

**SÜRTÜNME KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ AISI 1040/AISI
304L ÇELİK ÇİFTİNİN ELEKTROKİMYASAL KOROZYON
DAVRANIŞININ ARAŞTIRILMASI**

İhsan KIRIK

Doktora Tezi

**Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR**

MAYIS-2012

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SÜRTÜNME KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ AISI 1040/AISI 304L
ÇELİK ÇİFTİNİN ELEKTROKİMYASAL KOROZYON
DAVRANIŞININ ARAŞTIRILMASI

DOKTORA TEZİ

İhsan KIRIK

(06222201)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 17 Nisan 2012

Tezin Savunulduğu Tarih: 03 Mayıs 2012

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri:

Prof. Dr. Serdar SALMAN (M.Ü)

Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)

Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN (F.Ü)

Yrd. Doç. Dr. Cebeli ÖZEK (F.Ü)

NİSAN-2012

ÖNSÖZ

Bu çalışmanın yürütülmesinde derin bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım danışman hocam Sayın Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR' e sonsuz teşekkür ve şükranlarımı sunarım. Çalışma boyunca sürekli manevi desteklerini benden esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN' a çok teşekkür eder ve şükranlarımı sunarım. Çalışmanın her safhasında, mekanik test numunelerinin imalatında gerekli yardımlarını esirgemeyen ve makinanın imalatında büyük yardımlarını gördüğüm SİLVAN HEKİMOĞLU torna atölyesi ve personeline, her aşamada yardımını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Furkan SARSILMAZ' a, ayrı ayrı teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Ayrıca, tezimin hazırlık ve yazım aşamasında manevi desteklerini benden esirgemeyen aileme ve tüm dostlarıma sonsuz şükranlarımı sunarım.

Bu tez çalışmasını, 2054 numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen FÜBAP ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

İhsan KIRIK
ELAZIĞ-2012

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	III
İÇİNDEKİLER.....	IV
ÖZET	VIII
SUMMARY	IX
ŞEKİLLER LİSTESİ	X
TABLolar LİSTESİ	XIII
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	3
3. TEMEL BİLGİLER.....	9
3.1. Kaynak İşlemi.....	9
3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri.....	9
3.2.1. Difüzyon Kaynağı	10
3.2.2. Nokta Direnç Kaynağı	11
3.2.3. Patlamalı Kaynak.....	12
3.2.4. Ultrason Kaynağı	13
3.2.5. Sürtünme Karıştırma Kaynağı	14
3.2.6. Sürtünme Kaynağı	15
3.2.6.1. Sürtünme Kaynağının Mekanizması	17
3.2.6.2. Sürtünme Kaynağı Çeşitleri	18
3.2.6.2.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı.....	18
3.2.6.2.1.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı Parametrelerinin Belirlemesi.....	21
3.2.6.2.2. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı	22
3.2.6.2.2.1. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Değişkenleri	23
3.2.6.2.3. Hibrit sürtünme kaynağı (Kombine Sürtünme Kaynağı)	25
3.2.6.3. Sürtünme Kaynak Değişkenleri (Parametreleri).....	26
3.2.6.3.1. Çevresel Hız	26
3.2.6.3.2. Sürtünme Basınç Kuvveti.....	27
3.2.6.3.3. Sürtünme Süresi.....	27
3.2.6.3.4. Yığma Süresi	28

3.2.6.3.5. Yığma Basınç Kuvveti.....	28
3.2.6.3.6. Frenleme	30
3.2.6.4. Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti	30
3.2.6.5. Kaynak Yüzeyinin Hazırlanması.....	31
3.2.6.6. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları	32
3.2.6.7. Sürtünme Kaynağının Avantaj ve Dezavantajları	33
3.3. Paslanmaz Çelikler	34
3.3.1. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri.....	36
3.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	40
3.3.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiiler.....	43
3.3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler	44
3.3.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar	45
3.3.2.3.1. Sigma (σ) Fazı	45
3.3.2.3.2. Laves Fazı.....	47
3.3.2.3.3. Z-Fazı	49
3.3.2.3.4. Kapa (χ) Fazı	49
3.3.2.3.5. Chi (G) fazı.....	50
3.3.3. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi	50
3.3.4. 475 °C Kırılğanlığı	51
3.3.5. Yüksek Sıcaklık Kırılğanlığı	52
3.3.6. Bileşimin Etkileri.....	52
3.3.7. Tane Büyümesinin Etkileri.....	54
3.3.8. Kaynak Katılaşma Çatlağı	55
3.3.9. Paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği.....	56
3.3.10. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği	58
3.3.11.Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sürtünme Kaynak Yöntemi İle Kaynak Edilebilirliği.....	60
3.4. Korozyon	61
3.4.1. Korozyon Hücresi.....	62
3.4.2. Korozyonun Meydana Gelişi.....	63
3.4.3. Korozyon Türleri	66

3.4.3.1. Kimyasal Korozyon.....	66
3.4.3.2. Elektrokimyasal Korozyon.....	66
3.4.4. Demirin Korozyonu.....	68
3.4.5. Korozyonun Önemi	69
3.4.6. Kaynaklı Bağlantılarda Korozyon Hasarları	71
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	72
4.1. Çalışmanın Amacı	72
4.2. Kaynak Öncesi İşlemler.....	72
4.2.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler.....	72
4.2.2. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması	73
4.2.3. Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürtünme Kaynak Makinesi ve Donanımı	73
4.2.4. Kaynak Parametreleri	79
6.3. Kaynak İşleminin Uygulanması	80
4.3. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler	81
4.3.1. Metalografik İncelemeler	81
4.3.2. Mikrosertlik Analizi	82
4.3.3. Çekme Testi.....	82
4.3.4. Elektrokimyasal Hızlandırılmış Korozyon Testi.....	83
4.3.5. Parametre Optimizasyonu (Analysis of Variance-ANOVA)	85
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	86
5.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik Değerlendirilmesi	86
5.1.1. 1300 devir sayısı (dev/dak)kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri	87
5.1.2. 1500 devir sayısı (dev/dak)kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri	91
5.1.3. 1700 devir sayısı (dev/dak)kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri	96
5.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirilmesi.....	100
5.2.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri	103
5.2.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri	111
5.2.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri	118

5.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi.....	125
5.3.1.1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri	125
5.3.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri	128
5.3.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri	130
5.4. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları	133
5.4.1. Çekme Deneyi Sonuçları	133
5.4.1.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları	134
5.4.1.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları	138
5.4.1.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları	142
5.4.1.4. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey Analizleri.....	149
5.4.2. Elektrokimyasal Hızlandırılmış Korozyon Testi.....	153
5.4.2.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri ..	153
5.4.2.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri ..	154
5.4.2.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri ..	155
5.4.2.4. Kaynaklı Bağlantıların Korozyon Sonrası SEM Görüntüleri.....	156
5.4.2.5. Kaynaklı Bağlantıların Korozyon Sonrası Çekme Numunelerinin Makro Resimleri ve Kırık Yüzey SEM İncelemeleri.....	159
5.4.2.6. Elektrokimyasal korozyon sonrası X-ray analiz sonuçları	161
5.5. Parametre Optimizasyonu (Varyans Analizleri-ANOVA).....	162
6. GENEL SONUÇLAR.....	169
KAYNAKLAR.....	173
ÖZGEÇMİŞ	183

ÖZET

Gelişen malzeme teknolojisi ile birlikte; geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi güç ve problemli olan, özellikle uzay, savunma sanayisi ve otomotiv endüstrisi gibi yaygın alanlarda kullanılan farklı özelliklere sahip orta karbonlu çelikler ile paslanmaz çelikler, yeni ve otomasyona elverişli olan sürtünme kaynak (SK) yöntemi ile birleştirilebilmektedir.

Bu çalışmada, farklı özelliklere sahip AISI 1040 ve AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde; dönme hızı (devir sayısı), sürtünme basıncı ve sürtünme süresi gibi parametreler, ilgili literatür ışığında belirli aralıklarda değiştirilerek, farklı mekanik ve mikroyapı özelliklerine sahip birleştirmeler elde edilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda, işlem parametrelerinin birleşme kalitesi üzerinde önemli rol oynadığı tespit edilmiştir. Farklı özelliklere sahip orta karbonlu çelik ile düşük karbonlu ostenitik paslanmaz çelik alaşımlarının sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde, uygun devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süreleri kullanılarak kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

Bu çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmıştır. İkinci bölümde güncel literatürlerden örnekler verilerek yapılan çalışmaların amaçlarından bahsedilmiştir. Üçüncü bölümünde katı hal kaynak yöntemlerinden bahsedilmiş, paslanmaz çelikler ile ostenitik paslanmaz çelikler tanıtılmış ve korozyon hakkında geniş bilgiye yer verilmiştir. Dördüncü bölümde deneysel çalışmanın yöntemi ve deneylere hazırlık aşamaları ele alınmıştır. Beşinci bölümünde deneysel çalışmalar detaylı olarak incelenirken, deney sonuçları irdelenmiştir. Altıncı ve son bölümde çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar ve öneriler verilmiştir.

Anahtar kelimeler: Sürtünme Kaynağı, Elektrokimyasal Korozyon, AISI 1040, AISI 304L çelikleri.

SUMMARY

The Investigation of Electrochemical Corrosion Behavior of Friction Welded AISI 1040/AISI 304L Steel Couple

Medium carbon steel and stainless steels having different characteristics are difficult and problematic to join by conventional welding methods, which are especially widely used in aerospace, defense and automotive industries can be joined by a new and automated friction welding process (FW) with developing material technology.

In this study, AISI 1040 and AISI 304L austenitic stainless steels which have different properties were joined by friction welding process. In the welded joint; considering the literature the welding conditions rotational speed, friction pressure and friction time were chosen and, the joints having different mechanical and microstructural properties were obtained. Apparently, the welding process parameters played an important role on the welding quality. It is possible to increase the weld quality of friction welded joints of medium carbon steel and low carbon austenitic stainless steels having different characteristics by using appropriate combination of the rotational speed, friction pressure and friction time.

In the first chapter of this study, the subject was introduced. In the second chapter, objectives of the studies with giving examples from current literature were discussed. In the third chapter, the solid state welding processes used were mentioned, stainless steels and austenitic stainless steels were introduced and the information about corrosion was presented extensively. In the fourth chapter, the method of experimental study and the preparation phases of the experiments were presented. In the fifth chapter, the experimental results were given and discussed in details. In the sixth and final chapter, the general results and recommendations were given.

Keywords: Friction Welding, Electrochemical Corrosion, AISI 1040, AISI 304L steels.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 3.1.	Difüzyon kaynak seti.....	10
Şekil 3.2.	Nokta direnç kaynağı şematik resmi.....	12
Şekil 3.3.	Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası.....	13
Şekil 3.4.	Ultrasonik kaynak.....	14
Şekil 3.5.	Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi.....	15
Şekil 3.6.	Sürtünme kaynağının sınıflandırılması.....	18
Şekil 3.7.	Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi.....	19
Şekil 3.8.	Klasik sürtünme kaynak parametreleri.....	19
Şekil 3.9.	Volan tahrikli sürtünme kaynağı.....	22
Şekil 3.10.	Volan tahrikli sürtünme kaynak parametreleri.....	23
Şekil 3.11.	Sürtünme kaynaklı parçalar.....	33
Şekil 3.12.	Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması.....	36
Şekil 3.13.	Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüler.....	37
Şekil 3.14.	Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı.....	38
Şekil 3.15.	Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı.....	43
Şekil 3.16.	Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı.....	59
Şekil 3.17.	Korozyon hücresi.....	63
Şekil 3.18.	Demirin paslanmasında demir hidroksit oluşumu.....	65
Şekil 3.19.	Elektrokimyasal hızlandırılmış korozyonu.....	67
Şekil 4.1.	Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi.....	74
Şekil 4.2.	Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinası.....	74
Şekil 4.3.	Dönerli ayna ve eksenel hareketli ayna donanımı.....	75
Şekil 4.4.	Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının hidrolik devresi.....	76
Şekil 4.5.	Manuel kontrol paneli.....	76
Şekil 4.6.	Elektronik devrenin çalışma şeması.....	77
Şekil 4.7.	Lazer ısı detektörüne ait görüntüler.....	78
Şekil 4.8.	Parçaların bağlanma şekli.....	81
Şekil 4.9.	Kaynak arakesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları.....	82
Şekil 4.10.	Çekme testi numune ölçüleri.....	83
Şekil 4.11.	Elektrokimyasal korozyon deney numune boyutları.....	84
Şekil 4.12.	Elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon seti.....	84
Şekil 5.1.	Sürtünme kaynaklı numunelerin birleşme arakesitinin şematik resmi.....	86
Şekil 5.2.	Arayüzeyden alınan maksimum sıcaklık değerleri.....	87
Şekil 5.3.a.	S1, S4 ve S7 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	88
Şekil 5.3.b.	S1, S4 ve S7 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	88
Şekil 5.4.a.	S2, S5 ve S8 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	89
Şekil 5.4.b.	S2, S5 ve S8 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	89
Şekil 5.5.a.	S3, S6 ve S9 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	90
Şekil 5.5.b.	S3, S6 ve S9 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	90
Şekil 5.6.a.	S10, S13 ve S16 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	92
Şekil 5.6.b.	S10, S13 ve S16 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	92
Şekil 5.7.a.	S11, S14 ve S17 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	93

Şekil 5.7.b.	S11, S14 ve S17 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	93
Şekil 5.8.a.	S12, S15 ve S18 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	94
Şekil 5.8.b.	S12, S15 ve S18 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	94
Şekil 5.9.a.	S19, S22 ve S25 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	97
Şekil 5.9.b.	S19, S22 ve S25 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	97
Şekil 5.10.a.	S20, S23 ve S26 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	98
Şekil 5.10.b.	S20, S23 ve S26 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	98
Şekil 5.11.a.	S21, S24 ve S27 no' lu numunelerin makro fotoğrafı.....	99
Şekil 5.11.b.	S21, S24 ve S27 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makro fotoğrafı.....	99
Şekil 5.12.	Standart AISI 1040' ın mikroyapı SEM fotoğrafı.....	101
Şekil 5.13.	Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı SEM fotoğrafı.....	102
Şekil 5.14.	Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi.....	103
Şekil 5.15.	S1, S4 ve S7 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	105
Şekil 5.16.	S2, S5 ve S8 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	107
Şekil 5.17.	S3, S6 ve S9 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	109
Şekil 5.18.	S1 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	111
Şekil 5.19.	S10, S13 ve S16 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	112
Şekil 5.20.	S11, S14 ve S17 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	114
Şekil 5.21.	S12, S15 ve S18 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	116
Şekil 5.22.	S12 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	117
Şekil 5.23.	S19, S22 ve S25 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	119
Şekil 5.24.	S20, S23 ve S26 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	121
Şekil 5.25.	S21, S24 ve S27 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri.....	123
Şekil 5.26.	S27 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	125
Şekil 5.27.	S1-S9 numunelerinin mikrosertlik grafikleri.....	127
Şekil 5.28.	S10-S18 numunelerinin mikrosertlik grafikleri.....	129
Şekil 5.29.	S19-S27 numunelerinin mikrosertlik grafikleri.....	131
Şekil 5.30.	Çekme deneyi numune resimleri.....	133
Şekil 5.31.	Çekme testi sonuçlarının değerlendirilmesinde kullanılan şematik resim.....	133
Şekil 5.32.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	135
Şekil 5.32.b.	S1, S4 ve S7 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	135
Şekil 5.33.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	137
Şekil 5.33.b.	S2, S5 ve S8 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	137
Şekil 5.34.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	138
Şekil 5.34.b.	S3, S6 ve S9 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	138
Şekil 5.35.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	140
Şekil 5.35.b.	S10, S13 ve S16 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	140
Şekil 5.36.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	141
Şekil 5.36.b.	S11, S14 ve S17 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	141
Şekil 5.37.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	142

Şekil 5.37.b.	S12, S15 ve S18 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	142
Şekil 5.38.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	143
Şekil 5.38.b.	S19, S22 ve S25 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	143
Şekil 5.39.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	145
Şekil 5.39.b.	S20, S23 ve S26 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	145
Şekil 5.40.a.	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler.....	146
Şekil 5.40.b.	S21, S24 ve S27 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	146
Şekil 5.41.	Bütün numunelere ait maksimum çekme değerleri.....	147
Şekil 5.42.	1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen S1, S5 ve S9 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları.....	150
Şekil 5.43.	1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen S12, S14 ve S16 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları.....	151
Şekil 5.44.	1700 dev/dak kullanılarak birleştirilen S20, S22 ve S27 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları.....	152
Şekil 5.45.	S5 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri.....	154
Şekil 5.46.	S14 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri.....	155
Şekil 5.47.	S27 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri.....	156
Şekil 5.48.	S1, S12 ve S27 no' lu numunelere ait elektrokimyasal korozyon sonrası SEM görüntüleri.....	158
Şekil 5.49.	Kaynaklı bağlantıların elektrokimyasal korozyon sonrası resimleri.....	159
Şekil 5.50.	Korozyon sonrası S1, S12 ve S27 no' lu numunelerin kırık yüzey SEM fotoğrafları.....	160
Şekil 5.51.	Elektrokimyasal korozyon sonrası numunelerin yüzeylerinden alınan X-ray analizleri.....	161
Şekil 5.52.	Modele ait çapraz grafik.....	167
Şekil 5.53.	Durbin – Watson d istatistiği referans tablosu.....	168

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 3.1.	Sürekli tahrikli sürtünme kaynağında çeşitli malzemeler İçin tavsiye edilen kaynak parametrelerinin değerleri.....	21
Tablo 3.2.	Yüksek sıcaklık kırılabilirliği üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi.....	54
Tablo 4.1.	Deney çalışmasında kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri.....	73
Tablo 4.2.	Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri.....	73
Tablo 4.3.	HNC-Oransal katların teknik değerleri.....	77
Tablo 4.4.	Sürtünme kaynak makinasının teknik özellikleri.....	78
Tablo 4.5.	Kaynaklı bağlantıların üretiminde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri.....	80
Tablo 5.1.	S1-S9 numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....	91
Tablo 5.2.	S10-S18 numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....	95
Tablo 5.3.	S19-S27 numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....	100
Tablo 5.4.	S1, S5 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları.....	110
Tablo 5.5.	S1 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	110
Tablo 5.6.	S12, S14 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları.....	117
Tablo 5.7.	S12 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	118
Tablo 5.8.	S27 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	124
Tablo 5.9.	S20, S22 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları.....	124
Tablo 5.10.	Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri.....	132
Tablo 5.11.	Kaynaklı bağlantıların çekme testi sonuçları.....	148
Tablo 5.12.	1300 dev/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları.....	154
Tablo 5.13.	1500 dev/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları.....	155
Tablo 5.14.	1700 dev/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları.....	156
Tablo 5.15.	Değişkenlerimize ait betimsel istatistikler.....	163
Tablo 5.16.	ANOVA analizi sonuçları.....	164
Tablo 5.17.	Çoklu karşılaştırmalar (Devir Sayısı)	165
Tablo 5.18.	Çoklu karşılaştırmalar (Sürtünme Süresi)	165
Tablo 5.19.	Çoklu karşılaştırmalar (Sürtünme Basıncı)	166
Tablo 5.20.	Regresyon parametre tahminleri.....	167
Tablo 5.21.	Açıklama katsayısı ve Durbin – Watson Testi.....	168

1. GİRİŞ

Malzeme teknolojisindeki hızlı gelişime paralel olarak metalik malzemelerin birleştirilmesi son yıllarda oldukça büyük önem kazanmıştır. Metalik malzemelerin geleneksel ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesinde çeşitli problem ve sorunlarla karşılaşmaktadır. Bununla birlikte, yeni ve özellikli malzeme türlerinin geliştirilmesi ve bu malzemelerin birleştirilmesinde güvenle kullanılacak kaynak tekniklerinin geliştirilmesi konusunda arayışlar devam etmektedir. Yeni ve özellikli malzeme grubundan sayılan östenitik paslanmaz çeliklerin geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde bir dizi olumsuz metalürjik problemler ortaya çıkmaktadır. Bunlar; taneler arası korozyon ve çeliği gevrekleştiren sigma fazının oluşmasıdır. Ayrıca, bu çeliklerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde ortaya çıkan diğer önemli bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı krom-nikelli çeliklerin 450-850°C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları halinde, ostenit tane sınırlarında taneler arası korozyona neden olacak krom karbür çökmesinin ortaya çıkmasıdır. Bunun sonucu olarak malzeme korozif bir ortamda bulunduğunda, kromca zayıflamış tane sınırlarında korozyon başlar. Bu şekilde ortaya çıkan korozyon tüm malzemeyi çok kısa bir zamanda kullanılamaz hale getirir. Ostenitik paslanmaz çeliklerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde ortaya çıkan bu olumsuzlukları minimize etmek için, birleştirilecek parçaların boyutları ve şekilleri uygun ise ergitme olayının olmaması ya da sınırlı oluşu, çok daha az kaynak hatası içermesi ve kaynak sonrası minimum iç gerilmeler oluşturması nedeniyle, katı hal kaynak tekniklerinden biri olan sürtünme kaynak yöntemi büyük bir avantaj sağlamaktadır. Çünkü ergitme kaynak yöntemlerinde işlem şartlarına bağlı olarak, malzeme veya yerel geometrik etkilerin oluşturduğu süreksizliklerde meydana gelen yüksek gerilmeler, kaynaklı bağlantıların hasar süreçlerinde önemli rol oynamaktadır. Konu ile ilgili yapılmış olunan bilimsel çalışmalarda, farklı metallerin özellikle de paslanmaz çelikler ile karbonlu çeliklerin sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmesi ve bu bağlantılar üzerine yapılan hasar analizlerinde önemli gelişmeler kaydedilmiştir.

Sürtünme kaynağı; biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki malzeme çifti arayüzeyleri arasında sürtünme yoluyla üretilen mekanik enerjinin termal enerjiye dönüştürülmesiyle elde edilen ısıdan yararlanarak plastik deformasyon ve ekstrüzyonla gerçekleştirilen bir katı hal

kaynak tekniğidir. Kaynak süresi boyunca sürtünen yüzeyler basınç altındadır ve ısıtma fazı ya da sürtünme fazı olarak adlandırılan bu süreç yüzeylerde plastik şekil verme sıcaklığı oluşana kadar sürer. Çelikler için bağlantı bölgesinde oluşan sıcaklık 900-1300 °C arasında, bu sıcaklığa çok kısa bir zamanda ulaşılmakta ve bu sıcaklık uygulanan baskı kuvveti altında parçaların birleşmesi için yeterli olmaktadır (Gül, 2006). Sürtünme kaynağı, ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi oldukça zor olan, farklı kimyasal bileşimdeki malzemelere, sorunsuz bir şekilde uygulanabilmektedir. Kaynaklı imalat yöntemleri içerisinde yer alan en sağlıklı ve en sık kullanılan yöntem ise sürtünme kaynak yöntemidir. Sürtünme ısısı ile gerçekleştirilen sürtünme kaynağı, gelişen teknoloji ile birlikte dünyada birçok ülkede imalat sektöründe geniş olarak uygulama alanı bulmuş ve ticari bir üretim yöntemi olarak yerini almıştır (Dinç, 2006).

Bu nedenle bu çalışmada, oldukça geniş kullanım alanına sahip AISI 1040/AISI 304L çelik çifti farklı işlem parametreleri kullanılarak katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Elde edilen kaynaklı bağlantılara elektrokimyasal korozyon testi uygulanarak hasar süreçleri incelenmiş; ayrıca, kaynaklı bağlantıların hasar sürecinde ortaya çıkan olumsuzlukları en aza indirmek için gerekli işlem parametreleri optimize edilmiştir.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Sürtünme kaynağı ile kaynak yapma fikri eskilere dayanmaktadır. Ancak konu ile ilgili ilk patent 1891 yılında Amerikalı makinist I.H. Bevington tarafından alınmıştır. Daha sonraları konu ile ilgili 1924 yılında İngiltere ve Rusya, 1929 yılında Almanya patent almıştır. Başlangıçta boru ve plastiklerin kaynağında kullanılan bu teknik, 1956 yılında Rus bilimci A.J. Chdicov, iki metal çubuğu sürtünme kaynağı ile birleştirmede kullanmıştır. Sürtünme kaynağı konusu ile ilgili gerçek bilimsel çalışmalar 1956 yılından sonra başlamıştır ve usulün uygulama alanlarının geliştirilmesi doğrultusunda çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle yeni ve özellikleri geliştirilmiş malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin mevcut kaynak yöntemleri ile kaynatılmasından doğan problemler, sürtünme kaynağı için geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır. Sürtünme kaynağı ile ilgili ilk bilimsel çalışmalar malzeme ve diğer şartlara bağlı olarak parametrelerin belirlenmesi üzerinedir. Bu konuda ilk ciddi esaslar V.I. Vill (1962) tarafından toparlanmıştır. Vill, sürtünme basıncının büyük bir öneme sahip olduğunu ve değişiminin geniş bir aralıkta olduğunu ifade etmiştir. Vill'e göre basınç, kaynak bölgesindeki sıcaklık derecesi ve eksenel kısalma miktarı ile kontrol edilir. Nümerik olarak 25-250 MPa arasında değişir. Dönme hızı, hassasiyeti en az olan parametredir. Pratik olarak kaynak bağlantısını etkilemeksizin geniş bir değişim aralığı kullanılabilir.

Daha sonraları R.Y. Tylecote (1968) V.I. Vill' in çalışmaları da dahil olmak üzere kendisinden önce konu ile ilgili çalışmaları derlemiştir. Tylecote bu çalışmasında en önemli parametre olarak eksenel basıncı ele almıştır. Tylecote' ye göre eksenel basınç ara yüzeydeki sıcaklığı etkilemekte ve gerekli momenti sağlamaktadır. Ayrıca eksenel basınç ile birlikte yığma basıncı ve çevresel hızı da önemli üç parametre olarak belirlemiştir. Çeşitli araştırmalara dayanarak eksenel basınç değerini, yumuşak çelikler için 56.2 MPa, orta karbonlu çelikler için 70.3 MPa olarak önermiştir.

P. Jennings (1971), 19 mm çaplı Cr-Mo/Cr çelik çifti kullanarak, kaynak öncesi ve sonrası ısıtma işlemleri uygulayarak değişken tutulan parametrelerde sürtünme kaynak işlemini gerçekleştirmiştir. Elde etmiş olduğu bu kaynaklı bağlantılara eğme, çekme ve yorulma testleri uygulayarak kaynak kalitesini belirlemede etkin olan parametreleri araştırmıştır. Numunelere

uygulanen çekme testleri sonrasında bütün kopmalar kaynak bölgesi dışında olmuştur. Kaynak sonrası uygulanan ısıt işlemlerin çekme özellikler üzerinde önemli etkileri olduğunu tespit etmiştir.

W. Lucas (1971), EN 3B yumuşak çeliğinden elde etmiş olduğu sürtünme kaynaklı numunelere eğme testi uygulamıştır. Bu çalışmada 1 sn süre ile bir yığma basıncının uygulanmasının gerekli olduğunu, yüksek yığma basınçlarının yanı sıra kısa kaynak sürelerinin en iyi kaynak bölgesi yapısı verdiğini tespit etmiştir.

F.D. Duffin ve A.S. Bahrani (1973), yumuşak çelikleri kullanarak elde ettikleri sürtünme kaynaklı numunelerde kısa kaynak süresi ve yüksek yığma basıncı değerlerinin daha ince taneli bir yapı verdiğini tespit etmişler.

V.P. Voinov ve arkadaşları (1972), 16 mm çaplı St 20 ve 40 KH çelik çiftini $P_1 = 50$ MPa, $P_2 = 100$ MPa, $t_1 = 3$ sn ve $t_2 = 1.5$ sn değişkenlerini kullanarak yapmış olduğu sürtünme kaynaklı numunelere çentik darbe ve yorulma deneyleri uygulayarak $n = 1200/4200$ dev/dak dönme hızının kaynak kalitesi üzerindeki etkisini belirlemek için parametre optimizasyonu yapmışlardır. Yüksek dönme hızları çentik darbe dayanımında daha iyi sonuç verirken, yorulma deneyinde her iki dönme hızında da iyi sonuçlar alınmıştır.

A.N. Dobrovidov ve arkadaşları (1975), HSS-C 45 karbonlu çelik çifti kullanılarak yapılan sürtünme kaynaklı numunelerin mikroyapısı üzerinde çalışmışlardır. Bu çalışmada HSS tarafına doğru bir karbon difüzyonunun olduğu, dolayısıyla C 45 tarafında bir dekarbürize bölge oluştuğu ve kaynak sonrası ısıt işlem şartlarının bu dekarbürize bölgenin genişliği üzerinde çok etkili olduğu ortaya konulmuştur.

S.A. Seregin ve S.B. Sabantsev (1977), 14,1 mm çapında, kaynak öncesi çeşitli derecelerde deformasyona uğratılmış St 20 çeliğini kullanarak, diğer kaynak parametreleri sabit kalmak şartıyla $n = 1200, 1400$ dev/dak gibi iki ayrı dönme hızında birleştirilen sürtünme kaynaklı numunelere çentik darbe deneyi uygulamışlardır. Deney sonuçlarında yüksek dönme hızlarının daha iyi sonuçlar verdiğini belirlemişlerdir.

O.N. Tanicheva ve arkadaşları (1989), yapmış oldukları bir çalışmada, takım çeliklerinin kaynaklı kısımlarından kırılmaları sonrasında yüzeyde görülen hata “parlak şerit” olarak nitelendirilmiştir. Bu hatanın oluşmaması için araştırmacılar kaynak sıcaklığı ve basıncının artırılmasını tavsiye etmişlerdir.

C.R.G. Ellis (1977), literatüre dayanarak yapmış olduğu sürtünme kaynaklı bağlantılarda kaynak kalitesini etkileyen parametrelerin; dönme hızı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi ve yığma basıncına bağlı olduğunu, ara yüzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerine en etkin parametrenin dönme hızı olduğunu ileri sürmüştür.

C.R.G. Ellis (1977), G.H.C. Begg, ve B.A. Humphreys (1981), sürtünme kaynağında malzeme çap büyüklüğü parametresinin önemine değinmişlerdir. Isıtma süresinin sürtünme ile sürtünen yüzeyleri temizleyecek ve katı hal kaynağı için gerekli plastisiteye ulaşabilecek düzeyde olması gerektiğini ifade eden C.R.G. Ellis, yığma için gerekli sürtünme süresini $T = 82.55 \times D \text{ (sn)}$ olarak ifade etmiştir. Bu formülün, karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler için iyi sonuç verirken, yüksek alaşımlı, paslanmaz çelikler, sertleştirilmiş çelikler ve yüzey işlemi görmüş çelikler için iyi sonuç vermediğini belirtmişlerdir. Yapılan bu çalışmalarda elde edilen sonuçlara göre, yığma basıncı malzemelerin kaynak edilebilmesi için sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşın yığma basıncı çok yüksek alınırsa, aşırı metal deformasyonu oluşmakta ve bu aşırı yığılma sırasında metalik olmayan inklüzyonlar kaynak bölgesinde arzu edilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenmektedirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkilemektedir.

S.A. Westgate ve S.B. Dunkerton (1985), tarafından yapılan bir çalışmada, sürtünme kaynaklı C/Mn çeliklerinde parametrelerin, kaynak sonrası ısıtma işlemlerin ve malzemenin kükürt içeriğinin bağlantının tokluğuna etkisi, çentik darbe dayanımı testi uygulanarak araştırılmıştır. Bu tür bağlantılarda düşük kaynak süresi ve yüksek yığma basıncı değerleri daha ince taneli bir yapı vermiş olduğunu tespit etmişlerdir.

K.G.K. Murti, S. Sundersan (1983), isimli araştırmacılar, sertleşme kabiliyeti çok iyi olan 22 mm çaplı sürtünme kaynağı yapılmış HSS- C45 çelik çifti için çentik darbe ve yorulma dayanımı testleri yardımıyla parametre optimizasyonu yapmışlardır. Deney çalışmaları sonucunda yüzey pürüzlülüğün hassasiyetinin artırılmasıyla yorulma mukavemetinin arttığı ve sürtünme kaynaklı numunelerin bir matkap olarak kullanıldığında yeterli dayanıma sahip oldukları görülmüştür.

M. Yılmaz (1993), 13 mm çaplı S-6-5-2 ve C 45 çelik çifti kullanılarak yapılan yakma alın ve sürtünme kaynaklı birleştirmelerde kaynak kalitesi kıyaslaması yapılmıştır. Sürtünme kaynaklı birleştirmeler sabit dönme hızı altında ($n = 1400 \text{ dev/dak}$) $t=5-6-8 \text{ sn}$, $P_1=45-50-55$

MPa, $P_2 = 90-100-120$ MPa değişken parametreleri kullanılarak kaynak sonrası 650 0C' de 4 saat süre ile tavlama yapılmıştır. Deney çalışmaları sonucunda artan sürtünme süresinin, kaynak bölgesinde daha yüksek bir sertlik değeri verdiği, yığma basınçlarındaki değişimin ise maksimum sertliği pek etkilemediği sonucuna varılmıştır. Birleştirme yöntemleri arasında yapılan kaynak kalitesi kıyaslamasında, sürtünme kaynaklı birleştirmelerin daha iyi sonuçlar verdiği tespit edilmiştir.

Otmanbölük ve arkadaşları (1999), çapları 20 mm Al ve 18 mm Cu olan malzeme çifti kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı numunelere çekme testi uygulayarak ve birleşme bölgesinde mikroyapı incelemesi yaparak kaynak kalitesini belirlemeye çalışmışlardır. Deney çalışmaları sonucunda, birleşme bölgesinde meydana gelen yüksek sıcaklık ve deformasyon sonucu oluşan intermetalik fazların sertlik değerini artırdığı görülmüştür. Yığma basıncının bu fazları alüminyum tarafına itmesi sonucu yapılan çekme deneylerinde kopmanın alüminyum tarafında olduğu görülmüştür.

Yılbaş ve arkadaşları (1994), çelik- alüminyum ve alüminyum- bakır malzeme çiftleri kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelere yorulma, çekme ve çentik darbe deneyleri uygulayarak üç temel parametrenin (dönme hızı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi) kaynak kalitesi üzerine etkisi araştırılmışlardır. Deneysel çalışmalar sonucunda, çelik-alüminyum kaynaklı birleştirmelerde yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncı bir sonucu olarak meydana gelen aşırı deformasyon ile birlikte birleşme bölgesinin alüminyum tarafında ince bir intermetalik tabakanın oluştuğu görülmüştür. Ancak, yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncı, temas yüzeyi üzerindeki alüminyum oksit filminin kırılmasına yol açarak ara yüzeyde yeterli deformasyonu sağladığı görülmüştür. Alüminyum - bakır çifti kaynaklı numunelere uygulanan kırılma testi sonucunda kırılma yüzeyinde gri bir alüminyum tabakasının varlığından bahsedilmişlerdir.

J.H. Yan ve arkadaşları (2000), C 45 ve AISI 1045 malzemeleri kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelerde değişken sürtünme basıncı parametrelerinin kaynaklı numunelerin yorulma ömrüne etkisini sayısal ve istatistikî analizler yapılarak araştırmıştır.

G.J. Bendzsak, T.H. North ve Z. Li (1997), sürtünme kaynaklı birleştirmelerde birleşme bölgesinde meydana gelen plastik deformasyonun akışını, Non - Newtonian akış denklemi kullanarak sayısal modellemesini yapmışlardır.

N. Özdemir (2003), tane küçültülmüş ötektoid üstü çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği ve AISI 4340/AISI 304L sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine yapmış olduğu çalışmada, kaynak parametrelerinden devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresinin bağlantı kalitesi üzerine önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmiştir.

M. Şahin (2001), sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş ostenitik AISI 304 paslanmaz çeliğin kaynak ara yüzey özelliklerinin incelenmesinde artan sürtünme süresi ve basıncı ile bağlantının mekanik özelliklerinin düştüğünü tespit etmiştir.

N. Özdemir ve arkadaşları (2007), sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 304L ve 4340 çeliğin birleştirilmesinde devir sayısının etkilerinin incelemesinde artan devir sayısı ile deformasyona uğrayan bölgenin daraldığını vurgulamışlardır.

E. Ünal (2003), sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 4340 çeliği ile paslanmaz çeliklerin yorulma davranışlarının araştırılmasında AISI 304 ve AISI 430 numunelerin genel olarak sünek tarzda ve çukurcuk oluşturarak kırıldığı, AISI 440 numunelerin ise sünek tarzda kırıldığı tespitinde bulunmuştur.

F. Sönmez (2007), sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş yüksek hız çeliği (HSS) ve AISI 1040 çeliklerinde mukavemet ve metalürjik özelliklerin incelenmesinde, birleştirilen parçaların çekme mukavemetleri, sürtünme zamanı ve basıncıyla artmakta, fakat bir noktadan sonra sürtünme zamanı ve basıncının artmasına karşılık çekme mukavemeti azalmaktadır. Kaynağın yüksek hız çeliği tarafında, “bright shiny” (yüzük şeklinde parlak bir halka) denilen bir alan gözlemlenmiştir. Birçok literatürde bahsedilen bu alan birleşim yerlerinin kırılganlığını arttırmakla kalmaz, aynı zamanda çekme mukavemetinin azalmasına da sebep olur. Kaynak yapılan parçaların çekme mukavemeti, daha düşük mukavemeti olan AISI 1040 çeliğinin mukavemetine yakın olduğu tespitinde bulunmuşlardır.

S. Celik ve I. Ersozlu (2008), sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 1040 ve AISI 1050 mekanik davranışları ve mikroyapı incelemelerinde sürtünme kaynaklı bağlantıların çekme dayanımlarının AISI 1050 esas malzemesinin çekme dayanımlarının % 6 üzerinde olduğunu ve en düşük çekme dayanımının ise % 1,9 daha düşük olduğunu belirtmişlerdir.

V.V. Satyanarayana ve arkadaşları (2005), farklı ostenitik-ferritik paslanmaz çeliklerin sürtünme kaynaklarında; en yüksek korozyon direncinin ferritik-ferritik paslanmaz çelik bağlantıların elde edildiğini, aynı türden paslanmaz çeliklerin korozyon dirençlerinin yüksek

olduğunu, ancak farklı paslanmaz çeliklerin korozyon dirençlerinin biraz daha düşük olduğunu vurgulamışlardır.

Seung Hwan C. Park ve arkadaşları (2004), sürtünme karıştırma yöntemi ile birleştirilmiş AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliğin korozyon direncinin belirlenmesinde; ITAB bölgesinin korozyon hassasiyetinin az olduğunu, ancak karışma bölgesine doğru ilerledikçe çok belirgin bir şekilde korozyona uğramanın olduğunu, bunun ana kaynağının bu bölgede oluşan sigma fazı olduğunu belirtmişlerdir.

M. Dadfar ve arkadaşları (2007), TiG kaynağı ile birleştirilmiş AISI 316 paslanmaz çeliklerin korozyon davranışlarının belirlenmesinde yaptıkları çalışmada, polarizasyon eğrilerinden yararlanarak fizyolojik bir ortam içerisindeki elektrokimyasal korozyon davranışlarının incelemesinde, kaynak metalinin korozyon direncinin daha az olduğunu ve korozif ortamlarda tercihen bir çözünme gösterdiğini vurgulamışlar.

E. Taban ve arkadaşları (2009), % 12 Cr içeren paslanmaz çeliklerin lazer kaynaklı bağlantılarının; dayanım, yorulma, tokluk, mikroyapı ve korozyon özelliklerinin incelenmesi adlı çalışmalarında, çok iyi gerilme, yorulma ve sünekliğe sahip olduğunu belirtmişlerdir. Lazer Kaynağı ile birleştirilmiş 316L paslanmaz çeliklerinin korozyon dirençlerinin 350-1000 dak, tuzlu su ortamı ve 37 °C sıcaklıktaki dirençlerinin mükemmel olduğunu ve kaynaklı bağlantıların tuzlu su ortamlarındaki korozyon hızlarının 5 yıl olduğunu belirtmişlerdir.

İ. Kırık ve N. Özdemir (2012), sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş AISI 1040/duplex paslanmaz çelik çiftinde sürtünme süresinin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi başlıklı çalışmalarında; sürtünme süresinin bağlantı mukavemeti üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu gözlemlemişler. En yüksek çekme dayanımı, 1700 dev/dak devir sayısı ve 3 sn' lik sürtünme süresi kullanılarak gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıda elde etmişlerdir. Ayrıca artan sürtünme süresine bağlı olarak aşırı deformasyona uğramış bölgenin genişliğinde artmanın olduğunu tespit etmişlerdir.

3. TEMEL BİLGİLER

3.1. Kaynak İşlemi

Metallerin kaynağı, işlem cinsine göre ergitme kaynağı ve katı hal kaynağı olmak üzere iki grupta incelenmektedir. Bu nedenle kaynağın tarifini bu iki başlık altında yapmak daha anlamlı olacaktır.

Ergitme kaynağı: Metalik özelliklere sahip, ergime sıcaklıkları aynı ya da birbirine yakın malzemeleri ısı, basınç ya da her ikisini birden kullanarak, ilave metal katarak ya da katmadan yapılan birleştirme işlemidir.

Katı hal kaynağı: Aynı ya da farklı iki malzeme çiftinin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta basınç etkisi ile plastik deformasyon ve ekstrüzyonla yapılan birleştirme işlemidir.

3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

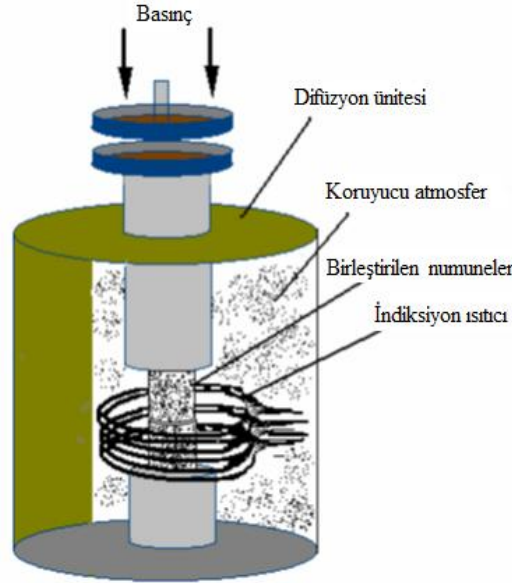
Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak üzere birçok teknik uygulanmakta ise de, bütün işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır.

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı,
2. Soğuk basınç kaynağı,
3. Difüzyon kaynağı,
4. Nokta direnç kaynağı,
5. Patlamalı kaynak,
6. Ultrasonik kaynak,
7. Sürtünme karıştırma kaynağı,
8. Sürtünme kaynağı.

3.2.1. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, katı hal kaynak usulleri arasında yer alır. Difüzyon kaynağı; birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalürjik bir bağ oluşuncaya kadar malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulüdür. Malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla eriyen bir ara tabaka kullanıldığı takdirde buna “sıvı faz difüzyonu” adı verilir (Orhan, 1996). Şekil 3.1’ de difüzyon kaynak setinin şematik resmi verilmiştir.



Şekil 3.1. Difüzyon kaynak seti (Sarsılmaz, 2006)

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasındaki çekim, kohezyon kuvvetlerini meydana getirir. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Katı, harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği zaman, atomlar denge pozisyonlarını terk eder ve kristalin içinde dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana getirir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer daha sonra azalır. Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim ise adhezyon olarak bilinir. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken, aynı cins katı yüzeyler arasında kohezyon, farklı cins

yüzeyler arasında da adhezyon işi yapılmış olur. Adhezyon ve kohezyon işi serbest yüzey enerjisinin bir fonksiyonudur. Difüzyon kaynağının mekanizmasıyla ilgili ilk teori Kinzel (1944) tarafından sunulmuştur. Daha sonra Gerken ve Owczarski (1955) üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüştür. Sonraki yıllarda Shwartz, King ve Owczarski birbirlerinin ile aynı olan bir modelle bu modelleri birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeye basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektedir. İkinci safhada, birinci aşamada yok edilemeyen ara kesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve ara kesit tane sınırları daha küçük bir enerji seviyesine, yani ara kesit düzlemi dışına göçmektedir. Buradaki etkin mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise, tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır. Araştırmacılar, başlangıç safhasında plastik deformasyonunun, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise, yüzeyden kaynaklanan ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hem fikirdir.

Difüzyon kaynak mekanizması şu şekildedir:

- A- Yük altında plastik deformasyon,
- B- Sürünme deformasyonu,
- C- Difüzyon,
- D- Yeniden kristalleşme ve tane sınır göçü.

Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakaların kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerinin azaltmak mümkündür.

3.2.2. Nokta Direnç Kaynağı

Direnç kaynak yöntemleri (nokta, dikiş ve flaş-alın yakma kaynağı) özellikle yüksek mukavemetli, ısıl işleme tabi tutulabilen alaşımların birleştirilmesinde önerilir. Bunları ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi güç olup, direnç kaynağıyla birleştirilmeleri pratik olarak yapıp, kaynak işleminden kaynaklanan mukavemet kaybı ortadan kalkar. Direnç kaynağı, iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdiği dirençten sağlanan ısı ve aynı zamanda basıncın uygulanmasıyla yapılan bir kaynak yöntemidir. Malzemeden geçen elektrik akımının doğurduğu ısı dışında, herhangi bir ısı uygulanmamaktadır. Isı, kaynak edilecek kısımlarda oluşur ve basınç kaynak makinesindeki elektrotlar ya da çeneler aracılığıyla uygulanır (Anık, vd., 1991).

Direnç kaynağında gerekli ısı, yüksek kaynak akımları ile sağlanmaktadır. Isı üretim hızı, malzemenin direncine ve akım şiddetine bağlıdır. Bu ısı miktarı şu formülle hesaplanır:

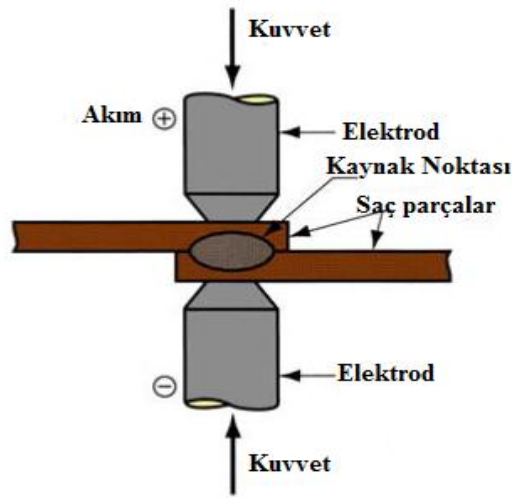
$$Q = I^2 \cdot R \cdot t$$

Burada;

(t) saniye cinsinden kaynak süresini,

(R) ohm cinsinden iş parçasındaki toplam direnci,

(I) amper cinsinden kaynak akımını ifade eder. Nokta direnç kaynağının bileşenleri Şekil 3.2’ de verilmiştir.



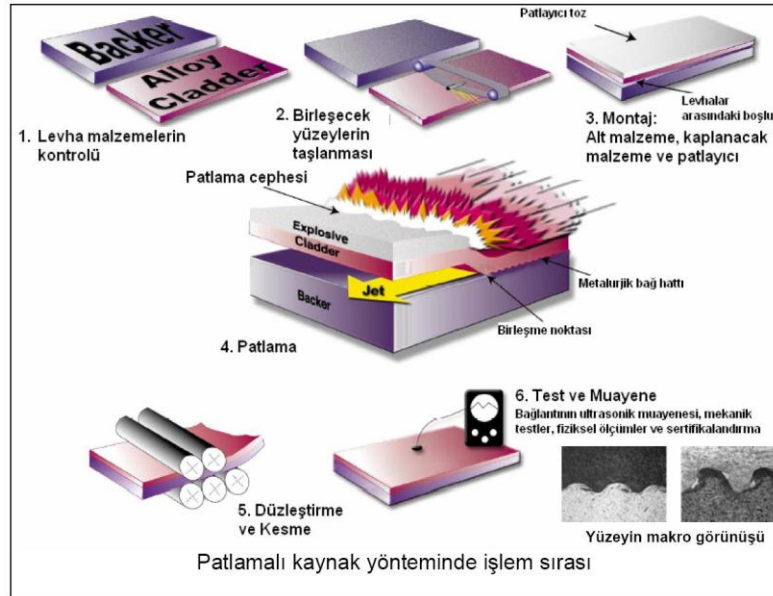
Şekil 3.2. Nokta direnç kaynağı şematik resmi

3.2.3. Patlamalı Kaynak

İş parçaları kontrollü patlamanın etkisi ile iş parçalarında erime olmaksızın birbirine çarpması ile gerçekleştirilen katı-hal kaynak tekniğidir. Patlamanın etkisiyle parçaların ulaştığı hızlarda çarpma sonucu metalik bağ oluşur. Bu bağ, dalgalı bir ara yüzle sonuçlanan mekanik kilitlemeyle beraber metalürjiktir. Herhangi bir dolgu malzemesi kullanılmadan yapılır. Patlamalı kaynak parametreleri:

- A) Çarpma hızı,
- B) Çarpma açısı,
- C) Kaplama metalinin hızı.

Çarpma malzemedede plastik akmaya sebep olur ve aynı zamanda oluşan jet ara yüzeyi temizleyerek kuvvetli metalürjik bağ oluşmasını sağlar. Karbon çeliklerinin paslanmaz çeliklere veya eritme kaynağı veya difüzyon kaynağı ile yapılması metalürjik olarak uygun olmayan alüminyumun veya titanyumun çelik ile birleştirilmesi bu yöntemde mümkündür. Bu yöntemle birleştirilebilecek yüzey büyüklüğü 6.5 cm^2 ile 37 m^2 ye kadar değişebilir. Ana malzeme sabit durduğundan kalınlık sınırı yoktur. Ancak kaplama metalinin kalınlık aralığı 0.25 ile 31.8 mm arasında bulunur. Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası Şekil 3.3' te verilmiştir.



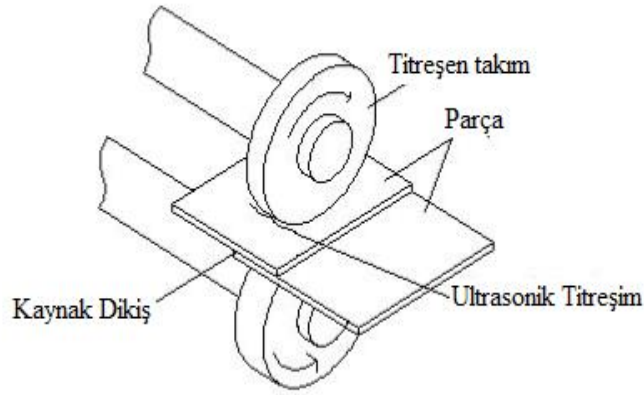
Şekil 3.3. Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası

3.2.4. Ultrason Kaynağı

Ultrason kaynağı, bir yarı-katı hal kaynak tekniğidir. Parçalar oldukça yüksek tutma kuvvetleri ile tutulurken, parçaya yüksek frekanslı ses dalgaları gönderilerek yapılır. Bu yöntemde malzemelerde önemli bir erime olmaz. Şekil 3.4' te ultrasonik kaynak prensibinin resmi verilmiştir. Ultrasonik kaynak yönteminde parçalar, ultrason altındaki mekanik titreşimler ve hafif bir basınç yardımı ile birleştirilir. Bu amaçla bir elektro-akustik dönüştürücüden yararlanılır. Bu dönüştürücüde değişken bir elektrik akımı, bir nikel alaşımının manyetostroktif etkisi yardımı ile aynı frekanstaki, boylamasına mekanik

titreşimlere çevirir. Birleştirilecek parçalar sabit bir örs üzerindedir. Sonodron yardımı ile teğetsel titreşimler parçaya katılır. Sıkıştırma kuvveti ve kaynak yüzeyleri arasındaki bağıl hareketlerin meydana getirmiş olduğu genliğin artmasına paralel olarak akma başlar. Bu yöntem, birbirine bastırılmış iki yüzeyin arakesitinde, salınım yapan kayma kuvvetleri yardımıyla kaynak yapar. Bu arada oluşan iç gerilmeler arakesitte elastoplastik bir deformasyona yol açar.

Ultrason kaynağında elastik histerezis, arakesit kayması ve plastik deformasyonun birlikte etkimesiyle kaynak bölgesinde bir sıcaklık artışı olur. Birleşmenin mukavemeti ana metalinkine yakındır. Bu yöntemin tek dezavantajı, ancak ince parçalara uygulanabilmesidir. Ultrason kaynağı geniş oranda, elektronik havacılık ve ölçü aletleri kontrol sanayilerinde kullanılır.

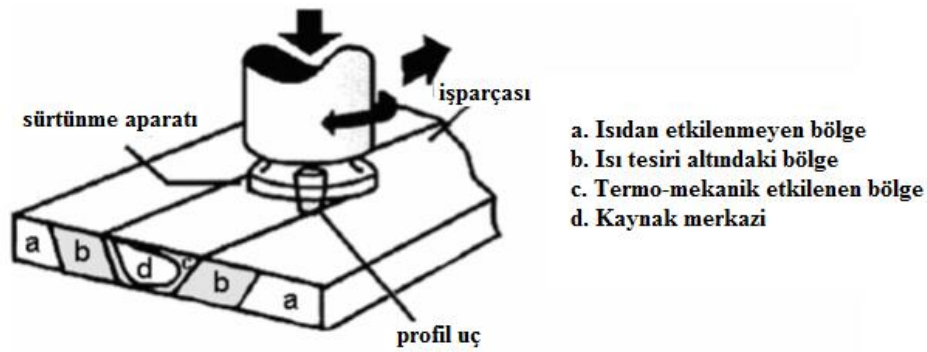


Şekil 3.4. Ultrasonik kaynak (Anık ve Vural).

3.2.5. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, geniş uygulama alanına yayılmış ve farklı geometrilerde kaynak olanağı sağlayan, 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI), W. Thomas tarafından icat edilen ve geliştirilmeye devam edilen bir katı hal kaynak yöntemidir. Günümüze kadar İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde alüminyum ve alüminyum alaşımları için bu kaynak yöntemi ile oluşturulacak birleştirmeler üzerinde birçok araştırma yapılmıştır. Bu çalışmaların sonuçları, bu yöntemin gerek yaşlandırma sertleşmesi yapılmış gerekse yaşlandırma sertleşmesi yapılamayan (1xxx ve 5xxx serileri gibi) alüminyum ve alaşımlarında başarılı ve güvenli bağlantıların ortaya çıktığını göstermiştir. Ayrıca bakır-bakır alaşımları,

kurşun-kurşun alaşımları, titanyum-titanyum alaşımları, magnezyum-magnezyum alaşımları, metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntemin uygulanmasına başlanmıştır (Çam, 2002). Sürtünme karıştırma kaynağı, sürtünme kaynak yönteminin geliştirilmiş bir başka yöntemidir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağı genellikle silindirik kesitli malzemelere uygulanan katı hal kaynak yöntemidir (Özsoy ve Kaluç, 2002). Özellikle kaynak yapılması zor olan alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde sürtünme karıştırma kaynağı performansı geliştirilerek araştırmalar sanayinin ilgisini alüminyum alaşımları üzerine yoğunlaştırmıştır. Bu kaynak yöntemi 1 mm'den az ve 35 mm'den kalın olan ve kaynaklanamaz olarak düşünülen alüminyum alaşımlarına uygulanmış ve çok iyi mekanik özellikler elde edildiği araştırmacılar tarafından bildirilmektedir (Özdemir, 2003). Şekil 3.5' te sürtünme karıştırma kaynak prensibi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi (Şık, 2003).

Bu metotla yapılan birleştirmelerde, mükemmel bir birleştirme mukavemeti elde etmek mümkün olduğu gibi, oldukça düşük bir malzeme çarpılması söz konusudur. Bu kaynak yöntemi alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen kademeli bir karıştırıcı ucun daldırılarak kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir (Özdemir, 2003).

3.2.6. Sürtünme Kaynağı

Sürtünme: cisimlerin veya maddelerin birinin diğerine bağlı olarak hareketinden doğan kinetik enerji kayıpları olarak tarif edilir (ASM Handbook, 1992). Sürtünmeye temas eden iki cismin ara yüzeylerinde gerçekleşen kuvvetler sebep olur. Bu kuvvetler yükün yanı sıra temas

eden malzemenin özellikleri ve temas alanı olarak belirlenir. Gerçek temas alanı cismin görünen alanından çok küçüktür. Gerçek yüzey teması atomik mertebede düz değildir. İşlem görmüş bütün malzemeler farklı bir yüzey topografyasına sahiptirler. Bu farklılıklar; işleme aletinin geometrisi, çalışma parçasının mikro yapısı ve sistemdeki titreşimlerin sebep olduğu dalgalı sapmalardır. Sürtünme kuvveti; bir katı ile temas eden cismin diğeri üzerinde kaymasını sağlamaya yarayan teğet halindeki yüzeysel kuvvettir. Sürtünme, yüzeylerin düzleminde gerçekleşir ve yüzeye dik olan kuvvetle orantılıdır. Sürtünme kuvveti aşağıdaki amprik formülle belirlenir.

$$F = \mu \cdot N, \quad (3.1)$$

Burada;

F = Sürtünme kuvveti,

μ = Sürtünme katsayısı,

N = Yüzeye dik olan normal kuvveti ifade etmektedir.

Geçmişte pek çok araştırmacı sürtünmenin negatif etkileri ile ilgili bilimsel araştırmalar yapmıştır. Bu araştırmalar sırasında bir problem olan sürtünmenin, malzemelerin birleştirilmesi için gerekli bir enerji kaynağı olarak kullanılabileceğini ortaya çıkartmıştır. Sürtünme kaynağı ile ilgili ilk patent 1891 yılında Amerikalı makinist I.H. Bevington tarafından alınmıştır. Daha sonraları konu ile ilgili 1924 yılında İngiltere ve Rusya, 1929 yılında Almanya patent almıştır. Başlangıçta boru ve plastiklerin kaynağında kullanılan bu teknikte 1956 yılında Rus bilimci A.J. Cbdicov iki metal çubuğu birleştirmeyi başarmıştır. Sürtünme kaynağı ile ilgili gerçek bilimsel çalışmalar 1956 yılından sonra başlamıştır. Yöntemin uygulama alanlarının geliştirilmesi doğrultusunda çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle yeni ve ileri malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin mevcut kaynak yöntemleri ile kaynatılmasından doğan sıkıntılar bu metot için geniş bir araştırma alanı bulmasını sağlamıştır.

Sürtünme kaynağı (SK); biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın ara yüzeylerinde oluşturulan sürtünme yolu ile mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüştürülmesi sonucunda ısıdan yararlanarak eksenel basınç altında ara yüzeyde plastik deformasyon oluşturularak yapılan bir katı hal kaynak yöntemidir. Sürtünme kaynağında sürtünme süresi boyunca sürtünen yüzeyler eksenel basınç altındadır. Isıtma veya sürtünme fazı olarak

adlandırılan bu süreç birleşme bölgesinde plastik deformasyon sıcaklığına ulaşınca kadar devam eder. Bu sıcaklıkta dönme hareketi ani frenleme ile durdurulur ve eksenel basınç yaklaşık iki kat arttırılarak yığma oluşturulur. Normal şartlar altında ara yüzey erimez. Çünkü oluşan sıcaklık malzemelerin ergime sıcaklığından daha düşüktür. Bu kaynak tekniğinde ilave metal ve koruyucu gaza gerek yoktur. Bu birleştirme yöntemi dairesel kesitli parçaların kaynağında yaygın bir kullanıma sahiptir ve kaynak işlemi otomatik olarak da yapılmaktadır. Yöntem, silindirik olmayan parçalar için de kullanılabilir. Alın kaynağı uygulamalarında parçalardan birinin dönme simetrisine sahip olması bu yöntem için yeterlidir. Sürtünme kaynağı, malzemeler ve kombinasyonlarıyla plastiklerin birleştirilmesi işlemleri için uygundur. Sürtünme kuvveti, temas yüzeylerinin büyüklüğüne ve işleniş tarzına bağlı olmayıp yüzeye dik gelen yük ile doğru orantılıdır (Ateş, vd., 2007).

3.2.6.1. Sürtünme Kaynağının Mekanizması

Sürtünme kaynağı mekanizmaları farklı araştırmacılar tarafından açıklanmaya çalışılmıştır. Sürtünme kaynağı genel anlamda şu aşamalarda gerçekleştirilir.

Birinci aşamada, parçalardan biri sabit diğeri dairesel harekete sahip olacak şekilde aynı ekseninde bağlanır.

İkinci aşamada, iki parçanın eksenel basınç altında yüzey teması sağlanır.

Üçüncü aşamada, sürtünme hareketi ile ara yüzeyde plastik deformasyon ve şişme meydana getirilir.

Dördüncü aşamada, dönme hareketi durdurularak, yığma basıncı uygulanır.

Midling, sürtünme kaynağı işlemini benzer bir şekilde üç basamakta tanımlamıştır. Bunlar:

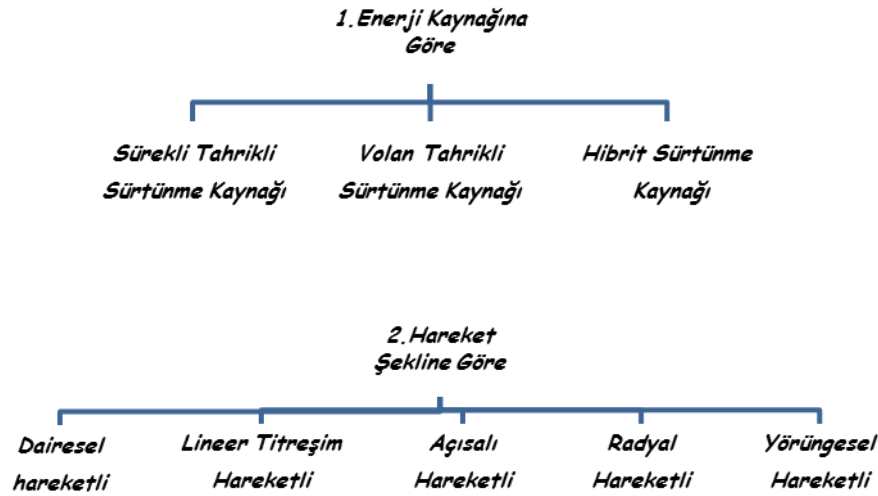
Düşük eksenel basınç kuvveti altında yüzey teması ve sürtünme yoluyla plastik deformasyonu hakim kılma. Eksenel basınç kuvvetini artırarak birleşme bölgesinde gerekli ısıya ulaşma. Sürtünme işlemini durdurarak birleşme bölgesinde yığma oluşturmak, şeklinde tarif etmiştir.

Darby, sürtünme kaynağında, kaliteli bir bağlantının oluşması için şu şekilde bir mekanizma açıklanmaktadır:

- 1-) Sürtünme hareketi ile bütün oksit ve diğer tabakalar parçalanarak yüzeyden uzaklaştırılır. Sürtünen yüzeyler arasındaki sürekli temas kaynak sırasında oksit filmlerinin oluşmasını engeller.
- 2-) Sürtünme kaynağı sırasında kaynak inklüzyonlarının büyük bir kısmı elimine edilir.
- 3-) Bağlantı bölgesi, hızlı lokal ısıtma ve soğutma sonrası uygulanan yüksek basınç nedeni ile ince taneli bir yapıya sahiptir.
- 4-) Hızlı lokal ısıtma ve ayrıca bağlantıya bitişik relatif olarak geniş ısıtılmamış alanların ısıyı lokal ısınmış alanlardan hızla çekmesi sonucunda çok dar bir ITAB oluşur.

