



**ROBOTİK LAZER KAYNAK VE PLAZMA ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ
İLE BİRLEŞTİRİLEN AISI 410S FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN
MEKANİK, MİKROYAPI VE KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

CEYHUN TOPAL

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MEKATRONİK MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

Doç. Dr. Ceyhun KÖSE

Ocak - 2019

Her hakkı saklıdır

**T.C.
TOKAT GAZİOSMANPAŞA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MEKATRONİK MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**ROBOTİK LAZER KAYNAK VE PLAZMA ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ
İLE BİRLEŞTİRİLEN AISI 410S FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN
MEKANİK, MİKROYAPI VE KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

CEYHUN TOPAL

**TOKAT
Ocak - 2019**

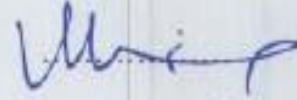
CEYHUN TOPAL tarafından hazırlanan "Robotik Lazer Kaynak ve Plazma Ark Kaynak Yöntemleri ile Birleştirilen AISI 410S Ferritik Paslanmaz Çeliğin Mekanik, Mikroyapı ve Kaynak Sonrası Isıl İşlem Özelliklerinin İncelenmesi" adlı tez çalışmasının savunma sınavı 07/09/2019 tarihinde yapılmış olup aşağıda verilen Jüri tarafından Oy Birliği / Oy Çokluğu ile Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Mekatronik Mühendisliği Ana Bilim Dalı 'nda Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Danışman
Doç. Dr. Ceyhan KÖSE
Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi
Üye
Dr. Öğr. Üyesi Mithat ŞİMŞEK
Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi
Üye
Dr. Öğr. Üyesi Mehmet Şemseddin ÇİMEN
Sivas Cumhuriyet Üniversitesi

İmza







Prof. Dr. Çetin CEKİÇ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



TEZ BEYANI

Tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu tezin yazılmasında bilimsel ahlak kurallarına uyulduğunu, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezin içerdiği yenilik ve sonuçların başka bir yerden alınmadığını, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, tezin herhangi bir kısmının bu üniversite veya başka bir üniversitedeki başka bir tez çalışması olarak sunulmadığını beyan ederim.

CEYHUN TOPAL

Ocak 2019

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ROBOTİK LAZER KAYNAK VE PLAZMA ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE BİRLEŞTİRİLEN AISI 410S FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN MEKANİK, MİKROYAPI VE KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

CEYHUN TOPAL

TOKAT GAZİOSMANPAŞA ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MEKATRONİK MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

(TEZ DANIŞMANI: DOÇ. DR. CEYHUN KÖSE)

Paslanmaz çelikler, adı paslanmaz çelik olarak da adlandırılmasa da ilk olarak 1821 yılında Fransız metalurjist Pierre Berthier tarafından demir-krom alaşımının korozyona karşı direncini fark etmiştir. Ancak bu tarihten sonra ısıtılma tabii tutulması yetersiz olduğu için pratik üretime geçilememiştir. Paslanmaz çeliklerin asıl başlangıcı, 1913 yılında İngiliz metalurjist Harry Brearly tarafından tüfek namlularını geliştirmek için yaptığı araştırmalar sonucu tesadüfen bulmuştur. Daha sonraki yıllarda piyasaya sürülen paslanmaz çelikler, sanayi ve günümüzde önemli bir yer edinmiştir. İlerleyen yıllarda paslanmaz çelikler türlerine ve kalitelerine göre geliştirilmiştir. Bu tez çalışmasında, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik levhalar robotik lazer kaynağı ve plazma ark kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir. Birleştirmelerde koruyucu gaz olarak argon kullanılmıştır. Kaynak yatay pozisyonda, ortam sıcaklığında, ilave metal kullanmadan ve alın altına gerçekleştirilmiştir. Robotik lazer kaynağıyla iki farklı güç ve dört farklı hız kullanılarak birleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Plazma ark kaynağıyla ise, üç farklı plazma ark akımı ve iki farklı hız kullanılarak birleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemsiz ve kaynak sonrası ısıtılma uygulanmış kaynaklı birleştirmelerin mekaniksel özellikleri çekme deneyi, üç nokta eğme deneyi ve sertlik ölçümleriyle tespit edilmiştir. Metalografik incelemeler ise stereo makroskop, optik mikroskop, XRD (X Işını Difraktometresi), SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) ve EDS (Enerji Dağılımı Spektrometresi) analizleriyle gerçekleştirilmiştir.

2018, 115 SAYFA

ANAHTAR KELİMELER: AISI 410S ferritik paslanmaz çelik, Robotik lazer kaynağı, Plazma ark kaynağı, Mekanik özellikler, Mikroyapı

ABSTRACT

MASTER THESIS

INVESTIGATION OF THE MECHANICAL, MICROSTRUCTURE AND POST WELD HEAT TREATMENT (PWHT) PROPERTIES OF THE AISI 410S FERRITIC STAINLESS STEEL JOINED USING ROBOTIC LASER BEAM AND PLASMA ARC WELDING METHODS

CEYHUN TOPAL

TOKAT GAZIOSMANPASA UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

DEPARTMENT OF MECHATRONICS ENGINEERING

SUPERVISOR: ASSOC. PROF. DR. CEYHUN KÖSE

Although stainless steels were not called stainless steel, it was first noticed by French metallurgist Pierre Berthier in 1821. But, it was not possible to pass to practical production as the heat treatment was not enough. The main beginning of stainless steels was coincidentally discovered by British metallurgist Harry Brearly in 1913 as a result of his investigations to develop the rifle gun barrels. In the following years, stainless steels, which were introduced to the market, gained an important place in industry and today. In the following years, stainless steels were developed according to their types and qualities. In this thesis study, AISI 410S ferritic stainless steel sheets were joined with robotic laser beam and plasma arc welding method. Argon was used as shielding gas in the joints. The welding was performed without using filler metal on butt weld joint configuration at horizontal position in the ambient temperature. The jointing was carried out by using two different power and four different speeds with the robotic laser beam welding method. In addition, the jointing was carried out by using three different streams and two different speeds with plasma arc welding method. The mechanical properties of laser welded joints without heat treatment and after welding are determined by tensile, three point bending test and hardness measurements. The metallographic investigation was evaluated by an Optical microscope, Stereo-microscope, Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) and X-ray Diffraction (XRD).

2018, 115 PAGE

KEYWORDS: AISI 410S ferritic stainless steel, Robotic laser welding, Plasma arc welding, Mechanical properties, Microstructure

ÖNSÖZ

Tez çalışmam sırasında çok değerli bilgi ve tecrübeleri ile bana yol gösterici ve destek olan değerli danışman hocam Sayın Doç. Dr. Ceyhun KÖSE'ye teşekkürü bir borç bilirim.

