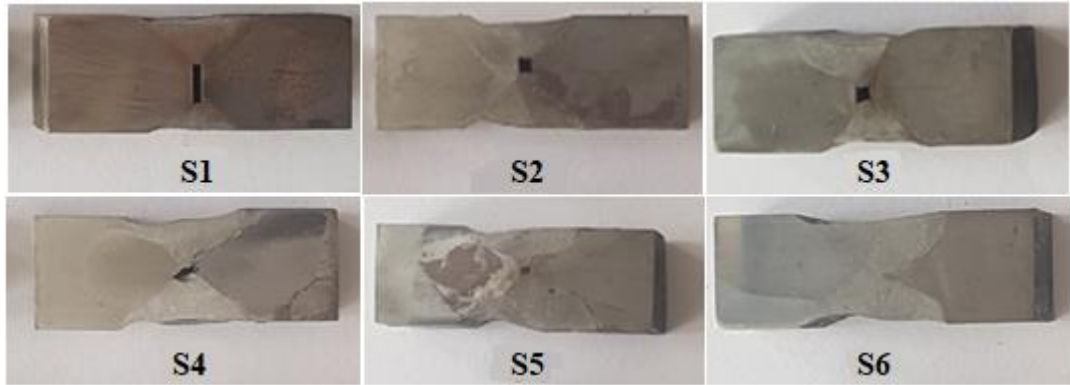
Kaynak akımı, kaynak derinliğini kontrol eden sıvı havuzundaki elektromanyetik konveksiyonun gücünü artırabilir. Ferrit seviyeleri kaynak ısı girişindeki artışla azalır. Ferrit içeriğindeki bir azalma kaynak ısı girişi arttığında daha yavaş soğutma oranından kaynaklanabilir.

Kaynak arkı kaynak sırasında ferromanyetik malzeme tarafına doğru yönelme eğilimindedir. AISI 304 paramanyetik iken DUROSTAT 500 manyetik olduğu için DUROSTAT 500 tarafında daha fazla ark enerjisi birikecek ve bu da DUROSTAT 500 tarafında daha büyük ergimeye neden olacaktır.





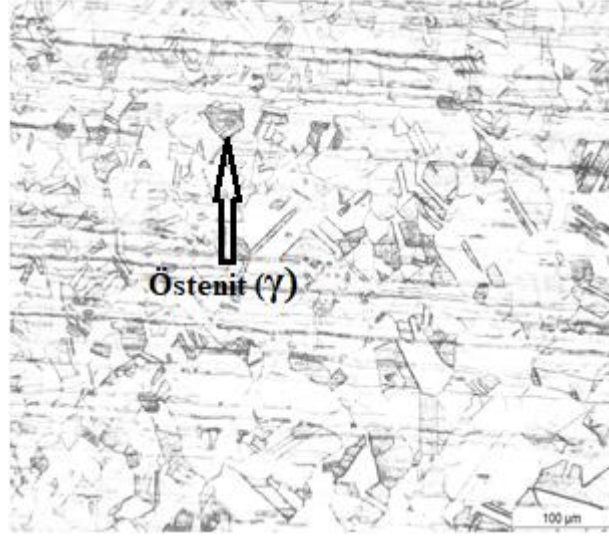
Resim 4.1 Kaynaklı birleştirme numunelerine ait kaynak dikişi görüntüsü



Resim 4.2 Kaynaklı birleştirme numunelerine ait kaynak kesiti görüntüsü

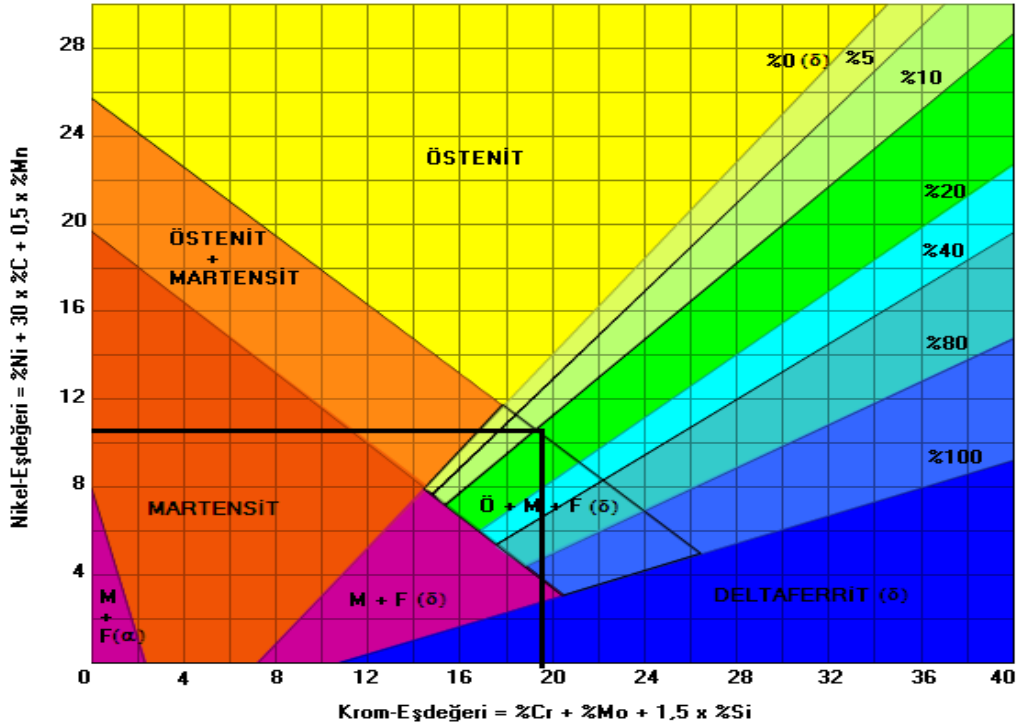
4.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirmesi

Deneyleerde kullanılan AISI 304 çeliğinin kaynak yapılmadan önceki orijinal mikroyapı fotoğrafı aşağıda Resim 4.3'te verilmiştir. Yapının genel olarak östenit fazı ve belirli miktarda eş eksenli ve ikizlenmiş östenit tanesini gösterir.



Resim 4.3 AISI 304 çeliğın mikroyapısı

Kaynaklı birleştirme işleminden sonra kaynak dikişinde hangi fazların meydana geldiğini tespit etmede, aşağıda Şekil 4.2'de verilen Schaeffler diyagramından yararlanılmıştır.



Şekil 4.2 Schaeffler Diyagramı

Dikişin faz birleşimini gösteren Schaeffler Diyagramına göre:

$$Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \times \%Si$$

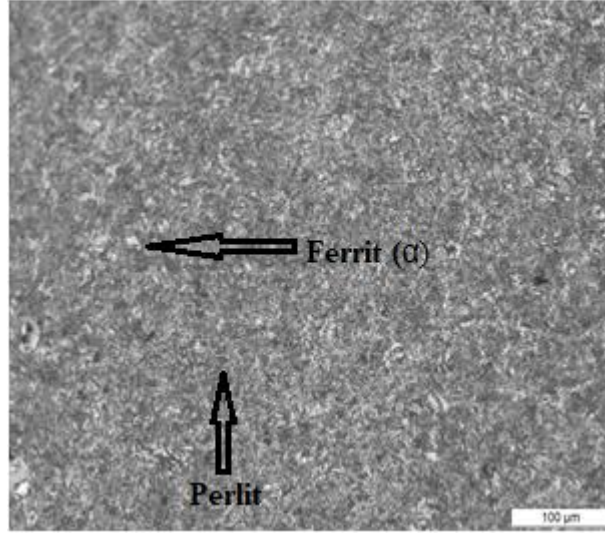
$$Cr_{eş} = 18 + 1.5 + 1.5 \times 1 = \%19.5$$

$$Ni_{eş} = \%Ni + 30 \times \%C + 0.5 \times \%Mn$$

$$Ni_{eş} = 8 + 30 \times 0.08 + 0.5 \times 2 = \%10.5 \text{ değerleri bulundu.}$$

Diyagrama göre $Cr_{eş} = \%19.5$ ve $Ni_{eş} = \%10.5$ bölgesinde kaynak dikişinde Östenit + Martenzit + Ferrit (δ) fazlarının bulunması gerekir. Kaynak dikişinin ayrıca %10-11 arasında delta-ferrit içereceği Schaeffler diyagramından açıkça görülmektedir.

Deneyde kullanılan DUROSTAT 500 çeliği numunesinin mikroyapı fotoğrafı Resim 4.4'te verilmiştir. Mikroyapının ferrit ve perlit karışımı olduğu fotoğraftan görülmektedir.



Resim 4.4 DUROSTAT 500 çeliğin mikroyapısı

DUROSTAT 500 çeliğin kaynak kabiliyetinin ve kaynak öncesi herhangi bir ön ısıtmaya ihtiyaç olup olmadığını tespit etmek amacıyla çeliğin kimyasal kompozisyonundan yararlanarak karbon eşdeğerliği formülü kullanılarak belirlenmiştir. Aşağıdaki formüle göre:

$$C_{eş} = \%C + \% (Mn/6) + \% ((Cr + Mo + V)/5) + \% (Ni/15) + \% (Cu/15)$$

$$C_{eş} = 0.30 + (2.10/6) + ((1+0.50)/5)$$

$$C_{eş} = 0.30 + 0.35 + 0.30$$

$$C_{eş} = 0.95 \text{ olarak bulundu.}$$

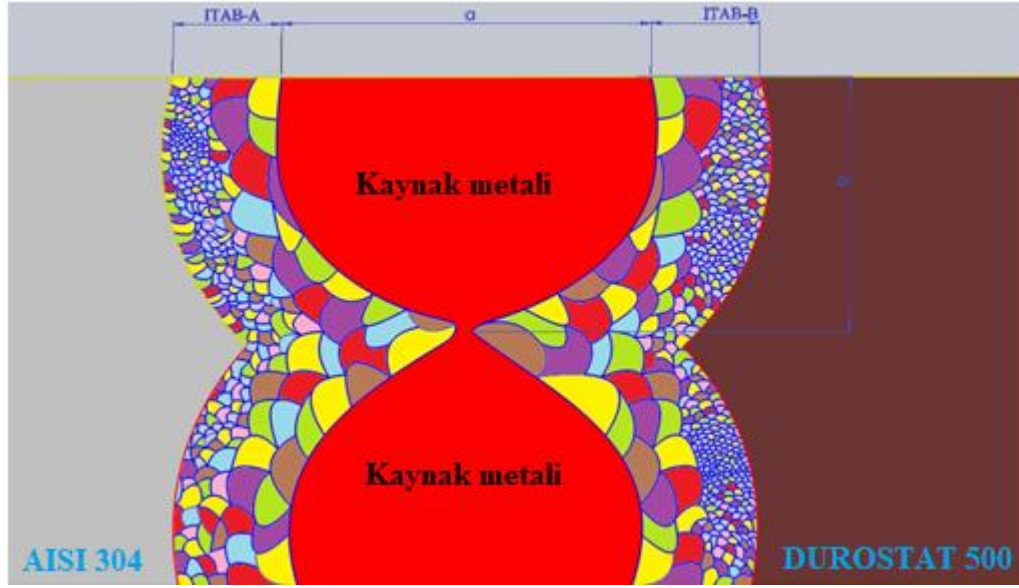
DUROSTAT 500'ün karbon eşdeğerliği aşağıdaki tabloya göre belli bir sınır değer üstünde çıktığı için kaynak işleminden önce gerekli ön tavlama sıcaklığı yapılması, kaynaktan sonra oluşabilecek sıcak çatlama ve gevrek bir yapının meydana gelmesini önlemek için gereklidir. Bunun için DUROSTAT 500 çeliği 250 °C'de ön tavlamaya tabii tutulmuştur. Karbon eşdeğerliği hesaplandıktan sonra bulunan sonuca göre uygulanması gereken tavlama sıcaklığı Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.2 Karbon eşdeğerliği ve ön tav sıcaklıkları

Karbon Eşdeğerliği ($C_{eş}$)	Ön Tavlama Sıcaklığı (°C)
$C_{eş} < 0.45$	Ön tavlamaya gerek yok
0.45-0.60	100-200 °C
$C_{eş} > 0.60$	200-350 °C

4.3. Kaynaklı Birleştirmelerin Arayüzeyinden Alınan Optik Mikroyapı, SEM, EDS, Mapping, EBSD ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi**4.3.1. Numunelerin Optik Mikroyapı Değerlendirmesi**

Farklı kimyasal bileşime sahip AISI 304 ve DUROSTAT 500 çelik çifti birleştirilmiş olduğundan kaynak havuzun sağ tarafında ve sol tarafında farklı yapıların ortaya çıktığı açıktır. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirme yapılırken Şekil 4.3'te verilen tanımlama esas alınarak kaynak havuzu, ITAB-A (kaynak havuzuna bitişik AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafı) ve ITAB-B (kaynak havuzuna bitişik DUROSTAT 500 çelik tarafı) şeklinde adlandırılarak tanımlanmaya çalışılmıştır. Farklı kaynak parametreleri kullanarak kaynak kenar ağızı açmadan ve ilave metal kullanmadan çift taraflı TIG ark kaynak tekniği ile birleştirilen AISI 304/DUROSTAT 500 kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyi üzerinden alınan optik fotoğrafların mikroyapı değerlendirme Resim 4.3'te verilmiştir. Farklı akım şiddetleri (410, 420, 430, 440, 450 ve 460 A), kaynak ilerleme hızı 0.21 m/dak., elektrod çapı 3.2 mm, nozul çapı 8 mm ve koruyucu gaz debisi 8 lt/dak. kullanarak çift taraflı TIG ark kaynak yöntemi ile birleştirilen S1-S6 kaynaklı numunelerin birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapı değişimini gösteren fotoğraflar, Resim 4.5-4.10'da verilmiştir. Elde edilen bu mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, meydana gelen mikroyapısal değişim ile benzerdir.



Şekil 4.3 Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi

Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde kaynak dikişi arayüzeyinde herhangi bir kaynak hatasına (boşluk, gözenek, çatlak) rastlanmadığı ve kaynaklı bağlantının sorunsuz bir şekilde meydana geldiği görülmektedir. Kaynak bölgesinden ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru gidildikçe yüksek ısı girdisi sebebiyle yer yer tane irileşmesinin olduğu görülmektedir. ITAB-A tarafında ana metale doğru giderken tanelerin hadde yönünde dizildiği ve tane sınırlarında krom karbürlerin oluştuğu görülmektedir. Kaynak bölgesindeki yapı, bir östenit matrisinde interdendritik bir ferrit (karanlık) göstermiştir. Dikiş merkezinden esas metale kadar mikroyapı farklılığına göre mikroyapı dört bölüme ayrılabilir: ergime bölgesi, aşırı ısınmış bölge, ince taneli bölge ve kısmen yeniden kristalize olmuş bölgedir. Ergime bölgesi içindeki sıcaklık solidus ve esas metal arasındadır. Bu bölgede sıcaklık, tanelerin aşırı ısınan kaba yapı formlarında bir şekilde büyümesi için uzun süre östenit oluşum sıcaklığının üstündedir. İnce taneli bölgeler, esas metalin yüksek soğutma hızı nedeniyle oluşur. Kısmen yeniden kristalleşme bölgesinde, metalin sadece bir kısmı yeniden kristalize olduğundan bu çeşitli tanecik boyutlarına neden olmuştur. ITAB-A tarafında kaynak geçiş bölgesinin kaynak bölgesinden keskin bir şekilde ayrıldığı ancak ITAB-B tarafında geçiş bölgesinin daha geniş olduğu fotoğraflardan

anlaşılmaktadır. ITAB-B tarafında da yapının sementit+perlit fazlarından oluştuğu açıkça görülmektedir.

Kaynak metali bölgesinde ise Schaeffler diyagramına göre (Ö+M+F(δ)) östenit, östenitik matriste dağılmış olan delta ferrit, lath martenzit fazının hâkim olduğu görülmektedir. Kaynak metalinde bulunan delta-ferrit, kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi, kaynak prosedürü ve kaynak işlemi sırasında ergime havuzuna ısı girişi miktarı gibi önemli parametrelere bağlıdır. AISI 304'ün ITAB'ı, ısı akışının yönü boyunca oryantasyonlu çok büyük tanelerin varlığını gösterir. Normalde, AISI 304 paslanmaz çeliğin mikroyapısı oda sıcaklığında tamamen östenitiktir. Normal kaynak işlemleri sırasında, soğutma hızı o kadar hızlıdır ki ferrit-östenit dönüşümü tamamlanmaz ve bazı delta ferritler katılaşma sonrasında oda sıcaklığında tutulur. Bu nedenle, östenitik paslanmaz kaynak metalindeki son yapı dubleks $\delta + \gamma$ yapıdadır. Bazı çalışmalar, östenitik paslanmaz çelikte belirli bir miktarda tutulmuş δ ferritin kaynaklı yapıdaki sıcak çatlama ve kaynak distorsiyonlarının azaltılmasında yararlı olabileceğini göstermiştir [85]. Tüm kaynak işlemlerinin mikroyapısının sütunlu dendritik kolları içerdiği ve bunların en dik soğutma hızı yönünde büyüdüğü görülmüştür. ITAB'da ve ergime sınırında taneler yüksek ısı girişlerinde iri taneli bir görünüme sahiptir. Yüksek frekans, ayrıca östenitik paslanmaz çeliklerin dendritik kollarının kırılmasına ve daha düzgün bir yapı üretmesine neden olur.

Kaynak işleminde, ferrit yavaş yavaş östenit olarak dönüşür ve kaynak sonrası kaynağın soğutma hızı daha hızlıdır. Bu, ferritin östenite eksik dönüşmesine ve kalan delta ferrit çekirdeklerinde delta ferritin oluşumuna neden olur. Kaynak sonrası hızlı soğutma hızı nedeniyle karbon östenite tam olarak entegre edilemez ve Cr ferrit oluşumunu teşvik eder. Bu nedenle kaynakta az miktarda ferrit dağılır. Difüzyonunun ilk aşamasında karbon, yüksek karbon içeriğine sahip DUROSTAT 500 çeliğinin kaynak alanından dışarıya doğru yayılır.

Paslanmaz çelikler, C'ye karşı güçlü afiniteye sahip çok sayıda krom elementi içerir, bu da karbonun, kromun affinitesi altında kaynağın difüzyonuna ve kaynak tarafında C-Cr bileşiklerinin üretilmesine neden olur. Sonuç olarak, kaynaklı birleştirmenin performansı üzerine belirli bir etkiye sahip olan bir göç ve difüzyon periyodundan sonra, dekarburizasyon bölgesinin DOROSTAT 500 tarafında ergime

hattının yakınında üretileceği ve karbon elementinin kaynak tarafında sürekli olarak zenginleştirildiği ve sonunda karbonu artmış bir bölge üretildiği saptanmıştır.

ITAB-B tarafıyla DUROSTAT 500 tarafındaki ana metal bölge arasında belirgin bir fark yoktur. Paslanmaz çelik tarafındaki mikroyapılardaki bu farklılıklar, keskin termal gradyanlar nedeniyle ortaya çıkar. Bunun nedeni paslanmaz çeliğin düşük termal yayılmasındandır. Termal gradyanın keskinliği veya dikliği, termal yayılma özelliğine göre belirlenir. Daha düşük termal difüzyon hızı, daha dik termal gradyandır. DUROSTAT 500 ve paslanmaz çeliğin bildirilen termal farklılıklar sırasıyla 17 ve 15 W/m.K'dır. TIG kaynağında, kaynak havuzu dardır ve arkın enerjisi kaynak havuzunun ısısında çok yüksek bir artışa neden olmaktadır. Bu nedenle, delta ferrit-östenit faz dönüşümü sırasında östenit tanelerinin çekirdekleri, kritik sıcaklıktayken ITAB'da daha uzun bir süre için düzlemsel ara yüzeyin ilerlemesiyle büyür. TIG kaynağında, kaynak havuzu daha derindir ve ergimiş metalin hacmi daha büyüktür. Bu nedenle ark enerjisi kaynak havuzunu aynı derecede ısıtmaz ve ITAB daha hızlı soğuyabilir.

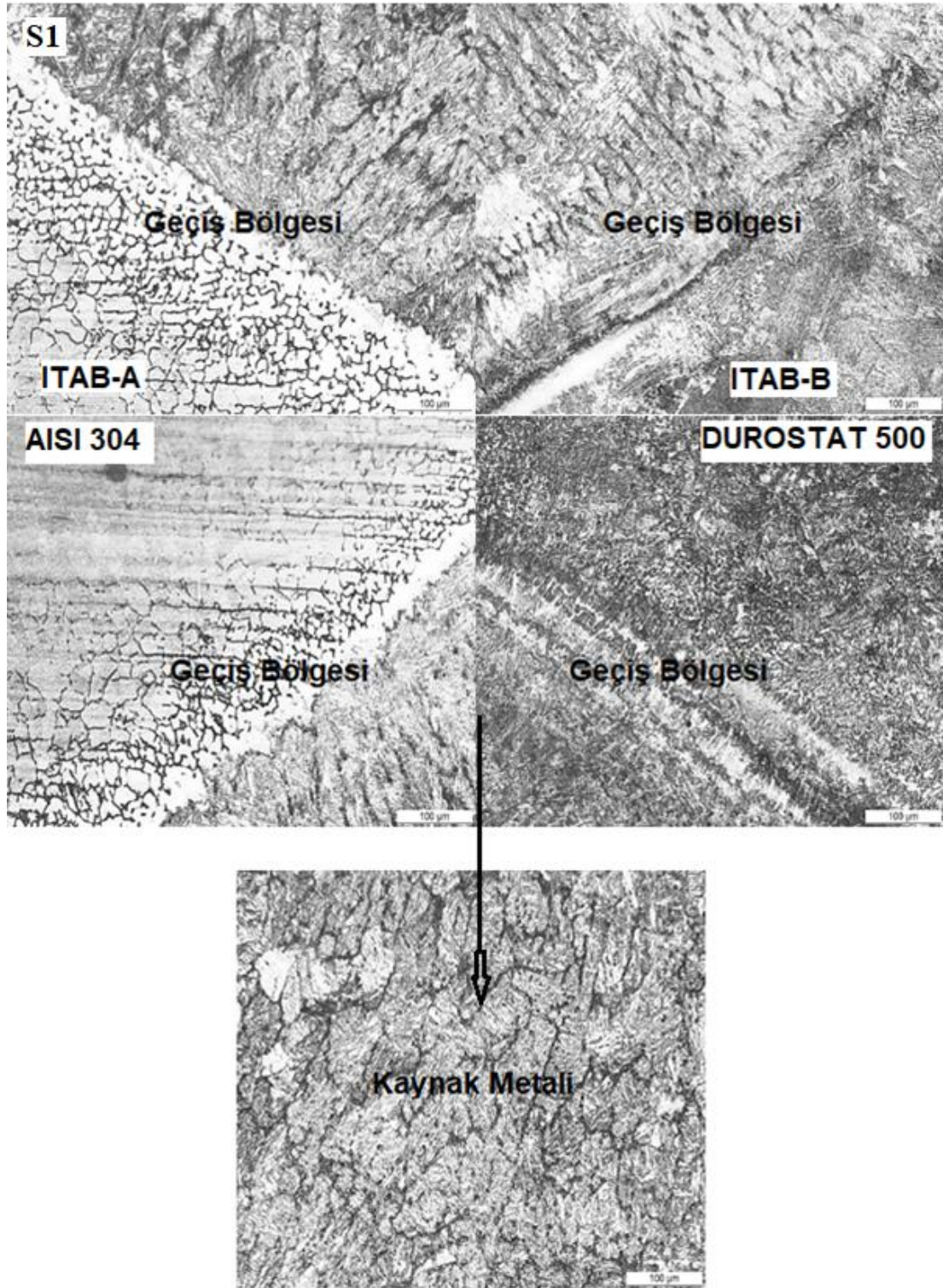
Resim 4.5-4.7'deki S1-S3 numunelerinin mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde ITAB-A ve ITAB-B tarafı geçiş bölgelerinin net bir şekilde bir çizgi şeklinde kaynak bölgesinden ayrıldığı görülmektedir. Bu numunede karşılıklı çekilen dikişlerin birbirine tam nüfuziyet sağlamadığı resimden de görülmektedir. Dolayısıyla istediğimiz kum saati profilinin oluşmadığı tespit edilmiştir. Bu da istediğimiz profili elde etmede S1-S3 numuneleri için kullandığımız akım gücünün yetersiz olduğunu göstermiştir. Bütün numunelerde, dikişin hemen yanında AISI 304 tarafında yoğun karbürü bir bölgenin oluştuğu görülmektedir. Bu karbürler tane sınırı karbürleri olup CrxCy formülüne göre oluşan karbürlerdir. Karbürü yoğun olan bölgenin hemen yanında östenit taneleri bir miktar irileşmiştir.

Resim 4.8-4.10'daki S4, S5 ve S6 numunelerinde ise kaynak havuzunun ITAB-A tarafının daha geniş olduğu ve kaynak bölgesi ile ITAB bölgeleri arasında ince bir çizgi hattı ile birbirinden ayrıldığı görülmektedir ancak ITAB-B tarafının kaynak bölgesi genişliğinin diğer tarafa göre daha dar olduğu ve geçiş bölgesinin tam belirgin olduğu tespit edilmiştir. ITAB-A tarafındaki geçiş bölgesinde tane sınırlarında krom karbürlerin varlığı çok net olarak görüntülenmiştir. Ayrıca yine aynı tarafta tanelerin

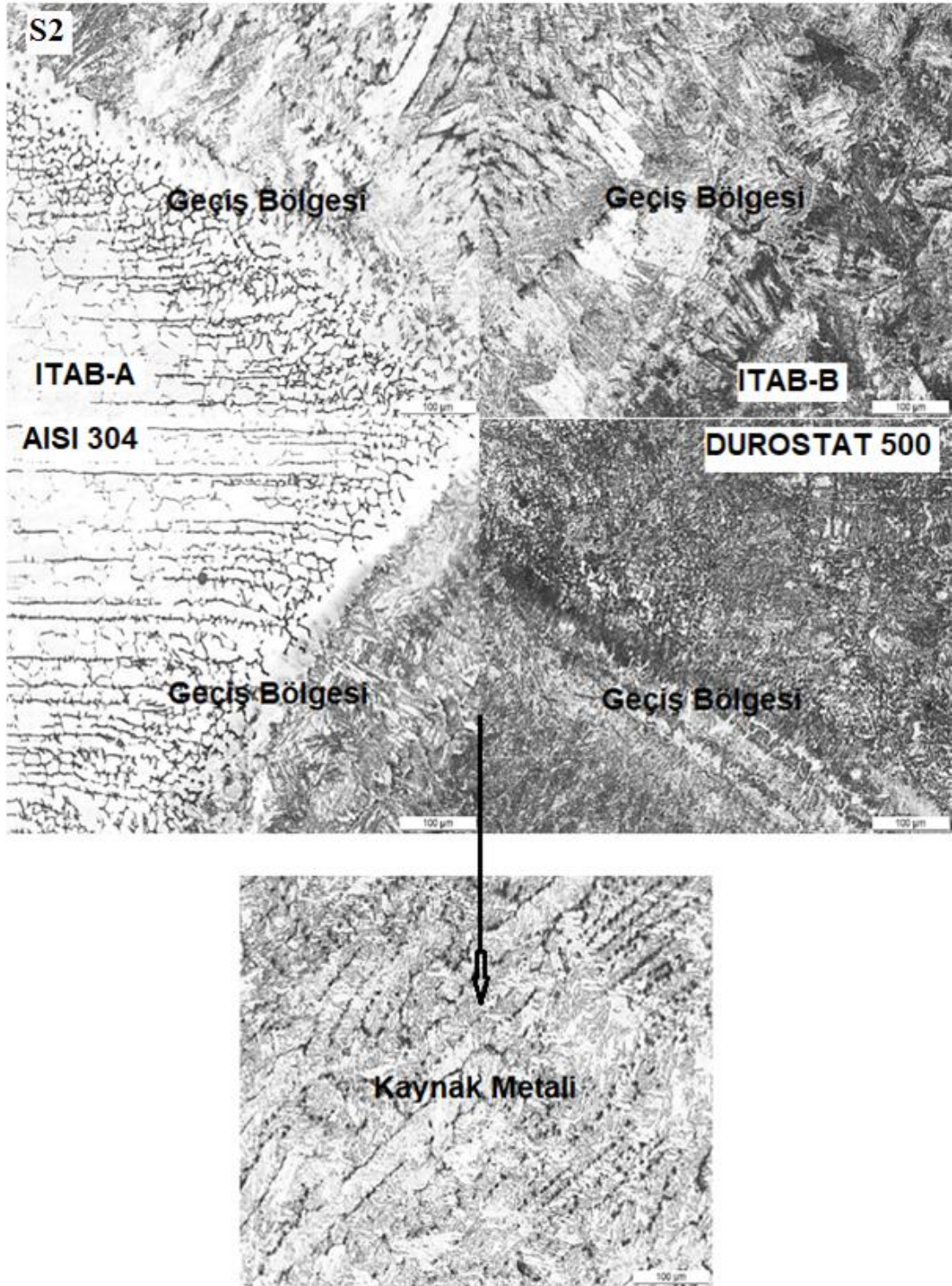
hadde yönünün çok net bir şekilde ortaya çıktığı tespit edilmiştir. ITAB-A tarafının kaynak dikiş uçlarının ITAB-B tarafına göre birbirine daha yakın olduğu görülmektedir ki bunun sebebinin de malzemelerin farklı ısı iletkenliklerinden kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. S4 ve S5 numunelerinin kaynak dikiş nüfuziyetleri arasındaki mesafelerinin her iki numunede de birbirine yakın olduğu görülmektedir. S6 numunesinin bütün bölgelerinde geçiş bölgeleri net olarak fark edilmektedir. Bu numunede ITAB-A tarafında geçiş bölgesinden ana malzemeye doğru tane sınırlarındaki krom karbürlerin ilk iki numuneye göre daha da arttığı tespit edilmiştir. Akım değerinin yükselmesi sonucu malzemeye giren ısı girdisinin fazla olması sebebiyle krom karbürlerin yoğunluğu artmıştır. Bu numunenin ITAB-B tarafında ise ince perlit ve ferrit fazların yoğun olduğu görülmüştür. S4 numunesi ile S5 numunesi karşılaştırıldığında S5 numunesinin kaynak dikişlerinin alttan ve üstten biraz daha birbirine yaklaştığı görülmektedir. Bu numunenin kaynak bölgesi de önceki numuneler gibi yoğun bir ferrit ve beynit fazlarından oluştuğu gözlemlenmiştir. Ayrıca S4 ve S5 numunelerinin kaynak bölgesinde yer yer martenzit fazının varlığına rastlanmıştır. S5 numunesinde bir önceki numuneye göre ITAB-A tarafında geçiş bölgesinin daha da genişlediği tespit edilmiştir.

S4, S5 ve S6 numunelerine ait ITAB-A tarafının geçiş bölgesinin artan akıma paralel olarak sürekli olarak genişlediği ayrıca bu taraftaki ana malzemeye ait tanelerin hadde yönünde dizildiği net olarak görülmektedir. ITAB- B tarafının her iki numunede de ince perlit oranının sürekli arttığı görülmüştür. Ayrıca, ITAB-B tarafındaki kaynak bölgesinin martenzit oranının daha da arttığı tespit edilmiştir. Bunun sebebi ise artan akım şiddeti sonucu malzemeye giren ısı girdisinin artmasıyla beraber katılma esnasında çok hızlı soğuma gerçekleşmesi ile bu fazın meydana geldiği sonucuna varılmıştır.

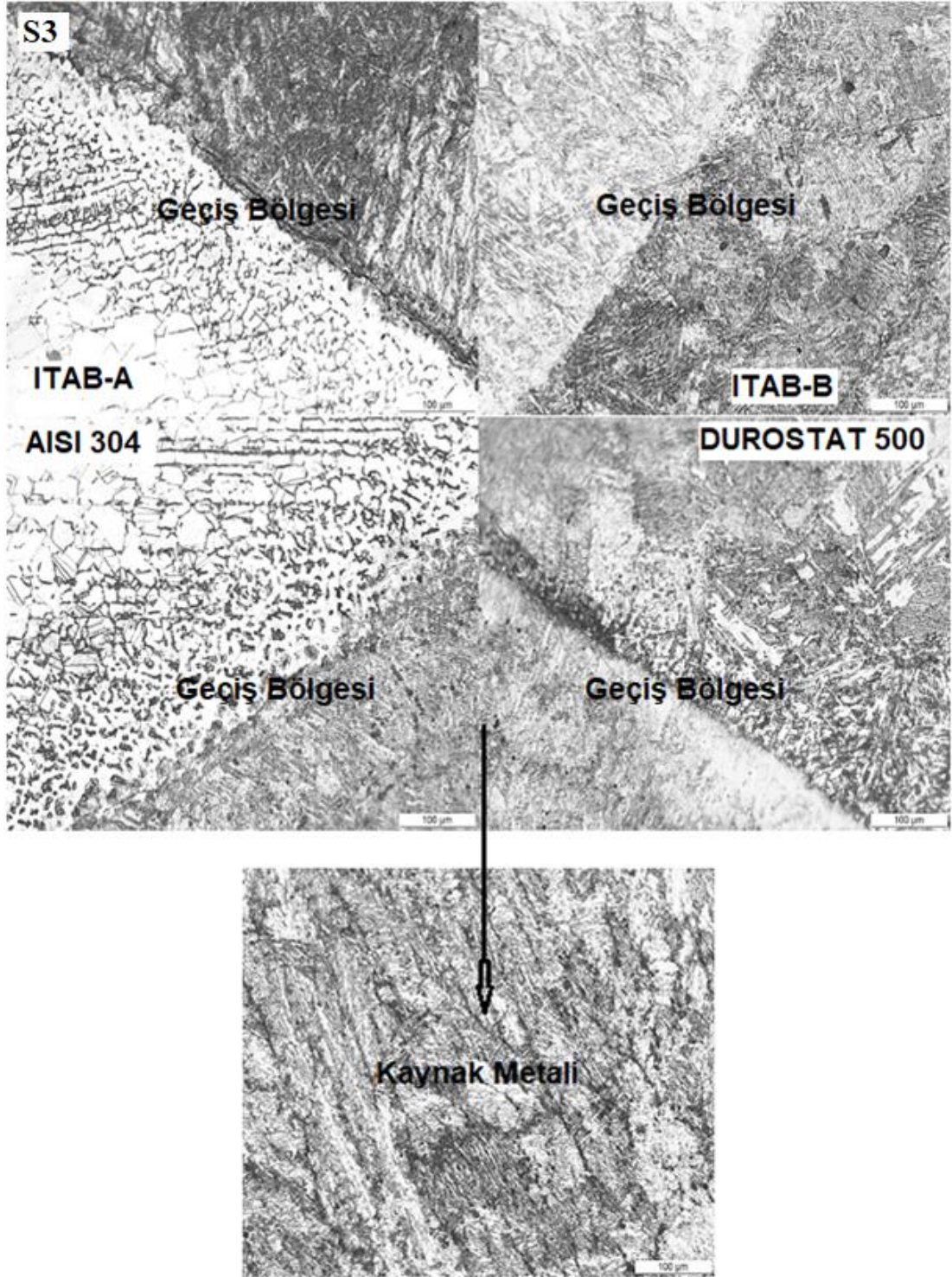
Genel olarak kaynak dikişleri değerlendirildiğinde artan akıma paralel olarak ısı girdisinin artması sonucu hem kaynak dikiş genişlikleri hem de nüfuziyetin arttığı kaydedilmiştir. Karşılıklı çekilen kaynak dikişleri arasındaki mesafenin giderek azaldığı ve en uygun kaynak akımına ulaştığında ise dikişlerin birbirine tam temas ederek birleşmenin gerçekleştiği görülmüştür. Artan akıma bağlı olarak ITAB-A tarafının sürekli olarak genişlediği görülmüştür.