3.2.6.2. Sürtünme Kaynağı Çeşitleri

Sürtünme kaynağı, enerji kaynağına göre üç ayrı yöntemle, hareket şekline göre ise beş grupta incelenir. Sürtünme kaynağının sınıflandırılması Şekil 3.6' da verilmiştir (Özdemir, 2002).

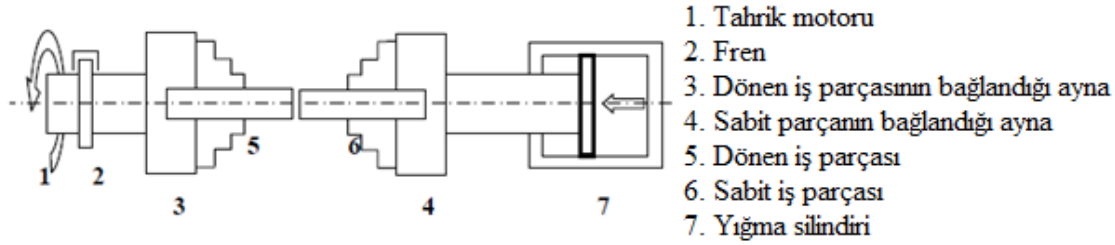


Şekil 3.6. Sürtünme kaynağının sınıflandırılması

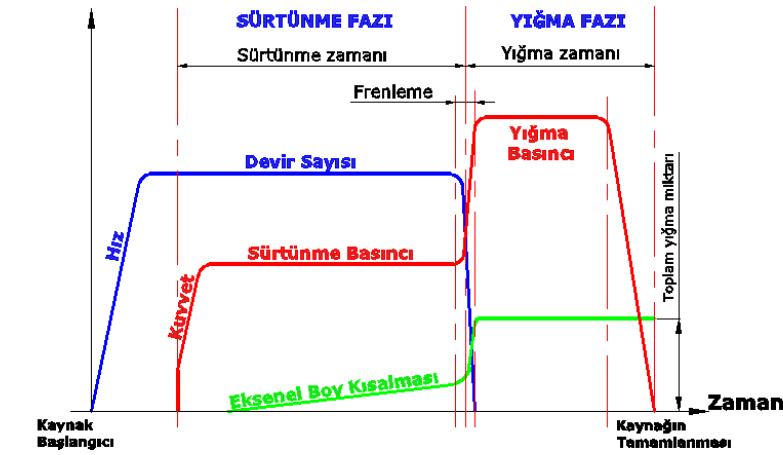
3.2.6.2.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Bu kaynak tekniğinde parçalardan biri dairesel harekete sahip bir motor ünitesine tutturulur, diğeri ise aynı ekseninde sabitlenir. Motor önceden belirlenen devir sayısında

döndürülür ve sabit parçaya eksenel basınç kuvveti uygulanarak iki parça ara yüzeyinde temas sağlanır. Ara yüzeyde plastik deformasyon için gerekli sıcaklığa ulaşıncaya kadar işlem devam ettirilir. Sonra, dönen parça ani frenleme ile durdurulur ve ara yüzeyde yeterince plastik deformasyon oluşturmak için yığma basıncı uygulanarak işlem tamamlanır. Şekil 3.7’ de sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin şeması ve Şekil 3.8’ de ise sürekli tahrikli sürtünme kaynağının kaynak parametreleri görülmektedir (Welding Handbook, 1980).



Şekil 3.7. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin şematik resmi



Şekil 3.8. Klasik Sürtünme Kaynak Parametreleri (Gül, 2006)

Sürtünme kaynağında bir erime bölgesinin olmayışı, ısının tesiri altındaki bölgenin darlığı ve kaynağın çevresinde plastik olarak deforme olmuş malzemenin varlığı en belirgin özelliklerini oluşturur. Kaynak kalitesi;

- Uygun malzeme seçimi,
- Kaynak dizaynı,
- Sürtünme süresi,
- Sürtünme basınç kuvveti,

- e) Devir sayısı,
- f) Yığma basınç kuvveti,
- g) Yığma süresi, gibi parametrelere bağlıdır.

Hız, zaman ve basınç kuvveti gibi kaynak parametrelerinin geniş çapta kullanımı ile kaliteli bir kaynak elde edilebilir. Bu kaynak yöntemi üç aşamada meydana gelmektedir.

1. İlk sürtünme
2. Isınma
3. Yığma

1. Aşama: Bu aşamada döndürme momenti hızla artarak bir maksimuma ulaşır ve aşama sonunda azalır. Momentin hızla artışı sonra yavaş yavaş düşüşü, parçaların yüzeyindeki pürüzlerin kilitlenmesine ve kopmasına neden olur. Sürtünme nedeniyle oluşan ısı ara yüzeydeki malzemenin yumuşamasına sebebiyet verir.

2. Aşama: Bu aşamada, moment sabit kalır. Malzemelerde deformasyon yaşanması ile ısı yumuşaması bir denge meydana getirir. Malzemeler yığılmaya izin verecek kadar ısınırlar.

3. Aşama: Bu aşamada ise yığılma yer alır. Yığılma tahrik sisteminin ayrılıp frenlemelerinin başladığı anda devreye girer. Tahrik mili ayarlanan frenleme süresi ile yavaşlar. Frenleme süresi malzemenin türüne bağlıdır. Fren ani uygulanırsa, moment aniden düşer ve yığılma meydana gelir. Eksenel kuvvet sabit kaldığı zaman, frenleme süresinin uzatılması, yavaşlama hızını düşürerek yükleme değerini artırır. Eğer bu aşamada eksenel kuvvet arttırılırsa, frenleme süresi kısalır. Ancak, uygulanan kuvvet daha büyük olduğu için maksimum değeri yükselmeye devam eder. Sürtünmenin artması burulmalı yığılmayı artırır. Bu aşama, tahrik mili durdurduktan kısa bir süre sonra sona erer. Basma ve yığma dönemi de dördüncü bir parametre olarak kabul edilebilir (Ananthapadmanaban, vd., 2009).

Yığma aşaması, kaynak çevrimi içerisinde daha yüksek olan basınç uygulandığı anda başlar. Bu sebeple yığma aşaması gerçekte durma aşamasının başlangıcından başlar. Kuvvet, genellikle ya ayna frenlendiği anda ya da ayna durduğunda, yani durma safhasının sonunda arttırılır. Bu iki uygulama arasındaki fark birincisinde, sürtünmede bir artışın olmasıdır. Birinci uygulamada ayna yavaşlatıldığında kuvvet arttırılır, döndürme momenti sıfıra düşmeden önce ikinci bir maksimum değere ulaşır. Bu hal, bir burulma kuvveti oluşturur. İkinci uygulamada, yani kuvvetin durdurma sonunda artırıldığı aşamada, hızlı frenleme

sebebiyle durdurma safhasının çok hızlı olması halinde sürtünme kuvveti artmaz. Ancak, yığılma safhasının ilerlemesiyle azalmaya başlar. Bu durumda burulma kuvveti oluşmaz ve yığılma yalnızca baskı kuvvetinden etkilenir (Welding Handbook, 1980).

3.2.6.2.1.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı Parametrelerinin Belirlemesi

Bu yöntemde işlem parametreleri esasen karbonlu çelikler üzerinde geliştirilmiştir. Tablo 3.1 sürtünme kaynağında, kontrolü gereken önemli parametreler bulunmaktadır. Yöntem üzerinde en etkin ve optimizasyonu gereken parametreler:

1. Çevresel hız,
2. Sürtünme basınç kuvveti,
3. Sürtünme süresi,
4. Yığılma basınç kuvveti,
5. Yığılma süresidir.

Bunların dışında numune geometrisi, malzemenin ısı kapasitesi, malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneği ve parça boyundaki kısılma miktarı gibi parametreler de önemlidir.

Tablo 3.1. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağında çeşitli malzemeler için tavsiye edilen kaynak parametrelerinin değerleri (Dinç, 2006)

Malzeme	Çap (mm)	Yüzeye Bağlı		Sürtünme süresi (sn)	Yığılma süresi (sn)	Çevresel hız (sn)
		Sürtünme basınç kuvveti (N/mm ²)	Yığılma basınç kuvveti (N/mm ²)			
Alaşımsız ve Düşük Alaşımlı Çelikler	20	20-80	80-200	3-6	2-10	0,5-5
Yüksek Alaşımlı Çelikler	20	40-100	120-400	6-10	2-10	0,5-5
Yüksek sıcaklığa Dayanıklı Alaşımlar	20	60-180	180-600	5-10	2-15	0,5-5
Hafif ve Ağır Metaller	20	10-80	20-150	1-8	2-5	0,5-4

Bu yöntemde kaynak basınçları ile tahrik milinin hızı hesaplanır.

$$V_t = [(X.S)/(\pi.D_d)] \quad (3.2)$$

Burada:

V_t : Tahrik mili hızı (d/d),

X: 1000 (çevrim katsayısı),

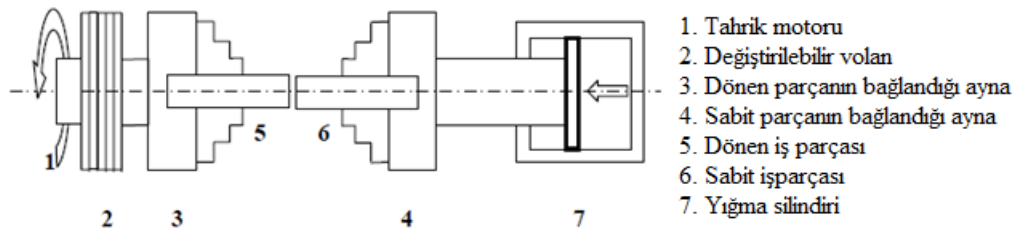
S: Yüzey hızı (m/dak)

D_d : Parçanın dış çapı (m),

Burada yüzey hızı 76-182 (m/dak) arasında değişir. Boruların kaynağında bu değerin biraz daha yüksek olması istenir.

3.2.6.2.2. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı

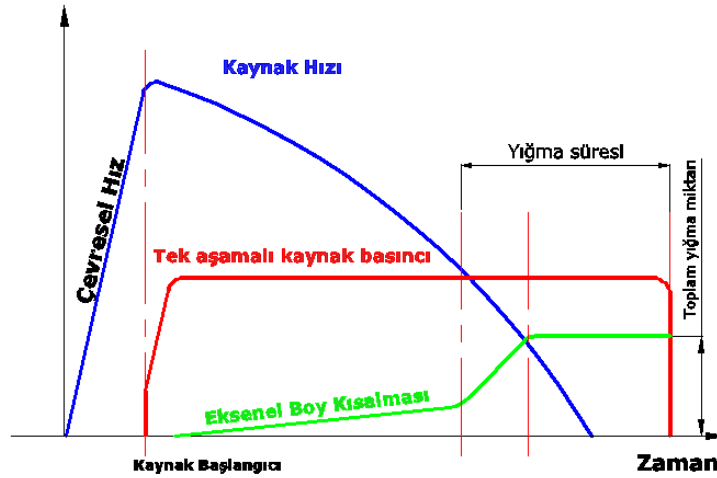
Bu yönteme, atalet kaynağı da denilmektedir. Sistem hemen hemen sürekli tahrikli sürtünme kaynağı ile aynı mekanizmaya sahiptir. Yalnız burada dönen parçaya tutunan mil bir volana bağlanmıştır. Volan belirlenen bir hıza ivmelendirilir. Böylece dönme enerjisinden kazanılan kinetik enerji volan üzerinde toplanmış olur. Tahrik motoru ile dönen parça arasındaki bağlantı kesildiğinde volan üzerinde depolanmış olunan enerji boşalana kadar sürtünme kaynağı yapılır (Şekil 3.9).



Şekil 3.9. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Kaynak kuvveti eksenel olarak uygulandığında dönmesi serbest bırakılan parça diğer parça ile birlikte döner. Bu arada volan enerjisi parça ara yüzeyinde sürtünmeye harcanır. Volan hızı azalırken kaynak bölgesi ısınır ve bu ısı yayılır. Volan tamamen durduktan sonra

basınç etki ettirilir. Bu yöntemle bazı kaynak uygulamalarında ısı daha az yayılabilir. Volan tahrikli sürtünme kaynağının kaynak parametreleri Şekil 3.10' de verilmiştir.



Şekil 3.10. Volan tahrikli sürtünme kaynak parametreleri (Dinç, 2006)

3.2.6.2.2.1. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Değişkenleri

1. Volan çapı (Atalet momenti ile ifade edilir)
2. Dönme hızı
3. Eksenel kuvvet

Volan tahrikli sürtünme kaynağı işlemi üç aşamada meydana gelir.

1. Aşama: İlk sürtünme
2. Aşama: Isınma
3. Aşama: Yığılma

Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının aksine kaynak parametreleri önceden belirlenemez. Ancak, volana kazandırılmış olan çevresel hız yardımıyla diğer kaynak parametreleri kontrol edilir. Eğer ikinci ve üçüncü aşamadaki eksenel kuvvetler değişirse, işleme iki aşamalı kaynak, kuvvetlere de ısıtma ve basma kuvveti adı verilir. Öte yandan, kuvvet bütün işlem boyunca sabit kalıyorsa, bu tür sürtünme kaynağına da “tek aşamalı kaynak” adı verilir. Volan tahrikli sürtünme kaynağında volan, kaynağa ısı girişini kontrol eder. Volanın atalet momenti, önemli bir değişken olup başka volanlar ilave edilip çıkarılarak çevresel hızı ayarlanabilir. Volanda depolanan enerji miktarı volanın hızı ile kontrol edilebilir.

Volan mili istenen hıza ulaştığında tahrik sistemi ayrılır ve volan ataletiyle dönmeye devam eder. Bundan sonra eksenel bir kuvvet uygulanır ve bu kuvvet kaynak süresince sabit tutulur. Uygulanan eksenel basınç, dönme hızının azalmasına neden olur. Bazı durumlarda parça durduğunda ya da durmaya yaklaştığında eksenel basınç kuvveti yaklaşık iki kat artırılarak yığma basınç kuvveti olarak uygulanabilir.

Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı ile volan tahrikli sürtünme kaynağı arasındaki en önemli fark, sürtünme hızıdır. Volan tahrikli sürtünme kaynağında sürtünme hızı sürtünme aşamasında sürekli azalırken, sürekli tahrikli yöntemde sürtünme hızı sabit kalır. Temas eden yüzeylerde malzemelerin plastik deformasyonu sonucu ortaya çıkan ısı, yığma aşamasında ara yüzeydeki sıcaklığın süratli bir şekilde düşmesine engel olur.

Volan tahrikli sürtünme kaynağının karakteristiklerini kontrol eden işlem değişkenleri; volan çapı, volan hızı ve eksenel basınçtır. Volan tahrikli sürtünme kaynağında, hareket eden volan, kaynak enerjisini temin eder. Kaynak basıncının uygulama aşamasında tahrik mili yavaşlar. Ataletin artması, kaynak çevirim süresini uzatır. Ayrıca, uygulanan enerji sabit tutulduğunda, yüzey hızı azalıp, daha büyük volanlar kullanılarak yığma artırılabilir.

Kasnağa imkân verebilecek olan enerjinin hesabı:

1. Yüzey hızı,
2. Malzeme cinsi,
3. Bağlantı geometrisine bağlıdır.

Karbonlu çeliklerin volan tahrikli sürtünme kaynağında, tur başına düşen volan enerjisi:

$E = 2nI/e$ denklemi ile bulunur. Burada: **(3.3)**

E = Enerji (j),

$I = wk^2$

Atalet momenti ($kg.m^2$),

n : Volan devri (d/d),

e : Bir dönüşüm katsayısı olup değeri 182,4'tür.

wk^2 ifadesinde,

w : Volanın ağırlığı,

k^2 : Ağırlık merkezlerinin dış eksene olan mesafesinin karesidir.

Yığma basıncı, kaynak basıncının 1.5 ila 4 katıdır. Gerçek değeri ancak deneyerek bulunabilir. ITAB' nın boyutu üzerinde kaynak basıncının etkisi ile yüzey hızının etkisi bir birinin zıddıdır. Yani düşük kaynak basınçları ile elde edilen ITAB yüksek yüzey hızları ile elde edilenlere benzer. Volan tahrikli sürtünme kaynağında parametreler şu şekilde belirlenebilir:

1. Volan hızı seçilir (d/d).
2. Gerekli enerji seviyesi ($E-r$) için ihtiyaç duyulan toplam momenti (Wk^2) bulunur.
3. Kaynak makinesi üzerindeki en yakın mümkün toplam atalet momenti (Wk^2) ve
4. Toplam atalet momenti (Wk^2) ile gerekli devir (d/d) yeniden hesaplanır.

3.2.6.2.3. Hibrit sürtünme kaynağı (Kombine Sürtünme Kaynağı)

Her iki kaynak işleminin yapıldığı kaynak türüdür. Kaynak işlemi sürtünme ve yığma safhalarını içermektedir. Hem atalet ve hem de sürtünme kaynağı için moment eğrilerinin değişimi işlemin izahı için önemli değer taşımaktadır. Prosesin başlangıcında kuru sürtünme hâkimdir ve bu sürtünmenin etkisiyle moment eğrisi bir zirve yaptıktan sonra dengeye gelir. Süreç içerisinde oksit tabakalarının parçalanması sonucu çıplak yüzeyde temaslar sırasında kuvvetli atomsal bağlar oluşmaya başlar. Sürtünme hareketi ile bu bağlar koparılmaya çalışılır. Sonuçta bu temas noktalarında büyük adhezyon kuvvetleri oluşur, moment artar ve sıcaklık istenilen düzeye ulaşır. Frenleme sonrası hız azalırken moment de sıfıra düşer (Lee, vd., 2004; Li, vd., 2008). Tasarım olarak sürtünme kaynağı makineleri torna, matkap gibi metal işleme makinelerini andırmaktadır ve ilk sürtünme kaynağı makineleri bu tezgâhların modifiye edilmiş şekilleridir. Sürtünme kaynağı, ana gövde bağlama tertibatları, dönme ve yığma mekanizmaları, fren sistemi, güç ünitesi, kontrol üniteleri ve kumanda tablosu kısımlarından oluşmaktadır. Sürtünme kaynağı makineleri tam mekanize makineleridir. Parçaların bağlanması, çözülmesi ve oluşan çapakların alınması otomotize edilebilir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağının ana fonksiyonları parçaların bağlanması ve sıkıştırılmasında, basınç altında dönme ve sürtünme, frenleme, yığma için gerekli sürelerin hassas olarak ayarlanmalıdır. Numune bağlama aparatları gerekli rijitliğe sahip olmalı, üzerine gelecek momentleri karşılamalı, radyal kaçıklıklar ve titreşimler, gerekli incelemeler ve araştırmalar

yapılarak sönümlenecek şekilde makine tasarlanmalıdır (Yılbaş, vd., 1995). Titreşimler yanında oluşacak radyal ve eksenel kuvvetlerden dolayı parçaların sabitlemesi ve eksenel kaçıklıkların önlenmesi zordur. Bu nedenle bağlama tertibatı parçaları gereken miktarda sıkıştırarak dizayna sahip olmalıdır. Bu işlem için genellikle V şekilli iki çene veya özel çeneler kullanılır. Kaynak ekipmanlarını tutmak için kullanılan bütün durdurma elemanları güvenilir olmalıdır. Bağlantısı yapılacak parçalarda oluşabilecek küçük bir kayma hem kaynak bağlantısına ve hem de frenleme sisteminin zarar görmesine neden olur. Uygulamaların çoğunda otomatik olarak merkezleyen frenleme tertibatları kullanılır (Bahrani ve Grossland, 1976).

3.2.6.3. Sürtünme Kaynak Değişkenleri (Parametreleri)

Sürtünme kaynağında birçok kaynak parametresi mevcuttur. Bunların kontrolünün optimum düzeyde olması kaynağın kalitesini artırır. Sürtünme kaynağıyla ilgili parametreler;

1. Dönme hızı (çevresel hız)
2. Eksenel sürtünme basınç kuvveti,
3. Sürtünme süresi,
4. Yığma süresi,
5. Yığma basınç kuvveti,
6. Frenleme' dir.

Kaynak parametreleri malzemenin cinsine, kaynak yüzeyinin boyutlarına ve bağlantının kalitesine göre değişkendir. Bunların dışında numune geometrisi, malzemenin ısı kapasitesi, malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneği ve parça boyundaki kısalma miktarı gibi parametreler de önemlidir.

3.2.6.3.1 Çevresel Hız

Ellis (1977) kendi yaptığı çalışmalara ve literatüre dayanarak, ara düzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerinde en etkili parametrenin çevresel hız olduğunu öne sürmüştür. Çevresel hız ITAB' ın genişliğine etki eder. Yüksek çevresel hız yüksek ara yüzey sıcaklığı üretirken, düşük çevresel hız yetersiz ısıtma sonucu kaynak bağlantısını olumsuz etkiler.

Yüksek çevresel hıza bağlı olarak deformasyon hızının değişimi kaynak süresini kısaltır. Çelikler için çevresel hız 1.2 - 1.8 m/sn arasında önerilir. 1.2 m/sn'nin altındaki hızlarda düzensiz bir yığılma oluşur. Yüksek hızlarda ise kaynak bölgesi aşırı ısınır ve metalürjik dönüşümler meydana gelir. Yüksek hızlarda ITAB genişler ve kaynak zamanı uzar; güç girdisinde ise büyük değişiklik olmaz. Ellis (1976), kaynak kalitesi için düşük dönme hızlarını tavsiye etmiş ve numune çapına bağlı olarak orta ve düşük karbonlu çelikler için aşağıdaki formülü önermiştir.

$$N = (1.2- 6.0) \times 10^4 / D(d/d) \quad (3.4)$$

Burada:

N = Dönme hızı (d/d)

D = Parçanın çapı (mm) belirtir.

3.2.6.3.2. Sürtünme Basınç Kuvveti

Sürtünme basınç kuvveti, numune geometrisi ve birleştirilecek malzeme çiftinin plastik şekil değiştirme yeteneğine bağlı olarak değişir. Sürtünme basıncı ara yüzeydeki oksit, yağ, kırı ve yabancı tabakaları kaldırıp, yüzeylerin atmosfer ile ilişkisini kesebilecek ve yüzeylerde düzenli bir ısıtmayı sağlayacak büyüklükte seçilmelidir. Çünkü malzemedeki sıcaklık gradiyentini denetlediği ve gücü etkilediği için basınç önemlidir. Alaşım ve düşük alaşımlı çeliğe uygulanan basıncı iki katına çıkarmak gücü % 50 artırır. Alaşım ve düşük alaşımlı çelikte yapılan sürtünme kaynağı için güç gereksinimi, başlangıç durumu için 4.8 kW/cm² dir. Daha hızlı enerji girişi ve yüksek basınç, ITAB' ın genişliğini etkiler. Metal yer değiştirme oranını hızlandırır. Sürtünme süresince gerekli olan basınç değeri malzemeye bağlıdır. Atmosfer etkilerini önleyebilmek için iki yüzeyin yakın teması sağlanmalıdır.

3.2.6.3.3. Sürtünme Süresi

Sürtünme süresi malzemenin cinsine göre değişir. Sürtünme süresi, yüzeylerdeki kalıntı ve pislikleri uzaklaştırabilecek, kaynak bölgesinin gerekli kaynak sıcaklığına en kısa

zamanda ulaşmasını sağlayacak biçimde ayarlanmalıdır. Sürenin az veya çok tutulması malzemenin ısınmasını etkileyeceğinden kaynağın kalitesine tesir eder. Optimumu aşan bir ısıtma süresi, düşük iletkenliğe ve daha fazla malzeme tüketimine yol açar. Uzun ısıtma, aşırı yığılmayla birlikte geniş bir ITAB' in oluşmasına sebep olur. Uygun olmayan sürtünme süresi düzensiz ısıtmayla beraber ara yüzeyde birleşmemiş bölgeler oluşmasına ve kirlenmelere yol açar. Yavaşlama zamanının değiştirilmesi toplam malzeme tüketimini değiştirmez. Bu değişiklikler bazı malzemelerin birleşme özellikleri üzerinde önemli etki yapar.

Ellis (1976) parametre optimizasyonla ilgili yapmış olduğu çalışmada sürtünme süresini, malzeme çapına bağlı olarak aşağıdaki şekilde formüle etmiştir.

$$t = 82.55 / d \text{ (sn)} \quad (3.5)$$

Burada:

t = Sürtünme süresi (sn)

d = Malzeme çapı (mm) belirtir.

3.2.6.3.4. Yığma Süresi

Yığma süresi, malzeme çifti ara yüzeyinde gerekli plastik deformasyonu oluşturmak ve sürtünme kaynağının oluşum mekanizmalarından biri olan difüzyonu hızlandırmak için yığma basınç kuvvetinin uygulandığı süredir. Bu konuda literatürde çalışma yapılmamıştır. Ancak parametre optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalarda, yığma süresi malzemenin soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. Bu da kaynak edilecek parçanın çapına bağlı olarak genellikle sürtünme süresinin iki katı olacak şekilde hesaplanır. Yığma süresinin uygun zamandan az ya da çok olması istenilen özelliklerdeki kaynağın elde edilmesini güçleştirir (Şahin, 2001).

3.2.6.3.5. Yığma Basınç Kuvveti

Yığma basıncı malzemenin sıcak akma sınırına bağlıdır. Bu basınç, aşırı malzeme yığılmasına sebep olacak kadar da yüksek ve elverişsiz şekillendirmeye, dolayısıyla yetersiz kaynaklanmaya sebep olacak kadar düşük olmamalıdır. Yığma basınç kuvveti, sürtünme periyodu sonrasında malzeme çifti arasında difüzyon mekanizmasını hızlandırmak amacıyla

uygulanır. Yığma basıncı, malzemelerin birleştirilmesinin iyi olması için bu malzemelerin sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşılık yığma basıncı çok yüksek alınırsa aşırı metal deformasyonu oluşur ve bu aşırı yığılma sırasında kaynak bölgesinde metalik olmayan yapılar istenilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkiler.

Genel olarak, yığma basınç kuvveti paslanmaz çelikler için sürtünme basınç kuvvetinin iki katı olarak önerilirken, hız çelikleri için bu 1.3 katı olarak önerilmiştir. Düşük karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 30-65 Mpa yığma basıncı 75-140 Mpa iken, orta ve yüksek karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 70-210 Mpa, yığma basınç kuvveti 100-420 Mpa arasında seçilir. Farklı iki malzemenin sürtünme kaynağında, yığma basıncını hesaplamak, üç önemli faktör ortaya çıkmaktadır. Bunlar:

1. Yığma işlemi, plastik şekil değiştirme kurallarına göre meydana gelmektedir.
2. Yığma öncesi sürtünen yüzeyleri etkileyen ısı derinliği, plastik şekil değişim oranı ve derecesi ile saptanır. Sürtünme etkisiyle meydana gelen ısı derinliği, malzemenin uç formunda yapılacak gerekli değişikliklerle direkt olarak şekillendirilebilir.
3. Sürtünme kaynağı için kullanılan yığma basıncı değerlen hesaplamaları diğer yığma ile gerçekleştirilen kaynak metodları için de kullanılabilir.

Metal malzemelerin deformasyonu hidrodinamik analogi ile izah edilebilir. Yığma süreci, iki dairesel düzlem arasındaki vizkoz sıvının akışı ile tarif edilir. Kullanılan vizkozite bağıntısı aşağıdaki denklemde verilmiştir.

$$\mu = \mu_0 \cdot \exp \left[b \left(\frac{z}{h} \right)^2 \right] \quad (3.6)$$

Akışkan akışı, diferansiyel denklemlerinin integrasyonu ile hesaplanır

$$P_f = \frac{-v \cdot R^2 \cdot \mu_0 \cdot b}{\left[4 \cdot h^3 \cdot \left(2e^{-b} - \sqrt{\frac{\pi}{b}} \cdot \phi \sqrt{b} \right) \right]} \quad (3.7)$$

Burada:

V: kaliteli bir kaynak bağlantısının üretimi için malzemenin yığılma hızı (mm/dak.),

R: Numunenin yarıçapı (mm),

h: Deformasyon uğrayan bölgenin derinliği (mm),

μ_0 : Sıvı modelin relatif vızkozitesi (gr/sn),

ε : Numunenin şekil değıştirme oranı,

b: Metallerin mekanik özelliklerini karakterize eden bir katsayı

$$b = \delta B_{(p)} / \delta B_{(0)} \quad (3.8)$$

$\delta B_{(0)}$: Numunenin temas bölgesindeki sıcaklıkta deforme olmuş metalin akma noktasıdır.

$\delta B_{(p)}$:Metallerin deformasyon bölgesinin sınırlarına karşılık gelen sıcaklıktaki akma noktasıdır. Sürtünme kaynağında bu sıcaklıklar 600 - 700 °C civarındadır.

Kaliteli bir kaynak bağlantısının elde edilebilmesi için yukarıdaki eşitlikler yerine konulduğunda gerekli s basınç kuvveti formülü bulunur.

$$P_f = - \frac{R^2 \cdot b \cdot \delta B(0)}{4 \cdot h^2 \cdot [2e^{-b} - \sqrt{\pi} / b \cdot \phi(\sqrt{b})]} \quad (3.9)$$

3.2.6.3.6. Frenleme

Gerekli kaynak sıcaklığı oluşturulduktan sonra sistemin ani olarak durdurulmasıdır. Frenleme malzemenin türüne bağlıdır. Fren ani uygulanırsa, moment düşer ve yığılma meydana gelir.

3.2.6.4. Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti

Demir ve demir dışı metaller sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilir. Ayrıca sürtünme kaynağı, diğer kaynak yöntemleri ile kaynak edilemeyen farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin kaynağında da kullanılabilir. Ergime sıcaklığı altındaki sıcaklıklar ve kısa kaynak süresi sürtünme kaynağına bu olanağı vermektedir. Farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin sürtünme kaynağı simetrik olmayan deformasyon miktarlarına yol açar. Yüksek bir kaynak mukavemeti ise relatif olarak simetrik plastik deformasyon veren farklı malzemelerin kaynağında elde edilebilir. Sürtünme kaynağında dövülebilen iyi kuru sürtünme özellikleri olmayan bütün malzemeler kolaylıkla kaynak edilebilir. Kuru yağlama sağlayan alaşım elementleri bağlantı bölgesinin kaynak sıcaklığına erişmesini engeller. Demir

esaslı malzemeler, yumuşak çelikten, yüksek alaşımlı çeliklere kadar kaynak edilebilmektedir. Yumuşak çelikler relatif olarak daha kolay kaynaklanmakta ve geniş bir parametre aralığına sahiptirler. HSS türü yüksek alaşımlı çelikler ise daha dar parametre aralığında ve daha yüksek eksenel kuvvetlerde kaynaklanabilir. Bunların, tokluğu ve çatlak hassasiyeti dikkat edilmesi gereken bir konudur, parçalarda oluşan çapaklar mutlaka alınmalıdır. Çünkü bu çapaklar çatlak başlangıcı için uygun yerlerdir (Yılmaz,1993)

Paslanmaz çelikler, sinterlenmiş çelikler ve maraging çelikleri literatürde verilen kaynak parametrelerinde kolaylıkla kaynak edilebilir. Isıl işlemlili paslanmaz çelikler diğer yüksek alaşımlı çelikler gibi kaynak değişkenlerine çok hassastır ve ITAB ‘da arzu edilen özellikler için kaynak sonu prosesler gerektirir. Bunların dışında sinterlenmiş malzemeler, Al ve alaşımları, Cu ve alaşımları, Ti alaşımları, Zr alaşımları, Mg alaşımları, ısıl direnç alaşımları olan Ni-Co alaşımları, refrakter metaller olan Mo, Ni ve Ta alaşımları da sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilmektedir. Bazı metal ve alaşımlarında aşağıda belirtilen metalürjik içeriklerinden dolayı başarılı bir kaynak yapılamaz. Bu sınırlamalar genelde sürtünme ısısı ve dönmeye yöneliktir.

- Bazı dökme demirler, serbest grafitin sürtünme sıcaklığını sınırlaması nedeniyle,
- % 0,3’ün üzerinde kurşunlu bronz ve pirinçler, sürtünme aralığının sınırlanmasından,
- % 0,13’ün üzerinde S, Pb içeren çeliklerde, bu elementlerin sürtünme sıcaklığını sınırlanmasından,
- Yüksek derecede anizotropik malzemelerde geçiş bölgesi kırılmalılığından,
- Yapısında hazır olarak grafit, Mn, serbest Pb gibi zayıflatıcı faz içeren malzemelerde birleşme sınırlı gerçekleşir (Şahin, 2001).

3.2.6.5. Kaynak Yüzeyinin Hazırlanması

Kaynak yapılacak parçaların yüzeyleri hazırlanırken aşağıdaki hususlar dikkate alınmalıdır (Şahin, 2001):

- Sürtünmeyi önleyecek veya azaltacak, kav, hadde ve döküm tabakaları, kalın oksit tabakaları, çekme veya dövme işlemi tozları, yağlama maddeleri, kaplama tabakaları gibi yabancı maddeler kaynak yüzeylerinden uzaklaştırılmalıdır. Kaynaklı parçada az bir kısalma söz konusu ise yağ, gres, boya, ince pas tabakası da giderilmelidir.

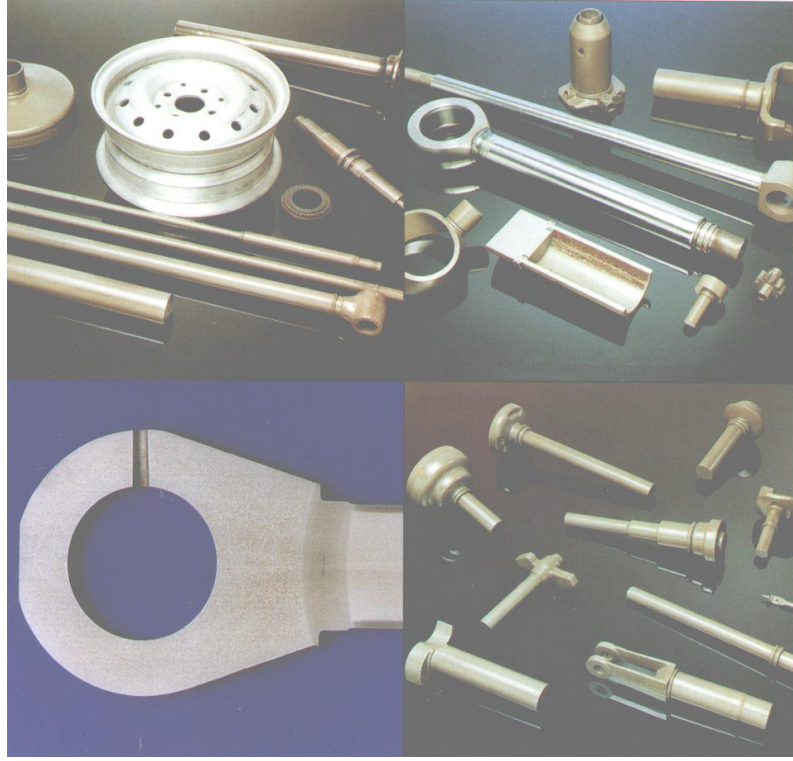
- Ağız bölgesindeki su verilmiş sert tabakalar da yumuşatma tavlamaıyla giderilmelidir veya bu tabaka kaynak işlemi sırasında ortadan kalkabilecek şekilde ince olmalıdır.
- Malzeme kombinasyonlarında kaynağın cinsi malzemenin özel şartlarına uygun olmalıdır.
- Malzeme kombinasyonlarında farklı deformasyon kabiliyetinin dengelenmesi amacıyla, sıcakta yüksek mukavemetli parçalar bir ön tavlamaya tabi tutulmalıdır (Karuzar, 1979).

3.2.6.6. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları

Daha önce de belirtildiği gibi çağımızda sürtünme kaynağı birçok endüstride geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Aşağıda, sürtünme kaynağının uygulama alanlarına dair örnekler verilmiştir.

- **Makine imalatı:** Dişli çarklar, piston kolları, hidrolik silindirler, radyal pompa pistonları ve piston kolları, iğler, sonsuz vidalı miller, krank milleri, matkap uçları.
- **Otomotiv Endüstrisi:** Aks köprüleri, ekzoz supapları, kardan milleri, vites kolları, sürekli fren milleri, türbo doldurucular, şanzıman parçaları, ön yanma odaları, boru miller, taşıyıcı aks boruları ve supaplar.
- **Havacılık ve uzay tekniği:** Rotorlar, türbinler, miller, yanma odaları, itme jetleri (memeleri), borular, flanşlar, fittingler.
- **İş takım Endüstrisi:** Spiral matkaplar, freze bıçakları, delik zımbaları, çelik kalemler (murçlar), raybalar.
- **Elektronik ve elektroteknik endüstrisi:** Gaz analizleri için alıcı kamaraları, kromatograflar için ayırma sütunları, röntgen cihazı tüpleri için döner anot milleri, sürekli lehim uçları, devre kontaktları, geçiş parçaları, cihazlar ve borular, flanşlar, fittingler, supap yuvaları, boru tesisatı bağlantıları.

Aşağıda sürtünme kaynağı ile üretilmiş çeşitli parçalara ait örnekler Şekil 3.11’ de verilmiştir.



Şekil 3.11. Sürtünme Kaynaklı Parçalar (Çil, 2009)

3.2.6.7. Sürtünme Kaynağının Avantaj ve Dezavantajları

Yukarıda da açıklandığı gibi birçok endüstriyel uygulama alanı bulunan yöntemin aşağıda topluca sıralanan üstünlükleri bulunmaktadır.

- Sürtünme kaynağı işlemi süresince ısıtılan metal miktarı çok küçüktür.
- Sürtünme kaynağında ısıtma ve dövme periyotları arasında metal kaybı azdır.
- Sürtünme kaynağında operasyon temizdir.
- Sürtünme kaynağı oldukça kısa zamanda tamamlanır.
- Sürtünme kaynağı otomatik işlemlere adapte edilebilir (parçaların otomatik yüklenmesi, boşaltılması, diğer operasyonlara transfer gibi).
- Ayrıca sürtünme kaynağı bir katı hal kaynak yöntemi olduğu için kaynak bölgesinde cüruf vb. içermez.
- Sürtünme hareketi ile bütün oksit ve diğer tabakalar parçalanarak yüzeyden uzaklaştırılır ve sürtünen yüzeyler arasındaki sürekli temas kaynak sırasında oksit filmlerinin oluşmasını önler.
- Sürtünme kaynağı sırasında kaynak kalıntılarının büyük bir kısmı yok edilir.

- Bağlantı bölgesi, hızlı lokal ısıtma ve soğutma sonrası uygulanan yüksek basınç nedeni ile ince taneli bir yapıya sahiptir.
- Hızlı lokal ısıtma ve ayrıca bağlantıya bitişik olan relatif olarak geniş ısıtılmamış alanla, lokal ısınmış alanlardan hızla ısının çekilmesi sonucunda çok dar bir ITAB oluşur.

Bütün bu üstünlüklerinin yanında sürtünme kaynağının bazı sakıncalı yönleri de vardır. Sürtünme kaynağını sınırlandıran en büyük etken parçanın sahip olduğu geometrik şekildir. Her ne kadar günümüzde özel yöntemler geliştirilmişse de bağlantısı yapılacak parçalardan birinin bir eksene göre simetrik olması ve çoğu kez bir eksen etrafında dönebilir olması istenir. Sürtünme kaynağını sınırlandıran diğer önemli bir etken ise “kesit alanıdır”. Kesit alanının çok büyük olması, motor gücünün ve yığılma basıncının değerlerinin çok yüksek olmasına neden olur (Şahin, 2001).

3.3. Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelik esas olarak, paslanmayan çeliklerin genel adıdır. Paslanmaz çeliklere paslanmazlık özelliği veren ana alaşım elemanı kromdur. Bileşimlerinde en az % 12 krom içeren çeliklere paslanmaz çelikler denir. Paslanmaz çelikler, esas olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni ikili veya üçlü bileşik sistemlerine sahiptirler. Fakat mikroyapı ve özelliklerini etkileyebilen birçok alaşım elementleri de içerebilirler. Bu çeliklere yüksek korozyon dayanımı sağlayan unsur, yüzeyde meydana gelen kararlı kromoksit tabakasıdır. Paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımı ve mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla kromun yanı sıra, nikel ve molibden de alaşım elemanı olarak katılır.

Çeliğe yapılan krom ilavesi, hava veya diğer bir oksitleyici ortama maruz kalan çelik yüzeyi üzerinde; birincil krom oksitten ince, sıkı ve sünek bir tabakanın oluşmasına neden olur. Bu tabaka, çelikte pasifliği sağlar ve çeliğin aktif olarak korozyona uğramayacağı anlamına gelir. Oluşan oksit katına pasif tabaka denir ve bu tabaka, çeliğin korozyona karşı direnç göstermesinden sorumludur. Bu çok ince tabakanın kalınlığı 1-10 µ mertebesinde dir. Fakat pasif filmin oluşması, alaşımların her ortamda korozyona karşı dirençli olabilmeleri için yeterli değildir. Paslanmaz çelikleri ortama daha dirençli kılmak için yollarından birisi krom ve nikel gibi ana alaşım elementlerinin oranını arttırmak, karbon içeriğini azaltmaktır (Ürgen ve Çakır, 1990). Paslanmaz çelik ailesi çok sayıda farklı alaşımdan oluşur. Onların her biri daha yüksek

korozyon direnci, ileri mekanik özellikler, daha yüksek mukavemet, sertlik ve pürüzlülük, kaynak sıcaklığının etkisi altında metalurjik kararlılık ve işlenebilirlik gerektiren özel uygulamalar gibi özel ihtiyaçları karşılamak üzere geliştirilmiştir. Bütün bu çelikler, en az %12 Cr içerdiği için yüzeyde kendiliğinden oluşan pasif tabaka tarafından tamamen korunurlar. Çeliklerde paslanmaz terimi, katkıların pasın oluşumunu önleme kabiliyetlerinden kaynaklanmaktadır. Bu karakter, kromca zengin oksit yüzey filminin bir sonucudur ve bu film, oksijenin mevcut olduğu ortamlarda oluşmaktadır. Bazı paslanmaz çelikler % 30' dan daha fazla Cr veya % 50' den daha az demir içerir. Paslanmaz çeliklerin keşif tarihi 20. yüzyılın başına dayanmaktadır. Fransa, Almanya, İngiltere ve daha çok USA' dan metalurjistlerin düşük karbon ve krom içeren demir alaşımları üzerinde yaptıkları çalışmaların sonucu üretilmişlerdir. 1904 ve 1909 yılları arasında Fransız metalurjistler Leon B. Guillet ve Albert M. Portevin % 13 Cr içeren martenzitik ve % 0.12-1.0 C içeren % 17Cr' lu ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ve özellikleri üzerinde seri çalışmalar yapmışlardır. 1909' da Guillet ve metalurjist W. Giessen demir-krom-nikel ostenitik çelikler üzerinde çalışmalar yapmıştır. Daha ileri çalışmalar, ilerleyen yıllarda paslanmaz çeliklerin endüstriyel uygulamalarda kullanımından doğan ihtiyaçlar ile tamamlanmıştır. Bazı arayışlar 1940' larda çökeltmeyle sertleştirilen paslanmaz çeliklerin gelişimine yol açmıştır ve ikinci Dünya savaşı sırasında nikelin kısıtlı olmasından dolayı, yüksek manganlı ostenitik paslanmaz çelikler keşfedilmiştir.

Paslanmaz çeliğin çok değişik kalite ve özelliklerde temin edilebiliyor olması, bunların kullanımında sürekli olarak yaygınlaştırmaktadır. Günümüzde artık ziynet eşyalarından, büyük sanayi tesislerine kadar uzanan geniş bir yelpazede kullanılmaktadır. Günlük hayatımızda kullandığımız pek çok ürün bugün paslanmaz çelikten yapılmaktadır. Paslanmaz çelik, hemen her gün kullandığımız bir mutfak aleti olarak karşımıza çıktığı gibi gezinti yaptığımız bir meydana beğenimizi kazanan bir sanat eseri şeklinde de kendini gösterebilir. Büyük bir kimya tesisinin hemen her yerinde gördüğümüz bu malzeme, güzel bir gökdelenin duvarlarını kaplayan dekoratif bir malzeme olarak da kullanılabilir (Erdoğan, 2002). Keyif duyduğumuz bir alış veriş merkezinde pek çok detayda dikkatimizi çeken paslanmaz çelik, gerçekte hiçbir zaman görmediğimiz yerlerde bizim konforumuzu ve güvenliğimizi sağlayan endüstriyel ürünlerde de yaygın olarak kullanılabilir. Paslanmaz çeliğin nerelerde hangi oranda kullanıldığı, ülkelerin ekonomisi hakkında doğrudan bilgi veren bir gösterge niteliğini de taşımaktadır. Kullanım oranının bireysel tüketim ürünlerinde fazla olması, genellikle zayıf

ekonomilere sahip ülkelerde görülür. Enerji, makina imalat ve ulaştırma sektörlerinde kullanımın artması ekonomik yapının kuvvetli olduğunu gösterir.

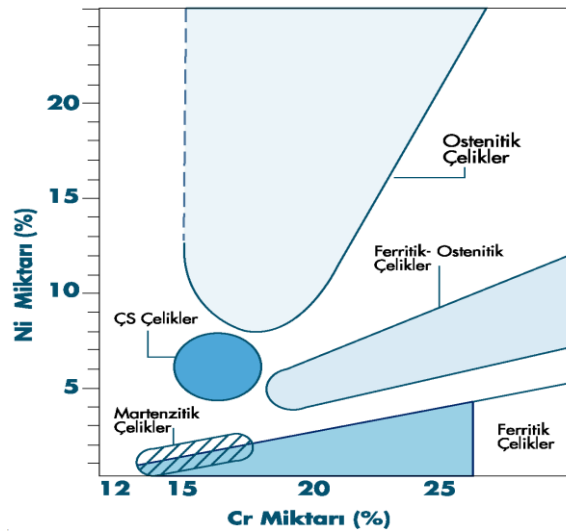
3.3.1. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri

Paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşim değiştirilerek, farklı özelliklerde alaşımlar elde edilir. Krom miktarı yükseltilerek veya nikel ve molibden gibi alaşım elementleri katılarak korozyon dayanımı artırılabilir. Bunun dışında bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, tantal, azot, kükürt ve selenyum gibi bazı elementlerle alaşımlama olumlu etkiler sağlayabilir. Bu şekilde makina tasarımcıları ve imalatçıları değişik kullanımlar için en uygun paslanmaz çeliği seçme şansına sahip olurlar.

Örneğin;

- **Niyobyum, Tantal ve Titanyum:** Tanelerarası korozyonu önler.
- **Azot:** γ -bölgelerini genişleterek mukavemet ve korozyon dayanımını, artırır.
- **Kükürt ve Selenyum:** Talaşlı işlenebilme özelliğini iyileştirir.

Genel olarak paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır. İçerdikleri alaşım elementleri artırılarak veya azaltılarak farklı tür paslanmaz çelikler elde edilebilir. Paslanmaz çelikler, içerdikleri krom ve nikel miktarına bağlı olarak Şekil 3.12’ de görüldüğü gibi 5 ana grupta sınıflandırılırlar.

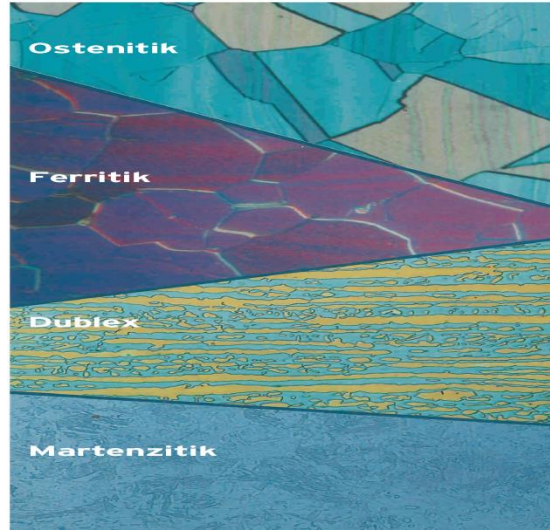


Şekil 3.12. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması (Aran, 2003).

Paslanmaz çelik türleri:

- Ostenitik paslanmaz çelikler,
- Ferritik paslanmaz çelikler,
- Martenzitik paslanmaz çelikler,
- Duplex paslanmaz çelikler,
- Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir.

Paslanmaz çeliklerde içyapıyı belirleyen en önemli alaşım elementleri, önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle, krom ve nikel içyapının ferritik veya ostenitik olmasını belirler. Beş ana grup çatısı altında toplanan paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 3.13’ te gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi ostenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ostenit tanelerinden meydana gelirken, ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ince ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Martenzitik paslanmaz çeliklerin yapıları ise ferrit tane yapısı içerisindeki karbür dağılımları şeklinde görülmektedir. Duplex paslanmaz çeliklerin yapısı ise ostenit matrixs içerisinde uzanmış ferrit levhalarından meydana gelmektedir.

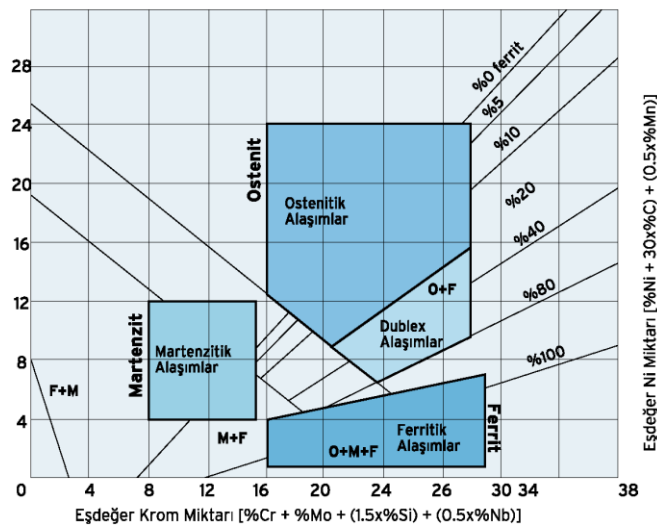


Şekil 3.13. Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri (Aran, 2003).

Bileşimlerinde en az yaklaşık % 12 krom bulunan çeliklerde, yüzeye kuvvetle tutunmuş, yoğun, gevrek olmayan, çok ince ve görünmeyen bir oksit tabakası bulunur. Dolayısıyla bu malzemeler kimyasal reaksiyonlara karşı pasif olduklarından; indirgeyici

olmayan ortamlarda korozyona karşı direnç kazanırlar. Söz konusu oksit tabakası, oksijen bulunan ortamlarda oluşur ve dış etkilerle bozulduğunda, kendi kendini onarır. Paslanmaz çeliklerde karbon % 0.02 ile 1 arasında olabilir, düşük karbon miktarları daha tipiktir, yüksek oranlar martenzitik çeliklerde söz konusudur. Çünkü bu paslanmaz çeliklerde karbonun varlığında, krom karbür oluşur ve genellikle tane sınırlarında krom karbür olarak çöker, bu nedenle; kafes içinde çözünmüş krom miktarı %12' lik sınırın altına düşebilir ve malzemenin korozyona dayanıklılık özelliği azalır ya da kaybolur. Dolayısıyla çelik bileşimindeki karbon yüzdesi yükseldikçe; krom miktarı artırılmalı veya karbür yapma eğilimi kromdan fazla olan elementler katılarak, krom karbürün meydana gelmesi ve kafeste çözünmüş kromun azalması engellenmelidir.

Paslanmaz çeliklerin istenilen mikroyapı ve diğer özelliklerinin elde edilebilmesi için Mn, Si, Mo, Ni, Ti ve N gibi alaşım elementleri kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin mikroyapısı üzerine bileşimin etkisini ayrıntılı olarak tanımlamak amacıyla Cr ve Ni eşdeğerliği kavramı geliştirilmiştir. Ferrit stabilizatörleri; ferrit faz alanını genişleten krom, molibden, vanadyum, niyobyum, tantal ve titanyum gibi karbür oluşturan metallerdir. Ostenit stabilizatörleri ise ostenit faz alanını genişleten nikel, mangan, karbon ve azot gibi elementlerdir. Şekil 3.14' te Cr ve Ni eşdeğerliklerinin karşılıklı olarak verildiği Schaffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin kaynağında mikroyapı ve bileşim arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır (Smith ve Farrar, 1993).



Şekil 3.14. Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı (Odabaş, 2007).

Korozyon dayanımı: Tüm paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımları yüksektir. Düşük alaşımlı türleri atmosferik korozyona, yüksek alaşımlı türleri ise asit ve klorür içeren ortamlara dahi dayanıklıdır.

Yüksek ve düşük sıcaklıklar: Bazı paslanmaz çelik türlerinde, yüksek sıcaklıklarda dahi tufallaşma ve malzemenin mekanik dayanımında önemli bir düşme görülmez iken, bazı türlerinde ise çok düşük sıcaklıklarda dahi gevrekleşme görülmez ve tokluklarını korurlar.

İmalat kolaylığı: Yan kesme, kaynakla birleştirilebilme, sıcak ve soğuk şekillendirme ve talaşlı imalat işlemleri ile kolaylıkla biçimlendirilebilirler.

Mekanik dayanım: Paslanmaz çeliklerin büyük çoğunluğu soğuk şekillendirme ile pekleşirler. Dayanımın artması sonucunda, malzeme kalınlıkları azaltılarak parça ağırlığı ve fiyatta önemli düşüşler sağlanabilir. Bazı türlerine ise ısıtılma yoluyla yüksek bir dayanım kazandırmak mümkündür.

Görünüm: Paslanmaz çelikler, farklı yüzey kalitelerinde temin edilebilirler. Yüzeylerin görünümü, kalitesi ve bakımı kolay olduğundan uzun süreler korunabilir.

Hijyenik özellik: Paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilir olması, bu malzemelerin hastahane, mutfak, gıda ve ilaç sanayinde yaygın olarak kullanılmasını sağlar.

Uzun ömür: Paslanmaz çelikler, dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen parçanın kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir (Aran, 2003).

Paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini, korozyon dirençlerini, talaşlı işlenebilme ve biçimlendirilebilme özelliklerini, kaynak edilebilirliklerini ve uygulama alanlarını iyileştirmek amacı ile katılan alaşım elementleri, bu tür çeliklerin fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler.

En önemli özelliklerinden biri olan manyetik özelliğine bakıldığında, paslanmaz çeliklerin özellikle sade krom içeren türleri manyetiklerdir. Buna karşın, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çelikler antimanyetik özellik gösterirler. 100-500 °C aralığında ostenitik paslanmaz çeliklerin ısı genleşme katsayıları, ferritik paslanmaz çeliklere nazaran % 60 daha fazladır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin ısı iletkenlikleri, karbonlu çeliklerin yaklaşık % 50 altındadır. Isıl iletkenlikleri, ostenitik paslanmaz çeliklere göre % 40 daha yüksektir. Yine, elektrik iletme dirençleri % 20 ve özgül ısıları da onlardan % 10 daha düşüktür. Ancak; tüm paslanmaz çeliklerin elektrik dirençleri, karbonlu çeliklerinkinden yaklaşık 4-7 kat daha fazladır. Ferritik kromlu çeliklerin 7.7×10^4 N/m³ olan yoğunlukları, ostenitik krom-nikelli

paslanmaz çeliklerin $7.9 \times 10^4 \text{ N/m}^3$ olan yoęunluklarından daha dūřuktur (Kaluç ve Tūlbenti, 1995).

3.3.2. Ostenitik Paslanmaz elikler

Gerek kullanım, gerekse alařım kalitelerinin çokluęu açısından en zengin grup ostenitik paslanmaz çeliklerdir. Manyetik olmayan bu çelikler; hem oda sıcaklıęında, hem de yūksək sıcaklıklarda yūzey merkezli kūbik kafes sistemine sahip ostenitik içyapılarını koruduklarından, normalleřtirme ve sertleřtirme ısıl iřlemi yapılamaz. Tavlanmış halde sūneklikleri, toklukları ve řekillendirilebilme kabiliyetleri dūřuk sıcaklıklarda bile mūkemmeldir. Mukavemetleri ancak, soęuk řekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler, genellikle % 16 ile % 26 krom, % 35' e kadar nikel ve % 20' ye kadar mangan içerirler. Nikel ve mangan temel ostenit oluřturucularıdır.

2XX serisinde, en çok % 7 nikel, % 5 ile % 20 arasında mangan bulunur. Azotun ostenit içinde özūnūrlūęu sayesinde dayanım artırılabilir. Katı özeltide bulunan kristal kusurlarının içine yerleřen azot, ostenitik içyapının mukavemetini artırır. 3XX serisi ise daha fazla nikel ve en çok % 2 mangan içerir. 301 ve 304 kaliteleri en az alařımlı olan tūrlerdir ve 3XX serisinin temel alařımları olarak kabul edilirler.

Mūkemmel řekillendirilebilirlięi, sūneklięi ve yeterli korozyon dayanımı ile 304 kalite ostenitik elik en yaygın olarak kullanılan paslanmaz çeliktir. Tavlanmış 3XX serisi çeliklerin akma dayanımı 200-275 MPa arasında iken, yūksək azotlu 2XX serisinde akma dayanımı 500 MPa deęerine kadar yūkselir. Bu eliklerde korozyonu önlemek için, gerekli olan kromun ferrit yapıcı etkisi ostenit yapıcı alařım elementleri katılarak giderilir. 304 kalite çeliklerine molibden katılarak 316 ve 317 kaliteleri üretilir ve klorūrlū ortamda çukurcuk korozyona dayanım saęlanır. 309 ve 310 kaliteleri gibi yūksək kromlu alařımlar yūksək sıcaklıklarda ve oksitleyici ortamlarda kullanılır. Yūksək oranda nikelli alařımlar ise indirgeyici asidik ortamlarda tercih edilirler. Ancak; bu amaçla, kuvvetli bir ostenit yapıcı olmasına karřın karbon miktarı artırılmaz, ūnkū; bu element, karbūr oluřturarak korozyon dayanımını zayıflatır. Bunun yerine aynı zamanda, oksitleyici ve indirgeyici asitlere de dayanıklı olan nikelden yararlanılır. Yūksək oranda nikel, yaklaşık % 0,06-0,2 azot içeren alařımlara sūperostenitikler de denir. 321 ve 347 kalitelerde karbonu stabilize etmek ve dolayısıyla

yüksek sıcaklıkta tanelerarası korozyonu önlemek amacıyla, titanyum, tantal ve niyobyum eklenir. “L” ve “S” uzantılı alaşımlarda (304L, 309S gibi) tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını düşük tutma yoluna gidilmiştir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde mukavemeti artırmak için, genellikle soğuk şekillendirmeden yararlanılır. Bu çeliklerde pekleşme, ferritiklerden daha fazladır. Bu arada şekil değiştirme martenziti de oluşabilir ve malzeme manyetiklik kazanır. Mukavemeti artırmak için bir diğer yol da, alaşımlama yapmaktır. Bu açıdan karbon ve azot en etkili elementlerdir. Kükürtsüz olan korozif ortamlarda ostenitik çelikler, ferritiklerden daha iyi sonuç verirler. Molibden katılması ile organik ve çeşitli mineral asitlere karşı dayanımları artar. Tam ostenitik çelikler ısıya ve asitlere dayanıklı, yüksek sıcaklık özellikleri iyi olan malzemelerdir. Ancak, sıcak yırtılma eğilimi gösterirler. Ostenitik çelikler sünek ve toktur, ayrıca ısı etkisiyle sertleşmediklerinden kaynak bağlantıları için uygundur. Ancak; ısınan ve soğuyan bölgede karbür çökmesi oluşmaması için stabilize edilmiş türleri seçilmelidir. Öte yandan ısı iletimleri düşük, genleşmeleri yüksek olduğundan kaynaktaki çarpılmayı önlemek için, ısı girdisi düşük tutulmalıdır. Ostenit fazı içeren çeliklerde en büyük sorun, krom karbür çökmesidir. Kritik sıcaklıklar olarak nitelenen 400 ile 850 °C arasında yüksek enerjili tane sınırları boyunca ayrılarak yan yana dizilen kromca zengin karbürler, malzemenin korozif ortamlarda bulunması halinde tanelerarası korozyona ve tane ayrılmasına yol açarlar. Bunun nedeni, karbür bünyesine geçen krom nedeniyle, katı çözeltideki krom miktarının korozyona dayanıklılık sınırının (< % 12) altına düşmesidir. Bunu engellemek için;

- Çeliğe stabilizatörler katılarak, içyapı kararlı hale getirilir. Bunlar, karbona ilgileri kromunkinden fazla olan titanyum, tantal ve niyobyum gibi elementlerdir. Bu sayede karbon, yüksek sıcaklıklarda dahi kromkarbür oluşturmaz. Bu şekilde bağlanır.
- ELC (extra low carbon - çok düşük karbonlu) çelikler kullanılabilir. Ostenitik çeliklerde 650 °C sıcaklıkta çözünebilen karbon miktarı yaklaşık % 0.05’ tir. Karbon miktarı bu değerden az olursa çözünen karbon, karbür oluşturmaz.
- Çözme tava uygulanabilir. 1050-1150 °C arasında tavlayarak çökelmiş karbürler çözündürülür. Hızlı soğutulularak yeniden çökme önlenir.

Ostenitik çeliklerin temel bileşimi % 18 krom ve % 8 nikeldir. Bu çeliklerin, biçimlendirilebilme, mekanik özellikleri ve korozyon dirençleri oldukça iyidir. Manyetik olmayan bu çelikler, dönüşüm göstermediği için sertleştirme ısı işlemleri uygulanamazlar.

Mekanik dayanımları, ancak soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler içerisinde kullanılan en yaygın tipler, AISI 200 ve 300 seri alaşımlardır. Ayrıca, alaşım katkıları ve özel alaşım bileşimi, kaynak edilebilirlik ve kaynak bölgesinin mikroyapısı üzerine büyük bir etkiye sahiptir. Bu alaşımlardan AISI 300 serisi, genellikle % 8-20 Ni ve % 16-25 Cr içerir. Düşük oranlardaki alaşım katkılarında % 1 Si dezoksidasyon için, % 0.02-0.08 C ostenitin kararlılığı için ve % 1.5 Mn ise, hem ostenitin kararlılığı hem de sülfür ve Si ile bileşik oluşturması açısından katılmaktadır (Brooks ve Lippold, 1993).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin en önemli alaşımı X12CrNi18.8' dir. Bu alaşımın yapısı, normal ısıt işlemlerden sonra 1050 °C' den suya çekilir veya havada bırakılırsa, ince ostenit tanelerinden meydana gelir. Oda sıcaklığında kararlı olan bu yapı, yüksek sıcaklıklarda kararlılığını yitirir. Oda sıcaklığında çeliğin mikroyapısı ostenit + (δ)-ferrit ve (Cr,Fe)₄C karbürlerinden oluşur. Bunun dışında, σ-fazı da yapıda görülebilir (Yıldırım, 1981).