Değerli yardım ve katkılarından dolayı TOGÜ Makine Müh. Bölümünden, Dr. Öğr. Üyesi Mithat ŞİMŞEK'e ve Makine Mühendisliği Bölümü Araştırma Görevlisi Oğuzhan PEKTEZEL ve Arş. Gör. Halil Burak MUTU'ya, Fizik Bölümünden, Doç. Dr. Fikret YILMAZ'a, Gıda Müh. Bölümü değerli öğretim üyeleri ve araştırma görevlilerine, Samsun 19 Mayıs Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümüne ve KİTAM'a, KTÜ Makine Müh. Bölümünden Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ ve araştırma görevlilerine, Ordu Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarına, TOGÜ Mekatronik Mühendisliğindeki değerli hocalarıma ve idari personele, Doktora öğrenimine devam eden ve bana çalışmamda yardımını esirgemeyen Engin KARACA'ya en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca, malzeme temini ve kaynaklı birleştirme destekleri için SILVERLINE Endüstri ve Ticaret A.Ş. ve Üretim Mühendisi Uğur ÖZKAYA'ya teşekkürlerimi sunarım.

Desteklerini ve sevgilerini hiçbir zaman eksik etmeden bu çalışmada beni yalnız bırakmayan annem Fatma TOPAL, dayım Osman TOPAL ve kardeşlerim Emine ÇAĞLAR, Yücel ve Ceylan TOPAL'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

CEYHUN TOPAL

Ocak 2019

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
ÖNSÖZ	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGE ve KISALTMALAR	vi
ŞEKİL LİSETESİ	viii
ÇİZELGE LİSETESİ	xi
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK ÖZETLERİ	3
2.1. Paslanmaz Çelikler ve Türleri.....	3
2.1.1. Martenzitik paslanmaz çelikler.....	5
2.1.2. Östenitik paslanmaz çelikler.....	8
2.1.3. Çift fazlı(dubleks) paslanmaz çelikler.....	12
2.1.4. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler.....	15
2.1.5. Ferritik paslanmaz çelikler.....	17
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	25
2.2.1. Matrenzik paslanmaz çeliğin kaynağı.....	26
2.2.2. Östenitik paslanmaz çeliğin kaynağı.....	27
2.2.3. Çift fazlı(dubleks) paslanmaz çeliğin kaynağı.....	28
2.2.4. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliğin kaynağı.....	29
2.2.5. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynağı.....	29
2.3. Lazer Işın Kaynağı.....	31
2.3.1. Lazer ışını ve elde edilişi.....	31
2.3.2. Lazer kaynak yöntemler,.....	33
2.3.3. Lazer ışın kaynağının metalürjik özellikleri.....	36
2.3.4. Lazer ışın kaynağının avantajları ve dezavantajları.....	40
2.4 Plazma Ark Kaynağı.....	40
2.4.1. Plazma ark kaynağı torçunun çalışması.....	41
2.4.2. Plazma ark kaynağı çalışma prensibi.....	42
2.4.3. Plazma ark kaynağının avantajları.....	44

2.4.4. Plazma ark kaynağına uygun parametreleri belirlemek için uygulanan yöntemler.....	45
3. MATARYAL ve YÖNTEM.....	50
3.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler.....	50
3.2. Kaynak Yöntemleri ve Kaynak Parametreleri.....	50
3.3. Kaynak Sonrası Isıl İşlemlerin Uygulanması.....	56
3.4. Deney Numunelerinin Hazırlanması.....	57
3.5. Metalografik Numune Hazırlığı ve İncelemeleri.....	59
3.5.1. Metalografik incelemeleri.....	59
3.6. Mekanik Deneyler ve Uygulanışı.....	61
3.6.1. Çekme deneyi numunesinin hazırlığı ve deneyi.....	61
3.6.2. Üç nokta eğme deneyi numunesinin hazırlığı ve deneyi.....	63
3.6.3 Mikrosertlik.....	64
4. BULGULAR ve TARTIŞMA.....	65
4.1. AISI 410S Lazer Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı ve Mikroyapı incelemeleri.....	65
4.1.1. Lazer kaynaklı birleştirmenin makroyapı incelemeleri.....	65
4.1.2. Lazer Kaynaklı Birleştirmenin Mikroyapı İncelemeleri.....	66
4.2. Lazer Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Deney Sonuçları.....	77
4.2.1. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları.....	77
4.2.2. Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz lazer kaynaklı birleştirmelerin üç nokta eğme deneyi sonuçları.....	85
4.2.3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin mikrosertlik incelemeleri.....	86
4.3. AISI 410S Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri.....	88
4.3.1. Plazma ark kaynaklı birleştirmelerin makroyapı incelemeleri.....	88
4.3.2. Plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410s ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı incelemeleri.....	90
4.4. AISI 410S Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Deney Sonuçları.....	97
4.4.1. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları.....	97
4.4.2. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin üç nokta eğme deneyi sonuçları.....	103
4.4.3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin mikrosertlik incelemeleri.....	104

5. SONUÇLAR.....	106
6. KAYNAKÇA.....	108
7. ÖZGEÇMİŞ.....	115



SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler	Açıklamalar
°C	: Santigrad
CW	: Sürekli Mod
GPa	: Giga Paskal
HRB	: Rockwell Sertliği
J	: Joule
K	: Kelvin
kA	: Kilo amper
kN	: kilo Newton
kW	: Kilowatt
MPa	: Megapaskal
µm	: Mikrometre

Kısaltmalar Açıklamalar

AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
BCC	: Kristal Kafes Yapısı
CW	: Sürekli Mod
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
MPAW	: Çok İşlemlili Alaşımli Kaynak
Pulsed	: Darbeli Mod
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
TIG	:Tunsten Inert Gaz