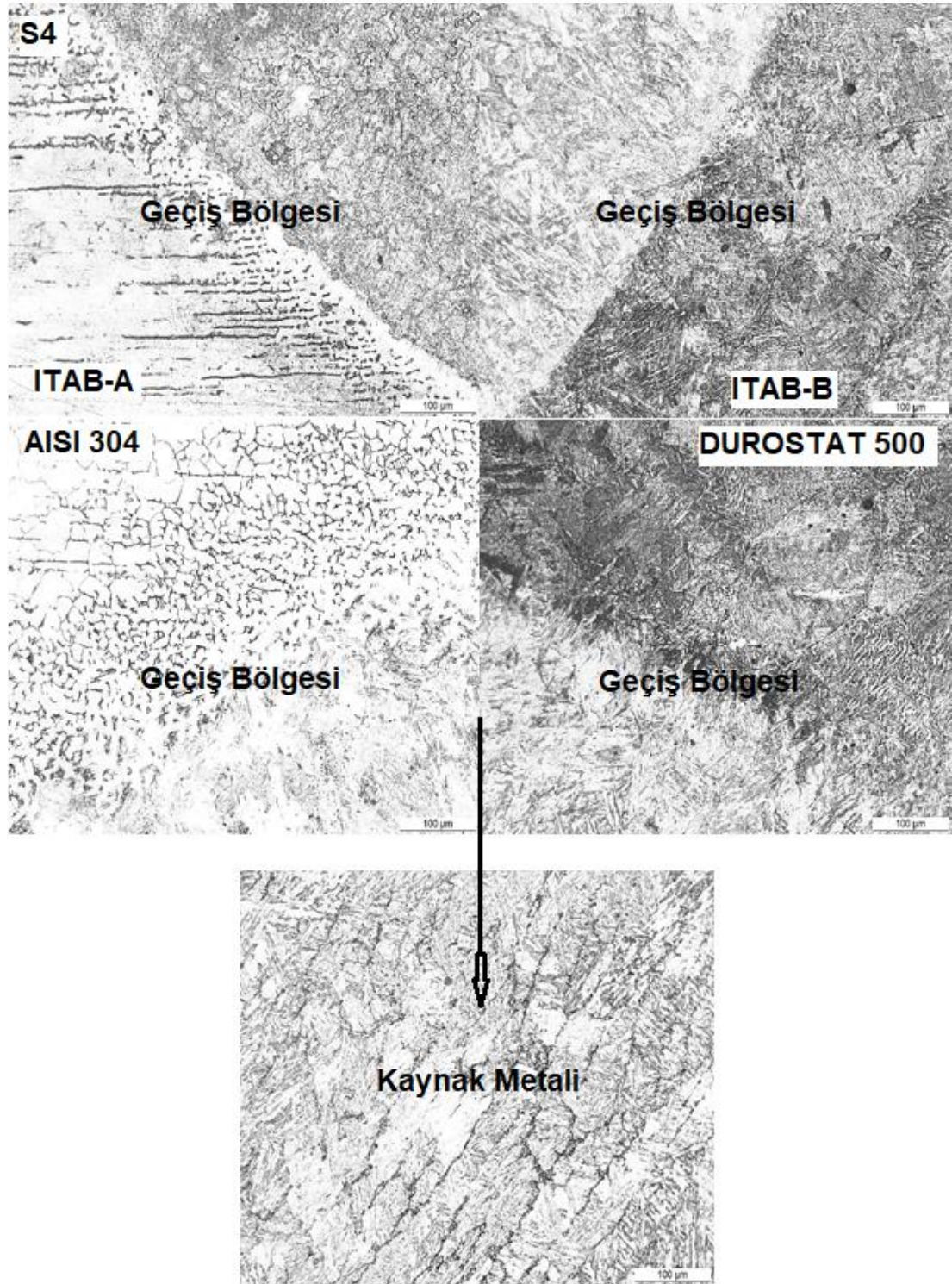
Resim 4.5 S1 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü



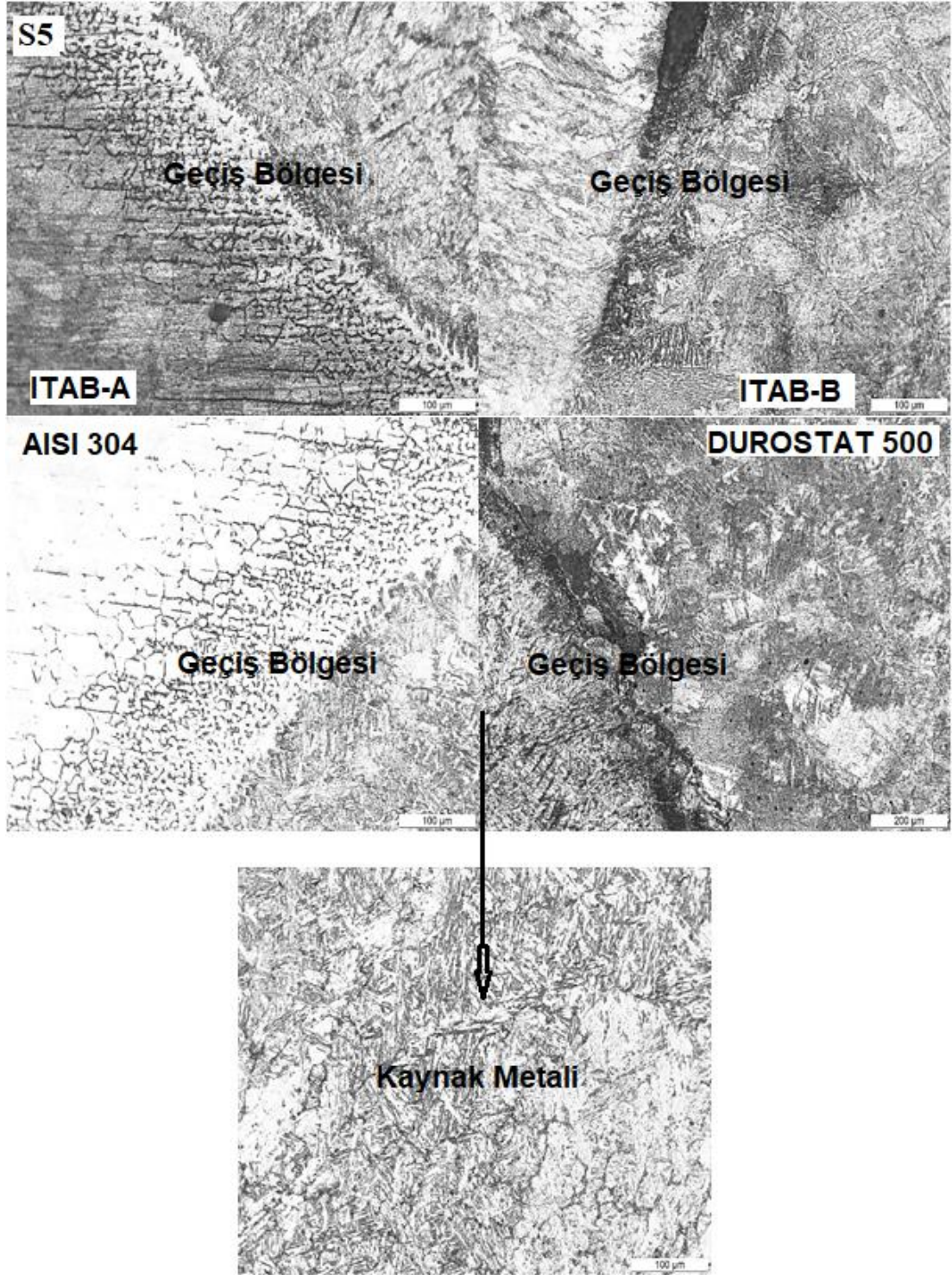
Resim 4.6 S2 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü



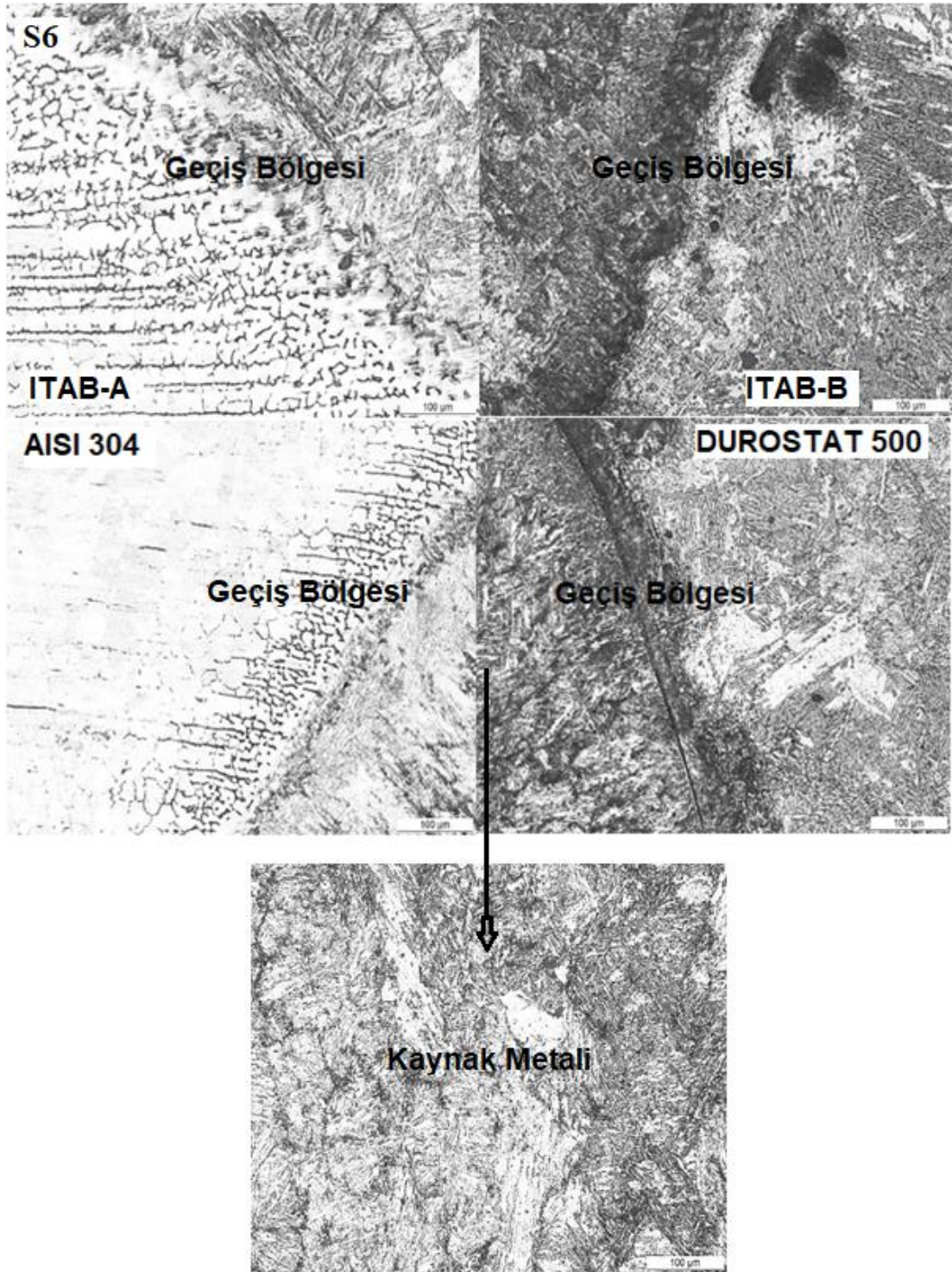
Resim 4.7 S3 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü



Resim 4.8 S4 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü



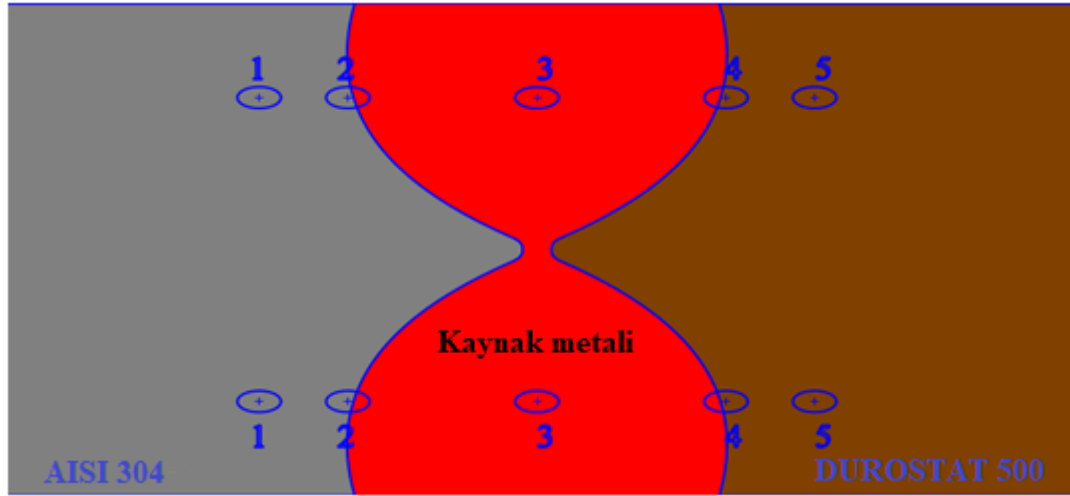
Resim 4.9 S5 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü



Resim 4.10 S6 numunesinin kaynaklı birleştirme arayüzeyinden alınan optik mikroyapı görüntüsü

4.3.2. EDS Analiz Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 4.4'te gösterilen AISI 304 ve DUROSTAT 500 çeliğinin kaynaklı birleştirmesinde Demir, Krom, Manganez, Nikel, Karbon ve Silisyum kaynak metalinde ve esas metalde öne çıkan elementlerdir.



Şekil 4.4 Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan EDS analiz noktalarını gösterir çizimi

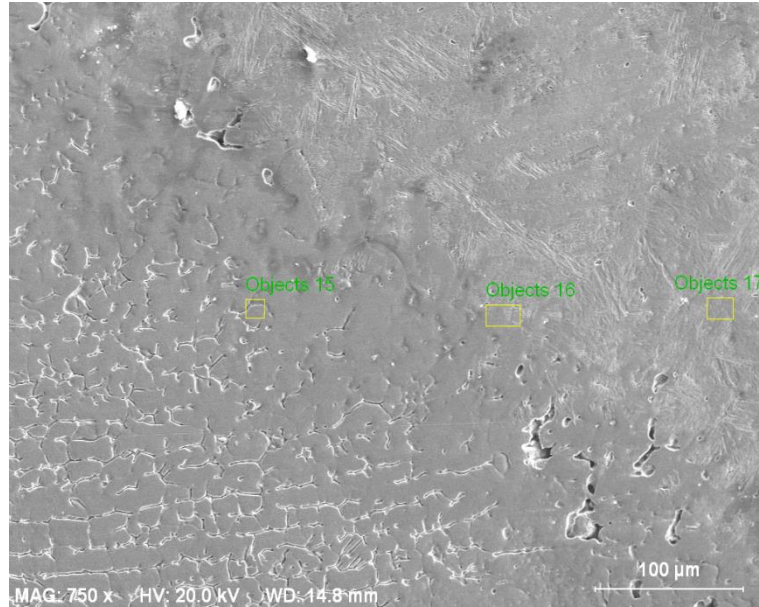
Difüzyon işleminde, karbonun katı metal ve sıvı metal içindeki çözünürlüğü çok farklıdır. Düşük alaşımlı çelik ve kaynak havuzu kristalizasyon işlemi sırasında birbirleriyle temas ettiğinde difüzyon koşulları kaynak havuzu alanının çevresinde oluşturulur. C'nun DUROSTAT ve paslanmaz çelik kaynaklardaki çözünürlüğü farklı olduğu için, yüksek karbon içeriğine sahip DUROSTAT 500 çeliğindeki karbon atomları esas malzemeden daha düşük karbon içerikli paslanmaz çeliğe difüze olacaktır. Aynı zamanda, AISI 304 çeliğindeki karbürlerin paslanmaz çelik kaynağın kenarına difüzyonu ve kaynağın yanında krom karbür oluşumu eşlik edecektir. Bu da kaynak ergime hattında daha kararlı karbürler üretecektir. Aynı zamanda, DUROSTAT 500 çeliğindeki karbürlerin AISI 304 kenarına difüzyonu da krom karbür oluşumu eşlik edecektir.

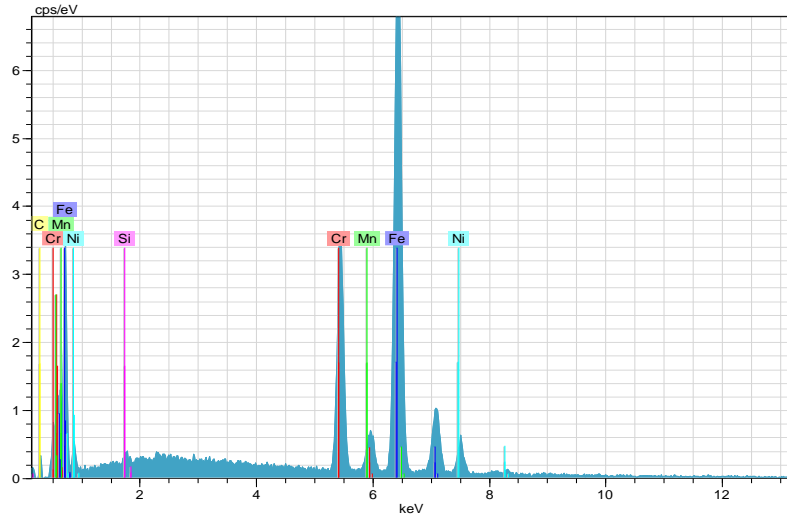
EDS sonuçlarına göre, S1 numunesinin AISI 304'ün ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri: Fe %61.33, Cr

%19.34, Ni %6.40, C %3.93; ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri: Fe %66.36, Cr %14.70, Ni %6.24, C %3.56 olarak bulunmuştur. Sıcaklık difüzyon için bir itici güç olduğundan difüzyonun daha fazla ve daha kolay olması beklenmektedir. Bu durumu EDS analizleri de doğrulamaktadır. Kaynaklı birleştirmelerin EDS sonuçlarından Fe, Cr, C, Mn, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Bu, açıkça AISI 304'ten bir göç olduğunu gösterir. Kaynak bölgesinde ve ana metalde bulunan Cr bileşeni sırasıyla %14.70 ve %19.34 olarak bulundu. Bu nedenle, Cr'nin kaynak bölgesinden AISI 304 tarafına daha az hareket etme olasılığı vardır. Kaynak bölgesinde %6.24, esas metalde %6.40 oranında görülen diğer bir bileşen Nikel ise daha az göç göstermiştir. ITAB-AISI 304 ve esas metal AISI 304 %14.70'idi. Sırasıyla %19.34 Cr'nin zenginleştirildiğini gösterir. DUROSTAT 500 ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri: Fe %79.23, Mn %10.68, C %8.56, Ni %0.62; ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri: Fe %70.69, Mn %9.57, C %17.63, Ni %0.78 olarak bulundu. Bu, Fe'nin DUROSTAT 500'den kaynak tarafına geçtiğini açıkça gösterdi. Kaynak bölgesindeki C miktarının %8.56 olduğu bulundu. Bu da C'nun DUROSTAT 500 tarafına geçişini açıkça gösterdi. TIG kaynağında bir miktar Fe ve C DUROSTAT 500'den kaynak bölgesine taşınmıştır. Benzer şekilde, Cr'da AISI 304'ten kaynak bölgesine difuze olmuştur. Isı girişi dendrit boyutunu arttırdıkça ve kaynak metalindeki dendritik boşlukları ve boyutları da artar. Bu dendrit boyutundaki değişikliğe, yüksek ısı girişi sebep olur. Kaynak metalinde dik termik gradyanların oluşması soğutma oranının nispeten daha yüksek olması ile ilişkilendirilebilir. Bu da dendritlerin büyümesi için daha az zamana izin verirken yüksek ısı girişinde soğutma hızı yavaştır ve bu da dendritlerin ergime bölgesine daha uzağa büyümesi için yeterli zaman sağlar. δ -Fe miktarının kaynak işlemi sırasında yaşanan ısı girişinin bir işlevi olduğu bildirilmiştir. Soğutma hızı arttıkça kaynaklardaki δ -Fe içeriği de artar [10].

Delta-ferritin varlığı, sünekliği ve potansiyel olarak tokluğu azaltır. Ayrıca, östenit / ferrit sınırları Cr_3C_2 tipi karbürlerin çökmesi için tercih edilen bölgelerdir ve paslanmaz çeliklerde gevrekleştirici bir etki yapmaktadır. Literatüre dayanarak sigma fazı, nominal olarak Fe-Cr, sert ve kırılıgandır ve büyük hacimli fraksiyonlarda

ortaya çıkar. Tokluğu ve sünekliği önemli ölçüde azaltabilir. Tamamen östenitik bir mikroyapıda, sigma çökeltileri nispeten durgundur ve normalde uzun zamanlara ve daha yüksek sıcaklıklara ihtiyaç duyar. Oluşum aralığı 600-900 °C'dir ve hızlı bir şekilde ferrit / östenit arayüzeyinde oluşur. Sigma fazı (tetragonal Fe-Ni-Cr-Mo fazı) ve karbürler, östenitik çeliklerde oluşabilir. Daha yüksek Cr içeriği sadece daha yüksek miktarlarda karbürle sonuçlanmaz, aynı zamanda sigma faz oluşumunu destekler. Karbür oluşumu için ana bileşim faktörü karbon içeriğidir. Östenitik paslanmaz çeliklerde en yaygın olarak gözlenen karbür tipi olan MC tipi karbürlerdir ve korozyon direncini güçlü bir şekilde etkiler ve en hızlı çökme oranı 650-700 °C'de gerçekleşirken 500-900 °C sıcaklıktaki tane sınırları boyunca çok hızlı bir şekilde çöker [84]. XRD incelemelerine dayanarak kaynak numunelerinin kaynak metali içerisinde karbürler tespit edilmiştir. Bununla birlikte, yüksek karbür miktarı yüksek krom ve karbon içeriği nedeniyle tespit edildi. Üniform olmayan dağılımlı kaynak metali içindeki diğer parçaların yerine daha yüksek yoğunlukta oluşturulmuş sınırlar boyunca karbürlerin oluştuğu karbürleşmiş bölgenin oluşması difüzyonun bir sonucudur.

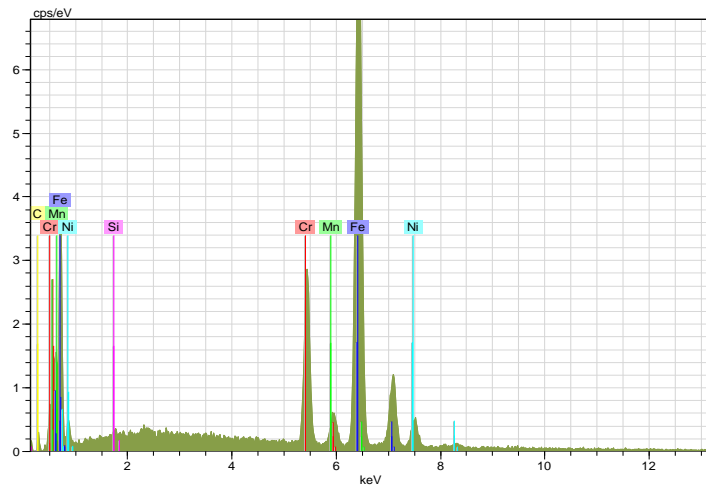




Şekil 4.5 S1 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 1. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.3 S1 numunesinin sol üst 1. nokta EDS analiz değerleri

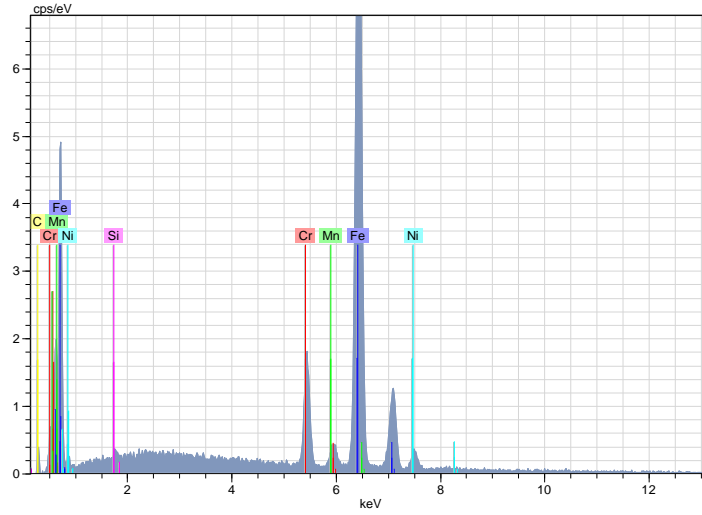
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	63.17	64.22	61.33	1.7
Cr	24	K-series	18.54	18.85	19.34	0.6
Mn	25	K-series	8.58	8.72	8.47	0.3
Ni	28	K-series	6.93	7.05	6.40	0.3
C	6	K-series	0.87	0.88	3.93	0.3
Si	14	K-series	0.28	0.28	0.53	0.0
Total			98.37	100.00	100.00	



Şekil 4.6 S1 numunesinin sol üst 2. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.4 S1 numunesinin sol üst 2. nokta EDS analiz değerleri

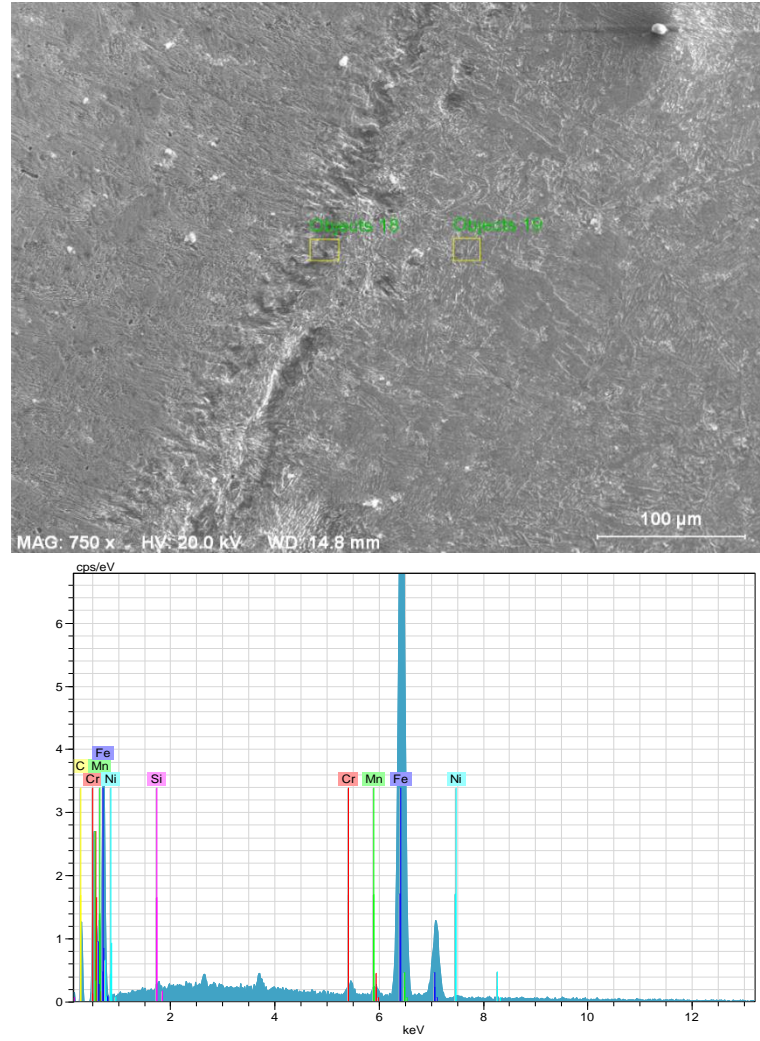
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	66.04	69.03	66.36	1.8
Cr	24	K-series	13.62	14.23	14.70	0.4
Mn	25	K-series	8.48	8.87	8.66	0.3
Ni	28	K-series	6.53	6.82	6.24	0.3
C	6	K-series	0.76	0.80	3.56	0.3
Si	14	K-series	0.24	0.25	0.48	0.0
Total			95.67	100.00	100.00	



Şekil 4.7 S1 numunesinin sol üst 3. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.5 S1 numunesinin sol üst 3. nokta EDS analiz değerleri

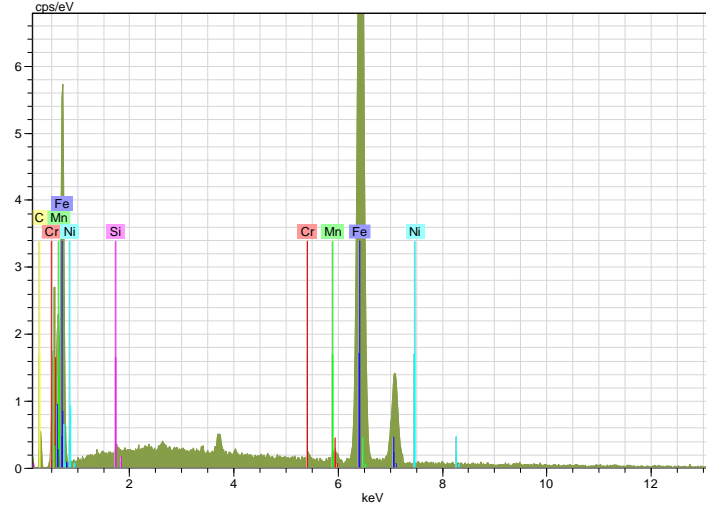
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	73.37	76.12	72.44	2.0
Mn	25	K-series	9.63	9.99	9.66	0.4
Cr	24	K-series	7.86	8.15	8.33	0.3
Ni	28	K-series	4.16	4.31	3.90	0.2
C	6	K-series	1.13	1.17	5.18	0.4
Si	14	K-series	0.24	0.24	0.25	0.0
Total			96.38	100.00	100.00	



Şekil 4.8 S1 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 4. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.6 S1 numunesinin sağ üst 4. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	81.63	82.40	70.69	2.2
Mn	25	K-series	10.87	10.97	9.57	0.4
C	6	K-series	4.38	4.42	17.63	0.9
Cr	24	K-series	1.03	1.03	0.95	0.1
Ni	28	K-series	0.95	0.96	0.78	0.1
Si	14	K-series	0.21	0.22	0.37	0.0
Total			99.07	100.00	100.00	

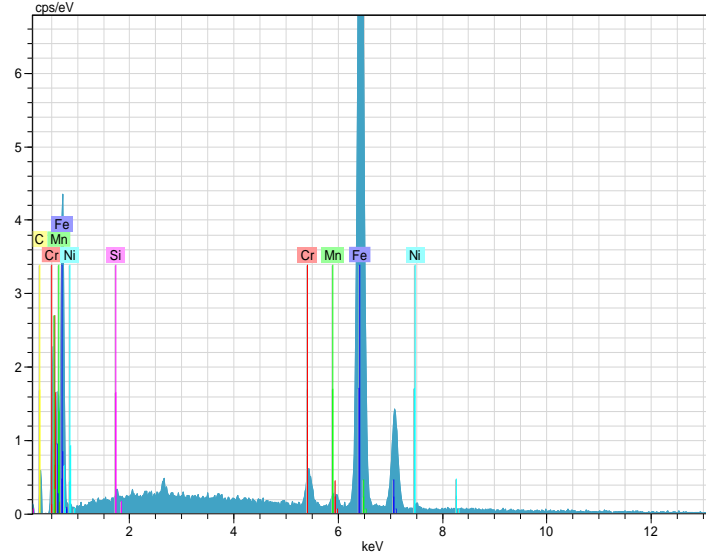


Şekil 4.9 S1 numunesinin sağ üst 5. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.7 S1 numunesinin sağ üst 5. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	80.36	85.28	79.23	2.2
Mn	25	K-series	10.65	11.30	10.68	0.4
C	6	K-series	1.87	1.98	8.56	0.5
Ni	28	K-series	0.66	0.70	0.62	0.1
Cr	24	K-series	0.49	0.52	0.52	0.1
Si	14	K-series	0.20	0.22	0.40	0.0
Total			94.24	100.00	100.00	

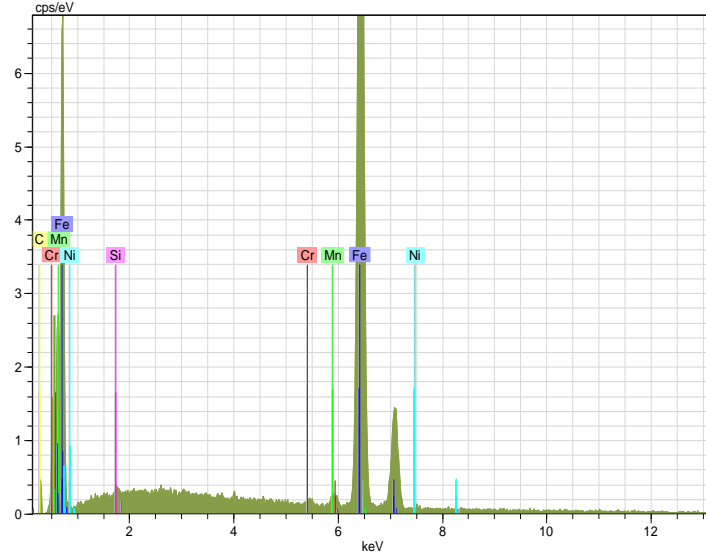




Şekil 4.10 S1 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 6. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.8 S1 numunesinin sağ alt 6. nokta EDS analiz değerleri

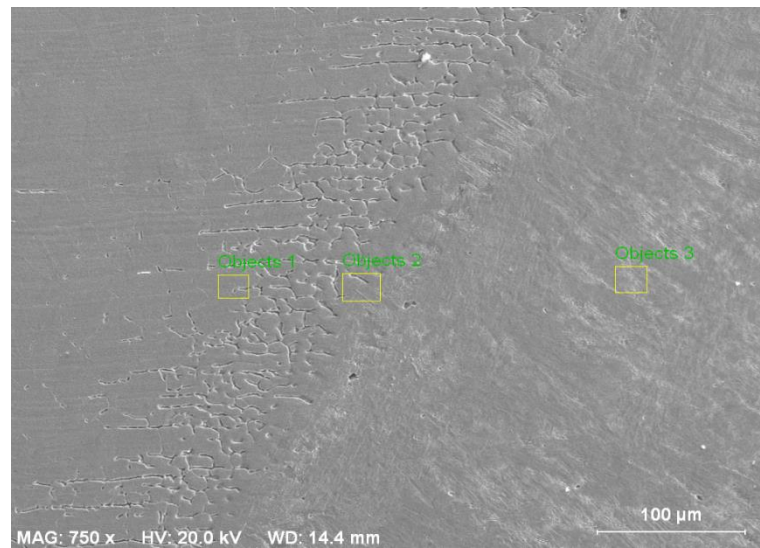
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	84.10	82.88	77.97	2.3
Mn	25	K-series	11.76	11.59	11.09	0.4
Cr	24	K-series	2.42	2.38	2.41	0.1
C	6	K-series	1.62	1.60	6.99	0.5
Ni	28	K-series	1.41	1.39	1.24	0.1
Si	14	K-series	0.17	0.17	0.31	0.0
Total			101.48	100.00	100.00	

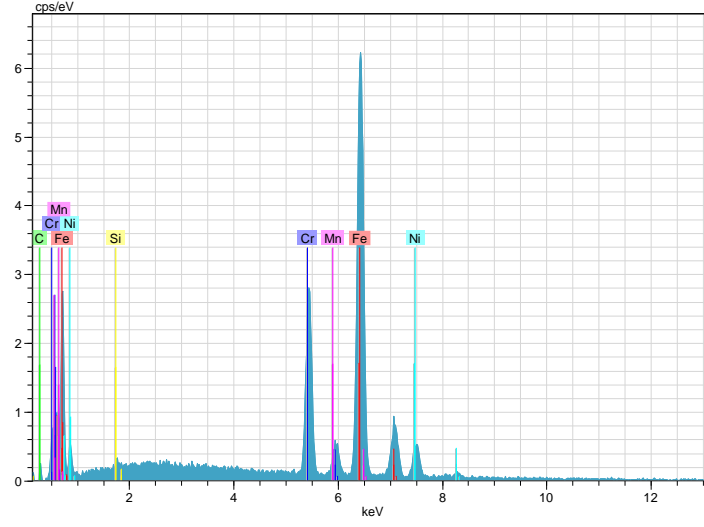


Şekil 4.11 S1 numunesinin sağ alt 7. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.9 S1 numunesinin sağ alt 7. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	81.21	85.69	81.13	2.2
Mn	25	K-series	10.80	11.39	10.96	0.4
C	6	K-series	1.32	1.39	6.12	0.4
Ni	28	K-series	0.71	0.75	0.67	0.1
Cr	24	K-series	0.39	0.41	0.42	0.1
Si	14	K-series	0.35	0.37	0.69	0.1
Total			94.78	100.00	100.00	

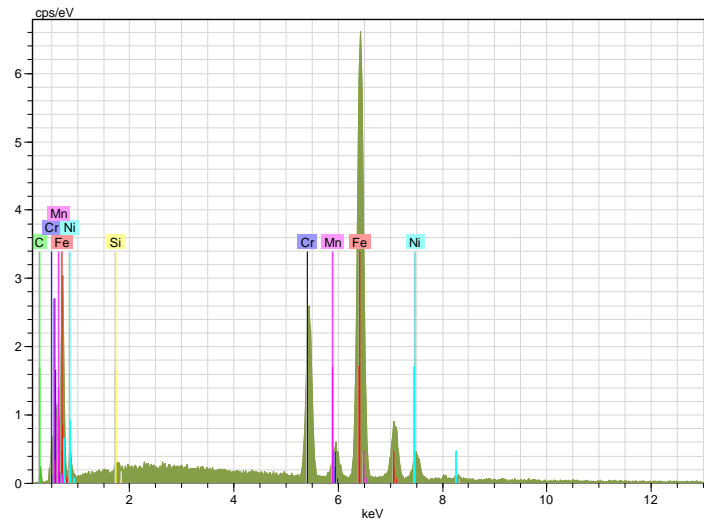




Şekil 4.12 S1 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 8. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.10 S1 numunesinin sol alt 8. nokta EDS analiz değerleri