Ostenitik paslanmaz çelikler, bileşiminde % 12-25 Cr ve % 8-25 Ni içeren ve paslanmaz çelik ailesinin en yaygın kullanım alanına sahip üçlü Fe-Cr-Ni alaşımlardır. Bu alaşımların yapıları, bütün ısıt işlemlerde ostenitik (YMK) yapıda kaldığı için ostenitik olarak adlandırılır. Ni kuvvetli bir ostenit yapıcı olduğundan, bu çeliklerde katılaşma sırasında ortaya çıkan ostenit oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda bile dönüşmeden kalır. Soğuma esnasında, ostenit-ferrit dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler su verme yolu ile sertleştirilemezler (Tülbentçi ve Kaluç, 1995; Kaluç, 1990; Erdoğan, 2000).

Ostenitik paslanmaz çelikler, özellikle oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direncine sahiptir. Ostenitik paslanmaz çelikler, karbonlu çeliklerden daha yüksek termal genleşme katsayısına ve daha düşük termal iletkenlik katsayısına, daha yüksek elektrik direncine ve daha düşük erime noktasına sahiptirler.

Ostenitik paslanmaz çelikler, orta dereceli ve şiddetli korozif ortamlar için geliştirilmiştir. Aynı zamanda dondurucu sıcaklıklardan 600 °C' ye kadar yüksek tokluğa sahiptir (Brooks ve Lippold, 1993).

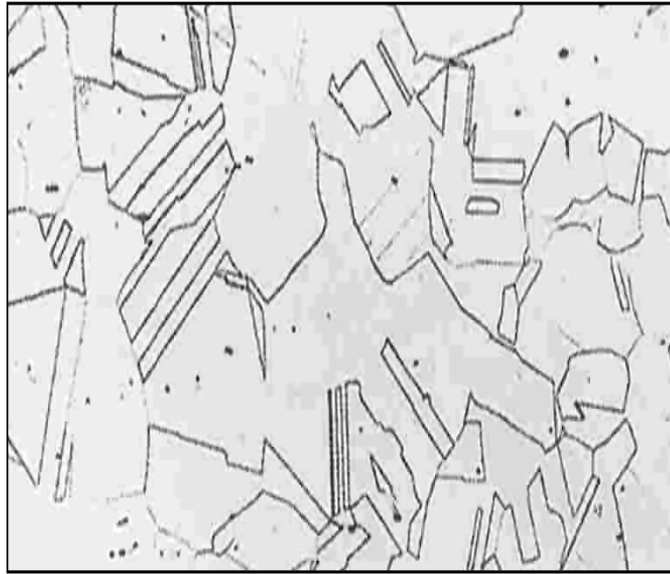
Başlıca özellikleri:

- Mükemmel korozyon dayanımına sahiptirler,
- Kaynak edilebilme kabiliyetleri mükemmeldir,
- Sünük olduklarından kolay şekillendirilebilirler,

- Hijyeniktirler, temizliği ve bakımı kolaydır,
- Yüksek ve düşük sıcaklıklarda iyi mekanik özelliklere sahiptirler,
- Manyetik değildirler,
- Dayanımları sadece soğuk şekillendirme ile artırılabilir (Aran, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005).

Bazı kullanım alanları:

Ostenitik paslanmaz çelikler; yaygın olarak makina ve imalat sanayinde, asansörler, bina dış cephe kaplamaları, gıda işleme ekipmanları, mutfak gereçleri, kimya endüstrisinde, tren yolu arabaları, uçak parçaları, yaylar, antenler, ev aletleri, soğuk kaplar, yağmur olukları, sıvı gübreleme, lapa domates tankları, fırın parçaları, pompa parçaları, ısı değiştiriciler, türbin kanatları, basınçlı kaplar, kaynatma kazanları, uçak eksoz bacaları, jet motor parçaları, çatal, kaşık v.b. süt taşıma malzemelerinde kullanılırlar (Aran, 2003). Şekil 3.15’ te ostenitik çeliğın mikroyapısı görölmektedir. Paralel çizgilerin bulunduğu yerler ikizlenmenin olduğu yerlerdir.



Şekil 3.15. Ostenitik paslanmaz çeliğın mikroyapısı (Aran, 2003).

3.3.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiler

Yarı-ostenitik sertleşmeli ostenitik paslanmaz çeliklerin yapıları oldukça karışıktır. Çözeltiye alındığı veya normalize edildiğinde yapı ostenitiktir, ancak; % 5-20 delta ferrit

içerir. İzlenen uygun ısı işlemler sonucunda ferrit, dönüşmeden yapıda kalabilir. Martenzitik çökeltme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize edilmiş halde, rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak sünektirler. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında ostenitik içyapılarını koruduklarından, soğuk biçimlendirme işlemleri için uygun tokluk ve süneklığe sahiptirler. Bu tür çeliklerin matenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklıkları, biçimlerine ve tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak, oda sıcaklığının altında bir bölgede değişir. Sertlik ve mukavemetin artması için, bu ostenitik yapının martenzitik yapıya dönüşmesi gerekir. Bu amaç için, üç yöntem uygulanabilir. Çelik, çökeltme sertleşmesi ısı işleminde tabi tutulmadan;

1.650-880 °C sıcaklık aralığına ısıtılıp, karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökeltmesi sağlanır. Osteniti kararlı hale getiren elementlerin çökeltmeyle ayrışması sonucu, çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda ostenit, martenzite dönüşür.

2. Çelik, 73 °C gibi martenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutulularak dönüşüm sağlanır.

3. Çeliğe, ostenitten martenzite dönüşümü sağlayacak soğuk biçimlendirme uygulanır.

Ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, tavlandıktan ve herhangi bir yaşlandırma veya sertleştirme işleminden hatta, soğuk şekillendirmeden sonra bile ostenitik içyapıyı kararlı olarak tutacak şekilde alaşım içerirler. Çökeltme sertleşmesini oluşturan faz, 1100-1130 °C sıcaklıklarında çözeltiye geçer ve bu sıcaklıklardan itibaren hızlı soğutma halinde bile, ostenitik yapı içinde çözelti halinde kalır. Çözeltiye alma işlemini takiben 650-770 °C sıcaklık aralığında uzun süreli bir yaşlandırma işleminde Al, Ti ve P gibi elementler, metallerarası bileşikler oluşturarak ostenitik yapının sertlik ve mukavemetini artırır. Erişilen sertlik, martenzitik veya yarı-ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerde elde edilen değerlerden düşük olmasına karşın, yapı manyetik olmayan özelliğini korur. Tüm ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler genel olarak; biçimlendirmede, kaynak edilmelerinde ve ısı işlemlerde ostenitik içyapılarını korurlar.

3.3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler

Ostenitik Paslanmaz çeliklerde oluşan karbür ve çökelti şunlardır (Marimuthu, 2002);

MX çökeltileri,
M₂X çökeltileri,
M₃C karbürü,
M₇C₃ karbürü,
M₂₃C₆ karbürü,
M₆C karbürü.

3.3.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar şunlardır;

Sigma (σ) fazı,
Laves fazı,
Z fazı,
Kapa (χ) fazı,
Chi (G) fazlarıdır (Marimuthu, 2002).

3.3.2.3.1. Sigma (σ) Fazı

Ostenitik paslanmaz çeliklerde genelde ostenit, ferrit ve karbürlerin yanı sıra, bazı hallerde “Sigma (σ) fazı” adı verilen bir metallerearası krom-demir bileşiğine rastlanır. Sigma fazı (σ) şeklinde gösterilir. Sigma fazı; Fe-Cr sisteminde, FeCr ile birlikte intermetalik faz olarak bilinir. Sigma fazı; çok sert (700-800 Vickers), manyetik olmayan ve gevrek yapıya sahip metallerearası bir bileşiktir. Röntgen ışını ile yapılan analizde bileşiminin yaklaşık olarak %52 krom ve %48 demirden oluştuğu, ancak; bunun yanında, molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içerebildiği görülmüştür (Marimuthu, 2002). Sigma fazı, kromlu veya krom-nikel esaslı paslanmaz ve ısıya dayanıklı çeliklerin kaynak bölgesinde oluşur. Saf ostenitik bir yapıdaki sigma fazı oluşum hızı, ostenitik kütle içerisinde ferrit içeren yapıdakine oranla daha düşüktür. Sigma fazı ile krom karbür çökmesi birbirinden tamamen farklı iki oluşumdur. Sigma fazı kırılgenanlığı 650-850 °C sıcaklıklar arasında görülür ve bu sıcaklık aralığında kalma süresi ile oluşan yapının yoğunluğu arasında yakın bir ilişki vardır. Faz dönüşüm

yoğunluğunun en yoğun olduğu sıcaklık 720 °C civarındadır. Yapıda bulunan ferrit miktarının % 3-4 ile sınırlı tutulması durumunda, ostenit tanelerinin etrafı ferrit ile çevrilenmeyecek ve kırılma riski önlenecektir. Buna karşın ferrit miktarının % 12' yi geçmesi ile birlikte, süneklik kabiliyeti hızla azalacaktır.

Bu faz, östenit fazı yerine geçerek ferritin kararlılığını düşürür. Kafes parametresi $a = 0.88-0.91 \mu\text{m}$, $c = 0.45-0.46 \mu\text{m}$ ve hacim merkezli tetragonal bir yapıya sahip olan bu faz, 540-870 °C sıcaklıklar arasında çok yavaş olarak şekillenir ve faz ilk olarak, tane sınırlarında olduğu gibi tane içinde de oluşması mümkündür. Sigma fazı genellikle, % 20' nin üzerindeki Cr içeriklerinde teşekkül eder. Ancak; içerisindeki diğer alaşım elementlerine bağlı olarak, % 17-20 Cr içeriklerinde de baskın bir faz olduğu için teşekkül etmesi mümkündür. Fakat bu çeliklerde görülebilen Chi ve Laves fazı, baskın faz olmadıkları için % 20' nin altındaki krom içeriklerinde görülmez.

Sigma fazı, % 20-70 krom içeren demir-krom alaşımlarında 500-800 °C sıcaklığa maruz kalındığında oluşur. Yüksek krom konsantrasyonlu alaşımlar, 475 °C kırılma eğilimi gibi sigma fazı oluşumu içinde, daha kolay hedeftir ve oluşumun oranı daha hızlıdır. % 20' den daha az krom içeren alaşımlarda, sigma fazı kolayca oluşmaz. Yüksek kromlu alaşımlarda, sigma fazının oluşumu daha hızlıdır ve sigma fazı oluşum sıcaklığına maruz kalma süresi, sadece birkaç saattir. Mo, Ni, Si ve Mn gibi alaşım elementi ilaveleri, daha düşük krom konsantrasyonları ve kısa süreler; daha yüksek sıcaklık aralığı gerektirir. Diğer çöktürme olguları gibi soğuk çalışmada, sigma fazı oluşumunu hızlandırır (Marimuthu, 2002).

% 14-16 Cr içeriğinin altındaki değerde, bu fazın oluşması beklenmez. Eğer malzemenin bileşimine silisyum, molibden, titanyum ya da bu fazın oluşumunu hızlandıracak diğer bazı elementler ilave edilirse veya soğuk şekil değiştirme işlemi uygulanırsa o zaman, düşük krom içeriklerinde bile bu fazın teşekkülü mümkün olabilir. Sigma fazı, çeliğin uzama ve çentik darbe dayanımını düşürdüğünden istenmeyen bir fazdır (Korkut, 1997).

Bu faz; büyük bloklar halinde yüksek enerjili ara yüzeylerde, tane sınırlarında ve üçlü noktalarda oluşur ve genellikle, karbür partikülleri üzerinde meydana gelir. Eğer yapıda sigma fazı meydana gelmişse, krom karbür çökelmesini yok etmek için uygulanan ısıtma işlemi, sigma fazının da yok olmasını sağlar. 1000 °C' de bu faz tamamen çözülür ve yeniden oluşmasına fırsat vermemek için de hızlı soğutma yapılır.

Sigma fazı konusunda yapılan araştırmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda belirtilmiştir.

- Sigma fazı oluşumu 750 °C’ de, 650 °C’ dekinden daha çabuk meydana gelir. 750 °C’ de 30 saat gibi bir zamana gereksinim varken, bu süre 650 °C’ de 1 haftaya çıkar.
- Sigma fazı oluşumu, soğuk şekil değiştirme ile hızlanır.
- Sigma fazı oluşumuna kuvvetli olarak etki eden elementler; Molibden (Mo), Krom (Cr), Niyobyum (Nb) ve Silisyum (Si)’ dur.
- Sigma fazı oluşumunun kuvvetlendiren elementlerin miktarı yüksek ise; belirli şartlar altında, kaynağaa bağlı olmadan ve ısııl işlem uygulamadan da sigma fazı meydana gelebilir.
- Sigma fazı, 950-1100 °C sıcaklıklar arasında belirli bir süre tavlandıktan sonra, suda hızlı olarak soğutularak giderilebilir.
- Sigma fazının giderilmesi için uygulanan ısııl işlemden sonra oluşan yapıdaki ferrit miktarı, ısııl işlem uygulanmamış yapıdakine oranla daha azdır.
- Ferrit miktarı, parçaya 1150 °C’ de homojenleştirme tavlaması uygulanarak daha da düşürülebilir. Bu durumda ferrit, mikro toplanmalar şeklinde oluşur.
- 300-400 °C üzerinde oldukça iyi çentik değerleri elde edildiği için, yüksek işletme sıcaklığında çalışan konstrüksiyonlarda, sigma fazının neden olduğu gevrekleşmeden korkulmamalıdır.
- Sigma fazının neden olduğu kırılganlıık, kaynak bölgesinin tavlama yapılmadan önceki durumunda içerdiği ferrit miktarına bağlıdır. Eğer kaynak bölgesi başlangıçta %6.5 ferrit içerirse, sigma dönüşmesi çentik darbe dayanımının azalmasına neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğu için ferrit, ostenitik yapı içerisinde aė şeklinde değil, izole edilmiş odacıklar halinde meydana gelir. Bu yolla elde edilen sigma, yapıya bir süneklik kazandırmaktadır (ASM, 2001; ASM, 1973).

3.3.2.3.2. Laves Fazı

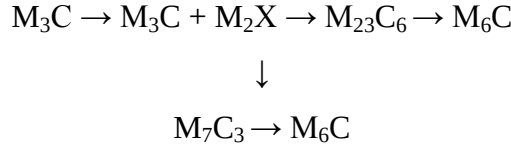
Bu fazlardan en baskını sigma fazı olmak şartıyla, % 20’ den fazla krom içeren bu eliklerde Chi ve Laves fazı da teşekkül edebilir (Krysiak, vd., 1993). Laves fazı, ostenitik paslanmaz çeliklerde oldukça küçük miktarlarda ve genellikle tane sınırlarında görülür. Laves fazı, Fe_2M ’ dir. Bu faz; tungsten, molibden veya her ikisinin bileşimleri vanadyum, titanyum,

silisyum ve kobalt esaslı alaşımlarda görülür. Çözünmeyi güçlendirmek için absorbe edilen bu fazın, sürünmeye zararlı etkileri olabilir. Bu durum, mikroyapının sürünme zamanının uzun sürelere kaymasına sebep olur. Laves fazının sürünme özelliklerine zararlı etkisinin olup olmadığı, hâlâ tartışma konusudur. Ancak; Ni içerikli çeliklerde Laves fazının M_6C' yi takip etmesi durumunda, zararlı etkileri ortaya çıkmaktadır. Laves fazının yapı ve bileşimi incelendiğinde bu faz, hegzagonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri $a = 4.73 \text{ \AA}$, $c = 7.72 \text{ \AA}$ dur.

Marimuthu (2002) tarafından yapılan çalışmada Fe_2Mo şeklinde Mo/C atomik oranının 5' ten Fe_2W ve W/C oranlarında 3.3' ten büyük olduğunu ve V, Ti ve Co elementleri Laves fazı için katalizör etkisi yaparak, atomik oranını düşürdüklerini tespit etmişlerdir. Silisyum, Laves fazını kontrol eden element olarak görülmektedir. Örneğin; Hosoi ve arkadaşları (1986), % 9 Cr' ile % 2 Mo içeren bir alaşımda % 67 Si içeriğinin Laves fazını oluşturduğunu tespit etmişlerdir. Silisyum oranı % 0.008' den az olduğu durumlarda, Laves fazının da azaldığı tespit edilmiştir. Senior (1989), alaşımların Si içeriğinin Laves fazının oluşumunu belirlediğini ifade etmiştir. Nikel, Laves faz oluşumunun kinetik yapısında rol oynamaktadır. Marimuthu (2002), Iseda vd., (1992), tarafından yapılan bir çalışmada % 0.3 Ni içeren numuneyi 3627 saat, % 1.2 Ni içeren numuneyi ise 2053 saat sürünme deneyine tabi tutmuşlardır. Her iki durumda da Ni ilavesinin, Laves fazı oluşumunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Ancak; bu durumun tam geçerliliği olmayıp, Laves fazı denge hacim sürünmesini azaltmaktadır. Mn ilavesinin Laves fazının kinetik oluşumuna zıt bir etki yaptığı düşünülmektedir. Hosoi vd., (1986), tarafından yapılan bir çalışmada; farklı Mn oranlarına sahip çeliği % 9 Cr ve % 2 Mo yapısıyla karşılaştırmalarında % 0.58 Mn içeren numuneye göre, % 1.17 Mn içeren numunede Laves fazı oluşumunun geciktiğini tespit etmişlerdir. Laves fazı, yüksek ara yüzey enerjisine sahip bir faz olduğu için $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumunu azaltıcı etki yapmaktadır (Bhadeshia, 1999).

Cr yapısında, $M_{23}C_6$ partiküllerinin tane sınırlarını çevrelediği bilinmektedir. Laves fazı, sürünme özelliklerine bağlı olarak oluşmaktadır. Partikül şeklinin büyüklüğü, tungsten ve molibden içerikli bir matrisle katı hal oluşumunu engellemekte ve malzeme sertliğin de bir katkıda bulunmaktadır. Bu durumun, tokluğu da ters yönde etkilediği ve sıcaklık dönüşümünü azaltmak için sünekliliği yükselttiği görülmektedir (Hosoi vd., 1986).

Baker ve Nutting (1959) da karbür oluşumuyla ilgili olarak bunu takiben aşağıdaki reaksiyonu bulmuşlardır.



Silisyumu düşük çeliklerde de benzer durumlar gözlemlenmişler ve % 0.6 silisyum artışının, M_6C fazının kararlılığını artırdığını tespit etmişlerdir. Bu şartlar M_2X formasyonundan sonra, doğrudan M_6C' yi oluşturmak içindir. Mo/C oranının, bu durumu önceden tespit etmek için gerekli olduğunu söylemişlerdir. Örneğin; eğer Mo/C oranı M_6C' den yaklaşık olarak 1.2 kadar büyük olursa, M_2C doğrudan $M_{23}C_6$ olmaksızın oluşacaktır.

Laves fazı, düşük sıcaklıklarda $M_{23}C_6$ karakteristiği göstermektedir. Eğer molibden ve vanadyum oranları M_7C_3 karbüründen daha yüksek olursa, $M_{23}C_6$ doğrudan M_2X karbüründen sonra oluşmayacaktır. Bunun da çeliklerde, karbür oranının yüksek olmasının sebebi olduğu düşünülmektedir (Du vd., 1992).

3.3.2.3.3. Z-Fazı

Z-fazı; niyobyum içerikli ostenitik paslanmaz çeliklerde yüksek azot miktarına bağlı olarak oluşan, bir karbon nitrür bileşimidir. Marimuthu (2002'dan) Z-fazı, Jack tarafından 1972 yılında keşfedilmiştir. Bu yapı, diğer karbon nitrür bileşiklerle kıyaslandığında daha az bir kütleye sahip olduğu bilinmektedir. Z-fazının yapı ve bileşimi incelenecek olursa; bu faz, tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri $a= 3.037 \text{ Å}$ ve $c= 7.391 \text{ Å}$ olarak verilmektedir.

3.3.2.3.4. Kapa (χ) Fazı

Metallerarası bir faz olan χ fazı, esas olarak 750 °C ' nin üzerinde işlem gören 316 serili ostenitik paslanmaz çeliklerde görülür. Tane sınırlarında ve düzensiz dislokasyonlarda oluşan χ fazının bileşimi ise $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ ' dur.

3.3.2.3.5. Chi (G) fazı

Chi fazı; ostenitik paslanmaz çeliklerde titanyum veya niyobyum ile oluşan, silisyumlu fazdır. Chi (G) fazı, $A_{16}D_{16}C_7$ formülü ile gösterilir. Buradaki A ve D, dönüşüm elementlerini ifade ederken, C ise periyodik cetveldeki IV. Grup elementleri ifade eder. A genellikle nikel (Ni), D ise niyobyum (Nb) veya titanyum (Ti) şeklindedir. Chi (G) fazı, genellikle tane sınırlarında oluşur. Kiesheyer ve Brandis (1977), yaptıkları çalışmada, yüksek krom ve molibdenli alaşımlarda sigma fazı ile birlikte oluşmuş olan, Fe_3CrMo ve $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ gibi çeşitli şekillerde tanımlanmış olan Chi fazını ve bu kırılgan intermetalik fazların, 900 °C veya daha yüksek sıcaklıklarda kararlı olabileceklerini tespit etmişlerdir.

3.3.3. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi

Diğer elementlerin varlığı, yani ya tamamen isteyerek yapılan ilaveler ya da impuriterler ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısını etkiler ve ostenit sisteminin boyutunu ve şeklini kayda değer şekilde değiştirebilir. Azot, normalde kasıtlı olarak ilave edilmekten ziyade, saf olmayarak mevcuttur. İlerleyen ostenitte, karbon elementinin etkisine benzer bir etkiye sahiptir. Baerlecken vd., (1961), tarafından yapılan çalışmada, basit bir Fe-Cr alaşımında gama (γ) ostenitin genişlemesi üzerine karbon + azotun çeşitli seviyelerdeki etkisini incelemişlerdir. Örneğin; % 0.04 C ve % 0.03 N ilaveleri, % 20 Cr üzerinde ostenit + ferrit faz alanlarının sınırlarını kaydırmaya neden olur. Bu yüzden, ya aşırı şekilde düşük seviyelere karbon ve azotu azaltmak, ya da ferrit dönüşümünü ilerleten alaşım elementleri ilave etmek, düşük orta kromlu çeliklerde asıl ferritik mikroyapıyı devam ettirmek için gereklidir. Ferritik paslanmaz çeliklere yaygınca ilave edilen, ferriti ilerleten elementlerin kroma ilavesinde Si, Ti, Nb, Mo ve Al vardır. Titanyum ve niyobyum, alüminyum azot bileşiminde etkili olurken, hem karbon hem de azot için onların yüksek afinitesinden dolayı, özellikle küçük konsantrasyonlarda faydalıdır. Alüminyum aynı zamanda, özellikle de yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Silisyum, normalde oksit direnci sağlar ve desoksidan olarak ilave edilir. Molibden, aynı alaşımlara ilave edilir ve özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin üçüncü türünde, çukur bakımından korozyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Osteniti ilerleten elementler, azot ve karbon ilavelerinde manganez, nikel ve

bakır içerir. Nikel ve bakır normalde nikelin küçük miktarları çentik tokluğunu geliştirmede etkili olmasına rağmen, ferritik paslanmaz çeliğe ilave olmaz (Thielsch, 1951; Demo, 1977; Lippold ve Kotecki, 2005).

3.3.4. 475 °C Kırılganlığı

% 15' den % 70' e krom içeren Fe-Cr alaşımları 425-550 °C sıcaklık aralığında, şiddetle kırılğanlaşmış olabilir. Bu sıcaklık oranında kırılğanlığın esas metalurjisi, halen tartışma konusudur. Hakim teori, Fe-Cr denge faz diyagramında bir karışamama aralığının varlığından dolayı, 550 °C' nin altındaki sıcaklıklarda tutarlı bir çökeltinin oluşmasıyla, kırılğanlık başlangıcı ilişkilendirilmektedir. 550 °C' nin altında yaşlanmış alaşımlarda Fe-zengin ferrit ve Cr-zengin ferritin şekli bulunmaktadır (Williams, 1958; Marcincowski vd., 1964). Cr-zengin ferrit çökeltisi % 61-83 krom içeren ve HMK kristal yapılı, manyetik değildir. Kırılğanlığın derece ve oranı; daha yüksek sıcaklıklarda, daha kısa zamanda kırılğan olan yüksek krom alaşımlarında, krom içeriğinin bir fonksiyonudur (Shortsleeve ve Nicholson, 1951). 405 ve 409 tipleri gibi en düşük kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin, 475 °C kırılğanlığı göstermedikleri görülmektedir. Genelde 100 saatten daha az yaşlanma zamanlarında, düşük ve orta kromlu alaşımlarda kırılğanlığa sebep olmayı gerektirir (Grobner, 1973; Lippold ve Kotecki, 2005). Yüksek kromlu alaşımlar, daha kısa zamanlardan sonra, tokluk ve süneklikte kayıplar sergileyebilir. Mo, Nb ve Ti gibi alaşım elementi ilaveleri, 475 °C kırılğanlığının başlangıcını hızlandırmaya neden olur. Soğuk çalışma, α -prime (Cr-zengin ferrit)' nin çökeltme ilerlemesini hareketlendirir. 475 °C kırılğanlığı aynı zamanda, korozyon direncinin muhtemelen Fe-zengin ferritin atağından dolayı azalmasına neden olur (Zappfe ve Worden, 1951; Bandel ve Tofaute, 1941). Kırılğanlık, kısa bir zamanda 550-600 °C arasına ısıtıldığında, yaşlanmama şartlarında onarılmış, korozyon ve mekaniksel özellikleri yok edebilir. Bu sıcaklık arasında aşırı zaman, kırılğan sigma fazı üretecektir.

Ayrıca % 12' den daha yüksek Cr içeriğine sahip ferritik paslanmaz çelikler 370- 550 °C' leri arasında bir sıcaklığa maruz kaldığında Fe-Cr ferrit fazının, Fe açısından zengin alfa ve Cr-zengin alfa üssü fazlarına ayrışmasıyla gevrekleşme meydana gelir. Bu gevrekleşme yaklaşık 475 °C' de çok hızlıdır. Bu sıcaklıktaki gevrekleşme hızı artan Cr ve Mo miktarına bağlı olarak artar. Bu gevreklik, ferritik paslanmaz çeliklerin bir çok mekanik özelliklerini

(korozyon ve HNO_3 ’ e karşı direnci azaltma) değiştirir. Bu gevrekliğin oluşmaması için, malzeme sigma fazını çözmek için uygulanan ısıı işlemlerle (1100 °C’ de homojenleştirme) hızlı soğutma yapılarak 400-500 °C sıcaklık aralığı hızlı geçilirse, bu gevrekliğin oluşması engellenmiş olur (Korkut, 1997).

Sonuç olarak, ferritik paslanmaz çeliklerde dört değişik sıcaklık aralığından söz etmek mümkündür.

1. 400-550 °C sıcaklık aralığında temper gevrekliği,
2. 550-900 °C sıcaklık aralığında sigma fazı gevrekleşmesi ve karbürlerin çökelmesi,
3. 900-1100 °C sıcaklık aralığında sigma fazının ve M_{23}C_6 karbürlerinin özölmesi,
4. 1150 °C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi (Anık, 1991).

3.3.5. Yüksek Sıcaklık Kırılğanlığı

Yüksek sıcaklık kırılğanlığı, yaklaşık olarak $0.7 \times T_m$ (ergime sıcaklığının %70’inde) bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklara maruz kalma esnasında meydana gelen, metalurjik değişimlerden kaynaklanır. Bu yüksek sıcaklığa maruz kalma aynı zamanda, korozyon direncinde şiddetli bir kayba neden olur. Isıl işlem hassasiyeti; bileşimler tarafından özellikle, krom ve ara element konsantrasyonu ve tane boyutundan etkilenir (Demo, 1977).

Yüksek sıcaklık kırılğanlığı, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağıyla ilişkili olan en ciddi problemlerden biridir. Kırılğanlığın bu şekli, hem bileşim hem de mikroyapının bir fonksiyonudur ve yüksek kromlu alaşımlarda çok zarar vericidir. Ara elementlerin yüksek seviyeleri, özellikle karbon ve azot etkili bir etkiye sahiptir. Büyük tane boyutu özellikle ITAB’ de kırılğanlığa katkıda bulunur. Kaynak metali ve ITAB’ de ısıı işlemler, esas metale nispeten tokluk ve süneklilikte çarpıcı bir kayba neden olur. Bu kırılma, ITAB’ de tane irileşmesiyle meydana gelir. Kırılma morfolojisi, ferritik paslanmaz çeliklerde gevrek kırılmanın karakteri olan tane içi (transgranular) atlaktır (Lippold ve Kotecki, 2005).

3.3.6. Bileşimin Etkileri

Ara elementlerin miktarı özellikle karbon, azot ve oksijenin ferritik paslanmaz çeliklerin ısıı işlemlerinin etkilerinin karakteriştiği üzerine, kuvvetli bir etkiye sahiptir. Yüksek

sıcaklıklarda ara elementler, ferrit+ostenit matrisi veya ferritin bir katı çözeltilisinde mevcuttur. Soğuma sonunda, bu ara oluşmuş çökeltiler normalde Cr-zengin karbürler, nitürler veya karbonnitürlerdir (Demo, 1977; Lippold ve Kotecki, 2005). Çökeltiler; birincisi, ilerleyen tanelerarası korozyonu ve ikincisi, tokluk ve çekme sünekliğinde bir kayıpla, hem tane içinde hem de tane sınırlarında meydana gelir. % 0.02' nin üzerindeki azot seviyeleri, toklukta şiddetli bir azalmaya sebep olur. Sabit karbon seviyelerinde, artan azotunda benzer bir etkiye sahip olduğu bilinmekte ve bu yüzden, toplam (C+N) içeriği kritik bir öneme sahiptir.

Plumtree ve Gullberg (1980), tarafından yapılan çalışmada, C+N içeriği % 0.02' den %0.06' ya arttığında 18CrMo2 ve 25 Cr alaşımların da 200 °C' nin üstündeki dönüşüm sıcaklıklarında; çentik darbe dayanımında, sünek-gevrek kırılgenliğinde bir kayma olduğunu tespit etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklardan ($> 0.7 \times T_m$) soğutma ısıl işlemiyle, nitür ve kromca zengin karbürlerin çökeldiği bilinmektedir (Demo, 1977; Baerlecken vd., 1961; Semchysen vd., 1971). Sonuç olarak, ısıl işlemin etkileri azot, krom ve karbonun yüksek seviyelerinde kötüleşmektedir. Düşük kromlu alaşımlarda, nispi bir etki görülür. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklardan soğutma oranı, ısıl işlemlerin etkisini etkiler. Fakat; bu etki, bileşime bağlıdır (Grubb ve Wright, 1979).

Düşük (C+N) içerikli alaşımlarda 1000 °C' nin üzerinden yapılan hızlı soğutma, ya tane içi çökeltilerin oluşması ya da katı çözeltilde azot ve karbonun tutulmasından dolayı gevrekleşmede azalmaya yol açar. Daha yavaş soğutma oranlarında, tane içi karbür ve nitür çökeltileri hakimdir ve tokluk ve süneklikte kayba neden olur (Wright, 1980). C+N' u yüksek seviyeli, yüksek kromlu alaşımlarda hızlı soğutma oranlarında, gevrekleşmenin ilerlediği görülmektedir (Pollard, 1974). Bu C+N seviyelerinde, karbon + azot çözünürlüğü artan krom konsantrasyonu azaldığından dolayı, özellikle yüksek kromlu alaşımlarda, hızlı soğutma yoluyla çökeltileri yok etmek mümkün değildir (Baerlecken, vd., 1961). Mo, Ti, Al ve Nb gibi alaşım elementi ilaveleri bunlar, kromda ikincil nispi bir öneme sahip olmasına rağmen, aynı zamanda ısıl işlemlerin etkilerini farklılaştırır. Titanyum, tantal ve niyobyum kararlı karbürler oluştur. Karbona kromdan daha yüksek bir afiniteye sahiptir ve bu yüzden, kromca zengin karbür ve karbon nitür çökeltilerinden kaynaklanan yok edici etkileri azaltabilir. Al-zengin nitürler ve oksitlerin oluşumu, aynı zamanda ısıl işlemlerin etkisini azaltır. Mikroyapıda bu çökeltilerin varlığı, yüksek sıcaklığa maruz kalma esnasında tane büyümesini geciktirir.

3.3.7. Tane Büyümesinin Etkileri

Yaklaşık olarak 1100 °C' nin üstünde tamamen ferritik olan alaşımlarda, özellikle soğuk çalışanlarda tane büyümesi çok anormaldir. Plumtree ve Gullberg (1980), 25Cr3 ve 18CrMo2 alaşımları üzerine yaptıkları çalışmalarında, ısıt işlemlerin etkisi üzerine ara element içerikleri ve tane boyutunun birleşen etkilerini incelemişlerdir. Ara element içeriklerinin artmasıyla, yoğun çökelti hakimiyetinden dolayı, kırılmalık için tane boyutunun etkisinin daha az öneme sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Bu yüzden, yüksek saflıktaki alaşımlarda artan tane boyutunun bir fonksiyonu olarak, tokluk ve süneklikte daha büyük bir düşme görülmesi beklenmektedir.

Tablo 3.2. Yüksek sıcaklık kırılmalığı üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi (Lippold ve Kotecki, 2005).

Değişken	Etkisi
Karbon+Azot	Aşırı kuvvetlidir.
Krom	Kuvvetlidir.
Tane Boyutu	Düşük C+N ve yüksek krom için büyük, yüksek C+N için küçüktür.
Oksijen	Hafif kuvvetlidir.
Titanyum, Tantal, Niyobyum	Azaltır.

Yüksek sıcaklığa maruz kalmadan dolayı kırılmalık; hem krom ve ara element konsantrasyonu içeren bileşim ve mikroyapı (Thielsch, 1951), hem de tane boyutundan (Demo, 1977) ve çökeltilerin dağılımı ve doğası (Lacombe vd., 1993) faktörlerinin bir grubu tarafından etkilenir. Isıl işlemlerin etkileri üzerine bu çeşitli faktörlerin etkisi, Tablo 3.2' de özetlenmiştir. C, N ve O gibi ara elementlerin yüksek seviyeleri, çok zarar vericidir ve bu nedenle, çoğu ticari alaşımlar (özellikle yüksek kromlu alaşımlar) oldukça düşük seviyede ara elementler içerir. Bu düşük seviyelerdeki C, N ve O' nun varlığıyla, bununla birlikte, tane boyutunun etkisi daha fazla önem kazanır.

Isıl işlemlerin etkisinin gerçek mekanizması, çökeltilerin yerleşimi üzerine merkezleşen çok tartışmalı bir konu olarak bilinmektedir. Birinci teori (Demo, 1977; Plumtree ve Gullberg, 1980), tane içi çökeltileri, dislokasyon hareketini kısıtladığından dolayı zarar

veriyor tartışmasıdır. Bir diğer teori; tane sınırlarının gevrekliğinin, tane sınırlarına yerleşen çökeltilere bağlı olduğu düşünülmektedir. Plumtree ve Gullberg (1980)' e göre, tane sınırları çökeltileri çatlak başlangıcında önemli bir etkiye sahiptir. Bu yüzden, az enerji yarık çatlakların çekirdeklenmesine neden olmaktadır. Diğerleri, tane içi çökelti kırılabilirliğinin başlangıcı ile ilişkilidir (Wright, 1980; Richter ve Finke, 1976). Gerçek mekanizma, soğutma oranının artmasıyla daha da hakim olan tane sınırı çökeltilerinin muhtemelen ikisinin bileşimidir. Her iki mekanizma yüksek sıcaklığa maruz kaldıktan sonra, ferritik paslanmaz çeliklerde meydana gelen şiddetli korozyon direnci kaybı ile açıklanabilir. Isıl işlemlerin etkisini yok etmek, 730-790 °C arasında ısıtarak yüksek ara elementli alaşımlarda mümkün olabilir (Thielsch, 1951). Bu ısıl işlem, muhtemelen fazla çökeltileri hareketlendirir ve böylece, tokluk ve süneklik üzerine zararlı etkileri azaltır. Tane irileşmesini ve karbür çökmesini önlemek için kaynak işleminde ısı girdisi düşük tutulmalıdır (Lippold ve Kotecki, 2005).

3.3.8. Kaynak Katılaşma Çatlağı

Kaynak katılaşma çatlağı, tane sınırlarında sıvı film oluşması, yüklenen termo mekaniksel zorlama, alaşım elementi segragasyonu ve saf olmayan etkilerin birleşmesinden dolayı, katılaşmanın son aşaması esnasında meydana gelir. Çatlak çoğu kez, daha düşük katılaşma sıcaklıklarının sonucunda daha yüksek olan elementel segragasyonun yeri ve tane sınırları katılaşmasıyla ilişkilidir. İlk katılaşma fazı ferrit olduğunda, kaynak katılaşma çatlağı genelde azdır. Ferritik paslanmaz çeliklerin tümü, ilk ferrit gibi katılaşır ve bu yüzden, bu çeliklerde çatlak nispeten nadirdir. Yüksek kirlilik seviyeleri ve Ti, Nb ve Ta gibi alaşım elementi ilaveleri, katılaşma esnasında segragasyon, tane sınırları katılaşması boyunca düşük ergimeli sıvı filmlerin oluşmasına neden olduğundan dolayı katılaşma çatlaklarını artıracaktır. Bu alaşımlar aynı zamanda, katılaşma esnasında çekmeden dolayı genişleyen yüklemenin seviyesini sınırlayan nispeten dar bir katılaşma sıcaklık aralığı sergiler. Katılaşma çatlağı, kararlı 26Cr-1Mo alaşımlarında Ti ve Mo ilavesiyle ve 430 tiplerinde N, P, C, S' nin konsantrasyonu ile ilgilidir. Çatlakta dikkate değer bir azalma (C+N) % 0.04' den daha az olduğunda ve titanyum % 0.65 altına sınırlandırıldığında meydana geldiği bilinmektedir. Nishio vd., (1971); Sawhill ve Bond (1976), tarafından yapılan bir çalışmada tamamen ferritik

olan Nb esaslı kaynak metalllerinde katılaşma çatlakları olduğunu ve 430 Nb tipin dökümünde azot ilavesi Nb-zengin nitrürlerin aşılama etkisiyle daha ince bir katılaşma yapısı geliştirerek çatlak hassasiyetini azalttığını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda azot ilavesi, kaynak metalinde martenzitin oluşmasına neden olmaktadır. Kararlaştırıcı elementler içeren (Nb ve Ti) alaşımlar, kaynak merkez çizgisinde sütunsal eşitlenmiş bir tane geçişine maruz kaldığını göstermektedir. Bu geçiş, kaynak katılaşma çatlaklarına direnci artırmada etkili olan merkez çizgisi boyunca, bir tane incelmeye neden olmaktadır (Villafuerte ve Kerr, 1990; Washko ve Grubb, 1991).

3.3.9. Paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği

Kaynak edilebilir terimi, bir malzemenin iş ortamındaki performansının iyi olması ve sağlıklı kaynakların yapılabilmesi anlamına gelir. Bu sebepten kaynak edilebilirlik; dayanım, süneklik, çentik darbe dayanımı gibi mekanik özellikler ve kırılma, gerilme korozyon kırılması, genel korozyon dayanımı ve korozyonik özellikleri kapsar (Pollard, 1993).

Genel olarak paslanmaz çeliklerin kaynağı için, uygulamadaki tüm kaynak yöntemlerinin uygun olduğu söylenebilir. Bir kaynak yönteminin diğerine tercih edilmesinde ise şu faktörler göz önüne alınır;

- Uygun cihazların varlığı ve kurularak kullanılabilirliği,
- Kaynak edilecek malzemenin kalınlığı,
- Kaynağın gerçekleştirileceği ortam,
- Kaynak pozisyonu,
- Paslanmaz çeliğin türü,
- Yardımcı donanım ve ekipmanın karşılanabilirliği (Kaluç, 1990; Kaluç ve Taban, 2004).

Bu faktörlerin incelenmesi sonucunda, paslanmaz çeliklerin kaynak edilmelerinde örtülü elektrodların kullanımının halen ön planda olduğu anlaşılır. Bu tür çeliklerin kaynağında, fiziksel ve metalurjik özellikleri gibi kaynak kabiliyetini etkileyen karakteristiklerinin bazı problemlere neden olabileceği unutulmamalıdır. Bu problemler, oluşturulacak konstrüksiyonların servis ömrü açısından da önem taşırlar. Bu karakteristikleri şöyle sıralanabilir.

- Paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletme katsayıları,

- Yüksek ısıl genleşme katsayıları,
- Yüksek elektrik iletme direnci,
- Soğuk şekillendirmeye karşı hassasiyet,
- Kaynakta izlenen yapısal değişimler (tane irileşmesi, karbür oluşumu, sigma fazı, delta ferrit),
- Korozyona karşı hassasiyet (Kaluç, 1990).

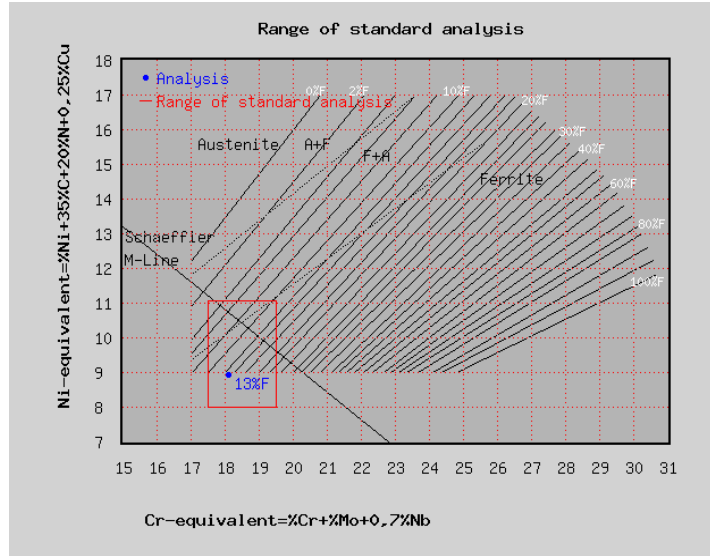
Kromlu paslanmaz çeliklerin ısı iletme katsayıları, alaşımsız çeliklerin yarısı kadardır. Ostenitik krom-nikelli çeliklerinki ise, alaşımsız çeliklerinkinin üçte biri kadardır. Kromlu paslanmaz çelikler, genellikle alaşımsız çelikler ile aynı ısıl genleşme katsayısına sahiptirler. Ostenitik krom-nikelli çeliklerde ise bu değer, karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden % 50 daha fazladır (Anık vd., 1991; Anık, 1991).

Karbonlu ve az alaşımlı çelikler, düşük elektrik iletme direncine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerde ise bu değer 4-7 kat daha fazladır. Bu nedenle; paslanmaz çelik elektrodlar daha çabuk kızardıklarından, daha kısa olarak üretilirler ve normal elektrodlara göre % 25 daha düşük akım şiddetiyle yüklenirler (Anık vd., 1993). Paslanmaz çeliklerin büyük bir bölümünün kaynak kabiliyeti yüksektir ve ark kaynağı, direnç kaynağı, elektron ve lazer bombardıman kaynakları, sürtünme kaynağı ve sert lehimleme gibi çeşitli kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirler (Odabaş, 2007). Uygun kaynak yöntemleri ve dolgu metalleri kullanıldığında ostenitik, ferritik ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ve düşük alaşımlı çelikleri de içine alan kaynak edilebilir çeliklerle başarılı bir şekilde birleştirilebilirler. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çelikler, karbon veya düşük alaşımlı çeliklerle genel uygulamalar için ostenitik paslanmaz çelik veya nikel esaslı bir dolgu metali kullanılarak birleştirilebilir. Dolgu malzemesi seçiminde göz önünde bulundurulması gereken en önemli unsur, dolgu metalinin ıslatma etkisinin her iki malzemeye de uygun olmasıdır. Ostenitik paslanmaz çelik kaplanmış karbon ve düşük alaşımlı çelikler istenilen özellikler korunarak kaynak edilebilir. Bu malzemelerin kaynağında dolgu metali olarak, yüksek alaşımlı paslanmaz çelikler kullanılmalıdır (Noble, 1993; Noble, 1992).

3.3.10. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği ve kaynak işlemi sonrası performansı, direkt olarak kaynak mikroyapısıyla ilgilidir. Ön ısıtma ve pasolar arası ısıtma aynı zamanda çarpılma ve çatlak oluşumunu arttırabilir. Kaynak sonrası ısıtma işlemi, özellikle kalın kesitli parçalarda ostenitik kaynak metalindeki kalıntı gerilmeleri gidermek için gereklidir. Gerilme giderme işlemi 650 °C’ de her 25 mm kalınlık için 1-4 h arasında olmalıdır (Brooks ve Lippold, 1993). Ostenitik paslanmaz çelikler, oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direnci gösterirler. Tüm kaynaklı paslanmaz çelik imalatlarının % 90’ dan daha fazlası için ostenitik paslanmaz çeliklerin kullanılmasının nedeni, iyi kaynaklanabilirliğidir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynaklar, çoğunlukla ana metalle karşılaştırılabilen kimyasal bileşimlere ve mekanik özelliklere sahiptirler. Ostenitik paslanmaz çelikler, çeşitli kaynak yöntemleri ile kolaylıkla kaynak edilebilir (Castro, 1974). Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilerek birleştirilmelerinde, fiziksel özelliklerini dikkate almak gereklidir. Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini etkileyen fiziksel özelliklerinin yanında, bir dizi metalurjik etken de bu tür çeliklerin kaynağında önemli rol oynar. Bunlar; delta ferrit (δ -ferrit) oluşumu, tanelerarası korozyona duyarlılık, gerilmeli korozyona duyarlılık ve sigma fazının oluşmasıdır (Kaluç, 1990). Ostenitik paslanmaz çeliklerin üretimlerinde, sıvı halden itibaren katılaşma başlayınca, ostenit ve δ -ferrit (delta ferrit) taneleri oluşmaya başlar. Bu ferrit, ostenitin dönüşümü sonucu ortaya çıkan ferritten farklıdır. Katılaşma normal olarak ingota dökülen sıvı metalin katılaşmasında görülen hızda oluştuğu zaman bu çeliklerin yapısı, ostenit taneleri arasına serpilmiş δ -ferrit taneciklerinden oluşur. Bu faz, Cr ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve osteniti dengeleyenler yönünden fakirdir. Bu fazın oluşumu, çelik üreticilerinin istemediği bir durumdur, çünkü malzemenin sıcak şekil değiştirmesini zorlaştırır ve malzemede çatlak oluşumunu teşvik eder. Bu fazın sürekli olarak tane sınırlarında bulunması, korozyon direncini azaltır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda uzun süre δ -ferrit fazıyla karşı karşıya kalınması sonucunda da, malzemenin mukavemetinde ve şekillendirilebilme kabiliyetinde azaltıcı yönde etkiyen sert ve gevrek (sigma)-fazının oluşumu gibi sorunlarla karşılaşılır (Anık ve Tülbentçi, 1983).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde σ (sigma)-fazının bulunması, kaynak edilebilirliklerini olumsuz yönde etkiler. Metallerarası bir bileşik olan bu sert fazın oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktar da ferrit bulunması gerekir. Ostenitik mikroyapı üzerine ise kimyasal bileşimin çok büyük etkisi vardır. N katkısı, alaşımın oyuklaşma korozyon direncini ve dayanımını önemli derecede düzeltir. Bu tip alaşımlar, diğerlerine nazaran daha yüksek Mn içeriğine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerin kaynak metallerinin mikroyapıları, esas metalin mikroyapısından bir miktar farklılık gösterir. Tamamen ostenitik alaşımların eşdeğer bileşimindeki kaynak metalinin az miktarda ferrit içerdiği görülür. Çeşitli elektrodların kullanımı, kaynak yapısının metalurjik yapısını değiştirebilir. Delta ferrit içeriği ve kontrolü konusu, ferrit içeriği ve kaynak metali çatlağı arasındaki ilişki nedeniyle 40 yılı aşkın zamandır ilginçliğini korumuştur. Schaeffler ve De Long tarafından daha önce geliştirilen yapısal diyagramların yerine şimdi, WRC-92 diyagramı geçmiştir. Bu diyagramlar kimyasal bileşim üstüne ferrit tahmininin doğruluğunu geliştirerek kaynak metali verisini büyük ölçüde sağlamlaştırmıştır. WRC-92 diyagramı aşağıdaki Şekil 3.16' da gösterilmektedir.



Şekil 3.16. Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı (URL-1, www.migweld.de, 2009).

Bu diyagram, ferrit içeriklerini 100FN (ferrit numarası) kadar genişletmiştir; böylece, diyagram duplex paslanmaz çelik kaynak metalleri için de kullanılmaya başlanmıştır. Bu diyagram; ostenitik (A), ostenitik-ferritik (AF), ferritik-ostenitik (FA) ve ferritik (F) rejimlere

ayrılan çizgilerle gösterildiği gibi aynı zamanda, katılaşma davranışının rejimlerini de göstermektedir. Katılaşma biçimi kaynak metali katılaşma çatlama hassasiyeti etkilediğinden, bu diyagramla katılaşma davranışı tahmini yapılabilmesi önemli bir katkıdır. Ostenit fazından katılaşan kaynak metalleri, ferrit fazından katılaşandan daha fazla katılaşma çatlama uğrama eğilimindedir (Lippold, 1993).

WRC paslanmaz çelik alt komisyonu tahribatsız yöntemlerle ferritin saptanması için bazı çalışmalar yapmış, manyetik yöntemlerle ferritin saptanmasını sağlamışlardır. Ferritin manyetik, ostenitin antimanyetik olması en önemli etkidir. Bu gerçek, delta ferritin manyetik yöntemlerle saptanmasını olanaklı duruma getirmiştir. Ferromanyetik bir kaplama üzerine, manyetik olmayan farklı kalınlıkta kaplama kullanarak manyetik bir çekim alanı elde etmişlerdir. Kaplama kalınlıkları için FN tayin edilmiş ve bir kalibrasyon prosedürü geliştirilmek üzere bir seri standartlar kullanılmıştır (Lippold ve Kotecki, 2005). Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da; özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları sonucunda oluşan krom karbür çökmesi eğilimidir. Oluşan krom karbürün ağırlıkça % 90' ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır. Bunun sonucu olarak, malzeme koroziv bir ortamda kaldığında kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşur (Kaluç, 1990; Anık vd., 1993). Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı esnasında ergiyen bölge, çok kısa bir zamanda katılaşp hızla soğuduğundan ve elektrod olarak kullanılan alaşımların karbon içeriği düşük olduğundan, kaynak metali için karbür çökme tehlikesi yoktur. Buna karşılık ITAB, kaynak süresi boyunca 500-900 °C sıcaklık aralığında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğundan, karbon içeriğinin yüksek olması halinde ostenit tane sınırlarında tanelerarası korozyona neden olabilecek, karbür çökmesi olayı ortaya çıkmaktadır.

3.3.11. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sürtünme Kaynak Yöntemi İle Kaynak Edilebilirliği

Ostenitik paslanmaz çelikler kaynak işlemleri diğer paslanmaz çeliklere nazaran daha iyi olduğundan daha fazla tercih edilmektedir. Bu çeliklerin kaynağında yukarıda da anlatıldığı

gibi bazı metalürjik değişimler olmaktadır. Bunlar: delta ferrit, σ -fazı, gerilmeli korozyon çatlaması ve geleneksel ergitme kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilen Cr-Ni ostenitik paslanmaz çeliklerin birleştirilmelerinde 450-850 °C’ de tane sınırlarında krom-karbür çökmesidir.

Ancak, sürtünme kaynak metodunda bir erimenin olmayışı, çok kısa zamanda gerçekleştirilebilmesi ve hızlı soğuma nedeniyle meydana gelen bu metalürjik değişimleri elimine eder. Farklı bileşimlere sahip metallerin birleştirilmesinde büyük avantajlar sağlamaktadır.

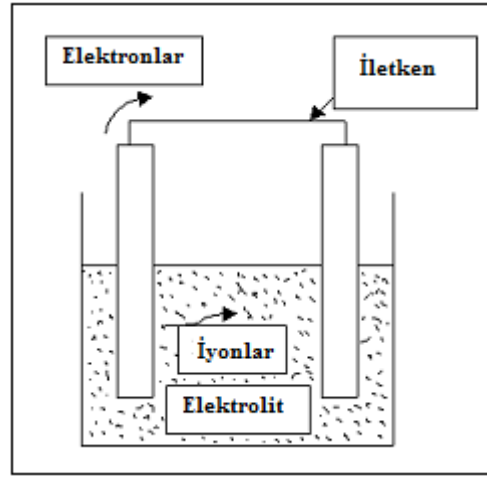
3.4. Korozyon

Genel olarak korozyon; malzemelerin ortam ile oluşturduğu kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonların sonucu kimyasal ve fiziksel özelliklerde meydana gelen olumsuz değişimler olarak tanımlanır. Ancak bu tanımlama çok geniş bir malzeme grubunu kapsadığından bizim için önemli olan, metalik malzemelerin korozyonudur. Metalik malzemeler açısından korozyon; bir elementin sıfır veya düşük valans değerinden pozitif veya daha yüksek valans değerine yükselmesidir. Altın ve platin gibi asal metallerin haricinde, metallerin çoğu doğada oksit bileşikler halinde bulunur. Bu yüzden bir metalin en kararlı hali oksitli halidir ve metallerin oksidasyon yoluyla korozyona uğraması kaçınılmazdır. Diğer bir anlamda korozyon, önlenmesi oldukça zor olan doğal bir olaydır. Fakat bazı tekniklerle belirli oranlarda yavaşlatılabilir (Çakır,1984). Korozyon; malzeme yüzeyinden başlayan ve malzeme derinliklerine doğru kimyasal ve elektrokimyasal bir reaksiyonla tesir oluşturarak bir malzemenin değişikliğe uğraması ya da aşınması olayıdır. Korozyon olayı, metallerin üretim işleminin ters yönlüsüdür. Tabiatta soy metaller hariç, metallere saf olarak rastlanmaz. Birçoğuna oksit, sülfür ya da karbonat şeklinde maden cevheri biçiminde rastlanır. Bunlardan enerji verilmek suretiyle teknik yöntemlerle saf metaller elde edilir. Bu durumdaki her metal, tekrar ilk madensel cevher şekline dönme şartını arar ve belli şartlarda da bu durumlarına geçer. Bu reaksiyona korozyon adı verilir. Kontakt potansiyeli farklı olan iki metal arasında nemli bir ortam olduğu zaman meydana gelen elektroliz olayından doğan çok süratli bir aşınma (korozyon) tipi, elektrokimyasal korozyondur. Demir-Bakır, Alüminyum-Bakır,

Alüminyum-Paslanmaz Çelik, korozyonunu önlemek çok zordur (Savaşkan, 1990; Doğan, 2006).

3.4.1. Korozyon Hücresi

Yalnız sulu ortamdaki metallerin yüzeyinde değil, atmosfere maruz kalan veya toprak altında bulunan metallerin yüzeyinde de her zaman su veya değişik kalınlıkta su filmi bulunur. Hava ve onun bir bileşeni olan oksijen gazı, atmosferle temas eden her çeşit su içerisinde belirli oranlarda çözünür. Su içinde çözünen oksijen gazı metal yüzeyinde redüklenerek, yani elektron alarak iyonik hale dönmeye meyleder. Eğer redüksiyon için gerekli elektronlar metal tarafından sağlanırsa, elektronlarını oksijene vererek oksitlenen metalin atomları sulu iyon haline geçer ve böylece metal kimyasal değişime uğrar. Sulu ortamlarda elektron verme (oksidasyon) ve elektron alma (redüksiyon) şeklinde meydana gelen reaksiyonlara “elektrokimyasal reaksiyonlar” denir. Su içinde, atmosferde ve toprak altında meydana gelen bütün korozyon reaksiyonları elektrokimyasal reaksiyonlardır. Korozyon olayı Şekil 3.17’ de görülen korozyon hücresi yardımıyla daha iyi açıklanabilir. Korozyonun meydana gelebilmesi için, korozyon hücresi çevriminin kesintisiz çalışması gerekir. Yani anottaki kimyasal değişim sonucunda meydana gelen metal iyonlarının çözeltiye geçmesi sırasında açığa çıkan elektronlar, elektronik iletken vasıtasıyla katoda taşınırlar. Metallerde elektron hareketi ile elektrik akımının yönü birbirine terstir. Akım, birim zamanda hareket eden elektronların bir ölçüsü olduğu için aynı zamanda anotta meydana gelen kimyasal değişimin de miktarını gösterir. Katot yüzeyinde harcanan elektronlar, oksijenin (O_2) hidroksil (OH) iyonu haline dönüşmesine neden olur. İyonların sulu çözelti içerisindeki hareketi sayesinde anot ile katot arasında elektrik akımı meydana gelir. Pozitif yüklü iyonlar katoda, negatif yüklü iyonlarda anoda giderler. Böylece, hücre çevrimi tamamlanmış olur.



Şekil 3.17. Korozyon hücresi (Doruk, 1982)

Korozyona neden olan en önemli katodik etken, sulu ortamda çözünmüş oksijen gazının redüksiyonudur. Bunu hidrojen iyonunun redüksiyonu izler. Asit ortamlarındaki hidrojen iyonu oranı, çözünmüş oksijen iyonu oranından çok daha fazladır. Bu nedenle asidik çözeltilerdeki hidrojen iyonu redüksiyonu önemli bir katodik olaydır. Ayrıca, sulu çözeltilerde redüklenebilen diğer iyonlar da katodik reaksiyona neden olabilirler. Korozyon olayında çözünmenin meydana geldiği bölge (anot) ile redüksiyonun meydana geldiği bölge (katot) birbirinden ayrı ise metalin yalnız anot bölgesi çözünür. Bu durumda bölgesel veya tercihli korozyon meydana gelir. Bu tür korozyonun meydana geldiği korozyon hücresine makrokorozyon hücresi denir. Uygulamada karşılaşılan korozyon hücrelerinin büyük bir kısmı makrokorozyon hücresi, korozyonun şekli de bölgesel korozyondur.

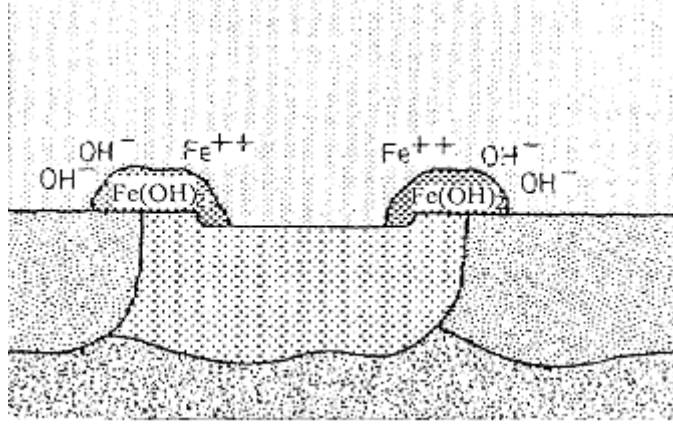
3.4.2. Korozyonun Meydana Gelişi

Korozyon birbiri ile elektriksel ve elektrolitik teması olan ve aralarında potansiyel farkı oluşan iki metalik bölge veya nokta arasında meydana gelir. Bu bölge veya noktalardan potansiyel bakımından daha asil olanın yüzeyinde katodik reaksiyon meydana gelir, daha aktif olan diğer bölge veya nokta ise çözünür. Potansiyel farkının oluşum nedenleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

a) Metal veya alaşımın yapısal, kimyasal, mekanik veya ısı farklılıkları gösteren bölgeleri arasında potansiyel farkı oluşabilir.

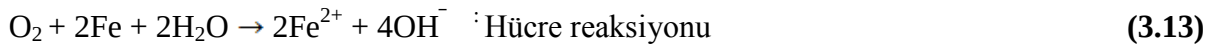
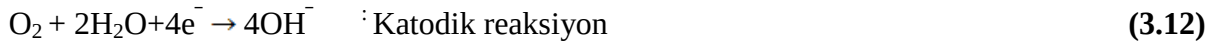
- b) Farklı iki metal veya alaşımanın birbirine temas etmesi nedeniyle potansiyel farkı oluşabilir.
- c) Ortamın katodik olarak redüklenebilen bileşenlerinin, metalin değişik bölgelerinde farklı oranlarda bulunması potansiyel farkı oluşturabilir.

Demirde korozyonun meydana gelişi şöyle açıklanabilir. Sıradan bir demir parçası hidroklorik asit (HCl) çözeltisi içerisine daldırıldığında hidrojen kabarcıklarının oluştuğu görülür. Demirde bulunan kalıntılar (enklüzyonlar), yüzey pürüzlülüğü, yerel gerilmeler, tane yönelmesi veya ortamda meydana gelen değişimler nedeniyle; demir parçasının yüzeyinde çok sayıda anot ve katot bölgeleri oluşur. Anot bölgesindeki pozitif yüklü demir atomları parçanın yüzeyinden ayrılarak pozitif iyonlar halinde sıvı çözeltiye geçerken, negatif yüklü elektronlar metal (demir) içinde kalırlar. Söz konusu elektronlar, çözeltiden metal yüzeyine ulaşan pozitif hidrojen iyonlarını karşılayarak onları nötrleştirirler. Nötr hale gelen bazı atomların bir araya gelmeleri sonucunda hidrojen gazı oluşur. Bu işlem devam ettikçe, demir anot bölgesinde oksitlenir ve korozyona uğrar. Parçanın katot olan bölgeleri ise hidrojenle kaplanır. Çözünen metal miktarı, uygulanan gerilim ile metalin direncine bağlı olan hareketli elektron sayısı veya akım şiddeti ile doğru orantılıdır. Korozyonun devam edebilmesi için anot ve katotdaki korozyon ürünlerinin giderilmesi gerekir. Bazı durumlarda, hidrojen gazı katotda çok yavaş birikir ve metal yüzeyinde oluşan hidrojen tabakası korozyon reaksiyonunu yavaşlatır. Bu olay katodik polarizasyon olarak bilinir. Bununla birlikte elektrolitte çözünen oksijen, metal yüzeyinde biriken hidrojenle tepkimeye girerek su oluşturur ve böylece korozyonun devam etmesi sağlanır. Demir ve su için film giderme hızı katoda temas eden suda çözünmüş oksijenin etkin konsantrasyonuna bağlıdır. Sözü edilen etkin konsantrasyon değeri; havalandırma derecesi, hareket miktarı, sıcaklık ve çözünmüş tuzların bulunup bulunmaması gibi etkenlere bağlıdır. Şekil 3.18’ de demirin paslanmasında demir hidroksit oluşumunu göstermektedir.