ŞEKİLLER LİSTESİ

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. İçerdiği elementlere göre beş farklı türe ayrılan paslanmaz çelikler.....	4
Şekil 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü.....	7
Şekil 2.3. Östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü.....	12
Şekil 2.4. Dupleks (çift fazlı) paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü.....	14
Şekil 2.5. Martenzit başlama-bitiş faz diyagramı.....	16
Şekil 2.6. 15-5 PH paslanmaz çeliğin 10 µm' deki mikroyapı görüntüsü.....	17
Şekil 2.7. Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü.....	24
Şekil 2.8. Lazer ışın cihazının şematik yapısı.....	32
Şekil 2.9. Nd: YAG lazerinin çalışma prensibi.....	34
Şekil 2.10. Tek modlu fiber lazer kaynağının kaynak dikişi görüntüsü.....	36
Şekil 2.11. Çoklu modlu fiber lazer kaynağının kaynak dikişi görüntüsü.....	36
Şekil 2.12. Lazer iletim kaynağının malzeme üzerindeki davranışları.....	38
Şekil 2.13. Lazer nüfuziyet kaynağının malzeme üzerindeki davranışları.....	39
Şekil 2.14. Plazma ark kaynağı çalışma prensibi.....	43
Şekil 3.1. Robotik lazer kaynak makinesi.....	50
Şekil 3.2. 200W kaynak gücünde, 0.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	52
Şekil 3.3. 200W kaynak gücünde, 1.25 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	52
Şekil 3.4. 300W kaynak gücünde, 0.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	53
Şekil 3.5. 300W kaynak gücünde, 2.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	53
Şekil 3.6. Mikro Plazma Ark Kaynak Makinesi.....	54
Şekil 3.7. 18A kaynak gücünde, 0.75 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	55
Şekil 3.8. 18A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	55
Şekil 3.9. 20A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	56
Şekil 3.10. 22A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü.....	56
Şekil 3.11. Tavlama fırını ve ısıtma işlem uygulaması.....	57
Şekil 3.12. Isıl işlemlili ve ısıtma işlemsiz lazer ve plazma kaynaklı deney numuneleri.....	58
Şekil 3.13. Nikon marka optik mikroskop cihazı.....	59
Şekil 3.14. Nikon SMZ25 marka optik stereoskop cihazı.....	60

Şekil 3.15. SEM ve EDS elemet cihazı.....	60
Şekil 3.16. XRD cihazı.....	61
Şekil 3.17 Çekme testi cihazı.....	62
Şekil 3.18. Lazer ve plazma kaynağı ile birleştirilmiş ısıtılmış ve ısıtılmamış çekme deneyi numuneleri.....	62
Şekil 3.19. Üç nokta eğme deneyi düzeneği.....	63
Şekil 3.20. Lazer ve plazma kaynağı ile birleştirilen ısıtılmış ve ısıtılmamış eğme deneyi numuneleri.....	63
Şekil 3.21 Mikrosertlik cihazı.....	64
Şekil 4.1. Isıtılmamış ve ısıtılmış lazer kaynaklı numunelerin kaynak dikiş profili; (a) A3, (b) A3H, (c) A5, (d) A5H, (e) A7, (f) A7H.....	66
Şekil 4.2. Ana malzemenin mikroyapı görüntüleri.....	67
Şekil 4.3. 200W kaynak gücüyle, 2.5mm/s kaynak hızıyla (A3 numunesi) ve 300W kaynak gücüyle, 0.5mm/s kaynak hızıyla (A5 numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) A3 numunesi (ITAB-100X), (b) A3 numunesi (kaynak metali-100X), (c) A5 numunesi (ITAB-100X), (d) A5 numunesi (kaynak metali-100X).....	69
Şekil 4.4. A3 numunesinin SEM-EDS analizi.....	72
Şekil 4.5. A5 numunesinin SEM-EDS analizi.....	72
Şekil 4.6. (a) ve (b) Isıtılmış uygulanmış ana malzemenin mikroyapı görüntüsü, ısıtılmış uygulanmış 200W kaynak gücüyle, 2.5mm/s kaynak hızıyla (A3H numunesi) ve 300W kaynak gücüyle, 0.5mm/s kaynak hızıyla (A5H numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (c) A3H numunesi (ITAB-100X), (d) A3H numunesi (kaynak metali-200X), (e) A5H numunesi (ITAB-100X), (f) A5H numunesi (kaynak metali-100X).....	74
Şekil 4.7. A3H numunesinin SEM-EDS analizi.....	75
Şekil 4.8. A5H numunesinin SEM-EDS analizi.....	76
Şekil 4.9. Isıtılmamış ve ısıtılmış ana malzeme ve bazı lazer kaynaklı numunelerin XRD analizleri.....	77
Şekil 4.10. Isıtılmamış lazer kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri.....	78
Şekil 4.11. Isıtılmış lazer kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri.....	78
Şekil 4.12. A7 ve A6H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri.....	80
Şekil 4.13. Sırasıyla Ana malzeme(a), A1(b), A5(c) ve A7(d) numunelerinin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	84
Şekil 4.14. Sırasıyla Isıtılmış Ana malzeme(a), A1H(b), A5H(c) ve A7H(d) numunelerinin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	85
Şekil 4.15. Isıtılmamış ve ısıtılmış lazer kaynaklı numunelerin üç nokta eğme deneyi sonrası görüntüleri.....	86
Şekil 4.16. Isıtılmamış lazer kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları.....	87
Şekil 4.17. Isıtılmış lazer kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları.....	88
Şekil 4.18. Isıtılmamış ve ısıtılmış plazma arka kaynağıyla birleştirilen numunelerin kaynak dikiş profilleri; (a) B1, (b) B1H, (c) B2, (d) B2H, (e) B3, (f) B3H, (g) B5, (h) B5H.....	89

Şekil 4.19. 18A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B1 numunesi), 20A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B3 numunesi) ve 22A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B5 numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) B1 numunesi (ITAB-100X), (b) B1 numunesi (kaynak metali-100X), (c) B3 numunesi (ITAB-100X), (d) B3 numunesi (kaynak metali-100X), (e) B5 numunesi (ITAB-100X), (f) B5 numunesi (kaynak metali-100X).....	90
Şekil 4.20. B1 numunesinin SEM-EDS analizi.....	92
Şekil 4.21. B5 numunesinin SEM-EDS analizi.....	92
Şekil 4.22. Isıl işlem uygulanmış 18A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B1H numunesi), 20A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B3H numunesi) ve 22A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B5H numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) B1H numunesi (ITAB-100X), (b) B1H numunesi (kaynak metali-100X), (c) B3H numunesi (ITAB-100X), (d) B3H numunesi (kaynak metali-100X), (e) B5H numunesi (ITAB-100X), (f) B5H numunesi (kaynak metali-100X).....	94
Şekil 4.23. B1H numunesinin SEM-EDS analizi.....	95
Şekil 4.24. B5H numunesinin SEM-EDS analizi.....	96
Şekil 4.25. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili ana malzeme ve bazı plazma kaynaklı numunelerin XRD analizleri.....	97
Şekil 4.26. Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri.....	98
Şekil 4.27. Isıl işlemlili plazma ark kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri.....	98
Şekil 4.28 B2 ve B2H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri.....	99
Şekil 4.29. Isıl işlemsiz plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) B1, (b) B2, (c) B3 ve (d) B5 numuneleri.....	102
Şekil 4.30. Isıl işlemlili plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) B1H, (b) B2H, (c) B3H ve (d) B5H numuneleri.....	103
Şekil 4.31. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili plazma ark kaynaklı numunelerin üç nokta eğme deneyi sonrası görüntüleri.....	104
Şekil 4.32. Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları.....	105
Şekil 4.33. Isıl işlemlili plazma ark kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları.....	105