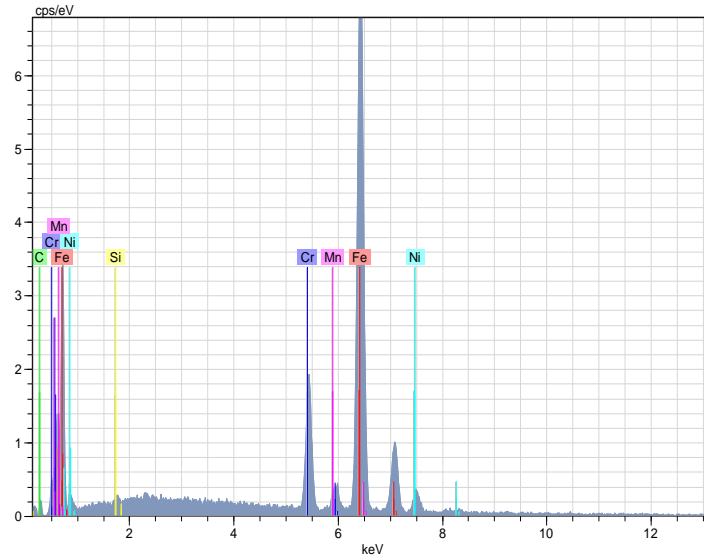
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	62.13	64.61	62.23	1.7
Cr	24	K-series	17.76	18.47	19.11	0.5
Ni	28	K-series	8.92	9.28	8.50	0.3
Mn	25	K-series	6.39	6.65	6.51	0.3
C	6	K-series	0.66	0.68	3.06	0.3
Si	14	K-series	0.29	0.30	0.58	0.1
Total			96.16	100.00	100.00	



Şekil 4.13 S1 numunesinin sol alt 9. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.11 S1 numunesinin sol alt 9. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	65.29	67.47	64.78	1.8
Cr	24	K-series	15.85	16.38	16.89	0.5
Ni	28	K-series	7.65	7.90	7.22	0.3
Mn	25	K-series	6.90	7.13	6.96	0.3
C	6	K-series	0.76	0.79	3.53	0.3
Si	14	K-series	0.31	0.32	0.62	0.1
Total			96.76	100.00	100.00	

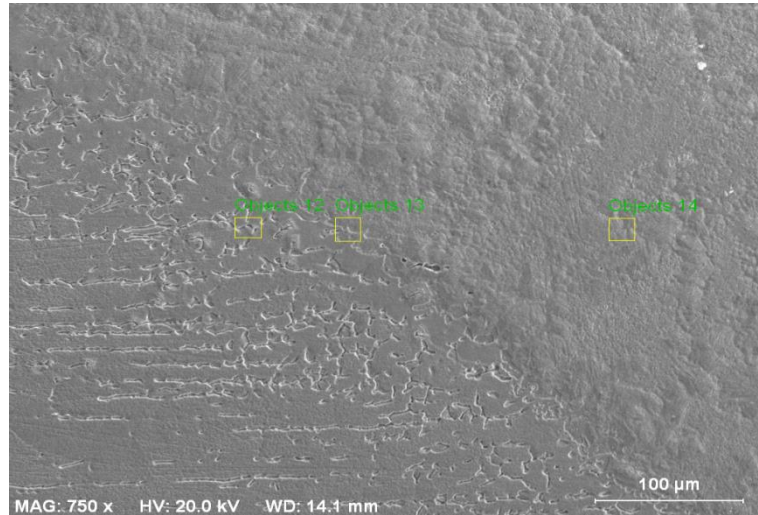


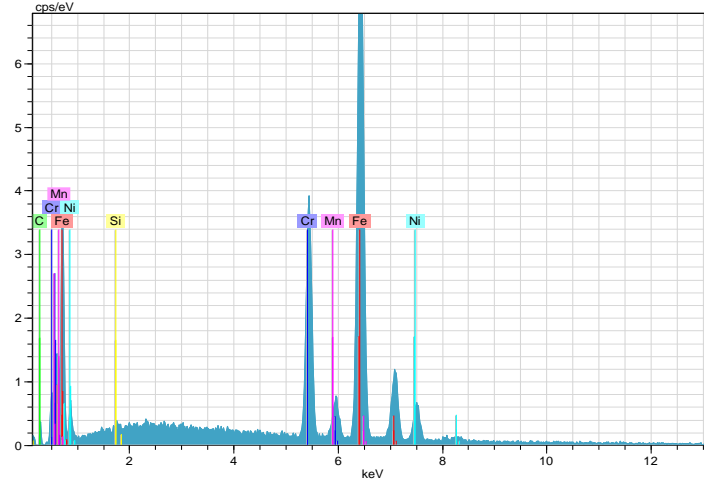
Şekil 4.14 S1 numunesinin sol alt 10. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.12 S1 numunesinin sol alt 10. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	73.38	75.00	72.24	2.0
Cr	24	K-series	10.85	11.09	11.47	0.4
Mn	25	K-series	7.13	7.29	7.14	0.3
Ni	28	K-series	5.43	5.55	5.09	0.2
C	6	K-series	0.77	0.79	3.54	0.3
Si	14	K-series	0.27	0.28	0.53	0.1
Total			97.84	100.00	100.00	

EDS sonuçlarına göre S2 numunesinin, AISI 304'ün ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %61.36, Cr %18.80, Ni %7.73, C %2.82 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %63.94, Cr %16.68, Ni %6.84, C %2.89 olarak bulunduğunu göstermiştir. Sıcaklık difüzyon için bir itici güç olduğundan dolayı difüzyonun daha fazla ve daha kolay olması beklenmektedir. Kaynaklı birleştirmelerin EDS sonuçlarından Fe, Cr, C, Mn, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu açıkça, AISI 304'ten bir göç olduğunu gösterir. Kaynak bölgesinde ve ana metalde bulunan Cr bileşeni sırasıyla %16.68 ve %18.80 olarak bulundu. Bu nedenle, Cr'nin kaynak bölgesinden AISI 304 tarafına daha az hareket etme olasılığı vardır. Kaynak bölgesinde %6.84, esas metalde %7.73 oranında görülen diğer bir bileşen Nikel ise daha az göç göstermiştir. ITAB-AISI 304 ve esas metal AISI 304'teki krom oranları sırasıyla %16.68, %18.80'di bu da Cr'nin zenginleştirildiğini gösterir. DUROSTAT 500 ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %82.70, Mn %11.41, C %0.65, Ni %0.71 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %74.04, Mn %9.43, C %8.90, Ni %1.99 olarak bulundu. Bu, Fe'nin DUROSTAT 500'den kaynak tarafına geçtiğini açıkça gösterdi. Kaynak bölgesindeki C miktarının %8.90 olduğu bulundu, bu da C'nun DUROSTAT 500 tarafına geçişini açıkça gösterdi. TIG kaynağında bir miktar Fe DUROSTAT 500'den kaynak bölgesine taşınmıştır.

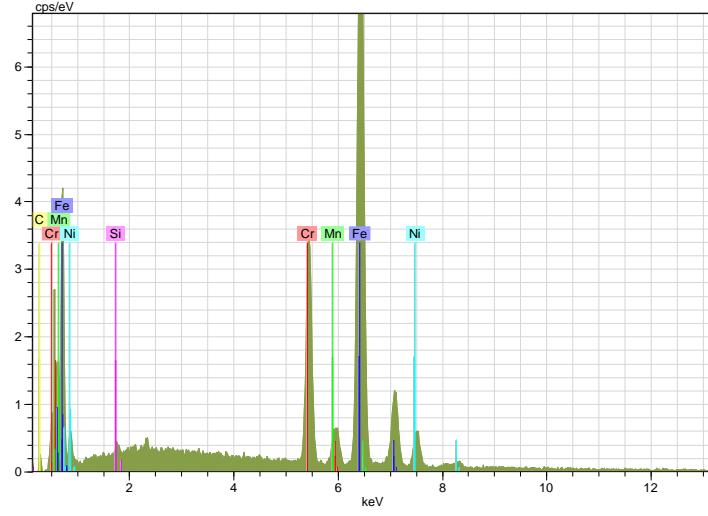




Şekil 4.15 S2 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 11. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.13 S2 numunesinin sol üst 11. nokta EDS analiz değerleri

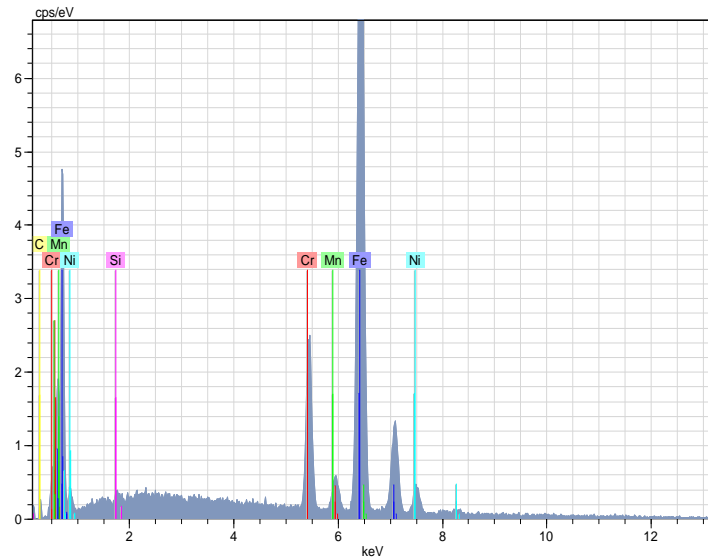
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	61.68	63.59	61.36	1.7
Cr	24	K-series	17.60	18.14	18.80	0.5
Mn	25	K-series	8.70	8.97	8.80	0.3
Ni	28	K-series	8.16	8.42	7.73	0.3
C	6	K-series	0.61	0.63	2.82	0.2
Si	14	K-series	0.25	0.26	0.49	0.0
Total			97.00	100.00	100.00	



Şekil 4.16 S2 numunesinin sol üst 12. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.14 S2 numunesinin sol üst 12. nokta EDS analiz değerleri

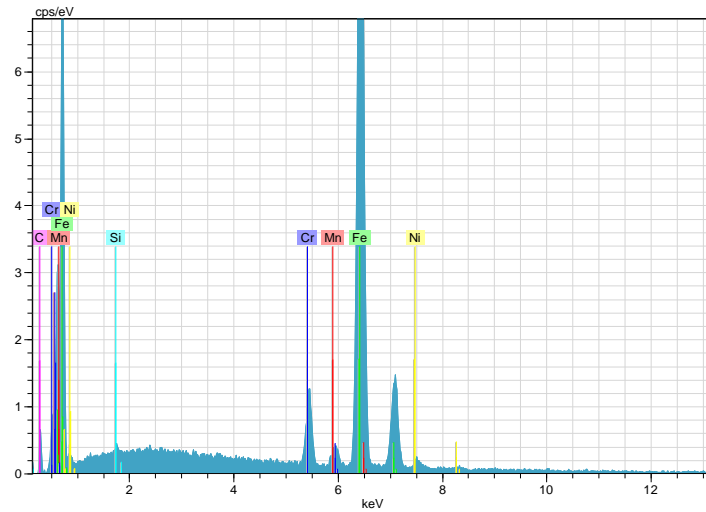
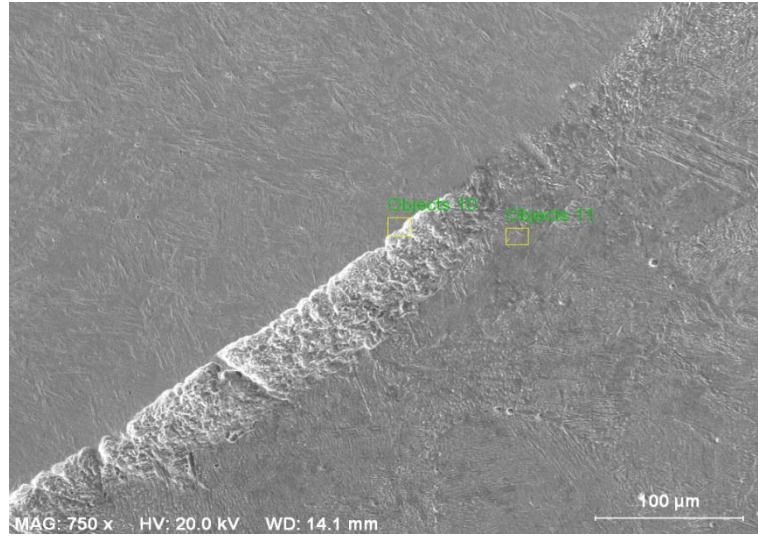
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	63.44	66.32	63.94	1.7
Cr	24	K-series	15.41	16.11	16.68	0.5
Mn	25	K-series	8.70	9.09	8.91	0.3
Ni	28	K-series	7.14	7.46	6.84	0.3
C	6	K-series	0.62	0.65	2.89	0.2
Si	14	K-series	0.36	0.38	0.73	0.1
Total			95.67	100.00	100.00	



Şekil 4.17 S2 numunesinin sol üst 13. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.15 S2 numunesinin sol üst 13. nokta EDS analiz değerleri

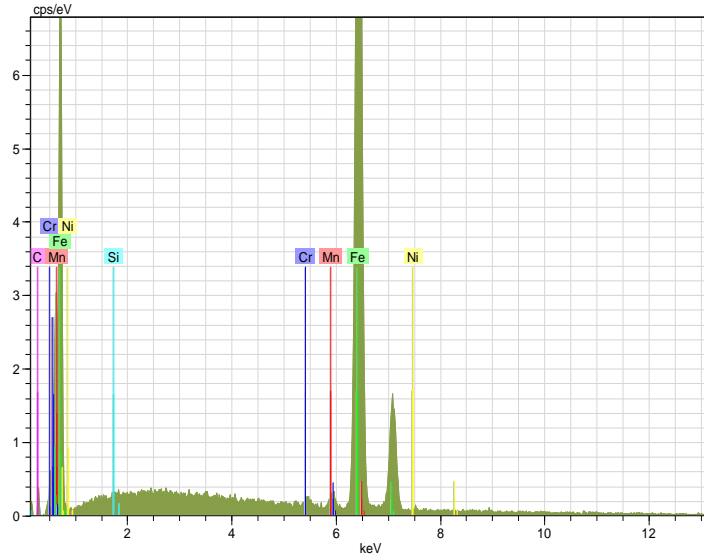
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	70.15	72.76	70.49	1.9
Cr	24	K-series	10.84	11.24	11.70	0.3
Mn	25	K-series	9.31	9.66	9.51	0.4
Ni	28	K-series	5.26	5.46	5.03	0.2
C	6	K-series	0.59	0.61	2.75	0.2
Si	14	K-series	0.27	0.28	0.53	0.0
Total			96.42	100.00	100.00	



Şekil 4.18 S2 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 14. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.16 S2 numunesinin sağ üst 14. nokta EDS analiz değerleri

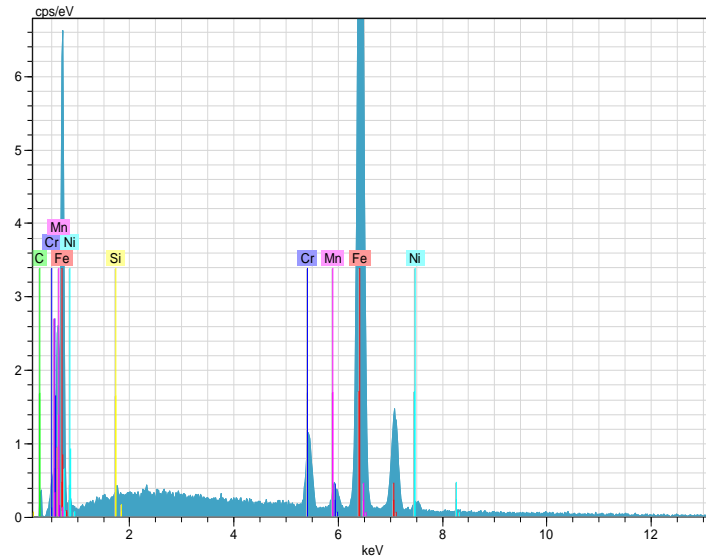
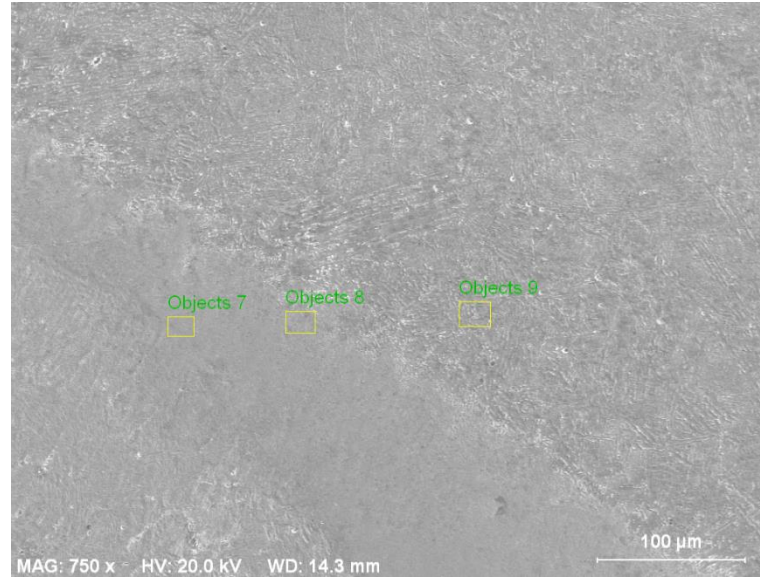
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	74.09	80.27	74.04	2.0
Mn	25	K-series	9.29	10.06	9.43	0.3
Cr	24	K-series	4.52	4.90	4.85	0.2
Ni	28	K-series	2.09	2.27	1.99	0.1
C	6	K-series	1.92	2.08	8.90	0.5
Si	14	K-series	0.40	0.43	0.79	0.1
Total			92.30	100.00	100.00	



Şekil 4.19 S2 numunesinin sağ üst 15. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.17 S2 numunesinin sağ üst 15. nokta EDS analiz değerleri

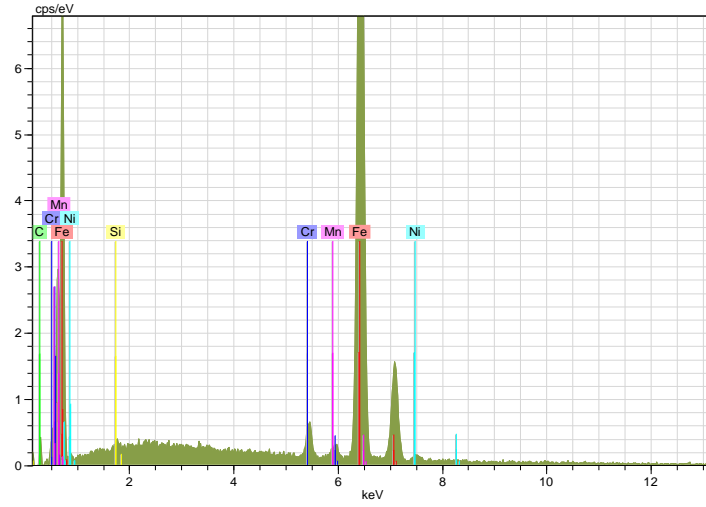
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	82.61	85.82	82.70	2.3
Mn	25	K-series	11.21	11.64	11.41	0.4
Cr	24	K-series	0.89	0.92	4.14	0.3
Ni	28	K-series	0.74	0.77	0.71	0.1
C	6	K-series	0.61	0.63	0.65	0.1
Si	14	K-series	0.20	0.21	0.40	0.0
Total			96.26	100.00	100.00	



Şekil 4.20 S2 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 16. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.18 S2 numunesinin sağ alt 16. nokta EDS analiz değerleri

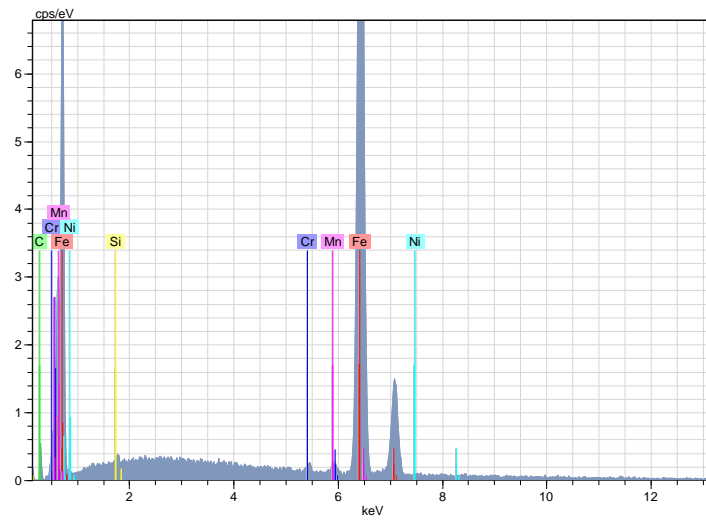
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	77.38	81.23	77.89	2.1
Mn	25	K-series	9.80	10.29	10.03	0.4
Cr	24	K-series	4.51	4.73	4.87	0.2
Ni	28	K-series	2.33	2.45	2.24	0.1
C	6	K-series	0.93	0.98	4.35	0.3
Si	14	K-series	0.31	0.32	0.62	0.1
Total			95.26	100.00	100.00	



Şekil 4.21 S2 numunesinin sağ alt 17. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.19 S2 numunesinin sağ alt 17. nokta EDS analiz değerleri

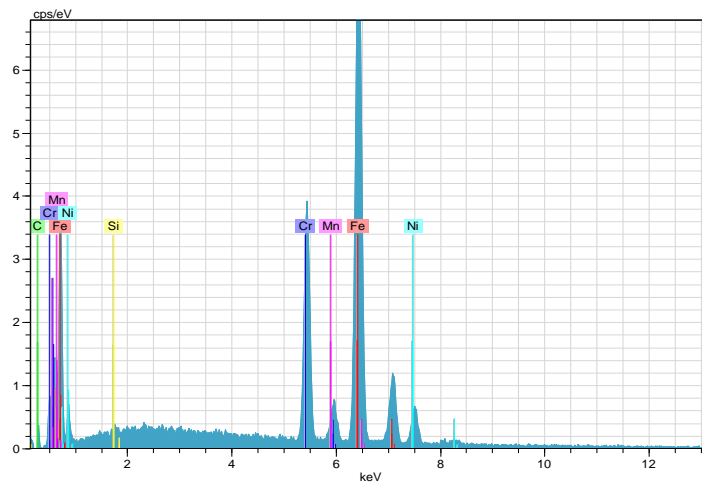
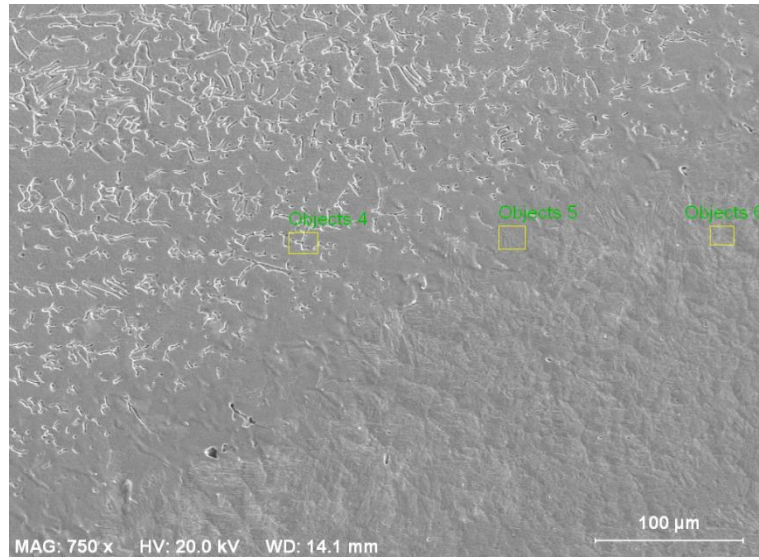
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	81.09	84.64	81.36	2.2
Mn	25	K-series	9.96	10.40	10.16	0.3
Cr	24	K-series	2.05	2.14	2.21	0.1
Ni	28	K-series	1.51	1.57	1.44	0.1
C	6	K-series	0.92	0.96	4.30	0.3
Si	14	K-series	0.27	0.28	0.53	0.0
Total			95.79	100.00	100.00	



Şekil 4.22 S2 numunesinin sağ alt 18. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.20 S2 numunesinin sağ alt 18. nokta EDS analiz değerleri

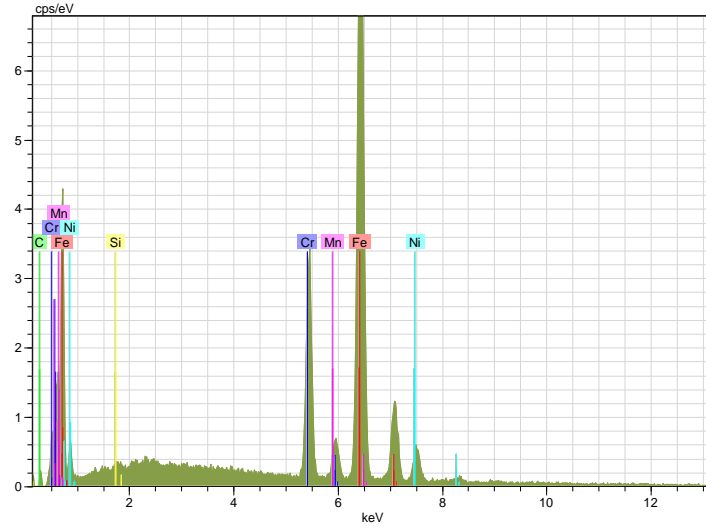
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	82.71	86.68	81.88	2.3
Mn	25	K-series	9.82	10.29	9.88	0.3
C	6	K-series	1.43	1.50	6.59	0.4
Ni	28	K-series	0.82	0.86	0.77	0.1
Cr	24	K-series	0.43	0.45	0.45	0.1
Si	14	K-series	0.22	0.23	0.43	0.0
Total			95.43	100.00	100.00	



Şekil 4.23 S2 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 19. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.21 S2 numunesinin sol alt 19. nokta EDS analiz değerleri

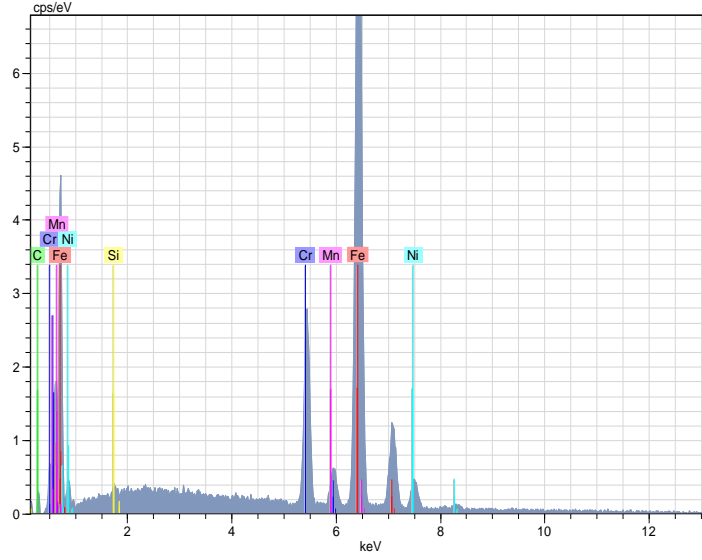
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	62.19	64.01	61.56	1.7
Cr	24	K-series	17.83	18.35	18.95	0.5
Ni	28	K-series	8.36	8.60	7.87	0.3
Mn	25	K-series	7.83	8.06	7.88	0.3
C	6	K-series	0.71	0.73	3.27	0.3
Si	14	K-series	0.24	0.24	0.47	0.0
Total			97.15	100.00	100.00	



Şekil 4.24 S2 numunesinin sol alt 20. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.22 S2 numunesinin sol alt 20. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	65.07	67.51	65.52	1.8
Cr	24	K-series	14.78	15.34	15.99	0.5
Mn	25	K-series	8.58	8.90	8.78	0.3
Ni	28	K-series	7.24	7.51	6.94	0.3
C	6	K-series	0.50	0.52	2.34	0.2
Si	14	K-series	0.21	0.22	0.43	0.0
Total			96.39	100.00	100.00	



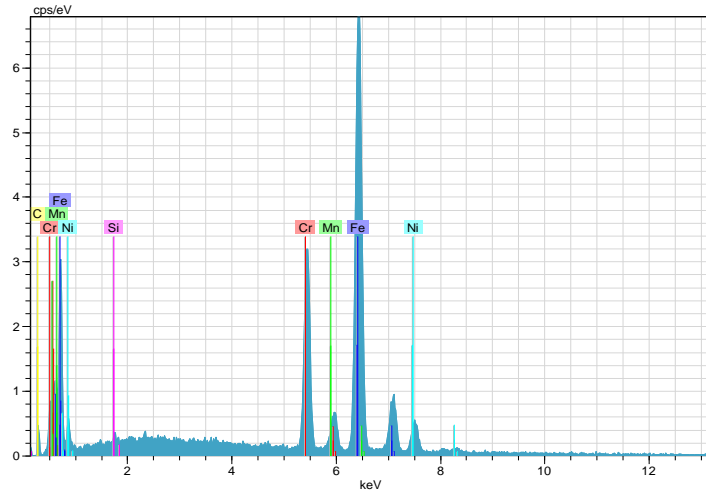
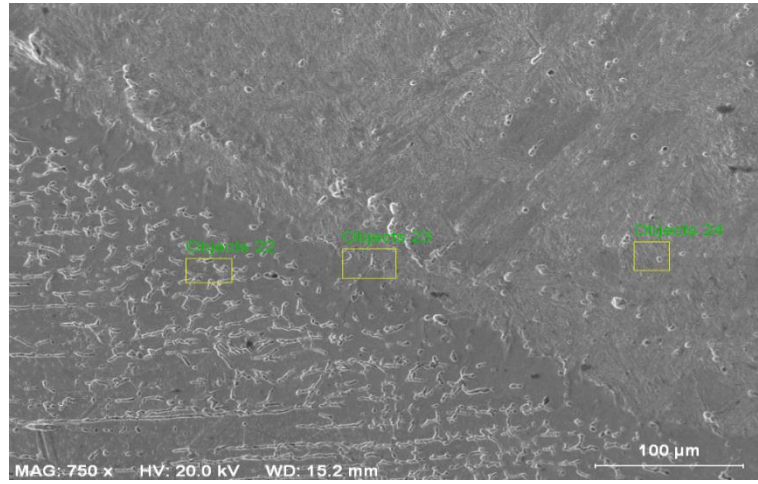
Şekil 4.25 S2 numunesinin sol alt 21. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.23 S2 numunesinin sol alt 21. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	68.48	71.24	68.38	1.9
Cr	24	K-series	12.15	12.64	13.03	0.4
Mn	25	K-series	8.45	8.79	8.58	0.3
Ni	28	K-series	5.94	6.18	5.64	0.2
C	6	K-series	0.82	0.85	3.81	0.3
Si	14	K-series	0.28	0.29	0.56	0.0
Total			96.12	100.00	100.00	

EDS sonuçlarına göre S3 numunesinin, AISI 304'ün ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %57.28, Cr %18.83, Ni %7.55, C %6.77 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %69.90, Cr %10.10, Ni %4.23, C %5.28 olarak bulunduğunu göstermiştir. Artan akım şiddeti ile oluşan ısı elementlerin difüzyon oranını artırmıştır. Kaynaklı birleştirmelerin EDS sonuçlarından Fe, Cr, C, Mn, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu açıkça, AISI 304'ten bir göç olduğunu gösterir. Kaynak bölgesinde ve ana metalde bulunan Cr bileşeni sırasıyla %10.10 ve %18.83 olarak

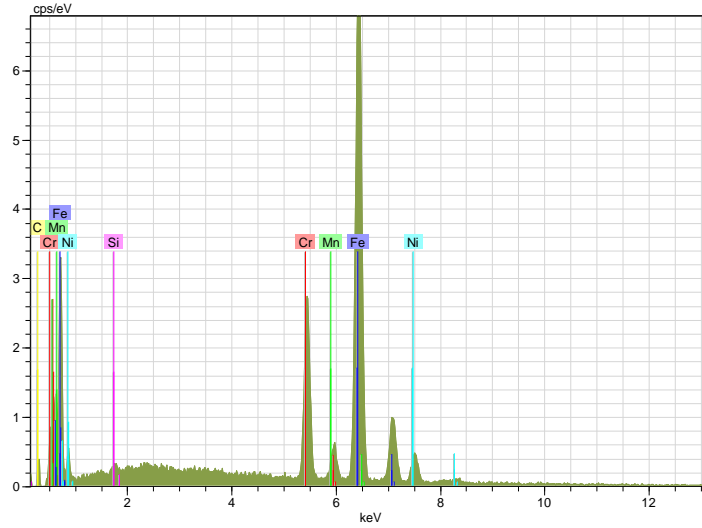
bulundu. Bu nedenle, Cr'nin kaynak bölgesinden AISI 304 tarafına daha az hareket etme olasılığı vardır. Kaynak bölgesinde %4.23, esas metalde %7.55 oranında görülen diğer bir bileşen Nikel ise daha az göç göstermiştir. DUROSTAT 500 ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %79.71, Mn %11.86, C %0.63, Ni %0.83 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %77.90, Mn %11.87, C %5.48, Ni %1.50 olarak bulundu. Bu, Fe'nin DUROSTAT 500'den kaynak tarafına geçtiğini açıkça gösterdi. Kaynak bölgesindeki C miktarının %5.48 olduğu bulundu, bu da C'nun DUROSTAT 500 tarafına geçişini açıkça gösterdi. TIG kaynağında bir miktar Fe DUROSTAT 500'den kaynak bölgesine taşınmıştır.