Şekil 3.18. Demirin paslanmasında demir hidroksit oluşumu

Anot ve katotta meydana gelen reaksiyon ürünlerinin zaman zaman karşılaşp, yeni reaksiyonlara girmeleri sonucunda gözle görülebilir pek çok korozyon ürünü oluşabilir. Örneğin; su içerisindeki demirde katodik reaksiyon sonucunda oluşan hidroksil iyonları elektrolit içerisinde anoda doğru hareket ederken, ters yönde hareket eden demir iyonlarıyla karşılaşrlar. Bu iyonlar birleşerek, demir (II) hidroksit $[Fe(OH)_2]$ oluştururlar, (Şekil 3.18). Oluşan demir (II) hidroksit hemen çözelti içerisindeki oksijenle birleşerek, demir pası olarak adlandırılan demir (III) hidroksit oluşturur. Bu pas; çözeltinin alkalitesine, oksijen oranına ve karıştırılmasına göre ya demir yüzeyinden uzakta, ya da korozyonun daha da ilerlemesini önleyecek uzaklıktaki bir konumda oluşur. Demirin korozyonunda, hücre reaksiyonunu oluşturan anodik ve katodik reaksiyonlar aşağıdaki gibi yazılabilir:



Hücre reaksiyonunun sol tarafında yer alan bileşenlerin enerjisi veya serbest enerjileri toplamı (ΔG_{sol}), sağ tarafındakilerin enerjisinden ($\Delta G_{sağ}$) fazla ise reaksiyon soldan sağa kendiliğinden gelişir ve sonuçta demir çözünerek, oksijen redüklenir. Bu olay, suyun yüksekten alçağa veya ısının sıcaktan soğuğa doğru doğal akışına benzer biçimde meydana gelir. Hücre reaksiyonunun iki tarafı arasındaki enerji farkı korozyon hücresinin enerjisini verir ve bu enerjinin değeri negatiftir (Azazi,2007).

3.4.3. Korozyon Türleri

Meydana gelme şekline göre iki çeşit korozyon türü vardır. Bunlar; kimyasal ve elektrokimyasal korozyonlardır. Bu korozyon türleri ortam şartlarına, oluşum durumuna, malzemeye zarar verme şekline, vb. birtakım sebeplere bağlı olarak çeşitli şekillerde karşımıza çıkmaktadır. Bu malzemelerde görülen belli başlı korozyon türleri ise:

- 1- Homojen korozyon,
- 2- Galvanik korozyon,
- 3- Çukurcuk korozyonu,
- 4- Aralık korozyonu,
- 5- Taneler arası korozyon
- 6- Gerilmeli korozyon şeklinde sıralanabilir.

Bunların haricinde az da olsa görülen havalandırma korozyonu, üniform korozyon (genel korozyon), yüzey korozyonu, kabuk altı korozyonu, stres korozyonu, yorulmalı korozyon gibi bazı korozyon türleri de bulunmaktadır.

3.4.3.1. Kimyasal Korozyon

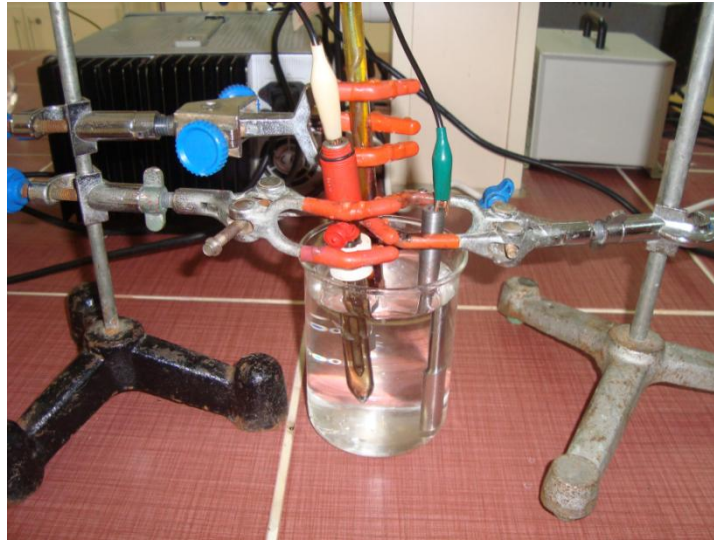
Metal malzemenin doğrudan korozyon yapıcı elementlerle elektron alış verişinde bulunup iyonlaşması ile meydana gelen korozyon türüne “kimyasal korozyon” denir. Kimyasal korozyon genellikle yüksek sıcaklıkla meydana gelmektedir. Bundan dolayı bu korozyon türü, yüksek fırınlarda yapılan tavlama veya haddehanelerde yapılan sıcak biçimlendirme işlemleri sırasında meydana gelmektedir. Kimyasal korozyonda genellikle korozyon etkili madde oksijendir. Oksijen ile bileşik yapan metal malzemelerin üzerinde oksit tabakası denilen koyu renkli kabuk (tufal) oluşmaktadır. Örneğin:



3.4.3.2. Elektrokimyasal Korozyon

Metal malzemelerin, iyonlarına ayrışabilen bir elektrod yardımıyla elektron alış veriş sonucunda iyonlaşması ve bileşik yapması ile meydana gelen korozyona “elektrokimyasal

korozyon” denir. Elektrokimyasal korozyon bir elektroliz olayıdır. Elektroliz olayı için gerekli olan elektrolit, sıvı bir çözelti olabileceği gibi toprak, beton veya değişik türdeki kimyasal tuzlar da olabilmektedir. Kendi eriyiklerinde oluşan çözeltilere iyon gönderilebilen metallere “aktif metal”, gönderemeyenlere ise “pasif metal” veya “asal metal” denilmektedir. Elektroliz olayında potansiyel gerilimi fazla olan metal, diğerlerinden daha asal özelliklere sahiptir. Bir elektroliz işleminde asallığı az olan metal iyonlaşır ve diğerinden fazla korozyona uğrar. Metallerin yüzeyleri, açık havada ve rutubetli ortamlarda, elektrokimyasal korozyon sonucu bir oksit tabakası ile kaplanmaktadır. Bu durum demir malzemelerde sıkça görülmektedir. Demir malzemeler, hava ve suyun etkisiyle iyonlaşarak, $\text{Fe}(\text{OH})_2$ bileşiği (pas) oluştururlar ve korozyona uğrarlar. Metal ve alaşımlarda değişik korozyon türlerine rastlanır. Bu korozyon türleri ortam şartlarına, oluşum durumuna, malzemeye zarar verme şekline, vb. birtakım sebeplere bağlı olarak çeşitli şekillerde karşımıza çıkmaktadır. Bu malzemelerde görülen belli başlı korozyon türleri; homojen korozyon, galvanik korozyon, çukurcuk korozyonu, aralık korozyonu, taneler arası korozyon ve gerilmeli korozyon şeklinde sıralanabilir (Erbil, 1984).



Şekil 3.19. Elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon

Elektrokimyasal korozyon esasen anot rolündeki maddenin çözünmesidir. Elektrokimyasal korozyon ister mikro ölçekte ister makro ölçekte oluşsun korozyon hücresi ile modellenenabilir (Şekil 3.19). Korozyon hücresi; anot (1), katod (2), iletken ortam (elektrolit) (3)

ve anot-katot arasındaki iletken bağlantıdan (4) oluşur. Bu dört bileşenden biri dahi olmasa korozyon oluşmaz. Korozyon oluşumu anot rolünü üstlenen maddede meydana gelir. Maddelerin korozyon hücreesindeki rollerini belirleyen çeşitli faktörler vardır. Örneğin çözünme potansiyeli yüksek bir metal(demir) çözünme potansiyeli düşük bir metalle (paslanmaz çelik) temas halinde çözeltiye konacak olursa Fe anot rolünü üstlenecek ve çözünecektir. Elektrolit olarak bir çatlak içindeki buğu kalınlığında bir rutubet film tabakası veya su artığı hatta el teri bile yeterlidir.

3.4.4. Demirin Korozyonu

Demir elektrokimyasal gerilim dizisinde hidrojenin üzerinde yer alan aktif bir metaldir. Standart elektrot potansiyeli 25 °C 'de, - 0,440 voltur. (Schwer ve Philip, 1988) Normal sıcaklıkta ve kuru havada demir yüzeyinde ince bir oksit filmi oluşur. Bu film, paslanmaz çelik yüzeyinde oluşan oksit tabakası kadar kararlı değildir ve sulu ortamlarda kolayca kırılarak dağılır. Demirin korozyonunda aşağıdaki elektrokimyasal tepkimeler meydana gelir, Demir veya çelik elektrot üzerinde,



anodik tepkimesi yürürken, ortam havaya açık olduğundan,



İndirgenmesi olur.

Toplam elektrokimyasal reaksiyonu ile;



veya su ile hidroliz olarak,



oluşan demir (II) hidroksidi oksijenli ortamda kararsızdır; daha fazla yükseltgenerek demir (III) oksit veya hidroksitlerine dönüşür.



Ortamda bulunan klorür gibi agresif iyonlar ise yüzeyde yer yer yoğunlaşarak demirin çeşitli klorür tuzlarını (Fe(OH)_2 , Cl , Fe(OH)Cl_2 , FeCl_2) ve bunların katyonlarını oluştururlar. Diğer taraftan;



Oluşan Fe^{3+} iyonları, demiri tekrar yükseltgeyerek, korozyonun oto katalitik mekanizma ile devam etmesinde büyük katkıda bulunur.



Yüzeyde yukarıda verilen reaksiyonlardan bir veya daha fazlası beraberce ve farklı hızlarda oluşur. Farklı sayıda oksijen, klorür ve hidroksit içeren yüzey bileşiklerinden oluşan karma oksit tabakası, elektronik ve iyonik iletkenlikleri farklı olan mikro lokal piller oluşturarak korozyonu daha da hızlandırır. Oluşan heterojen film lokalize korozyonu hızlandıran pastır (Uysal, 2006). Şekil 4.2' de görüldüğü gibi pas korozyon sonucunda, demir esaslı malzemenin yüzeyinde oluşan bir korozyon ürünüdür. Bu bileşik, demir metaline çok zayıf bir bağ ile bağlıdır ve yüzeyden kolaylıkla koparak yeni pas tabakaları oluşturur ve demir metalini sürekli olarak tahribata uğratar (Çizmecioğlu, 2000).

3.4.5. Korozyonun Önemi

Korozyon, metalik malzeme kullanılan her alanda beklenen doğal bir olaydır. Sebep olduğu maddi kayıplar yanında çevreyi kirleten, insan hayatını tehlikeye sokan bir değişimdir. Korozyon olayı endüstrinin her dalında kendini gösterir. Atmosfer şartlarına açık tanklar,

depolar, direkler, korkuluklar, taşıtlar, yeraltı boru hatları, betonarme demirleri, iskele ayakları, gemiler, fabrikalarda kimyasal madde doldurulan kaplar, borular, depolar ve birçok makine parçası korozyon olayı ile karşı karşıyadır. Bütün bu yapılar korozyon sebebiyle beklenenden daha kısa sürede işletme dışı kalmakta ve büyük ekonomik kayıplar meydana gelmektedir. Günümüzde korozyon kontrolü çok önemli bir konu olduğu halde pratikte yeteri kadar üzerinde durulmamaktadır. Bununla birlikte korozyon endüstriyel yatırım ve üretim maliyetlerini etkileyen en önemli faktördür. Korozyon nedeni ile ülkeler malzeme, enerji, emek ve bilgi kaybına uğramaktadırlar. Korozyonun doğrudan sebep olduğu malzeme ve işçilik kaybına, korozyon sebebiyle ortaya çıkan diğer kayıpların da dâhil edilmesi gerekir. Korozyonun sebep olduğu dolaylı kayıplar beş maddede toplanabilir (Doruk, 1982).

a) Tesisin servis dışı kalması: Korozyon sonucu meydana gelen arızanın tamiri için geçen süre içinde tesis devre dışı kalarak üretim durabilir. Örneğin bir doğal gaz borusunun veya ana su borusunun korozyon sebebiyle bir kaç gün devre dışı kalması ile meydana gelen kayıplar hesap edilemeyecek kadar büyüktür. Ayrıca söz konusu tesiste işletmedeki duraklamadan kaynaklanan prestij kaybı da korozyonun sebep olduğu kayıp olarak hesaba katılmalıdır.

b) Ürün kaybı: Bir deponun, tankın veya boru hattının korozyon sonucu delinmesi halinde, olayın farkına varılincaya kadar geçen süre içinde ürün kaybı söz konusu olur. Bu kayıplara korozyon kaybı olarak bakmak gerekir. Ürün kaybının yanında çevre kirlenmesi ve eğer ürün yanıcı bir madde ise yangın tehlikesi de vardır. Örneğin benzin istasyonlarındaki yakıt tanklarının delinmesi sonucu yeraltına pek çok yakıt kaçağı olmaktadır.

c) Ürün kirlenmesi: Çözünen korozyon ürünleri, elde edilen kimyasal madde içine karışarak kirlenmesine sebep olur. Özellikle gıda, ilaç ve sabun gibi ürünlere pas bulaşması ile kalitesi bozulur. Örneğin kurşun borular, içme suyu içine zehirli kurşun bileşiklerinin karışmasına sebep olur.

d) Boya ve kaplamalar: Metalleri korozyondan korumak üzere kullanılan boyalar, kalay ve çinko ile yapılan kaplamalar da korozyon kaybı olarak kabul edilmelidir. Üretilmekte olan boyaların büyük bir kısmı korozyonu önlemek amacı ile kullanılmaktadır.

e) Korozyon için alınan aşırı önlemler: Çoğu zaman korozyon hızının ne büyüklükte olacağı başlangıçta tam olarak bilinemediği için, tasarım sırasında gerektiğinden daha kalın malzemeler veya çok pahalı malzemelerin kullanılması yoluna gidilmektedir (Azazi, 2007).

3.4.6. Kaynaklı Bağlantılarda Korozyon Hasarları

Korozyon malzemeyi hasara uğrattır veya diğer hasar yöntemlerine karşı malzemeyi hassaslaştırır. Korozyon doğal bir olay olup tamamen önlenmesi nadir görülen bir olaydır. Fakat uygun malzeme seçimi, uygun tasarım, kaplama veya çevre şartlarını iyileştirme gibi yöntemlerle korozyonun etkisi azaltılabilir. Metalin veya metallerin tanımlanması, metallerin maruz kaldığı çevrenin belirlenmesi, yabancı madde ve/veya metalin yüzey tabakası hasar tespiti yapılırken dikkat edilmesi gereken önemli parametrelerdir (URL-2,2011).

Kaynaklı birleştirmelerindeki korozyon hasarları genellikle kaynak bölgesinde yoğunlaşmaktadır. Söz konusu bölgeler kimyasal analiz, mikro sertlik ve metalografi gibi yöntemlerle incelenerek hasarın kaynağının sonucuna ulaşılabilir (Baydoğan, vd., 2003). Kaynak edilmiş halde ve şiddetli korozyon koşullarında çalışacak ürünlerin, düşük karbonlu paslanmaz çelikten üretilmesine dikkat edilmelidir. Çeliğin karbon oranı arttıkça sıcaklık etkisi ile oluşan karbür ve çökelti miktarı artar. Bu artış nedeniyle tane sınırlarına yakın bölgelerde krom ve/veya molibden fakirleşir, alaşımın oksitleyici ve klor içeren ortamlarda korozyona karşı duyarlılığı artar (Metals Handbook,1987). Hasar bölgesinde bulunan korozyon ürünleri korozyon hasarının varlığını ortaya çıkarır. Korozyon hasarlarında dikkat edilmesi gereken en önemli husus parçanın maruz kaldığı ortamın özellikleri olmalıdır. Hasara korozyonun etkisi araştırılırken aşağıda verilen faktörle göz önünde bulundurulmalıdır:

1. Hasara uğramış parçaların yapıldığı metal veya metallerin kimyasal bileşiminde tasarımda istenilen kimyasal bileşimden önemli ölçüde sapmalar olup olmadığına bakılmalıdır.

2. Metal yüzeyinde herhangi bir heterojenliğin olup olmadığına bakılır. Korozyon ortamlarda kullanılan metallerin yüzeylerinin heterojenlikleri nedeniyle, önemli ölçüde korozyon hasarı oluşturmaktadır.

3. Metal yüzeyinde bulunan kalıntıların zararlı maddeler mi yoksa korozyon ürünlerinin kalıntısı mı olduğu, metal yüzeyi üzerindeki tabakanın metalin kimyasal bileşiminden farklı bileşimde olup olmadığının araştırılması gerekir.

4. Hasra uğramış parçanın maruz kaldığı ortamın hem hacimsel bileşimi hem de hasar yerinde metal-ortam arayüzeyindeki yerel bileşimin bilinmesi gerekir (Eryürek ve Dikicioğlu, 1993).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Çalışmanın Amacı

Farklı bileşime sahip iki metalik malzemenin geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi güç ve problemlidir. Ayrıca, metalik malzemelerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi durumunda, birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim ve işlem şartlarına bağlı olarak malzeme ve yerel geometrik etkilerin oluşturduğu süreksizliklerde meydana gelen yüksek gerilmeler, kaynaklı bağlantıların hasar sürecinde önemli rol oynamaktadır. Bu amaçla, piyasada farklı çeşitleri bulunan ve otomotiv, savunma sanayisi, offshore uygulamaları ve kimya endüstrisinde geniş kullanım alanına sahip AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik ile kaynak kabiliyeti yüksek ve aynı zamanda uygun fiyat avantajı sunan AISI 1040 çelik çifti farklı işlem parametreleri kullanılarak katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantılara çekme ve elektrokimyasal korozyon testi uygulanarak hasar süreçlerinin incelenmesi ve hasar sürecinde ortaya çıkan olumsuzlukları minimize etmek için gerekli işlem parametreleri optimize edilecektir. Bunun için, bağlantı kalitesini etkileyen parametrelerin bağıl etkileri istatistiki açıdan değerlendirilip ANOVA analiz yöntemi kullanılarak optimize edilmiştir. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen veri ve bulgular, ilgili literatür ışığında değerlendirilerek üretim parametrelerinin bu iki malzeme çiftinin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine olan etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

4.2.Kaynak Öncesi İşlemler

4.2.1.Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Kaynak işleminde kullanılan AISI 1040 çeliği Eskişehir Doruk Metal'den ve AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik malzeme ise Eskişehir Erk Metal İnş. Malz. San. Tic. Ltd.

Şirket’inden Ø12x300 çubuklar halinde ticari olarak temin edilmiştir. Bu çeliklere ait kimyasal bileşimler, Tablo 4.1’ de, mekanik özellikler ise Tablo 4.2’ de sırasıyla verilmiştir.

Tablo 4.1. Deney çalışmasında kullanılan malzemelerin kimyasal içeriği

Malzeme	% C	% Mn	P ≤ %	S ≤ %	% Cr	% Mo	% Ni
AISI 1040	0.37-0.44	0.60-0.90	0.040	0.050	-	-	-
AISI304L	0.042	1.47	0.032	0.032	18.25	0.30	8.09

Tablo 4.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri

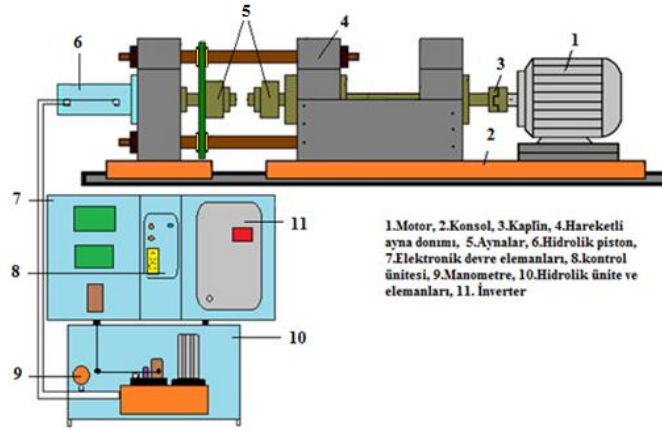
Malzeme	Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
AISI 304L	485	170	40	201
AISI 1040	518	353	30	149

4.2.2. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması

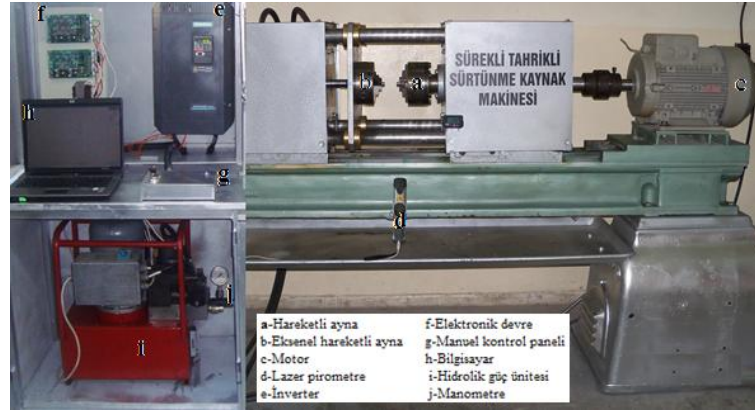
Kaynak işleminden önce, ticari olarak temin edilen çubuk halindeki standart AISI 1040 ve AISI 304L çelik şerit testere ile soğutma sıvısı kullanarak Ø12x72 mm ebatlarında kesilmiştir. Kesilen numuneler, birleştirilmek üzere eşleştirilen alın yüzeyleri; kir, pas ve oksit tabakasından arındırmak için torna tezgâhında işlenmiştir.

4.2.3. Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürtünme Kaynak Makinesi ve Donanımı

Sürtünme kaynaklarını gerçekleştirmek maksadıyla Şekil 4.1 ve Şekil 4.2’ de sırasıyla şematik resmi ve fotoğrafı verilen sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesi, eski bir torna tezgâhı üzerine tarafımızdan tasarım ve imalatı gerçekleştirilen sürtünme kaynak makinesi bileşenleri monte edilerek, PLC kontrollü bir sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesi imalatı gerçekleştirilmiştir. Bu kaynak makinesi düzeneği beş ana bileşenden oluşmaktadır. Bunlar; dönerli ayna, eksenel hareketli ayna, hidrolik güç ünitesi, ısı detektörü ve elektronik kumanda ünitesidir (Kırık ve Özdemir, 2012).



Şekil 4.1. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi

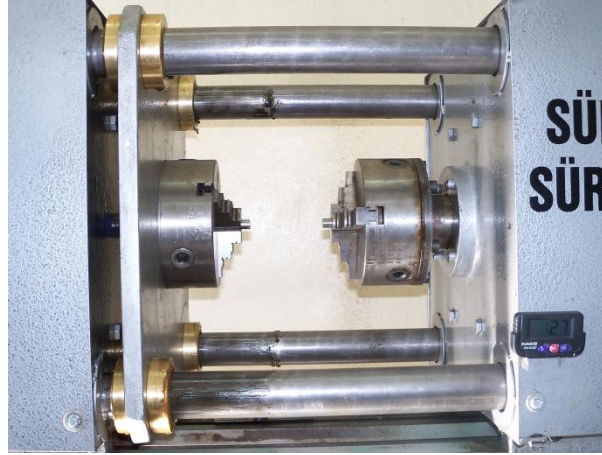


Şekil 4.2. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinası

Dönerli ayna: Tezgâh kızağı üzerine tahrik motoru ile aynı eksenle bağlanmış olan dönerli ayna; 11.1 kW' lık SİEMENS marka DC motor ve bu tahrik motoru kontrol eden 11.1 kW' lık SİEMENS marka midi vektör invertör ile kontrol edilebilecek şekilde bağlanmıştır. Dönerli torna aynasını kumanda eden tahrik motoru devir sayısı, 0-5 V arası DC gerilime sahip hız kontrol ünitesi tarafından 0-3500 dev/dak aralığındaki her devir sayısında çalışabilecek şekilde kontrol edilmektedir. Ayrıca, sürtünme kaynağında önemli bir parametre olan frenleme ve frenleme süresi, inverter üzerinden tahrik motoruna DC gerilim uygulanarak kontrol edilebilmektedir.

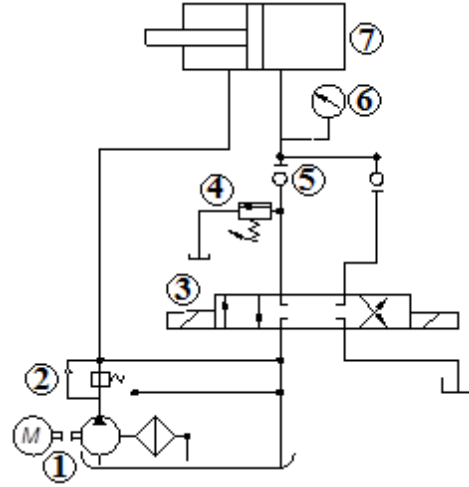
Eksenel hareketli ayna: Tezgâh üzerine dönerli ayna ile maksimum 0.002 eksen kaçıklığında Ø60 mm çapındaki dört adet eksenleme mili üzerine bağlanmış ve 120 mm'lik hidrolik piston mili yardımıyla ileri geri hareketini yapmaktadır. Dönerli ayna ile eksenel hareketli ayna

donanımını birbirine bağlayan bu dört adet mil, eksenel hareketli aynanın ileri geri hareketi esnasındaki titreşimleri ve eksen kaymalarını önlemektedir (Şekil 4.3).



Şekil 4.3. Dönerli ayna ve eksenel hareketli ayna donanımı

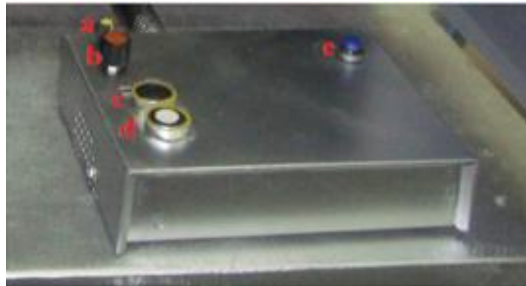
Hidrolik sistem: Şekil 4.4' te şeması verilen hidrolik sistem; hidrolik silindir, valf grubu ve pompa motor ünitesinden oluşmaktadır. Pompa motor ünitesi, radyal pistonlu 0-350 bar arası bir sıvı basıncı üretmektedir. Pistonun ileri yöndeki basıncı, 3 no'lu yön kontrol valfi hattındaki 2 no'lu basınç ayar valfi ile sağlanır. Ayrıca dışarıdan veriler DA2 dijital veri ayarlayıcısı ile girildiğinde basınç ile hız valfleri belirlenen süre, basınç ve hızda pistonun ileri hareketini sağlamaktadır. DA2 +9, 0 ve -9 V arası voltaj değerlerinde komutları HNC 1085 basınç kontrol valfine ve HNC 4075 hız kontrol valfine göndererek piston hareketini sağlamaktadır.



1. Hidrolik pompa motor ünitesi,
2. Basınç ayar valfi,
3. Selenoid kumandalı yön kontrol valfi,
4. Akış ayar kontrol valfi,
5. Çekvalf,
6. Manometre,
7. Hidrolik silindir

Şekil 4.4. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının hidrolik devresi

Manuel kontrol paneli: Şekil 4.5’ te resmi verilen kontrol paneli, kaynak işlemlerinin otomasyondan bağımsız kumanda etmek amacıyla tasarlanmıştır. Kontrol paneli üzerine, ileri-geri tuşu, basınç ayarı kontrol düğmesi, pistonun ilerleme hızını sağlayan ayar portlar yerleştirilmiştir. Kontrol paneli yardımıyla istenilen basınç ve hızda pistonun hareketi sağlanabilmektedir. Aynı zamanda motorun start, stop ve istenilen devirde hareketini sağlayan portlarda yerleştirilmiştir.



- a- Piston ilerleme hız butonu
- b- Basınç kontrol potansiyometresi
- c- Piston ileri hareket butonu
- d- Piston geri hareket butonu
- e- Motor start ve stop butonu
- f- Devir sayısı kontrol potansiyometresi

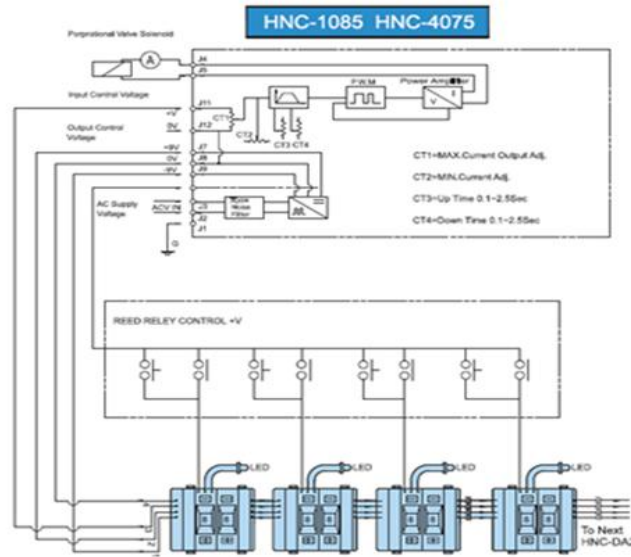
Şekil 4.5. Manuel kontrol paneli

Elektronik devre: Belirlenmiş veriler DA2 dijital veri ayarlayıcısı ile sisteme girildiğinde basınç ile hız valfleri belirlenen süre, basınç ve hızda pistonun ileri ve geri hareketlerini sağlamaktadır. DA2 +9, 0 ve -9 V arası voltaj değerlerine karşılık gelen komutları, HNC 1085 basınç kontrol valfine ve HNC 4075 hız kontrol valfine göndererek işlem görmektedir. HNC

oransal kontrol kartların teknik özellikleri Tablo 4.3’ te verilmiştir. Ayrıca HNC-1085, HNC-4075 ve HNC-DA2 kartların çalışma şeması Şekil 4.6’ de verilmiştir.

Tablo 4.3. HNC-Oransal kartların teknik değerleri

MODEL	HNC-1085	HNC-4075
Özellik	Basınç kartı	Debi kartı
Güç Kaynağı	AC 28V $\pm$ 20%	AC 40V $\pm$ 20%
Sigorta	2A	2A
Bobin Yük Direnci	10 Ω / 20°C (68°F)	40 Ω /20°C (68°F)
Giriş Kontrol Voltajı	0V ile +9V	0V ile +9V
Max. Akım Çıkış Aralığı	0 – 850 mA	0 – 750 mA
Ayar Pilot Akım Aralığı	0 – 150 mA	0 – 150 mA
Yukarı Akış Zamanı	0,1-2,5 sec	0,1-2,5 sec
Aşağı Akış Zamanı	0,1-2,5 sec	0,1-2,5 sec
Yayılan Isı	0,1 mA / C	0,2 mA / C
Max. Çevre Isısı	0-50°C (32-122°F)	0-50°C (32-122°F)
Max. Güç Gereksinimi	15 VA	40 VA



Şekil 4.6. Elektronik devrenin çalışma şeması

Lazer ısı detektörü: Sürtünme kaynağı işlemi esnasında birleştirilecek malzemeler arayüzeyinde oluşan sıcaklığın tespiti amacıyla, 250-1800 °C arasında sıcaklık ölçümü yapabilen IGA 15 PLUS marka sıcaklık ölçer lazer ısı detektörü kullanılmıştır. Sıcaklık ölçümü, cihaz kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyine odaklı 70 cm uzağa sabitlenerek, 0.5 sn aralıklarda yapılan ölçümler bilgisayar ortamına aktararak gerçekleştirilmiştir. IGA 15 PLUS marka lazer ısı detektörüne ait görüntüler Şekil 4.7’ te verilmiştir.



Şekil 4.7. Lazer ısı detektörüne ait görüntüler

Sürtünme Kaynak Makinasının Teknik Özellikleri: Tablo 4.4’ te sürtünme kaynak makinasının teknik özellikleri verilmiştir. Manometre üzerinden okunan basınç değerlerinden, uygulanan basınç değerleri itme kuvvetlerine göre belirlenmektedir. Piston dış çapı: 120 mm olan kaynak makinesinde kullanılan silindir piston çapı 80 mm’ dir. Pistonun ön yüzeyine uygulanan basınçtan dolayı itme kuvveti oluşmaktadır. Piston yüzey alanı $A = D^2 \times \pi / 4$ eşitliği ile hesaplanır. Değerler yerine yazıldığında $A = 5024 \text{ mm}^2$ olarak bulunur. Piston yüzeyindeki itme kuvveti ise $F = P \times A$ eşitliği ile bulunur. Burada, F; basma kuvveti, P; manometreden okunan basınç, A; hidrolik silindirin alanı olarak hesaplanır. Numune yüzeyine uygulanan basınç ise $P = F / A$ eşitliği ile bulunur. Burada, P; numune yüzeyine uygulanan basınç, F; hidrolik silindir tarafından uygulanan kuvvet, A; numunenin yüzey alanı olarak tanımlanır (Sathiya, vd., 2009; Ersözlü, 2006).

Tablo 4.4. Sürtünme kaynak makinasının teknik özellikleri

Makinanın eni	120 mm
Makinanın boyu	2460 mm
Motor devri ve gücü	0-3500 d/dak-11,5 kW
Basınç ayar valfi	40 V
Piston stroku	120 mm
Hidrolik pompa motor gücü	2.2 kW
Makinanın yüksekliği	1400 mm
Hidrolik silindir çapı	120 mm
Hidrolik pompa motor devri	1400 d/dak
Hız ayar valfi	28 V
Sıcaklık detektörü	0-1800 °C
Piston çapı	80 mm

4.2.4. Kaynak Parametreleri

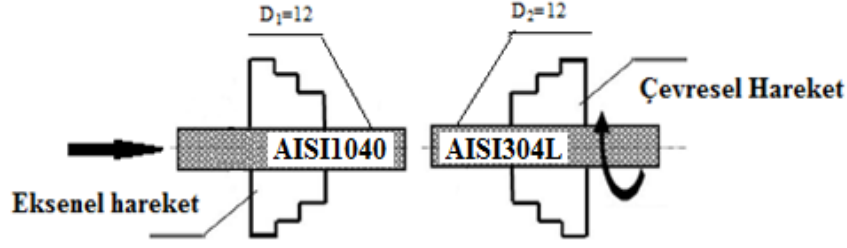
Literatür incelemeleri sonucunda; sürtünme kaynağı ile yapılan birleştirmelerde mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerinde önemli etkiye sahip olan devir sayısı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığma basıncı ve yığma süresi olan işlem parametreleri değişken olarak seçilmiş olup, bu değişkenler 3x3x3x1x1 faktöriyel şeklinde belirlenerek Tablo. 4.5' te verilen düzende deneysel program belirlenmiştir.

Tablo 4.5. Kaynaklı bağlantıların üretiminde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri

Numune No	Dev. Say. (rpm)	Sürtünme süresi (sn)	Sürtünme basıncı(MPa)	Yığılma süresi (sn)	Yığılma basıncı (MPa)
S1	1300	8	30	4	60
S2	1300	8	40	4	80
S3	1300	8	50	4	100
S4	1300	6	30	3	60
S5	1300	6	40	3	80
S6	1300	6	50	3	100
S7	1300	4	30	2	60
S8	1300	4	40	2	80
S9	1300	4	50	2	100
S10	1500	8	30	4	60
S11	1500	8	40	4	80
S12	1500	8	50	4	100
S13	1500	6	30	3	60
S14	1500	6	40	3	80
S15	1500	6	50	3	100
S16	1500	4	30	2	60
S17	1500	4	40	2	80
S18	1500	4	50	2	100
S19	1700	8	30	4	60
S20	1700	8	40	4	80
S21	1700	8	50	4	100
S22	1700	6	30	3	60
S23	1700	6	40	3	80
S24	1700	6	50	3	100
S25	1700	4	30	2	60
S26	1700	4	40	2	80
S27	1700	4	50	2	100

6.3. Kaynak İşleminin Uygulanması

Birleştirilmek üzere eşleştirilen AISI 304L/AISI 1040 çelik çifti, Şekil 4.8 ' deki düzende, tezgaha bağlanmıştır. Kaynak işlemi, 27 farklı parametrede toplam 108 adet olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.8. Parçaların bağlanma şekli

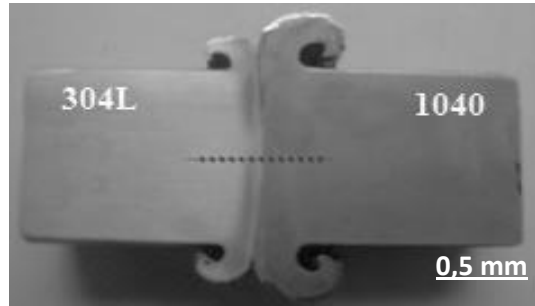
4.3. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler

4.3.1. Metalografik İncelemeler

Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların yüzey karakteristiklerini belirlemek için, Sony 200 marka dijital kamera fotoğraf makinası kullanılarak makro yüzey fotoğrafları çekilmiştir. Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişimi belirlemek amacıyla; numuneler birleşme hattına dik doğrultuda kesilerek, yüzeyleri 80-1200 mesh'lik zımpara ile zımparalandıktan sonra 3 μm ' lik elmas pasta ile parlatılmış, AISI 304L paslanmaz çelik tarafı % 50 HNO_3 + % 50 $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (etil alkol) bileşimine sahip çözelti kullanılarak elektrolitik dağlanmıştır. Dağlama işlemi 12 V 25 saniye bekletilerek yapılmıştır. AISI 1040 çelik tarafı ise % 98 alkol + % 2 HNO_3 (nitrik asit) ile 3-5 saniye dağlanarak, optik yüzey fotoğrafları çekilmiştir. Kaynaklı bağlantıların taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemelerinde, İnönü Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı' nda bulunan LEO marka EVO 40 XVP model cihaz kullanılmıştır. Ayrıca, çekme deneyi testi sonrası numunelerin kırılma yüzeyleri aynı SEM cihazı kullanılarak incelenmiştir. Kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde oluşan fazların kimyasal içerikleri, İnönü Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı' nda elektron mikroskobunun bünyesinde bulunan BRUKER 125 eV marka EDS analiz test cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Kaynaklı bağlantıların ara bölgesinde oluşan fazları tespit etmek amacıyla X-Ray analizi Fırat Üniversitesi, Metalurji Malzeme Mühendisliği X-Ray analiz laboratuvarında mevcut bulunan test cihazında gerçekleştirilmiştir.

4.3.2. Mikrosertlik Analizi

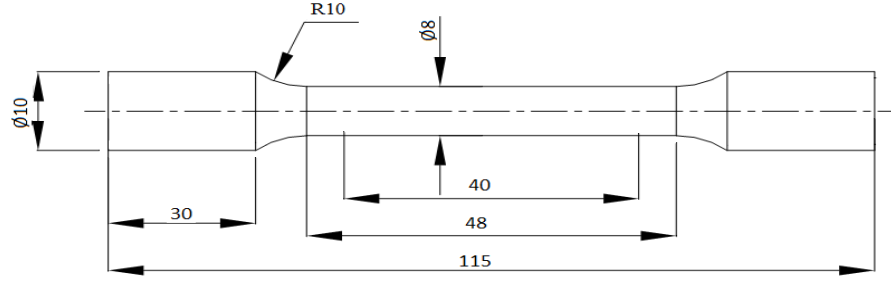
Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri, Bartın Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Malzeme ve Metalürji Ana Bilim Dalı Laboratuvarı'nda bulunan LEİCA MHF-10 marka mikrosertlik cihazında 100 gr yük altında Şekil 4.9'daki düzende 0.5 mm aralıklarla Vickers (HV) biriminde alınmıştır. Daha sonra bu değerler, bilgisayar ortamına aktarılarak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.



Şekil 4.9. Kaynak arakesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları

4.3.3. Çekme Testi

Sürtünme kaynağı ile birleştirilen numunelerin maksimum gerilme değerlerini belirlemek için bağlantılara soğuk çekme testi uygulanmıştır. Çekme numuneleri TSE 138 standartlarına uygun olarak Şekil 4.10'da verilen ölçülerde CNC torna tezgahında işlenerek hazırlanmıştır. Çekme deneyleri, 50000 N yük kapasitesine sahip SHIMADSU marka çekme cihazında, 1 mm/dak çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.10. Çekme testi numune ölçüleri (TSE 138)

4.3.4. Elektrokimyasal Hızlandırılmış Korozyon Testi

Sürtünme kaynağı ile birleştirilen bağlantıların korozyon dirençlerini belirlemek için elektrokimyasal korozyon testi uygulanmıştır. Korozyon testleri; Çukurova Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi, Kimya Bölümü Korozyon Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.11’ de elektrokimyasal korozyon yapılan numunelerin ölçüleri ve kaplama biçimi görülmektedir. Test numuneleri her biri için ayrı ayrı hazırlanmış, 400 ml saf su, 1.2 gr amonyum sülfat ve 0.2 gr sodyum klorür çözeltisine (Herrison çözeltisi) daldırıldıktan 40 dakika sonra korozyon testi başlatılmıştır. Deneylerde platin ve gümüş-gümüş klorür elektrotlar kullanılmıştır. Deney işlemlerinde polarizasyon eğrileri yardımı ile bir potansiyel direnç ve bir de akım-potansiyel ilişkileri incelenmiştir. Elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon deneylerinden hemen sonra numunelere çekme testi uygulanarak SEM görüntüleri ve X-Ray incelemeleri de alınmıştır. Şekil 4.12 deney setinin fotoğrafı verilmiştir.

Sürtünme kaynağı yöntemi ile birleştirilmiş AISI 1040 ve AISI 304L çelik çiftinin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon davranışlarının belirlenmesinde kullanılan materyaller:

Çözelti: 400 ml saf su, 1.2 gr amonyum sülfat ve 0.5 gr sodyum klorür karışımı hazırlanmıştır. Her numune için her defasında yenilenmiştir.

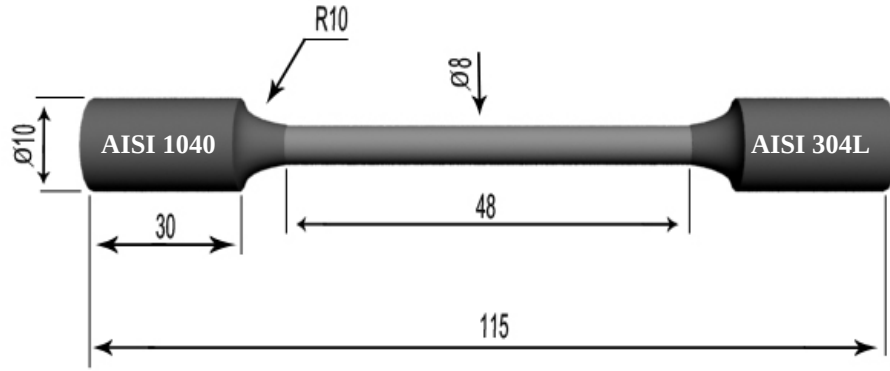
Çalışma elektrodu: 1205 mm² yüzey alanına sahip kaynaklı bağlantılar çalışma elektrodu olarak devreye bağlanmıştır. Bütün ölçümler de mümkün olduğunca aynı koşulların olmasına riayet edilmiştir.

Karşı elektrod: 1 cm² yüzey alana sahip platin levha karşı elektrod olarak kullanılmıştır.

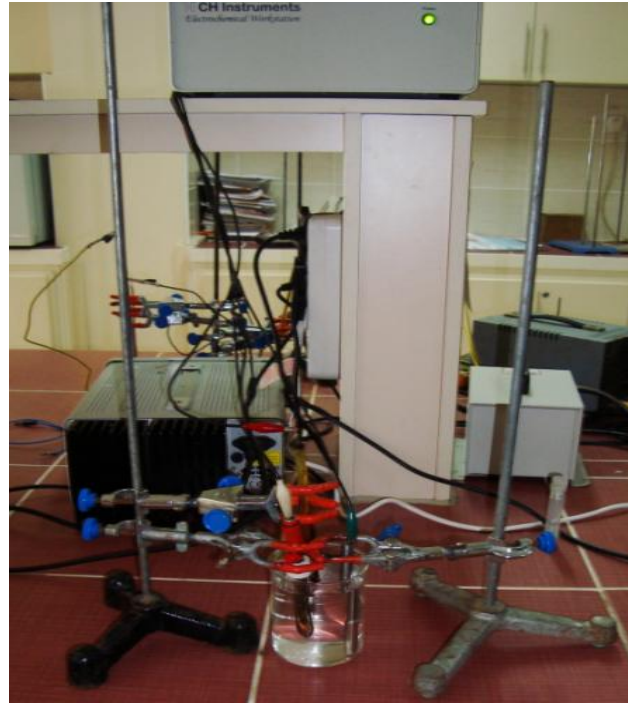
Referans elektrod: Potansiyelin kontrolü amacı ile gümüş/gümüş klorür (Ag/AgCl) elektrod kullanılmıştır.

Kaplama: Yüzey kaplama için boya ve vernik karışımı kullanılmıştır.

AC impedans analizörü: Elektrokimyasal korozyon testleri CHI marka analizör kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.11. Elektrokimyasal korozyon deney numune boyutları



Şekil 4.12. Elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi

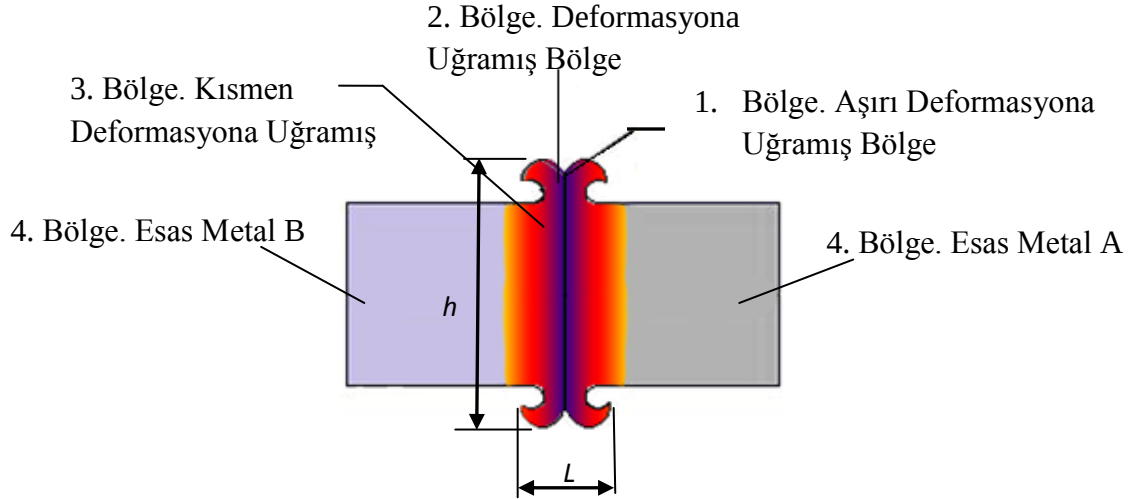
4.3.5. Parametre Optimizasyonu (Analysis of Variance-ANOVA)

Elde edilen çekme değerleri arasındaki anlamlılığı ifade etmek için, bu çalışmada “bir bağımlı değişken ile bu bağımlı değişkeni etkileyen bağımsız faktör değişkenleri arasında bir ilişki olup olmadığı hipotezinin testi (Analysis Of Variance-ANOVA) uygulanmıştır. ANOVA, daha teknik bir ifade ile grup ortalamaları arasında istatistiksel bir farklılığın bulunmadığı sıfır hipotezinin testi olarak ifade edilmektedir (Tabachnick ve Fidell, 2012). Bu analiz çok değişkenli istatistik analizinin önemli bir yapı taşıdır. Her istatistiki bir çalışmada varsayım olgusunun zaruri bir durum olduğu kabul edilirse, ANOVA uygulamasının buradaki varsayımları; grubun çok değişkenli normal dağılım gösterdiği varsayımlar, varyans - kovaryans matrislerinin homojen bir örüntü sergilediği varsayımlar ve nihayetinde gözlem sayısının değişken sayısından az olmaması gibi varsayımlardır. Bu çalışmada da veriler yukarıda belirtilen bu varsayımlara uygun olduğu kabul edilmiştir. İlgili değişkenlerimiz bu analiz kapsamında irdelenecek olursa öncelikle SPSS 20 (istatistiksel analiz programı) ile elde edilen betimsel istatistikler elde edilecek ve aralarındaki anlamlılık belirlenmeye çalışılacaktır.

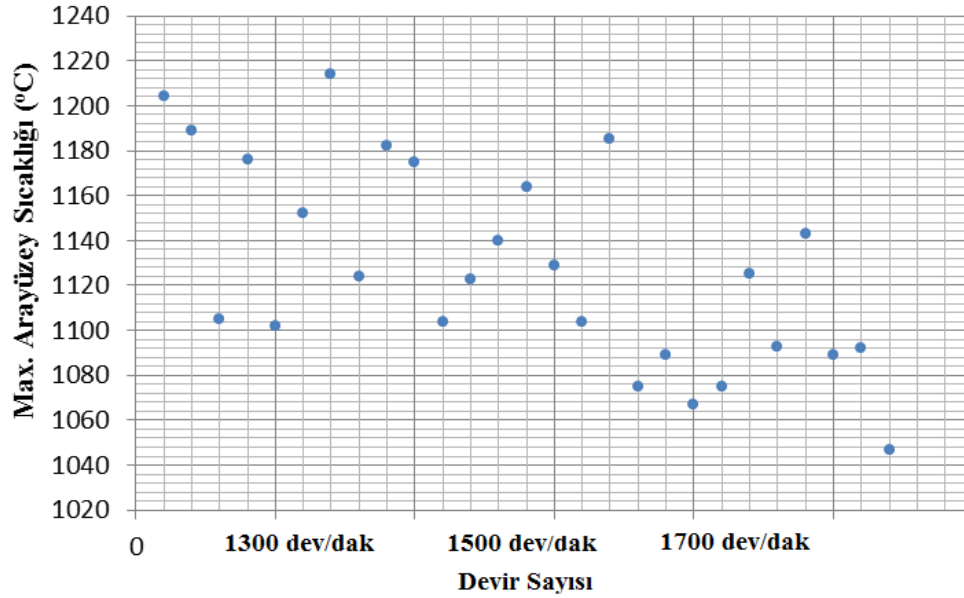
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

5.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik Değerlendirilmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların, arayüzeyinden dışarı taşan malzeme profilindeki değişim şematik olarak Şekil 5.1' de ve arayüzeyden alınan maksimum sıcaklık grafiği Şekil 5.2' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgelerinden alınan makroskopik inceleme fotoğrafları değerlendirildiğinde; artan devir sayısı, sürtünme basıncı, yığma basıncı ve sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyden dışarı taşan malzeme miktarında artış görülmektedir. Kaynak sonrası numuneler üzerinden alınan boyca kısalma miktarı, dışarı taşan malzeme miktarına bağlı olarak farklılık göstermektedir.



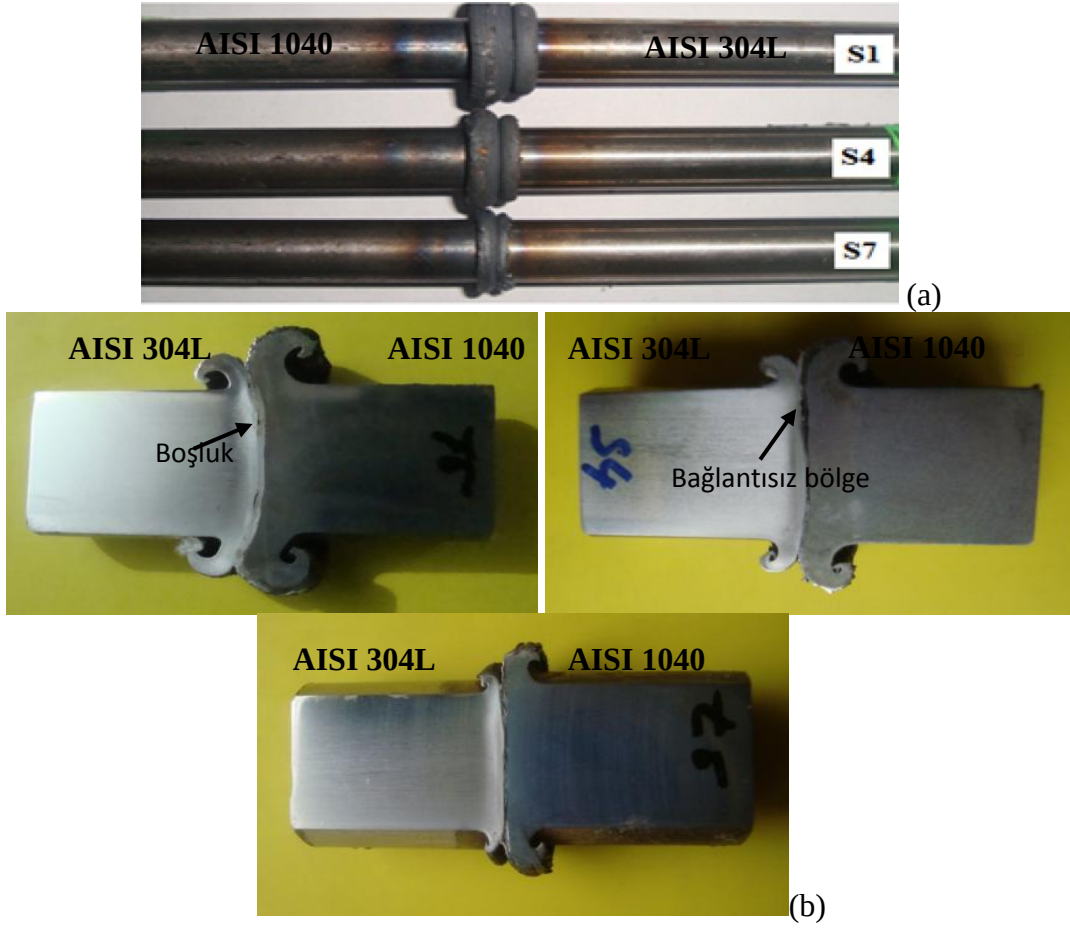
Şekil 5.1. Sürtünme kaynaklı numunelerde birleşme arakesitinin şematik resmi



Şekil 5.2. Arayüzeyden alınan maksimum sıcaklık değerleri

5.1.1. 1300 devir sayısı (dev/dak) kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri

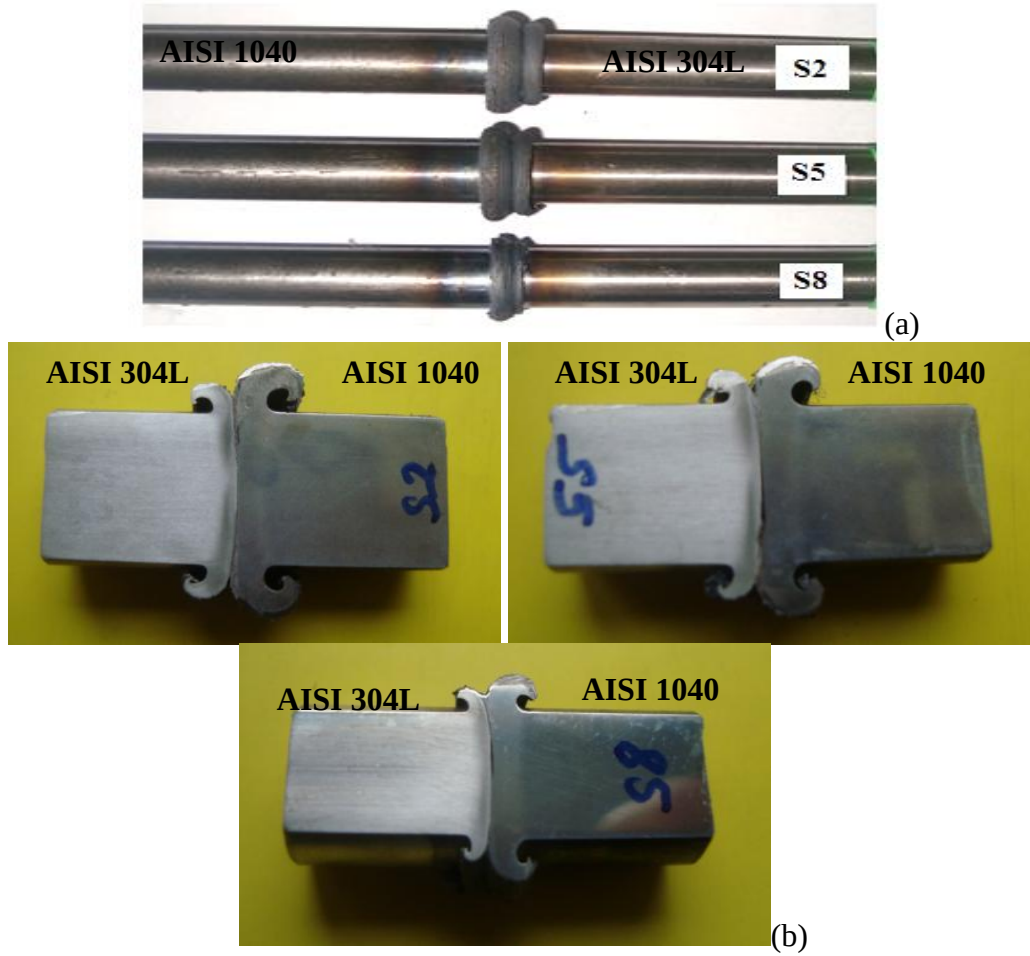
1300 dev/dak, 30 MPa sürtünme basıncı, 60 MPa yığma basıncı, üç farklı sürtünme süresi (8, 6, 4 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S4 ve S7 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve ara yüzey makro fotoğrafları Şekil 5.3.a ve b'de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında artış gözlenmektedir. Kaynak sonrası yapılan boyca kılma ölçümleri neticesinde, en büyük kılma S1 nolu numunede 6 mm olarak tespit edilmiştir. Boyca kılma en çok AISI 1040 çelik tarafında meydana gelmiştir. Paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığında ısı iletim katsayıları sade karbonlu çeliklere göre % 60 daha düşüktür. Ancak, sade karbonlu çelikler sahip oldukları içerik itibarıyla plastik şekil değiştirme yetenekleri paslanmaz çeliklere göre % 40 daha düşüktür. AISI 1040 tarafında daha fazla flanş olan malzemenin sebebi, çeliğin bu tarafta HMK yapısından ve bu kafes yapısının enerji depo edemeyişinden kaynaklanmaktadır. Bu nedenle, sürtünme kaynağı esnasında birim zamanda arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesi ostenitik paslanmaz çelik tarafında artış kaydedilmesine rağmen AISI 1040 tarafında daha fazla malzemenin dışarı taşıdığı görülmektedir.



Şekil 5.3. a) S1, S4 ve S7 no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi

b) S1, S4 ve S7 no' lu numunelerin kaynak ara yüzeyinin makroskopik incelenmesi

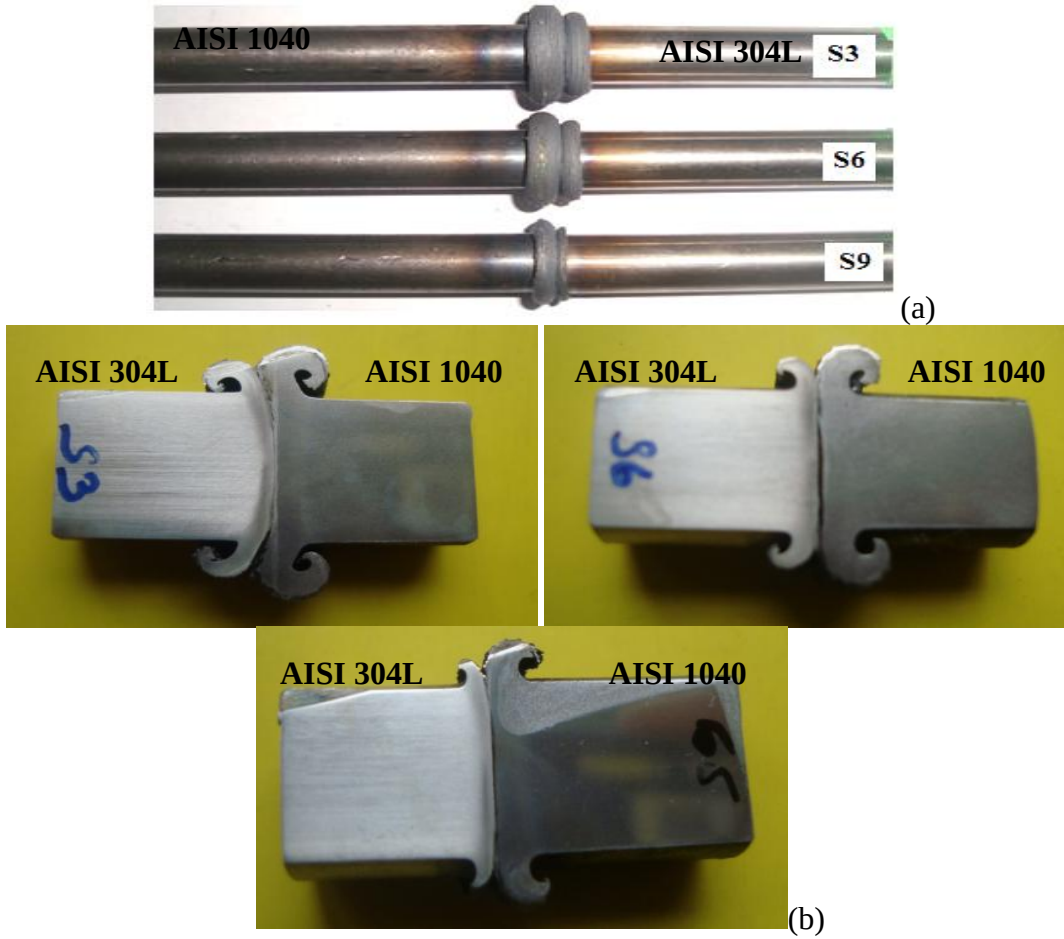
Arayüzeyden alınan makro fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 5.3.b); azalan sürtünme süresi ile ITAB' de daralma olduğu görülmektedir. S1, S4 ve S7 nolu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 6, 5 ve 4 mm olarak ölçülmüştür. Bu uygulamada; artan sürtünme süresi ile sürtünme basıncı altında kalma süresinin artması; ısı tesiri altında kalma süresini artıracığı için dışarı taşan malzeme flanş çapının artmasına ve boyların kışalmasına neden olmaktadır. Tablo 5.1' de S1, S4 ve S7 numunelerinin birleştirilmesinde kullanılan kaynak parametrelerine bağlı olarak boyca kısalma miktarları verilmiştir.



Şekil 5.4. a) S2, S5 ve S8 no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi

b) S2, S5 ve S8 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik incelenmesi

Sürtünme basıncı 10 MPa arttırılarak birleştirilen S2, S5 ve S8 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makro fotoğrafları Şekil 5.4.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; artan sürtünme basıncı ve buna paralel yığma basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarı artmakta ve dışarı taşan malzeme geometrisinin değiştiği, azalan sürtünme süresi ile ITAB' de daralma olduğu görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden dışarı taşan malzemenin geometrisi S1, S4 ve S7 numuneleri ile benzerlik göstermiştir. S2, S5 ve S8 no' lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 7, 6 ve 5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.1). Boyca kısalmadaki bu artış artan sürtünme ve yığma basıncından kaynaklanmaktadır. Ayrıca dışarı flanş olan malzeme çapının da genişlediği görülmektedir.