ÇİZELGE LİSTESİ

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ağırlıkça kimyasal analiz değerleri.....	6
Çizelge 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtılma işlem sonrası mekanik özellikleri.....	8
Çizelge 2.3. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin % kimyasal analiz değerleri.....	9
Çizelge 2.4. Östenitik paslanmaz çeliklerin ısıtılma işlem sonrası mekanik özellikleri.....	11
Çizelge 2.5. Dupleks(Çift fazlı) paslanmaz çeliklerin kimyasal analiz değerleri.....	13
Çizelge 2.6. Dupleks(Çift fazlı) paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.....	14
Çizelge 2.7. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler.....	15
Çizelge 2.8. Birinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri.....	18
Çizelge 2.9. İkinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri.....	18
Çizelge 2.10. Üçüncü grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri.....	19
Çizelge 2.11. Ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler.....	21
Çizelge 2.12 Kaynak sonrası ısıtılma işleminin martenzitik paslanmaz çelik kaynak metallerine etkisi.....	27
Çizelge 3.1. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.....	50
Çizelge 3.2. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik için uygulanan lazer kaynak parametreleri.....	51
Çizelge 3.3. AISI 410S Ferritik paslanmaz çelik için uygulanan plazma ark kaynak parametreleri.....	54
Çizelge.3.4 Lazer ve plazma ark kaynaklı numunelere uygulanan ısıtılma işlemler.....	57
Çizelge 4.1. Isıtılma işlemlerle lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu.....	79
Çizelge 4.2. Isıtılma işlem uygulanan lazer kaynaklı deney numunelerinin çekme deneyi sonucu.....	79
Çizelge 4.3. Isıtılma işlemlerle plazma ark kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu.....	99
Çizelge 4.4. Isıtılma işlemli plazma ark kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu.....	99

1. GİRİŞ

Paslanmaz çelikler, en az ağırlıkça % 10.5 oranında krom eklenerek elde edilen çeliklerdir. Bu yüzden paslanmaz çeliklere paslanmaz özelliğini veren alaşım kromdur. Paslanmaz çelikler, türüne göre ikili ve üçerli grup birleşiklerde oluşurlar. Ana alaşımı krom olmasına rağmen içerisinde farklı dengeleyici elementleri de içerir. Paslanmaz çeliklerin mukavemetini iyileştirmek için kromdan başka molibden ve nikel de alaşım elementi olarak katılır (Ürgen ve Çakır, 1990).

Paslanmaz çeliklerin her biri, yüksek korozyon direnci, ileri mekanik özellikler, daha yüksek mukavemet, sertlik ve pürüzlülük, kaynak sıcaklığının etkisi altında metalürjik kararlılık ve işlenebilirlik gerektiren özel uygulamalarda özel ihtiyaçları karşılamak amacıyla da geliştirilmiştir. Paslanmaz çelikler içerdiği krom elementi ile yüzeyinde oluşan pasif tabaka ile tamamen korunurlar (Aran, 2003).

Paslanmaz çelikler, adı paslanmaz çelik olarak da adlandırılmasa da ilk olarak 1821 yılında Fransız metalürjist Pierre Berthier tarafından demir-krom alaşımının korozyona karşı direncini fark etmiştir. Ancak o yıllarda teknoloji demir ile kromu işleme tabi tutmaya yetersiz olduğu için pratik olarak kullanıma geçilememiştir.

Alman Hans Goldschmidt 1890'dan itibaren karbonsuz krom üretimi ile paslanmaz çeliklerle ilgili bir çok çalışma yapmıştır.

Paslanmaz çeliklerin asıl başlangıcı, 1913 yılında İngiliz metalürjist Harry Brearly tarafından tüfek namlularını geliştirmek için yaptığı araştırmalar sonucu tesadüfen bulmuştur. Daha sonraki yıllarda piyasaya sürülen paslanmaz çelikler sanayi ve günümüzde önemli bir yer edinmiştir. İlerleyen yıllarda paslanmaz çelikler türlerine ve kalitelerine göre geliştirilmiştir. En yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelik 1996 yılında UNS S32205 olarak adlandırılmıştır.

Genellikle paslanmaz çelikler; mutfak eşyalarında, kimya ve petro kimya sektöründe, ev aletlerinde, gıda sektöründe, buhar kazanlarında, egzozlarda, fırınlarda, rezitanslarda ve günümüzde birçok alanda ihtiyacımızı karşılamaktadır (Anonim, 2015).

Bu çalışmada, dünyada yıllık 20 milyon ton kullanılan paslanmaz çeliklerinden AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin, robotik lazer ışını ve plazma ark kaynağı ile birleştirilmesi sonucu lazer ve plazma kaynaklı bağlantıların mekanik ve mikroyapısal özellikleri incelenmiştir.

Tezin ikinci bölümünde literatür taramasına yer verilmiş olup paslanmaz çeliklerin türleri, özellikleri, lazer ve plazma kaynağı hakkında bilgi verilmiştir.

nc bölümde ise tez konusu üzerinde yapılan deneysel çalışmalar; lazer kaynak uygulaması, plazma ark kaynağı uygulaması, deney numunelerinin hazırlanması, ısıl işlemler, tahribatlı deneyler ve mikroyapı incelemesi yer almaktadır.

Bulgular ve tartışma başlıklı dördüncü bölümde ise ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz kaynaklı numunelere uygulanan mekanik testte elde edilen veriler grafiklendirilmiş ve değerlendirilmiştir. Ayrıca, mikroyapı, makroyapı, mikrosertlik, SEM-EDS, XRD alışmaları sonucu elde edilen görüntüler ve veriler incelenmiş olup elde edilen sonuçlar literatür ile karşılaştırılıp yorumlanmiştir.

2. KAYNAK ÖZETLERİ

Birçok türe ve özelliklere sahip paslanmaz çelikler, ilk defa 1821 yılında fark edilmesine rağmen o günkü teknoloji yetersizliğinden dolayı pratiğe geçilememiştir ancak paslanmaz çelikler 1913 yılında İngiliz bir metalürjist tarafından araştırmalar sonucu tesadüfen bulunmuş ve daha sonraki yıllarda belirli kalitelerde geliştirilerek günümüzde vazgeçilmez olan paslanmaz çeliklerin türlerinden ve kaynak kabiliyeti hakkında çeşitli çalışmalar literatürde yer almaktadır. Kaynak özetleri kısmında paslanmaz çelik ile ilgili yapılan kaynaklı birleştirmeleri ile ilgili yapılan bilimsel çalışmalara yer verilmiştir.