Şekil 4.26 S3 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 22. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.24 S3 numunesinin sol üst 22. nokta EDS analiz değerleri

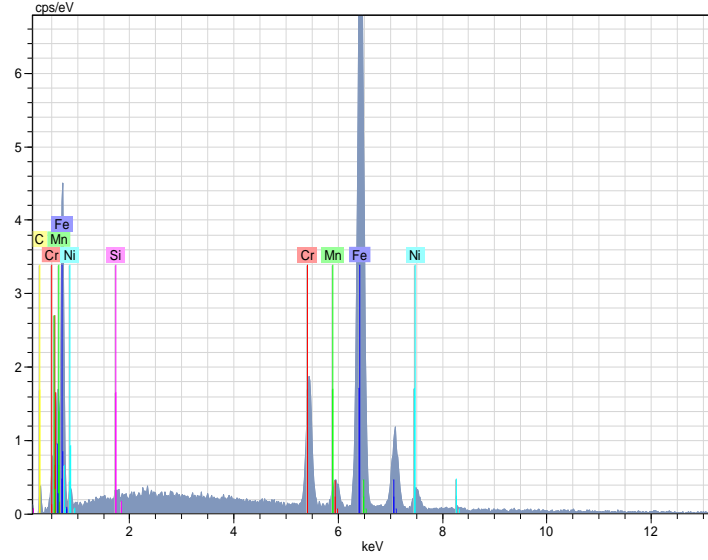
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	59.91	61.35	57.28	1.7
Cr	24	K-series	18.34	18.77	18.83	0.6
Mn	25	K-series	9.32	9.55	9.06	0.4
Ni	28	K-series	8.30	8.50	7.55	0.3
C	6	K-series	1.52	1.56	6.77	0.4
Si	14	K-series	0.27	0.28	0.51	0.0
Total			97.67	100.00	100.00	



Şekil 4.27 S3 numunesinin sol üst 23. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.25 S3 numunesinin sol üst 23. nokta EDS analiz değerleri

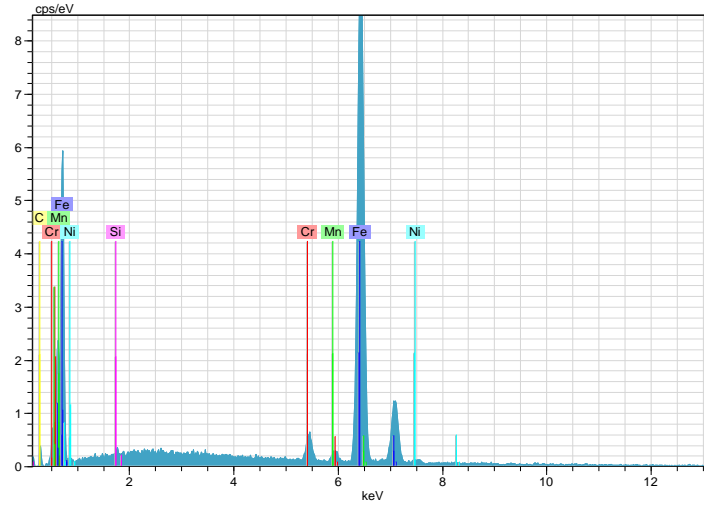
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	63.26	66.07	62.03	1.8
Cr	24	K-series	14.94	15.60	15.73	0.5
Mn	25	K-series	9.05	9.45	9.02	0.4
Ni	28	K-series	6.85	7.15	6.39	0.3
C	6	K-series	1.38	1.44	6.30	0.4
Si	14	K-series	0.27	0.28	0.53	0.0
Total			95.75	100.00	100.00	



Şekil 4.28 S3 numunesinin sol üst 24. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.26 S3 numunesinin sol üst 24. nokta EDS analiz değerleri

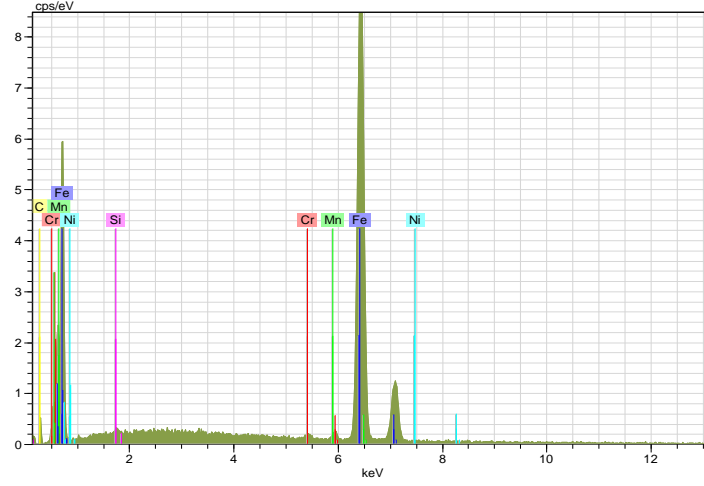
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	69.95	73.30	69.90	1.9
Mn	25	K-series	10.16	10.64	10.27	0.4
Cr	24	K-series	9.45	9.91	10.10	0.3
Ni	28	K-series	4.46	4.68	4.23	0.2
C	6	K-series	1.14	1.20	5.28	0.4
Si	14	K-series	0.26	0.28	0.52	0.0
Total			95.43	100.00	100.00	



Şekil 4.29 S3 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 25. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.27 S3 numunesinin sağ üst 25. nokta EDS analiz değerleri

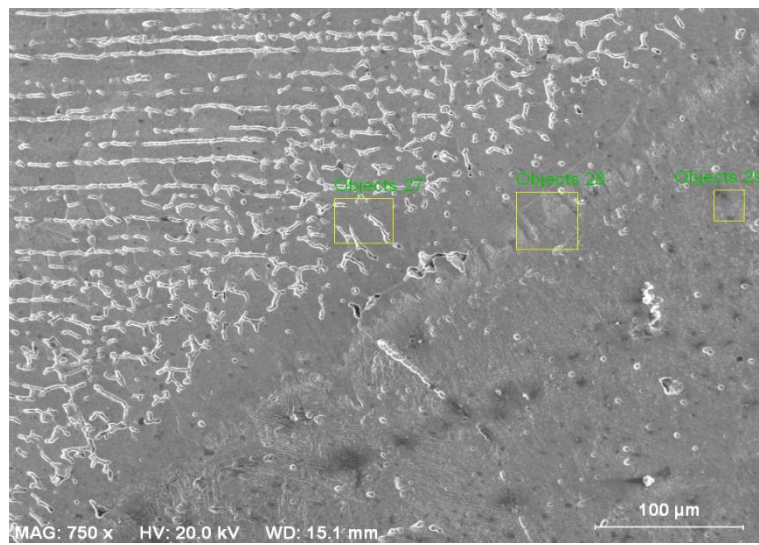
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	78.35	81.86	77.90	2.2
Mn	25	K-series	11.74	12.27	11.87	0.4
Cr	24	K-series	2.62	2.74	2.80	0.1
Ni	28	K-series	1.58	1.65	1.50	0.1
C	6	K-series	1.19	1.24	5.48	0.4
Si	14	K-series	0.23	0.24	0.45	0.0
Total			95.70	100.00	100.00	

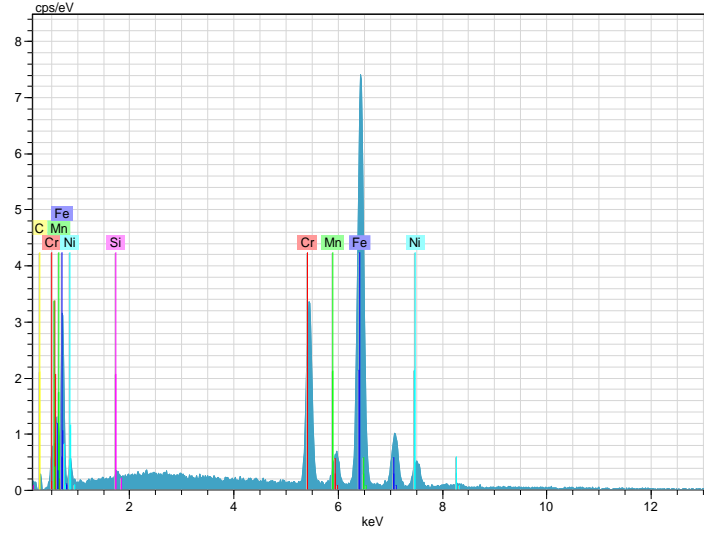


Şekil 4.30 S3 numunesinin sağ üst 26. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.28 S3 numunesinin sağ üst 26. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	81.32	84.35	79.71	2.2
Mn	25	K-series	11.90	12.35	11.86	0.4
Cr	24	K-series	1.40	1.46	6.40	0.4
Ni	28	K-series	0.89	0.92	0.83	0.1
C	6	K-series	0.62	0.60	0.63	0.1
Si	14	K-series	0.29	0.30	0.57	0.1
Total			96.41	100.00	100.00	

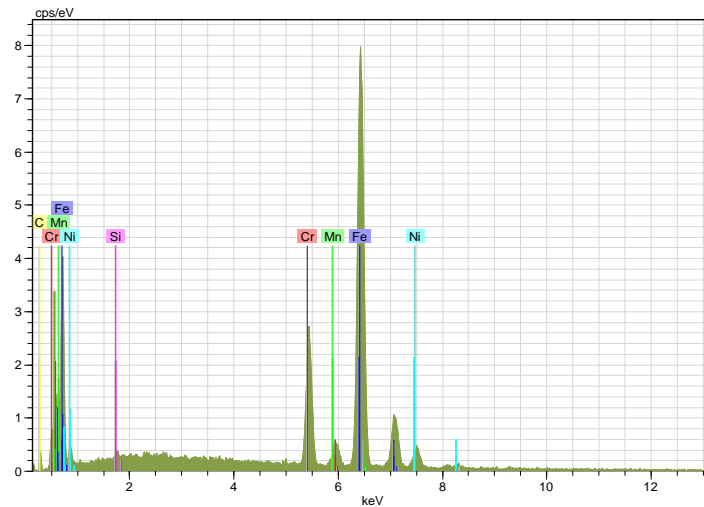




Şekil 4.31 S3 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 27. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.29 S3 numunesinin sol alt 27. nokta EDS analiz değerleri

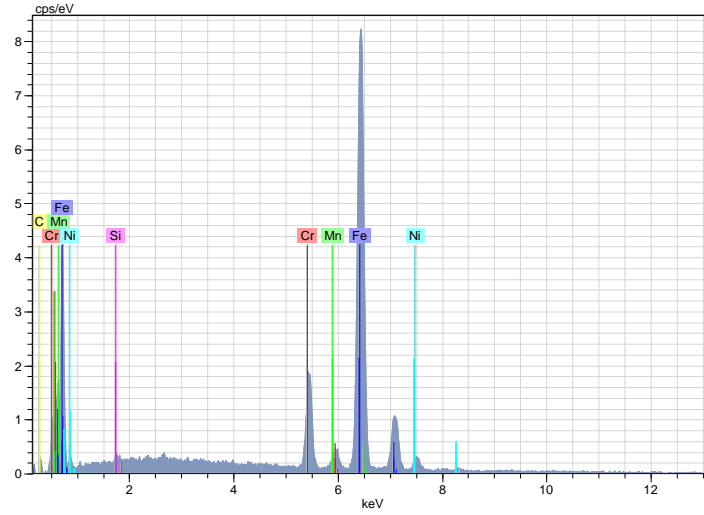
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	60.01	62.24	59.65	1.7
Cr	24	K-series	18.13	18.80	19.35	0.5
Mn	25	K-series	9.38	9.73	9.48	0.4
Ni	28	K-series	7.87	8.16	7.44	0.3
C	6	K-series	0.77	0.80	3.57	0.3
Si	14	K-series	0.26	0.27	0.51	0.0
Total			96.42	100.00	100.00	



Şekil 4.32 S3 numunesinin sol alt 28. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.30 S3 numunesinin sol alt 28. nokta EDS analiz değerleri

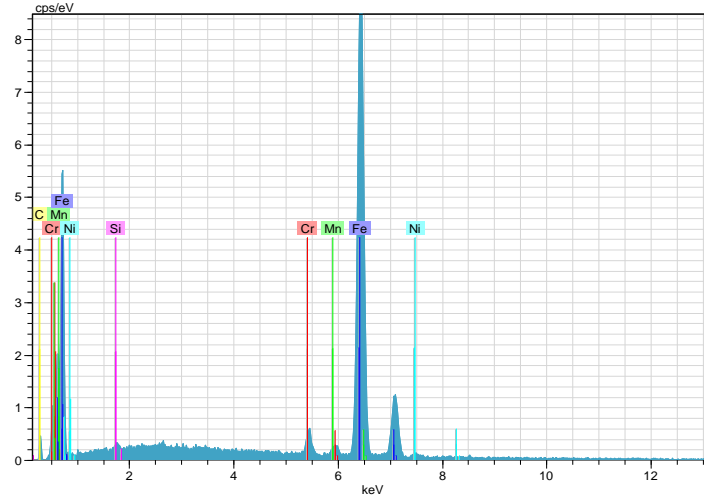
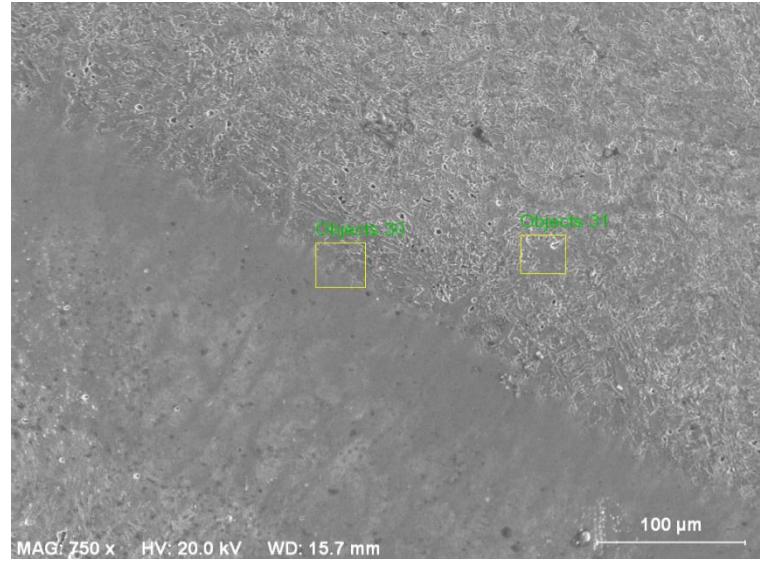
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	62.36	66.98	63.68	1.7
Cr	24	K-series	13.06	14.02	14.32	0.4
Mn	25	K-series	9.85	10.58	10.22	0.4
Ni	28	K-series	6.44	6.92	6.26	0.3
C	6	K-series	0.99	1.06	4.70	0.3
Si	14	K-series	0.41	0.44	0.82	0.1
Total			93.10	100.00	100.00	



Şekil 4.33 S3 numunesinin sol alt 29. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.31 S3 numunesinin sol alt 29. nokta EDS analiz değerleri

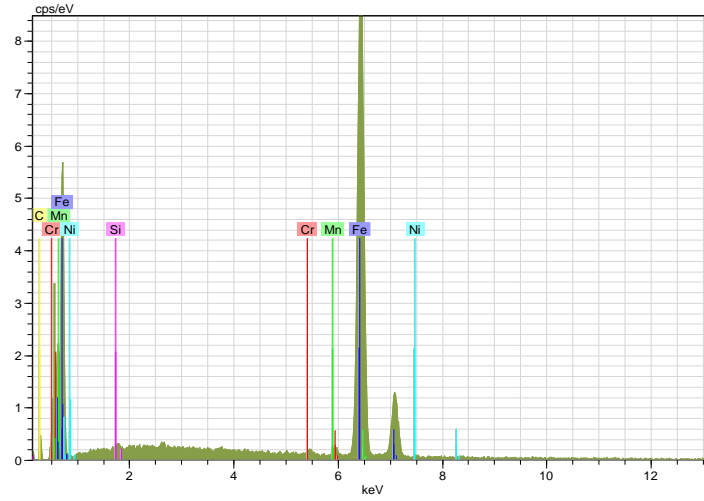
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	69.20	72.91	69.46	1.9
Mn	25	K-series	10.63	11.20	10.85	0.4
Cr	24	K-series	9.46	9.96	10.20	0.3
Ni	28	K-series	4.27	4.49	4.07	0.2
C	6	K-series	1.02	1.07	4.74	0.3
Si	14	K-series	0.34	0.36	0.68	0.1
Total			94.92	100.00	100.00	



Şekil 4.34 S3 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 30. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.32 S3 numunesinin sağ alt 30. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	77.37	81.54	76.51	2.1
Mn	25	K-series	11.77	12.41	11.83	0.4
Cr	24	K-series	2.45	2.58	2.60	0.1
C	6	K-series	1.55	1.63	7.13	0.5
Ni	28	K-series	1.45	1.53	1.37	0.1
Si	14	K-series	0.29	0.30	0.57	0.1
Total			94.89	100.00	100.00	



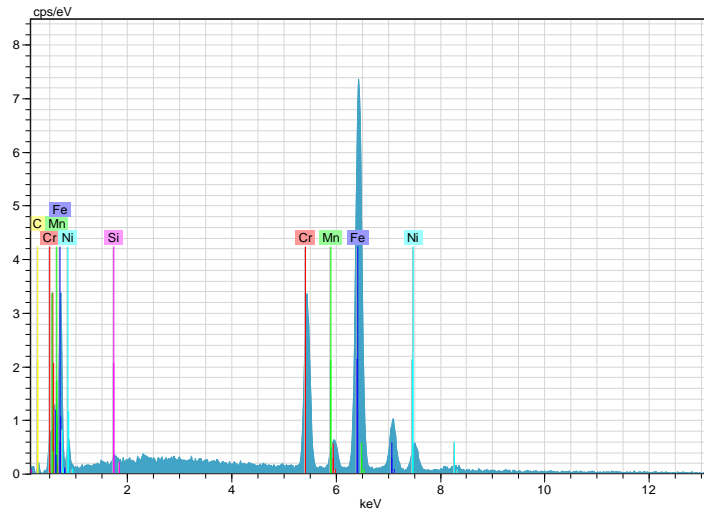
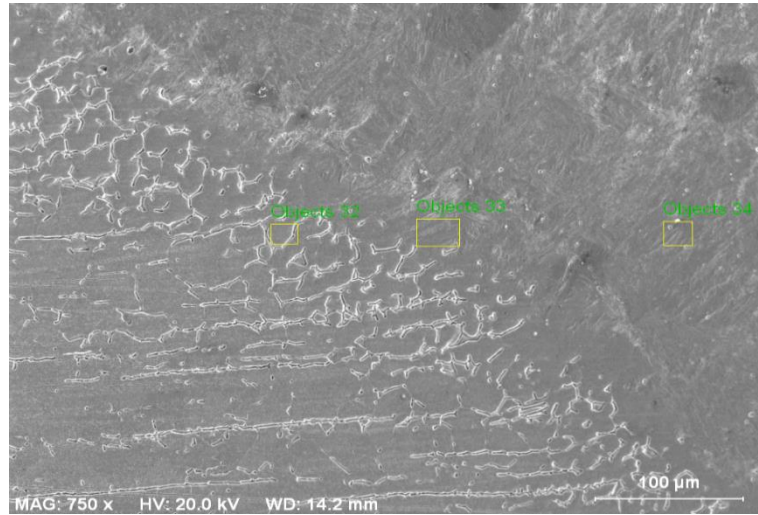
Şekil 4.35 S3 numunesinin sağ alt 31. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.33 S3 numunesinin sağ alt 31. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	81.75	83.60	78.76	2.2
Mn	25	K-series	12.70	12.98	12.43	0.4
C	6	K-series	1.51	1.54	6.75	0.4
Ni	28	K-series	0.85	0.87	0.78	0.1
Cr	24	K-series	0.69	0.71	0.71	0.1
Si	14	K-series	0.30	0.30	0.57	0.1
Total			97.79	100.00	100.00	

EDS sonuçlarına göre S4 numunesinin, AISI 304'ün ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %59.10, Cr %18.94, Ni %8.51, C %2.44 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %69.13, Cr %9.93, Ni %4.04, C %4.86 olarak bulunduğunu göstermiştir. Sıcaklık elementlerin difüzyonu için itici bir güç olmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin EDS sonuçlarından Fe, Cr, C, Mn, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu açıkça, AISI 304'ten bir göç olduğunu gösterir. Kaynak bölgesinde ve ana metalde bulunan Cr bileşeni sırasıyla %9.93 ve %18.94 olarak bulundu. Bu nedenle, Cr'nin kaynak bölgesinden AISI 304 tarafına daha az hareket etme olasılığı

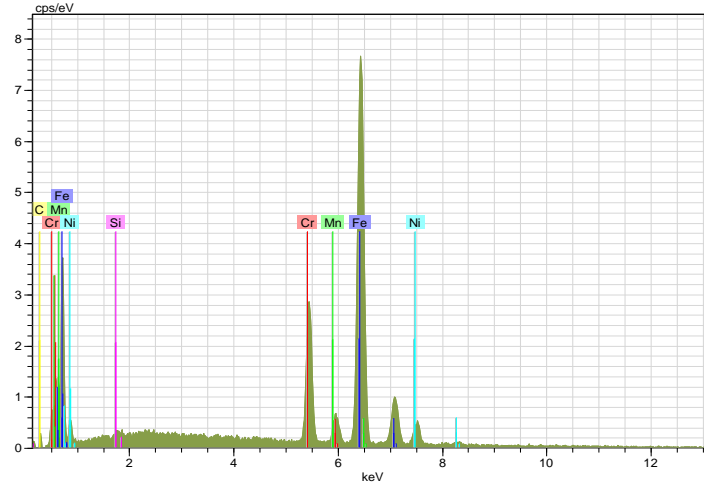
vardır. Kaynak bölgesinde %4.04, esas metalde %8.51 oranında görülen diğer bir bileşen Nikel ise daha az göç göstermiştir. DUROSTAT 500 ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %76.29, Mn %13.72, C %7.99, Ni %0.75 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %67.97, Mn %12.52, C %6.41, Ni %3.66 olarak bulundu. Bu, Fe'nin DUROSTAT 500'den kaynak tarafına geçtiğini açıkça gösterdi. Ana metal bölgesindeki C miktarının %7.99 olduğu bulundu, bu da C'nun DUROSTAT 500 tarafına aşırı bir şekilde karbon geçişini açıkça gösterdi.



Şekil 4.36 S4 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 32. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.34 S4 numunesinin sol üst 32. nokta EDS analiz değerleri

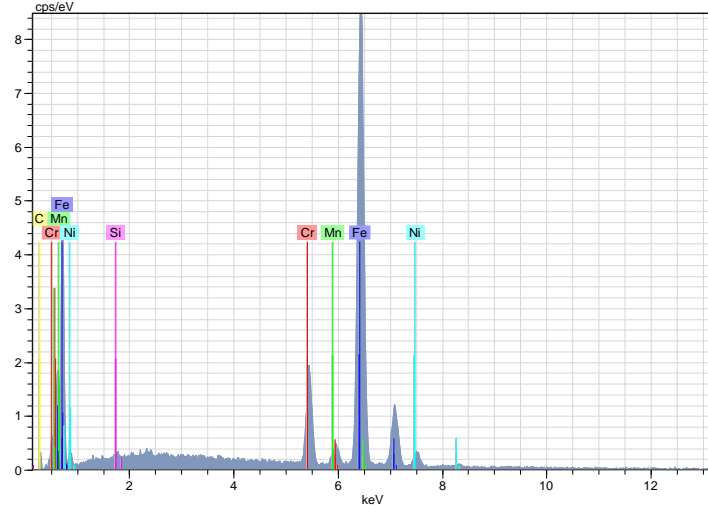
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	58.83	61.06	59.10	1.6
Cr	24	K-series	17.56	18.22	18.94	0.5
Mn	25	K-series	10.30	10.69	10.52	0.4
Ni	28	K-series	8.90	9.24	8.51	0.3
C	6	K-series	0.52	0.54	2.44	0.2
Si	14	K-series	0.25	0.26	0.50	0.0
Total			96.36	100.00	100.00	



Şekil 4.37 S4 numunesinin sol üst ve 33. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.35 S4 numunesinin sol üst 33. nokta EDS analiz değerleri

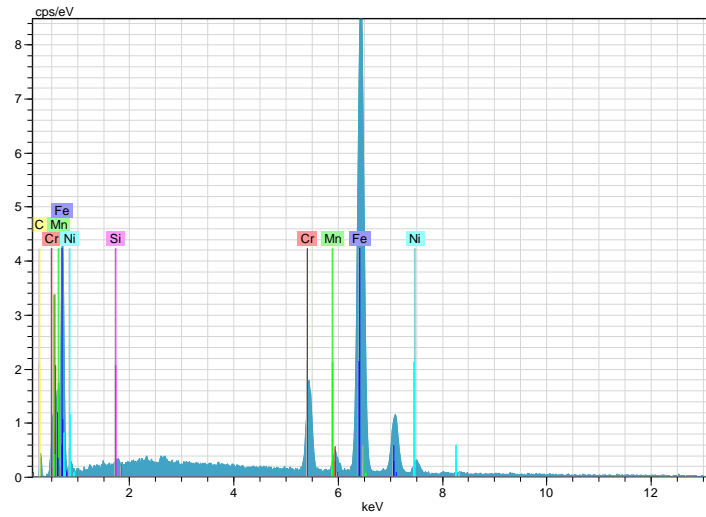
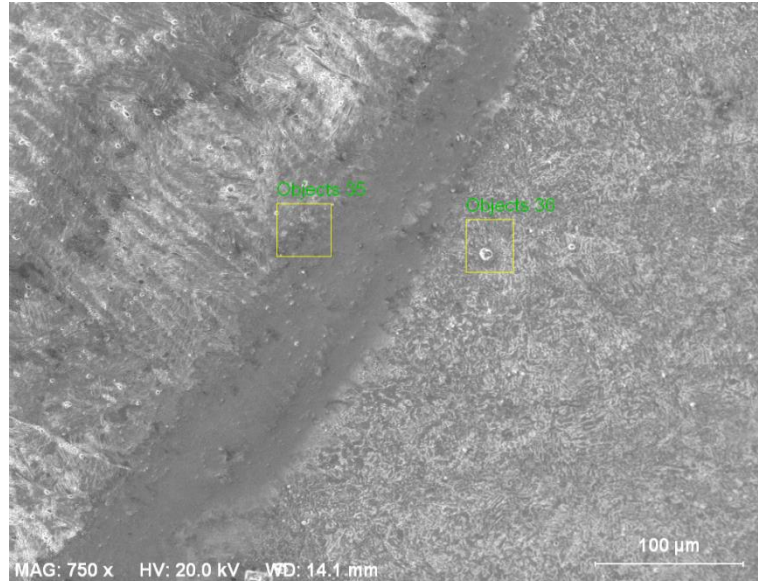
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	60.41	64.37	61.95	1.7
Cr	24	K-series	14.72	15.69	16.22	0.5
Mn	25	K-series	10.63	11.33	11.08	0.4
Ni	28	K-series	7.02	7.48	6.85	0.3
C	6	K-series	0.64	0.68	3.03	0.3
Si	14	K-series	0.43	0.45	0.87	0.1
Total			93.85	100.00	100.00	



Şekil 4.38 S4 numunesinin sol üst ve 34. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.36 S4 numunesinin sol üst 34. nokta EDS analiz değerleri

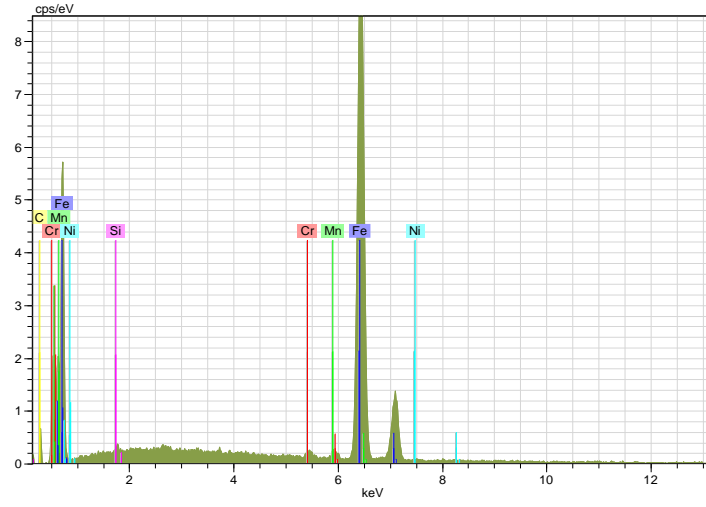
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	68.94	72.55	69.13	1.9
Mn	24	K-series	11.37	11.96	11.59	0.4
Cr	25	K-series	9.22	9.70	9.93	0.3
Ni	28	K-series	4.23	4.45	4.04	0.2
C	6	K-series	1.04	1.10	4.86	0.3
Si	14	K-series	0.23	0.24	0.45	0.0
Total			95.02	100.00	100.00	



Şekil 4.39 S4 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 35. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.37 S4 numunesinin sağ üst 35. nokta EDS analiz değerleri

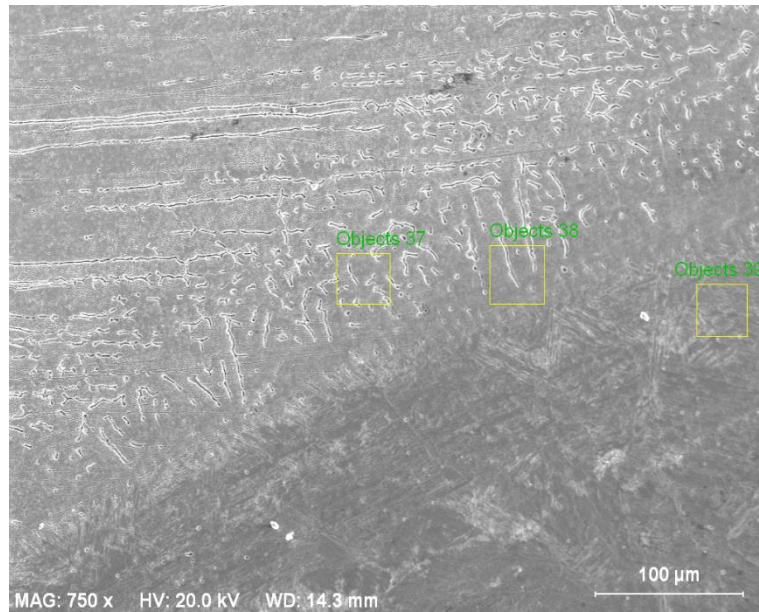
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	67.14	72.24	67.97	1.9
Mn	24	K-series	12.17	13.09	12.52	0.4
Cr	25	K-series	8.22	8.84	8.94	0.3
Ni	28	K-series	3.80	4.09	3.66	0.2
C	6	K-series	1.36	1.47	6.41	0.4
Si	14	K-series	0.25	0.27	0.50	0.0
Total			92.94	100.00	100.00	

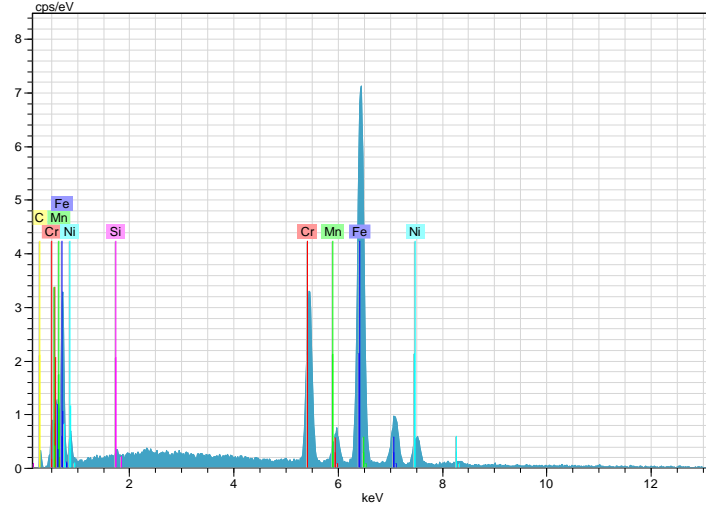


Şekil 4.40 S4 numunesinin sağ üst 36. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.38 S4 numunesinin sağ üst 36. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	77.35	81.81	76.29	2.1
Mn	24	K-series	13.68	14.47	13.72	0.4
C	6	K-series	1.74	1.84	7.99	0.5
Ni	28	K-series	0.80	0.84	0.75	0.1
Cr	24	K-series	0.71	0.76	0.76	0.1
Si	14	K-series	0.26	0.27	0.50	0.0
Total			94.55	100.00	100.00	

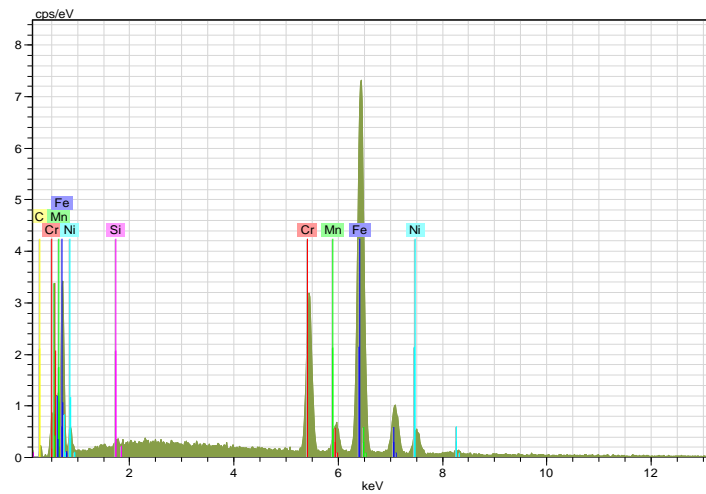




Şekil 4.41 S4 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 37. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.39 S4 numunesinin sol alt 37. nokta EDS analiz değerleri

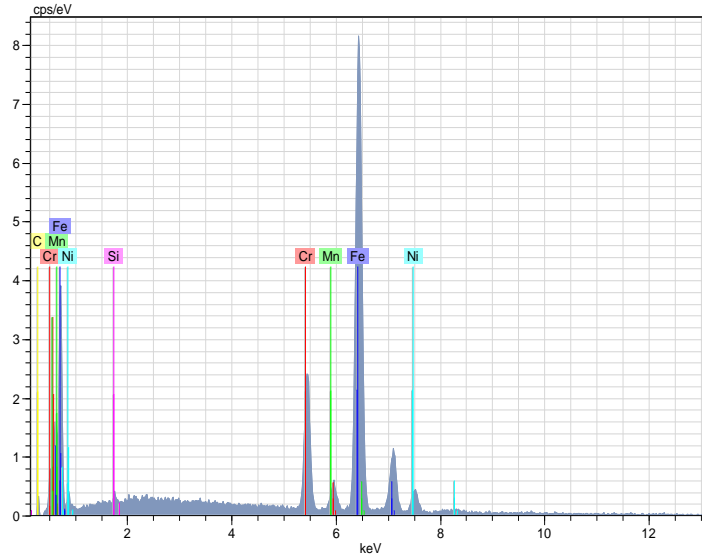
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	57.20	60.00	57.15	1.6
Cr	24	K-series	17.62	18.48	18.91	0.5
Mn	25	K-series	10.63	11.15	10.79	0.4
Ni	28	K-series	8.69	9.12	8.27	0.3
C	6	K-series	0.95	0.99	4.40	0.3
Si	14	K-series	0.24	0.26	0.49	0.0
Total			95.33	100.00	100.00	



Şekil 4.42 S4 numunesinin sol alt 38. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.40 S4 numunesinin sol alt 38. nokta EDS analiz değerleri

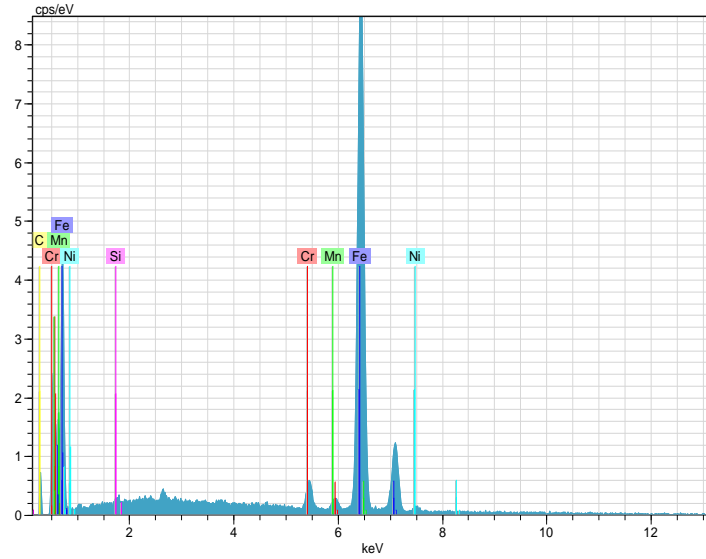
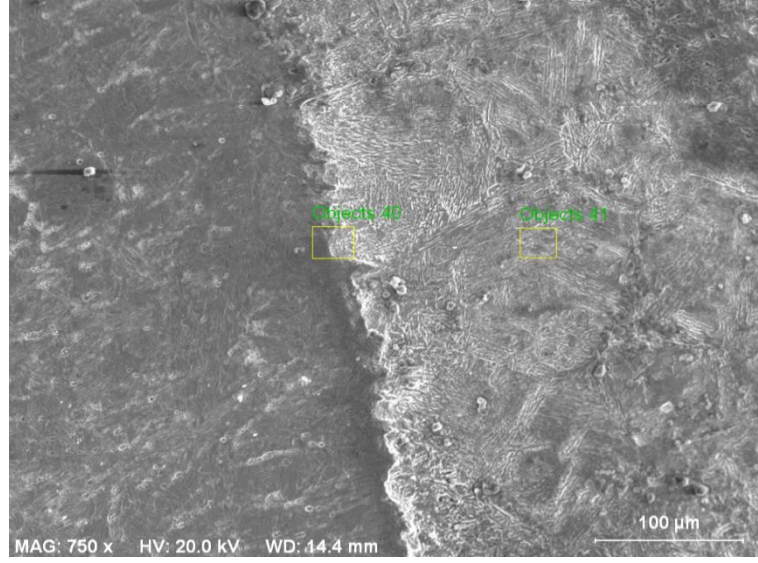
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	58.72	61.97	59.58	1.6
Cr	24	K-series	16.65	17.57	18.14	0.5
Mn	25	K-series	10.45	11.03	10.78	0.4
Ni	28	K-series	7.93	8.37	7.66	0.3
C	6	K-series	0.67	0.71	3.17	0.3
Si	14	K-series	0.34	0.36	0.68	0.1
Total			94.75	100.00	100.00	



Şekil 4.43 S4 numunesinin sol alt 39. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.41 S4 numunesinin sol alt 39. nokta EDS analiz değerleri

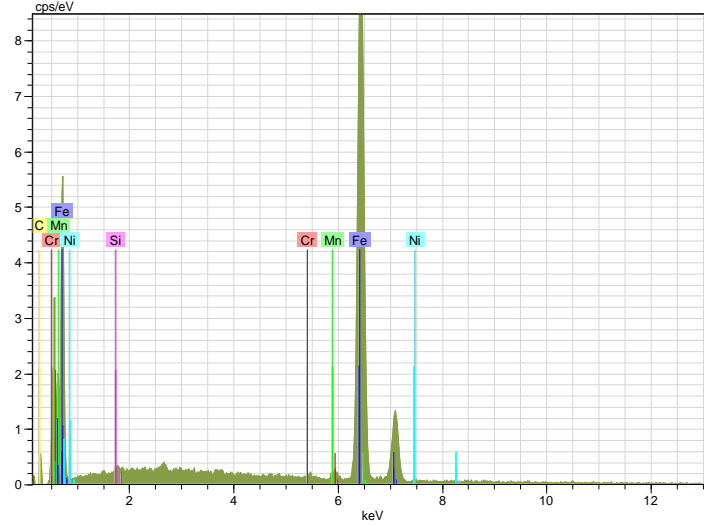
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	63.51	67.23	64.40	1.8
Cr	24	K-series	12.22	12.94	13.31	0.4
Mn	25	K-series	11.58	12.26	11.94	0.4
Ni	28	K-series	6.03	6.39	5.82	0.2
C	6	K-series	0.84	0.89	3.96	0.3
Si	14	K-series	0.28	0.30	0.57	0.0
Total			94.46	100.00	100.00	



Şekil 4.44 S4 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 40. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.42 S4 numunesinin sağ alt 40. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	75.04	78.62	72.17	2.1
Mn	25	K-series	13.69	14.35	13.39	0.5
Cr	24	K-series	2.58	2.70	2.66	0.1
C	6	K-series	2.17	2.27	9.71	0.6
Ni	28	K-series	1.69	1.77	1.54	0.1
Si	14	K-series	0.28	0.29	0.53	0.0
Total			95.45	100.00	100.00	



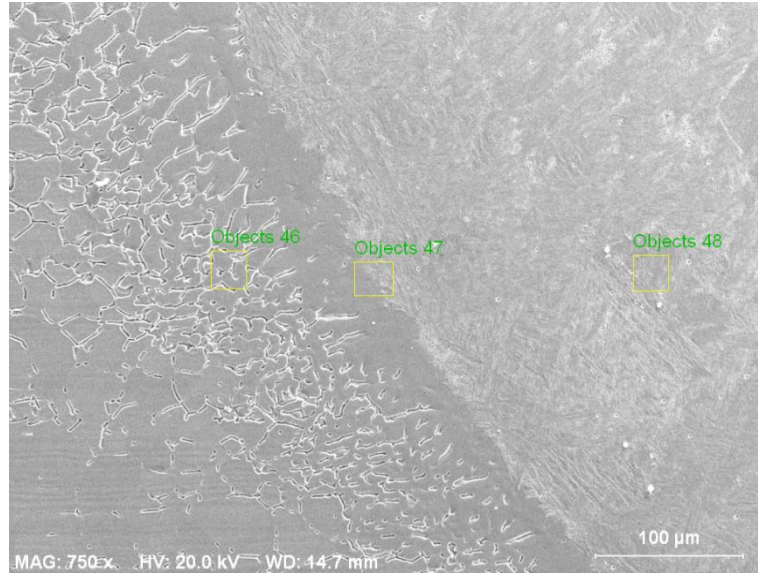
Şekil 4.45 S4 numunesinin sağ alt 41. nokta EDS grafiği

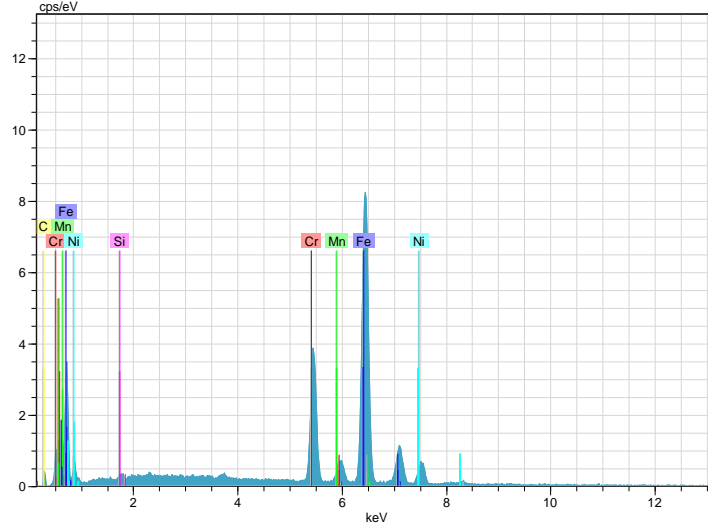
Çizelge 4.43 S4 numunesinin sağ alt 41. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	76.45	81.69	75.58	2.1
Mn	25	K-series	13.38	14.29	13.44	0.4
C	6	K-series	1.91	2.04	8.79	0.5
Ni	28	K-series	0.90	0.96	0.84	0.1
Cr	24	K-series	0.58	0.62	0.61	0.1
Si	14	K-series	0.37	0.39	0.72	0.1
Total			93.58	100.00	100.00	

EDS sonuçlarına göre S6 numunesinin, AISI 304'ün ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %50.83, Cr %19.65, Ni %7.91, C %4.99 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %60.66, Cr %10.73, Ni %4.62, C %4.70 olarak bulunduğunu göstermiştir. Kaynaklı birleştirmelerin EDS sonuçlarından Fe, Cr, C, Mn, Si ve Ni gibi elementlerinin difüzyonunun önceki kaynaklı bağlantılara göre daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu açıkça, AISI 304'ten bir göç olduğunu gösterir. Kaynak bölgesinde ve ana metalde bulunan Cr bileşeni sırasıyla %10.73 ve %19.65 olarak bulundu. Bu nedenle, Cr'nin kaynak bölgesinden AISI 304 tarafına daha az hareket etme olasılığı vardır. Kaynak bölgesinde %4.70, esas metalde %4.99 oranında

görülen diğer bir bileşen karbonun ise kaynak bölgesinden AISI 304 ana metal tarafına aşırı bir şekilde göç olduğunu göstermiştir. DUROSTAT 500 ergime hattının yakınındaki ana metal bölgesindeki 1. nokta'nın element içerikleri; Fe %69.68, Mn %22.50, C %5.52, Ni %0.75 ve ergime hattının yakınındaki kaynak bölgesindeki 2. nokta'nın element içerikleri; Fe %68.02, Mn %22.41, C %6.29, Ni %1.04 olarak bulundu. Bu, Fe'nin DUROSTAT 500'den kaynak tarafına geçtiğini açıkça gösterdi. Ana metal bölgesindeki C miktarının %5.52 olduğu bulundu, bu da C'nun DUROSTAT 500 tarafına aşırı bir şekilde karbon geçişini açıkça gösterdi. Ayrıca DUROSTAT 500 tarafındaki ana metalde ve kaynak bölgesinde çok yüksek değerlerde mangan oranının varlığı tespit edilmiştir. Bunun da kaynak sırasında AISI 304 tarafından kaynak bölgesine difüze olan manganın DUROSTAT 500 tarafına da geçtiğini açıkça göstermiştir.