Şekil 5. 5. a) S3, S6 ve S9 no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi

b) S3, S6 ve S9 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik incelenmesi

Sürtünme basıncı 20 MPa arttırılarak birleştirilen S3, S6 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makroskopik fotoğrafları Şekil 5.5.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncı ve yığma basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme daha fazla kıvrılmakta ve yüzük şeklini alan bir görünümü almaktadır. Yüzey resimlerindeki kızarmadan, artan sürtünme basıncı ile daha dar bir alanın ısıdan etkilendiği görülmektedir. Ortaya çıkan bu farklılık artan sürtünme basıncına bağlı olarak birim hücrenin etkisinde kalma sürelerinin farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Bu kaynaklı bağlantıların arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, sürtünme basıncı ve yığma basıncını arttırılması ile kaynak arakesit çizgisinde paslanmaz çeliğe doğru bir yamulma, deformasyonun kaynak çizgisine göre farklılık gösterdiği dikkat çekmektedir. En iyi kaynak yüzeyi daha düşük sürede yapılmış olan S9 nolu numunede

görülmüştür. S3, S6 ve S9 no' lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 8, 7 ve 6 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.1). 8 sn sürtünme süresinde yapılan S3 no' lu numunede paslanmaz çeliğin AISI 1040 tarafına gömüldüğü görülmüştür. Bunun; malzemelerin ısı iletim katsayılarının ve yüksek sıcaklıktaki plastik şekil değiştirme yeteneklerinin farklı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

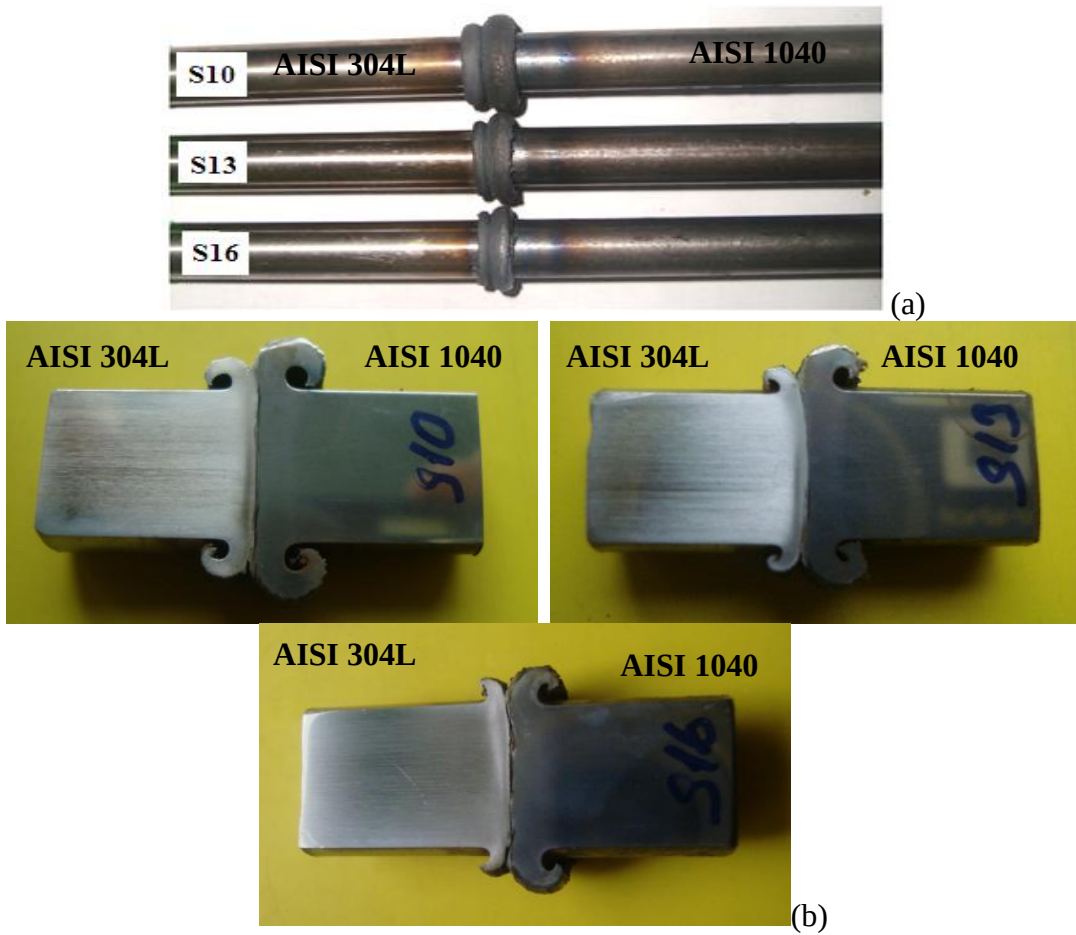
Tablo 5.1. S1-S9 numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (rpm)	Sür. Süresi (sn)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığılma Basıncı (MPa)	Yığılma Süresi (sn)	Boyca Kısalma (mm)
S1	1300	8	30	60	4	6
S2	1300	8	40	80	4	7
S3	1300	8	50	100	4	8
S4	1300	6	30	60	3	5
S5	1300	6	40	80	3	6
S6	1300	6	50	100	3	7
S7	1300	4	30	60	2	4
S8	1300	4	40	80	2	5
S9	1300	4	50	100	2	6

5.1.2. 1500 devir sayısı (dev/dak) kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri

Devir sayısı 200 (dev/dak) artırılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen S10, S13 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve ara yüzey makro fotoğrafları Şekil 5.6.a ve b'de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bir önceki seride yapılan kaynaklı bağlantılara göre daha düzgün bir dışarı taşma ve flanş geometrisinin olduğu ve arayüzeyden dışarı taşan malzeme miktarında artma olduğu görülmektedir. Ayrıca, her üç numuneye ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan devir sayısına bağlı olarak literatür verilerine göre arzu edilen çanak şeklinde dışarı taşmanın meydana geldiği görülmektedir. Devir sayısının kademeli artışı, bağlantının geometrisi ve merkezden dışarı taşan malzeme miktarı üzerinde önemli bir etkiye

sahip olduğu bilinmektedir. S10, S13 ve S16 no' lu numunelerin boylarındaki kısalmalar sırasıyla 7, 6 ve 4.5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.2). Bu numunelere ait boyca kısaltmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında; artan devir sayısına bağlı olarak boylarındaki kısalma miktarının 1 mm kadar daha fazla olduğu belirlenmiştir. Bu durum, artan devir sayısının arayüzeyde plastik deformasyon için gerekli olan sıcaklığa ulaşma süresini aşağı çekeceği, böylece sürtünme fazının gerçekleşme aralığının uzaması sonucu, sürtünmenin etkisindeki arayüzey malzemesinin vizkozitesinin azalmasıyla ilişkilendirilebilir.

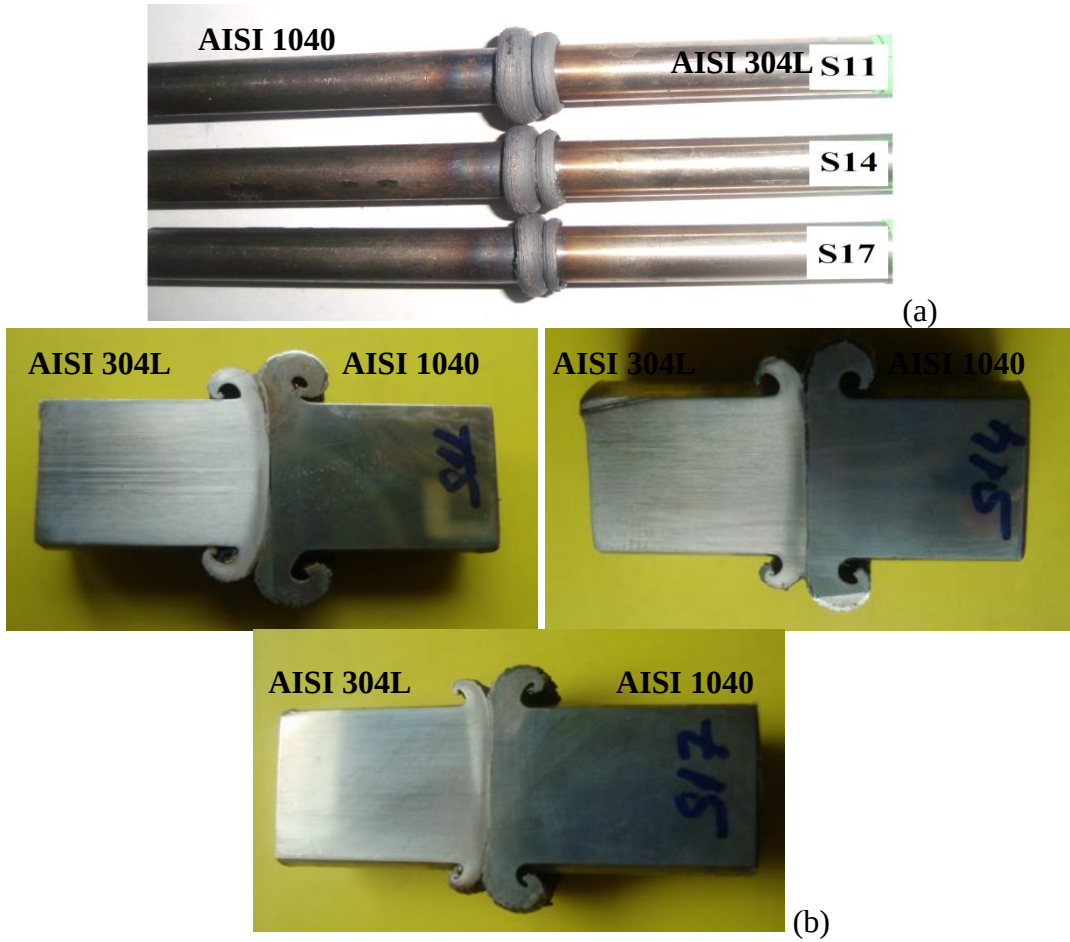


Şekil 5. 6. a) S10, S13 ve S16 no' lu numunelerin makroskopi fotoğrafı

b) S10, S13 ve S16 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik fotoğrafı

Sürtünme basıncı 10 MPa artırılarak birleştirilen S11, S14 ve S17 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makroskopik inceleme fotoğrafları Şekil 5.7.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil

5.7.a), temelde benzerlik göstermesine rağmen, artan sürtünme basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında bir artma ve flanş geometrisinde farklılıklar görülmektedir. Artan sürtünme süresi ile ısı iletimi için dagha çok zaman tanındığından, ITAB bölgesinin genişlediği görülmektedir.

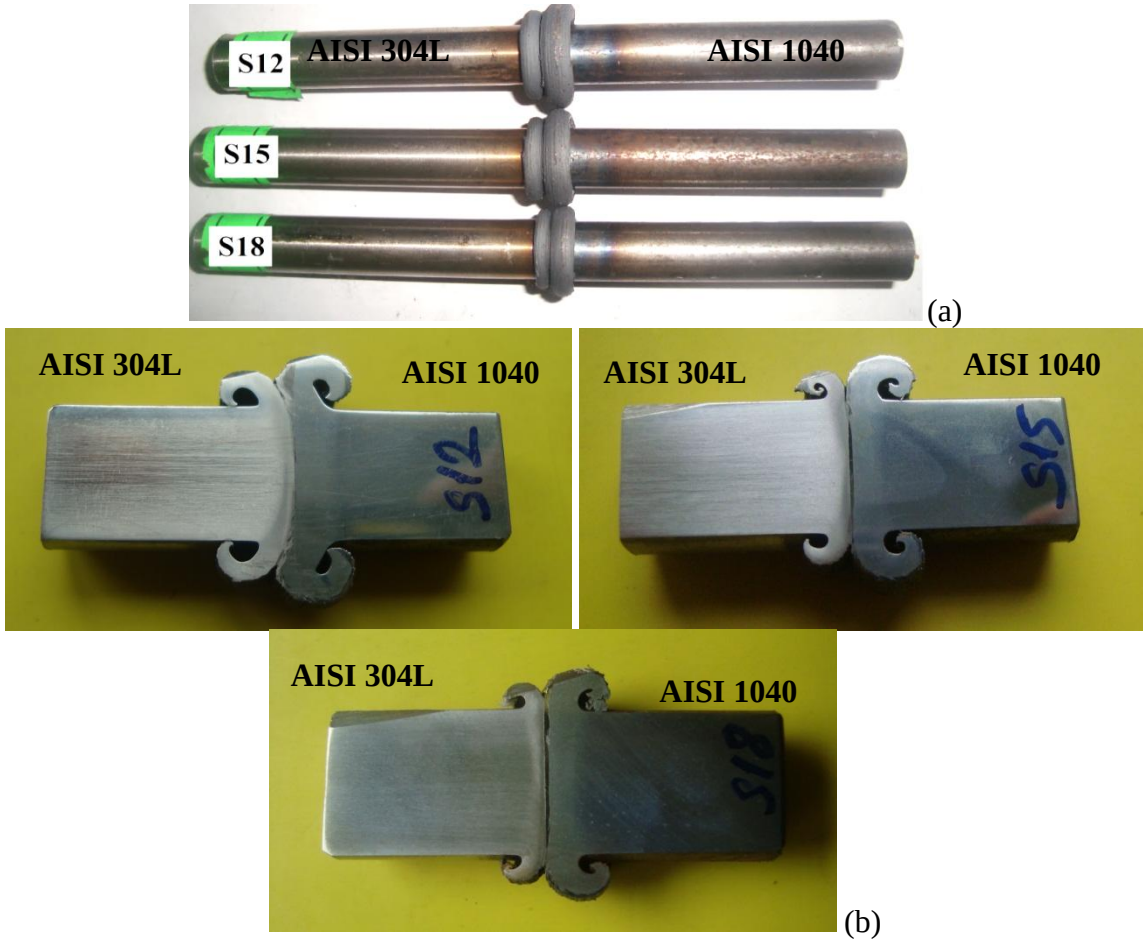


Şekil 5.7. a) S11, S14 ve S17 no' lu numunelerin makroskopik fotoğrafı

b) S11, S14 ve S17 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik fotoğrafı

Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.7.b); S11 no' lu numunede kaynak ara kesit çizgisinin paslanmaz çeliğe doğru büküldüğü; S14 ve 17 No' lu numunelerde ise daha düzgülü bir çizgiye sahip olduğu görülmektedir. 1300 dev/dak ve 30 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen numuneler ile karşılaştırıldığında, ara kesitlerinde herhangi bir boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgenin olmadığı; bağlantı kalitesinde önemli sayılabilecek bir artmanın ortaya çıktığı görülmüştür.

S11, S14 ve S17 no' lu numunelerin boylarındaki kısıalma miktarları sırasıyla 8, 7 ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.2). Bu numunelere ait boyca kısıalmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında, artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak boyca kısıalma miktarının S11 ve S14 'te 1 mm S17'de ise 0.5 mm daha fazla olduğu belirlenmiştir. Ancak, bu seride kaynakları gerçekleştirilen S11, S14 ve S17 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makroskopik fotoğrafları ele alındığında, AISI 1040 tarafında artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında önemli bir artış olduğu görülmektedir.



Şekil 5.8. a) S12, S15 ve S18 no' lu numunelerin makroskopik fotoğrafı

b) S12, S15 ve S18 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik fotoğrafı

Sürtünme basıncı 20 MPa artırılarak birleştirilen S12, S15 ve S18 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makro fotoğrafları Şekil 5.8.a ve b' de sırasıyla verilmiştir.

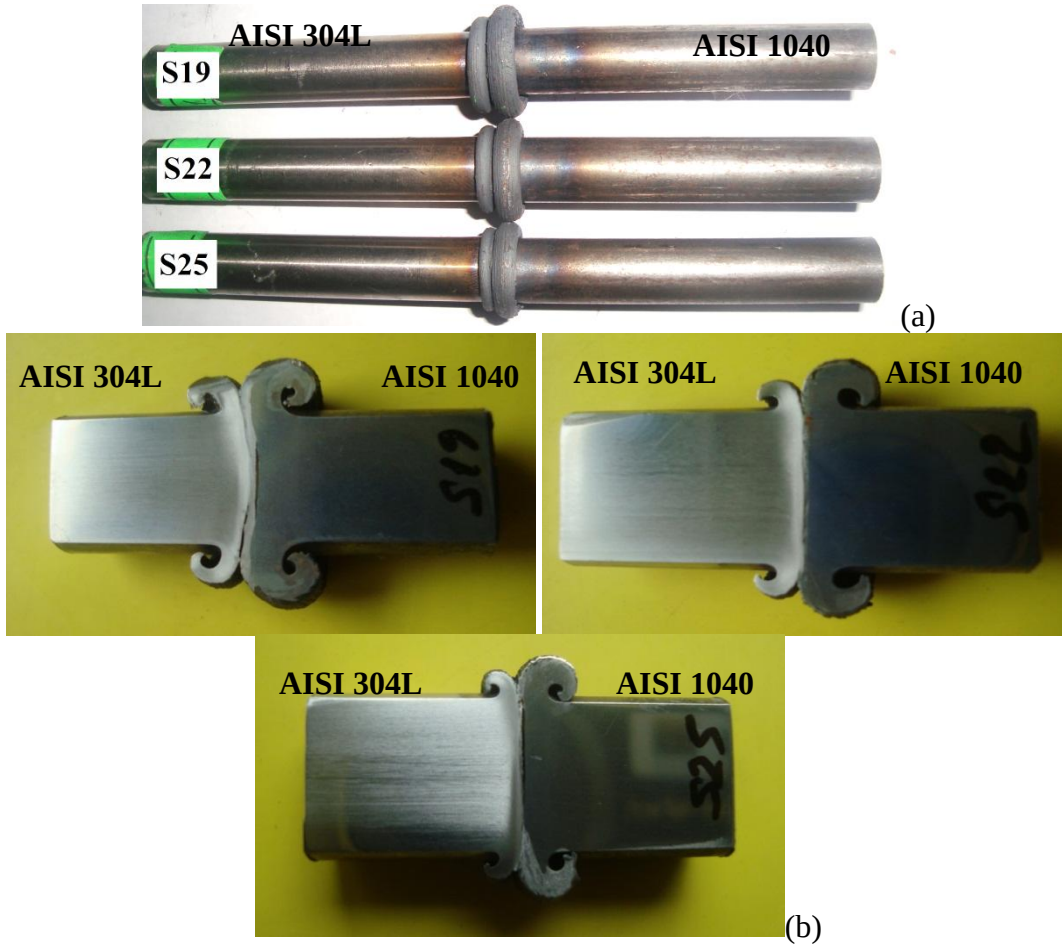
Bu seride birleştirilen kaynaklı bağlantıların bir önceki seride birleştirilen kaynaklı bağlantılara göre farkı, artan sürtünme ve yığma basıncıdır. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.8.a), artan sürtünme ve yığma basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzemenin geometrisi her üç numunede de benzerlik göstermesine rağmen, en büyük taşmanın 8 sn sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12 no' lu numunede ortaya çıktığı görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makroyapı fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 5.8.b), kaynak arakesit çizgisinin S12 no' lu numunede AISI 304L tarafına doğru daha fazla büküldüğü görülmektedir. Bunun; artan sürtünme basıncı ve devir sayısına bağlı olarak viskoz hale gelen malzemenin eksenel basıncın etkisi ile dışarı atılmasından kaynaklandığı, bu sebeple ITAB' ın daralmasından ileri geldiği düşünülmektedir. S12, S15 ve S18 no' lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 9, 8 ve 6 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.2). Bu numunelere ait boyca kısaltmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında; artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak boyca kısalma miktarının S12 ile S15 'de 1 mm, S18'de ise, 0.5 mm daha fazla olduğu belirlenmiştir.

Tablo 5.2. S10-S18 numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune No	Devir sayısı (rpm)	Sürtünme Süresi (sn)	Sürtünme Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (sn)	Boyca Kısalma (mm)
S10	1500	8	30	60	4	7
S11	1500	8	40	80	4	8
S12	1500	8	50	100	4	9
S13	1500	6	30	60	3	6
S14	1500	6	40	80	3	7
S15	1500	6	50	100	3	8
S16	1500	4	30	60	2	4.5
S17	1500	4	40	80	2	5.5
S18	1500	4	50	100	2	6

5.1.3. 1700 devir sayısı (dev/dak) kullanılarak birleştirilen numunelerin makroskopik incelemeleri

Devir sayısının 200 (dev/dak) arttırılması ile 1700 (dev/dak) devir, 30 MPa sürtünme basıncı, 60 MPa yığma basıncı, üç farklı sürtünme süresi (8, 6, 4 sn) kullanılarak birleştirilen S19, S22 ve S25 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.9.a ve b'de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.9.a); artan sürtünme süresi ve devir sayısı kaynak arayüzeyinden dışarı flanş olan malzeme miktarında artma olduğu görülmektedir. Makro fotoğraflarından da görüldüğü gibi; daha düzgün geometriye sahip bağlantılar elde edilmiştir. Devir sayısı 200 (dev/dak) arttırılması ile birleştirilen bu kaynaklı bağlantılar bir önceki grup ile kıyaslandığında; arayüzeyden dışarı taşan malzeme miktarında artma olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.9.b), S19 no'lu numune kenarlarında küçük çatlakların bulunduğu dikkat çekmektedir. Bunun nedeni; devir sayısının kademeli artışı, bağlantının geometrisinin ve merkezden dışarı taşan malzeme miktarının üzerinde önemli bir etkiye sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Çünkü işlem esnasında birim temas yüzey alanın, enerji girdisinin etkisinde kalma miktarının artması, ITAB'ın genişlemesine ve soğuma esnasındaki gerilmelerin çoğalmasına bağlı kalmaktadır. S22 ve S25 no'lu numune yüzeylerinde herhangi bir kaynak hatasının olmadığı görülmektedir. S19, S22 ve S25 no'lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 8, 7 ve 5 mm olarak ölçülmüştür. Bu numunelere ait boyca kısılmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında; artan devir sayısına bağlı olarak boylarındaki kısalma miktarının arttığı görülmektedir. Bu durum devir sayısının, boyca kısalma ile doğru orantılı olarak arttığını göstermektedir. Boyca kısalma enerji ve ısı girişindeki artış ile ilişkidir. Tablo 5.3' te S10, S13 ve S16 numunelerinin kaynak parametrelerine bağlı olarak boyca kısalma miktarları verilmiştir.



Şekil 5.9. a) S19, S22 ve S25 no' lu numunelerin makroskopik fotoğrafı

b) S19, S22 ve S25 no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik fotoğrafı

Sürtünme basıncı 10 MPa arttırılarak birleştirilen S20, S23 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makroskopik inceleme fotoğrafları Şekil 5.10.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.10.a), artan sürtünme basıncı ile dışarı taşan malzeme miktarında ve geometrik şeklin çapında artma görülmüştür. Diğer yandan bağlantıların arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.10.b); elde edilen resimler 1500 dev/dak ve 30 MPa sürtünme basıncında birleştirilen numuneler ile karşılaştırıldığında, ara kesitlerinde herhangi bir boşluk ve çatlağın bulunmadığı ve bağlantı kalitesinde önemli sayılabilecek bir artmanın meydana geldiği görülmüştür. S22 ve S25 no' lu numune yüzeylerinde herhangi bir kaynak hatasının bulunmadığı görülmüştür. S20, S23 ve S26 no' lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 9, 7.5 ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.3). Bu numunelere ait boyca

kısaltmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında; artan devir sayısına bağlı olarak numune boylarındaki kısalma miktarının S20’de 1 mm S23’te 0.5 mm ve S26’da 0.5 mm arttığı görülmektedir. Bu durum devir sayısının ve sürtünme basıncının boyca kısaltmayı arttırdığını göstermektedir.

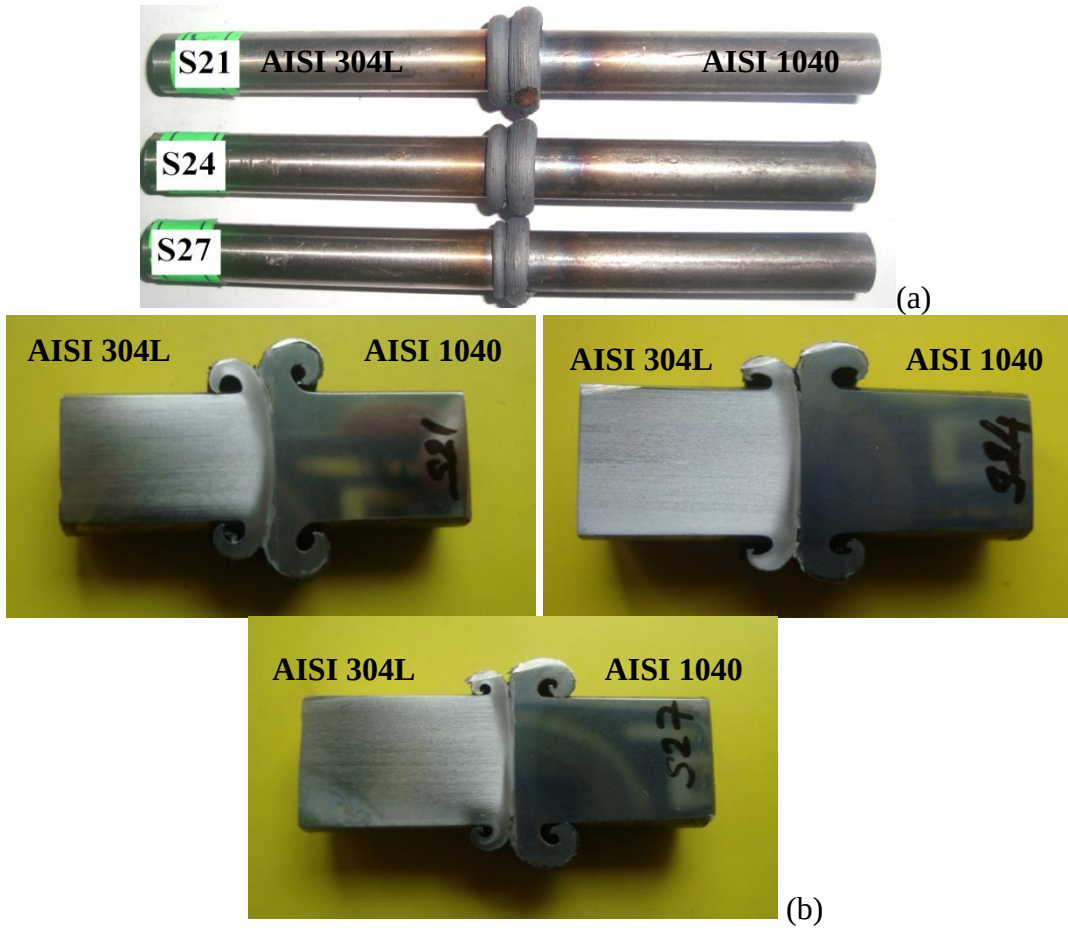


Şekil 5.10. a) S20, S23 ve S26 no’ lu numunelerin makroskopik fotoğrafı

b) S20, S23 ve S26 no’ lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik fotoğrafı

Sürtünme basıncı 20 MPa artırılarak birleştirilen S21, S24 ve S27 no’ lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve ara yüzey makro fotoğrafları Şekil 5.11.a ve b’ de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.11.a), S21, S24 ve S27 numunelerin yüzeylerinde artan sürtünme basıncı ve devir sayısı ile dışarı taşan malzeme miktarında bir önceki gruba göre önemli bir artışın olduğu ve ITAB’ ın daha fazla genişlediği görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makroyapı fotoğrafları ele

alındığında (Şekil 5.11.b); her üç numunede de artan sürtünme basıncı ile AISI 304L tarafında dövme etkisi kaynak ara çizgisine bitişik bölgede görülmektedir. Flanş olan malzeme geometrilerinde de çok fazla kıvrılmaların olduğu ve genişlediği belirlenmiştir. Bu gruba ait her üç numunede de düzgün ve kaliteli kaynaklar elde edilmiştir. Tüm bu bilgiler doğrultusunda maksimum devir ve uygun sürtünme basıncı ile minimum sürtünme sürelerinde yapılan kaynaklarda daha dar bir ITAB oluşumu ve daha az malzeme kayıpları ile iyi bir kaynak işlemi gerçekleştirilebilmektedir.



Şekil 5. 11. a) S21, S24 ve S27 no' lu numunelerin makro fotoğrafı

b) S21, S24 ve S27 no' lu numunelerin kaynak arayüzey makro fotoğrafı

S21, S24 ve S27 no' lu numunelerin boylarındaki kısalma miktarları sırasıyla 10, 8,5 ve 6,5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.3). Bu numunelere ait boyca kısaltmalar bir önceki grup ile kıyaslandığında; artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak boylarındaki kısalma

miktarının 1 mm arttığı görülmektedir. Bu durum devir sayısının ve sürtünme basıncının boyca kısılmayı etkilediğini ve artırdığını göstermektedir.

Tablo 5.3. S19-S27 numunelere ait kaynakların boyca kısıalma miktarları

Numune no	Devir sayısı (rpm)	Sürtünme süresi (sn)	Sürtünme basıncı (MPa)	Yığılma basıncı (MPa)	Yığılma süresi (sn)	Boyca kısıalma (mm)
S19	1700	8	30	60	4	8
S20	1700	8	40	80	4	9
S21	1700	8	50	100	4	10
S22	1700	6	30	60	3	7
S23	1700	6	40	80	3	7.5
S24	1700	6	50	100	3	8.5
S25	1700	4	30	60	2	4.5
S26	1700	4	40	80	2	5.5
S27	1700	4	50	100	2	6.5

5.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirilmesi

Deneylerde kullanılan AISI 1040' çeliğinin kaynak öncesi esas mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı Şekil 5.12' de verilmiştir. Yapı, yaklaşık aynı oranlarda perlit ve ferrit içeren eş yönlendirilmiş tanelerden oluşmaktadır. AISI 1040 çeliğinin kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde sergilemiş olduğu kaynak kabiliyeti büyük önem arz etmektedir. Bu çeliğin sahip olduğu kimyasal kompozisyon nedeniyle, kaynak sonrası birleşme bölgesinde arzu edilmeyen yapıların ortaya çıkması kaçınılmazdır. AISI 1040 çeliğin kaynak kabiliyeti ve sertleşme eğilimi, malzeme kompozisyonu esas alınarak karbon eşdeğeri formülü ile belirlenmiştir. Buna göre;

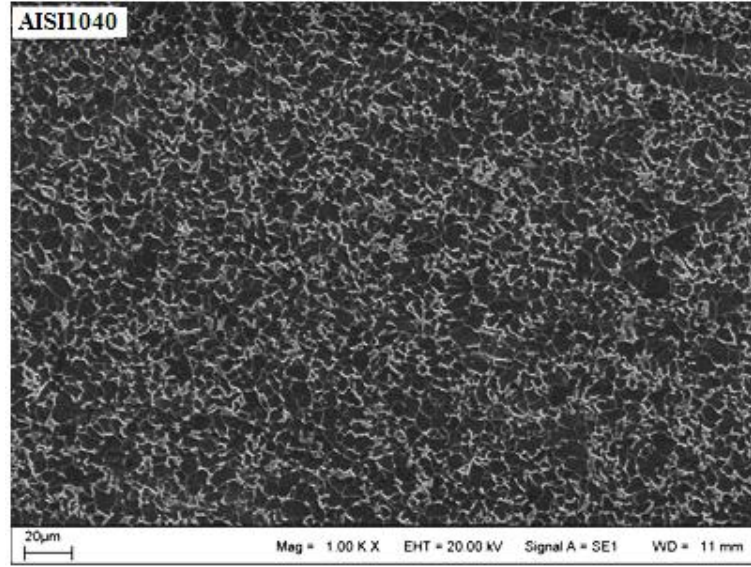
$$C_{eş} = \% C + \% Mn / 6 + \% Si / 24 + \% Ni / 40 + \% Cr / 5 + \% Mo / 4$$

$$C_{eş} = 0.391 + 0.655 / 6 + 0.158 / 24$$

$$C_{eş} = 0.506 \text{ olarak bulundu.}$$

Bu değer ($C_{eş} > 45$) AISI 1040 çeliğinin kaynak esnasında sertleşme ve çatlama eğiliminde olduğunu ya da martenzit oluşma olasılığının yüksek olduğunu göstermektedir (Yıldırım ve

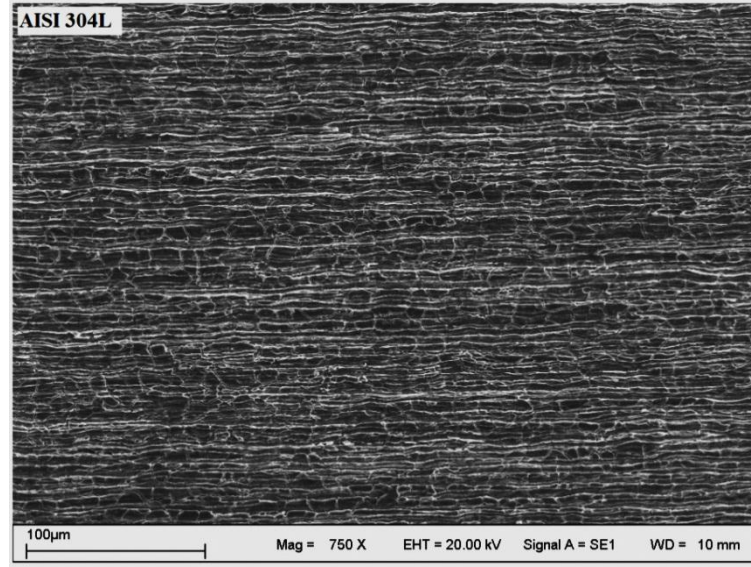
Çakan, 2012; Lippold ve Kotecki, 2005). Ancak; bu olumsuzluklar sürtünme kaynak işleminde, bir ergimenin olmaması ve çok kısa sürelerde gerçekleştirilmesi nedeniyle görülmemektedir.



Şekil 5.12. Standart AISI 1040' ın mikroyapı SEM fotoğrafı

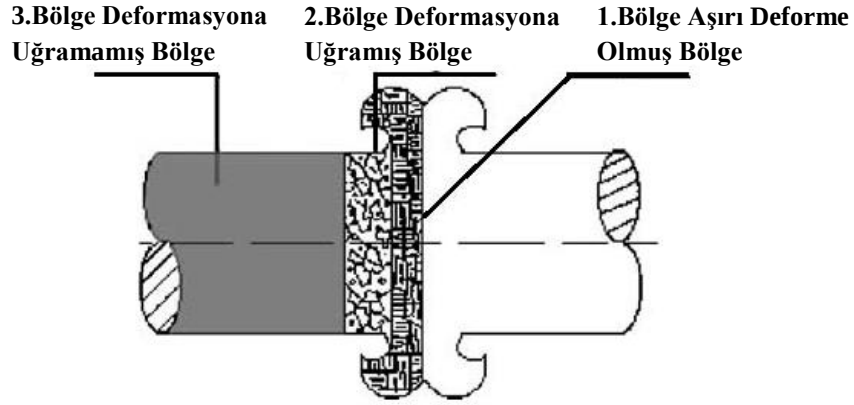
Deneylerde kullanılan AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğin kaynak işlemi öncesi yüzeyden alınan SEM fotoğrafı Şekil 5.13' te verilmiştir. Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde σ (sigma)-fazının bulunması, kaynak edilebilirliği olumsuz yönde etkilemektedir. Metallerarası bir bileşik olan bu sert fazın oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktar da ferrit bulunması gerekmektedir. Ostenitik mikroyapı üzerine ise kimyasal bileşimin çok büyük etkisi vardır. Bu paslanmaz çeliklerde azot katkısı, alaşımın oyuklaşma korozyon direncini ve dayanımını önemli derecede düzeltmektedir. Ostenitik paslanmaz çelikler, diğer paslanmaz çeliklere nazaran daha yüksek Mn içeriğine sahiptirler. Bu nedenle; ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları sonucunda oluşan krom karbür çökmesi eğilimidir. Oluşan krom karbürün ağırlıkça % 90' ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede düşürür. Bunun sonucu olarak, malzeme koroziv bir ortamda kaldığında kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşur

(Kaluç, 1990; Anık vd., 1993). Bir katı hal kaynak tekniği olan sürtünme kaynağı, düşük sıcaklık ve çok kısa sürelerde gerçekleştiğinde yukarıda anlatılan olumsuzlukları büyük ölçüde elimine etmek mümkün olabilmektedir.



Şekil 5.13. Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı SEM fotoğrafı

Farklı işlem parametreleri kullanılarak, sürtünme kaynak tekniği ile birleştirilen AISI 1040/AISI 304L kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyi üzerinden alınan SEM fotoğrafları Şekil 15-26'da sırasıyla verilmiştir. Bu çalışmada, farklı bileşime sahip iki metal çifti birleştirilmiş olduğundan birleşme arayüzeyinin hem sağında ve hem de solunda farklı yapıların ortaya çıktığı açıktır. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirilmesi yapılırken Şekil 5.14'te verilen tanımlama esas alınarak 1. Bölge, 2. Bölge ve 3. Bölge şeklinde adlandırılarak oluşan yapılar, bölgesel olarak dört farklı bölgeye; aşırı deforme olmuş bölge (ADB), kısmen dönüşüme uğramış bölge (KDUB), deformasyon bölgesi (DB) ve esas malzeme (EM) olarak belirlenmiştir. Tanımlanan bu bölgelerin boyutlarının, işlem parametrelerine bağlı olarak değişim gösterdiği literatürde vurgulanmaktadır (Ozdemir, 2005). Elde edilen mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, elde edilen yapıların temelde geleneksel sürtünme kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan mikroyapı ile benzerlik gösterdiği gözlenmiştir.

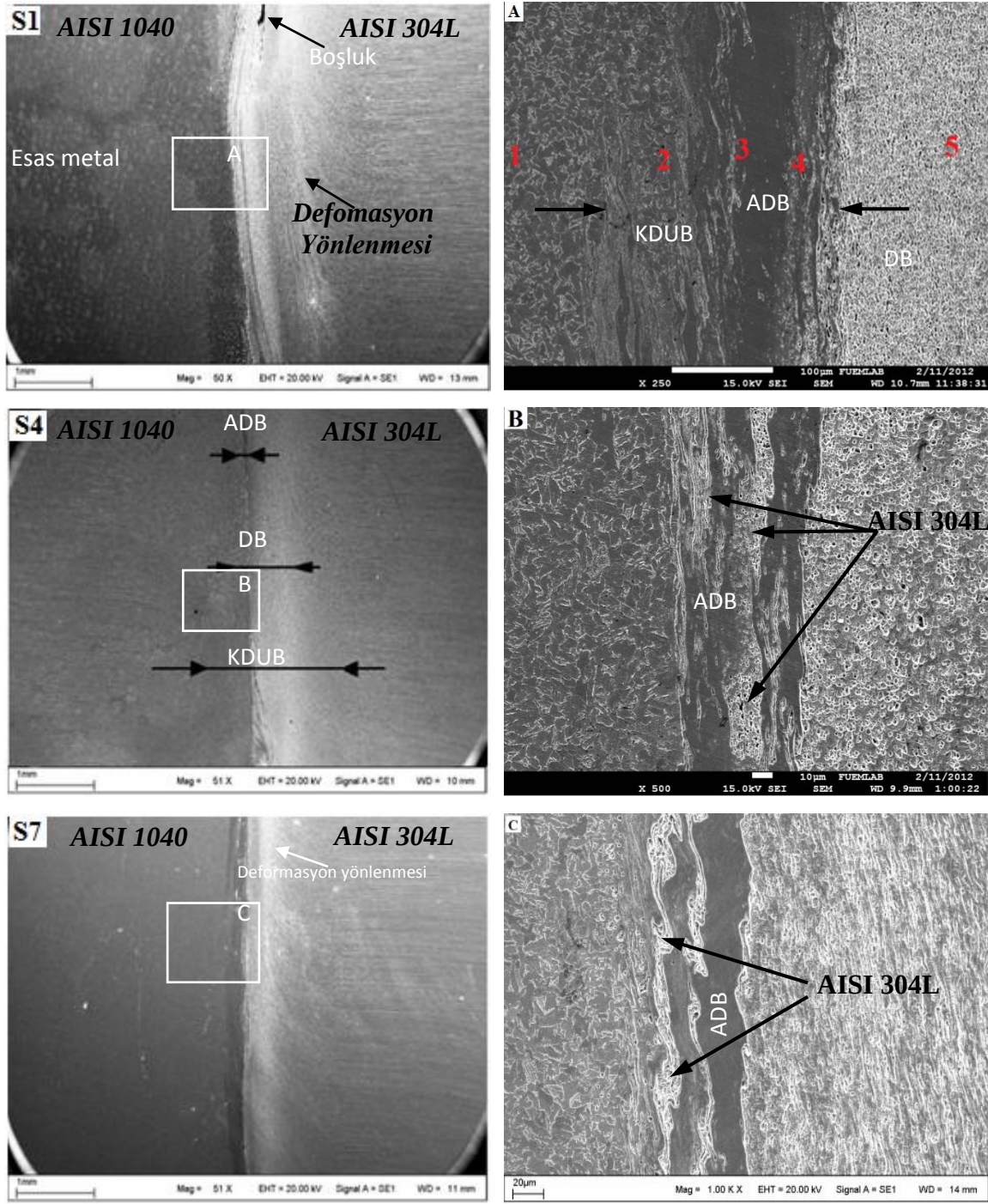


Şekil 5.14. Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi

5.2.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri

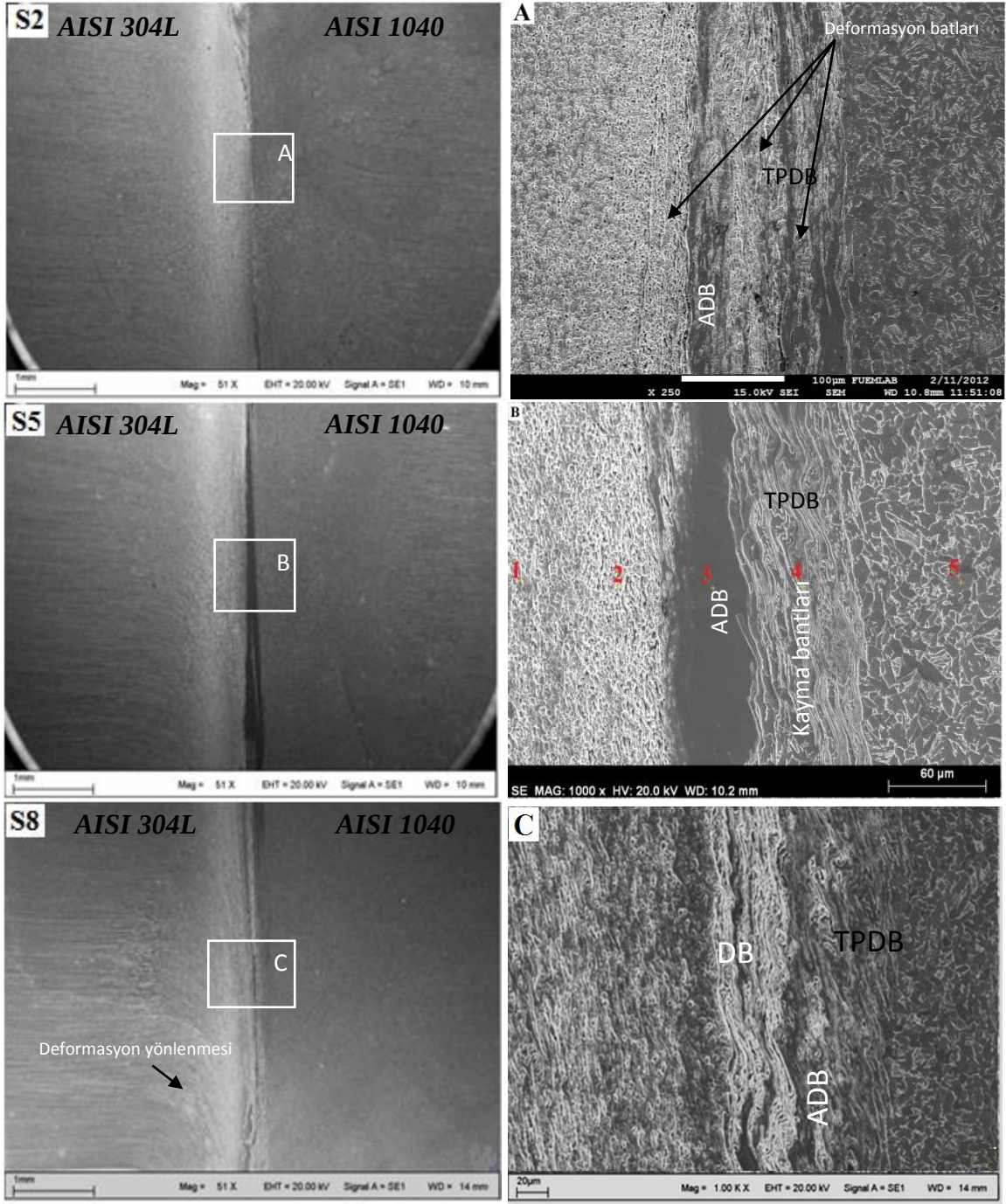
1300 dev/dak, 30 MPa sürtünme basıncı, 60 MPa yığma basıncı ve üç farklı sürtünme süresi (8, 6, 4 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S4 ve S7 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası ara yüzey SEM fotoğrafları Şekil 5.15' te verilmiştir. Kaynak sonrası birleşme bölgesi üzerinde yapılan analiz sonuçlarından, literatüre uygun dört farklı bölgenin varlığı görülmektedir. Bunlar, aşırı deformasyona uğramış bölge (ADB) birleşme çizgisinde, deformasyona uğramış bölge (DB), kısmen deformasyona uğramış bölge (KDUB) ve esas metal (EM) olarak belirtilmişlerdir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; her üç kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyinde boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Ancak, 8 sn sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1 kaynaklı bağlantının arayüzey çizgisinin AISI 1040 tarafına doğru gömüldüğü görülmektedir. S4 ve S7 kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde visko-plastik olarak bir karışım bölgesi gözlenirken S1 nolu kaynaklı bağlantı arayüzeyinde bu karışım gözlenmemektedir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyin sıcaklık etkisi altında kalma süreside artmaktadır. Bunun sonucu olarak, eksenel basıncın etkisiyle daha akışkan hale gelen malzemenin dışarı taşma eğilimi artmaktadır. Bu numunelere ait boyca kısalma miktarları incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak boyca kısalmanın arttığı görülmektedir. Şekil 5.15'te de görüldüğü gibi artan sürtünme süresine bağlı olarak ADB bölgesinin daraldığı açıktır. Ayrıca, birleşme

bölgesine bitişik KDUB’inde, oluşan sıcaklık ve eksenel basıncın etkisi ile malzemenin dışarı taşma rejimi ve kayma bantları açıkça görülmektedir. Deformasyonun etkili olduğu bölgeden uzaklaştıkça kayma bantlarının yoğunluğu azalmaktadır. Her üç numuneye ait arayüzey SEM fotoğrafları incelendiğinde, sürtünme süresinin birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim üzerinde önemli etkiye sahip olduğu açıktır. Sürtünme süresinin artması, ısı girdisini artırmakta bu da AISI 1040 çeliğinde bir tavlama etkisi oluşturmaktadır. Bu nedenle, arayüzeye bitişik AISI 1040 tarafında ani soğuma ve şiddetli plastik deformasyon nedenli martenzitik yapıları oluştuğu görülmektedir. AISI 304L tarafında ise artan sürtünme süresine bağlı olarak şiddetli deformasyonun etkisi ile beraber ITAB’ın A1 sıcaklığının etkisinde kalma süresinin artması sonucu krom karbürlerin oluştuğu düşünülmektedir. Ancak azalan sürtünme süresi ile yüksek sıcaklıkta kalma ve soğuma süreleri çok kısa olduğundan; bu mekanizma AISI 1040 tarafında martenzitik yapının oluşumunu tetiklerken, AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafında $T_{8/5}$ sıcaklığının hızlı geçilmesinden krom karbür oluşumuna engel olmaktadır.



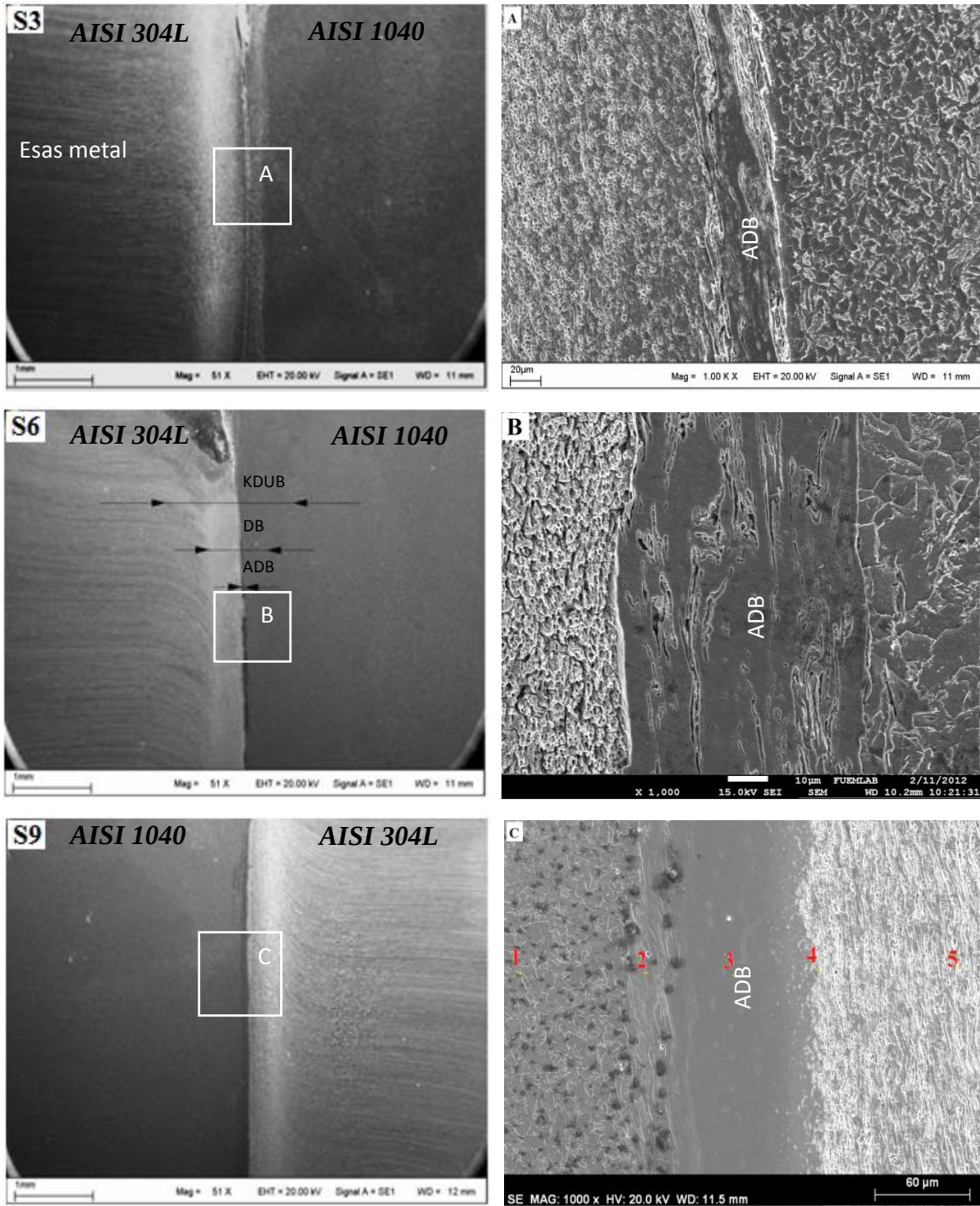
Şekil 5.15. S1, S4 ve S7 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

Sürtünme basıncı 10 MPa arttırılarak birleştirilen S2, S5 ve S8 No' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları Şekil 5.16' da verilmiştir. Kaynaklı bağlantıların tamamında birleşme bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. SEM fotoğraflarından aşırı deforme olmuş bölgenin hemen bitişiğinde AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğin tarafında tane küçülmesi ve tanelerin arakesite dik doğrultuda yönlendiği görülmektedir. Torun ve arkadaşları (2011), artan sürtünme basıncı ile mikroyapı incelemelerinde temelde iki bölgenin var olduğunu belirtmiştir. Ancak düşük basınçlarda gerçekleştirilen sürtünme kaynaklı bağlantılarda temelde dört bölgenin var olduğu mikroyapı SEM resimlerinden de açıkça görülmektedir. Artan sürtünme basıncına bağlı olarak, bu numunelerden alınan mikroyapı resimlerinden, ADB' de daralma ve KDUB' de ise genişleme olduğu görülmektedir. Bunun sebebi, artan sürtünme basıncı ile ısınan malzemenin plastik şekil değiştirme direncinin düşürerek, malzemenin yeterli vizkoziteyi yakalayamayıp, tamamen arayüzeyden atılamamasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca artan sürtünme süresi ile malzemelerin ısı girdisinin artması ve artan eksenel basıncın etkisi neticesinde S2 No' lu numunede görüldüğü gibi A₃ sıcaklığı üzerine çıkılması nedeniyle, ADB bitişiğindeki bölgede AISI 1040 tarafında martenitik yapıların oluştuğu görülmektedir. AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafında ise plastik deformasyon ile dövmenin etkisi ile incelmış tanelerin bulunduğu ve kayma bantlarının genişliğinde bir artmanın olduğu görülmektedir. Ayrıca, 1300 dev/dak ile gerçekleştirilen bu serideki kaynaklı bağlantılarına tamamında düzensiz ve birbiri içerisine karışmış bölgelerin olduğu tespit edilmiştir. Bu karışma düşük devir sayılarının malzemelerin plastik akma kabiliyetini pek fazla aktif edememesinden kaynaklı içyapının birbiri içerisine mekanik olarak eksenel basınç altında karışmasından kaynaklanmaktadır. Bu numunelere ait mikroyapı resimleri bir önceki seri ile kıyaslandığında artan sürtünme ve yığma basıncının etkisi ile ADB bölgesinde bir daralmanın olduğu görülmüştür. Ancak, azalan sürtünme süresi ile çıkılan sıcaklık derecesi düşeceğinden ve malzemelerin soğuma hızı artacağından, ADB ve KDUB bölgelerinde daralmalar ortaya çıkmaktadır.



Şekil 5.16. S2, S5 ve S8 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

Sürtünme basıncı 20 MPa arttırılarak birleştirilen S3, S6 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları Şekil 5.17' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, her üç numunede de artan sürtünme basıncı ve yığma basıncına bağlı olarak ADB' nin genişlediği ve tamamen farklı bir yapısal değişimin olduğu görülmüştür. Bu kaynaklı bağlantılar üzerinden alınan X-ray analiz sonuçlarından; $Cr_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 krom-karbür fazlarının varlığı ve çok hızlı soğuma nedeniyle AISI 1040 tarafında martenzitik yapının olduğunu desteklemektedir. AISI 304L tarafında ise krom karbür çökeltilerinin bulunduğunu ve artan eksenel basınç ile daha belirgin deformasyon yönlenmelerinin olduğu bu numunelere ait mikro yapı SEM resimlerinden açıkça görülmektedir. Ayrıca, her üç numuneye ait SEM fotoğraflarından da açıkça görüldüğü gibi, düşük sürtünme basıncı ve devir sayısı kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, arayüzeyde termo-mekanik etkisindeki malzemenin dışarı atılması için ulaşılan sıcaklık derecesi vizko-plastik akma davranışını aşağı çekeceği gerçeği ADB' nin genişlemesine sebep olduğu görülmektedir. Celik (2009), ITAB bölgesinin genişliği özerinde en etkin parametrelerin sürtünme süresi ve sürtünme basıncının olduğunu belirtmiştir. Yapılan incelemeler, artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncına bağlı olarak ısıdan etkilenen bölgenin genişliğinde artmanın olduğunu göstermiştir. Isıdan etkilenen bölgenin genişliğindeki bu artma tamamen alınan ısı ve deformasyon derecesi ile ilişkilidir. Bu numuneler bir önceki seri ile kıyaslandığında artan sürtünme basıncına bağlı olarak boyca kısalmanın (0,5-1 mm) fazlaştığı görülmektedir.



Şekil 5.17. S3, S6 ve S9 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

S1, S5 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.4' te verilmiştir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; AISI 1040 tarafında kısmen

dönüşüme uğrayan bölgede krom ve nikel miktarı yükselmiştir. 60 µm' luk mesafede AISI 1040 malzemeden AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik malzemesine karbon elementi geçişi meydana gelirken, aynı mesafede AISI 304L ostenitik paslanmaz çelikten AISI 1040 çeliğe doğru beklendiği gibi krom ve nikel elementi geçişi meydana geldiği dikkat çekmektedir. Bunun nedeni; arayüzeyde visko-plastik davranış kazanan malzemenin mekanik karışmasından kaynaklanmaktadır. 8 sn sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1 no'lu bağlantı arayüzeyinde krom, karbon ve nikel'in karşılıklı geçiş oranları; 6 ve 4 sn'lik sürtünme sürelerinde birleştirilen S5 ve S9 no'lu numunelere göre artmaktadır. Bu fark, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyin ısının tesiri altında kalma süresini artırmasının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır.

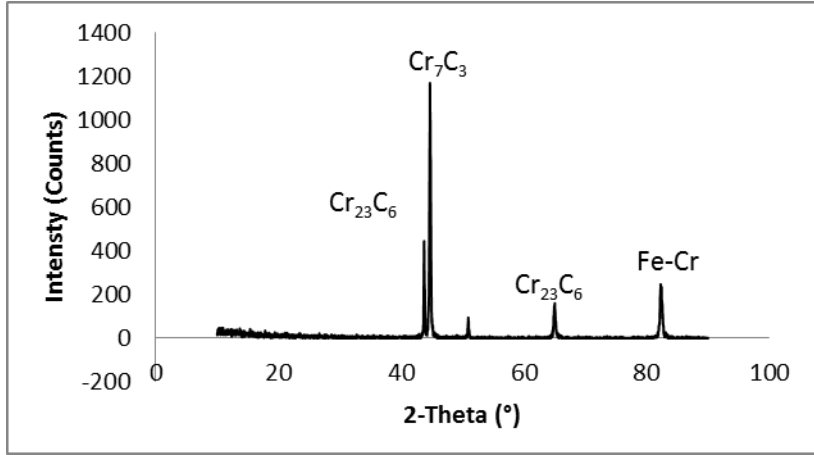
S1 numunesinin birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikleri tespit etmek amacıyla yapılan X- Işını analiz grafiği Şekil 5.18' de, oluşan faz ve bileşikler Tablo 5.5' te görülmektedir. X-ışını analizinde; $Cr_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 bileşikler saptanmıştır.

Tablo 5.4. S1, S5 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S1	1. Bölge	0.24	0.41	17.25	3.27	73.26	9.97
	2. Bölge	0.68	0.37	12.32	3.01	83.41	6.53
	3. Bölge	0.13	0.16	9.80	1.75	93.34	0.67
	4. Bölge	0.63	0.25	0.71	1.72	96.8	0.70
	5. Bölge	0.48	0.19	0.48	1.50	93.7	0.72
S5	1. Bölge	0.19	0.40	17.16	3.24	72.25	8.76
	2. Bölge	0.14	0.47	16.69	3.04	71.69	9.28
	3. Bölge	0.22	0.46	14.42	3.16	69.86	6.89
	4. Bölge	0.73	0.33	7.00	2.44	78.56	3.54
	5. Bölge	0.37	0.23	0.47	1.78	93.15	0.82
S9	1. Bölge	0.17	0.26	0.48	6.57	86.96	0.74
	2. Bölge	0.59	0.31	6.07	6.86	79.17	2.98
	3. Bölge	0.29	0.45	17.34	6.60	66.65	9.40
	4. Bölge	0.24	0.50	17.46	6.58	68.51	9.61
	5. Bölge	0.10	0.49	17.50	6.27	62.50	9.53

Tablo 5.5. S1 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

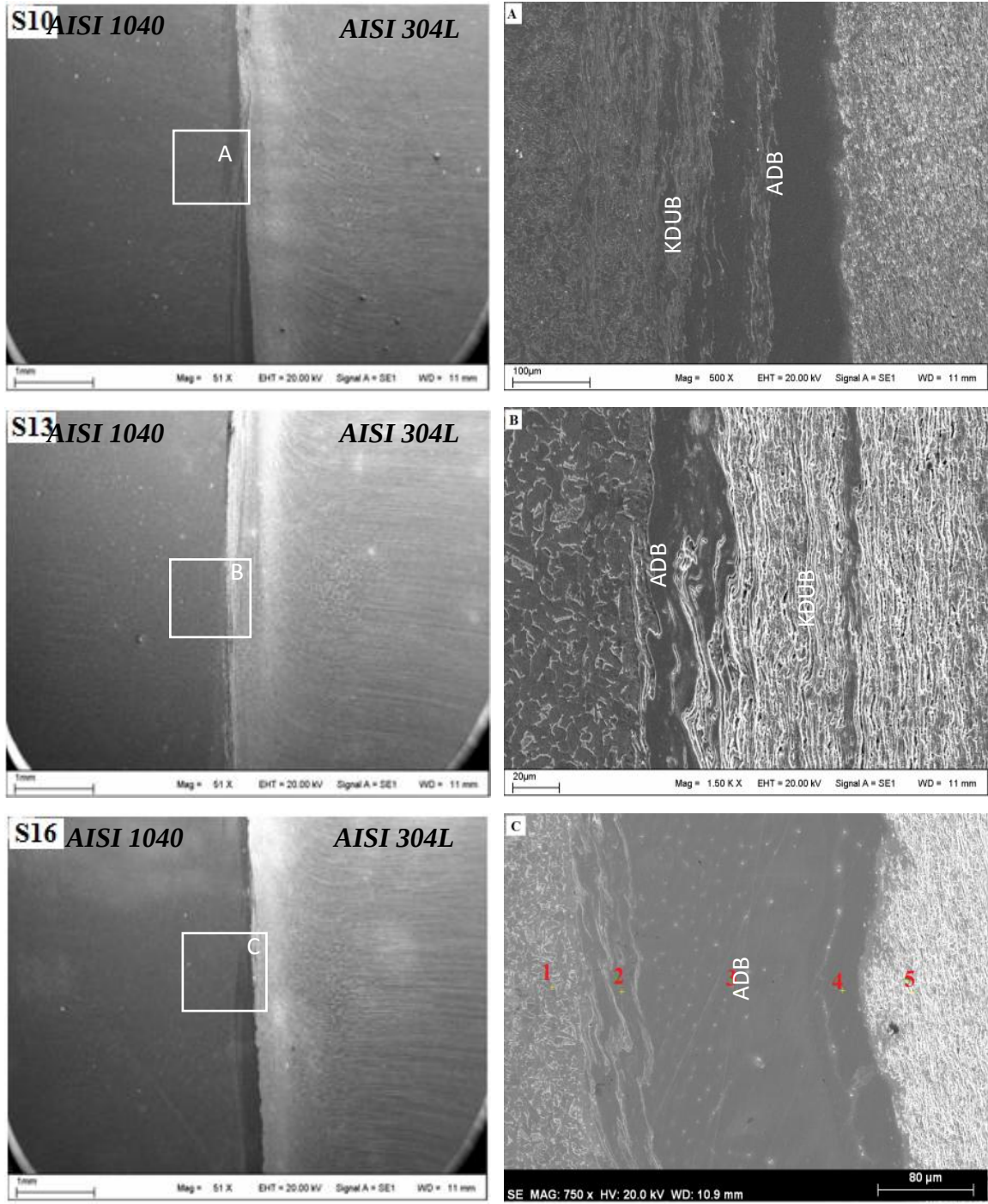
X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	Yoğunluk (I/I ₁)	Faz
39.20	74.44	Cr_7C_3
51.20	16.97	$Cr_{23}C_6$
74.82	76.32	Fe-Cr



Şekil 5.18. S1 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

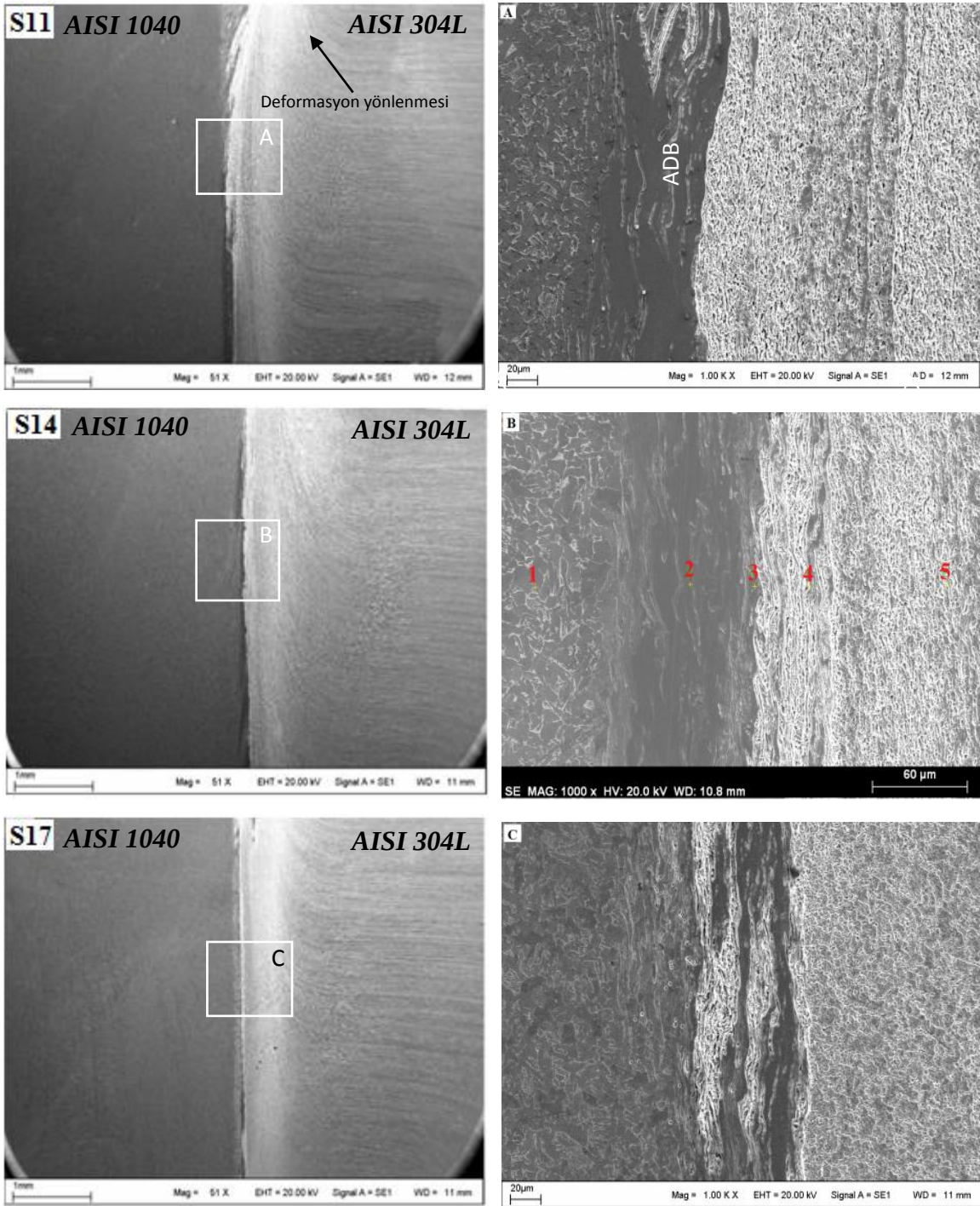
5.2.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri

1500 (dev/dak) devir sayısı kullanılarak birleştirilen S10, S13 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları Şekil 5.19' da verilmiştir. Bu bağlantılara ait fotoğraflardan da görüldüğü gibi artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak ADB' de genişleme kaydedilmiştir. Devir sayısının bu bölgelerde meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkisi olduğu açıktır. Bilindiği üzere, arayüzeyin sürtünme etkisi altında kalma süresine bağlı olarak birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesi artmaktadır. Arayüzeydeki sıcaklık artışı ile birlikte ekstrüzyon derecesinin artacağı ve bunun sonucu olarak birleşme bölgesinde termo-mekanik etki sonucu aşırı dövülmüş ve yönelmiş tanelerden oluşan bir yapıyı ortaya çıkarır (Özdemir, 2005). Söz konusu durum, özellikle yüksek sürtünme süreleri kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda daha belirgindir.