2.1. Paslanmaz Çelikler ve Türleri

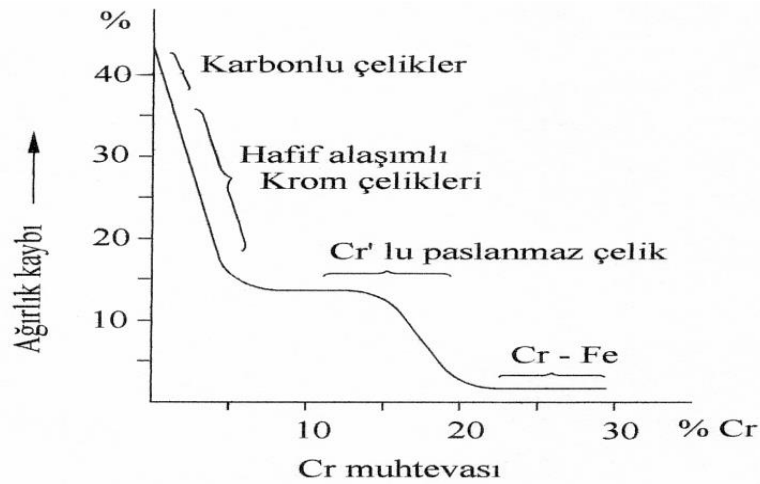
Paslanmaz çelikler; ağırlıkça en az % 10.5 maksimum % 30 oranında krom alaşımlı çeliklerdir. Paslanmaz çeliklerinde oluşan ince ve yoğun kromoksit tabaka korozyona dayanıklı olup oksidasyonun malzemenin daha derin yerlerine ilerlemesini engeller (Odabaş, 2004). Paslanmaz çeliklerde krom alaşımı dışında Nikel alaşımı; nikel alaşımının eklenmesi östenitik yapıya yöneltir. Ayrıca nikel alaşımı malzemenin sünekliğini ve malzemenin mukavemetini arttırmak için kullanılır. Molibden alaşımı; malzemenin dayanımını biraz arttırsa da iyi bir ferritik yapının oluşmasını destekler. Martenzitik çeliklerde, karbür üzerindeki çökelti etkisi ile yüksek sıcaklıklarda sertliği artırır. Bakır alaşımı; östenitik yapıya yöneltir ve yağmayla sertleşen çeliklerde, mukavemeti arttırmak için kullanılır. Mangan; sünekliği iyileştirmek için kullanılır. Mangan yüksek sıcaklıklarda östenit yapıya, düşük sıcaklıklarda ferrit yapıya yakındır. Silisyum; ferritik yapıya yöneltir ve oksitleyici çözeltilerde oksidasyona karşı direnci artırır. Karbon; östenitik yapıya yönelimin en güçlüsüdür. Ancak karbon ferritik paslanmaz çeliklerde malzemenin korozyon direncini ve tokluğunu önemli ölçüde azaltır. Martenzitik ve östenit çeliklerde sertliği artırır. Ancak bu paslanmaz çeliklerde karbon tokluğu azaltır. Azot; karbon gibi azotta östenit yapıya eğilimi güçlü bir şekilde destekler. Ferritik paslanmaz çeliklerde, tokluğu ve korozyon direncini azaltır. Titanyum; karbon içeriğini azaltarak ferritik yapıya yönelimi destekler. Östenitik çeliklerde tane sınırlarındaki korozyona karşı direnci arttırmak için ilave edilir. Martenzitik çeliklerde sertliği azaltır ve ısıl direnci artırır. Niyobyum; titanyum elementine benzer ve ferritik yapıya yönelimi destekler. Östenitik çeliklerde yüksek

sıcaklıklarda mukavemeti artırır. Alüminyum; alüminyum ağırlıkça fazla eklenirse oksitasyon direnci artar ve ısıya dayanıklı alaşımlarda kullanılır. Kobalt; martenzitik çeliklerin yüksek sıcaklıkta tavlmasını sağlar ve çeliğin sertliğini artırır. Vanadyum; martenzitik çeliklerin sertliğini artırır ve çeliklerin yüksek sıcaklıkta tavlmasını sağlar. Ferritik yapıya yönelimi destekler. Kükürt; eklenme miktarına göre paslanmaz çeliklerin korozyon direncini ve kaynaklanabilirliğini azaltır ve gevrek bir yapıya dönüştürür. Seryum; nadir toprak elementlerinden biridir ve paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıkta korozyona karşı direnci artırır (Anonim, 2000). Paslanmaz çelikler yüksek sıcaklıklarda mukavemetinde ihmal edilebilecek düzeyde düşme görülür ve düşük sıcaklıklarda gevrekleşme olmaz hatta tokluklarında koruyabilirler. Bu çelikler uzun yıllar bozulmadan kolayca korunabilirler.

Paslanmaz çelikler kolay temizlenebildiği için hastanelerde, ev aletleri ve gıda sektöründe yaygın olarak kullanılırlar (Aran, 2003).

Paslanmaz çelikler içerdiği elementlere, kristal yapısına bağlı olarak tamamen ferritik ile tamamen östenitik aralığında beş farklı gruba ayrılır. Bunlar;

- Martenzitik paslanmaz çelikler,
- Östenitik paslanmaz çelikler,
- Çift fazlı paslanmaz çelikler,
- Çökeltme yoluyla sertleşmeli paslanmaz çelikler,
- Ferritik paslanmaz çelikler (Odabaş, 2004).



Şekil 2.1. İçerdiği elementlere göre beş farklı türe ayrılan paslanmaz çelikler (Kaluç ve Tülbençi, 1995)

2.1.1. Martenzitik paslanmaz elikler

Martenzitik paslanmaz çelikler, kimyasal içeriklerinde ağırlıkça krom oranı % 11.5-18 ve karbon oranı % 0.15-1.2 arasında olan çeliklerdir (Davis, 2003b). Bu elikler yüksek sıcaklıklarda stenik içyapıya sahip olurlar. Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek sıcaklıklarda YMK yapıya sahip östenitin hızlı soğutulması sonucu hacim merkezli tetragonal kristal kafes yapısına sahip ferromanyetik paslanmaz çeliklerdir (Aran, 2004). Bazı martenzitik paslanmaz elik türlerine molibden ve nikel az miktarda katılır. Katılan bu alaşımlar martenzitik paslanmaz çeliklerin mukavemetini ve taneler arası korozyon direncini arttırır (Davis, 2003b). Bu tür paslanmaz çeliklerin başlıca özellikleri şunlardır;

- Ortalama bir korozyon dayanımına sahiptirler.
- Isıl işlem uygulanarak yüksek dayanım ve sertlikler elde edilebilir.
- Kaynak edilebilirliği düşük olduğundan zor kaynak edilirler.
- Manyetik zellikleri çok iyidir (Ceyhun, 1992).

Çizelge 2.1'de Martenzitik paslanmaz çeliklerin % ağırlıkça kimyasal analiz değerleri verilmiştir.