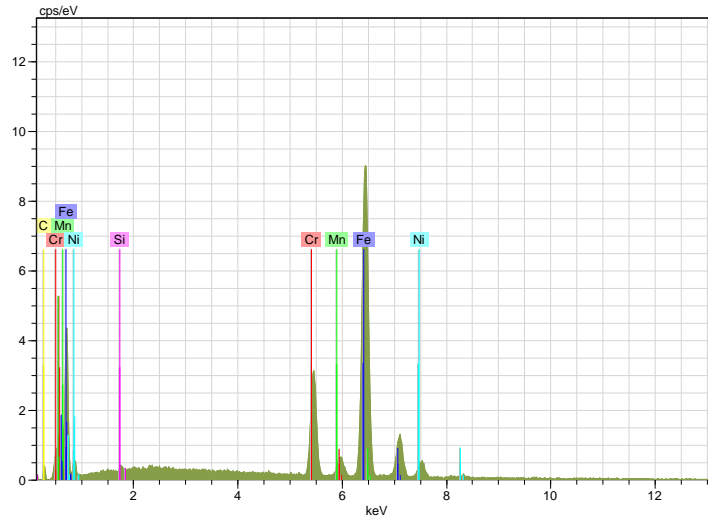




Şekil 4.46 S6 numunesinin sol üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 42. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.44 S6 numunesinin sol üst 42. nokta EDS analiz değerleri

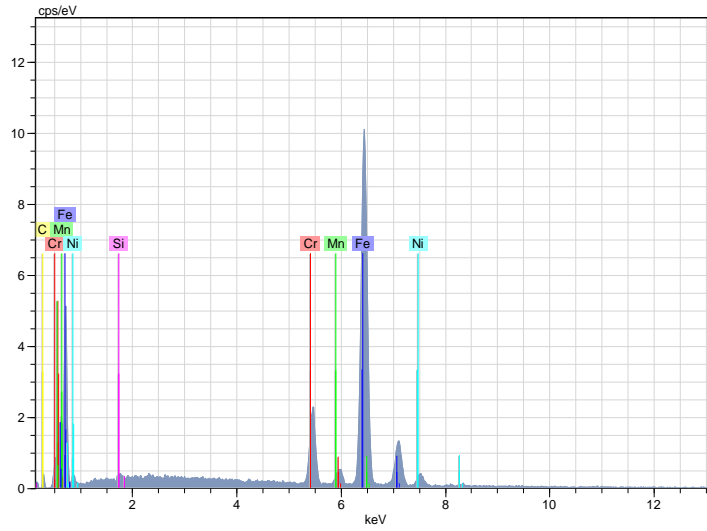
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	52.04	53.67	50.83	1.4
Cr	24	K-series	18.73	19.32	19.65	0.6
Mn	25	K-series	16.42	16.93	16.30	0.5
Ni	28	K-series	8.51	8.78	7.91	0.3
C	6	K-series	1.10	1.13	4.99	0.3
Si	14	K-series	0.16	0.16	0.31	0.0
Total			96.96	100.00	100.00	



Şekil 4.47 S6 numunesinin sol üst 43. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.45 S6 numunesinin sol üst 43. nokta EDS analiz değerleri

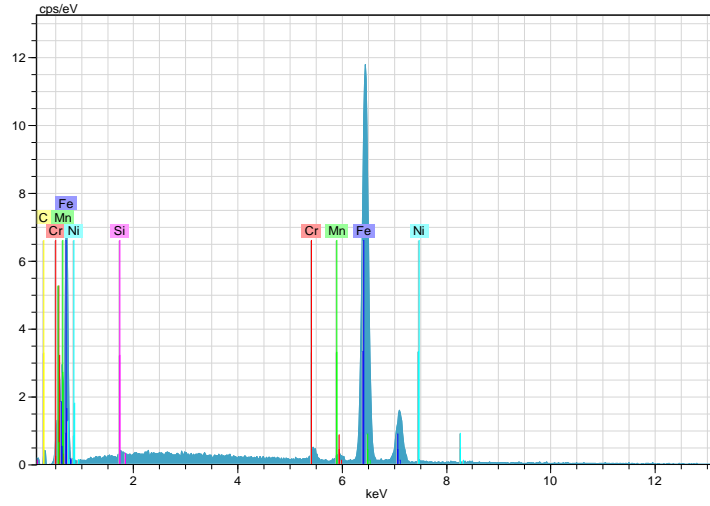
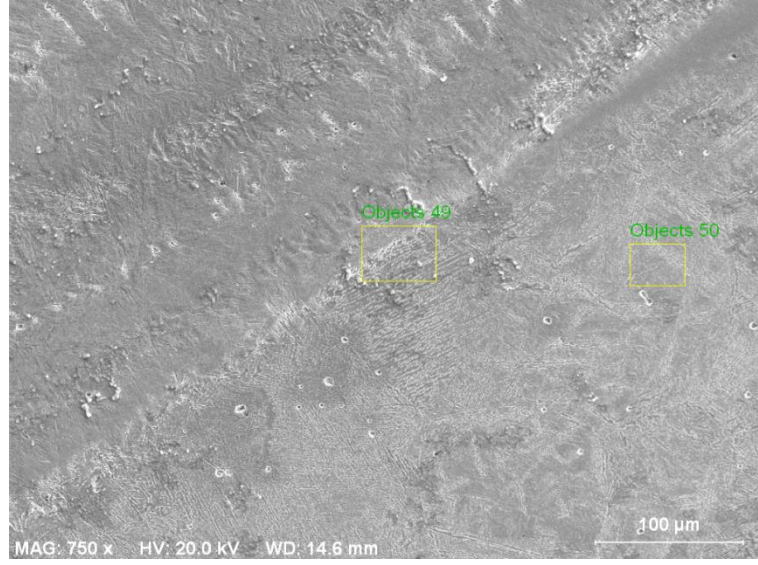
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	54.78	58.45	55.40	1.5
Mn	25	K-series	16.60	17.72	17.07	0.5
Cr	24	K-series	14.30	15.26	15.53	0.4
Ni	28	K-series	6.71	7.16	6.45	0.3
C	6	K-series	1.07	1.14	5.03	0.3
Si	14	K-series	0.26	0.28	0.52	0.0
Total			93.71	100.00	100.00	



Şekil 4.48 S6 numunesinin sol üst 44. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.46 S6 numunesinin sol üst 44. nokta EDS analiz değerleri

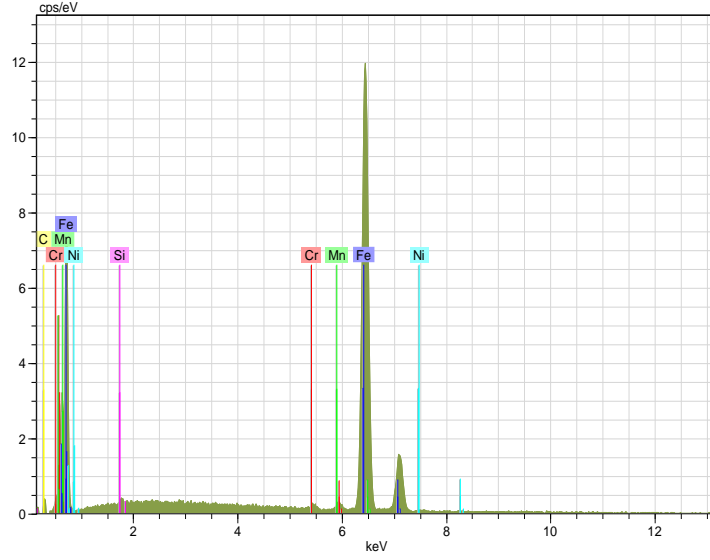
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	59.23	63.76	60.66	1.6
Mn	25	K-series	17.80	19.17	18.54	0.5
Cr	24	K-series	9.75	10.50	10.73	0.3
Ni	28	K-series	4.74	5.10	4.62	0.2
C	6	K-series	0.99	1.06	4.70	0.3
Si	14	K-series	0.37	0.40	0.75	0.1
Total			92.88	100.00	100.00	



Şekil 4.49 S6 numunesinin sağ üst noktasından alınan SEM görüntüsü ve 45. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.47 S6 numunesinin sağ üst 45. nokta EDS analiz değerleri

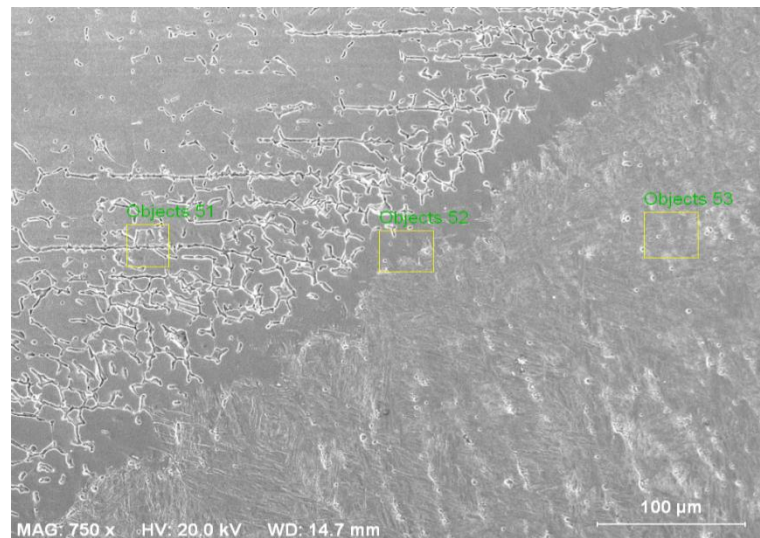
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	67.50	72.07	68.02	1.9
Mn	25	K-series	21.88	23.36	22.41	0.7
C	6	K-series	1.34	1.43	6.29	0.4
Cr	24	K-series	1.61	1.72	1.74	0.1
Ni	28	K-series	1.08	1.15	1.04	0.1
Si	14	K-series	0.25	0.27	0.50	0.0
Total			93.66	100.00	100.00	

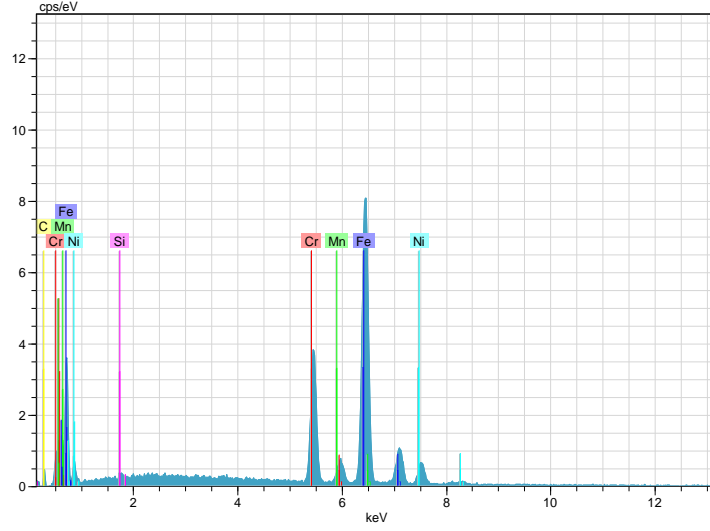


Şekil 4.50 S6 numunesinin sağ üst 46. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.48 S6 numunesinin sağ üst 46. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	69.75	73.39	69.68	1.9
Mn	25	K-series	22.15	23.31	22.50	0.7
C	6	K-series	1.19	1.25	5.52	0.4
Cr	24	K-series	0.83	0.88	0.89	0.1
Ni	28	K-series	0.79	0.83	0.75	0.1
Si	14	K-series	0.33	0.35	0.65	0.1
Total			95.05	100.00	100.00	

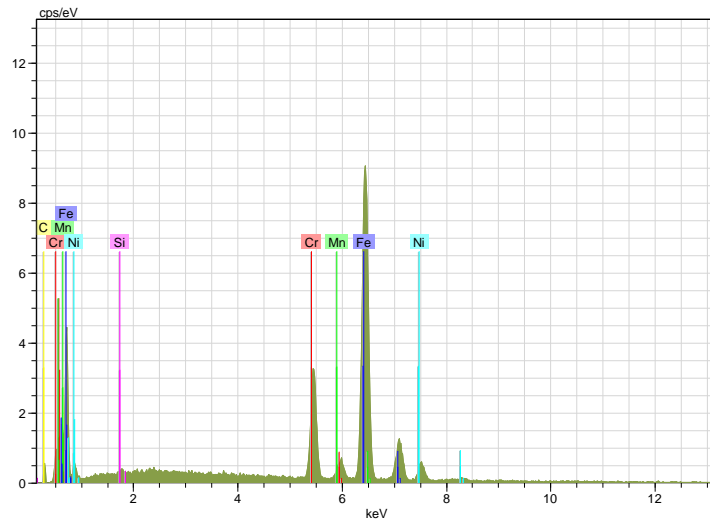




Şekil 4.51 S6 numunesinin sol alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 47. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.49 S6 numunesinin sol alt 47. nokta EDS analiz değerleri

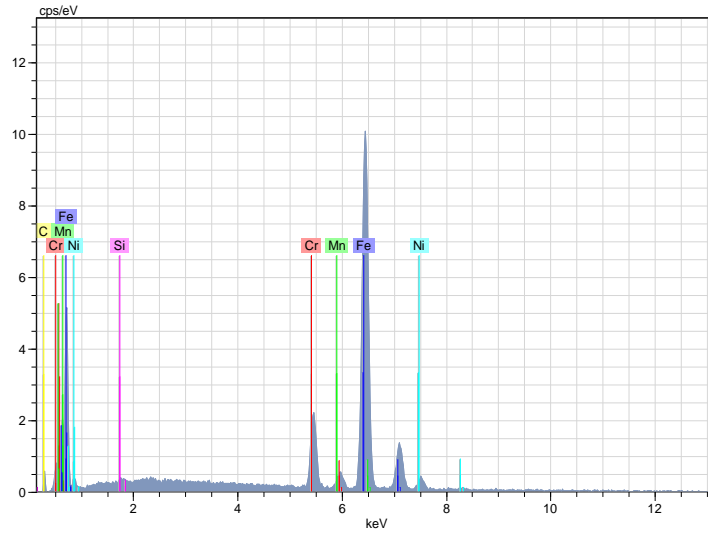
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	51.62	53.10	50.38	1.4
Cr	24	K-series	18.76	19.30	19.67	0.6
Mn	25	K-series	16.78	17.26	16.65	0.5
Ni	28	K-series	8.79	9.05	8.17	0.3
C	6	K-series	1.03	1.06	4.68	0.3
Si	14	K-series	0.23	0.24	0.45	0.0
Total			97.22	100.00	100.00	



Şekil 4.52 S6 numunesinin sol alt 48. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.50 S6 numunesinin sol alt 48. nokta EDS analiz değerleri

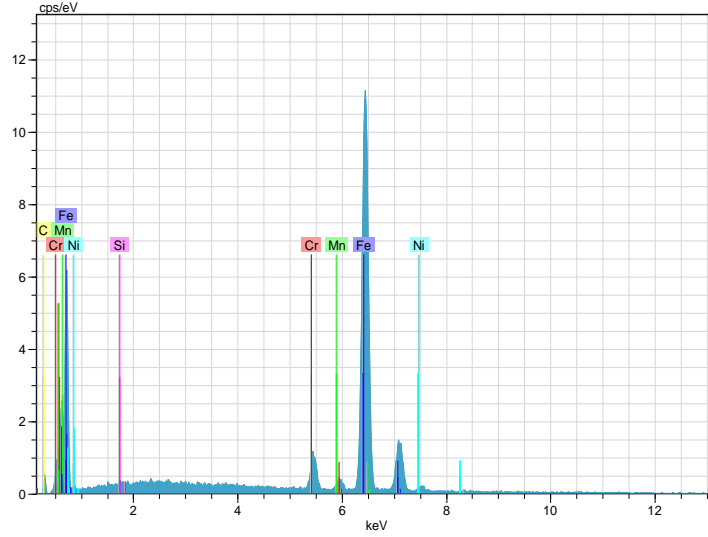
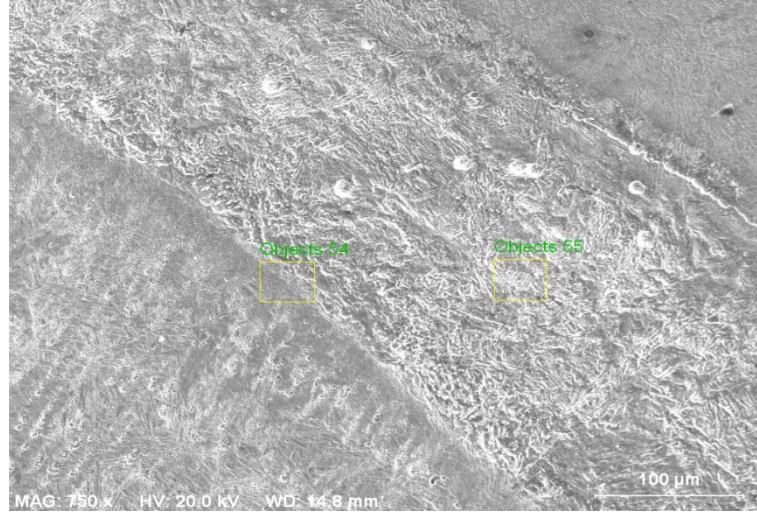
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	53.74	57.27	53.68	1.5
Mn	25	K-series	16.85	17.96	17.11	0.5
Cr	24	K-series	14.68	15.65	15.75	0.4
Ni	28	K-series	6.93	7.38	6.58	0.3
C	6	K-series	1.37	1.46	6.37	0.4
Si	14	K-series	0.26	0.27	0.51	0.0
Total			93.83	100.00	100.00	



Şekil 4.53 S6 numunesinin sol alt 49. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.51 S6 numunesinin sol alt 49. nokta EDS analiz değerleri

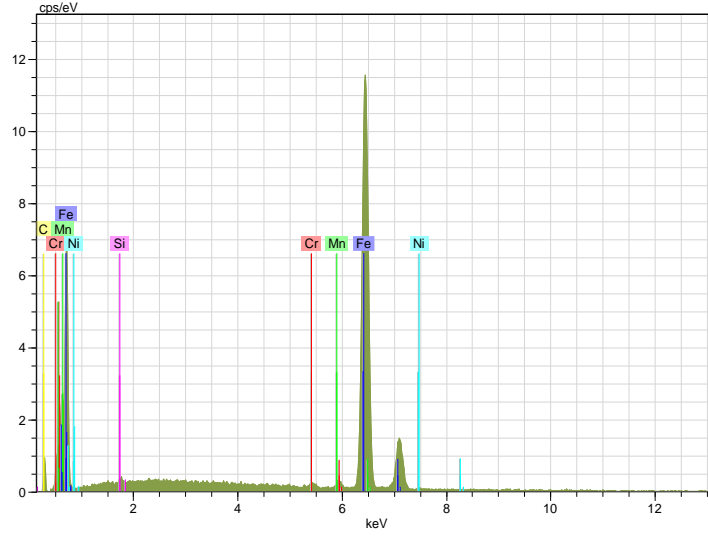
El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	58.53	62.73	59.16	1.6
Mn	25	K-series	18.82	20.17	19.34	0.6
Cr	24	K-series	9.81	10.51	10.65	0.3
Ni	28	K-series	4.64	4.97	4.46	0.2
C	6	K-series	1.24	1.33	5.84	0.4
Si	14	K-series	0.27	0.29	0.55	0.0
Total			93.32	100.00	100.00	



Şekil 4.54 S6 numunesinin sağ alt noktasından alınan SEM görüntüsü ve 50. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.52 S6 numunesinin sağ alt 50. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	66.71	69.22	65.02	1.8
Mn	25	K-series	20.98	21.77	20.79	0.6
Cr	24	K-series	4.66	4.84	4.88	0.2
Ni	28	K-series	2.34	2.42	2.17	0.1
C	6	K-series	1.49	1.55	6.77	0.4
Si	14	K-series	0.19	0.20	0.36	0.0
Total			96.38	100.00	100.00	



Şekil 4.55 S6 numunesinin sağ alt 51. nokta EDS grafiği

Çizelge 4.53 S6 numunesinin sağ alt 51. nokta EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	68.63	72.01	64.94	1.9
Mn	25	K-series	22.39	23.49	21.53	0.7
C	6	K-series	2.68	2.81	11.78	0.6
Ni	28	K-series	0.71	0.75	0.64	0.1
Cr	24	K-series	0.69	0.72	0.70	0.1
Si	14	K-series	0.22	0.23	0.41	0.0
Total			95.31	100.00	100.00	

Numunelere ait EDS analiz sonuçları Çizelge 4.54'te gösterilmiştir.

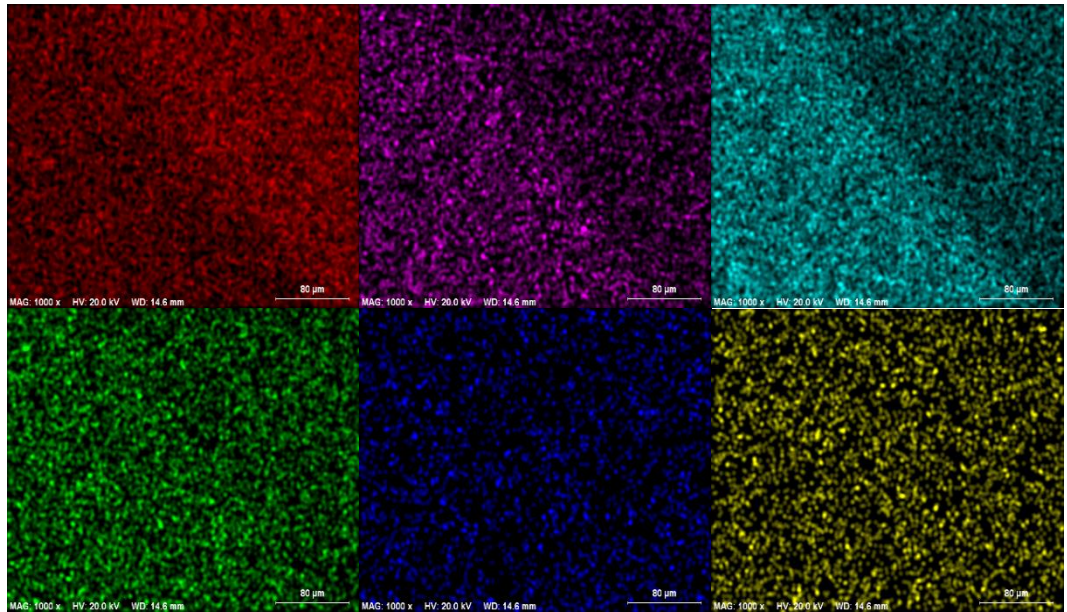
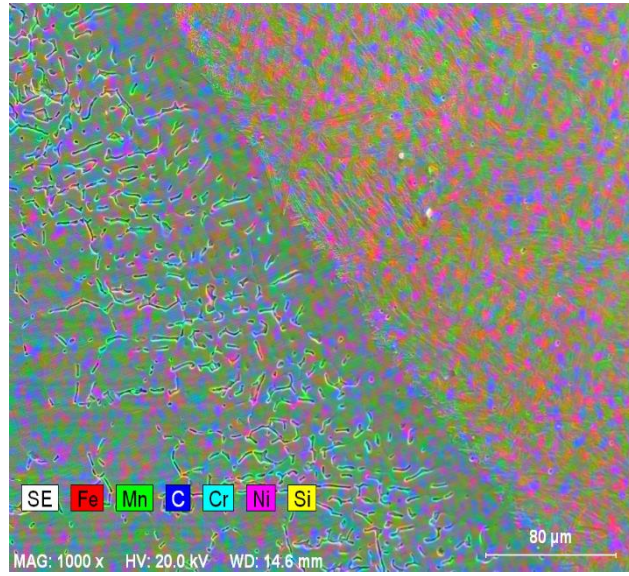
Çizelge 4.54 EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Noktaları	Elementler (% Ağırlık)					
		Fe	Cr	Ni	Mn	C	Si
S1	1.Nokta	61.33	19.34	6.40	8.47	3.93	0.53
	2.Nokta	66.36	14.70	6.24	8.66	3.56	0.48
	3.Nokta	72.44	8.33	3.90	9.66	5.18	0.25
	4.Nokta	70.69	0.95	0.78	9.57	17.63	0.37
	5.Nokta	79.23	0.52	0.62	10.68	8.56	0.40
	6.Nokta	77.97	2.41	1.24	11.09	6.99	0.31
	7.Nokta	81.13	0.42	0.67	10.96	6.12	0.69

	8.Nokta	62.23	19.11	8.50	6.51	3.06	0.58
	9.Nokta	64.78	16.89	7.22	6.96	3.53	0.62
	10.Nokta	72.24	11.47	5.09	7.14	3.54	0.53
S2	11.Nokta	61.36	18.80	7.73	8.80	2.82	0.49
	12.Nokta	63.94	16.68	6.84	8.91	2.89	0.73
	13.Nokta	70.49	11.70	5.03	9.51	2.75	0.53
	14.Nokta	74.04	4.85	1.99	9.43	8.90	0.79
	15.Nokta	82.70	4.14	0.71	11.41	0.65	0.40
	16.Nokta	77.89	4.87	2.24	10.03	4.35	0.62
	17.Nokta	81.36	2.21	1.44	10.16	4.30	0.53
	18.Nokta	81.88	0.45	0.77	9.88	6.59	0.43
	19.Nokta	61.56	18.95	7.87	7.88	3.27	0.47
	20.Nokta	65.52	15.99	6.94	8.78	2.34	0.43
21.Nokta	68.38	13.03	5.64	8.58	3.81	0.56	
S3	22.Nokta	57.28	18.83	7.55	9.06	6.77	0.51
	23.Nokta	62.03	15.73	6.39	9.02	6.30	0.53
	24.Nokta	69.60	10.10	4.23	10.27	5.28	0.52
	25.Nokta	77.90	2.80	1.50	11.87	5.48	0.45
	26.Nokta	79.71	0.63	0.83	11.86	6.40	0.57
	27.Nokta	59.65	19.35	7.44	9.48	3.57	0.51
	28.Nokta	63.68	14.32	6.26	10.22	4.70	0.82
	29.Nokta	69.46	10.20	4.07	10.85	4.74	0.68
	30.Nokta	76.51	2.60	1.37	11.83	7.13	0.57
	31.Nokta	78.76	0.71	0.78	12.43	6.75	0.57
S4	32.Nokta	59.10	18.94	8.51	10.52	2.44	0.50
	33.Nokta	61.95	16.22	6.85	11.08	3.03	0.87
	34.Nokta	69.13	9.93	4.04	11.59	4.86	0.45
	35.Nokta	67.97	8.94	3.66	12.52	6.41	0.50
	36.Nokta	76.29	0.76	0.75	13.72	7.99	0.50
	37.Nokta	57.15	18.91	8.27	10.79	4.40	0.49
	38.Nokta	59.58	18.14	7.66	10.78	3.17	0.68
	39.Nokta	64.40	13.31	5.82	11.94	3.96	0.57
	40.Nokta	72.17	2.66	1.54	13.39	9.71	0.53
	41.Nokta	75.58	0.61	0.84	13.44	8.79	0.72
S6	42.Nokta	50.83	19.65	7.91	16.30	4.99	0.31
	43.Nokta	55.40	15.53	6.45	17.07	5.03	0.52
	44.Nokta	60.66	10.73	4.62	18.54	4.70	0.75
	45.Nokta	68.02	1.74	1.04	22.41	6.29	0.50
	46.Nokta	69.68	0.89	0.75	22.50	5.52	0.65
	47.Nokta	50.38	19.67	8.17	16.65	4.68	0.45
	48.Nokta	53.68	15.75	6.58	17.11	6.37	0.51
	49.Nokta	59.16	10.65	4.46	19.34	5.84	0.55
	50.Nokta	65.02	4.88	2.17	20.79	6.77	0.36
	51.Nokta	64.94	0.70	0.64	21.53	11.78	0.41

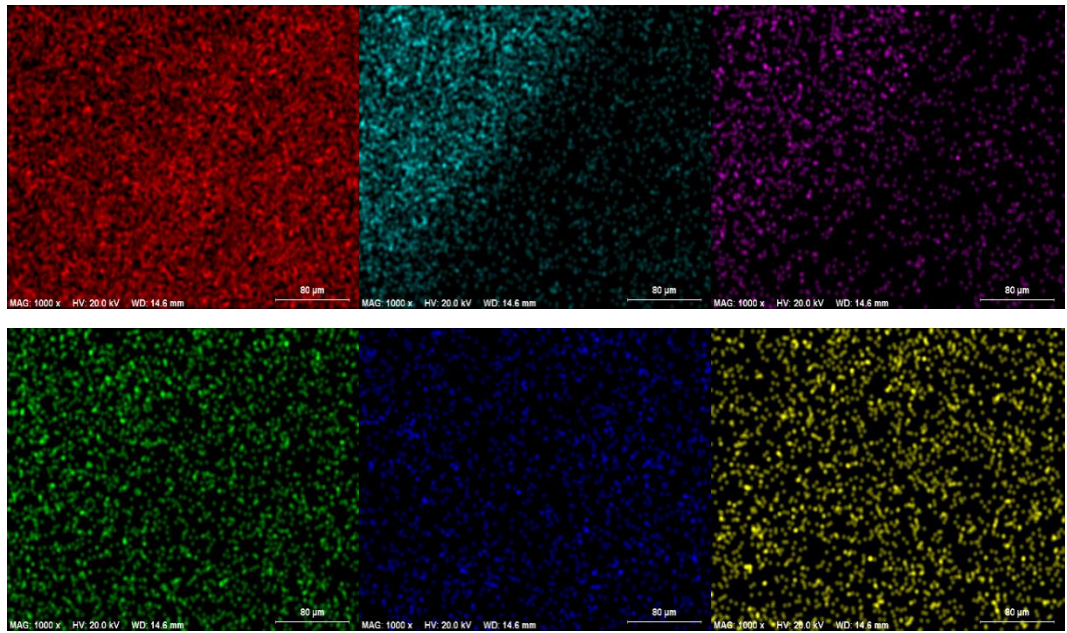
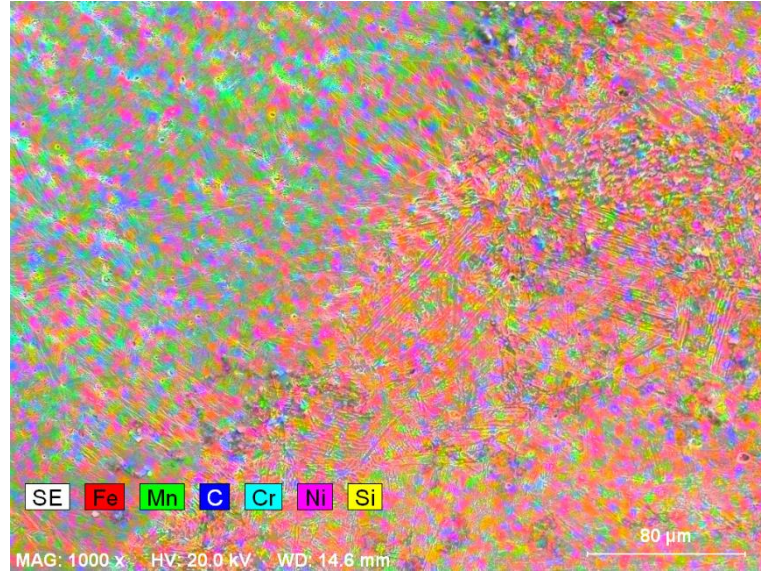
4.3.3. Elementel Haritalama (Mapping) Analiz Sonuçları

ITAB-A ve ITAB-B bölgesinden alınan Mapping analiz sonucu görüntüleri Şekil 4.56 ve 4.57’de verilmiştir. AISI 304 tarafı geçiş bölgesi ve kaynak metali elementel haritalandırma analizi değerlendirildiğinde Fe, Cr, Ni, Mn ve Si elementleri yoğun bir şekilde tespit edilmiştir.