Şekil 5.19. S10, S13 ve S16 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

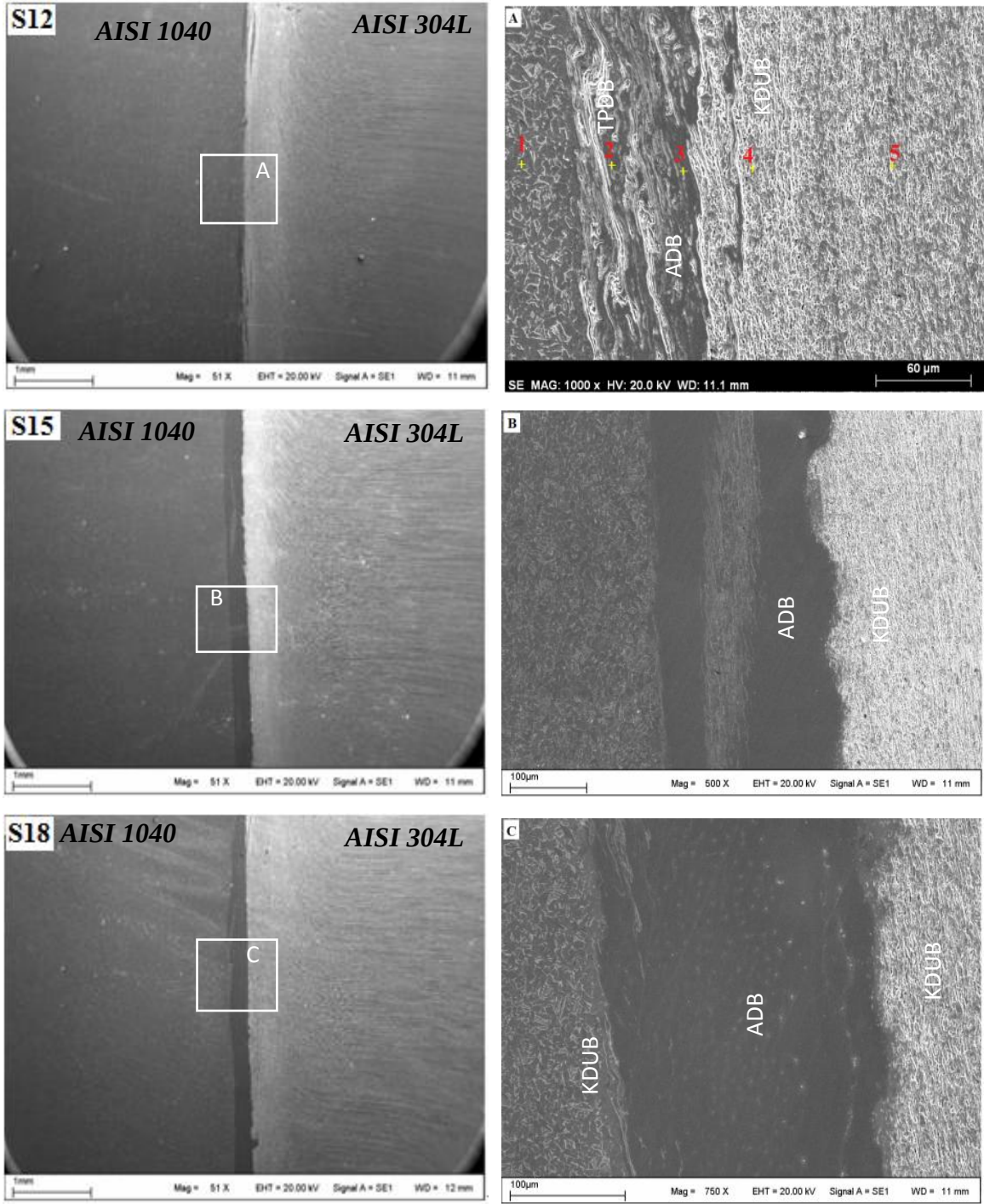
1500 (dev/dak) devir sayı ve sürtünme basıncının 10 MPa artırılması ile birleştirilen S11, S14 ve S17 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları, Şekil 5.20' de verilmiştir. Bu fotoğraflardan da açıkça görüldüğü gibi artan sürtünme basıncı ve devir sayısına bağlı olarak ADB' de daralmaların olduğu, bu nedenle DB bölgesinde çok fazla birbiri üzerinden kaymış bantlar ve düzensiz bölgelerin mevcut olduğu görülmektedir. Bu düzensizlik S17 nolu numunede daha belirgin bir şekilde görülmektedir. Artan sürtünme basıncı, arayüzeyde plastik deformasyon için gerekli sıcaklığa çıkma süresini azltmaktadır (Satyanarayana, vd., 2005). Farklı sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S11, S14 ve S17 kaynaklı bağlantılara ait arayüzey SEM fotoğrafları incelendiğinde, en belirgin fark ADB bölgesinin genişliğindeki değişim görülmektedir. S11 ve S14 no'lu numunelerde ADB bölgesi mekanik bir karışım(AISI 1040+AISI 304L) gösterirken 4 sn sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S17 no'lu numunde ADB bölgesinde önmeli bir daralma kaydedilmiştir. Ayrıca Şekil 5.20'de verilen SEM fotoğraflarından, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyin sıcaklık tesiri altında kalma süresini artırması sonucu sürtünme ve yığma basınçlarının deformasyon etkisi açıkça görülmektedir. Ayrıca, artan sürtünme süresine bağlı olarak ısıdan etkilenen bölgenin genişlediği bu kaynaklı bağlantılara ait makro fotoğraflardan bahsedilmiştir. Sürtünme basıncının artırılması ile termo mekanik olarak karışan ADB ve KDUB birbirine daha fazla yaklaştığı görülmektedir.



Şekil 5.20. S11, S14 ve S17 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

1500 (dev/dak) devir sayısı ve 20 MPa sürtünme basıncının artırılması ile birleştirilen S12, S15 ve S18 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları Şekil 5.21' de verilmiştir. Her üç numune de yapılan mikro yapı incelenmesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Ancak, S18 numunesinde kaynaklı bağlantının ara yüzeyi üzerinden alınan mikroyapı SEM fotoğrafı incelendiğinde, artan sürtünme basıncı ve azalan sürtünme süresi ile ADB'nin çok net bir şekilde genişlediği görülmektedir S15 numunesinde ise KDUB ile ADB arasında aşırı plastik deformasyon ve düşük tutulan devir sayısının etkisi ile tam homojen bir dağılım sergileyemeyen düzensiz bir karışım meydana gelmiştir. Büyük sürtünme süresinde yapılmış olan S12 nolu numune üzerinden alınan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde; artan sürtünme süresi ile ADB' nin daraldığı ve KDUB' nin genişlediği görülmüştür. Bunun nedeninin artan sürtünme süresiyle birlikte birim zamanda yüzeye giren ısı miktarındaki artışın olduğu düşünülmektedir. Malzemenin ısı girdisindeki artış plastik şekil değiştirme direncini düşüreceğinden artan sürtünme süresi ile aşırı deforme olmuş bölgedeki malzeme arayüzeyinden dönmenin sağladığı merkezkaç kuvvetinin etkisi ile dışarı taşınabilmektedir. Kaynak arayüzeyinden esas metale doğru ilerledikçe ADB'ye bitişik AISI 304L tarafında tane küçülmelerinin olduğu ve daha sonra yapının homojen bir yapıya dönüştüğü görülmektedir.

S12, S14 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.6'da sırasıyla verilmiştir. Analiz sonuçlarından; artan devir sayısına bağlı olarak 30 μm ' lik mesafede AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik malzemeden AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom ve nikel elementi geçişi olmuştur. Aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 304L paslanmaz çeliğine doğru karbon elementi difüzyonunda bir miktar artış meydana geldiği görülmektedir.

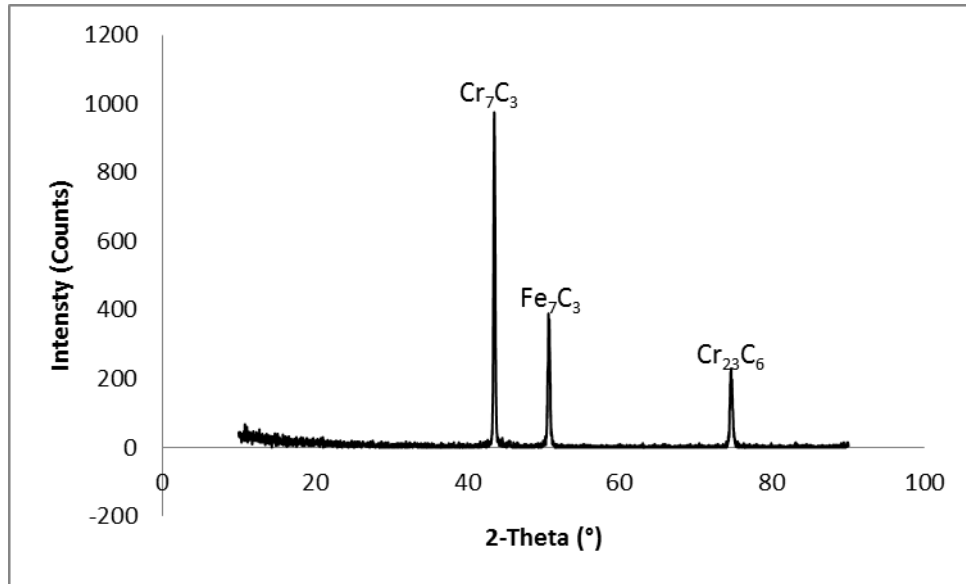


Şekil 5.21. S12, S15 ve S18 no' lu numunelerinin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

S12 no' lu numunenin birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikleri tespit etmek amacıyla yapılan X- Işını analiz grafikleri Şekil 5.22' de, oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 5.7' de görülmektedir.

Tablo 5.6. S12, S14 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S12	1. Bölge	0.55	0.23	0.48	2.83	93.1	0.83
	2. Bölge	0.65	0.28	0.83	2.93	94.1	0.69
	3. Bölge	0.63	0.30	9.74	3.43	76.5	4.49
	4. Bölge	0.33	0.41	16.64	2.90	64.7	7.54
	5. Bölge	0.13	0.40	16.9	3.53	70.9	9.36
S14	1. Bölge	0.58	0.25	0.52	2.65	93.1	0.76
	2. Bölge	0.49	0.29	13.2	3.67	71.7	6.56
	3. Bölge	0.67	0.32	6.24	3.48	83.26	2.63
	4. Bölge	0.69	0.43	13.7	3.95	79.6	7.45
	5. Bölge	0.32	0.44	17.0	4.09	72.1	9.22
S16	1. Bölge	0.56	0.26	0.61	2.94	92.8	0.91
	2. Bölge	0.19	0.34	12.0	3.92	82.0	6.75
	3. Bölge	0.31	0.44	17.0	3.79	70.68	9.02
	4. Bölge	0.24	0.40	17.4	4.36	74.6	10.2
	5. Bölge	0.57	0.50	17.5	4.21	68.3	8.50



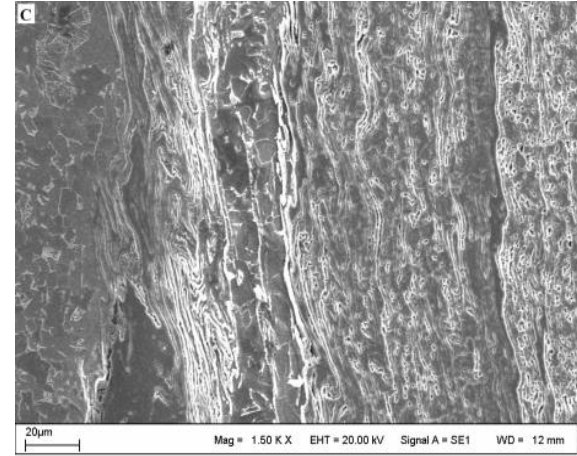
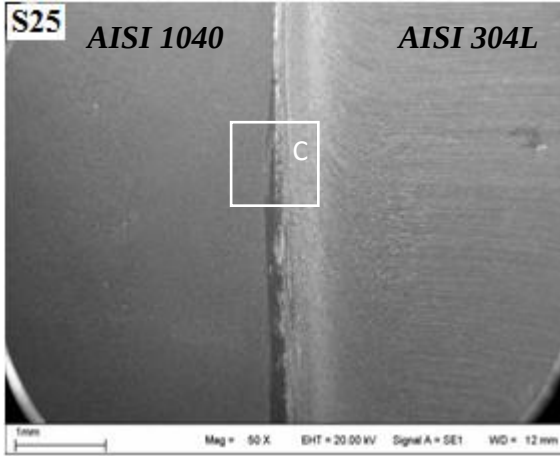
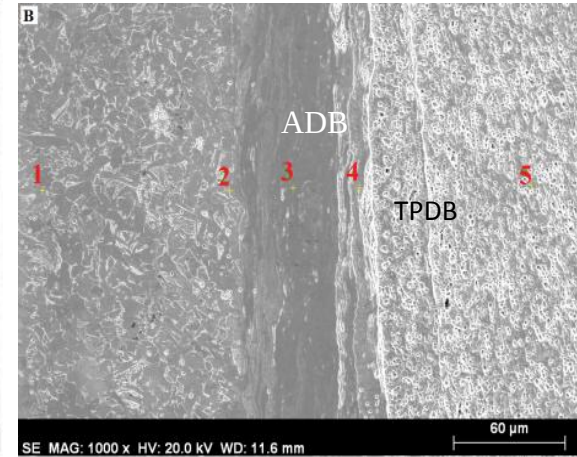
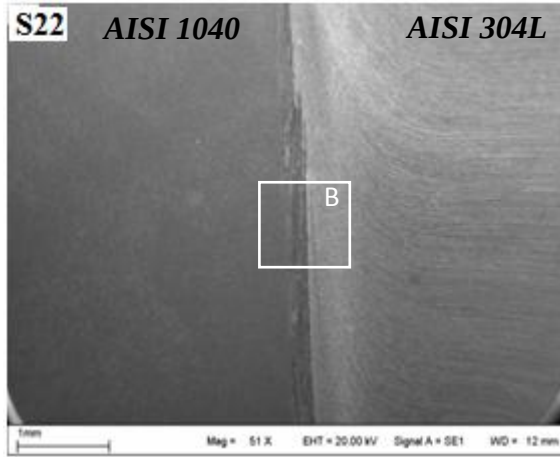
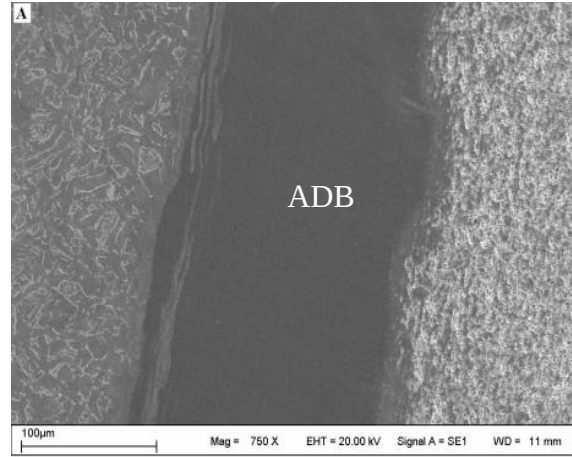
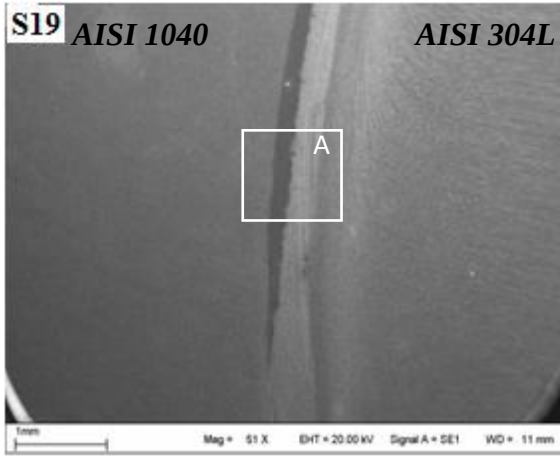
Şekil 5.22. S12 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 5.7. S12 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	Yoğunluk (I/I₁)	Faz
44.2	100	Cr ₇ C ₃
45	98	Fe ₇ C ₃
65	77.85	Cr ₂₃ C ₆

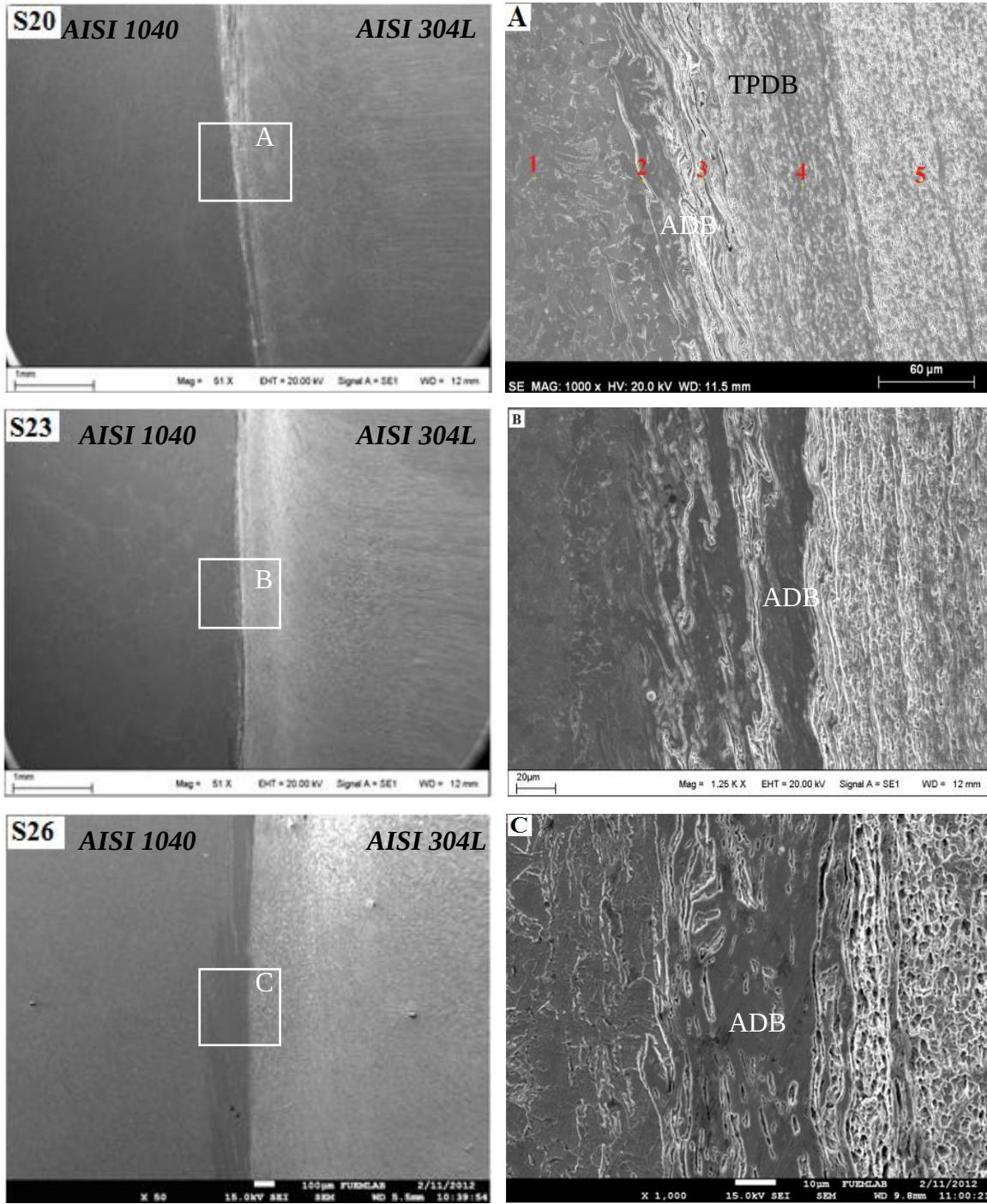
5.2.3. 1700 dev/dak. ile Birleştirilen Numunelerin SEM, EDS ve X-Ray Analizleri

1700 dev/dak ve 30 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S19, S22 ve S25 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları; Şekil 5.23' te verilmiştir. Numunelerinin birleşme bölgesinden alınan mikroyapı SEM fotoğrafı incelendiğinde, çatlak boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Ancak; sürtünme basıncı ve yığma basıncının düşük olması nedeniyle ADB ve KDUB' lerde düzensizliklerin olduğu azalan sürtünme süresine bağlı olarak genişlediği görülmektedir. KDUB' deki genişleme net bir şekilde S25 no' lu numunenin mikroyapı SEM fotoğraflarında açıkça görülmektedir. ADB ve KDUB' ye bitişik bölgelerde tane küçülmelerinin olduğu görülmektedir. Ancak, sürtünme basıncı ve yığma basıncının düşük olması nedeniyle çok dar bir alan olarak görülmektedir. Bunun temel nedeninin artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak, termo deformasyon etki derecesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Her üç numuneden alınan SEM fotoğraflarından da açıkça görüldüğü gibi, ara bölgede farklı karışım ve fazlardan oluşan heterojen bir dağılımın hâkim olduğu görülmektedir. Bunun, devir sayısının artması, sürtünme basıncının ve yığma basıncının düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.23. S19, S22 ve S25 no' lu numunelerinin SEM görüntüleri

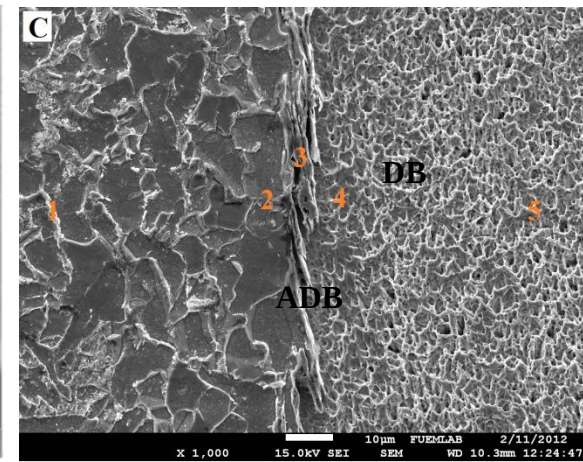
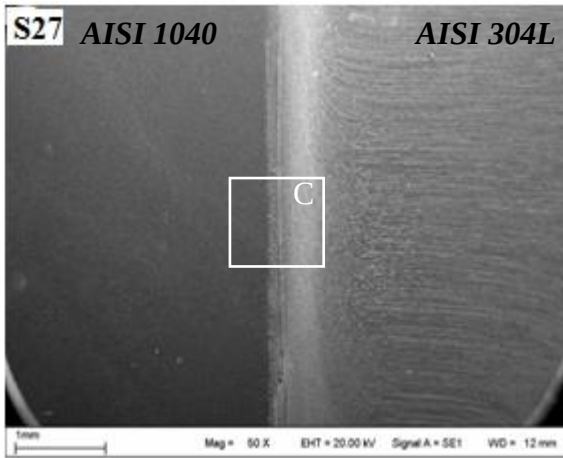
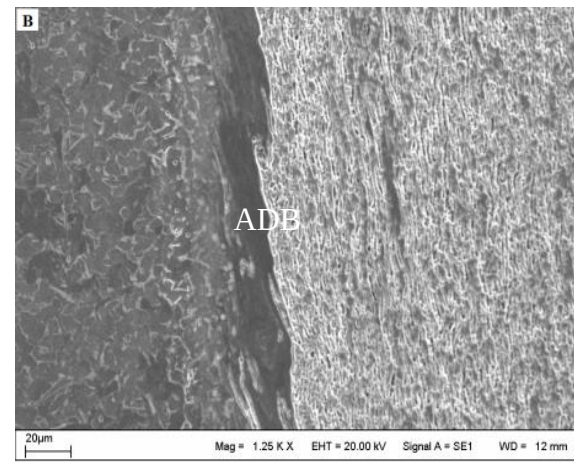
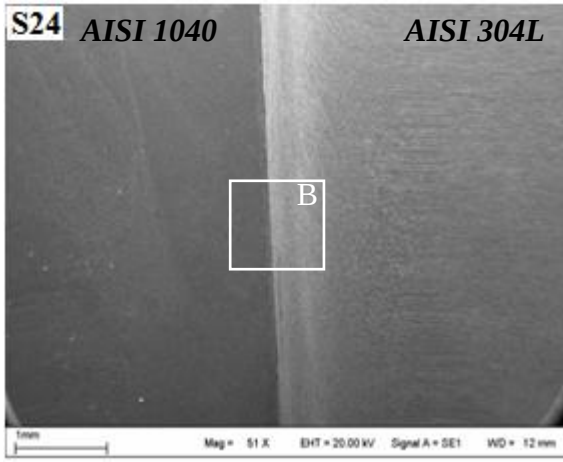
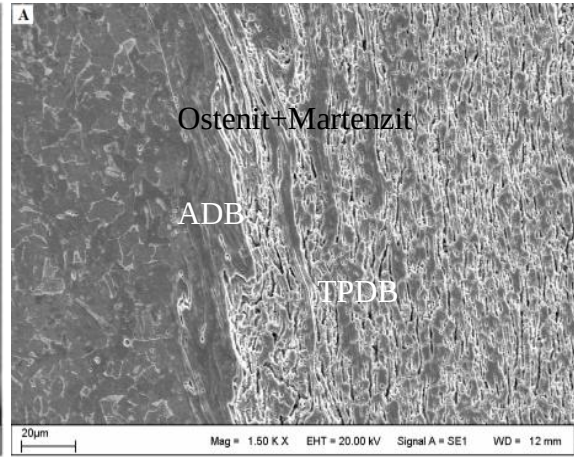
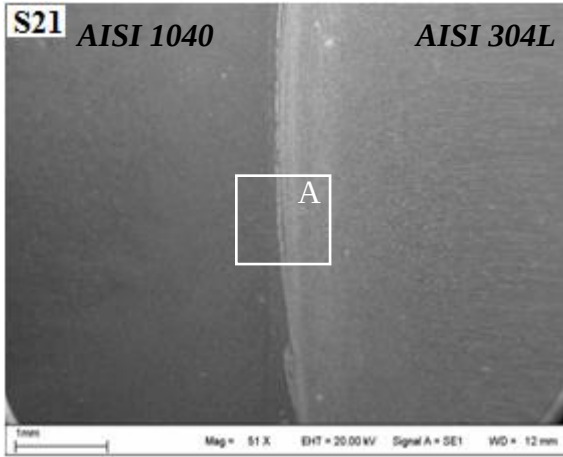
1700 dev/dak ve 40 MPa sürtünme basıncı ile birleştirilen S20, S23 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları, şekil 5.24' te verilmiştir. S20, S23 ve S26 no'lu numunelerinin birleşme bölgesinden alınan mikroyapı SEM fotoğrafları incelendiğinde, artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak ADB' nin daraldığı, termoplastik olarak dönüşüme uğrayan bölgenin ise genişlediği resimlerden görülmektedir. Bu değişimin temel nedeni devir sayısındaki artmadır. Çünkü birim zamanda birim yüzey alanına alınan ısı miktarı artmaktadır. Ancak, resimlerden görüldüğü gibi termoplastik olarak dönüşüme uğrayan bölgenin AISI 304L tarafında daha geniş olduğu tespit edilmiştir. Bu da sıcaklık ve basınç altında plastik şekil değiştirme direncinin AISI 1040' tan düşük olmasından kaynaklanmaktadır. S26 no' lu numuneden alınan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde; devir sayısı ve sürtünme basıncının arttırılması, sürtünme süresinin ise kısaltılmasının ITAB bölgesini daralttığı açıkça SEM fotoğrafından da görülmektedir. AISI 304L tarafında sıcaklık ve basınç nedeniyle, ADB bölgeye bitişik bölgede tane küçülmeleri ve tane yönlenmelerinin olduğu görülmektedir.



Şekil 5.24. S20, S23 ve S26 no' lu numunelerinin SEM görüntüleri

1700 dev/dak devir sayısı ve 20 MPa sürtünme basıncının arttırılması ile birleştirilen S21, S24 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren SEM fotoğrafları, Şekil 5.25' te verilmiştir. Bu numunelere ait mikroyapı SEM fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncına bağlı olarak termo plastik olarak dönüşüme uğrayan bölge ile aşırı deformasyona uğrayan bölgelerin daraldığı bu daralmanın en çok S27 no' lu numunede meydana geldiği açıkça görülmektedir. Sürtünme basıncının arttırılması ile birleşme bölgesindeki dövme etkisi resimlerden açıkça görülmektedir. Ayrıca, artan devir sayısı, sürtünme basıncı ve azalan sürtünme sürelerinde daha az dönüşüme uğramış bir yapının elde edildiği S27 no' lu numunede görülmüştür. Buna bağlı olarak artan devir sayısının sürtünme kaynaklı bağlantıların kalitesi üzerinde olumlu bir etkiye sahip olduğu, sürtünme basıncının ise belli bir değere kadar olumlu bir etki gösterdiği tesbit edilmiştir. Sürtünme süresinin de yine kaynaklı bağlantıların yüzey kalitesi üzerine olumsuz bir etkiye neden olduğu tespit edilmiştir. En dar DB maksimum devir ve minimum sürelerde gerçekleştirilen S27 no' lu numunede kaydedilmiştir.

S20, S22 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.9' da sırasıyla verilmiştir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; kısmen dönüşüme uğramış bölgede karbon miktarı yüksektir ve burada olması muhtemel krom karbür içerikli bileşiklerin tane sınırı karbürü olarak çökeldikleri tahmin edilmektedir. 30 μm ' lik mesafede AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik malzemeden AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi geçişi meydana gelirken, aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğe doğru karbon ve demir elementi difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. 1700 (dev/dak) devirde yapılan kaynakların, 1500 ve 1300 (dev/dak) devir sayılarında yapılan birleştirmelere göre yüksek devir sayısına bağlı olarak krom, nikel, karbon ve demir elementi geçişi artmaktadır. Ancak, devir sayısı azaldıkça krom, nikel, demir ve karbon elementi geçişinde düşme görülmektedir. Bu durum, birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesinin azalmasıyla ilişkilendirilebilir.



Şekil 5.25. S21, S24 ve S27 no' lu numunelerinden alınan SEM görüntüleri

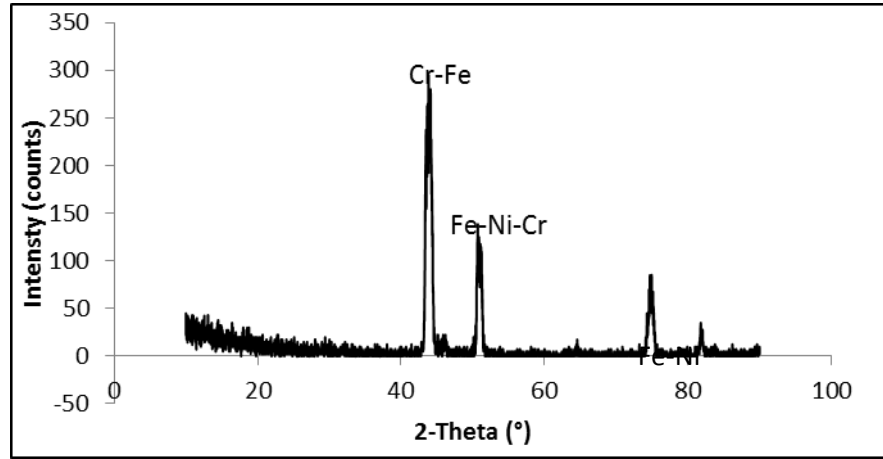
S27 numunesinin birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikleri tespit etmek amacıyla yapılan X- Işını analiz grafiği Şekil 5.26’ da, oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 5.8’ de verilmiştir. Analiz sonuçlarından da açıkça görüldüğü gibi maksimum devir ve minimum sürelerde birleştirilen numunelerden alınan X-ray sonuçlarından bileşikler tespit edilmemiştir.

Tablo 5.8. S27 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	Yoğunluk (I/I₁)	Faz
43.6	90.72	Cr, Fe
50.88	56.94	Fe, Ni, Cr
74.72	77.56	Fe, Ni

Tablo 5.9. S20, S22 ve S27 no’ lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S20	1. Bölge	0.62	0.22	0.54	2.54	92.7	0.68
	2. Bölge	0.53	0.19	1.66	3.06	90	0.82
	3. Bölge	0.55	0.33	10.06	3.64	79.4	4.89
	4. Bölge	0.02	0.34	15.3	4.15	72.3	8.34
	5. Bölge	0.37	0.49	16.45	3.74	65.43	8.03
S22	1. Bölge	0.17	0.26	0.48	6.57	86.9	0.74
	2. Bölge	0.59	0.31	6.07	6.86	81.17	2.98
	3. Bölge	0.29	0.45	17.3	6.60	66.5	8.40
	4. Bölge	0.24	0.50	17.46	6.58	62.38	9.61
	5. Bölge	0.10	0.59	17.5	6.27	68.6	9.53
S27	1. Bölge	0.04	0.21	0.53	6.38	88.3	0.69
	2. Bölge	0.69	0.19	0.68	6.03	90.4	0.94
	3. Bölge	0.03	0.45	10.7	6.21	74.3	4.23
	4. Bölge	0.45	0.44	12.8	5.95	68.8	4.99
	5. Bölge	0.39	0.44	18.1	6.90	62.3	8.72



Şekil 5.26. S27 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

5.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

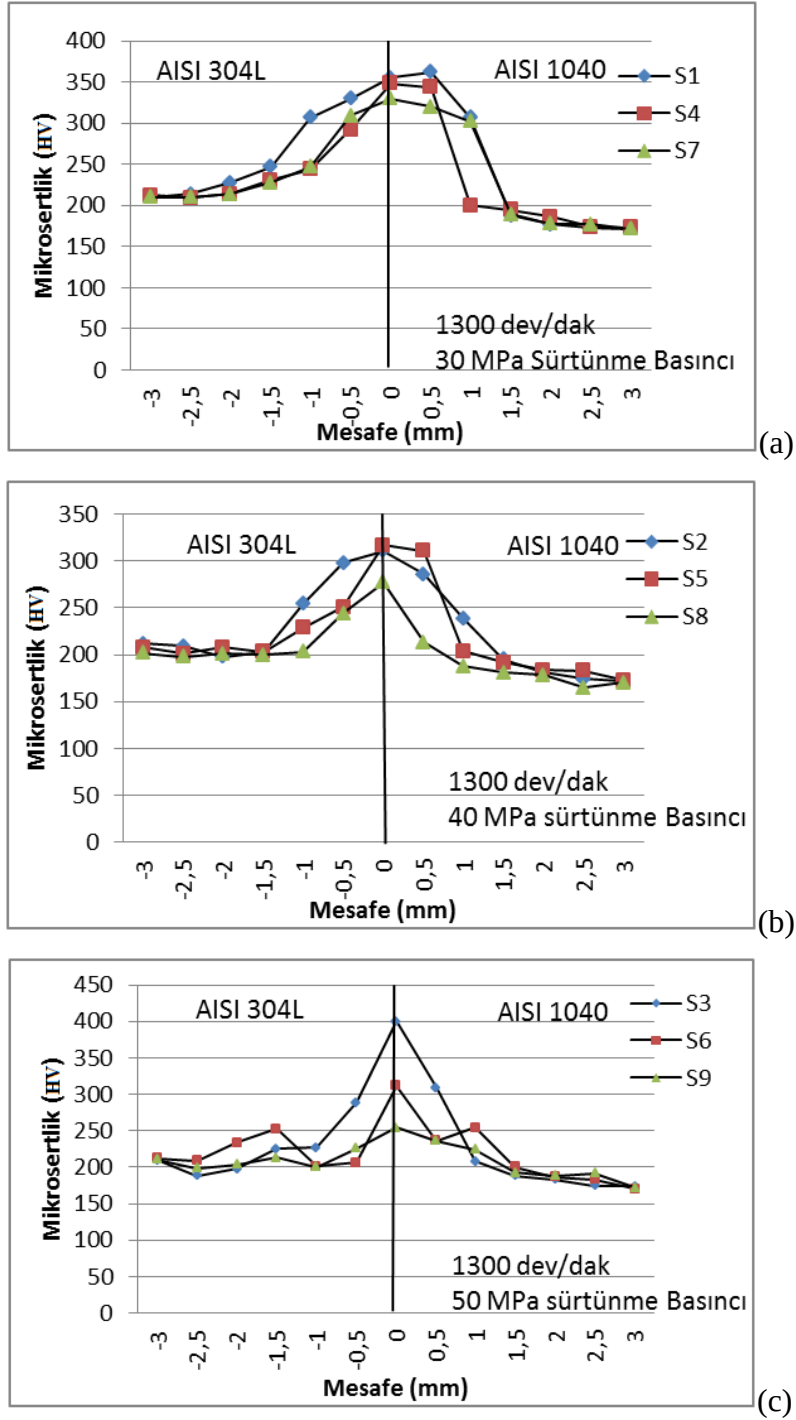
Üç farklı devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların, birleşme merkezinden ana metale doğru çizgisel bir hat boyunca 0,5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 5.27, 5.28 ve 5.29.a-b-c’ de verilmiştir. Bütün kaynaklı numunelerin arayüzeyinden alınan sertlik eğrileri incelendiğinde, üç farklı bölgede (DB, ADB ve KDUB) sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir. Birleşme bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçlarının esas malzemeye ulaşıldığında, ana malzemelerin sertlik değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir.

5.3.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri

1300 devir (dev/dak), üç farklı sürtünme basıncı (30, 60 ve 50 MPa) ve üç farklı sürtünme süresi (4, 6 ve 8 sn) kullanılarak birleştirilen S1-S9 no’ lu numunelere ait sertlik profilleri Şekil 5.27.a, b ve c’ de sırasıyla verilmiştir. Bu numunelere ait sertlik profilleri incelendiğinde; her dokuz numunede de benzer bir sertlik dağılımının ortaya çıktığı görülmektedir. ADB ve DB bölgelerinde sertliğin maksimum olduğu ve esas metale doğru gidildikçe malzemelerin ana sertlik değerlerine yaklaştığı görülmektedir. Ayrıca artan sürtünme süresine bağlı olarak sertlik değerlerinde artış kaydedilmiştir. Birleşme bölgesindeki

sertlik artışının temel nedeni ara yüzeydeki sıcaklık artışı, krom karbürlerin oluşmasından ve plastik deformasyondan kaynaklanmaktadır (Özdemir, 2007). Ancak AISI 304L tarafında DB bölgesinde artan sıcaklık ve deformasyon burada dövme etkisi yaptığından bu bölgede dövmeyle ilgili sertlik artışı görülmüştür. Ayrıca DB bölgesinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması arayüzeyde çıkılan sıcaklık değerinin 1100-1200 °C arasında olması, ani soğumanın etkisi ile krom-karbürlerin ve martenzitik yapıların oluşmasına sebep olmuştur. Yapılan X-ray ve EDS analizleri sonuçları doğrultusunda ADB bölgesinde martenzit oluşumunun varlığını desteklemektedir. Bazı numunelerde sertlik ADB' ye bitişik dar bir bölgede arttığı ve ardından malzemenin ana sertlik değerlerine ulaştığı görülmüştür. Bu bölgedeki sertlik değerlerinin dar bir bölgede artmış olması, sürtünme süresinin düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Azalan sürtünme süresine bağlı olarak birim alanın ısının etkisinde kalma süresini azaltacağı gerçeği, ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşumu istenmeyen krom karbür oluşum aralığı olan T_{8-5} sıcaklığının hızlı geçmesine katkı sağlamaktadır (Celik, 2009). Bu nedenle, düşük sürtünme sürelerinde gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların (S7, S8 ve S9) birleşme bölgesinde düşük sertlik değerleri elde edilmiş olunması da bunu göstermiştir. Bu grafikler incelendiğinde bütün numunelerin sertlik eğrilerinin birbirine benzer şekilde olduğu görülmektedir. Fakat düşük sürtünme sürelerinde yapılan birleştirmelerde ITAB bölgesinin daralması sonucu olarak ölçüm sonuçlarında farklılıkların olduğu tespit edilmiştir. Yapılan SEM analizleri ve mikrosertlik sonuçları dikkate alındığında, sürtünme süresinin ve sürtünme basıncının ITAB bölgesinin genişliği ve arayüzeydeki sertlik değerleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu sonucunu doğrulamıştır. Birleşme bölgesindeki en yüksek sertlik değeri S3 no' lu numunede 400 HV olarak elde edilmiştir. 1300 dev/dak' da yapılan birleştirmelerin tamamında artan sürtünme süresi ile sertlik değerlerinde artmanın olduğu ve sertlik değerlerinin geniş bir aralıkta değiştiği görülmektedir. Sertlik değerlerindeki bu geniş dağılım düşük devir sayısından ileri gelmektedir. Azalan devir sayısı ile arayüzeyde kısa zamanda tam akışkan ve sünek olamayan malzemeler eksenel basıncın etkisi ile dışarı atılamadığından daha geniş bir ITAB' in oluşmasına ve bunun neticesinde termo plastik dönüşüme uğrayan malzeme arayüzeyde kalarak daha geniş ADB ve KDUB oluşumuna sebep olmaktadır. Bu numunelerdeki sertlik artışı artan sürtünme süresi ile ara yüzey sıcaklığının artması ve Tablo 5.10' da değişken parametreler kullanılarak

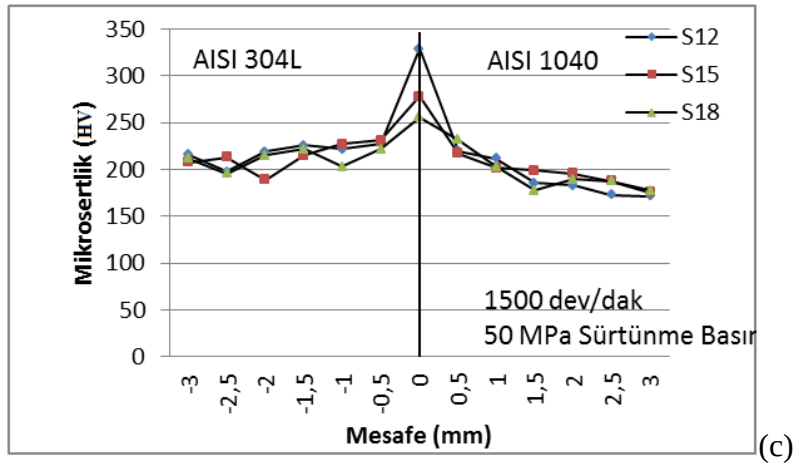
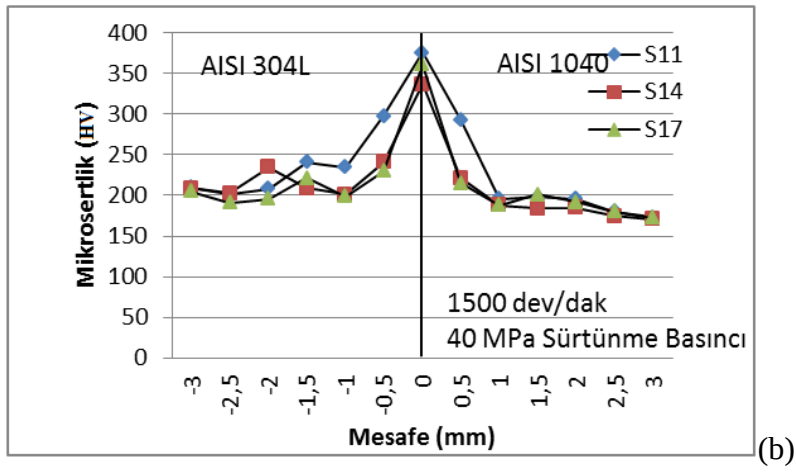
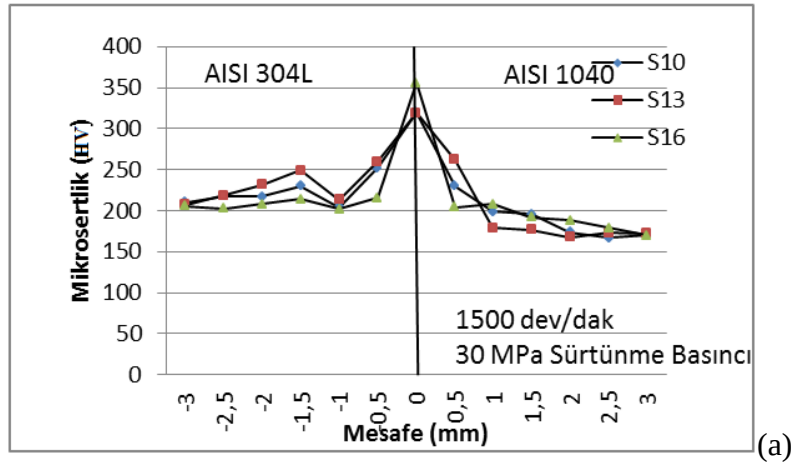
gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların merkezi üzerinden alınan maksimum sertlik değerleri toplu olarak verilmiştir.



Şekil 5.27. S1-S9 numunelerinin mikrosertlik grafikleri

5.3.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri

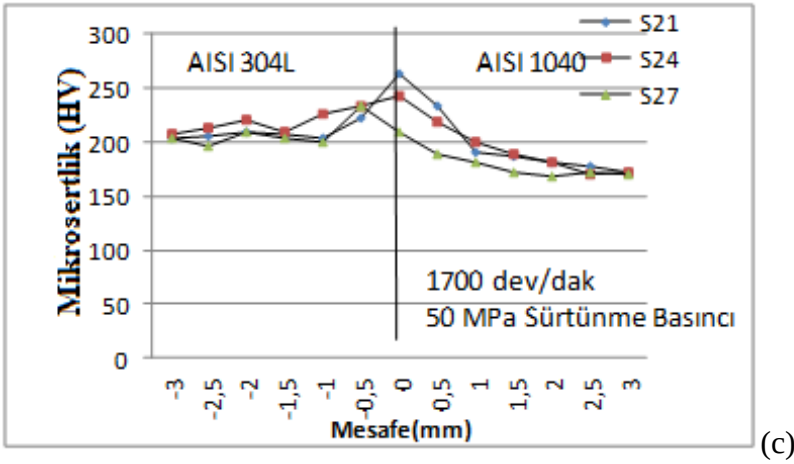
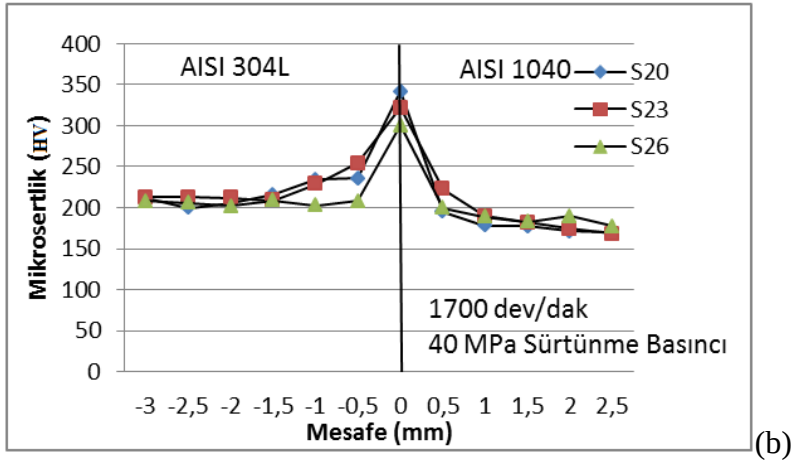
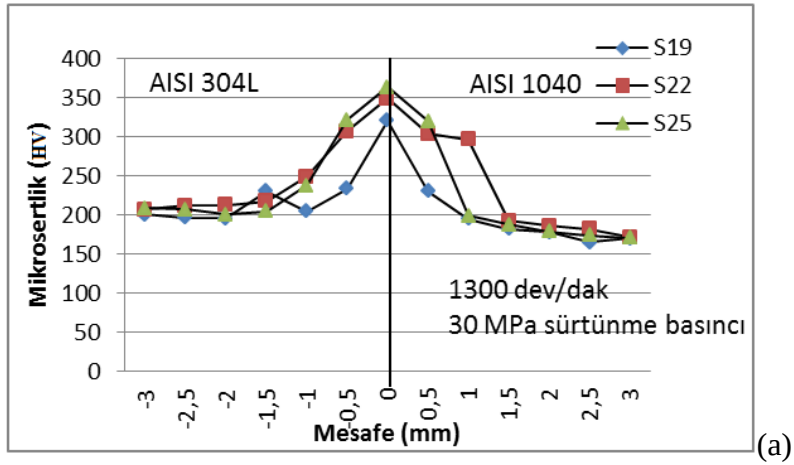
1500 devir (dev/dak), üç farklı sürtünme basıncı (30, 40 ve 50 MPa) ve üç farklı sürtünme süresi (4, 6 ve 8 sn) kullanılarak birleştirilen S10-S18 no' lu numunelere ait kaynaklı bağlantılar üzerinden alınan mikrosertlik ölçüm sonuçlarından elde edilen mikrosertlik eğrileri Şekil 5.28.a, b ve c'de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait sertlik profilleri incelendiğinde, bütün numunelerde sertliğin arakesitte (ADB ve DB) en yüksek olduğu görülmektedir. Birleşme bölgesinden her iki tarafa doğru gidildikçe sertliğin düştüğü, deforme olmayan bölgede malzemelerin orijinal sertliğine ulaştığı görülmektedir. Elde edilen sertlik eğrileri kendi aralarında kıyaslandığında; en yüksek sertlik S11 no' lu numunede 376 HV olarak kaydedilmiştir. Bu değişim, sürtünme süresinin artmasıyla ADB' de ulaşılan sıcaklık derecesi artırması ve bunun sonucunda sürtünme basıncının şiddetli deformasyon etkisi ile deformasyon sertleşmesinin ortaya çıkması ve tane küçülmesinden ileri geldiği düşünülmektedir. Ayrıca, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesi de artacaktır. Kaynak esnasında arakesitten alınan sıcaklık ölçümleri, sıcaklığın 1025-1204°C aralığında değiştiğinin tespit edilmesi bunu doğrulamaktadır. Bu sıcaklık değerleri 1300 dev/dak' da yapılan bağlantılardan daha düşük olduğu Tablo 5.10'dan da görülmektedir. Arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesinin A₃ sıcaklığın üzerinde olması ve ostenite dönüşmüş olan AISI 1040 tarafında ani soğuma etkisi ile martenzitik dönüşüm meydana gelmesi kaçınılmazdır. Kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinde ulaşılan bu sertlik artışı, AISI 1040 tarafında martenzitik dönüşüm, AISI 304L tarafında ise dövme sertleşmesi ve kısmen de olsa krom karbür çökmesi sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir.



Şekil 5.28. S10-S18 numunelerinin mikrosertlik grafikleri

5.3.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Analizleri

1700 devir (dev/dak), üç farklı sürtünme basıncı (30, 40 ve 50 MPa) ve üç farklı sürtünme süresi (4, 6 ve 8 sn) kullanılarak birleştirilen S19-S27 no' lu numunelere ait kaynaklı bağlantılar üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm sonuçlarından elde edilen mikrosertlik eğrileri Şekil 5.29.a, b ve c' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait sertlik eğrileri incelendiğinde artan devir sayısına bağlı olarak sertlik değerlerinde bir önceki gruba göre azaldığı görülmektedir. Bu azalma, artan devir sayısına bağlı olarak arayüzeyde daha viskoz olan malzemeler eksenel basıncın etkisi ile dışarı flanş olarak ADB ve DB' lerinin daralmasına neden olması, sertliğin de buna bağlı dar bir alanda gerçekleşmesine neden olmuştur. Ancak, sertlik değerleri kendi aralarında kıyaslandığında en yüksek sertlik değeri S21 no' lu numunede 350 HV olarak belirlenmiştir. Bütün numuneler arasında en düşük sertlik 210 HV olarak S27 no' lu numunede AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğin sertliğine yakın olduğu görülmektedir. Bu gruba ait arakesitten alınan sıcaklık değerleri 1025-1089°C olarak ölçülmüştür. Artan devir sayısı ile arayüzeyden alınan sıcaklık değerlerinin azaldığı ve arayüzeyden alınan sıcaklık değerlerindeki bu azalma, artan devir sayısı ile arayüzeyde daha hızlı bir şekilde akışkan olan malzemenin eksenel basınç altında daha aktif bir biçimde dışarı taşması ve arayüzeydeki artan sıcaklık etkisini esas malzemelere aktaramamasından kaynaklanmaktadır. Sürtünme kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen sertlik artışı deformasyon derecesi ve arayüzeyden alınan sıcaklık değerlerine bağlı olarak değişmekte olduğu tespit edilmiş, aynı zamanda artan sürtünme basıncının etkisi ile 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafında DB' de dövme etkisi yaparak deformasyon sertleşmesine sebep olduğu belirlenmiştir. Ancak bütün numunelerde esas malzemelerin sertlik değerlerine bakıldığında AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğin sertlik değerlerinin, AISI 1040 orta karbonlu çelikten daha yüksek olduğu görülmüştür. Bunun temel nedenin paslanmaz çeliklerin ısı iletim yeteneğinin ve akma dayanımlarının orta karbonlu çeliklerden % 60 daha büyük olmasından kaynaklanmaktadır (Özdemir, 2005; Çelikyürek, 2011).



Şekil 5.29. S19-S27 numunelerinin mikrosertlik grafikleri

Bütün numunelerden alınan sertlik değerleri arasında bir kıyaslama yapıldığında, artan devir sayısı, sürtünme basıncı ve azalan sürtünme süresi ile sertliğin arakesitte daha dar bir bölgede arttığı, kısmen orantılı bir şekilde azalmakta olduğu Tablo 5. 10' dan da

görülmektedir. Bu sertlikteki azalma arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesinin düşük olması ve sürtünme süresinin kısa olmasından dolayı ITAB bölgesinde herhangi bir yapısal dönüşüme sebep olmamasından ve bu bölgenin daha dar olmasından kaynaklanmaktadır. Celik (2009), bu sertlik değerlerinin azalmasını artan devir sayısı ile mekanik olarak karışan bölgedeki Cr ve Mn geçişlerindeki azalmadan kaynaklandığını belirtmiştir.

Tablo 5.10. Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri

Numune No	Dev. Say. (rpm)	Sürtünme süresi (sn)	Sürtünme basıncı(MPa)	Yığılma süresi (sn)	Yığılma basıncı (MPa)	Mak. Sıc. (°C)	Mak. Sertlik (HV)
S1	1300	8	30	4	60	1204	362
S2	1300	8	40	4	80	1189	311
S3	1300	8	50	4	100	1105	400
S4	1300	6	30	3	60	1176	348
S5	1300	6	40	3	80	1102	317
S6	1300	6	50	3	100	1152	312
S7	1300	4	30	2	60	1214	330
S8	1300	4	40	2	80	1124	277
S9	1300	4	50	2	100	1182	254
S10	1500	8	30	4	60	1175	320
S11	1500	8	40	4	80	1104	376
S12	1500	8	50	4	100	1123	329
S13	1500	6	30	3	60	1140	319
S14	1500	6	40	3	80	1164	337
S15	1500	6	50	3	100	1129	278
S16	1500	4	30	2	60	1104	356
S17	1500	4	40	2	80	1185	361
S18	1500	4	50	2	100	1075	256
S19	1700	8	30	4	60	1089	321
S20	1700	8	40	4	80	1067	342
S21	1700	8	50	4	100	1075	263
S22	1700	6	30	3	60	1025	349
S23	1700	6	40	3	80	1073	322
S24	1700	6	50	3	100	1143	245
S25	1700	4	30	2	60	1089	364
S26	1700	4	40	2	80	1092	300
S27	1700	4	50	2	100	1047	210

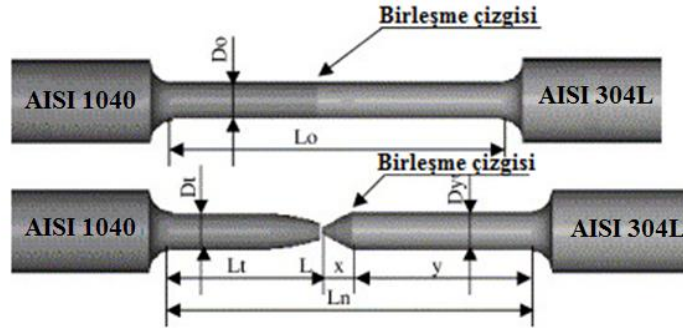
5.4. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları

5.4.1. Çekme Deneyi Sonuçları

TSE 138' göre hazırlanmış kaynaklı numunelerin çekme testi öncesi fotoğrafları Şekil 5.30'da verilmiştir. Uygulanan çekme testi sonucunda elde edilen veriler incelendiğinde, bazı numunelerin belli bir akma noktası göstermeksizin sünek kırıldıkları, bu kırılmaların genelde ITAB' da gerçekleştiği ve bazı numunelerin ise kaynak bölgesi dışında koparak sünek kırılma davranışı ile belirgin bir akma sergilediği görülmüştür. Ancak, bazı numunelerde ise kırılmaların kaynak birleşme bölgesinin ortasında olduğu görülmüştür. Çekme testi sonrası, kesit değişimi, boyca uzama ve kopmanın meydana geldiği yer Şekil 5.31' de verilen şematik resim esas alınarak değerlendirilmiştir.