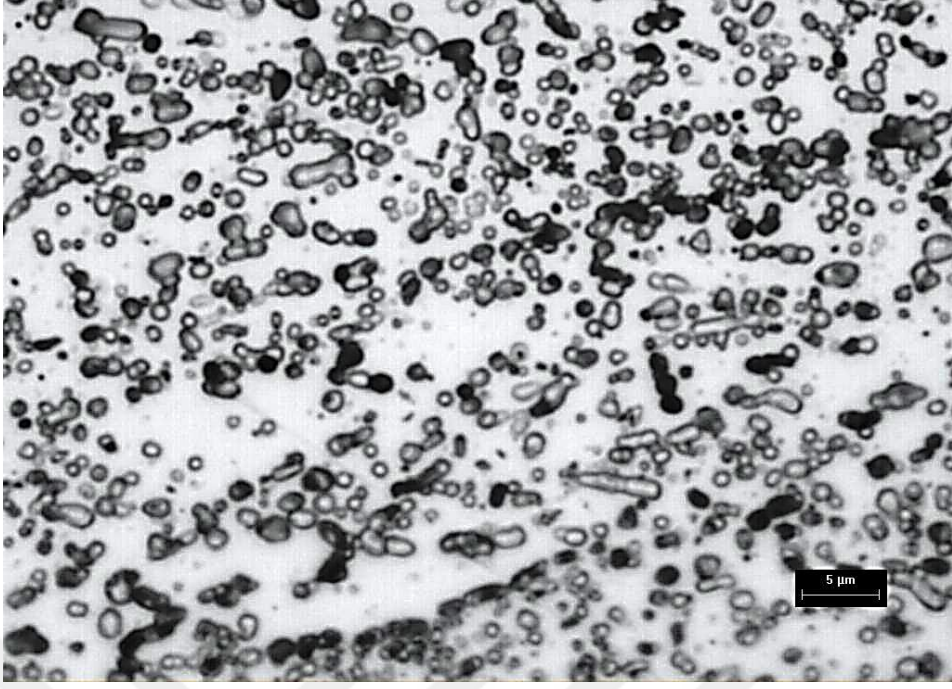
Çizelge 2.1. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ağırlıkça kimyasal analiz değerleri (Davis, 2003a)

Türü	UNS Numarası	Kimyasal Analiz Değerleri %				
		C	Mn	Si	Cr	Ni
403	S40300	0.15	1	0.5	11.5-13	
410	S41000	0.15	1	1	11.5-13	
410Nb	S41040	0.18	1	1	11.5-13.5	
414	S41400	0.15	1	1	11.5-13.5	1.25-2.5
414L		0.06	0.15	0.15	12.5-13	2.5-3
416	S41600	0.15	1.25	1	12-14	
416Se**	S41623	0.15	1.25	1	12-14	
416 Plus X**	S41610	0.15	1.5-2.5	1	12-14	
420	S42000	min 0.15	1	1	12-14	
420F**	S42020	min 0.15	1.25	1	12-14	
422	S42200	0.2-0.25	1	0.75	11-13	0.5-1
431	S43100	0.2	1	1	15-17	1.25-2.5
440A	S44002	0.6-0.75	1	1	16-18	
440B	S44003	0.75-0.95	1	1	16-18	
440C	S44004	0.95-1.2	1	1	16-18	

*Tek değerler maksimum değerlerdir

**Genel olarak kaynak edilemeyen ürünler olarak kabul edilirler

Martenzitik paslanmaz çelikler genellikle ısıtılma işlemlerinde (su verme+temperleme) yapılmış halde kullanılırlar. Temperleme ve su verme işlemi malzemenin dayanımını artırır. Bu amaçla yapılan malzeme 900-1100 °C sıcaklık aralığında ısıtılır ve daha sonra havada veya yağda soğuma işlemi yapılır. Bu çeliklerin 600 °C ve yukarısı sıcaklıklarda menevişlendiği için toklukları ve korozyon dayanımı zayıflar (Tavares ve ark., 2000). En iyi korozyon dayanımını elde etmek istiyorsanız, önerilen ısıtılma uygulamalarına uyulmalıdır (Aran, 2004). Şekil 2.2'de martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü (Köse, 2015)

Martenzitik paslanmaz çelikler kaynak kabiliyeti düşük olduğundan önce 200-400 °C ön tavlama yapılır. Daha sonra kaynak işlemi uygulanabilir. Kaynak sonrasında tekrar tavlama işlemi yapılması gereklidir. Kaynak sonrası tavlama işlemi, malzemenin sünekliliğini ve tokluğunu arttırmak için yapılır (Aran, 2004). Bu paslanmaz çelikler yapılan ısıtma işlemlerinden sonra mekanik özellikleri iyi olduğundan; tıbbi aletlerde, pompa parçalarında, bilye kollarında, türbinlerde, rulmanlarda, şaftlarda, aşınmaya ve yüksek mukavemet gerektiren mühendislik alanlarında kullanılır (Lin ve Chen, 2003; Okada ve ark., 2008). Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağı zor olduğundan literatürde bu çeliklerle ilgili hemen hemen hiçbir çalışma yoktur. Günümüzde birçok alanda kullanılan martenzitik paslanmaz çelikleri seçmek için farklı seçenekler vardır. Bunlardan bazıları şöyledir;

- Korozyon dayanımı
- Tokluğunun yüksek olması
- Akma ve çekme dayanımının yüksek olması
- Kaynak kabiliyetinin iyi olması
- Erozyon ve kavitasyon direnci (Kurt, 1988).

Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtım işlem sonrası türlerine ait mekanik özellikleri Çizelge 2.2’de verilmiştir.

Çizelge 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtım işlem sonrası mekanik özellikleri (Davis, 2003a)

Çelik türü	Isıtım işlem şartı	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)
403	Tavlı	517	276	30
403	Temperleşmiş(427°C)	1344	1034	17
410	Tavlı	517	276	30
410	Temperleşmiş(427°C)	1344	1034	17
410Nb	Tavlı	482	275	12
410Nb	Temperleşmiş(Ara Tavlı)	861	688	12
414	Tavlı	826	654	16
414	Temperleşmiş(427°C)	1379	1034	16
414L	Tavlı	792	551	19
416 Plus X	Tavlı	516	275	29
420	Tavlı	654	344	24
420	Temperleşmiş(315°C)	1586	1344	8
422	Temperleşmiş(Ara Tavlı)	964	757	12
431	Tavlı	861	654	19
431	Temperleşmiş(427°C)	1413	1069	15
440A	Tavlı	723	413	19
440A	Temperleşmiş(315°C)	1792	1654	4,5
440B	Tavlı	737	426	17
440B	Temperleşmiş(315°C)	1930	1861	2.9
440C	Tavlı	757	447	12
440C	Temperleşmiş(315°C)	1964	1895	1.9