Şekil 4.56 ITAB-A bölgesi mapping analiz sonucu elementlerin görüntüleri

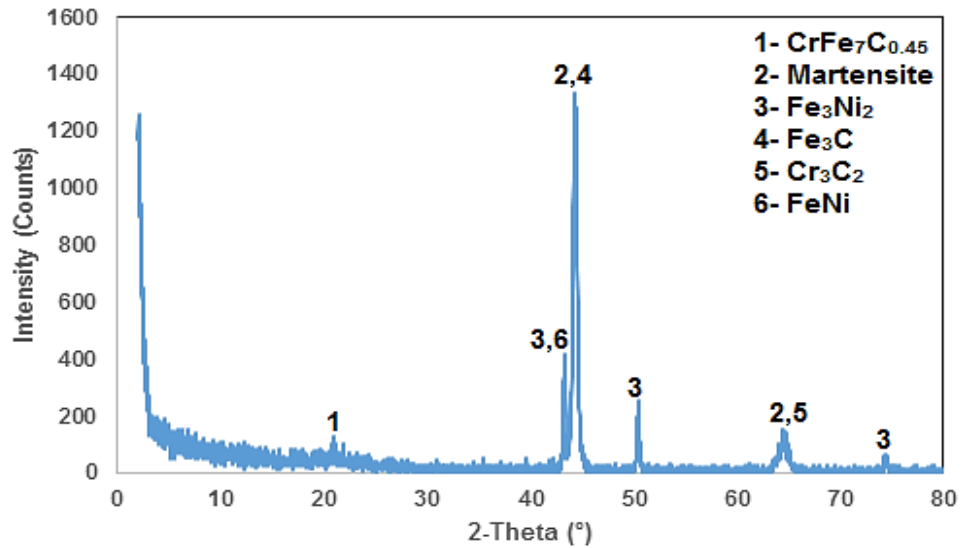
DUROSTAT 500 tarafı geçiş bölgesi ve kaynak metali elementel haritalandırma analizi değerlendirildiğinde Fe, C, Ni, Mn ve Si elementleri yoğun bir şekilde tespit edilmiştir. Burada ITAB-A tarafından kaynak metaline geçen nikel elementinin yoğun bir şekilde burdan da ITAB-B tarafına geçtiği açıkça görülmüştür. Yine aynı şekilde ITAB-B tarafından da kaynak bölgesine karbon difüzyonu olduğu analizlerden tespit edilmiştir.



Şekil 4.57 ITAB-B bölgesi mapping analiz sonucu elementlerin görüntüleri

4.3.4. XRD Sonuçlarının Değerlendirilmesi

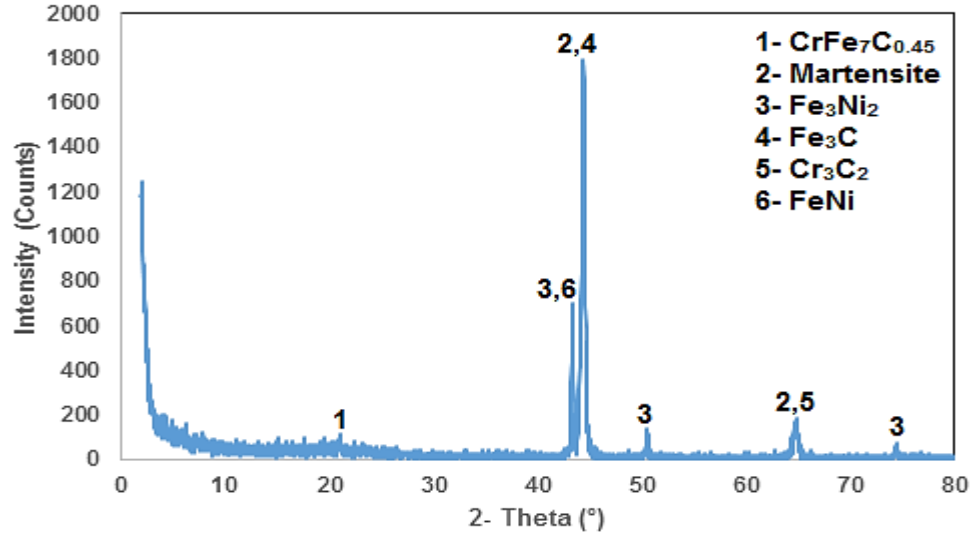
Bazı numunelere ait X-Ray analiz grafikleri Şekil 4.58-4.60'ta ve bu numunelere ait oluşan faz ve bileşikler Çizelge 4.55-4.57'de verilmiştir. XRD çalışmalarına göre Martenzit ve Fe_3C fazları yüksek yoğunluklu pikleri işaret ederken $CrFe_7C_{0.45}$, $FeNi$, Cr_3C_2 ve Fe_3Ni_2 fazları düşük yoğunluklu piklere sahiptir. Artan akım yoğunluğuna bağlı olarak fazların ve bileşiklerin piklerinin yoğunluklarında artmalar gözlenmiştir.



Şekil 4.58 S1 numunesinin X-ışını analiz grafiği

Çizelge 4.55 S1 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler

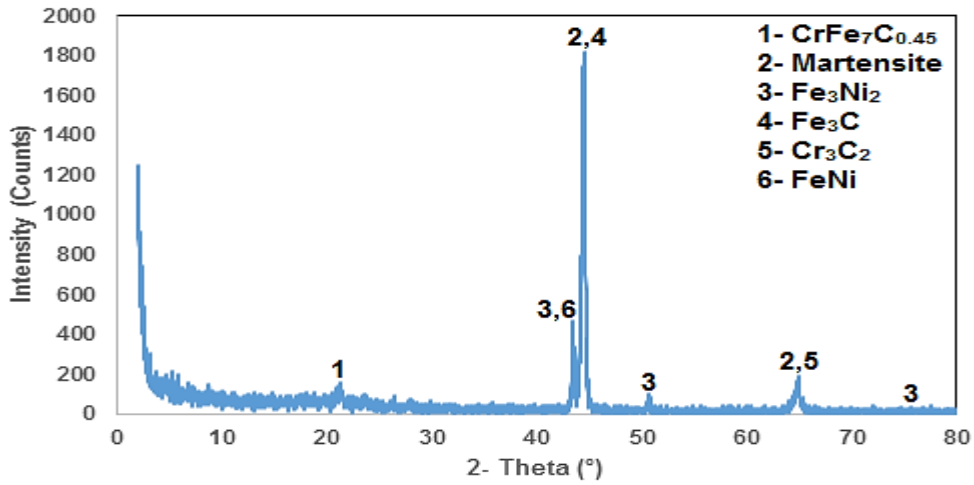
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I ₁)	Faz
21.216	4.1843	5.7	$CrFe_7C_{0.45}$
44.321	2.0421	100	Martensite, Fe_3C
43.300	2.0878	28.7	$FeNi$, Fe_3Ni_2
50.460	1.8071	16.6	Fe_3Ni_2
64.461	1.4443	11.1	Martensite, Cr_3C_2
74.523	1.2722	3.8	Fe_3Ni_2



Şekil 4.59 S3 numunesinin X-ışını analiz grafiği

Çizelge 4.56 S3 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler

2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I ₁)	Faz
74.418	1.2738	3	Fe ₃ Ni ₂
21.061	4.2148	5.1	CrFe ₇ C _{0.45}
43.341	2.0860	35	FeNi, Fe ₃ Ni ₂
44.440	2.0369	100	Martensite, Fe ₃ C
50.498	1.8058	6.5	Fe ₃ Ni ₂
64.820	1.4372	8.5	Martensite, Cr ₃ C ₂



Şekil 4.60 S6 numunesinin X-ışını analiz grafiği

Çizelge 4.57 S6 numunesinin X-ışını analiz sonucuna göre tespit edilen faz ve bileşikler

2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I ₁)	Faz
5.911	14.9398	8.5	CrFe ₇ C _{0.45}
43.501	2.0787	24.8	Fe ₃ Ni ₂ ,FeNi
44.520	2.0334	100	Martensite,Fe ₃ C
50.701	1.7991	5.2	Fe ₃ Ni ₂
64.937	1.4349	9.7	Martensite,Cr ₃ C ₂
72.004	1.3104	2	Fe ₃ Ni ₂

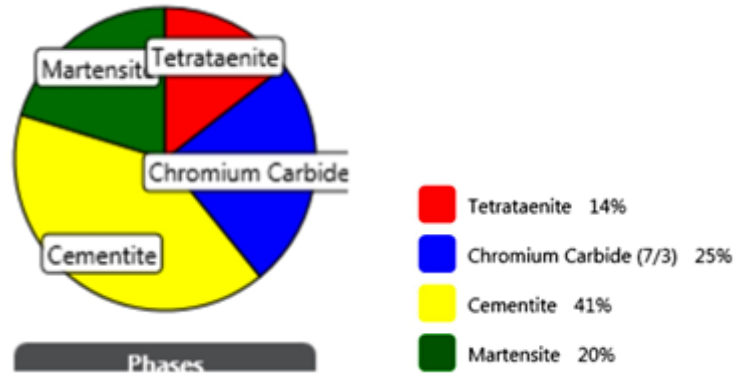
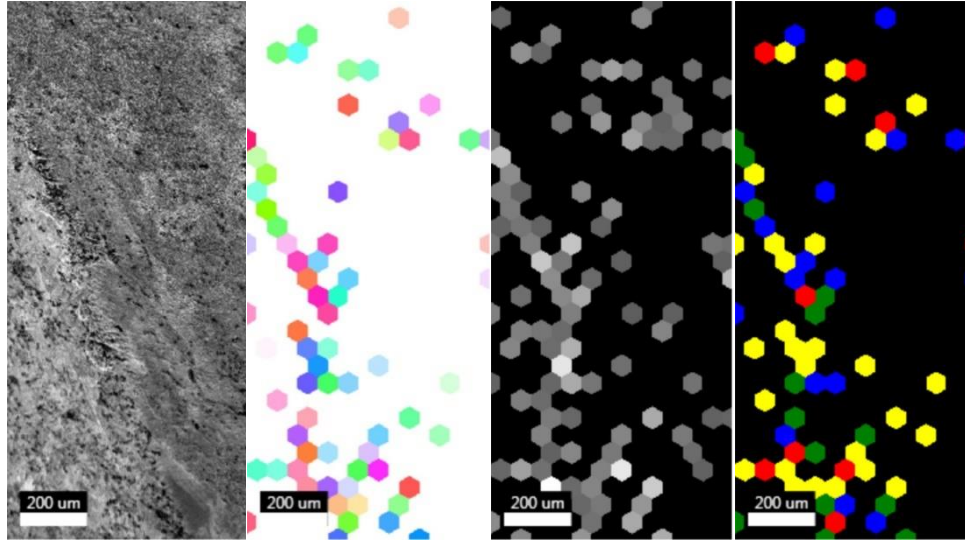
4.3.5. Elektron Geri Saçılım Difraksiyon (EBSD) Sonuçları

S5 numunesinin EBSD analiz sonuçlarına göre kaynak bölgesinin yapı olarak %41 sementit, %25 krom karbür, %20 martenzit ve %14 tetrataenite fazlarından oluştuğu Şekil 4.61'deki görselden anlaşılmaktadır. Kaynak bölgesinin bu şekilde meydana gelmesinin sebebi ana metallere karbon oranı fazla olan metalden kaynak bölgesine yoğun bir karbon atomunun difüze olduğunu göstermektedir. Ayrıca krom karbür oranının yüksek olması kaynak metalindeki C'lerin yüksek sıcaklık ortamında Cr elementi ile bu bileşiği meydana getirebilmesi için kritik olan süre kadar bu yüksek sıcaklığa maruz kaldığını göstermektedir.

Kaynaklardaki tane yönelimlerinin ideal konumlarından kayması, muhtemelen katılaşma sırasında dendrit ucundaki diferansiyel termal gradyandan kaynaklanmaktadır. Bu şekillerden, krom ve nikelin, paslanmaz çelikten DUROSTAT 500 çeliğine dağıldığı ve DUROSTAT 500 çeliğinden de demir ve karbonun paslanmaz çeliğe difüzyonu olduğu gözlenmiştir.

Ergime bölgesinde Ni ve Cr'nin varlığı, sadece verilen lineer enerji tarafından geliştirilmiş difüzyon etkilerinden kaynaklanmaktadır. Bu açıdan bakıldığında, Ni'nin difüzyon etkisinin Cr'den iki kat daha düşük olduğu sonucuna varılabilir. Bu da difüzyon katsayısının demir matriksinde Ni için Cr'den daha büyük olduğu gerçeğine tekabül eder. Krom ve nikel, işlenmemiş esas malzemeye yakın ergime bölgesinde de sırasıyla %12 ve %20 oranında azalma göstermektedir.

EBS D verilerine dayanarak, esas malzeme ve kaynak metali karşılaştırıldığında daha yüksek sertliğe sahip olan kaynak metali ve ITAB (yaklaşık ~ -2.5 mm bir bölgeye) yayılmaktadır. Bu, ilgili bölgedeki daha küçük tane büyüklüklerinin EBS D gözleminde tahmin edilen ITAB genişliği ile tutarlıdır. Düşük sertlikli bölgelerin EBS D'den daha büyük tane boyutlarına karşılık geldiğini görmekteyiz.



Şekil 4.61 EBS D analiz sonuçları

4.4. Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Farklı akım şiddeti (410, 420, 430, 440, 450 ve 460) kullanılarak kaynak edilen plakaların, kaynak dikişinden ana metale doğru hem üst taraftan hem de alt taraftan doğrusal bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla alınan mikrosertlik ölçümleri Şekil 4.62 ve Şekil 4.63'te gösterilmiştir. S1-S6 numaralı bütün numunelerin sertlik grafikleri incelendiğinde üç farklı bölgede (ITAB-A, ITAB-B ve Kaynak metali) sertlik değerlerinin değiştiği görülmüştür. Bütün numunelerin ölçüm sonuçları kaynak merkezinden ana malzemelere doğru gidildikçe sertlik değerlerinin düştüğü tespit edilmiştir. Mikrosertlik test sonuçları, sertlik değerinin kaynak akımı ve ısı girişindeki artışla azalma eğiliminde olduğunu göstermektedir. Kaynak merkezindeki sertlik değerinin ana malzemeler olan AISI 304 ve DUROSTAT 500 sertlik değerinden yüksek çıktığı görülmektedir. Delta ferritinin mevcudiyetinin ve dağılımının kaynak metalinin sertliği üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Bütün numunelerin kaynak bölgesi sertlik profilleri bu şekilde çıkmıştır. Kaynak dikişinden ana metallere doğru giderken sertlik değerleri düşüş göstermiş ve ana metallerdeki sertlik değerleri ana metallerin sertlik değerleri ile benzer çıkmıştır. Kaynak bölgesi sertlik değerleri incelendiğinde bütün numunelerin kaynak bölgesi ortalama mikrosertlik değerinin birbirine çok yakın değerde çıktığı görülmüştür. Ancak, kaynak bölgesinden ana metale doğru geçiş yaparken ITAB-B tarafındaki sertlik değerlerinin ITAB-A tarafındaki sertlik değerlerinden biraz daha yüksek olduğu göze çarpmaktadır. Bunun sebebinin ise ITAB-B tarafındaki ana malzemenin karbon oranının yüksek olmasından dolayı kaynaklı birleşme sırasında karbon atomlarının bu bölgeye difüze ederek yapının katılaşma esnasında hızlı soğuma sonucu sert olan martenzit ve sementit gibi yapıların meydana gelmesinden dolayı sertliğinin yüksek çıktığı sonucuna varmaktayız. Ayrıca, ferritin mikrosertliğinin östenitinkinden daha yüksek olduğu bilinmektedir. Kaynak metali ve ITAB-DUROSTAT 500 tarafında sertliğin AISI 304 tarafına göre daha yüksek çıkmasının nedeni yüksek Creq / Nieq oranının ve daha hızlı soğutma oranının olmasıdır. Bu durum kaynak metalinde östenitin daha az fraksiyonuna ve daha fazla miktarda krom karbür çökmesine neden olur ve bunun sonucunda en yüksek sertlik elde edilir.

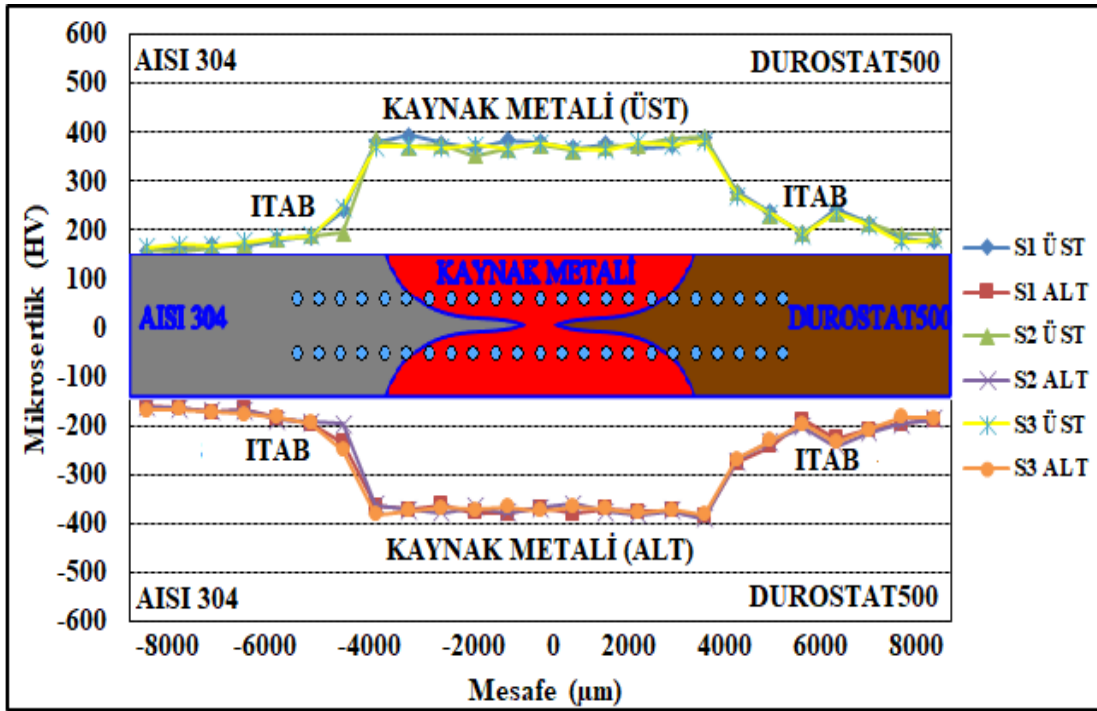
Kaynak ara yüzeyindeki daha yüksek sertlik, DUROSTAT 500 çelik tarafından AISI 304 tarafına karbon geçişine bağlanabilir. Bu bölgenin Fe, Ni ve Cr ile zenginleştirilmesinden ve sonrasında intermetalik FeNi/CrNiFe fazlarının oluşmasından kaynaklanabilir. Tüm kaynaklı bağlantıların ITAB'ındaki bu mikrosertlik eğiliminin nedeni, kaynak / ergime bölgesine bitişik olan alanın nispeten yavaş bir soğutma hızı yaşadığı ve bu nedenle kaba taneli bir mikroyapıya sahip olmasıdır. Oysa esas metale bitişik olan alan yüksek soğutma hızına maruz kalmaktadır ve daha dik termal gradyanlara ve dolayısıyla ince taneli mikroyapıya sahiptir.

Perlitik yapıyla karışmış ferritin DUROSTAT 500 tarafında kaynak arayüzeyinde baskın olduğu görülmektedir. Büyük miktarlarda Cr ve Ni nedeniyle, AISI 304 tarafında östenit ve bir miktar ferrit karışımı içeren ikiz yapı görülmektedir. Kaynak sırasında, ergime bölgesine yakın bölge, AC₃ noktasının üzerindeki bir sıcaklıkta hızlı bir şekilde ısınır. Östenitik çeliğin kaynak ara yüzeye yakın mikroyapısı, az miktarda karbür çökmesi ile birlikte az miktarda tanelerin yeniden kristalleşmesinin kanıtıdır. Ayrıca, DUROSTAT çeliğin ITAB'ında tane boyutunda, soğutma oranındaki değişikliklerden kaynaklanan çok fazla değişiklik vardır. Ni ve Cr göç olayları ve hızlı soğutma koşulu, kaynak bölgesinde martenzit mikroyapısının oluşmasına ve ısıdan etkilenen bölgenin sertleşmesine neden olmuştur. Arayüzeydeki mikroyapılar son derece heterojendir ve çoğu dendritik yapılardır.

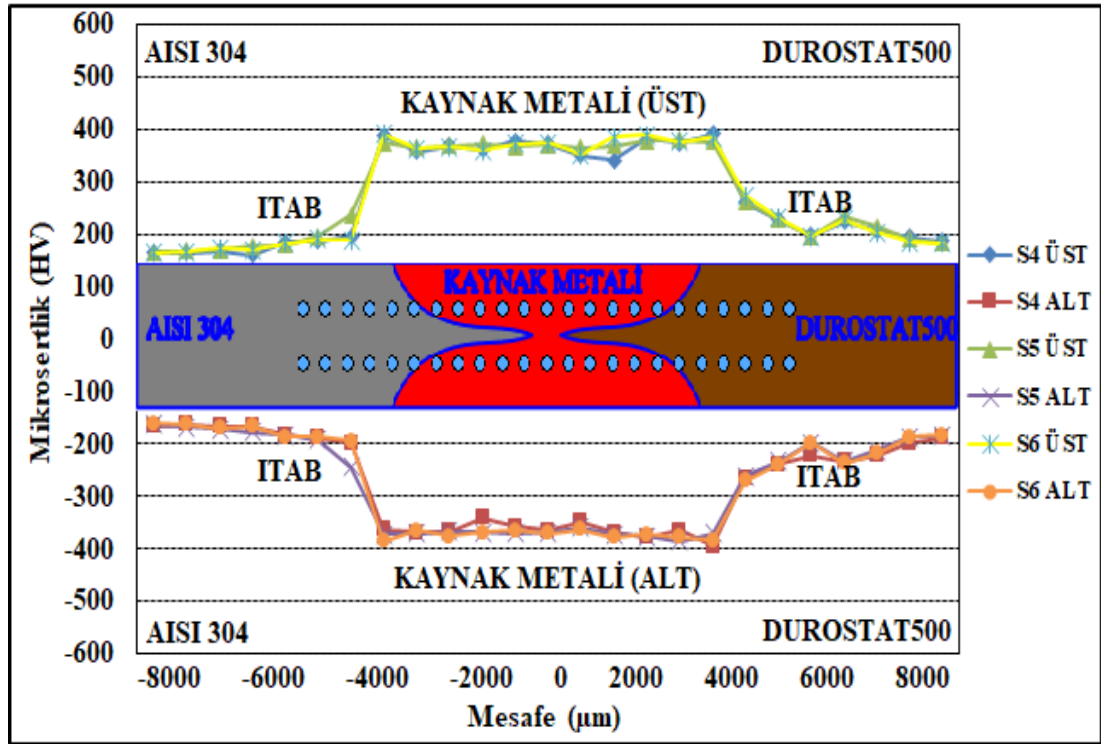
DUROSTAT 500'ün ITAB tarafındaki sertliği faz dönüşümü nedeniyle kademeli olarak 195 HV'den 220 HV'a yükselir. Östenitik taraf için, ITAB sertliğinin değişimi yaklaşık 220 HV'ye kadar bir artışla daha belirgindir. Östenitik taraftaki sertliğin değişmesi, yeniden kristalleşme, karbür çökeltmesi ve kaynak işlemi sırasında tane sınırlarında ferrit oluşumu nedeniyle olmaktadır. Bu AISI 304 / DUROSAT 500 çelik çiftinin kaynak metalinin sertliği üzerinde delta ferritin mevcudiyetinin ve dağılımının önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir.

Kaynaktaki ve ITAB'daki Ni, Cr ve Fe elementlerinin miktarındaki değişim, TIG kaynak işlemi durumunda dendritler arası ayrışma ve diğer aşamalardan kaynaklanabilir. Bu, DUROSTAT 500 tarafının kaynak ara biriminde Fe, Cr ve Ni zenginleşmesinin daha yüksek sertlik değerlerinden de belirgin olduğunu göstermiştir.

Ayrıca, DUROSTAT 500 tarafındaki karbon yüzdesi, AISI 304 ve kaynak metaliyle karşılaştırıldığında daha fazlaydı. Sertliği düşürdüğünüzde, malzemenin mukavemeti azalır. DUROSTAT 500'ün ITAB'ında martenzit ve AISI 304'ün ITAB'ında vermiküler ferrit ve / veya δ -ferrit varlığı daha iyi bir güç için katkıda bulunmuştur. Dolayısıyla, gerilme kopmaları bu bölgelerde meydana gelmedi. Östenitik taraftaki sertliğin değişmesi, yeniden kristalleşme, karbür çökmesi ve kaynak işlemi sırasında tane sınırlarında ferrit oluşumu nedeniyle görünmektedir.



Şekil 4.62 S1, S2 ve S3 numunelerinin mikrosertlik sonuçları



Şekil 4.63 S4, S5 ve S6 numunelerinin mikrosertlik sonuçları

Çizelge 4.58 Kaynaklı birleştirmelerin ortalama mikrosertlik değerleri

Malzeme	Numune No	Akım Şiddeti (A)	Sertlik Değeri (HV)		
			AISI (ITAB)	Kaynak Metali	DUROSTAT (ITAB)
AISI 304/ DUROSTAT 500	S1	410	175	373	214
	S2	420	185	372	215
	S3	430	175	368	217
	S4	440	186	372	218
	S5	450	175	373	219
	S6	460	181	375	221

4.5. Çekme Deneyi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Yapılan çekme deneyleri sonucunda elde edilen veriler Şekil 4.64'te gösterilmiştir. Her numune için çekme dayanım değerleri: S1= 511, S2= 532, S3= 571, S4= 642, S5= 670 ve S6= 677 MPa olarak elde edilmişlerdir. Çekme testi uygulanan Resim 4.11'deki kırık numune fotoğrafları incelendiğinde, bütün kaynaklı

numunelerin belli bir akma noktası göstermeden sünek bir şekilde kırıldıkları ve S1-S4 numunelerinin kaynak metali bölgesinden kırıldığı, S5 ve S6 numunelerinin ise AISI 304 ana metal bölgesine yakın bir yerden kırıldığı görülmektedir. S1-S4 numunelerinin çift taraflı kaynak sonucunda karşılıklı kaynak dikişlerinin birbirine tam nüfuziyetle birleşmemesi sonucu meydana gelen boşlukların çentik etkisi yaparak bu numunelerin kaynak dikişinden kırıldığı sonucuna varılmıştır. Burada da bu numuneler için kullanılan akım şiddetinin kaynak dikişlerinin karşılıklı olarak birbirine nüfuziyeti için yeterli olmadığını göstermektedir. S5 ve S6 numunelerinin ise kaynak dikişleri incelendiğinde her iki numunenin çift taraflı olarak çekilen kaynak dikişi sonucunda dikişlerin karşılıklı olarak birbirine nüfuziyeti görülmüş ve yapılan çekme testi sonucunda bu numunelerin diğer numunelerden farklı olarak AISI 304 ana malzeme tarafından kırılma gösterdiği tespit edilmiştir. Burada da artan akım şiddeti ile beraber çift taraflı kaynak dikişleri arasındaki mesafenin tamamen kapandığı gözlenmiş ve çekme testi sonucunda bu iki numunenin kaynak bölgesinden kırılmamasının sonucu olarak her iki numune için kullandığımız akım şiddetinin kaynak dikişinin nüfuziyeti için ideal değerler olduğu sonucuna götürmektedir. Hatta burada istediğimiz kaynak profili olan kum saati şeklinin S6 numunesinde tam olarak meydana geldiğini görmekteyiz. Bütün numunelerin artan akım şiddetine bağlı olarak çekme dayanımlarının da arttığı ve en yüksek çekme dayanımı ise S6 numunesinde kaydedilmiştir. Tüm kaynaklı birleştirmeler ergime bölgesinden ayrıldığından, çekme sonuçlarının bu nedenle kaynak metali ve hatta ITAB'ın esas metal ile birlikte daha güçlü olduğunu göstermektedir.

AISI 304 paslanmaz çeliği, daha kırılğan bir davranışı olan DUROSTAT 500 çelikten daha yumuşaktır. Paslanmaz çelik, Durostat çelikten beş kat daha fazla uzamaya sahiptir. Karbon çeliği tarafının ısıdan etkilenen bölgesi, AISI 304 tarafındaki ITAB'tan daha serttir.

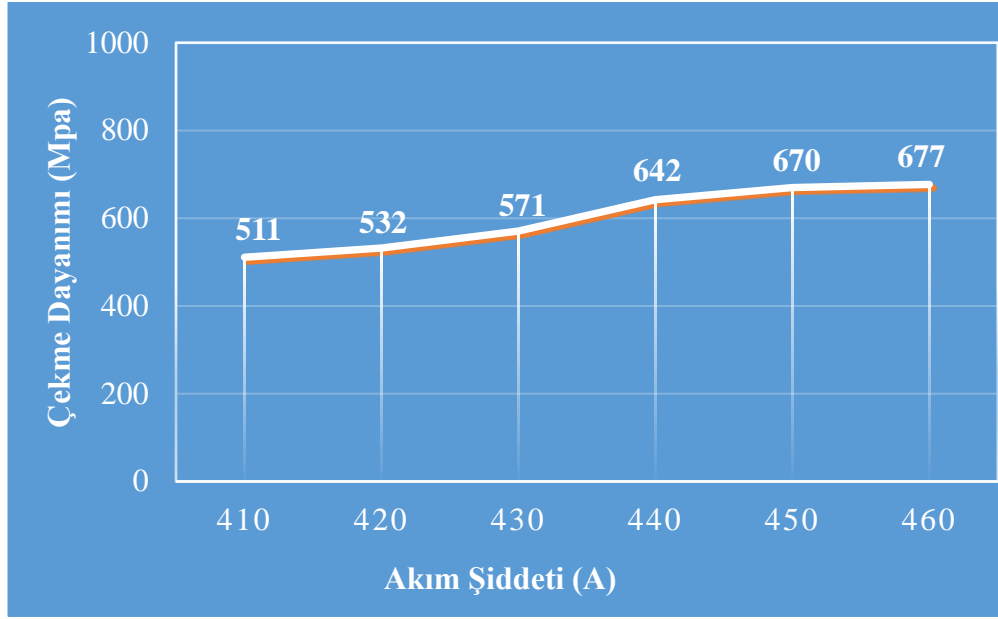
Çift taraflı TIG ark kaynağında ITAB, deneyde kullanılan düşük kaynak hızına ve yüksek ısı girişine bağlanır. Ergime havuzunun boyutu küçüktür ve soğutma hızı çok hızlıdır. Üstelik, soğutma işleminde ana malzeme ile ergime bölgesi arasındaki tanelerin büyümeye vakti yoktur. Ayrıca, yüksek ısı girişinin alaşım elementlerinin mikro-ayrılmasını ve Cr-tükenmiş bölgelerin oluşumunu indüklemesi muhtemeldir ve

TIG birleştirmesi için mekanik özelliklerde bozulmaya neden olur. Düşük ampere bağlı TIG kaynak işleminde düşük ısı değeri girişinden dolayı daha dar kaynak genişliği nedeniyle ergime sınırında mükemmel birleşme sağlamak, her iki tarafa da çok fazla difüzyon ile ulaşmak zordur. Ergime eksikliğinin gerilme özelliklerini belirlemede olumsuz bir rol oynadığı açıktır. S6 numunesinin S1 numunesinden daha yüksek çekme dayanımı, deformasyona karşı biraz daha yüksek dirence sahip olması daha güçlü kaynak metaline bağlanır. Kaba tane büyüklüğü nedeniyle kaynak yapısı, plastikliği ve tokluğu büyük ölçüde azaltan kaynak sonrası soğuma durumunda ortaya çıkar. Mekanik özellikler, kaynağın geometrik görünüşü ve boyutundan doğrudan etkilenir. Kaynak bağlantısının yüksek mukavemeti, temperlenmemiş martenzitik yapının varlığına ve kaynak ergime bölgesinde daha yüksek sertliğe bağlanabilir. Kaynaklı birleştirmelerin ortalama darbe tokluğu, kaynak ergime bölgesinin martenzitik yapısının varlığından dolayı en düşük olduğu bulunmuştur. Östenitik paslanmaz çelik ana metaller ve kaynak metalleri, sigma fazının oluşmasıyla gevreklemeye yatkındır. Oluşumu 600 – 900 °C arasında olup en hızlı şekilde yaklaşık 800 °C'de östenitik-ferritik kaynak metallerinde oluşur. Ark akımının genişlemesi sonucu ısı girişi artarak soğutma hızı düşer, bu nedenle sigma faz sıcaklık aralığında mikroyapının gelişiminde daha fazla zaman vardır. Bu, ark akımı arttığında sigma fazının dağılımının artmasına neden olur. Ark akımının artırılmasına rağmen, sigma fazının kaynak bölgesindeki ve ITAB'daki dağılımı artar. Aksine sıcak çatlama etkinliği ve karbür çökeltme dağılımı ark akımının genişlemesinin sonucu olarak ısı girişi artırılarak azalır. Sigma fazı ve karbür fazları, kaynaklı birleştirmenin kırılma başlangıcı için stres konsantrasyonu görevi görebilir [68,69,84].

Sıcak numunelerin kırılma yüzeylerinde gözlenen çatlama, gözeneklilik ve büzülme kusurlarından kaynaklanan bazı dağılmış boşluklar, kaynaklı birleştirmenin gerilme mukavemetini önemli ölçüde azaltır. Yüksek akım değerlerinde numunelerin cürüfsüz bir şekilde tam bir ergimeyle birbirine tam bir nüfuziyetle birleştiği açıktır. TIG kaynağının yüksek ısı girişi nedeniyle ergimiş havuzun akışkanlığının kuvvetli olmasından dolayı AISI 304 kenarının sıcaklığının yüksek olduğunu, kaynaktan sonra soğutma esnasında östenit tane sınırlarında biraz ferrit çökeceğini de göstermektedir.



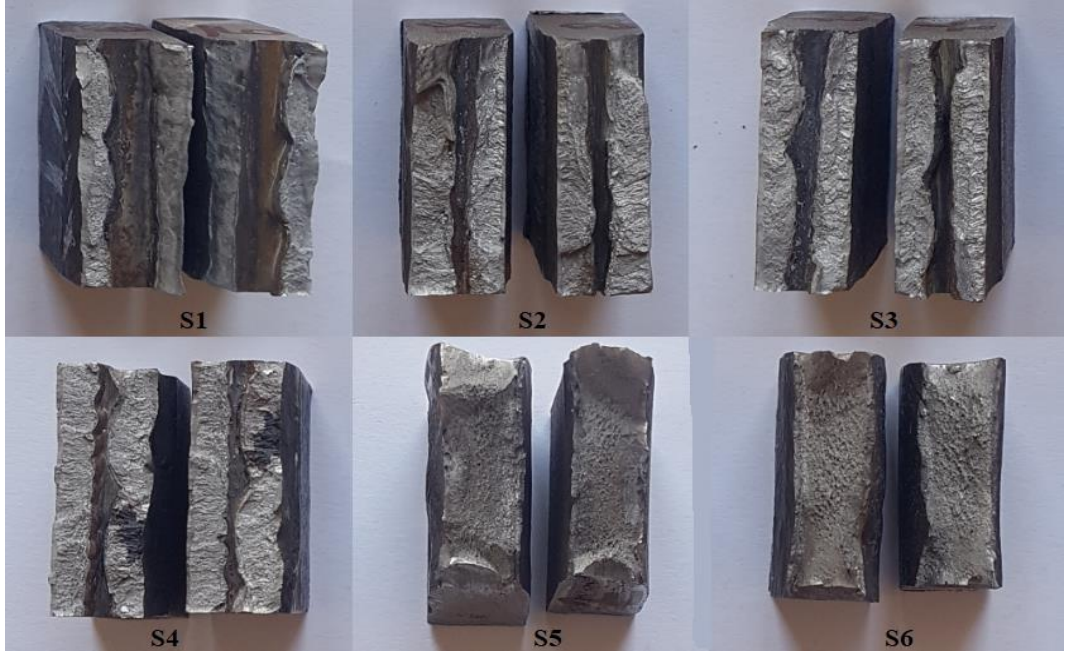
Resim 4.11 Çekme testi sonrası kaynaklı numunelerin kırılmasını gösteren fotoğraflar



Şekil 4.64 Çekme dayanımı sonuçları

4.5.1. Çekme Testi Sonucu Kırılan Kırık Yüzey Numunelerinin Makro İncelenmesi

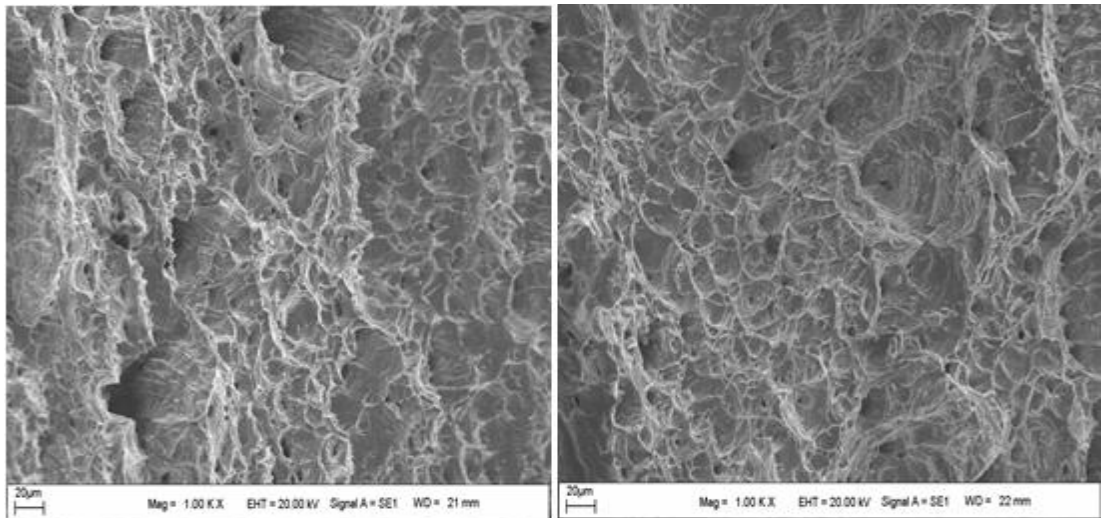
Deney numunelerinin çekme testi sonrası kırık yüzey makro görüntüleri Resim 4.12’de verilmiştir. Kırık yüzey fotoğraflarına bakıldığında kaynaklı numunelerin kırık yüzeylerinin lifli süngerimsi bir yapıda olduğu görülmüştür. Bu tür görünüm yüzeyleri malzemelerin sünek davranışının bir göstergesidir. S1-S4 numunelerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde bu numunelerde kullanılan akımın yetersiz olmasından dolayı tam nüfuziyet sağlanmadığı için karşılıklı çekilen dikişler arasında boşluklar olduğu görülmüştür. Ancak S5-S6 numunelerinde tam nüfuziyet sağlandığı için arada herhangi bir boşluğa rastlanılmamıştır.