Şekil 5.30. Çekme deneyi numune resimleri

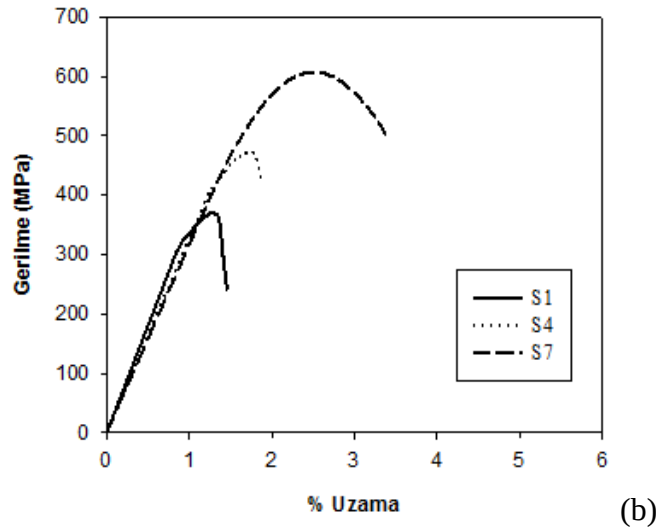


Şekil 5.31. Çekme testi sonuçlarının değerlendirilmesinde kullanılan şematik resim

5.4.1.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları

1300 (dev/dak) devir sayısı, 30 MPa sürtünme basıncı, 60 MPa yığma basıncı ve üç farklı sürtünme süresi (8, 6 ve 4 sn) kullanılarak birleştirilen S1, S4 ve S7 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası yüzey görüntüleri ve gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.32.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Yüzey fotoğrafı incelendiğinde bütün numunelerin arayüzeyinin AISI 1040 tarafında ITAB bölgesinde kırıldığı görülmektedir. Bu durumun sürtünme basıncının düşük tutulması ve sürtünme süresinin ise yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Elde edilen çekme grafikleri Şekil 5.32.b'de verilmiştir. Bu grafiklerden, artan sürtünme süresine bağlı olarak maksimum çekme değerleri sırasıyla 371, 487 ve 580 MPa olarak kaydedilmiştir. Maksimum çekme değerindeki bu farklılık, ITAB' ın genişliği ile doğrudan ilişkilidir. İki metal çifti ara yüzeyindeki bağlantısız bölge, çatlak ve boşlukların varlığı ve büyüklükleri de çekme testlerinin kırılma davranışları üzerine önemli rol oynamaktadır. 1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen numunelerin mikroyapı resimlerinden boşluk ve çatlakların var olduğu tespit edilmesi bunu desteklemektedir. Bu serideki çekme değerlerinin düşük olması bu bağlantısız bölgelerin varlığından ve sürtünme basıncı ile yığma basıncının düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, düşük devir ve yüksek sürtünme sürelerinde, arayüzeyde ısının etkisinde kalma süresi arttığından, ITAB bölgesinde AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafında krom karbür çökmesi, σ -fazı ve δ -ferrit oluşumuna sebep olurken, AISI 1040 tarafında ise hızlı soğummanın etkisi ile martenzitik yapının oluşumunu tetiklemektedir. Bağlantı arayüzeyindeki oluşan bu yapılar Cr ve C' ca fakirleşmiş ITAB'sine bitişik bölgelerin oluşması ile bu bölgelerin mukavemetlerini olumsuz bir şekilde etkilediği bilinmektedir (Çelik, 2009). Yapılan çekme test sonuçlarından kaynaklı bağlantılara ait maksimum çekme gerilme değerleri Tablo 5.11' de ayrıca verilmiştir. Arayüzeyden kopma noktasına kadar olan mesafe (x) değerleri Tablo 5.11' de verilmiştir. Kopma mesafeleri sırasıyla 1.60, 2.50 ve 3.50 mm olarak ölçülmüştür. S1 ve S4 numunelerinde kırılmanın arayüzeyde gerçekleşmesi, artan sürtünme süresi nedeniyle arayüzeyde meydana gelen yapısal değişikliklerden ve eksenel basıncın yetersiz olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu numunelerin arayüzey mikroyapıları incelendiğinde, AISI 304L tarafında tane incelmesinin olduğu ve AISI 1040 tarafında ise yer yer iğneli martenzitin olduğu görülmüştür. Martenzit sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Hacim merkezli kristal yapıda dislokasyonların kolayca

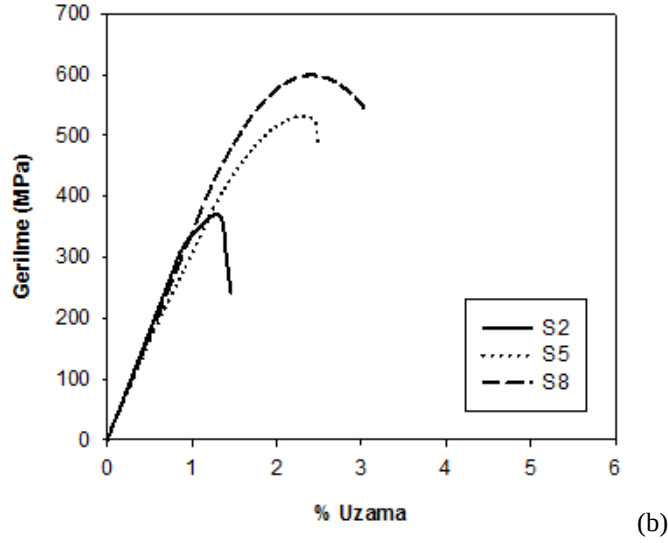
hareket edebileceği sıkı paket kayma düzlemleri yoktur. Ayrıca, AISI 1040 tarafında karbonun ve AISI 304L tarafında krom içeriğinin yüksek olması krom karbür oluşumunu kaçınılmaz kılmaktadır. Bu karbür çökeltme dağılım mukavemetlenmesine sebep olur, fakat aynı zamanda kırılganlığa da sebep olur (Erdoğan, 2002). Bütün karbürler, kayma düzlemleri içermeyen karmaşık kristal kafeslerine sahiptirler ve bu nedenle, sert ve kırılgandırlar. Ancak artan sürtünme süresine bağlı olarak, bu numunelere ait çekme eğrilerinden de görüldüğü gibi maksimum gerilme değerleri orantılı olarak azaldığı görülmektedir. Bunun temel nedeni artan sürtünme süresi ve sıcaklık artması nedeniyle deforme olan bölgenin genişlemesi olarak yorumlanabilir.



Şekil 5.32. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S1, S4 ve S7 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

Sürtünme basıncı 10 Mpa arttırılarak birleştirilen S2, S5 ve S8 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 5.33.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.33.a'da verilen yüzey fotoğrafı incelendiğinde,

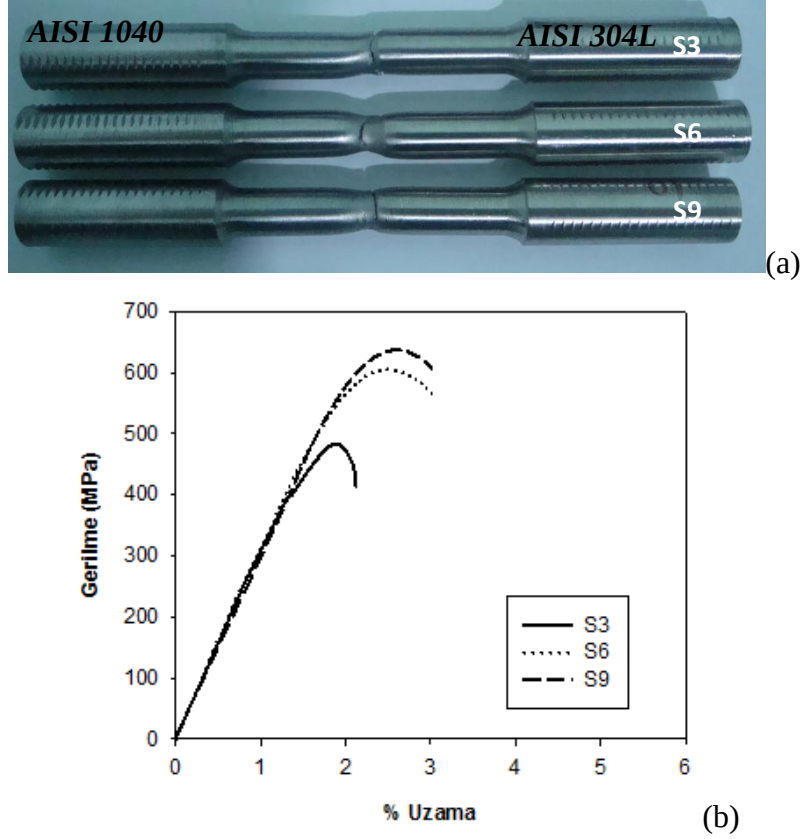
yalnızca S2 nolu numunenin ara bölgeden kırıldığı S5 ve S8 no'lu numunelerin ise kaynaklı bağlantının dışında kırıldığı görülmektedir. Ancak bu kırılmanın S8 numunesinde arayüzeyle yaklaşık 45°'lik bir açı ile maksimum kayma düzlemi üzerinde olduğu görülmektedir. Bu numunelerden alınan kopma mesafesi (x), 1.20, 3.20 ve 3.10 mm olarak ölçülmüştür. Bu numunelere ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.33.b'de sırasıyla verilmiştir. Bu eğrilerin tamamında, artan sürtünme basıncına bağlı olarak, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 30 MPa sürtünme basıncı ile birleştirilen numunelere göre belirgin bir miktar artışın olduğu kaydedilmiştir. Bu numunelerden alınan maksimum çekme değerleri sırasıyla 412, 559 ve 599 MPa olarak elde edilmiştir. Artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncına bağlı olarak gerilme değerlerinde artış olduğu görülmektedir. Sürtünme basıncı, yığılma basıncı ile sürelerinin ITAB bölgesinde meydana gelen martenzitik yapının tür ve miktarı üzerinde önemli etkilerinin olduğu bilinmektedir (Özdemir ve Orhan, 2005). Ayrıca daha önce irdelendiği üzere mikro yapı SEM resimlerinden de artan devir sayısı ve sürtünme basıncı ile arayüzeydeki ADB ve KDUB bölgelerinin daraldığı görülmüştür. Kaynak sırasında arayüzeyden alınan sıcaklık değerleri 1000-1200 °C dolaylarında olduğu tespit edilmiştir. Bu sıcaklık değerine kadar ısınan bölgede aşırı bir tane irileşmesi olur, ancak sürtünme basıncının yaptığı dövme etkisiyle tanelerin incelendiği ve ADB genişliğini de artan devir sayısına bağlı olarak değiştirdiği alınan SEM fotoğraflarından da açıkça görülmektedir.



Şekil 5.33. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S2, S5 ve S8 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

Sürtünme basıncı 20 Mpa arttırılarak birleştirilen S3, S6 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numune görüntüleri ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafikleri Şekil 5.34.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.34.a' da verilen yüzey fotoğrafı incelendiğinde, S3 no' lu numunenin kesit daralmasının daha az olduğu, S6 ve S9 ise boyun vererek kaynak ara yüzeyi dışında koptuğu görülmektedir. Bu numunelerden alınan kopma mesafesi (x) değerleri sırasıyla 1.60, 3.30 ve 3.00 mm olarak ölçülmüştür. Bu değerler bir önceki seri ile kıyaslandığında bir miktar artmanın olduğu görülmektedir. Bu bağlantılardan alınan gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.34.b' de verilmiştir. Bu numunelere ait çekme grafikleri incelendiğinde artan sürtünme basıncına bağlı olarak bir önceki grupla karşılaştırıldığında, çekme gerilme değerlerinde artma olduğu görülmüştür. Bu numunelerden alınan maksimum çekme değerleri sırasıyla 483, 600 ve 617 MPa olarak elde edilmiştir. Ayrıca bu serideki S9 no' lu numunenin çekme değerinin esas malzemelerden alınan AISI 1040 (640 MPa)'a yakın

olduğu görülmektedir. Ayrıca makro fotoğraflardan ve gerilme değerlerinden de açıkça, azalan sürtünme süresi ve artan sürtünme basıncı ile kaynaklı bağlantının kalitesinin ve gerilme değerlerinin arttığı görülmektedir. Bu artmanın temel nedeni artan sürtünme basıncı ile ara yüzeyde oluşması muhtemel istenmeyen krom karbür, σ -fazı, δ -ferrit ve martenzitik yapıların kısmen de olsa arayüzeyden flanş olan malzeme ile dışarı atılmasından kaynaklanmaktadır.

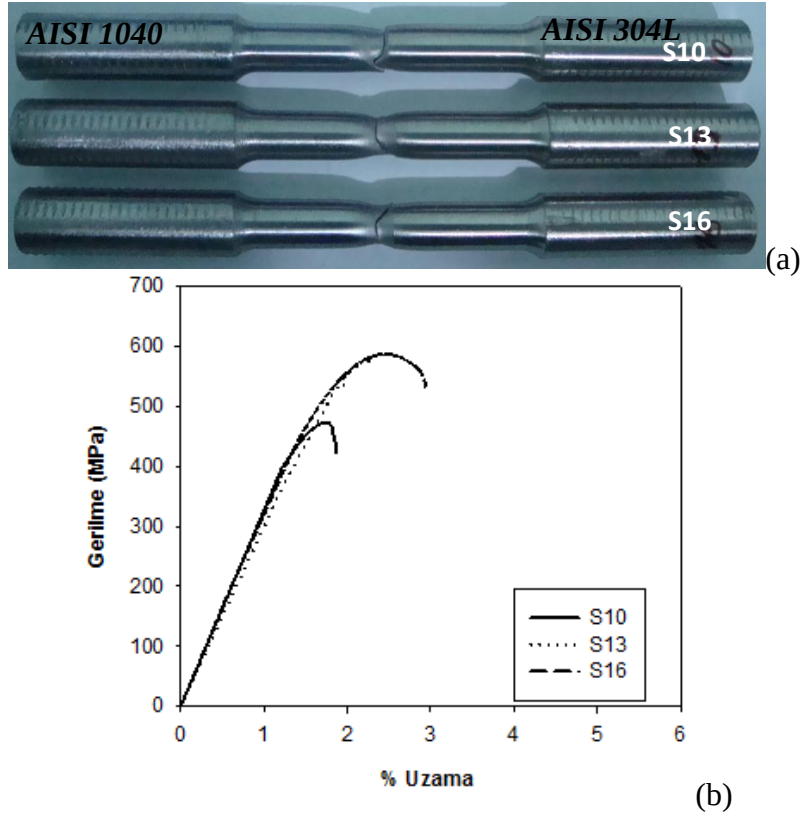


Şekil 5. 34. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler
b) S3, S6 ve S9 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

5.4.1.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları

Devir sayısının 200 (dev/dak) artırılması ile 1500 devir, 30 MPa sürtünme basıncı ve üç farklı (8, 6 ve 4 sn) sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10, S13 ve S16 no' lu numunelere ait çekme sonrası fotoğraflar ve gerilme-uzama eğrileri Şekil 5.35.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.35.a'da verilen yüzey resimleri incelendiğinde her üç numunenin de boyun vererek sünek bir kırılma sergilediği görülmektedir. Ancak S10 no' lu numunede

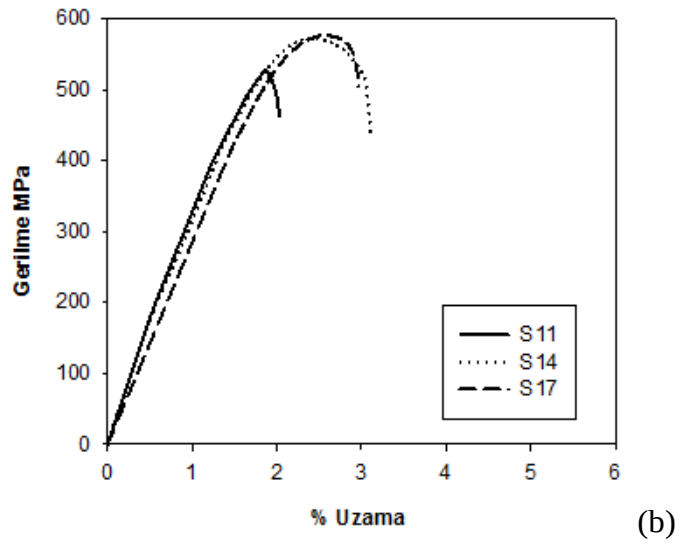
artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzey kesit daralmasının daha az olduğu gözlemlenmiştir. Bu numunelere ait kopma mesafe (x) değerleri Tablo 5.11’ de sırasıyla 2.10, 3.40 ve 2.60 mm olarak verilmiştir. S10, S13 ve S16 numunelerine ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.35.b’ de verilmiştir. Bu numunelere ait grafiklerden maksimum çekme değerleri sırasıyla 474, 540 ve 600 MPa olarak tespit edilmiştir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak çekme grafiklerinden de görüldüğü gibi gerilme değerlerinde bir düşüş olduğu gözlenmektedir. Yüksek sürtünme süreleri kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda, yüksek ısı girdisi arayüzey sıcaklığının A_3 sıcaklığı üzerine çıkarmaktadır. Bu sıcaklık artışı AISI 1040 tarafında ostenite dönüşen yapıyı yüksek soğuma nedeni ile martenzite dönüştürmüştür ve AISI 304L tarafında deformasyon sonucu tane incelmesine bağlı mukavemet artışı neticesinde daha zayıf olan ITAB’ a bitişik bölgede kırılmaların oluşmasına sebep olmuştur. Bu durum çekme değerlerini de düşürmüştür. Ayrıca, sürtünme süresinin hem termo-mekanik etki hem de yapısal değişim üzerine önemli bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Artan sürtünme süresi ile maksimum çekme değerlerinde düşüş görülmüştür. Gerilme-uzama grafiklerinden de görüldüğü gibi sadece 4 sn’ lik sürtünme süresi ve 50 MPa sürtünme basıncında gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıda akma davranışının olduğu ve maksimum akma değerinin 407 Mpa olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.35. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimler
b) S10, S13 ve S16 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

Sürtünme basıncı 10 MPa artırılarak birleştirilen S11, S14 ve S17 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası yüzey görüntüleri ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 5.36.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.36.a'da verilen yüzey makroskopik fotoğrafları incelendiğinde, her üç numunede de kopma AISI 1040 tarafında ITAB'a bitişik bölgede olmuştur. Ancak en fazla kesit daralmasının S17 no' lu numunede meydana geldiği görülmektedir. Bu numunelere ait kopma mesafesi (x) Tablo 5.11' de sırasıyla 3.20, 3.00 ve 3.60 mm olarak ölçülmüştür. Bu numunelere ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.36.b' de verilmiştir. Bu numunelere ait grafiklerden maksimum gerilme değerleri sırasıyla 575, 600 ve 613 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu değerlere göre çekme değerleri, artan sürtünme basıncı ve devir sayısına bağlı olarak artmıştır. Bunun temel sebebinin artan devir sayısı ve sürtünme basıncı ile ADB' nin daralması ve ITAB' daki yapının daha az değişikliğe uğraması ile ilişkili olduğu SEM fotoğraflarından da açıkça görülmektedir. Bu serideki numunelerde herhangi bir

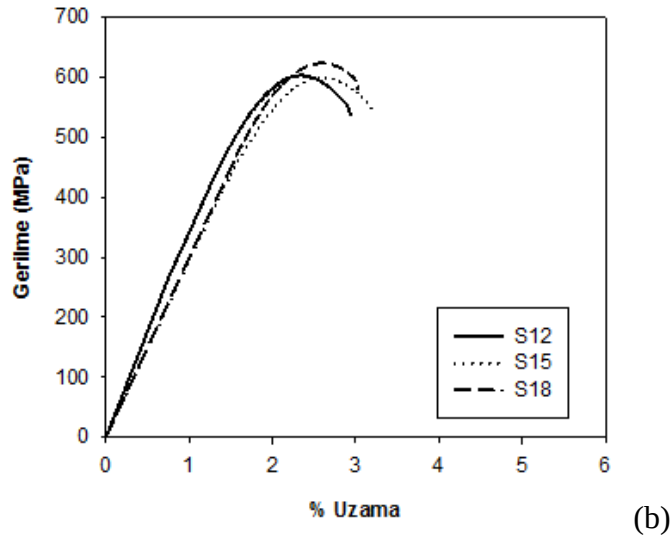
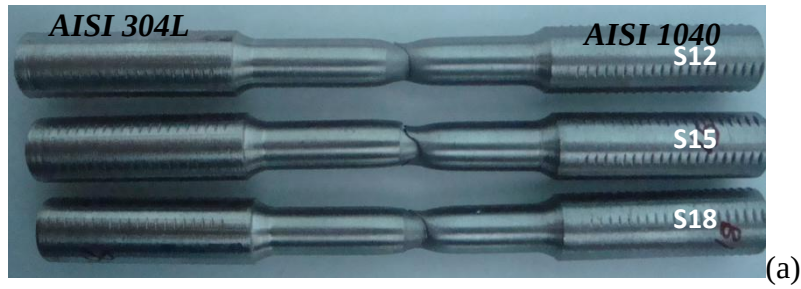
akma görülmemiştir. Ancak 1300 dev/dak devirde gerçekleştirilen numunelerden daha büyük gerilme değerleri elde edilmiştir.



Şekil 5.36. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S11, S14 ve S17 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

Sürtünme basıncı 20 Mpa artırılarak birleştirilen S12, S15 ve S18 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası yüzey görüntüleri ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 5.37.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.37.a'da verilen yüzey fotoğrafı incelendiğinde, her üç numunede de kopma AISI 1040 tarafında ve sünek bir kırılma olarak ITAB' a bitişik bölgede olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait kopma mesafesi (x) Tablo 5.11' de sırasıyla 3.40, 2.60 ve 3.00 mm olarak ölçülmüştür. Kaynaklı bağlantılara ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.37.b' de verilmiştir. Bu grafiklerden maksimum gerilme değerleri sırasıyla 582, 610 ve 623 MPa olarak tespit edilmiştir. 1500 dev/dak ile birleştirilen numuneler içerisinde maksimum çekme gerilmesi S18 nolu numunede AISI 1040 esas malzemenin çekme gerilmesine daha yakın olduğu, ayrıca bu serideki bağlantıların maksimum çekme değerlerinin

1300 dev/dak ile gerçekleştirilen numunelerden daha fazla olduğu görülmüştür. Artan sürtünme basıncı ve devir sayısı ile maksimum kopma gerilmesinin de arttığı görülmüştür. Bunun temel nedeninin artan devir sayısı ile ara yüzeydeki düzensiz yapıların giderildiği ve arayüzeyde sürtünme esnasında malzemenin akışkanlığının artması, ısınan malzemenin dışarı atılmasının sağlanması, ITAB bölgesinin daralmasına ve bunun sonucunda da maksimum çekme değerinin artmasına yol açmaktadır. SEM görüntülerinden de artan devir sayısı ile ADB ve DB bölgelerinin daralması bu durumu desteklemektedir.

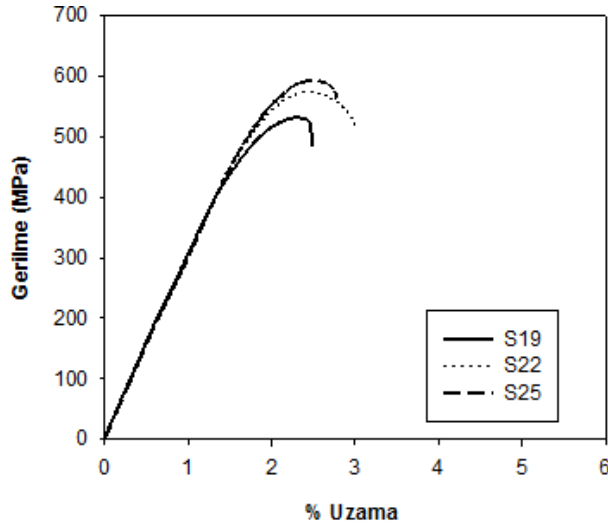
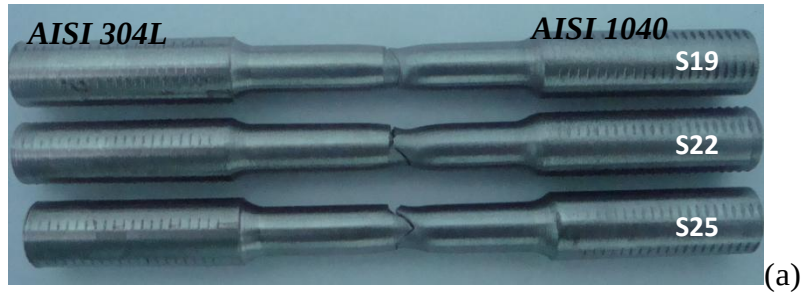


Şekil 5.37. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S12, S15 ve S18 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

5.4.1.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme Deneyi Sonuçları

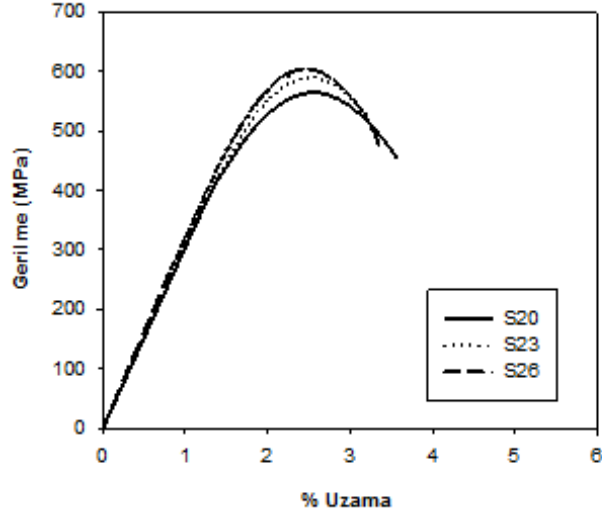
Devir sayısının 200 (dev/dak) artırılması ile 1700 dev/dak, 30 MPa sürtünme basıncı ve üç farklı sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19, S22 ve S25 no' lu numunelere ait

çekme sonrası fotoğraflar ve gerilme-uzama eğrileri Şekil 5.38.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu numunelere ait Şekil 5.38.a'da verilen yüzey resimleri incelendiğinde, S19 ve S25 no' lu numunelerin kaynak bölgesi dışında kırıldığı; ancak S22 no' lu numunenin ise arayüzeyden kırılarak kopmanın başladığı görülmektedir. Genel olarak kırılma şekillerinin koni-çanak şeklinde olduğu görülmüştür. Bu numunelere ait kopma mesafesi (x) Tablo 5.11' de sırasıyla 3.40, 3.10 ve 3.40 mm olarak ölçülmüştür. Bu kaynaklı bağlantılara ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.38.b' de verilmiştir. Grafiklerden maksimum gerilme değerleri sırasıyla 531, 575 ve 600 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu grafiklerden de açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısına bağlı olarak bir önceki serideki 1500 dev/dak' da gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında gerilme değerlerinin arttığı ve bu değerler arasındaki farkların da azaldığı görülmektedir. Bu azalma artan devir sayısı ile bağlantının mukavemet değerinin arttığı şeklinde yorumlanabilir.



Şekil 5.38. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S19, S22 ve S25 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

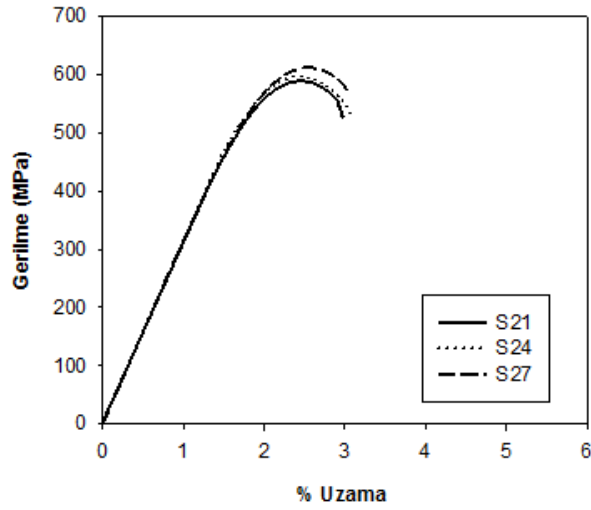
Sürtünme basıncı 10 Mpa arttırılarak birleştirilen S20, S23 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 5.39.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.39.a'da verilen yüzey makro fotoğrafı incelendiğinde, her üç numunede de kırılmanın AISI 1040 tarafında olduğu görülmektedir. Ayrıca yüzey fotoğraflarından da görüldüğü gibi kesit daralmalarının olduğu ve kırılma şekli koni-çanak şeklinde olduğu görülmüştür. Bu numunelere ait kopma mesafesi (x) Tablo 5.11' de sırasıyla 4.20, 4.00 ve 3.75 mm olarak verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.39.b' de verilmiştir. Bu grafiklerden maksimum gerilme değerleri sırasıyla 563, 589 ve 623 MPa olarak tespit edilmiştir. Gerilme-uzama grafiklerinden de açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısı ve sürtünme basıncı ile maksimum gerilme değerlerinin bir önceki parametre grubuna göre artmıştır. Bunun nedeni, artan sürtünme basıncı ve devir sayısı ile arayüzeyde olumsuzluk yaratacak yapıların akışkan haldeki malzeme ile birlikte dönme hareketi ve basıncın etkisi ile arayüzeyden dışarı doğru atılmasıdır. Ayrıca bu grup kendi araların da değerlendirildiğinde artan sürtünme süresi ile maksimum gerilme değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir. Bu durumun nedeni daha önce de anlatıldığı gibi arayüzeyde AISI 304L tarafında krom karbür oluşumu, σ -fazı ve δ -ferrit oluşumu, AISI 1040 tarafında ise A_3 sıcaklığına kadar ısınan malzemenin hızlı soğuma neticesinde martenzitik yapının oluşmasına sebep olmasından kaynaklanmıştır (Ozdemir, 2005).



Şekil 5.39. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S20, S23 ve S26 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

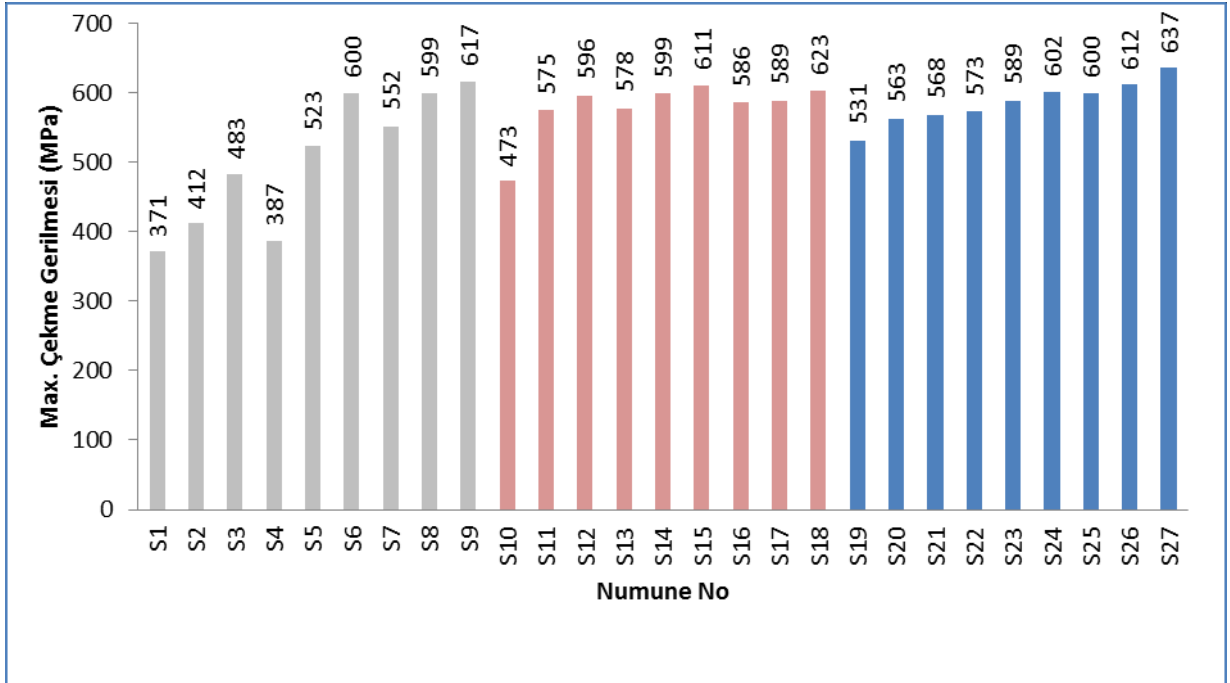
Sürtünme basıncı 20 Mpa artırılarak birleştirilen S21, S24 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme sonrası makro fotoğraflar ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 5.40.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Şekil 5.40.a'da verilen yüzey fotoğrafı incelendiğinde, S21 no' lu numunenin ITAB bölgesinden, S24 ve S27 no' lu bağlantıların ise ITAB bölgesinin dışında kırıldığı görülmektedir. Yapılan tüm kaynaklı bağlantılar içinde en fazla kesit daralması S27 no' lu numunede % 25 olarak ölçülmüştür. Bu numunelere ait arakesitten kopma mesafesi (x) değerleri sırasıyla 3.00, 350 ve 3.90 mm olarak ölçülmüştür. S21, S24 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantılara ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.40.b' de verilmiştir. Bu grafiklerden maksimum gerilme değerleri sırasıyla 592, 613 ve 637 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu serideki kaynaklı bağlantıların maksimum çekme-gerilme değerleri AISI 1040 esas metalinkine (640 MPa) çok yakın değerlerde olduğu görülmüştür. Bütün numuneler arasında bir kıyaslama yapıldığında en yüksek gerilme değerlerinin 1700 dev/dak ile

gerçekleştirilen numunelerde olduğu ve aynı zamanda en fazla boyca kısalmalarının da bu serideki numunelerde meydana geldiği görülmüştür. Bu sonuçlardan artan devir sayısı ve sürtünme basıncına karşılık sürtünme süresinin de olabildiğince kısa tutulması gerekliliğini ortaya koymuştur. Çünkü en yüksek çekme gerilme değerleri 1700 (dev/dak) devir sayısı, 4 sn sürtünme süresi ve 30, 40 ve 50 MPa sürtünme basınçlarında sırasıyla 610, 623 ve 637 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu değerlerden de açıkça görüldüğü gibi maksimum devir ve minimum sürelerde gerçekleştirilen bağlantıların kalitesinin yüksek olduğu açıkça görülmektedir. Buradan da, en mukavemetli kaynaklı bağlantıların maksimum devir ve minimum sürelerde gerçekleştirilmesi gerekliliği sonucuna ulaşılmıştır.



Şekil 5.40. a) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makroskopik resimleri
b) S21, S24 ve S27 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri

Üç farklı devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların, yapılan çekme testi ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 5.41’ de verilmiştir. Bütün kaynaklı numunelerden alınan maksimum çekme sonuçları incelendiğinde; artan devir sayısına bağlı olarak maksimum çekme değerlerinde orantılı bir artmanın olduğu görülmektedir. 1300 dev/dak ile yapılan seride maksimum çekme gerilmesi 617 MPa olarak ölçülmüştür. 1500 dev/dak dönme hızında 623 MPa ve 1700 dev/dak devir sayısında gerçekleştirilen seri de ise 637 MPa çekme gerilmesi değeri ölçülmüştür. Bütün numunelere ait maksimum çekme grafiğinden de açıkça görüldüğü gibi en düşük gerilme değerleri 1300 dev/dak kullanılarak gerçekleştirilen seride tespit edilmiştir. En yüksek çekme gerilme değerlerine ise 1700 dev/dak kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda ulaşılmıştır. Bu grafikten de açıkça görüldüğü gibi en iyi kaynaklı bağlantıyı elde etmek için; devir sayısının yüksek ve sürtünme süresinin de mümkün mertebe kısa tutulması gerektiği sonucuna varılmıştır.



Şekil 5.41. Bütün numunelere ait maksimum çekme gerilme değerleri

Tablo 5.11. Kaynaklı bağlantıların çekme testi sonuçları

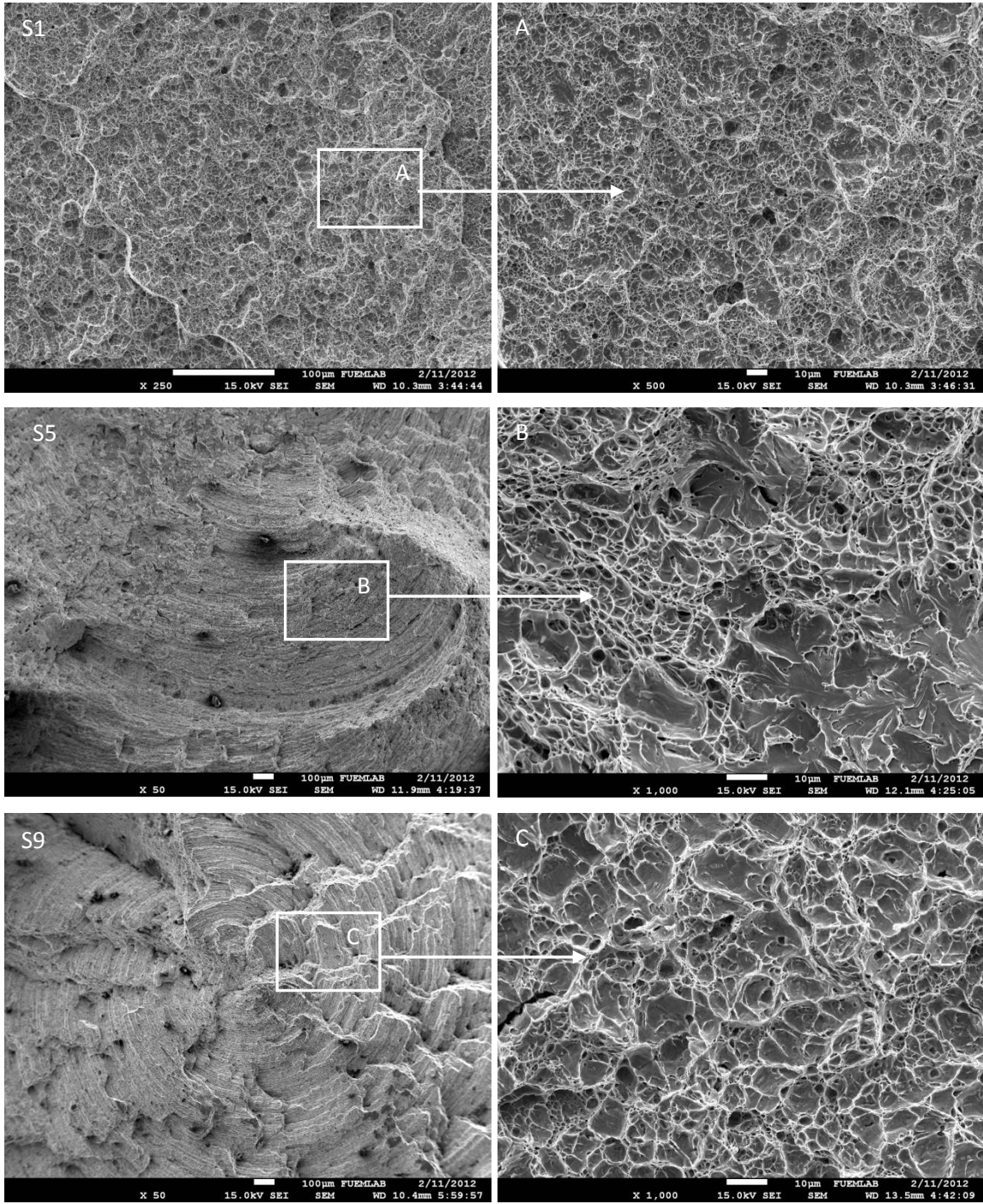
Numune no	L _o (mm)	L _n (mm)	D _o (mm)	AISI304L		AISI1040		Kırılma Mesafesi x (mm)	Gerilme (MPa)
				L _y (mm)	D _y (mm)	L _t (mm)	D _t (mm)		
S1	40	42.1	8	22.6	7.80	20.5	7.30	1.60	371.414
S2	40	42.4	8	19.6	7.80	21.6	7.20	1,20	412.431
S3	40	43.6	8	22.6	7.49	20.8	7.20	1.60	483.223
S4	40	42.9	8	22.5	7.60	21.2	7.00	2.50	387.026
S5	40	43.8	8	19.6	7.30	24.1	6.20	3.20	559.276
S6	40	43.5	8	24.8	7.45	19.4	6.10	3.80	600.061
S7	40	43.9	8	24.0	7.33	19.6	6.00	3.55	580.338
S8	40	43.1	8	23.4	7.40	18.5	6.80	3.10	599.821
S9	40	43.7	8	23.3	7.30	20.3	6.30	3.00	617.106
S10	40	42.7	8	23.4	7.20	19.6	6.80	2.10	473.096
S11	40	43.4	8	23.9	7.20	19.8	6.30	3.20	575.716
S12	40	43.3	8	24.5	7.30	19.6	6.40	3.40	596.613
S13	40	43.7	8	24.4	7.20	19.7	6.20	3.00	588.216
S14	40	43.8	8	23.7	7.20	20.1	6.00	3.00	599.296
S15	40	43.6	8	24.5	7.30	19.4	6.50	2.60	611.714
S16	40	44.0	8	24.0	7.30	19.6	6.00	2.80	586.311
S17	40	43.0	8	23.9	7.20	19.3	6.20	3.60	588.196
S18	40	43.3	8	25.0	7.30	19.1	6.40	3.00	603.807
S19	40	43.7	8	24.0	7.30	19.8	6.50	3.50	531.222
S20	40	44.0	8	24.2	7.30	19.6	6.00	4.20	563.691
S21	40	44.0	8	24.8	7.20	20.6	6.40	3.00	568.780
S22	40	42.5	8	23.7	7.20	18.2	6.30	3.10	573.808
S23	40	43.6	8	25.2	7.20	20.1	6.00	4.00	589.467
S24	40	43.7	8	24.1	7.30	19.4	6.20	3.90	571.993
S25	40	43.9	8	23.5	7.30	19.9	6.40	3.40	592.684
S26	40	44.0	8	23.7	7.30	19.4	6.00	3.75	612.923
S27	40	44.1	8	23.6	7.20	20.4	5.80	3.50	637.500

5.4.1.4. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey Analizleri

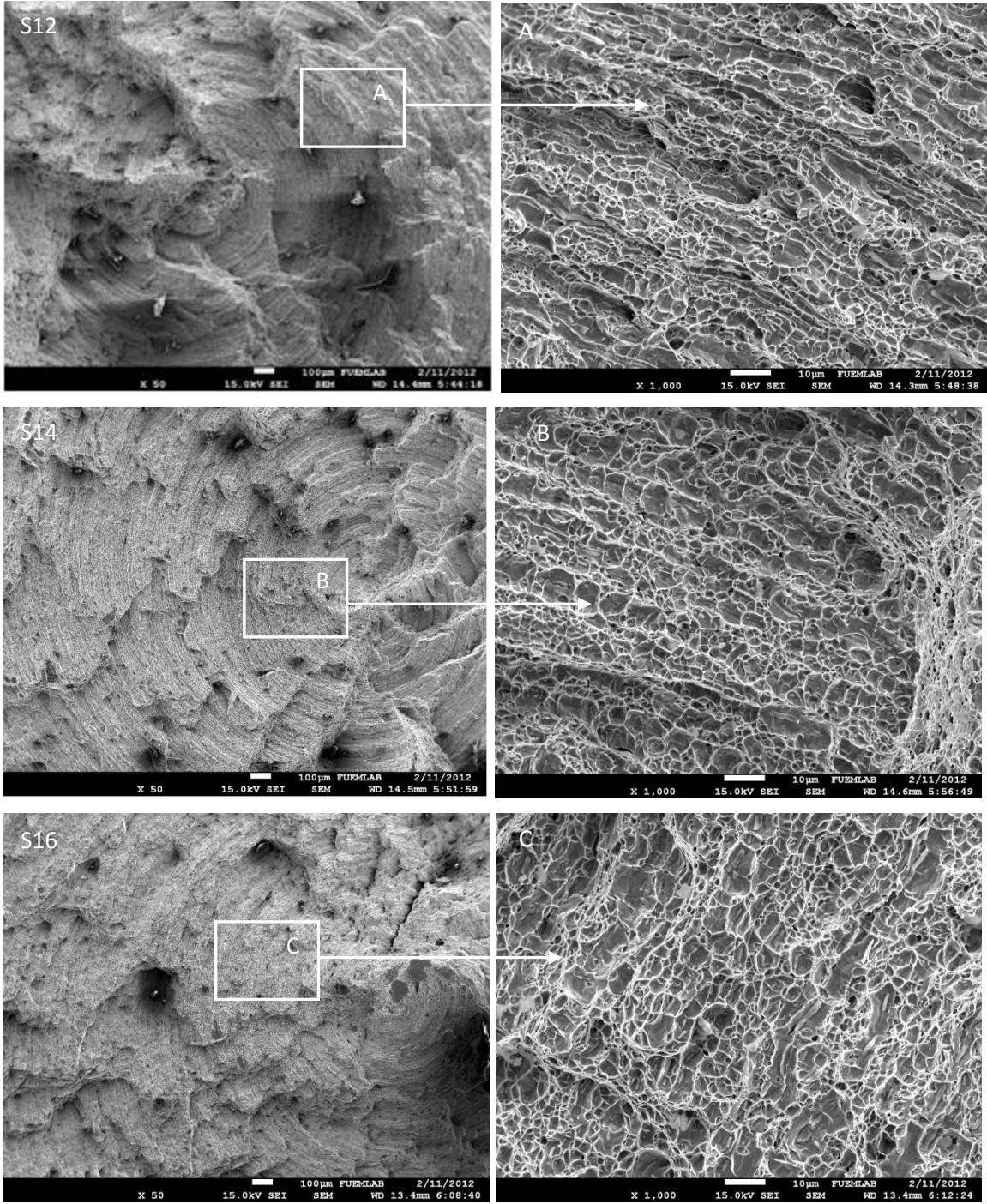
AISI 304L/AISI 1040 çelik çiftine ait kaynaklı bağlantılara ait çekme testi sonrası meydana gelen kırık yüzey SEM fotoğrafları Şekil 5.42, 5.43 ve 5.44' te verilmiştir. Kırık yüzey, SEM fotoğraflarından da açıkça görüldüğü gibi, gamze şekilli çukurcukların yoğun olarak bulunduğu, kırılma yarı-bölünme şeklinde sünek bir davranış sergilediği görülmüştür. Bütün numunelerde kırılmanın sünek tipte meydana geldiği ve kesit daralmasına bağlı olarak tanelerin gamze şeklinde bölünerek ayrıldığı görülmüştür.

Kırılan yüzeyler genelde çanak ve koni kırılma modu sergilemişlerdir. Çanak ve koni kırılma ile birlikte mikroboşlukların oluşumu sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdendir. Mikroboşluklar martenzit ve inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmektedir. Streinbrunner ve arkadaşları mikroboşlukların öncelikle martenzit üzerinde çekirdeklendiğini inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmenin ise ikincil bir olay olduğunu bildirmiştir. Mikro boşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmesinin nedeni, bitişik martenzit parçacıklarının ayrışması ve martenzit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martenzit ara yüzeyinin ayrışmasına atfedilmektedir. Kırılma yüzeyine yakın bölgelerde mikroboşluk yoğunluğu artmaktadır. Mikroboşluk yoğunluğunun kırılma yüzeyine yaklaştıkça artması bu bölgedeki gerininin yüksek olması ile açıklanmaktadır.

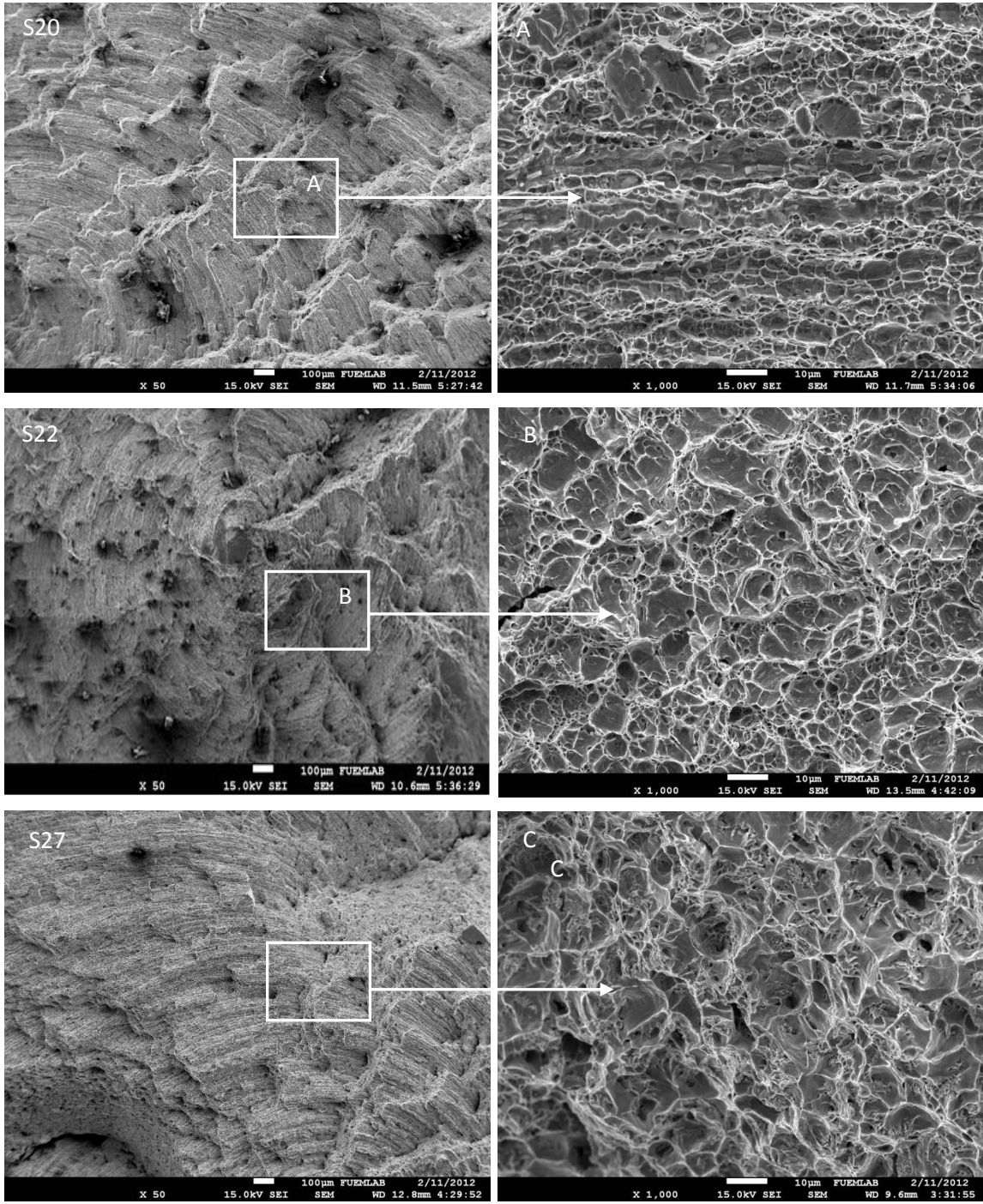
1300 (dev/dak) devir sayısı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda düşük enerji girdisine bağlı olarak deformasyon miktarı daha düşüktür. Bu numunelerin dimple ve klivaj karışımı bir mekanizma ile kırıldıkları görülmektedir. Bilindiği gibi bu tip kırılmalar ikinci faz partüküllerinde tane sınırlarında boşlukların çekirdeklenmesi ile başlar. Çatlak ilerlemesi ve kırılma söz konusu boşlukların büyüyerek birleşmesi sonucu meydana gelir. Kırık yüzey SEM analiz sonuçlarından, devir sayısı ve sürtünme süresinin kaynaklı bağlantıların kırılma davranışı ve kırık yüzey morfolojisi üzerinde önemli etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Gamzeciklerin büyüklüğü ve derinliği, dışarı taşan malzeme miktarına bağlı olarak farklılık göstermektedir.



Şekil 5.42. 1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen S1, S5 ve S9 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları



Şekil 5.43. 1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen S12, S14 ve S16 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları



Şekil 5.44. 1700 dev/dak kullanılarak birleştirilen S20, S22 ve S27 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları

5.4.2. Elektrokimyasal Hızlandırılmış Korozyon Testi

Deney çalışmalarında alternatif akım impedansı, polarizasyon direnci ve akım potansiyel eğrilerinin elde edilmesi yöntemleri kullanılmıştır. Ölçümler üç elektrod tekniği ile oda sıcaklığında 400 ml saf su, 1,2 gr amonyum sülfat ve 0,2 gr sodyum klorür çözeltisi (Harrison çözeltisi) içerisinde gerçekleştirilmiştir. Çalışma elektrodu olarak numunenin kendisi kullanılmıştır. Elektriksel iletkenlik numuneye bağlanan bir tel yardımı ile sağlanmıştır. Her ölçümden önce kaplar ve elektrodlar saf sudan geçirilerek temizlenmiş, ayrıca her numune için her defasında çözelti yenilenmiştir. Karşı elektrod olarak bir platin levha (1 cm^2 yüzey alanına sahip) ve referans elektrodu olarakda Ag/AgCl kullanılmıştır. Bütün elektrokimyasal ölçümler atmosfere açık 400 ml elektrolit içeren test hücresinde, önce 40 dak. bekletildikten sonra çözelti karıştırılmadan her test için 1800 sn zaman içinde gerçekleştirilmiştir. Alternatif impedans tekniği kullanılarak $10^5 \sim 10^{-2}$ Hz frekans aralığında, Nyquist diyagramları ile 0,007 (V) genlik kullanılarak elde edilmiştir. Elde edilen diyagramlardan ilgili impedans parametreleri tespit edilmiştir. Korozyon potansiyelleri -0.450 mV değerinden daha düşük negatif değerlere doğru 0.001 V/s tarama hızı kullanılarak elde edilen akım-potansiyel eğrilerinden yararlanılarak polarizasyon direnci değerleri hesaplanmıştır. Çalışılan ortamda -0.6~1.8 V potansiyel aralığında 0.001V/s tarama hızı ile akım-potansiyel eğrileri elde edilmiş ve bu eğriler kendi aralarında kıyaslanmıştır. Deney sonrasında elde edilen alternatif akım impedansı, polarizasyon direnci ve akım-potansiyel eğrilerinin elde edilmesi yardımı ile bağlantıların elektrokimyasal korozyon davranışları belirlenmeye çalışılmıştır.

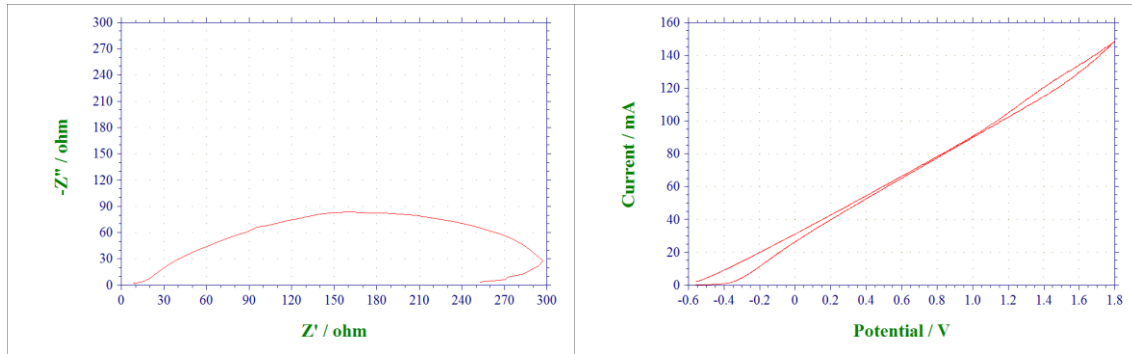
5.4.2.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri

1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen S1, S5 ve S9 no' lu numunelere ait korozyon testi sonrası potansiyel direnç ve akım-potansiyel değerleri Tablo 5.12' de ve S5 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri Şekil 5.45' te verilmiştir. Tablo 5.12'den de görüldüğü gibi akımın değişmediği, ancak diğer taraftan potansiyel direncin 1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen bağlantılarda düzensiz değiştiği görülmüştür. Bunu sebebinin korozyon işlemi esnasın da AISI 1040 orta karbonlu çeliğin aktif olarak çözünmesinden

kaynaklı oluşan yüzey kirlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca korozyon sonrası gerilme değerlerinde belirgin düşüşlerin olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebi, korozyon sonrası SEM görüntülerinden de görüldüğü gibi, ara kesitteki karışma bölgesinin aktif olarak çözünmesidir. Korozyon sonrası çekme numunelerin makro resimlerinden de görüldüğü gibi, tüm kırılmaların ara kesitte olması bunu desteklemektedir.

Tablo 5.12. 1300 de/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları

Numune no	Potansiyel Direnç $E_p(V)$	İlk Potansiyel E (mV)	Devreden Geçen Akım (mA)	Korozyon son. Gerilme (MPa)	Korozyon ön. Gerilme (MPa)	Kayıp (MPa)
S1	100	-0.6	160	335	371	36
S5	300	-0.6	160	524	559	35
S9	200	-0.7	160	584	619	35



Şekil 5.45. S5 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri

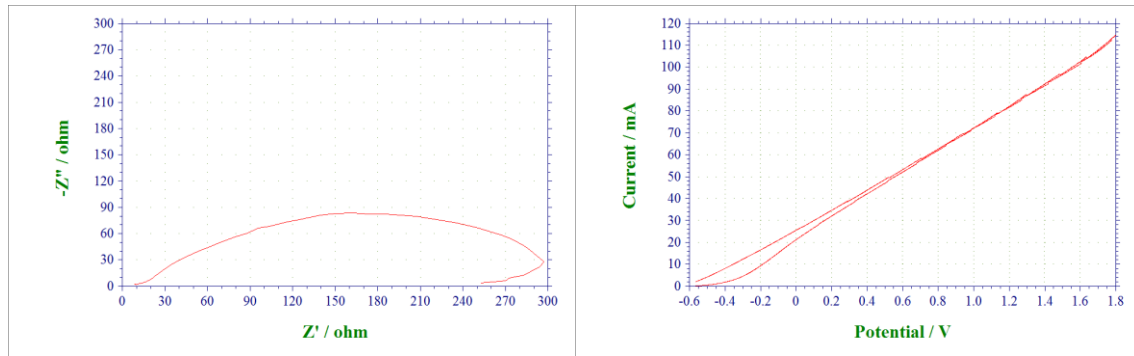
5.4.2.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri

1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen S12, S14 ve S16 no' lu numunelere ait korozyon testi sonrası potansiyel direnç ve akım-potansiyel değerleri Tablo 5.13' te ve S14 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri Şekil 5.46' da verilmiştir. Tablo 5.13'ten açıkça görüldüğü gibi, artan devir sayısı ile potansiyel direncin arttığı; ancak buna karşılık devreden geçen akım değerinin de azalmaktadır. Bunun temel sebebinin artan devir sayısı ile düzensiz olan yapıların bağlantının arakesitinden elimine edilmesidir. Ayrıca çekme gerilme değerlerinin de artması bu doğrultudaki görüşü desteklemektedir. Akımın

azalması ve direncin artması bağlantının kalitesinin arttığını kanıtlamaktadır. Changbin (2011) yapmış olduğu sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş farklı malzemelerin korozyon davranışlarının incelenmesinde, Kaynak bölgesindeki kristal kafes hatalarının azaltılması anodik çözünmeyi azalttığı ve korozyon direncini arttırdığını tespit etmiştir. Ortalama kaynaklı numunelerin korozyon oranlara ana malzemelerinden küçük olması kaynak sonrası ısıt işlemler ile artırılabilirdiğini tespit etmişlerdir. Bu doğrultuda artan devir sayısı ile ITAB bölgesinde de karışma aralığında daralma ile korozyon direncinin arttığı düşünülmektedir.

Tablo 5.13. 1500 dev/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları

Numune no	Potansiyel Direnç $E_p(V)$	İlk Potansiyel $E(mV)$	DevredenGeçen Akım (mA)	Korozyon son. Gerilme (MPa)	Korozyon ön. Gerilme (MPa)	Kayıp (MPa)
S12	180	-0.6	180	532	596	64
S14	300	-0.6	120	554	599	45
S16	320	-0.6	100	562	586	24



Şekil 5.46. S14 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri

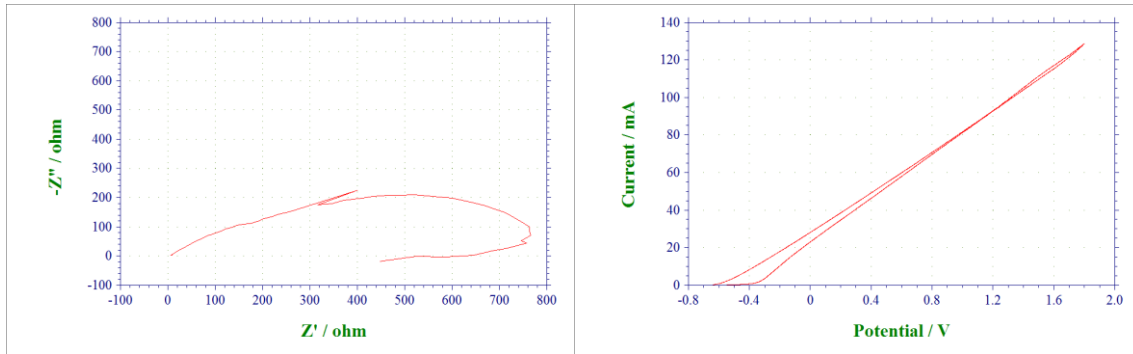
5.4.2.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Elektrokimyasal Korozyon Analizleri

1700 dev/dak kullanılarak birleştirilen S20, S22 ve S27 no' lu numunelere ait korozyon testi sonrası potansiyel direnç ve akım-potansiyel değerleri Tablo 5.14' te ve S27 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri Şekil 5.47' de verilmiştir. Tablo 5.14'ten açıkça görüldüğü gibi potansiyel direnç artan devir sayısına bağlı olarak artmaktadır. Bu numuneler bir önceki seridekilerle kıyaslandığında arayüzeyde meydana gelen

yapısal bozulmanın derecesine bağlı olarak potansiyel dirençte artma olduğu görülmüş ve akım ise tam tersi davranış göstererek azalmıştır. 1700 dev/dak' da gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların potansiyel direnci, 1500 devir sayısında gerçekleştirilenlerle kıyaslandığında, potansiyel direncin önemli şekilde arttığı görülmüştür. Maksimum direnç ve en düşük akım değeri S27 no' lu numunede görülmüştür. Yüksek devir ve düşük sürtünme sürelerinde birleştirilen numunelerin korozyon öncesi sertlik değerlerinin düşük, çekme dayanımlarının yüksek olması ve bu numunelerden alınan SEM görüntülerinden de görüldüğü gibi yapısal bozulmanın bu serideki numunelerde en düşük olması, kaynaklı bağlantının korozyon davranışında belirgin bir etkinin olduğunu göstermektedir.