2.1.2. Östenitik paslanmaz çelikler

Östenitik paslanmaz çelikler ağırlıkça nikel oranı % 8, krom oranı % 16-26 arasında olan karbon oranı % 0.01 ‘e kadar düşen malzemenin atmosfer şartlarında bile içyapısı östenit olan paslanmaz çeliklerdir. Krom, nikel ve mangan oranı, malzemenin içyapısını tamamen östenit yapı oluşturabilecek şekilde elde edilir. Östenitik paslanmaz çelikler mekanik özellikler ve korozyon dayanımı en iyi olan paslanmaz çeliklerdir. Bu paslanmaz çelikler östenit içyapısı bozulmadığı için ısıtım işlemle sertleştirilme yapılmayan paslanmaz çeliklerdir. Östenitik paslanmaz çelikler 500-600 °C’e kadar ki sıcaklıklarda oksitasyona karşı direnç gösterirler (Odabaş, 2004). Östenitik paslanmaz çelikler YMK kafes yapısına sahip olduğu için yalnızca katı eriyik alaşımla ve dövme

ile dayanımları arttırılabilir (Brooks ve Lippold, 1993). Östenitik paslanmaz çelikler aşağıdaki belli başlı özelliklere sahiptirler.

- Korozyon dayanımları çok iyidir.
- Kaynak kabiliyetleri mükemmeldir.
- Kolayca temizlenebilirler.
- Kolayca şekillendirilebilirler.
- Düşük ve yüksek sıcaklıklarda mekanik dayanımları iyidir.
- Dayanımlarını sadece soğuk şekillendirmeyele arttırılabilir.
- Manyetik değillerdir (Smith, 2000).

Çizelge 2.3 de bazı östenitik paslanmaz çeliklerin kimyasal analiz değerleri verilmiştir.

Çizelge 2.3. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin % kimyasal analiz değerleri (Davis, 2003a)

Türü	UNS Numarası	Kimyasal Analiz Değerleri(%)				
		C	Mn	Si	Cr	Ni
201	S20100	0.15	5.5-7.5	1	16-18	3.5-5.5
202	S20200	0.15	7.5-10	1	17-19	4-6
301	S30100	0.15	2	1	16-18	6-8
302	S30200	0.15	2	1	17-19	8-10
302B	S30215	0.15	2	2-3	17-19	8-10
303**	S30300	0.15	2	1	17-19	8-10
304	S30400	0.08	2	1	18-20	8-10,5
304L	S30403	0.03	2	1	18-20	8-12
304N	S30451	0.08	2	1	18-20	8-10,5
304LN		0.03	2	1	18-20	8-10,5
305	S30500	0.01	2	1	17-19	10,5-13
308	S30800	0.08	2	1	19-21	10-12
308L		0.03	2	1	19-21	10-12
309	S30900	0.20	2	1	22-24	12-15
310	S31000	0.25	2	1.5	24-26	19-22
312		0.15	2	1	30 nor.	9 nor.
314	S31400	0.25	2	1.5-3	18-23	19-22
316	S31600	0.08	2	1	16-18	10-14
316L	S31603	0.03	2	1	16-18	10-14
316F**	S31620	0.08	2	1	16-18	10-14
317	S31700	0.08	2	1	18-20	11-15
317L	S31703	0.03	2	1	18-20	11-15
321	S32109	0.08	2	1	17-19	9-12
347	N34700	0.08	2	1	17-19	9-13
348	S34800	0.08	2	1	17-19	9-13
329	N08330	0.10	2	1	25-30	3-6
330		0.08	2	0.75-1.5	17-20	34-37
330HC		0.40	1.5	1.25	19	35 nor.
332		0.04	1	0.5	21.5	32 nor.
384	S38400	0.08	2	1	15-17	17-19

Mükemmel mekanik dayanımı, sünekliliği ve iyi korozyon dayanımı ile östenitik paslanmaz çeliklerin ıslah edilmiş 2XX serisi çeliklerin tavlı iken akma dayanımları 300-400 MPa, sertleştirilme ile yapılan çeliklerin akma dayanımı 900-1000 MPa arasındadır. 3XX seri çeliklerde ise tavlı iken akma dayanımları 200 ‘den 600 MPa ‘a kadar çıkabiliyor, sertleştirilmiş çeliklerde ise 950-1000 MPa arasındadır. Isıl işlem uygulanmış bu paslanmaz çeliklerin sünekliliğin mükemmel olması malzemenin daha yüksek yüklerde kopmasına ve uzama katsayısı % 20-60 arasındadır. Endüstri sanayisinde genelde diğer östenitik paslanmaz çeliklere göre mekanik ve mikroyapı özellikleri daha iyi olan AISI 304 östenitik paslanmaz çelik kullanılır. Östenitik paslanmaz çelikler, çatal-kaşık takımlarında, jant kapaklarında, gıda sektöründe, petrol rafinelerinde, sac kaplamalarda, uçak egzoz bacaları gibi. Birçok alanda kullanılır (Smith, 2000). Çizelge 2.4’de Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin ısıtıl işlem sonrası mekanik dayanımları verilmiştir.

Çizelge 2.4. Östenitik paslanmaz çeliklerin ısıt işlemler sonrası mekanik özellikleri
(Davis, 2003a)

Türü	Isıl işlem şartı	Çekme dayanımı(N/mm ²)	Akma dayanımı(N/mm ²)	Uzama katsayısı(%)
201	Tavlı	792	378	54
201	Tam sertleştirilmiş	1274	965	3.9
202	Tavlı	724	379	55
301	Tavlı	757	275	59
301	Tam sertleştirilmiş	1274	964	7.9
302	Tavlı	620	255	55
302B	Tavlı	655	276	50
303	Tavlı	620	241	50
304	Tavlı	585	240	55
304L	Tavlı	551	206	54
304N	Tavlı	585	240	29
304LN	Tavlı	551	206	
305	Tavlı	585	254	54
308	Tavlı	585	240	54
308L	Tavlı	550	206	54
309	Tavlı	620	276	45
310	Tavlı	655	276	45
312	Tavlı	655		20
314	Tavlı	689	345	45
316	Tavlı	585	240	54
316L	Tavlı	537	206	54
316F	Tavlı	585	240	54
317	Tavlı	619	275	49
317L	Tavlı	585	240	49
321	Tavlı	599	241	55
347/348	Tavlı	634	241	50
329	Tavlı	724	552	25
330	Tavlı	549	240	29
330HC	Tavlı	585	289	44
332	Tavlı	551	240	44
384	Tavlı	549		

Östenitik paslanmaz çeliklerde en büyük sorun krom karbür çökmesidir. Bu paslanmaz çelikler için kritik sıcaklıklarda tane sınırlarında kromca zengin karbürler oluşarak taneler arası korozyona teşvik eder. Karbon oranı % 0.03'den az ise taneler arası karbür çökmesi görülmez ve taneler kararlı bir yapıda kalırlar. Eğer herhangi bir çökme olduysa 1000-1200 °C' da tavlama yapılarak çökelen karbürler yok edilip hızlı soğuma yöntemi ile tekrar karbür çökmesi oluşumu engellenir (Brooks ve Lippold, 1993). Taneler arası korozyon dayanımı arttırmak için karbon oranı düşürülen östenitik

paslanmaz çelik AISI 316L kalitedir (Davis, 1994). Östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan karbür ve çökeltiler şöyledir (Marimuthu, 2002);