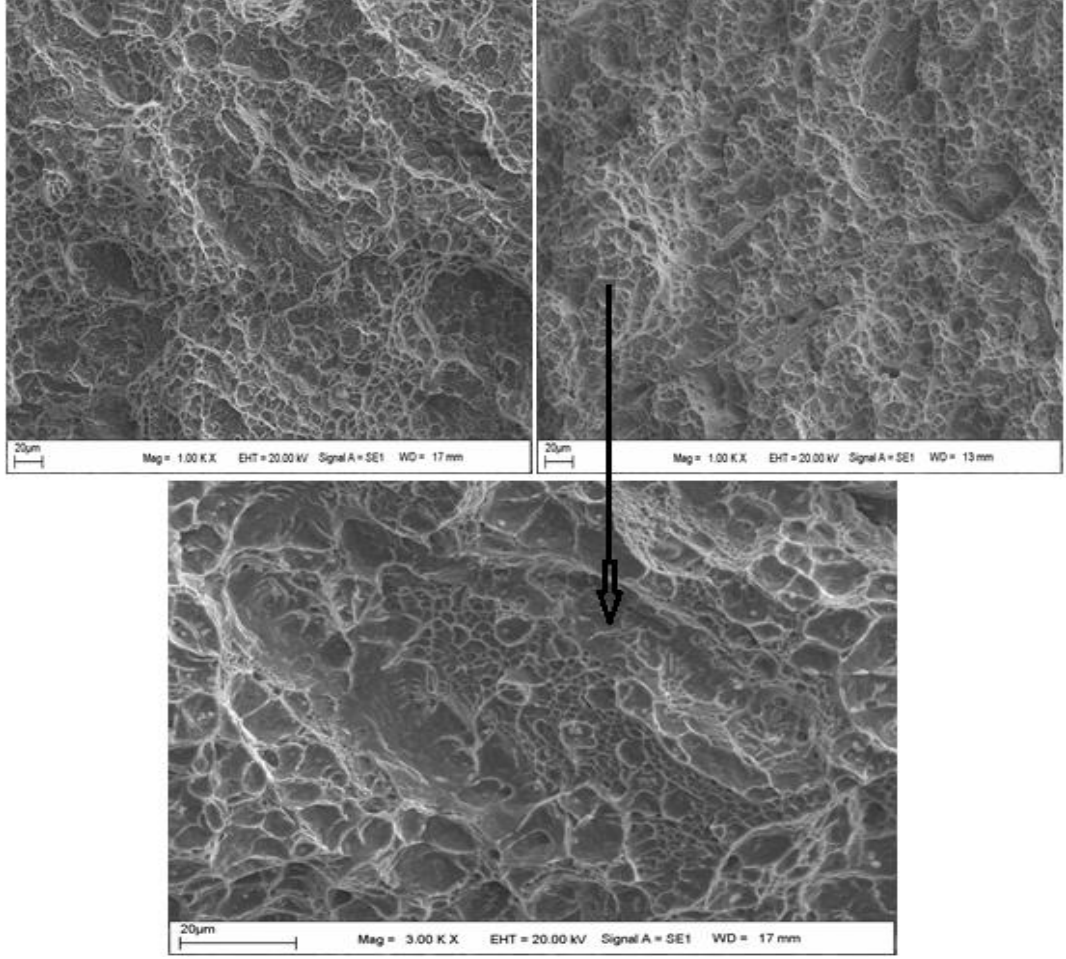
Resim 4.12 Numunelerin çekme testi sonrası kırık yüzey görüntüsü

4.5.2. Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görüntüleri

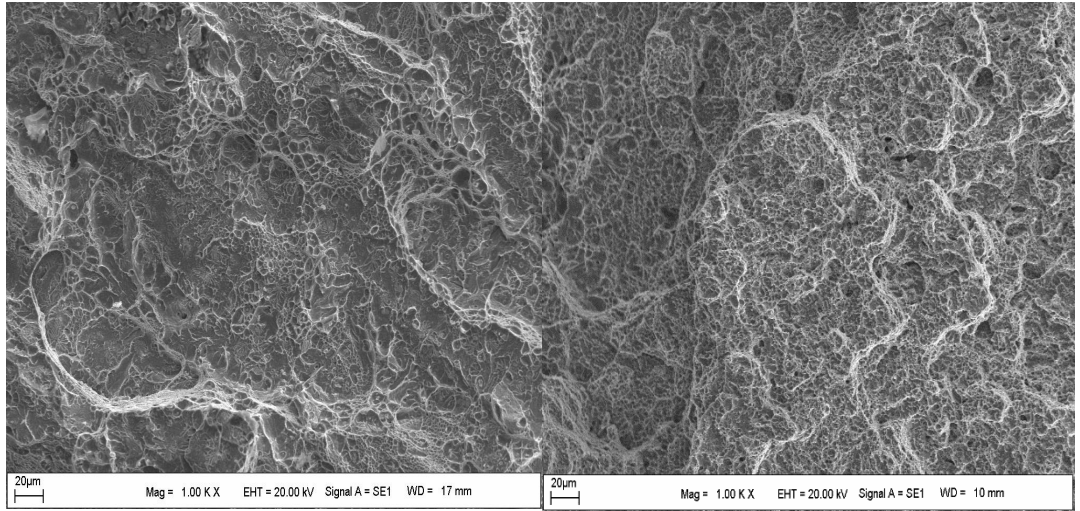
S1, S3, S5 ve S6 numunelerinin Resim 4.13-4.16'da verilen kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde kırılma yüzeyinde ince ve homojen gamzelerin varlığı, numunelerin çekme testi altında kopmasının sünek bir şekilde meydana geldiğini gösterir.



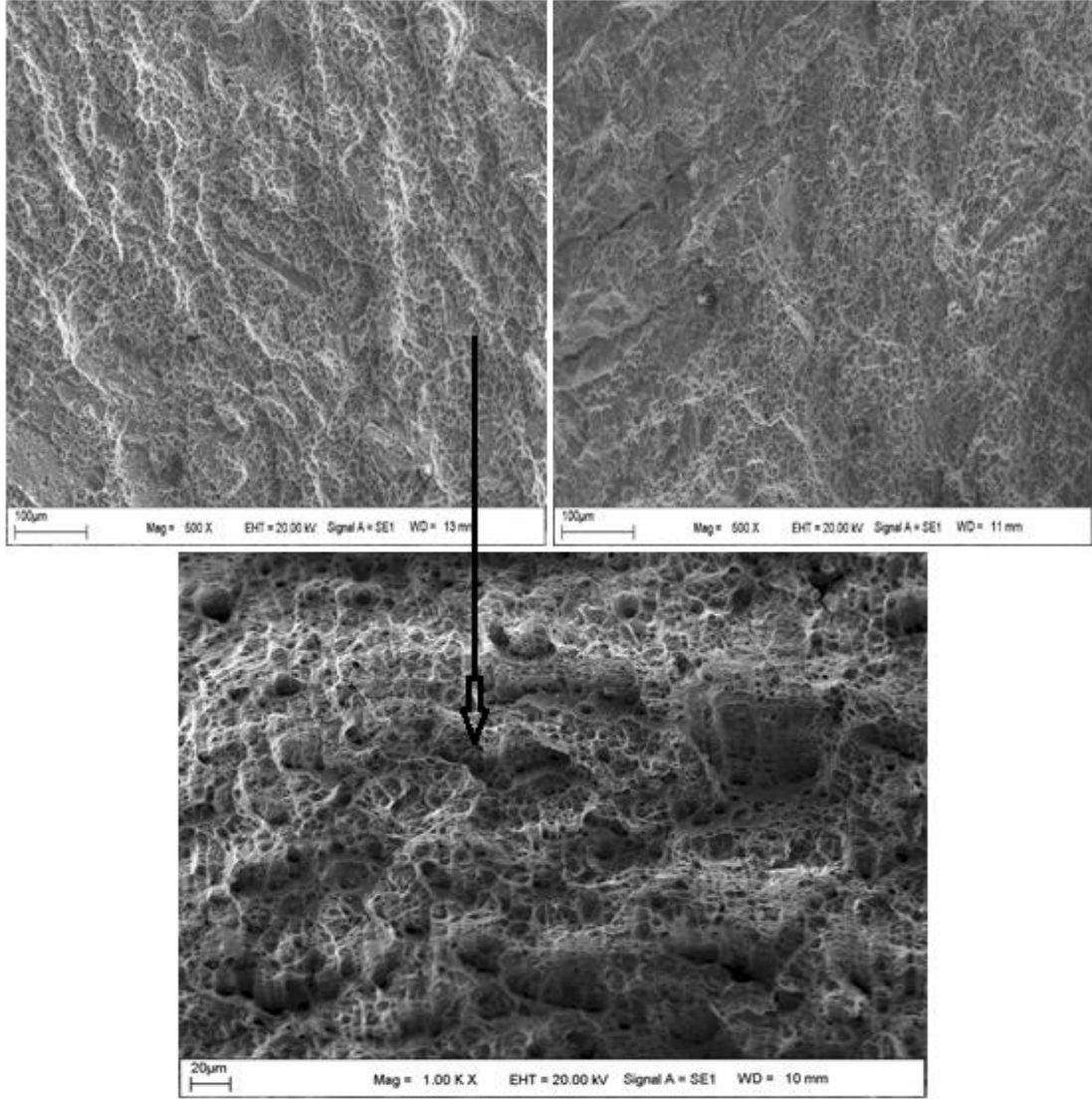
Resim 4.13 S1 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü



Resim 4.14 S3 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü



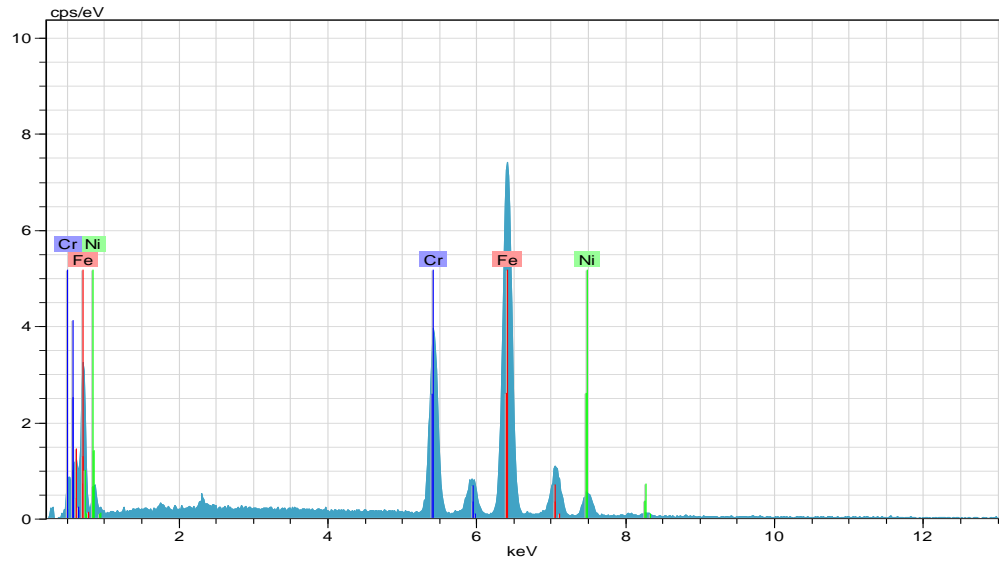
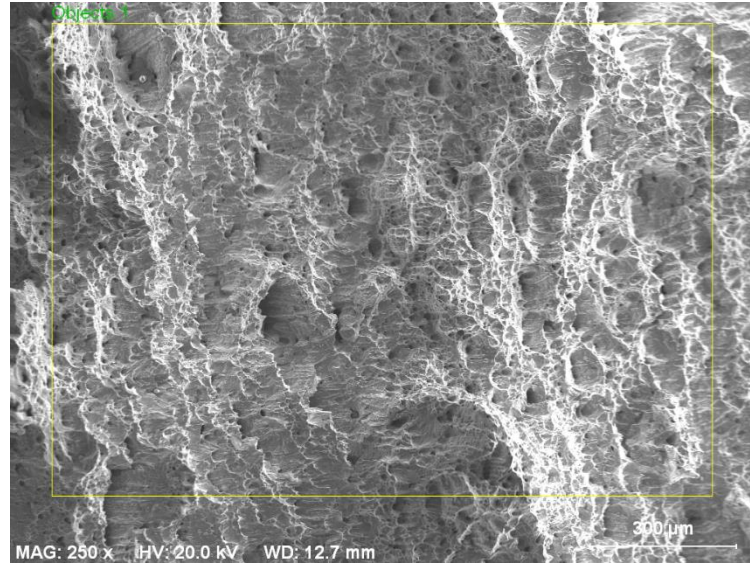
Resim 4.15 S5 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü



Resim 4.16 S6 numunesi çekme testi sonrası sol ve sağ taraf SEM kırık yüzey görüntüsü

4.5.3. Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey EDS Görüntüleri

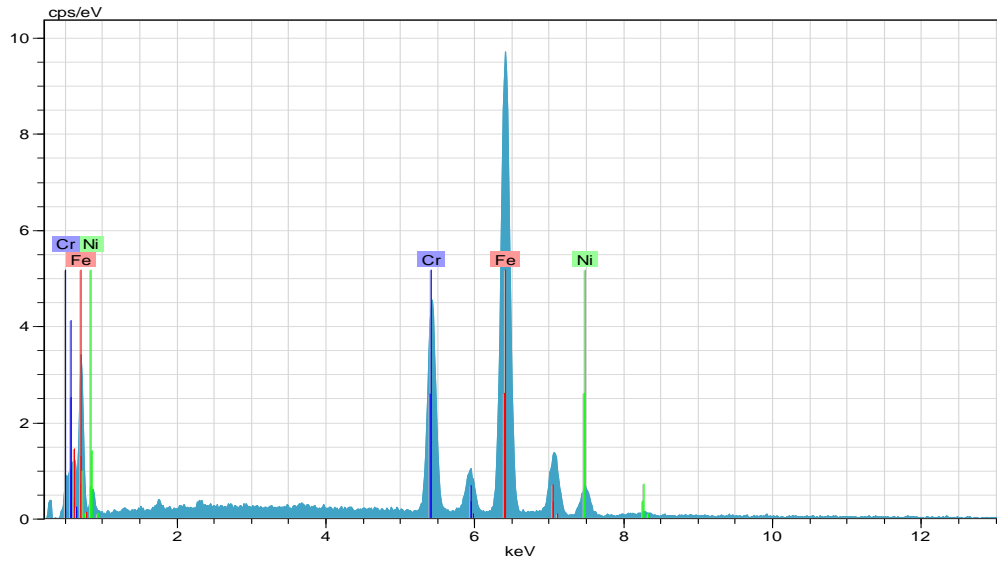
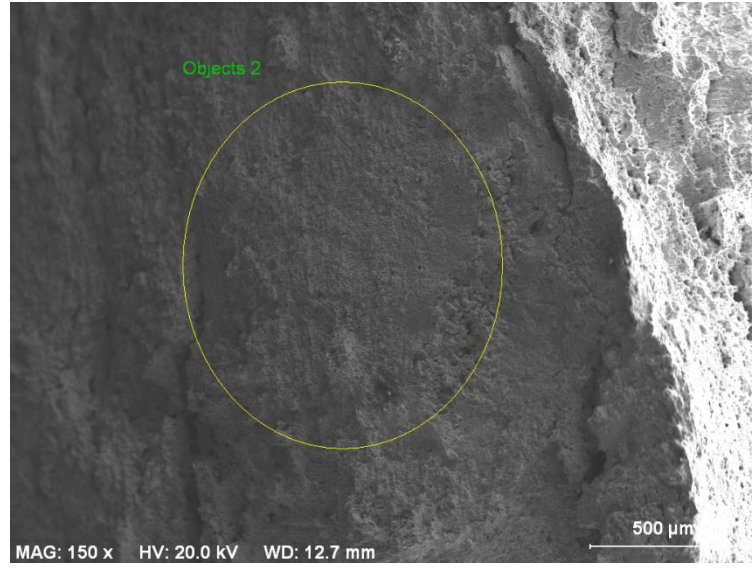
S2-S6 numunelerine ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri Şekil 4.65-4.66'da ve EDS analiz değerleri Çizelge 4.59-4.60'da verilmiştir. S2 ve S6 numunelerinin EDS analiz değerleri sırasıyla incelendiğinde elementlerin % atomik ağırlıkları S2 için: Fe= 69.94, Cr= 22.83, Ni= 7.22, S6 için: Fe= 71.93, Cr= 21.43, Ni= 6.65 olarak bulunmuştur. Bu sonuçlardan da AISI 304 ana metalinden kaynak metaline Cr, Ni difüzyonu olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.65 S2 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği

Çizelge 4.59 S2 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Umn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	76.05	70.80	69.94	2.1
Cr	24	K-series	23.12	21.52	22.83	0.7
Ni	28	K-series	8.26	7.69	7.22	0.3
Total			107.42	100.00	100.00	



Şekil 4.66 S6 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği

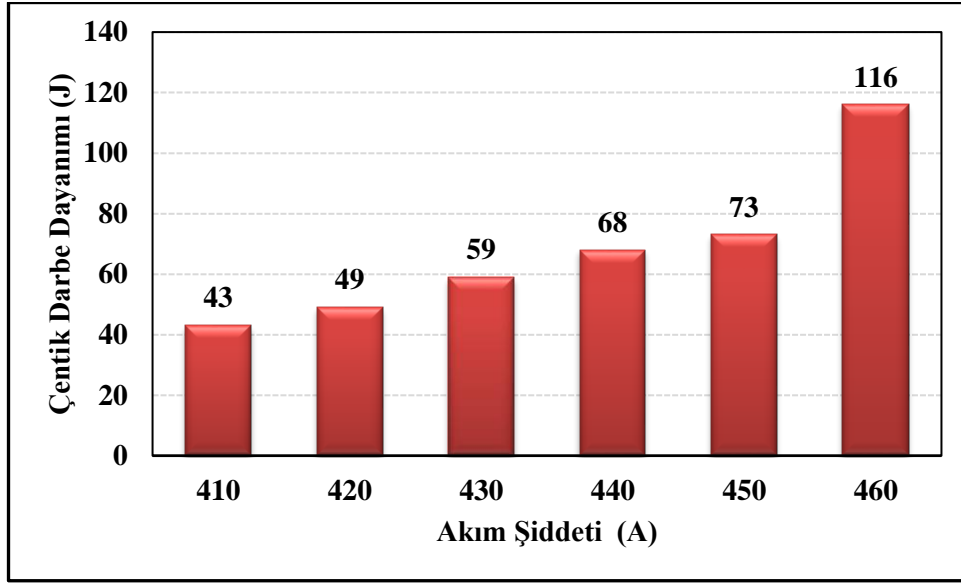
Çizelge 4.60 S6 numunesine ait çekme testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	80.77	72.76	71.93	2.2
Cr	24	K-series	22.40	20.18	21.43	0.7
Ni	28	K-series	7.84	7.06	6.65	0.3
Total			111.02	100.00	100.00	

4.6. Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İrdelenmesi

Çentik darbe testi sonrası kaynaklı numunelerin kırılmasını gösteren fotoğraflar Resim 4.17’de verilmiştir. Kaynak ağzı açmadan ve ilave metal kullanmadan çift taraflı olarak birleştirilen numunelerin çentik darbe testi sonuçları (Şekil 4.67) incelendiğinde, sadece değişken parametre olarak kullanılan akım şiddetinin artırılması sonucu çentik darbe test dayanımının akım şiddeti ile doğrusal olarak arttığı görülmektedir. Çentik darbe test sonuçlarına göre numunelerin çentik darbe dayanımı sonuçları: S1 =43, S2 =49, S3 =59, S4 =68, S5 =73 ve S6 =116 joule olarak bulunmuştur. En düşük çentik darbe dayanımının 410 A ile kaynak edilen S1 numunesinde olduğu, en yüksek çentik darbe dayanımının ise 460 A ile kaynak edilen S6 numunesinde gerçekleştiği tespit edilmiştir. Burada akım şiddetinin artması ile kaynak dikişinin nufuziyetinin sürekli artmasından dolayı bunun çentik darbe dayanımını arttırdığı sonucunu çıkarmaktayız. S6 numunesinin kaynak dikişleri her iki taraftan tam olarak birbirine birleştiği için burada bu numunenin çentik darbe dayanımının bir önceki numune olan S5 numunesine göre daha da yüksek çıktığı ve burada da kaynak dikişleri arasında boşluk olmamasından dolayı dayanımının yüksek çıkmasında etkili olduğu düşünülmektedir. Isı girişi, kaynak sırasında aktarılan enerjinin göreceli bir ölçüsüdür. Soğutma hızı, kaynak boyutu ve malzeme özelliklerinin tümü ısı girişinden etkilenebilir.

Sonuçlara göre ısı girişi, kaynak akımının artmasıyla yükselir. Kaynak havuzunun genişlemesini ve derinleşmesini sağlar. Isı girişinin artmasıyla, matristeki sigma fazı artar. Aşınmaya karşı dayanıklı DUROSTAT 500 ile AISI 304 paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmede bazı krom karbür ve sigma fazları oluşur. Bu fazlar paslanmaz çeliğin gevrekleşmesine neden olur. Deney numunelerinin en düşük darbeye dayanıklılığı hem CrxCy'nin çökmesine hem de kaynak metal bölgesinde östenitin düşük fraksiyonuna bağlanabilir. Kaynak metallere delta ferrit miktarının artırılması, kaynakların darbelere karşı tokluğunun azalmasına neden olur. Öte yandan delta ferrit, birbirine benzemeyen kaynak metallere paslanmaz çelikte sıcak çatlama riskini belirli servis koşullarında azaltır.



Şekil 4.67 Çentik darbe testi sonuçları

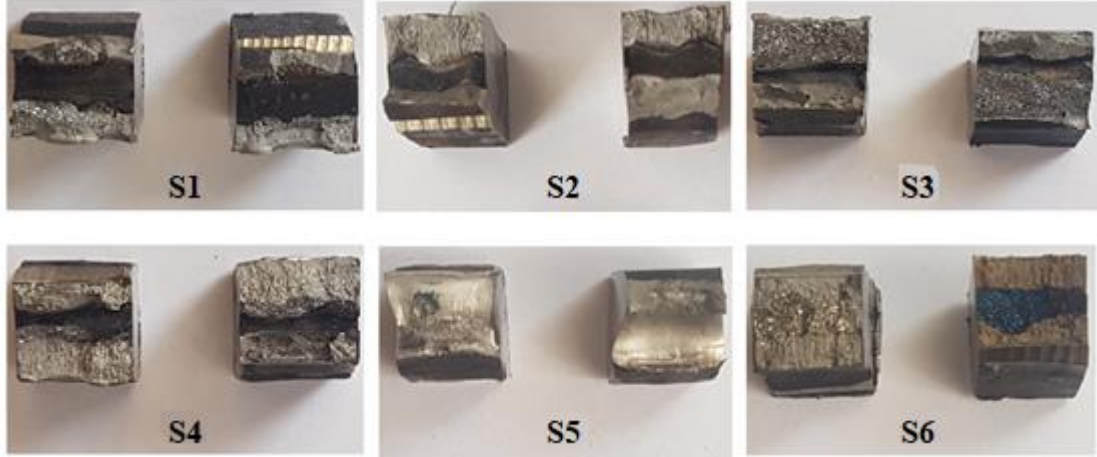


Resim 4.17 Çentik darbe testi sonrası kaynaklı numunelerin kırılmasını gösteren fotoğraflar

4.6.1. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzeylerin Makro Değerlendirilmesi

Numunelerin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüsü Resim 4.18'de verilmiştir. S1-S4 numunelerinin birleşme yüzeylerinin çift taraflı olarak kaynak edilmesine rağmen kaynak dikişinin her iki taraftan birleşmediği net olarak görülmektedir. Yine bu da gösteriyor ki bu numunelerde kullanılan akım şiddetinin yetersiz olduğu kanısına varılmıştır. Çünkü S5 ve S6 numunelerinin tam olarak her iki taraftan birleştiği görülmüş ancak 460 A kullanılarak kaynak edilen S6 numunesinde istediğimiz kum saati profilinin oluşmasında bu akım değerinin en uygun değer olduğu görülmüştür. Resim 4.18'de görüldüğü gibi bütün numunelerin kırık yüzeylerinin

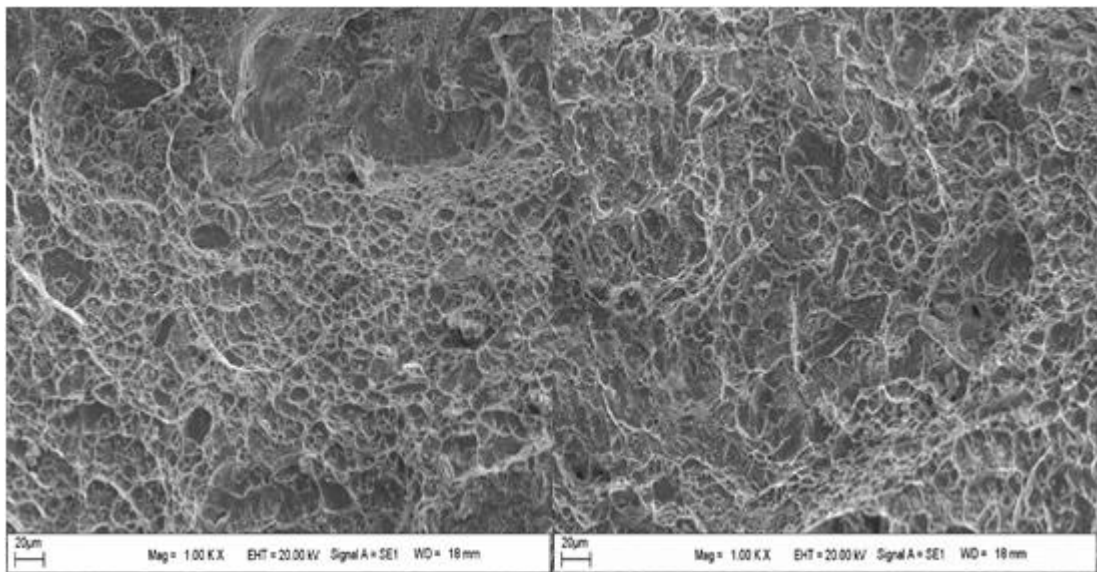
genelde gamzeli yapıda süngerimsi çukurlar ve sünek kırılma şeklinde bir kırılmanın varlığını ortaya çıkarmıştır.



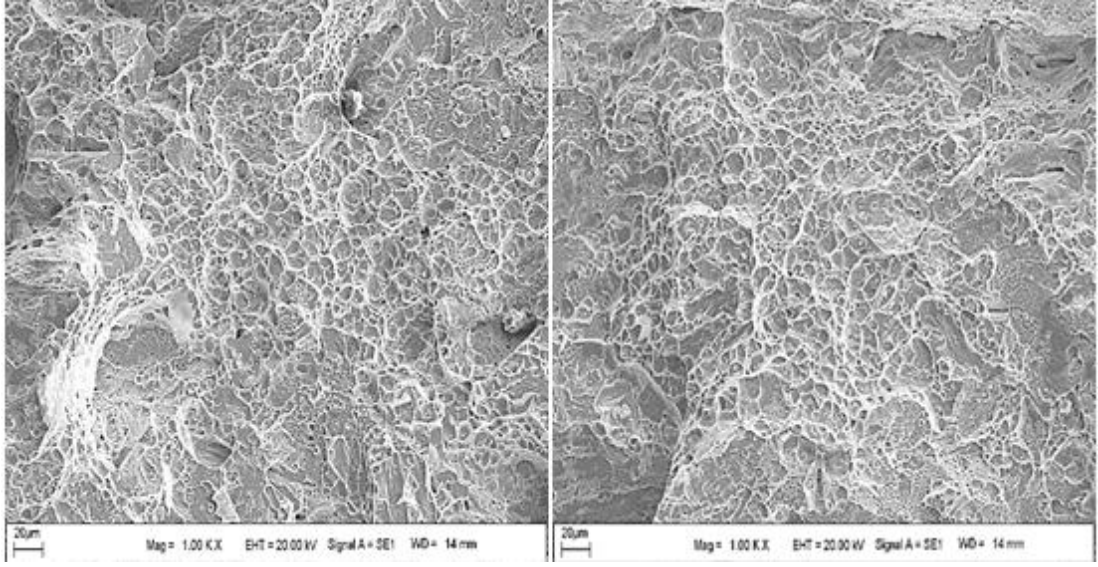
Resim 4.18 Numunelerin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüsü

4.6.2. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görüntüleri

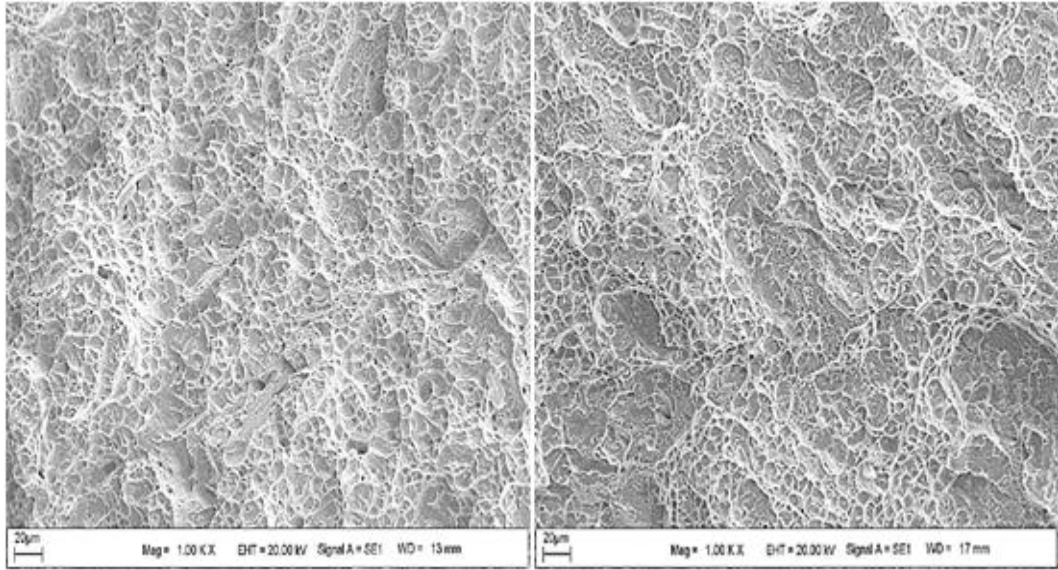
Çentik darbe testi sonrası S1-S6 kaynaklı birleştirmelerin kırılmış yüzeylerin SEM görüntüleri Resim 4.19-4.24'te verilmiştir. SEM analizlerinden de görüldüğü gibi lifli ağda farklı boyut ve derinlikteki çukurları, mikro boşlukları ve sünek kırılmanın oluşumunu ortaya çıkarmıştır.



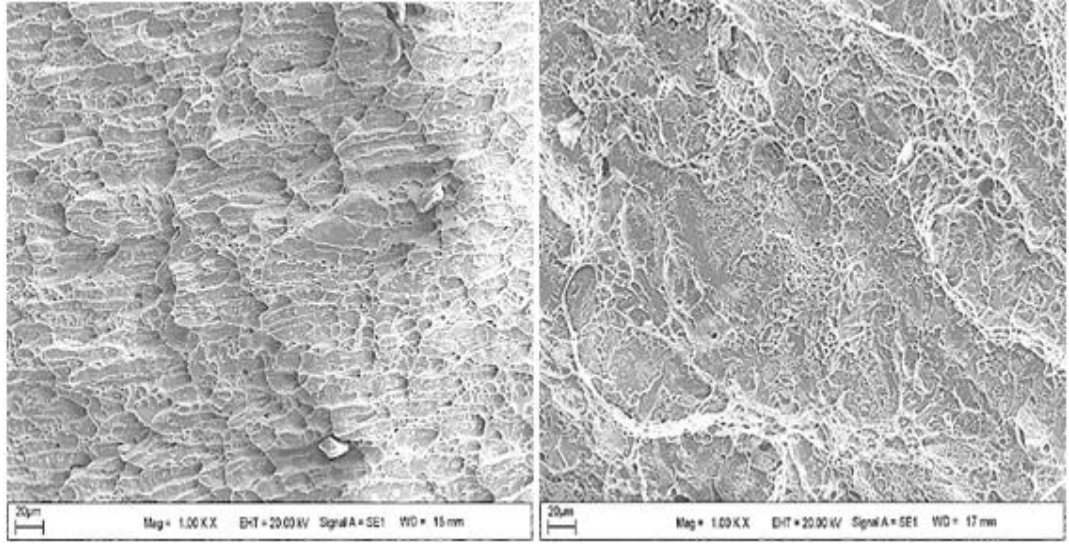
Resim 4.19 S1 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



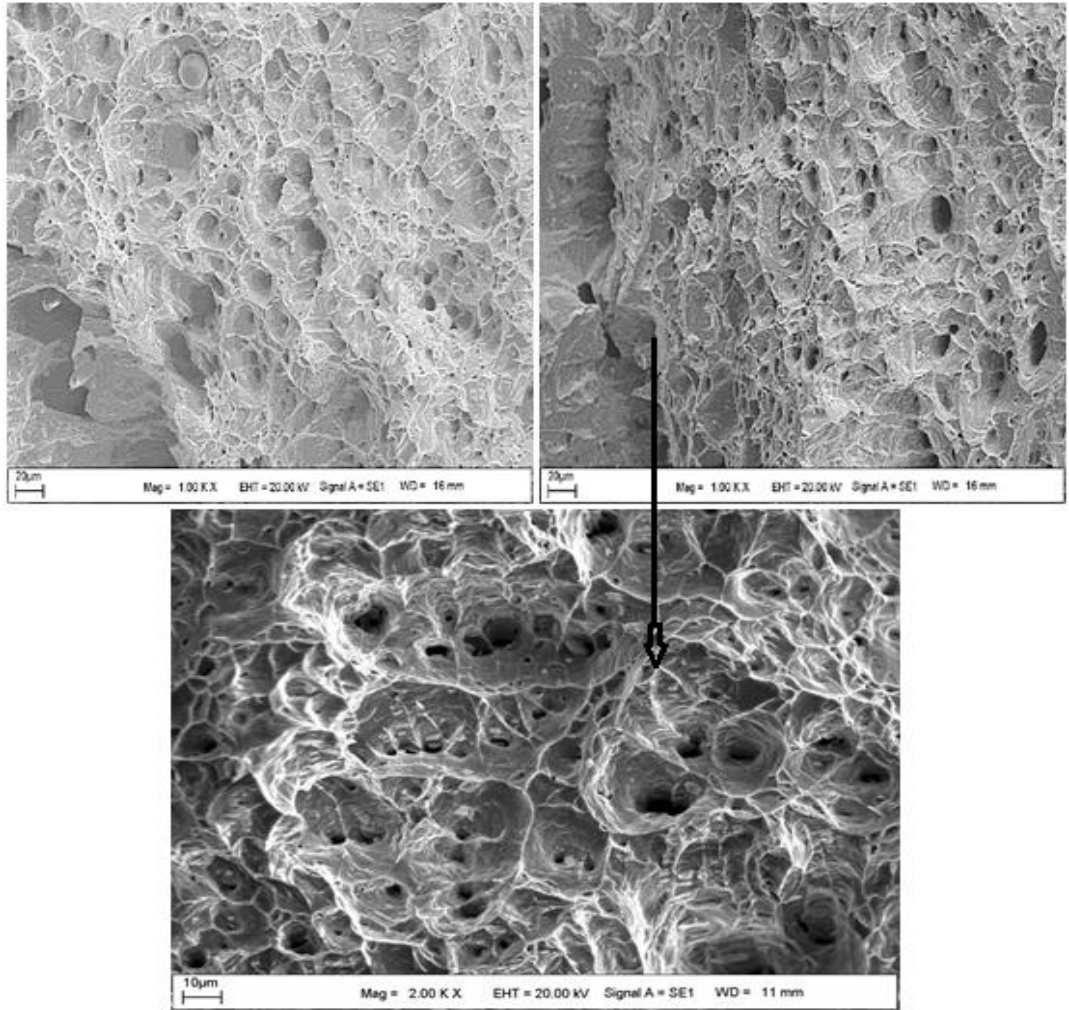
Resim 4.20 S2 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