Tablo 5.14. 1700 dev/dak ile birleştirilen numunelerin elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon testi sonuçları

Numune no	Potansiyel Direnç $E_p(V)$	İlk Potansiyel $E(mV)$	Devreden Geçen Akım(mA)	Korozyon son. Gerilme (MPa)	Korozyon ön. Gerilme (MPa)	Kayıp (MPa)
S20	450	-0.6	105	532	563	31
S22	550	-0.7	110	556	574	18
S27	750	-0.6	100	610	637	27

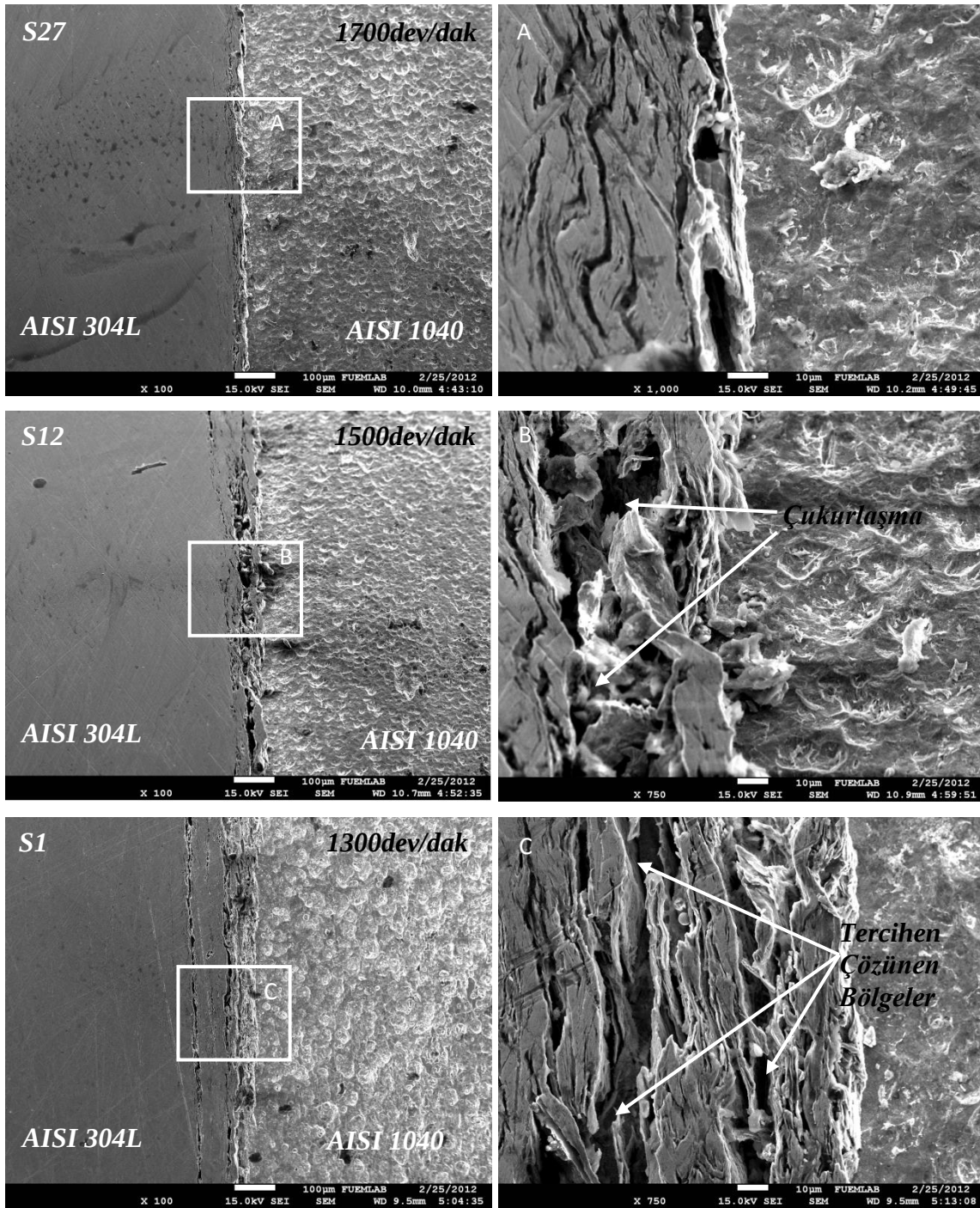


Şekil 5.47. S27 no' lu numuneye ait potansiyel direnç ve akım-potansiyel grafikleri

5.4.2.4. Kaynaklı Bağlantıların Korozyon Sonrası SEM Görüntüleri

Sürtünme kaynağı ile 1300, 1500 ve 1700 devirde (dev/dak.) birleştirilen numunelere ait elektrokimyasal korozyon testi sonrası SEM fotoğrafları Şekil 5.48' de verilmiştir. Bu numunelere ait görüntüler incelendiğinde bütün numunelerde benzer korozif özelliklerin

olduğu ve ITAB bölgesinin AISI 1040 tarafında aktif olarak tepkimeye girdiği, AISI 304L ostenitik paslanmaz çeliğin, beklenildiği gibi, pasif bir tepki verdiği görülmüştür. Ancak, bağlantıların birleşme arakesitine bakıldığında, birleşme bölgesinin sıcaklık ve deformasyon ile mekanik olarak karışması ve kısmi difüzyon neticesinde yüzeyin enerji seviyesinin de yüksek olması ve farklı mikroyapı elemanları arasındaki galvanik eşleşmeler nedeniyle, bu bölgenin daha aktif olarak korozyona uğradığını göstermiştir. Korozyon neticesinde farklı olarak çözünen bu bölge, herhangi bir gerilmeye maruz kaldığında çentik etkisiyle gerilme yoğunlaşmasına yol açarak kırılma başlangıcını oluşturup çekme dayanımının düşmesine ve kırılmanın kaynaklı bağlantının arakesitinde oluşmasına neden olmaktadır. Farklı işlem parametreleri kullanılarak birleştirilen numunelerin korozyon sonrası çekme numunelerinin makroskopik görüntüleri de, kırılmanın arakesitte oluştuğunu göstermiştir. Datfar ve arkadaşları (2007) TİG kaynağı ile birleştirilmiş 316L ostenitik paslanmaz çeliklerin elektrokimyasal korozyon davranışlarının belirlenmesinde, korozyon akım yoğunluklarını potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinden belirlemiş ve korozyon akım yoğunluklarını Tafel tahmin metodunu kullanarak belirlemişlerdir. Kaynaklı numunelerin ısıtılma işlem sonrası korozyon akım yoğunluklarının esas malzemeden yüksek olduğunu ve bu artmanın da ısıtılma işlem sonrası oluşan ikincil fazlarla ilişkili olduğunu savunmuşlardır. Bu doğrultuda SEM fotoğrafları incelendiğinde; arayüzeyde birleşme çizgisinde tercihen çözünüp bölgeler kaynak sonrası oluşan yapılar EDS ve X-ray analiz sonuçlarından da tespit edilmiştir; Cr ve C geçişlerinin de ile krom karbür oluşumu ile doğrudan ilişkili olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5.48. S1, S12 ve S27 no' lu numunelere ait elektrokimyasal korozyon sonrası SEM görüntüleri

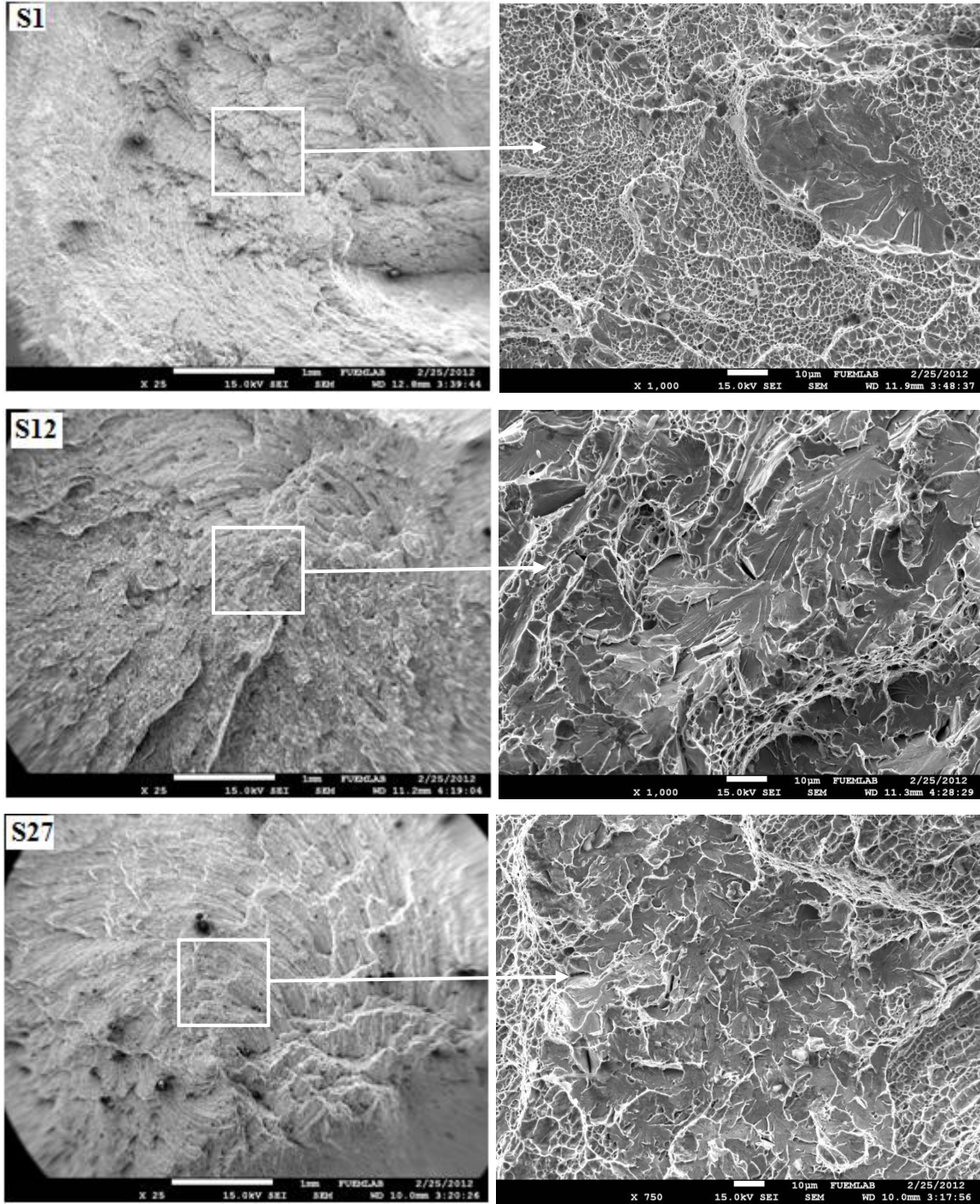
5.4.2.5. Kaynaklı Bağlantıların Korozyon Sonrası Çekme Numunelerinin Makroskopik Resimleri ve Kırık Yüzey SEM İncelemeleri

Kaynaklı bağlantılara ait resimlerden de görüldüğü gibi, çekme sonrası kırılmanın bütün bağlantılarda birleşme arakesitinde meydana geldiği görülmektedir (Şekil 5.49). Ancak, AISI 1040 tarafında bir miktar kesit daralmasının olduğu, ama her ne kadar bir kesit daralması olmuş olsa da, kırılma arakesitte olmuştur. Bunun temel sebebinin arayüzey SEM görüntülerinden de görüldüğü gibi tercihen çözünen birleşme bölgesindeki mikro çatlaklardan kaynaklanmıştır.



Şekil 5.49. Kaynaklı bağlantıların elektrokimyasal korozyon sonrası resimleri

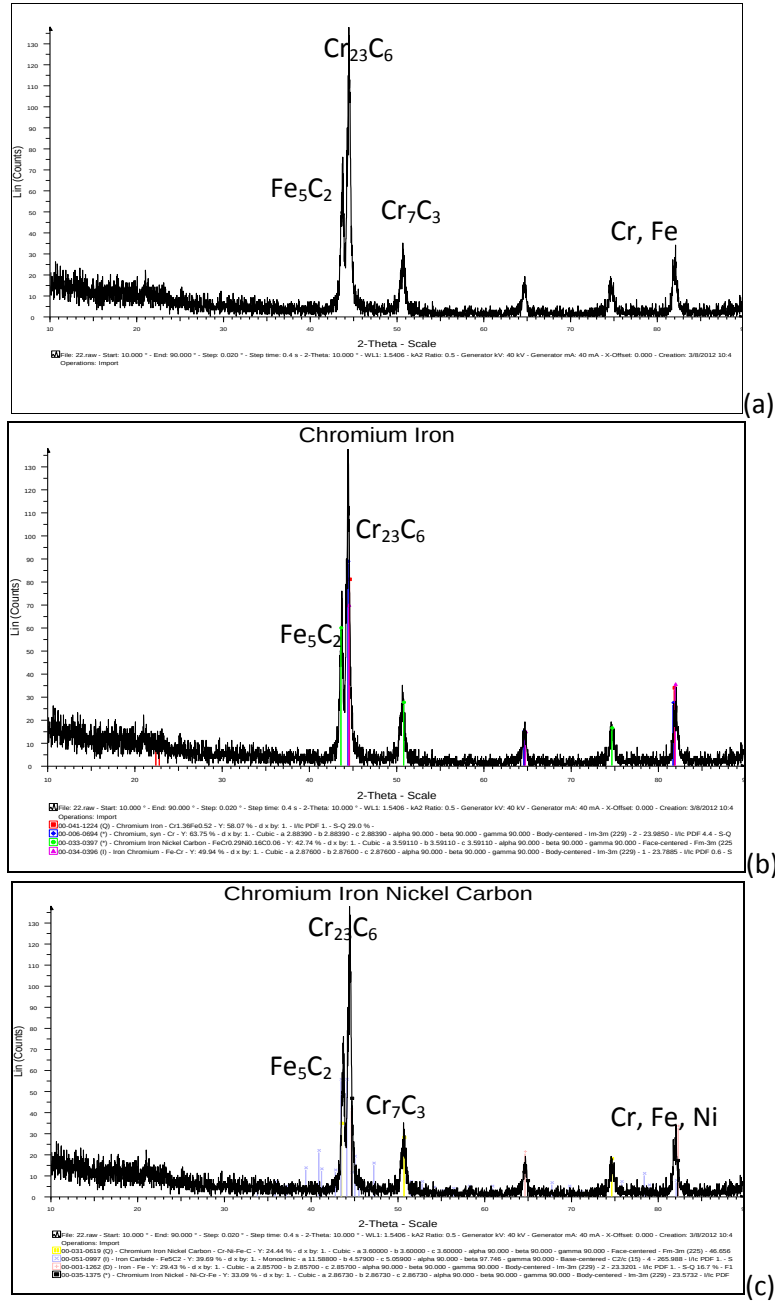
Kaynaklı bağlantılara ait elektrokimyasal hızlandırılmış korozyon sonrası kırık yüzey SEM resimleri Şekil 5.50’ de verilmiştir. Bu resimlerden de görüldüğü gibi kırılmaları yarı sünek tarzda gerçekleşmiştir.



Şekil 5.50. Korozyon sonrası S1, S12 ve S27 no’ lu numunelerin kırık yüzey SEM fotoğrafları

5.4.2.6. Elektrokimyasal korozyon sonrası X-ray analiz sonuçları

Elektrokimyasal korozyon sonrası numunelerin yüzeyinden alınan X-ray analizleri Şekil 5.51’ de verilmiştir. Bu numunelerden alınan sonuçlar ile korozyon öncesi sonuçların temelde benzerlik gösterdiği ve çok fazla bir farklılığın olmadığı görülmüştür.



Şekil 5.51. Elektrokimyasal korozyon sonrası numunelerin yüzeylerinden alınan X-ray analizleri

5.5. Parametre Optimizasyonu (Varyans Analizleri-ANOVA)

Uygulamada bir bağımlı değişken ile bu bağımlı değişkeni etkileyen bağımsız faktör değişkenleri arasında bir ilişki olup olmadığı hipotezinin testi ANOVA analizi ile tespit edilebilmektedir. ANOVA, daha teknik bir ifade ile grup ortalamaları arasında istatistiksel bir farklılığın bulunmadığı sıfır hipotezinin testi olarak ifade edilmektedir (Tabachnick ve Fidell, 2012). İlgili değişkenlerimiz bu analiz kapsamında irdelenecek olursa, öncelikle SPSS 20 (istatistiksel program) ile elde edilen betimsel istatistikler Tablo 5.15'deki gibi elde edilecektir.

Tablo 5.15. Değişkenlerimize ait betimsel istatistikler

Bağımlı değişken : Çekme gerimesi

Dev.Sayısı	Sür.Süresi	SürtünmeBasıncı	Mean	Std. Deviation	N
1300	8 (Sekiz)	30 (Otuz)	371,414000	.	1
		40 (Kırk)	412,431000	.	1
		50 (Elli)	483,223000	.	1
		Total	422,356000	56,5614033	3
	6 (Altı)	30 (Otuz)	387,026000	.	1
		40 (Kırk)	559,276000	.	1
		50 (Elli)	600,061000	.	1
		Total	515,454333	113,0762206	3
	4 (Dört)	30 (Otuz)	580,338000	.	1
		40 (Kırk)	599,821000	.	1
		50 (Elli)	617,106000	.	1
		Total	599,088333	18,3949465	3
	Total	30 (Otuz)	446,259333	116,3776193	3
		40 (Kırk)	523,842667	98,5920578	3
		50 (Elli)	566,796667	72,8769602	3
		Total	512,299556	99,7145046	9

1500	8 (Sekiz)	30 (Otuz)	473,096000	.	1
		40 (Kırk)	575,716000	.	1
		50 (Elli)	596,613000	.	1
		Total	548,475000	66,1110156	3
	6 (Altı)	30 (Otuz)	588,216000	.	1
		40 (Kırk)	599,296000	.	1
		50 (Elli)	611,714000	.	1
		Total	599,742000	11,7553472	3
	4 (Dört)	30 (Otuz)	586,311000	.	1
		40 (Kırk)	603,196000	.	1
		50 (Elli)	588,807000	.	1
		Total	592,771333	9,1138773	3
	Total	30 (Otuz)	549,207667	65,9215186	3
		40 (Kırk)	592,736000	14,8681808	3
		50 (Elli)	599,044667	11,6454890	3
		Total	580,329444	41,5675584	9
1700	8 (Sekiz)	30 (Otuz)	531,222000	.	1
		40 (Kırk)	563,691000	.	1
		50 (Elli)	568,780000	.	1
		Total	554,564333	20,3745644	3
	6 (Altı)	30 (Otuz)	573,808000	.	1
		40 (Kırk)	589,467000	.	1
		50 (Elli)	571,993000	.	1
		Total	578,422667	9,6076288	3
	4 (Dört)	30 (Otuz)	592,684000	.	1
		40 (Kırk)	612,923000	.	1
		50 (Elli)	637,500000	.	1
		Total	614,369000	22,4429644	3
	Total	30 (Otuz)	565,904667	31,4839859	3
		40 (Kırk)	588,693667	24,6251089	3
		50 (Elli)	592,757667	38,7812859	3
		Total	582,452000	30,5372502	9

Total	8 (Sekiz)	30 (Otuz)	458,577333	80,8872238	3
		40 (Kırk)	517,279333	91,0001643	3
		50 (Elli)	549,538667	59,0931020	3
		Total	508,465111	78,5748757	9
	6 (Altı)	30 (Otuz)	516,350000	112,2293204	3
		40 (Kırk)	582,679667	20,8554794	3
		50 (Elli)	594,589333	20,4179777	3
		Total	564,539667	68,5176879	9
	4 (Dört)	30 (Otuz)	586,444333	6,1740799	3
		40 (Kırk)	605,313333	6,8027881	3
		50 (Elli)	614,471000	24,4532100	3
		Total	602,076222	17,9934342	9
	Total	30 (Otuz)	520,457222	88,7083927	9
		40 (Kırk)	568,424111	61,3025176	9
		50 (Elli)	586,199667	44,2362226	9
		Total	558,360333	70,5715004	27

Yukarıdaki tabloda değişkenlerin muhtelif değerleri ve bunlara mukabil ortalama (mean) ve standart sapma (Std. Deviation) değerleri verildikten sonra ANOVA analizi yine elde edilecektir. SPSS 20 programı ile uygulanırsa;

Tablo 5.16. ANOVA analizi sonuçları

Bağımlı Değişken:Çekme Dayanımı	Tip III – Kareler Toplamı	F Testi	P değeri	Açıklama Katsayısı (R ²)
Kesme Terimi	8417689,070	7,441	0,000274	0,691
Devir Sayısı	28661,809	7,155	0,004531	
Sürtünme Süresi	39949,167	9,972	0,000990	
Sürtünme Basıncı	20816,585	5,196	0,015228	

Söz konusu Anova (Analysis of Variance) analizini gerçekleştirirken, grup varyanslarının homojen olduğu varsayımı yapılmıştır. Tablo 5.16'ya göre, çekme dayanımı üzerinde devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı değerlerinin istatistiksel olarak % 95 güven düzeyinde etkili olduğu söylenebilmektedir. Ayrıca F değerleri ile determinasyon (açıklama) katsayısı değerinin ($R^2 = 0,691$) yüksek olması model başarısının kuvvetli olduğunu ifade etmektedir. Analiz dâhilinde çoklu karşılaştırmalar sırasıyla devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı için yapılsa;

Tablo 5.17. Çoklu karşılaştırmalar (Devir Sayısı)

Bağımlı Değişken: Çekme Dayanımı

Tukey HSD

(I) Dev.Sayısı	(J) Dev.Sayısı	Mean Difference (I-J)	Std. Error	Sig.	95% Confidence Interval	
					Lower Bound	Upper Bound
1300	1500	-68,029889*	21,0979703	,011	-121,407372	-14,652406
	1700	-70,152444*	21,0979703	,009	-123,529928	-16,774961
1500	1300	68,029889*	21,0979703	,011	14,652406	121,407372
	1700	-2,122556	21,0979703	,994	-55,500039	51,254928
1700	1300	70,152444*	21,0979703	,009	16,774961	123,529928
	1500	2,122556	21,0979703	,994	-51,254928	55,500039

Tablo 5.18. Çoklu karşılaştırmalar (Sürtünme Süresi)

Bağımlı Değişken: Çekme Dayanımı

Tukey HSD

(I) Sür.Süresi	(J) Sür.Süresi	Mean Difference (I-J)	Std. Error	Sig.	95% Confidence Interval	
					Lower Bound	Upper Bound
8 (Sekiz)	6 (Altı)	-56,074556*	21,0979703	,038	-109,452039	-2,697072
	4 (Dört)	-93,611111*	21,0979703	,001	-146,988594	-40,233628
6 (Altı)	8 (Sekiz)	56,074556*	21,0979703	,038	2,697072	109,452039
	4 (Dört)	-37,536556	21,0979703	,202	-90,914039	15,840928
4 (Dört)	8 (Sekiz)	93,611111*	21,0979703	,001	40,233628	146,988594
	6 (Altı)	37,536556	21,0979703	,202	-15,840928	90,914039

Tablo 5.19. Çoklu karşılaştırmalar (Sürtünme Basıncı)

Bağımlı Değişken: Çekme Dayanımı

Tukey HSD

(I) SürtünmeBasıncı	(J) SürtünmeBasıncı	Mean Difference (I-J)	Std. Error	Sig.	95% Confidence Interval	
					Lower Bound	Upper Bound
30 (Otuz)	40 (Kırk)	-47,966889	21,0979703	,083	-101,344372	5,410594
	50 (Elli)	-65,742444*	21,0979703	,014	-119,119928	-12,364961
40 (Kırk)	30 (Otuz)	47,966889	21,0979703	,083	-5,410594	101,344372
	50 (Elli)	-17,775556	21,0979703	,682	-71,153039	35,601928
50 (Elli)	30 (Otuz)	65,742444*	21,0979703	,014	12,364961	119,119928
	40 (Kırk)	17,775556	21,0979703	,682	-35,601928	71,153039

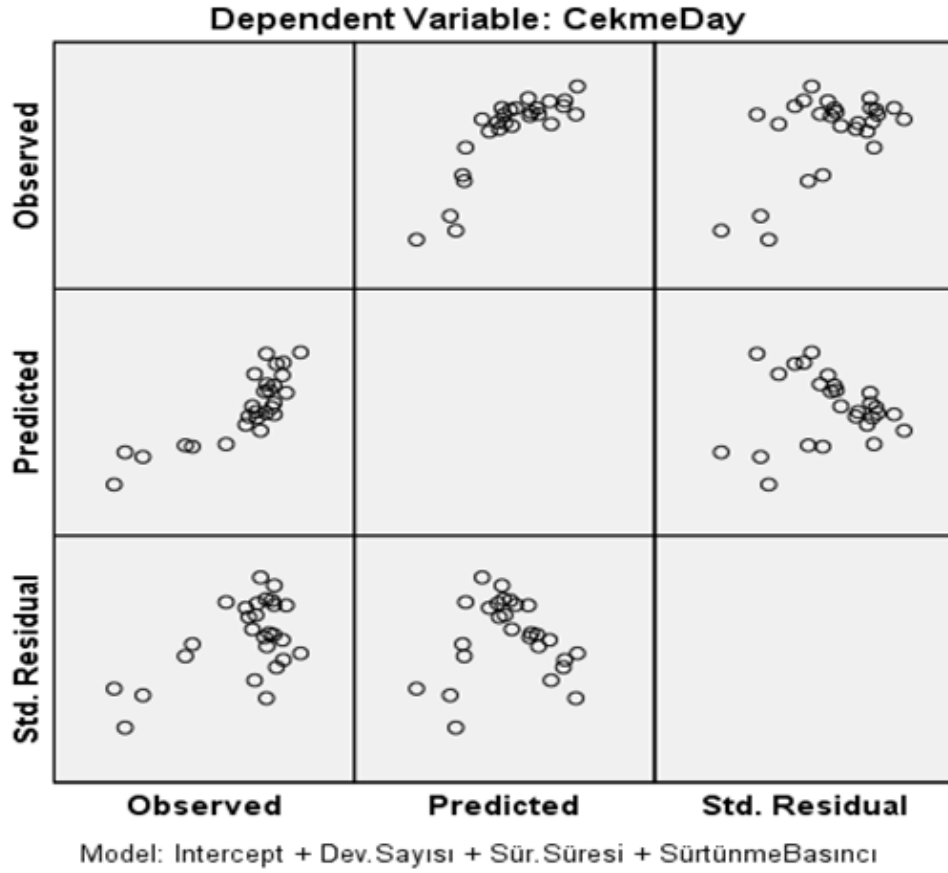
elde edilecektir.

Tablo 5.17'e göre, devir sayısı 1300 dev/dak. olan devir sayısı 1500 ve 1700 dev/dak' ya yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri istatistiksel olarak anlamlı bir değişkenlik göstermektedir. Ancak 1500 dev/dak' dan 1700 dev/dak' ya yükseldiğinde ise çekme dayanımı değerlerinde istatistiksel olarak anlamlı bir değişkenlik söz konusu olmamaktadır.

Tablo 5.18'e göre ise, sürtünme süresi 4 saniyeden 6 saniyeye yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri istatistiksel olarak anlamlı bir değişim göstermemekle birlikte, 6 saniyeden 8 saniyeye yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri anlamlı bir şekilde artarak değişmektedir.

Tablo 5.19'de ise çekme dayanımı değerleri, sürtünme basıncı değerleri 30'dan 50'ye yükseldiğinde istatistiksel olarak değişkenlik göstermektedir. Diğer sürtünme basıncı değerlerinde böyle bir değişkenlik söz konusu değildir.

Modeldeki gözlem değerleri, tahmin değerleri ve standartlaştırılmış kalıntılar için çapraz grafik aşağıdaki gibi Şekil 5.52' de verilmiştir.



Şekil 5.52. Modele ait çapraz grafik

Çekme dayanımı üzerinde maksimum sıcaklık değerlerinin etkili olup olmadığını incelemek amacıyla nicel değişkenler arasında nedensel ilişki analizi olan “Doğrusal Regresyon Analizi”nden faydalanılmıştır. Bu amaçla, verilen değişkenlerimizden çekme dayanımı değişkeni bağımlı değişken, maksimum sıcaklık ise bağımsız değişken olarak atanmıştır. İlgili değişkenler SPSS 20.0 ile regres edildiğinde aşağıdaki Tablo 5.20 ve 5.21 tabloları ortaya çıkacaktır.

Tablo 5.20. Regresyon parametre tahminleri

Model	Standart olmayan sabit		Standar sabit	t değeri	p değeri ^b
	B	Std. Hata	Beta		
(Sabit)	1328,876	315,072		4,218	000
Maksimum sıcaklık	-683	279	-440	-2,447	022

a.Bağımlı Değişken: Çekme Dayanımı, b. Anlamlılık Seviyesi

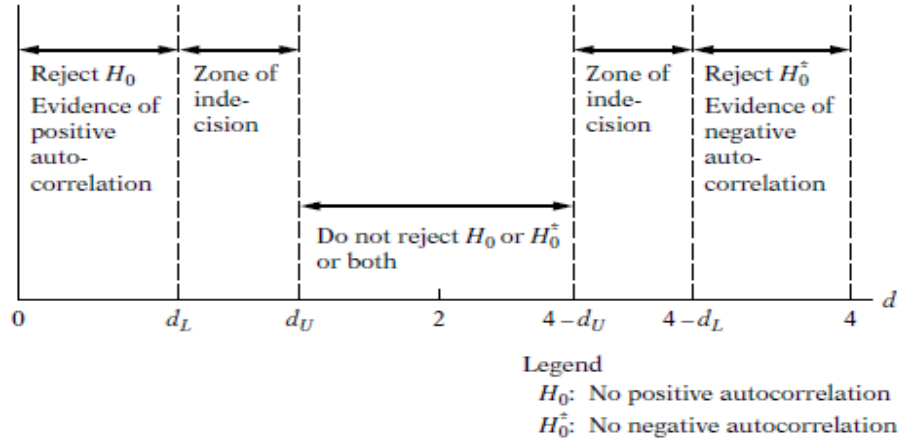
Tablo 5.21. Açıklama katsayısı ve Durbin – Watson Testi

Model	R	R Square	Adjusted R Square	Std. Error of the Estimate	Change Statistics					Durbin-Watson
					R Square Change	F Change	df1	df2	Sig. F Change	
1	440 ^a	193	161	64,6406773	193	5,990	1	25	022	736

a.Bağımsız Değişken, Maksimum Sıcaklık, b.Bağımlı değişken: Çekme Dayanımı

Tablo 5.20 maksimum sıcaklık değişkeninin % 95 güven seviyesiyle çekme dayanımı üzerinde istatistiksel olarak anlamlı bir etkiye sahip olduğunu ifade etmektedir. Tablo 5.21 de ifade edilen açıklama katsayısı değeri modelin başarı düzeyi hakkında olumlu bir fikir vermese bile, Tablo 5.20’de maksimum sıcaklık değişkeninin t değerinin yeterli olması nedensel ilişkinin var olduğu hakkında yeteri kadar veriye sahip olduğumuzu hissettirmektedir.

Tablo 5.21’den ifade edilen Durbin – Watson değeri (0,736) Şekil 5.53’te verilmiştir. Bu değerler irdelenecek olursa, Gujarati’nin referans tablosu bu konuda teşhis için yardımcı olacaktır (Gujarati, 2004).

**Şekil 5.53.** Durbin – Watson d istatistiği referans tablosu

Durbin – Watson test istatistiği değeri, ilgili gözlem sayısında ($n = 27$) kritik tablo değerleri ($d_L = 1,240$, $d_U = 1,556$) ile mukayese edildiğinde, otokorelasyonun bulunmadığını savunan sıfır hipotezi reddedilecektir. Bu durumda kurulan modelin parametre tahminlerinin diğer nitelikleri korunurken (yansızlık, tutarlılık gibi) minimum varyanslı olma niteliği bozulacaktır. Bu durumda otokorelasyon problemini çözmek için “Genelleştirilmiş En Küçük Kareler” metodu kullanılabilir.

6. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, AISI 1040/AISI 304L çelik çifti farklı işlem parametreleri (devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı) kullanılarak sürekli tahrikli sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. İşlem parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim, mekanik davranışları ve elektrokimyasal korozyon davranışları üzerine olan etkileri incelenmiş olup, elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

1. AISI 1040 ve AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik çifti sürtünme kaynağı ile güvenilir bir şekilde birleştirilebilmektedir.
2. Makroyapı analiz incelemelerinde, artan devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi ile ITAB bölgesinin boyutunun genişlediği ve dışarı taşan malzeme miktarının arttığı gözlenmiştir.
3. Kaynaklı bağlantıların yüzeyinden alınan yüzey sıcaklık ölçümleri sonucu, devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncının, kaynak işlem sıcaklıkları üzerinde önemli etkilerinin olduğu ve ölçülen sıcaklık değerlerinin 1000-1204 °C arasında değiştiği belirlenmiştir. Ayrıca en yüksek arayüzey sıcaklığı, S1 no' lu numunede 1204 °C olarak kaydedilmiştir.
4. 1300 dev/dak., düşük sürtünme basıncı ve yüksek sürtünme sürelerinde gerçekleştirilen sürtünme kaynak işlemlerinde bağlantı merkezlerinde boşluk ve bağlantısız bölgeler tespit edilmiştir. Bu bölgeler, artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak boyutları azalmış ve azalan sürtünme süreleri ile tamamen kaybolmuştur.
5. 1700 dev/dak. devir sayısı ve 50 MPa sürtünme basıncı ve düşük sürtünme sürelerinde gerçekleştirilen sürtünme kaynak işlemlerinin tamamında; boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgelerin olmadığı tespit edilmiştir. Çatlak boşluk ve bağlantısız bölgeler, azalan sürtünme süresi, yüksek devir ve sürtünme basıncına bağlı olarak tamamen kaybolmuştur.
6. Kaynaklı bağlantıların birleşme ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamına bakıldığında, literatüre uygun olarak dört farklı bölgenin varlığı belirlenmiştir. Bunlar; A: Ana malzeme, B: Aşırı deforme olmuş bölge, C: Termoplastik olarak dönüşüme uğramış bölge, D: Deformasyon bölgesi olarak birbirlerinden ayrılmaktadırlar. Aşırı deforme olan

bölgede mikroyapı görünümü, sürtünme basıncı ve devir sayısına bağlı olarak literatürde farklı tip paslanmaz çelik alaşımların kaynak bölgesine benzer görünüm sergilemiştir.

7. Bağlantılar EDS analizleri açısından incelendiğinde; 30 µm' lik mesafede AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik malzemeden AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi geçişi mekanik karışım ve difüzyonla gerçekleşmiştir. Aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 304L çeliğe doğru demir ve karbon elementlerinin geçişlerinin meydana geldiği görülmüştür. Düşük sürtünme süreleri, yüksek devir sayısı ve yüksek sürtünme basıncı ile krom ve karbon difüzyonu azalmaktadır. Ancak; düşük sürtünme basıncı ve sürtünme süresi arttıkça, krom difüzyonunda artış görülmektedir.
8. Devir sayısı ve sürtünme basıncı kaynaklı bağlantıların mukavemetini artırmakta, bu da bu çelik çiftinin sürtünme kaynağında bağlantının mekanik özelliklerini (çekme ve korozyon dayanımını) geliştirmektedir.
9. 1300 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen numunelere uygulanan çekme test sonuçları incelendiğinde, arayüzeyde gözenek ve bağlantısız bölgelerin varlığı sonucunda numunelerde, mukavemet kaybıyla birlikte, karışık tipte kırılmalar meydana gelmiştir. Ancak, yüksek devir sayılarında sünek kırılma davranışı hissedilir oranlarda artmıştır.
10. 1500 dev/dak ve 1700 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen kaynaklı bağlantılarda, çekme testi sonucu oluşan kopmalar, AISI 1040 bölgesinde boyun vererek meydana gelmiştir. En yüksek çekme gerilme değeri S27 No' lu numune de 637 MPa olarak kaydedilmiştir. Bu değer in AISI 1040 esas malzemenin çekme dayanımına yakın olduğu tespit edilmiştir.
11. 1500 ve 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerin kırılma yüzey analizleri incelendiğinde, farklı boyut ve ölçülerde mikroskopik boşluklardan oluşan çukurcuk (gamzeczik) tipte yerel sünek kırılma mekanizması tespit edilmiştir. Ayrıca kırılma yüzeyinde örümcek ağı şeklinde bir yapının oluştuğu ve kırılma yüzey şeklinin koni-çanak şeklinde olduğu tespit edilmiştir.
12. Sürtünme kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda yapılan sertlik taraması sonucu elde edilen sertlik verilerinin, malzemelerin birbirinden farklı olan sertlik karakteristiklerine uygun şekilde biçimlendiği görülmüştür. Sertlik, birleşme bölgesinden bir maksimum değerden başlayarak esas metale doğru bir eğim sergilediği görülmüştür. Ayrıca yine bütün numunelerde aşırı deforme olmuş bölgede (ADB), sertlik değerleri yüksek deformasyon ve sıcaklığın etkisi ile arttığı tespit edilmiştir.

13. Yüksek devir ve yüksek sürtünme sürelerinde yapılan sürtünme kaynağı işlemlerinde, kaynak bölgesindeki sertlik değerinin, düşük devir ve yüksek sürtünme sürelerinde yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde elde edilen sertlik değerinden daha düşük olduğu belirlenmiştir. Bu durumun, yüksek devir ve düşük sürtünme süresi sonucu arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesinin düşmesiyle doğrudan ilişkili olduğu belirlenmiştir.
14. Kaynak merkezinde ölçülen en yüksek sertlik değeri, 1300 dev/dak, 50 MPa sürtünme basıncı ve 8 sn sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3 numunesinde 400 HV olarak bulunmuştur. Bütün numunelerin sertlik eğrileri incelendiğinde artan devir sayısının sertlik değerlerinde kademeli bir azalmaya yol açtığı belirlenmiştir.
15. Yapılan sertlik ölçümleri birbiriyle karşılaştırıldığında, en yüksek sertlik değerlerine, düşük devir sayısı, yüksek sürtünme basıncı ve yüksek sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bağlantılarda ulaşılmıştır. Düşük devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerin kaynak işlem sıcaklıklarının, yüksek devir ile birleştirilen numunelerden yüksek olması, bu numunelerde elde edilen sertlik değerlerinde bir miktar artışa yol açtığı tespit edilmiştir. Ayrıca bazı numunelerin, DB bölgesindeki sertlik değerlerinde düzensizliklerin olduğu görülmüştür.
16. Üretim parametrelerinin kaynaklı bağlantıların korozyon davranışı üzerine olan bağlı etkilerini belirlemek için uygulanan elektrokimyasal korozyon testi sonrasında elde edilen potansiyel direnç-akım eğrileri incelendiğinde, artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak potansiyel direncin arttığı, devreden geçen akımın ise azalmakta olduğu tespit edilmiştir.
17. Elektrokimyasal korozyon sonrası en yüksek potansiyel direnç değeri 750 E_p (V) olarak S27 no'lu numunede görülmüştür. En düşük akım ise yine aynı numunede 100 A olarak ölçülmüştür. Korozyon sonrası çekme değerlerinin, korozyon öncesi çekme değerlerinden % 5-10 kadar azaldığı tespit edilmiştir. Bu azalmanın, vizko-plastik etki sonucu ADB'de varlığı görülen AISI 1040/AISI 304L karışma aralığında elektrokimyasal korozyon sonrası tercihen AISI 1040'ın çözünmesi sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Elektrokimyasal korozyon öncesi yapılan çekme numunelerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde; kırılma şeklinin dimple ve klivaj karışımı olduğu görülmüştür. Ancak, korozyon sonrası yapılan çekme testi numunelerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde kırılmanın daha çok gevrek kırılma şeklinde olduğu tespit edilmiştir.

18. Üretim parametrelerin kaynaklı bağlantıların birleşme kalitesi üzerine olan bağıl etkilerini belirlemek için yapılan varyans analiz (ANOVA) sonuçlarından, devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı değerlerinin çekme dayanımı üzerinde istatistiksel olarak % 95 güven düzeyinde etkili olduğu söylenebilmektedir. Ayrıca F değerleri ile determinasyon (açıklama) katsayısı değerinin ($R^2 = 0,691$) yüksek olması model başarısının kuvvetli olduğunu ifade etmiştir.
19. Doğrusal regresyon analizi sonucunda, arayüzey sıcaklık değişkeninin çekme dayanımı üzerinde istatistiksel olarak % 95 güven seviyesiyle anlamlı bir etkiye sahip olmadığını ifade etmektedir.
20. Çoklu karşılaştırma sonuçları, devir sayısı 1300 devirden 1500 ve 1700 devire yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri istatistiksel olarak anlamlı bir değişkenlik göstermektedir. Ancak 1500 devirden 1700 devire yükseldiğinde ise çekme dayanımı değerlerinde istatistiksel olarak anlamlı bir değişkenlik söz konusu olmamaktadır. Aynı şekilde, sürtünme süresi 4 saniyeden 6 saniyeye yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri istatistiksel olarak anlamlı bir değişim göstermemekle birlikte 6 saniyeden 8 saniyeye yükseldiğinde çekme dayanımı değerleri anlamlı bir şekilde değişkenliğe uğramaktadır.
21. Çekme dayanımı değerleri, sürtünme basıncı 30'dan 50'ye yükseldiğinde istatistiksel olarak değişkenlik göstermektedir. Diğer sürtünme basıncı değerlerinde böyle bir değişkenlik söz konusu değildir.

Öneriler :

1. Alaşımsız orta karbonlu çeliklerle, martenzitik paslanmaz çeliklerin sürtünme kaynağı araştırılabilir.
2. Muhtelif HSS çelikleriyle, sade karbonlu çeliklerin sürtünme kaynağı araştırılabilir.
3. Supap çelikleriyle, supap başını birleştiren çubuklar için uygun çalışma koşulları saptanabilir.

KAYNAKLAR

- Ananthapadmanaban, D., Seshagiri Rao, V., Nikhil A., Prasad, Rao, K.,** 2009. A study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints, *Materials & Design*, Volume 30, Issue 7, August, 2642-2646.
- Anık, S., Tülbentçi, K.,** 1983. Tozaltı kaynak tekniği, *Türk Kaynak Cemiyeti Yayını* No: 19, İstanbul.
- Anık, S., Tülbentçi, K., Kaluç, E.,** 1991. rtl Elektrodlarla Elektrik Ark Kaynağı, İstanbul.
- Anık, S., Anık, E.S., Vural, M.,** 1993. 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt:1, *Birsen Yayın evi*, İstanbul.
- Anık, S.,** 1991. Kaynak Tekniği El Kitabı, *Gedik Holding Yayını*, İstanbul.
- Aran, A.,** 2003. Paslanmaz elik üretimi kullanımı standartları, 3. Baskı, *Sarıtaş Teknik Yayınları*, No: 1, İstanbul.
- Arivazhagan, N., Surendra S., Satya P., Reddy, G.M.,** 2006. High temperature corrosion studies on friction-welded dissimilar metals, *Materials Science and Engineering: B*, **132**, 222-227.
- ASM,** 1973. ASM Metals Handbook, 8 thed., V: 8, *ASM International Materials Park*, OH. P. 424.
- Ates, A., Turker, M., Kurt, A.,** 2007. Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron-based superalloy, *Materials & Design*, **28**, 948-953.
- Azazi, S.,** 2007. Yumuşak ve paslanmaz elik elektrot yüzeylerinin elektrokimyasal olarak otoluidin polimeri ile kaplanması ve korozyon performanslarının belirlenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Mustafa Kemal Üniversitesi.
- Baerlecken, E., Fischer, W., Loenz, K.,** 1961. Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and the susceptibility to intergranular corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%, *Stahl und Eisen*, **81** (12), 768.
- Bahrani A.S., and Grassland, B.,** 1976. Friction Welding, *CME*. 61-66.
- Baker, R.G., Nutting, J.,** 1959. *Journal of Iron Steel Inst.*, **192**, 257-268.
- Bandel, G., Tafaute, W.,** 1941, *Arch. Eisenhut*, **15** (7), 307.

- Baydoğan, M., Şeşen, S., Çizmecioğlu, H.,** 2003. Ostenitik paslanmaz çelik bir dirsekte korozyon hasarının araştırılması, *Kaynak Teknolojisi IV. Uluslararası Kongresi*, 24-25 Ekim, Kocaeli.
- Begg, G.H.C. and Humphreys, B.A.,** 1981. Rotational-Friction Welding, *Engineering Tech.* File Nr. 91, 1-4.
- Bendzsak G.J., Northt. H. and Li. Z.,** 1997. Numerical Model for Steady-State Flow In Friction Welding, *Acta Mater.*, **45**. No.4 : pp 1735-1745.
- Bhadeshia, H.K.D.H.,** 1999. The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*, **273-275**, 58-66.
- Bolshakov, M.V.,** vd., 1972. The Vacuum Friction Welding of High-Melting And High-Temperature Alloys, *Automatic Weld.*, pp. 60-60.
- Briggs, J. Z., and Parker, T. D.,** 1965. The Super 12% Cr Steels. Climax Molybdenum Company, 1270 Avenue of the Americas, New York
- Brooks, J.A., Lippold, J.C.,** 1993. Selection of wrought austenitic stainless steels, *ASM Metal Handbooks*, **6**, 456-469.
- Castro, R.J., De Cadenet, J.J.,** 1974. Welding metallurgy of stainless steel and heat-resisting steels, *Cambridge University Press*, Cambridge.
- Celik, S., Ersozlu, I.,** 2009. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels, *Materials & Design*, **30**, 970-976
- Changbin S.,** vd., 2011. Microstructures and electrochemical behaviors of the friction stir welding dissimilar weld, *Journal of Environmental Sciences*, **23**, 32-35.
- Çakır, A.,** 1984. Metallerde Korozyona Giriş, Isparta.
- Çam, G.,** 2002, Sürtünme karıştırma kaynağı ve uygulamaları, *PAÜ Mühendislik Fakültesi 9. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı*, s:450-458.
- Çelikyürek, İ., Torun, O., Baksan, B.,** 2011. Microstructure and strength of friction welded Fe-28Al and 316L stainless steel, *Material Science and Engineering A*, **528**, 8530-8536.
- Çil, E.,** 2009. Sürtünme Kaynağıyla Birleştirilmiş Paslanmaz Çelik ve Bakır Parçaların Kaynak Bölgesi Özelliklerinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Trakya Üniv., Fen. Bil. Enst., , Edirne.

- Çizmecioğlu, Z.**, 2000. İstanbul Büyükşehir Belediyesi İGDAŞ Genel Müdürlüğü Doğalgaz İç Tesisat Çelik Borularının Yeraltında Korozyona Karşı Galvanik Katodik Koruması, *İGDAŞ Yayınları*, 3-14.
- Dadfar, M.**, vd., 2007. Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel, *Materials Letters*, **61**;2343-2346.
- Demo, J.J.**, 1971. Mechanism of high temperature embrittlement and loss of corrosion resistance in AISI 446 stainless steel, *Corrosion*, V: **27** (12), 531.
- Demo, J.J.**, 1977. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, In Handbook of Stainless Steels, New York.
- Dinç, D.**, 2006. AISI 1040 ve AISI 304 Çeliklerinin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, *Y. Lisans Tezi*, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Balıkesir.
- Dobrovidov, A.N.**, vd., 1975. Selection of optimum conditions for the friction welding of high-speed steel R6M5 to carbon steel 45, *Welding Prod.*, pp 22-26.
- Doğan, G.**, 2006. Atmosferik Korozyonun Metal Yapı Malzemelerine Etkisi Üzerine Deneysel Bir Çalışma ve Yapay Sinir Ağı ile Korozyon Hızı Tahmini, *Yüksek Lisans Tezi*, Anadolu Üniversitesi.
- Doruk, M.**, 1982. Korozyon ve Önlenmesi. O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü, Ankara.
- Du, X., Whiteman, J.A., Thomson, R.C., Bhadeshia, H.K.D.H.**, 1992. Modelling the carbide composition changes in Cr₂Mo₄V steel during long-term tempering, *Materials Science and Engineering A*, **154** (2), 197-205.
- Duffin, F.D., Bahrani, A.S.**, 1973. Frictional Behaviour of Mild Steel of Friction Welding, *Wear*, **31**, 53-73.
- Ellis, C.R.G.**, 1977. Friction Welding, Some Recent Applications of Friction Welding, *Weld. and Metal Fab.*, **9** (7). 207-213.
- Erbil, M.**, 1984. Demirin anodik çözünme karakteristikleri üzerine bazı yeni inhibitörlerin ve pH' ın etkileri. *doğa*, **12**: 239-247.
- Erdoğan, M.**, 2002. Malzeme Bilim ve Mühendislik Malzemeleri, Cilt: 1, *Nobel Yayın Dağıtım*, 326-331, Ankara.

- Ersözlü, İ.**, 2006. Sürtünme Kaynak Makinasının Bilgisayar Kontrollü Çalıştırılması ve SAE 4140 ve SAE 1050 Çeliklerine Uygulanması, *Yüksek Lisans Tezi*, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Balıkesir.
- Eryürek, B., Dikicioğlu, A.**, 2003. Onarım kaynağında hasar analizinin önemi, *Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi*, 24-25 Ekim, Kocaeli.
- Gül, A.**, 2006. Farklı Metalsel Malzemelerin Sürtünme Kaynağında, Kaynak Parametrelerinin Dikiş Özelliklerine Etkisi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul,
- Grobner, P.J.**, 1973. The 885 °F (475 °C) embrittlement of ferritic stainless steels, *Met. Trans*, **4**, 251-260.
- Grubb, J.F., Wright, R.N.**, 1979. The role of C and N in the brittle fracture of Fe-26Cr, *Metallurgical Transactions*, **10A**, 1247-1255.
- Hosoi, Y., Wade, N., Kunimitsu, S., Urita, T.**, 1986. Precipitation behavior of laves phase and its effect on toughness of 9Cr-2Mo ferritic-martensitic steel, *Journal of Nuclear Materials*, V: **141-143** (1), 461-467.
- Ishibashi A, Ezoe S, Tanaka S.**, 1983. Bulletin of the JSME, **26** (216), 1080.
- Jenning, P.**, 1971. Some Properties of Dissimilar Metal Joints Made By Friction Welding, *The Welding Institute*, Abington Hall, Cambridge, pp 147-153.
- Kaluç, E.**, 1990. Ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin kaynağı, *Gedik Kaynak Dünyası*, İstanbul.
- Kaluç, E., Tülbentçi, K.**, 1995. Paslanmaz çelikler ve kaynaklanabilirliği, Seminer Notu, *KOÜ Kaynak Teknolojisi Araştırma Uygulama ve Eğitim Merkezi*, 244, Kocaeli.
- Kaluç, E., Taban, E.**, 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları, *Makine Tek.*, Sayı. 84.
- Kiesheyer, H., Brandis, H.**, 1977. Ausscheidungs-und versprödungsverhalten nickel-haltiger superferite (precipitation and embrittlement of nickel containing superferites), *Zeitschrift Für Werkstoffech*, **8** (3), 69-77.

- Kırık, İ., Özdemir, N., Teker, T., 2012.** Weldability of martensitic stainless steel to medium carbon steel by using friction welding, *International Iron & Steel Symposium*, 02-04 April, 2, 826-831, Karabuk, Türkiye.
- Kırık, İ., Özdemir, N., 2012.** The effect of friction time on the microstructure and mechanical properties of friction welded AISI 1040/duplex stainless steel, *Journalagent*, SAUFBE-07269, in press.
- Kırık, İ., Özdemir, N., 2012.** PLC kontrollü sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin tasarım ve imalatı, *International Conference on Welding Technologies and Exhibition*, 23-25 May 2012, Ankara, Turkey.
- Kiesheye, H., Brandis, H., 1976.** Metallkd. **67**, 258-263.
- Kuruzar, D. L., 1979.** Joint Design For The Friction Welding Process, *Welding Journal*, pp.31-35.
- Korkut, M.H., 1997,** Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, *Doktora Tezi*, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Krysiak, K F., Grubb, J.F., Campbell, R.D., 1993,** Selection of wrought ferritic stainless steels, *ASM Metals Handbook*, V: 6, 443-454.
- Lacombe, P., Baroux, B., Beranger, G., 1993.** Stainless steels, *Les Editions De Physique*, Les Ulis, France.
- Lee, D.G., Jang, K.C., Kuk, J. M., Kim, I. S., 2004.** Fatigue properties of inertia dissimilar friction-welded stainless steels, *Journal of Materials Processing Technology*, **155-156**, 1402-1407.
- Li, W.-Y., vd., 2008.** Effect of friction time on flash shape and axial shortening of linear friction welded 45 steel, *Materials Letters*, **62**, 293-296.
- Lippold, J.C., 1993.** Introduction to the selection of stainless steels, *ASM Metal Handbooks*, **6**, 431.
- Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005.** Welding metallurgy and weldability of stainless steels, *A John Wiley Sons. Inc. Publication*, 88-135.
- Lucas, W., 1971.** Process Parameters and Friction Welds, *Met. Const. and British, Welding J.*, pp 293-297.

- Marcincowski, M.J., Fisher, R.M., Szirmai, A.,** 1964. Effect of 500 °C aging on the deformation behavior of an iron-chromium alloy, *Trans. AIME*, **230**, 676-689.
- Marimuthu, M.,** 2002, Desing of welding alloys creep and toughness, *Doctor Dissertation*, University of Cambridge Department of Materials Science And Metallurgy, Cambridge.
- Meshram, S.D. , T. Mohandas, G. Madhusudhan Reddy,** 2007. Friction welding of dissimilar pure metals, *Journal of Mat. Proc. Tech*, **184**, 330-337.
- Metals Handbook,** 1987, *Corrosion*, Vol.13.th. Edition, ASM International, Ohio.
- Murti, K.G.K., Sundersan, S.,** 1983. Parameter Optimisation in Friction Welding Dissimilar Materials, *Met. Const.*, 331-335.
- Nishio, Y., Ohmae, T., Yoshida, Y., Miura, A.,** 1971, Weld cracking and mechanical properties of 17% chromium steel weldment, *Welding Journal*, V: 50 (1), 9-18.
- Noble, D.N.,** 1992. Plasma arc cutting and welding, *Welding Design And Fabrication*, 23-56.
- Noble, D.N.,** 1993, Selection of wrought duplex stainless steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 471-479.
- Odabaş, C.,** 2007. Paslanmaz çeliklerin kaynağı, *Kaynak Teknolojisi*, 2. Baskı, 151-230, İstanbul.
- Orhan, N.,** 1996. Difüzyon Kaynağı İçin Yeni Bir Model ve Duplex Alaşımlara Uygulanması, *Doktora Tez*, F.Ü. Fen Bilimleri Ens. Elazığ.
- Otmanbölük, A. N.,** 1997. Sürtünme kaynak prosesleri üzerine bir araştırma, 7'nci Denizli Malzeme Sempozyumu, Denizli, 507-511.
- Özdemir, N., Orhan, N.,** 2005. Microstructure and mechanical properties of friction welded joints of a fine-grained hypereutectoid steel with 4% Al, *J. of M. Processing Technology*, **166**, 63-70.
- Özdemir, N.,** 2005. Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed, *Materials Letters*, **59**, 2504-2509.
- Özdemir, N., Sarsılmaz, F., Haşçalık, A.,** 2007. Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel, *Materials & Design*, **28**, 301-307.

- Özdemir, N., Büyükarıslan, S., Sarsılmaz, F.,** 2007. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA1030 alüminyum alaşımında karıştırıcı uç profili ve ilerleme hızının arayüzey mikroyapı değişimi üzerine etkisi, *Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi*, **19**, (3), 407-415.
- Özdemir, M.,** 2003, Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile alüminyum alaşımlarının kaynaklanabilirliği, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Ens. Ankara.
- Özsoy, M., Kaluç, E.,** 2002. Sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları, *Mühendis ve Makine Dergisi*, **43**, 513, 19-26.
- Park, S. H. C., Sato Y. S., Hokava, H., Okamoto, K., Hirano, S., Inagaki, M.,** 2004. Corrosion resistance of friction stir welded 304 stainless steel, *Scripta Materialia*, **51-2**, 101-105
- Plumtree , A., Gullberg, R.,** 1980. The influence of intersitital and some substitutional alloying elements, in toughness of ferritic stainless steels, ASTM STP 706, R.A. Lula, Ed., American Society For Testing And Materials, West Conshohocken, PA, pp. 34-35.
- Pollard, B.,** 1974, Effect of titanium on the ductility of 26% chromium, Low Intersitital Ferritic Stainless Steel, *Metals Technology*, **1**, 31.
- Pollard, B.,** 1993. Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 482-493.
- Richter, J., Finke, P.,** 1976, Freiburger forshungschefte metallurgie, B172: 55.
- Sahin, M.,** 2007. Evaluation of the joint-interface properties of austenitic-stainless steels (AISI 304) joined by friction welding, *Materials & Design*, **28**, 2244-2250.
- Sathiya, P., Aravindan, S., Noorul Haq, A., Paneerselvam, K.,** 2009. Optimization of friction welding parameters using evolutionary computational techniques, *Journal of Mat. Proc. Tech*, **209**, 2576-2584.
- Satyanarayana, V.V., Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T.,** 2005. Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels, *Journal of Mat. Proc. Tech .*, **160**, 128-137.
- Savaşkan, T.,** 1990. Malzeme Bilgisi ve Muayenesi. K.T.Ü. Makine Mühendisliği Bölümü, Trabzon.

- Sawhill, J.M., Bond, A.P., 1976,** Ductility and toughness of ferritic stainless steel welds, *Welding Journal*, V: **55** (2), 33-41.
- Schwer, P.E., Philip A., 1988.** Corrosion And Corrosion Protection Handbook, Marcel Dekker Inc, New York, USA.
- Semchysen, M., Bond, A.P., Dundas, H.J., 1971,** Effects of compositions on ductility and toughness of ferritic stainless steels, In *Proceedings Of The Symposium Toward Improved Ductility And Toughness*, Kyoto, Japan, p. 239.
- Senior, B.A., 1989,** Estimate of the surface tension of creep cavities in austenitic weld metal at 650 °C, *Materials Science And Engineering A*, V: **111**, L1-L2.
- Seregin, S.A., Sabantsev, V.P., 1977.** The Friction Welding of Quenched Steel, *Weld. Prod.*, pp. 20-23.
- Shortsleeve, F.J., Nicholson, M.E., 1951.** Transformations in ferritic chromium steels between 1100 and 1500 °F (595 and 815 °C), *Trans. ASM*, **43**, 142-156.
- Smith, J.J., Farrar, R.A., 1993,** Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI series weld metals, *International Materials Reviews*, **38**, 1.
- Sönmez, F., 2007.** Sürtünme kaynağıyla birleştirilmesi yüksek hız çeliği (HSS) ve AISI 1040 çeliklerinde mukavemet ve metalurjik özelliklerin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Edirne.
- Şahin, M., 2001.** Sürtünme Kaynağı ile Birleştirmede Parça Boyutları ve Plastik Sekil Değiştirmenin Etkilerinin Araştırılması, *Doktora Tezi*, T. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.
- Şık, A., Kayabaş, Ö., 2003.** Sürtünme karıştırma kaynağı ile yapılan alüminyum kaynağında kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin incelenmesi, *Gazi Üniversitesi Endüstriyel Sanatlar Eğitim Fakültesi Dergisi*, Y.11, S.12, s.30-43.
- Taban, E., Kaluç, E., 2008,** Laser welding of modified 12%Cr stainless steel: Strength, fatigue. toughness, microstructure and corrosion behavior, *Materials and Design*, **30**, 1193-1200.
- Tabachnick, B. G., Fidell, L. S., 2012.** Using Multivariate Statistic, Amazon Shop by Departmen Books, Allyn and Bacon, S. Ed., New york USA.

- Thielsch, H.**, 1951. Physical and welding metallurgy of chromium stainless steels, *Welding Journal*, **30** (5), 209-250.
- Torun, O., Celikyurek, İ., Baksan, B.**, 2011. Friction welding of Fe-28Al alloy, *Intermetallics*, **19**, 1076-1079.
- TS 138 EN 10002-1**, 2010, Metalik malzemelerin-çekme deneyi, *Türk Standartları Enstitüsü*, Ankara.
- Tylecote, R.Y.**, 1968, The Solid Phase Welding of Metals, *Edward Arnold Ltd.*, London, 1-150.
- URL-1**, www.migweld.de.com, 2011.
- URL-2**, www.tech.plym.ac.uk/sme/Interactive_Resources/tutorials/FailureAnalysis/index.html Erişim tarihi:10.03.2011
- Uysal, M.**, 2006. CrN, TiN Kaplanmış ve Kaplanmamış AISI 304 Paslanmaz Çeliğinin Korozyon Özellikleri, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi, Ankara.
- Ünal, E.**, 2003. Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 4340 çeliği ile paslanmaz çeliklerin yorulma davranışlarının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Elazığ.
- Ürgen M., Çakır, A.**, 1990. Molibdenin paslanmaz çeliklerin korozyonu üzerindeki etkisi, *II. Korozyon Sempozyumu*, ODTÜ, Ankara.
- Washko, S.D., Grubb, J.F.**, 1991, The effect of niobium and titanium dual stabilization on the weldability of 11% chromium ferritic stainless steels, In Proceedings Of The International Conference On Stainless Steels, Chiba, Japan, Published By Iron And Steel Institute Of Japan.
- Vill, V.I., vd.**, 1962. Friction Welding of Metals, AWS, Newyork.
- Villafuerte, J.C., Kerr, H.W.**, 1990. The Effect of alloy composition and welding conditions on columnar-equiaxed, Transitions In Ferritic Stainless Steel Gas-Tungsten Arc Welds, *Metallurgical Transactions*, **21A** (7), 2009-2019.
- Voinov, V.P., vd.**, 1972 Fatigue Strength of Friction- Welded Joints Between Steels 20 and 40 Kh, *Weld. Prod.*, 51-54.
- Wank, K. K., Lin, W.**, 1974. Flywheel friction welding research, *Welding journal*, 233-241.
- Westgate, S.A., Dunkerton, S.B.**, 1985. Friction and Flash Welding-Mechanical Properties Reviwed, *The Welding Int. Research Bulletin*, 49-53.

- Williams, R.O.**, 1958, Further studies of the iron-chromium system, Trans. AIME, 212: 497.
- Won-Bae Lee, Young-Jig Kim, Seung-Boo Jung**, Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI 4140 structural steel, *Intermetallics*, **12**, 671-678.
- Wright, R.N.**, 1980, Toughness of ferritic stainless steels, ASTM STP 706, R. A. Lula, Ed., *American Society For Testing And Materials*, West Conshohocken, PA, 2-33.
- Yan, J.H.vd.**, 2000. Preduction of fatigue life and it is probaliyt distribution of notched frictio welded joints under variable amplitude loading, *International Journal of Fatigue*, 481-494.
- Yılbaş, B. S., Şahin, A.Z., Kahraman, N., Al-Garni, A.Z.**,1995. Friction welding of St-Al and Al-Cu materials, *Journal of Mat. Proc. Tech.*, **49**, 431-443.
- Yıldırım, M. M.**, 1981, Malzeme bilgisi, F.Ü. Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, Yayın No: 61.
- Yıldırım, M. M., Çakan, A.**, 2012. Mühendislik malzemeleri III, Kampüs Yayıncılık ve As ofset Matbaacılık, III. Baskı, Kütahya.
- Yıldırım, M. M., Çakan, A.**, 2011. Mühendislik Malzemeleri I, Kampüs Yayıncılık ve As ofset Matbaacılık, III. Baskı, Kütahya.
- Yılmaz, M., Çöl, M., Acet, M.**, 2002. Interface properties of aluminum/steel friction-welded components, *Materials Characterization*, **49**, 421-429.
- Yılmaz, M.**, 1993. Farklı Takım Çeliklerinin Sürtünme Kaynağında Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, *Doktora Tezi*, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Zappfe, C. , Worden, C.O.**, 1951, A notch-bend test, *Welding Journal*, V: 30 (1), 47-54.

ÖZGEÇMİŞ

06.10.1974 tarihinde Diyarbakır'ın Silvan ilçesinde doğan İhsan KIRIK ilk, orta ve lise eğitimini Silvan'da tamamladı. 2002 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünü kazandı ve 2006 yılında bu bölümden başarıyla mezun oldu. Mezun olduktan sonra ticari alanda serbest olarak çalışmaya başladı. Yaptığı başarılı çalışmalar ile kısa zamanda ticari alanda başarılı işler yaptı. 2006 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Bölümü Kaynak Ana Bilim Dalı'nda doktora eğitimine başladı. İşadamı olan İhsan KIRIK, evli ve beş çocuk babasıdır.

İhsan KIRIK

ELAZIĞ - 2012