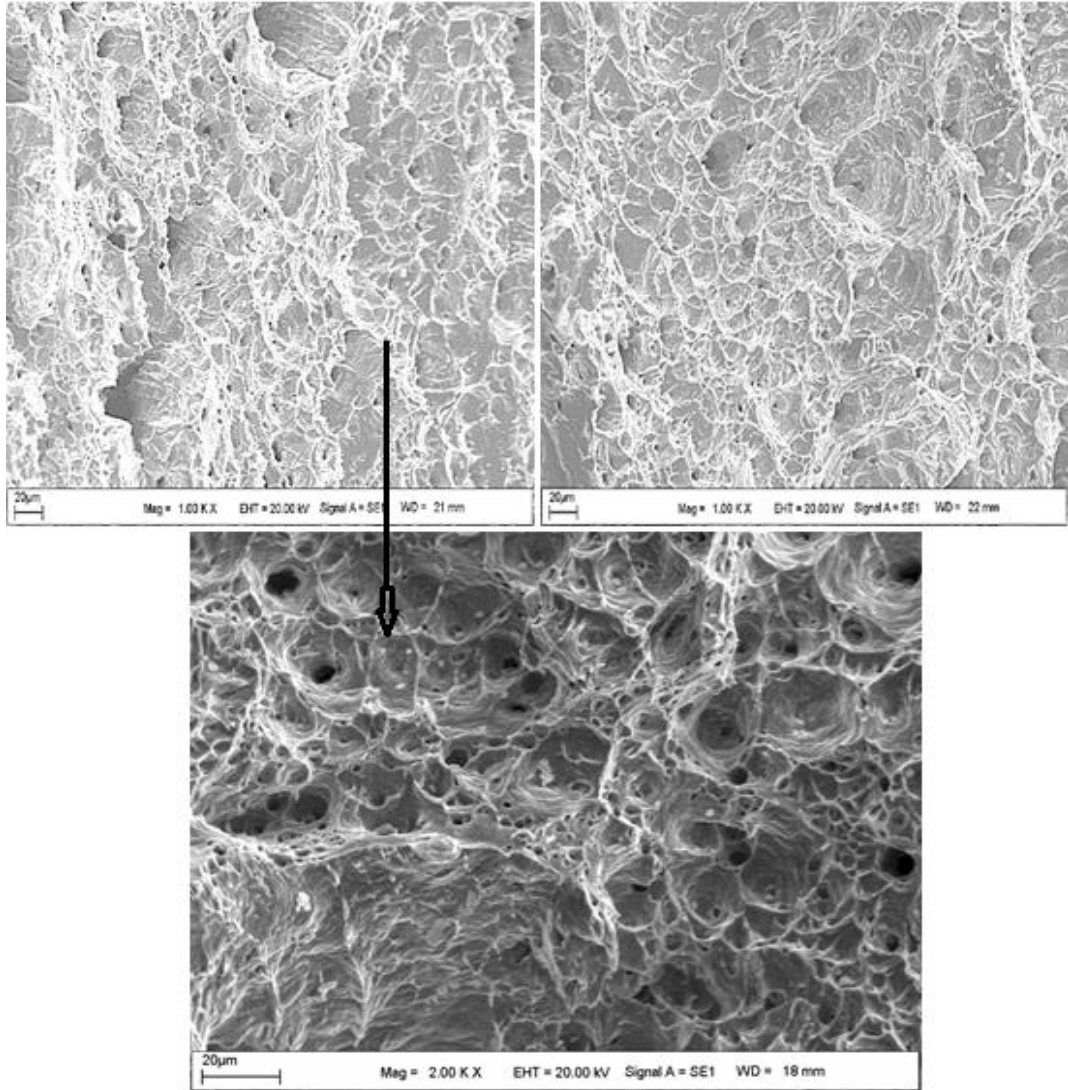
Resim 4.21 S3 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



Resim 4.22 S4 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



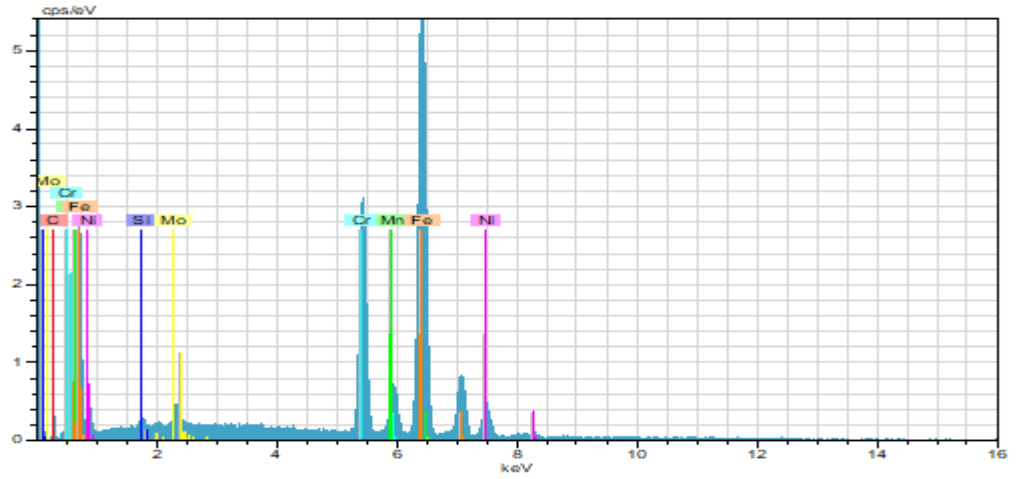
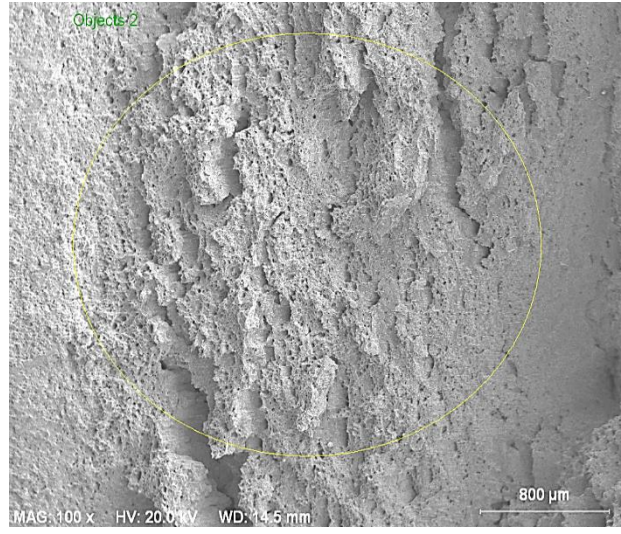
Resim 4.23 S5 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü



Resim 4.24 S6 numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü

4.6.3. Çentik Darbe Testi Sonrası Kırık Yüzey EDS Görüntüleri

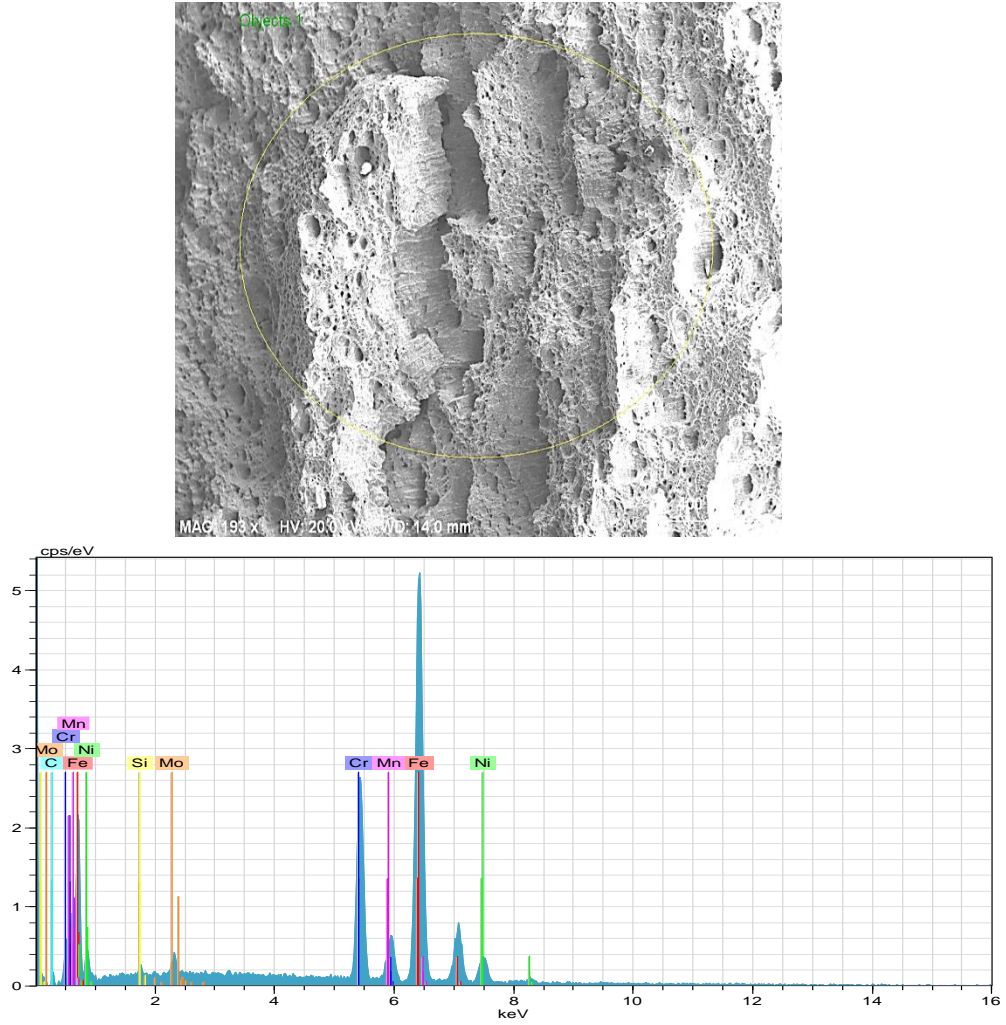
S3 ve S6 numunelerine ait Şekil 4.68-4.69’da verilen çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri ve Çizelge 4.61-4.62’de verilen EDS analiz değerleri incelendiğinde, S3 numunesindeki elementlerin % atomik ağırlıkları Fe= 62.71, Cr= 20.01, Ni= 7.28, Mn= 4.23, Mo= 0.77, C= 4.55, Si= 0.46 ve S6 numunesindeki elementlerin % atomik ağırlıkları ise Fe= 64.99, Cr= 20.53, Ni= 7.24, Mn= 3.75, Mo= 0.71, C= 2.42, Si= 0.36 olarak hesaplanmıştır. Kırık yüzeylerde tespit edilen Fe, Cr, C ve Ni elementleri difüzyonun bir sonucudur.



Şekil 4.68 S3 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği

Çizelge 4.61 S3 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	69.05	65.54	62.71	1.9
Cr	24	K-series	20.51	19.47	20.01	0.6
Ni	28	K-series	8.43	8.00	7.28	0.3
Mn	25	K-series	4.58	4.35	4.23	0.3
Mo	42	L-series	1.46	1.39	0.77	0.1
C	6	K-series	1.08	1.02	4.55	0.4
Si	14	K-series	0.25	0.24	0.46	0.0
Total			105.35	100.00	100.00	



Şekil 4.69 S6 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği

Çizelge 4.62 S6 numunesine ait çentik darbe testi sonrası kırık yüzey EDS analiz değerleri

El	AN	Series	Unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]	Error [%]
Fe	26	K-series	71.05	66.78	64.99	2.0
Cr	24	K-series	20.90	19.64	20.53	0.6
Ni	28	K-series	8.31	7.81	7.24	0.3
Mn	25	K-series	4.04	3.79	3.75	0.3
Mo	42	L-series	1.32	1.25	0.71	0.1
C	6	K-series	0.57	0.53	2.42	0.3
Si	14	K-series	0.20	0.18	0.36	0.0
Total			106.39	100.00	100.00	

5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu çalışmada, AISI 304/DUROSTAT 500 çeliğinin çift taraflı TIG ark kaynak yöntemiyle ilave tel kullanmadan ve kaynak kenar hazırlığı yapmadan birleştirilmesi, kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır.

1. Çift taraflı TIG kaynak yöntemi kullanarak farklı kimyasal bileşime sahip 10 mm kalınlıktaki AISI 304 / DUROSTAT 500 çeliklerinin kaynağında bağlantı, mekanik ve metalurjik özellikler arasında iyi bir kombinasyon sağlamıştır.
2. Çift taraflı TIG kaynağı ile AISI 304/DUROSTAT 500 çelik çiftinin kaynağında artan ısı miktarına paralel olarak nüfuziyetin arttığı tespit edilmiştir. Kaynak dikişlerinin herhangi bir fiziksel kusur içermediği gözlenmiştir.
3. Farklı kaynak akımları kullanılarak yapılan birleştirmelerde kum saati profilinin tam olarak 460 A uygulanan kaynaklı birleştirmede meydana geldiği görülmüştür.
4. Kaynak metali bölgesinde Schaeffler diyagramına göre östenit, östenitik matriste dağılmış olan delta ferrit, lath martenzit fazının (Ö+M+(δ)F) hâkim olduğu saptanmıştır. Kaynak metalinde bulunan delta-ferritin miktarının kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimine, kaynak yöntemine ve kaynak işlemi sırasında ergime havuzuna ısı girişi miktarına bağlı olduğu görülmüştür.
5. EDS verilerine göre Fe, Cr, Mn, Ni, C ve Si kaynak metalinde ve esas metalde öne çıkan elementlerdir. DUROSTAT 500/AISI 304 ve kaynak havuzu kristalizasyon işlemi sırasında birbiriyle temas ettiğinde, difüzyon koşulları kaynak havuzu alanının çevresinde oluşmuştur. Karbonun DUROSTAT 500 ve paslanmaz çelik kaynaklardaki çözünürlüğü farklı olduğu için, yüksek karbon içeriğine sahip DUROSTAT 500 çeliğindeki karbon atomları esas malzemeden daha düşük karbon içerikli kaynağa difüze olmuştur. Aynı zamanda, AISI 304 çeliğindeki kromun kaynak metali ve kaynağın ergime sınırına difüzyonu krom karbür oluşumuna eşlik etmiştir. Bu da kaynak ergime hattında daha kararlı karbürler üretmiştir. Aynı zamanda, DUROSTAT 500 çeliğindeki karbonun kaynak metaline ve AISI 304 kenarına difüzyonunun da krom karbür oluşumuna eşlik ettiği tespit edilmiştir.

6. AISI 304-DUROSTAT 500 çelik çiftinin kaynak bölgesinde XRD analizlerine göre Martenzit ve Fe_3C fazları yüksek yoğunluklu pikleri işaret ederken $CrFe_7C_{0.45}$, $FeNi$, Cr_3C_2 ve Fe_3Ni_2 fazları düşük yoğunluklu pikleri göstermiştir.
7. EBSD analizlerinde kaynak bölgesinin yapı olarak %41 sementit, %25 krom karbür, %20 martenzit ve %14 tetrataenite fazlarından oluştuğu belirlenmiştir. Kaynaklardaki tane yönelimlerinin ideal konumlarından kayması, muhtemelen katılma sırasında dendrit ucundaki diferansiyel termal gradyandan kaynaklanmaktadır. Bu şekillerden, krom ve nikelin, paslanmaz çelikten DUROSTAT 500 çeliğine dağıldığı ve DUROSTAT 500 çeliğinden de demir ve karbonun paslanmaz çeliğe difüzyon olduğu gözlenmiştir.
8. EBSD verilerine dayanarak esas malzeme ve kaynak metali karşılaştırıldığında daha yüksek sertliğe sahip olan kaynak metali ve ITAB (yaklaşık ~2.5 mm bir bölgeye) yayılmaktadır. Bu, ilgili bölgedeki daha küçük tane büyüklükleri EBSD gözleminden elde edilen ITAB genişliği ile tutarlıdır. Düşük sertlikli bölgelerin EBSD analizlerinde görüldüğü gibi daha büyük tane boyutlarına karşılık geldiğini görmekteyiz.
9. Kaynak merkezinde sertlik ortalama 375 HV iken ana malzemelere doğru gidildikçe DUROSTAT 500'ün ITAB tarafındaki sertliği 220 HV ve esas metal sertliği 195 HV olduğu, esas metal AISI 304'ün ITAB sertliği 182 HV ve ana metal sertliği 165 HV olarak gözlenmiştir.
10. Kaynak bölgesinden ana metale doğru geçiş yaparken ITAB-B tarafındaki sertlik değerlerinin ITAB-A tarafındaki sertlik değerlerinden biraz daha yüksek olduğu göze çarpmaktadır. Bunun sebebi ise ITAB-B tarafındaki ana malzemenin karbon oranının yüksek olmasından dolayı kaynaklı birleşme sırasında karbon atomlarının bu bölgeye difüze ederek yapının katılma esnasında hızlı soğuma sonucu sert olan martenzit ve sementit gibi yapıların meydana gelmesinden dolayı sertlik yüksek olmuştur.
11. Kaynak metali ve DUROSTAT 500-ITAB tarafında sertliğin AISI 304 tarafına göre daha yüksek çıkmasının nedeni yüksek C_{req}/Ni_{eq} oranının ve daha hızlı soğutma oranının olmasıdır. Bu durum, kaynak metalinde östenitin daha az fraksiyonuna ve daha fazla miktarda krom karbür çökmesine neden olur. Bunun sonucunda en yüksek sertlik elde edilir.

12. Kaynak metalinde sertlik yüksektir. Bu davranış, birleştirilmiş parçalar içinde ergimiş malzemenin yer değiştirmesi ve karışması ile ilgili olup bu kullanılan çift taraflı TIG kaynak tekniği nedeniyle olmuştur.

13. Kaynaklı birleştirmelerin çekme dayanımları S1= 511, S2= 532, S3= 571, S4= 642, S5= 670 ve S6= 677 MPa olarak elde edilmiştir. Yüksek akım değerlerinde numunelerin cürufsuz bir şekilde tam bir ergimeyle birbirine tam bir nüfuziyetle birleştiği kum saati profiline ulaşıldığı ve çekme dayanımlarında arttığı tespit edilmiştir. En yüksek çekme dayanımı ise S6 numunesinde (S6= 677 MPa) kaydedilmiştir. Mekanik özellikler kaynağın geometrik görünüşü ve boyutundan doğrudan etkilenmiştir. Kaynak bağlantısının yüksek mukavemeti, temperlenmemiş martenzitik yapının varlığına ve kaynak ergime bölgesinde daha yüksek sertliğe bağlanabilir.

14. Çentik darbe test dayanımının akım şiddeti ile doğrusal olarak arttığı görülmektedir. Çentik darbe test sonuçlarına göre çentik darbe dayanımı değerleri: S1= 43, S2= 49, S3= 59, S4= 68, S5= 73 ve S6= 116 Joule olarak elde edilmiştir. En düşük çentik darbe dayanımının 410 A ile kaynak edilen S1’de en yüksek çentik darbe dayanımının ise 460 A ile kaynak edilen S6’da gerçekleştiği tespit edilmiştir.

15. Delta-ferritin varlığı sünekliği ve potansiyel olarak tokluğu azaltmıştır. Ayrıca, östenit / ferrit sınırları Cr₃C₂ tipi karbürlerin çökmesi için tercih edilen bölgelerdir ve paslanmaz çeliklerde gevrekleştirici bir etki yapmaktadır. Sigma fazı, nominal olarak FeCr, sert ve kırılgandır ve büyük hacimli fraksiyonlarda ortaya çıkar, tokluğu ve sünekliği önemli ölçüde azaltmıştır.

16. Çekme testi sonucunda bütün numunelerin kaynak bölgesinden kırıldığı, lifli ağda farklı boyut ve derinlikteki çukurlar, mikro boşluklar ve süngerimsi bir yapıda sünek kırılmanın oluşumunun ortaya çıktığı saptanmıştır.

17. Kırık yüzey EDS’ analizlerinde, S1 numunesindeki elementlerin %’de atomik ağırlıkları Fe= 62.71, Cr= 20.01, Ni= 7.28, Mn= 4.23, Mo= 0.77, C= 4.55, Si= 0.46 ve S5 numunesindeki elementlerin %’de atomik ağırlıkları ise Fe= 64.99, Cr= 20.53, Ni= 7.24, Mn= 3.75, Mo= 0.71, C= 2.42, Si= 0.36 olarak hesaplanmıştır. Kırık yüzeylerde tespit edilen Fe, Cr, C ve Ni elementleri difüzyonun bir sonucudur.

KAYNAKLAR

- [1] J. Barcik, "Mechanism of σ -phase formation in Cr-Ni austenitic steels", *Materials Science and Technology*, vol. 4, no. 1, pp. 5-15, 1988.
- [2] S. K. Bhaumik, R. Rangaraju, M. A. Parameswara, T.A. Bhaskaran, M.A. Venkataswamy, A.C. Raghuram ve R.V. Krishnan, "Failure of reformer tube of an ammonia plant", *Engineering failure analysis*, vol. 9, no. 5, pp. 553-561, 2002.
- [3] S. Cui, Z. Liu, Y. Fang, Z. Luo, S. M. Manladan ve S. Yi, "Keyhole process in K-TIG welding on 4 mm thick 304 stainless steel", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 243, pp. 217–228, 2017.
- [4] F. Danoix ve P. Auger, "Atom probe studies of the Fe-Cr system and stainless steels aged at intermediate temperature: A review", *Materials Characterization*, vol. 41, pp.177-201, 2000.
- [5] S.A. David, G.M.Goodwin ve D.N. Braski, "Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals", *Welding Journal*, vol. 58, no. 11, pp. 330-336, 1979.
- [6] A. Durgutlu, N. Kahraman ve B. Güleç, "Bakır ve çelik levhaların örtülü elektrod ve TIG kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi ve ara yüzey özelliklerinin incelenmesi", *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, vol. 20, no. 2, pp. 183 – 189, 2005.
- [7] Y. Fang, Z. Liu, S. Cui, Y. Zhana, J. Qiu ve Z. Luo, "Improving Q345 weld microstructure and mechanical properties with high frequency current arc in keyhole mode TIG welding", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 250, pp. 280–288, 2017.
- [8] Y. Fengn, J. Chen, W. Qiang ve K. Wang, "Microstructure and mechanical properties of aluminium alloy 7A52 thick plates welded by robotic double-sided coaxial GTAW process", *Materials Science & Engineering A*, vol. 673, pp. 8-15, 2016.
- [9] T. Ganaha, B.P. Pearce ve H.W. Kerr, "Grain Structures in aluminum alloy GTA Welds", *Metallurgical Transactions A*, vol. 11, pp. 1351–1359, 1980.

- [10] R. Gunn, "Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications", *Corrosion Methods and Materials*, vol. 45, no. 2, 1997.
- [11] F. Hull, "Delta ferrite ve martensite formation in stainless steels", *Welding Journal*, pp. 193, 1973.
- [12] Q. Jiang, Z. Liu, Y. Fang, S. Cui, Z. Luo, W. Liu, Z. Liu ve S. Yi, " Stable keyhole welding process with K-TIG", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 238, pp. 65-72, 2016.
- [13] X. Jin ve L. Li, "An experimental study on the keyhole shapes in laser deep penetration welding", *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 41, pp. 779-790, 2004.
- [14] K. Klemetti, H. Hanninen ve J. Kivilahti, "The effect of sigma phase formation on the corrosion and mechanical properties of Nb-stablized stainless steel cladding", *Welding Journal*, vol. 71, no. 1, pp. 17-23, 1984.
- [15] P.K. Gridharan ve N. Murugan, "Optimization of pulsed GTA welding process parameters for the welding of AISI 304L stainless steel sheets", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 40, pp. 478-489, 2009.
- [16] D. J. Kotecki, "Standards and industrial methods for ferrite measurement", *Welding in the World*, vol. 36, pp.161-169, 1995.
- [17] K.N. Krishnan ve K. Prasad Rao, "Effect of microstructure on stress corrosion cracking behaviour of austenitic stainless steel weld metals", *Materials Science and Engineering A.*, vol. 142, pp. 79-85, 1991.
- [18] S. Lathabai, B.L. Jarvis ve K.J. Barton, "Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium", *Materials Science and Engineering A*, vol. 299, pp. 81-93, 2001.
- [19] M. Lewis, "Precipitation of (Fe, Cr) sigma phase from austenite", *Acta Metallurgica*, vol. 14, no. 11, pp. 1421 – 1428, 1966.
- [20] K. H. Lo, C. H. Shek ve J. K. L. Lai, "Recent developments in stainless steels", *Materials Science and Engineering R: Reports*, vol. 65, pp. 39–104, 2009.
- [21] E.A. Loria, "Discussion of stress corrosion cracking of welded type 304 and 304L stainless steel under cyclic loading", *Corrosion*, vol. 37, no. 4, pp. 243-246, 1981.

- [22] Z. Luo, Y. Feng, Z. Liu, Y. Li, Y. Luo ve Y. Huang, "Keyhole gas tungsten arc welding of AISI 316L stainless steel", *Materials and Design*, vol. 85, pp. 24-31, 2015.
- [23] R.K. Malik, "HIP Heals defects in austenitic stainless steel welds", *Metal Progress*, vol. 119, no. 4, pp. 86-90, 1981.
- [24] M. O. Malone, "Sigma ve 885 °F embrittlement of chromium-nickel stainless steel weld metals", *Welding Journal*, vol. 54, no. 6, pp. 241-248, 1967.
- [25] Y. Minami, H. Kimura ve Y. Ihara, "Microstructural changes in austenitic stainless steels during long-term aging", *Materials Science and Technology*, vol. 2, no. 8, pp. 795-806, 1986.
- [26] H. Nakagawa ve T. Miyazaki, "Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel", *Journal of Materials Science*, vol. 34, no. 16, pp. 3901-3908, 1999.
- [27] V. L. Nikol'skaya, L. M. Pevzner ve N. G. Orekhov, "Effect of retained austenite on the properties of cast stainless steels", *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 17, no. 9, pp. 763-767, 1975.
- [28] M. Pohl, O. Storz ve T. Glogowski, "Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel", *Materials Characterization*, vol. 58, pp. 65-71, 2007.
- [29] K. G. Reddy, A. K. Jha, P. R. Narayanan ve S. Arumugham, "Analysis of corroded austenitic stainless steel welds", *Praktische Metallographie (Practical Metallurgy)*, vol. 37, no. 11, pp. 600-607, 2000.
- [30] N. Rothwell ve M.E.D. Turner, "Corrosion problems associated with weldments", *Metals and Materials*, vol. 5, no. 6, pp. 352-354, 1989.
- [31] T. Sourmail, "Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels", *Materials Science and Technology*, vol. 17, no. 36, pp. 893-902, 2001.
- [32] N. Suutala, T. Takalo, ve T. Moisio, "Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds", *Metallurgical Transactions A*, vol. 11, pp. 717-725, 1980.

- [33] T. Teker ve N. Özdemir, "Weldability and joining characteristics of AISI 430/AISI 1040 steels using keyhole plasma arc welding", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 63, pp. 117-128, 2012.
- [34] I. Tomashchuk, P. Sallamand, E. Cicala, P. Peyre ve D. Grevey, "Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 217, pp. 96-104, 2015.
- [35] A. Turnbull ve A. Griffiths, "Corrosion and cracking of weldable 13 wt-% Cr martenzitic stainless steels for application in the oil and gas industry", *Corrosion Engineering, Science and Technology*, vol. 38, no. 1, pp. 21-50, 2003.
- [36] R. Yılmaz ve Z. Barlas, "Paslanmaz çeliklerin gazaltı kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde koruyucu gaz kompozisyonunun mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi", *Mühendislik Bilimleri Dergisi*, vol.11, no. 3, pp. 391-400, 2005.
- [37] P. Yunan, K. Ibrahim ve W.B.W. Nik, "Effect of pH and chloride concentration on the corrosion of duplex stainless steel", *The Arabian Journal for Science and Engineering*, vol. 34, no. 2, 2009.
- [38] Y.M. Zhang, C. Pan ve A.T. Male, "Welding of austenitic stainless steel using double sided arc welding process", *Materials Science and Technology*, vol. 17, pp. 1280-1284, 2001.
- [39] Y. M. Zhang, S. B. Zhang ve M. Jia, "Keyhole double-sided arc welding process", *Welding Journal*, vol. 81, no. 11, pp. 28-255, 2002.
- [40] Y. M. Zhang, S. B. Zhang ve M. Jia, "Sensing and control of double-sided arc welding", *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 124, pp. 695-701, 2002.
- [41] I. Zucato, M. Moreira, I. Machado ve S. Giampietri, "Microstructural characterization and the effect of phase transformation on toughness of the UNS S31803 duplex stainless aged treated at 850 °C", *Material Research*, vol. 5, pp. 385-389, 2002.
- [42] O. Wachter ve G. Brümmer, "Experiences with austenitic steels in boiling water reactors", *Nuclear Engineering and Design*, vol. 168, no. 1-3, pp.35-52, 1997.

- [43] F. Wanders, S. Vorster, ve H. Pollak, "The influence of temperature on σ -phase formation and the resulting hardening of Fe-Cr-Mo-alloys", *Hyperfine Interactions*, vol. 120-121, no. 1-8, pp. 751-755, 1999.
- [44] S. Anık, A. Macun, T. Teoman, K. Adsan ve M. Gürcan, "Gazaltı Kaynak Teknikleri Semineri", *Seminer Notları*, İstanbul, 1980, pp. 85-96.
- [45] M. Asarkaya, "Tersanelerde Uygulanan ve Uygulanabilecek Kaynak Yöntemleri", *Gemi Mühendisliği ve Sanayimiz Sempozyumu*, 2004, pp. 252 – 267.
- [46] H.K. Durmuş, C. Meriç, F. Pınar ve E. Atik, "TIG kaynağı ile birleştirilmiş demir esaslı kompozitlerin kaynak bölgesinin incelenmesi", *Malzeme Bilimi ve Üretim Yöntemleri Sempozyumu*, 2003.
- [47] A. Garner, "Corrosion mechanisms in austenitic stainless steel welds", *Fourth International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry*, Stockholm, Sweden, 1983.
- [48] H. Inoue, T. Koseki ve S. Ohkita, "Effect of solidification and subsequent transformation on ferrite morphologies in austenitic stainless steel welds", *6th JWS International Symposium*, Nagoya, Japan, 1996.
- [49] M. Palaniappan, R.Subbaratnam, A. Baskaran ve R. Chandramohan, "Effect of repeated repairs on the stainless steel welds upon the ultrasonic examination sensitivity", *14th World Conference on Non Destructive Testing*, New Delhi, India, 1996.
- [50] C. Rosellini ve L. Jarvis , "The keyhole TIG welding process a true option to join valuable materials", *I. International conference on welding technologies*, pp. 94-100, 2009.
- [51] A.Z. Sadek ve A.M. El-Sheikh, "Failure analysis of SS 304 weldments by metallurgically enhanced stress corrosion cracking in laboratory environments", *Corrosion 2000*, Orlando, 2000.
- [52] K.V. Vannan ve B. Thangavel, "Occurrence of delta ferrite in type 304/304L stainless steel pipe welds", *The third international symposium of the japan welding society*, Tokyo, Japan, 1978.
- [53] J. M. Vitek ve S. A. David, "Phase stability in austenitic stainless steels-new approaches, results, and their relation to properties", *Trends in Welding Research*.

- Proceeding of the 4th Internatioinal Conference*, Gatlinburg, Tennessee, pp.191-198, 1995.
- [54] C. Yan-bin, M. Yu-gang, L. Li-qun ve W. Lin, "Joint performance of laser-TIG double-side welded 5A06 aluminum alloy", *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, pp. 26-31, 2009.
- [55] S. Anık, K. Tülbentçi, *Gazaltı kaynak tekniği, Kaynak Teknolojisi III*, Gedik Kaynak San. Tic. A.Ş., İstanbul, 1982.
- [56] S. Anık, *Kaynak Tekniği*. İstanbul Teknik Üniversitesi, 1991.
- [57] Z. Antonín, Schaeffler diyagramı. *In: Metalurgie Oceli*, 2018
- [58] Cary, B. Howard, C. Scott ve Helzer, *Modern Welding Techonology*. Upper Saddle River, New Jersey: Pearson Education, 2005.
- [59] J. R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*. Ohio, USA, 1994.
- [60] M. Dušan ve B. Benko, *Plazmové striekanie kovových a keramických práškov*. Bratislava: Alfa, 1988.
- [61] L. Electric, *The Procedure Handbook of Arc Welding*. Cleveland: Lincoln Electric, 1994.
- [62] İ. Ertürk, *Gazaltı Kaynak Yöntemleri*. Türkiye Halk Bankası A.Ş. Fon Kredileri Müdürlüğü, Ankara, 1987.
- [63] L.M. Gourd, İ.B. Eryürek, O. Bodur ve A. Dikicioğlu, *Kaynak Teknolojisinin Esasları*. İstanbul: Birsen Yayınevi, 1996.
- [64] K. H. Grant, *Gas-Tungsten Arc Welding*. London, 1998.
- [65] R. N. Gunn, *Duplex stainless steels, microstructures, properties and applications*. Abington Publishing, Cambridge, England, 2003.
- [66] K. Josef, V. Pilous ve J. Dunovský, *Nové Technologie ve Svařování*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1984.
- [67] N. Kahraman, *Modern Kaynak Teknolojisi Ders Notları*. Ankara, 2009.
- [68] E. Kaluç, *Östenitik Krom-Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı*. Gedik Holding Kaynak Dünyası, İstanbul, 1990.
- [69] E. Kaluç ve K. Tülbentçi, *Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği*. Seminer Notları, Kocaeli, 1998.
- [70] S. Karadeniz, *Kaynak Makinaları*. İstanbul: Gedik Eğitim Vakfı, 2008.

- [71] E. Komaç, *Teknik Eğitim El Kitabı*. 2014.
- [72] J. C. Lippold ve D. J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. John Wiley and Sons, INC, 2005.
- [73] P. Luděk, *Nauka o materiálu II*. Brno: Akademické Nakladatelství. CERM, 2002.
- [74] V. Minařík, *Obloukové Svařování*. Scientia Praha, 1998.
- [75] D. Peckner ve I. Berstein, *Handbook of Stainless Steels*. New York, 1977.
- [76] B. Šimon, *Využití plazmového Oblouku v Technické Praxi*. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2014.
- [77] P. Piovanelli, F. Dolfi, ve F. Tani, *Characterization of 410 Martensitic Stainless Steel in the Temper Brittleness Range*. Wauderni Pignone.
- [78] K. Weman, *Welding Processes Handbook*. New York: CRC Pres LLC, 2003.
- [79] A. Başaran, "Elektron ışın ve TIG kaynağı yöntemleriyle birleştirilmiş inconel 718 malzemenin mekanik özelliklerinin araştırılması", Yüksek lisans tezi, Osman Gazi Üniversitesi, 1998.
- [80] O. Elektrikçi, "TIG kaynağı ile birleştirilmiş demir esaslı T/M malzemelerin kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin belirlenmesi", Yüksek lisans tezi, Celal Bayar Üniversitesi, 2007.
- [81] E. Gözütok, "Paslanmaz Çeliklerin TIG kaynağında argon-hidrojen gaz karışımının birleştirmelerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi", Yüksek lisans tezi, Karabük Üniversitesi, 2011.
- [82] F. Kölük, "Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında kaynak yönteminin ısı tesiri altında kalan bölgeye etkisinin incelenmesi", Yüksek lisans tezi, Gazi Üniversitesi, 2000.
- [83] H. İ. Kurt, "TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen östenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi", Yüksek lisans tezi, Marmara Üniversitesi, 2006.
- [84] M. Muruganath, "Design of welding alloys for creep and toughness", PhD thesis, University of Cambridge, Cambridge, 2002.
- [85] N.H. Tyas, "Grain refinement of austenitic stainless steels to facilitate ultrasonic inspection", PhD thesis, University of Cambridge, 2000.

- [86] Z. Jiří. *Využití plazmového oblouku v technické praxi* [online]. Brno, 2016
[cit.2018-05-20]. Dostupné z:
https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=128069
9 Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce doc. Ing.
Ladislav Daněk, CSc.
- [87]"Obloukové svařování obalenou elektrodou, svařování MMA", *svařovací technika, svařovací invertor*, <http://www.schinkmann.cz/mma-rucne-obalenou-elektrodou>. [Erişim tarihi: 13-Ocak-2020].
- [88]"Plasma welding", <http://www.ionix.fi/en/technologies/plasmaprocessing/plasma-welding>. [Erişim tarihi: 13-Ocak-2020].
- [89]"Kaynak tekniği", *docplayer.biz.tr*, <https://docplayer.biz.tr/171888--kaynagin-siniflandirilmesi.html>. [Erişim tarihi: 13-Ocak-2020].
- [90]"Kaynak tekniği", *gedikegitimvakfi.org.tr*,
http://www.gedikegitimvakfi.org.tr/wp-content/uploads/2013/12/library_6.pdf.
[Erişim tarihi: 13-Ocak-2020].
- [91]"Durostat500", <https://www.voestalpine.com/durostat/en/Media-center/News/News/durostat-500> , [Erişim tarihi: 02-Ocak-2020].

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Ahmet GÜNEŞ
Doğum Yeri : Halfeti
Doğum Tarihi : 14.03.1983
Medeni Hali : Evli
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : sunshine_6363@hotmail.com

İş Durumu

Milli Eğitim Bakanlığı / Metal Teknolojisi Öğretmeni Atanma 2010 – Halen devam ediyor.

Eğitim Durumu

Derece	Alan	Üniversite	Mezuniyet Yılı
Yüksek Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Adıyaman Üniversitesi	2020.
Lisans	Metal Öğretmenliği	Zonguldak Karaelmas Üniversitesi	2009.
Lise	Sayısal Bölüm	Argıl Çok Programlı Lisesi	2001.