- MX çökeltileri,
- M_2X çökeltileri,
- M_3C karbürü,
- M_3C_7 karbürü,
- $M_{23}C_6$ karbürü,
- M_6C karbürü

Şekil 2.3'de Östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.3. Östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü (Köse, 2015)

2.1.3. Çift Fazlı(Dubleks) paslanmaz çelikler

Çift fazlı(dubleks) paslanmaz çelikler, alaşımlarında ağırlıkça krom oranı % 21-26, nikel oranı %3-8 ve molibden oranı % 0.1-4 arasında olan mikroyapısında % 50 δ -ferrit yapı ve %50 γ -östenit fazlarını içeren paslanmaz çeliklerdir (Lippold ve Varol, 1997). Dupleks paslanmaz çeliklerde ferrit yapıyı, molibden ile krom alaşımı, östenit yapıyı da nikel, karbon gibi diğer elementler oluşturur (Noble, 1993). Bu iki faza sahip

olduklarından östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerde olan avantajlara ve dezavantajlara sahiptirler.

Bu paslanmaz çelikler, en iyi özelliklerini, içyapısında bulunan ferrit ve östenit yapının birbirine eşit olduğunda gösterir. Bu özellikler şunlardır (Aran, 2003);

- Korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptirler.
- Klorürlü ortamlarda daha iyi korozyon dayanımı gösterirler.
- Östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerden mekanik özellikleri daha iyidir.
- Şekil alma yetenekleri iyidir.
- Manyetik özelliklere sahiptirler.
- Kayak kabiliyetleri iyidir.

İlk standart dubleks paslanmaz çelik AISI329 dur. Kaynak yapıldığında ısıdan etkilenen bölgelerde (ITAB) iri taneli ferritik yapı oluştuğundan kaynak kabiliyeti ve korozyon direnci düşüktür. AISI329 paslanmaz çeliğin içyapısında %80'e yakını ferrit yapıyı oluşturuyordu. Ancak daha sonra geliştirilen bu paslanmaz çelikler krom ve nikel içerdiklerinde değişiklikler yapılarak ferrit yapı ile östenit yapı eşit orana getirilmiştir. Daha sonra azot alaşımı kullanılarak korozyon dayanımı iyileştirilmiştir. Eşit oranda ferrit ve östenit yapıya sahip olan bu paslanmaz çelikler modern dubleks paslanmaz çelikler olarak adlandırılmıştır (Dolutaş ve Cavdar, 2001). Çizelge 2.5'de bazı dubleks paslanmaz çeliklerin % kimyasal analiz değerleri verilmiştir.

Çizelge 2.5. Dubleks(Çift fazlı) paslanmaz çeliklerin kimyasal analiz değerleri (Noble, 1993)

Türü	UNS numarası	Kimyasal Analiz Değerleri (%)				
		C	Mn	Mo	Cr	Ni
255	S32550	0.03	1.5	2.9-3.9	24-27	4.5-6.5
2304	S32304	0.03	2	0.1-0.6	22-24	3.5-5.5
2205	S31803	0.03	2	2.5-3.5	21-23	4.5-6.5
Z100	S32760	0.03	1	3-4	24-26	6-8
2507	S32750	0.03	2	3-4	24-26	6-8

Dubleks paslanmaz çeliklerde 300 serisi östenitik paslanmaz çeliklere göre iki kat daha fazla korozyon dayanımı ve akma dayanımı gösterir (Dolutaş ve Cavdar, 2001). Bu paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çeliklere alternatif olarak geliştirilmiştir (Clark ve Guha, 1982). Dublex paslanmaz çelikler içerdiği yüksek alaşım sayesinde

malzemenin gevrekleşmesini, mekanik dayanımındaki azalmayı ve tokluğunu düzeltir (Noble, 1993). İçerisinde ki molibden oranı % 2-4 arasında olan dubleks paslanmaz çelikler, mükemmel mekanik dayanım ve sünekliliğe sahiptirler (Smith, 2000). Üstün korozyon dirençleri sayesinde, buhar kazanlarında, kimya ve petrokimya sanayisinde, arıtma tesislerinde, ısı eşanjör borularında yaygın bir şekilde kullanılır. Çizelge 2.6'da Dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 2.6. Dubleks(Çift fazlı) paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri (Noble, 1993)

Türü	Çekme dayanımı(N/mm^2)	Akma dayanımı(N/mm^2)	Uzama katsayısı(%)
255	490	890-960	25
2304	400	630-800	25
2205	460	640-840	25
Z100	530	730-930	25
2507	530	730-930	20

Dubleks paslanmaz çelikler, karbon miktarının düşük olması ve alaşım elementlerinin dağılımı homojen olduklarından taneler arası korozyon dayanımı yüksektir. Kükürt ve fosfor oranının düşük olması ferritik katılaşma sırasında içyapıda oluşabilecek sıcak çatlak riskini azaltır. Kaynak işlemi sırasında sıcaklık değişimleri ile ısıdan etkilenen bölgenin(ITAB) ferrit ve östenit oranını değiştirir. Bu oranların değişmesi malzemenin mekanik ve korozyon özelliklerini değiştirir (Dolutaş ve Cavdar, 2001). Şekil 2.4'de dubleks (çift fazlı) paslanmaz çeliğin mikro yapısı görülmektedir.



Şekil 2.4. Dubleks (çift fazlı) paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü (Köse, 2016)

2.1.4. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler

Çökeltme yoluyla sertleşebilen paslanmaz çelikler, 1940' yılında ihtiyacın arttığı zaman çeşitli uygulamalar için geliştirilmiştir. Çökeltmeli paslanmaz çelikler hava ve uzay endüstrisi için materyal olarak geliştirilmiştir. Günümüzde bu çelikler, çubuk, tel, levha ve tabakalar gibi geniş bir ürün yelpazesinde sahiptirler (Anonim, 2015). Bazen önce soğuk şekil verilerek çökeltme olayı gerçekleştirilebilir. Çökelti oluşumu için bakır, alüminyum, titanyum, niyobyum ve molibden gibi elementlerin biri veya birkaçı ile alaşımlama yapılarak çökelti sertleşmeli martenzitik ve östenitik hale getirilir. Bu sayede mekanik dayanımları 1700 MPa'a kadar çıkan paslanmaz çelikler elde edilebilir (Harvey, 1982). Çizelge 2.7'de çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler verilmiştir.

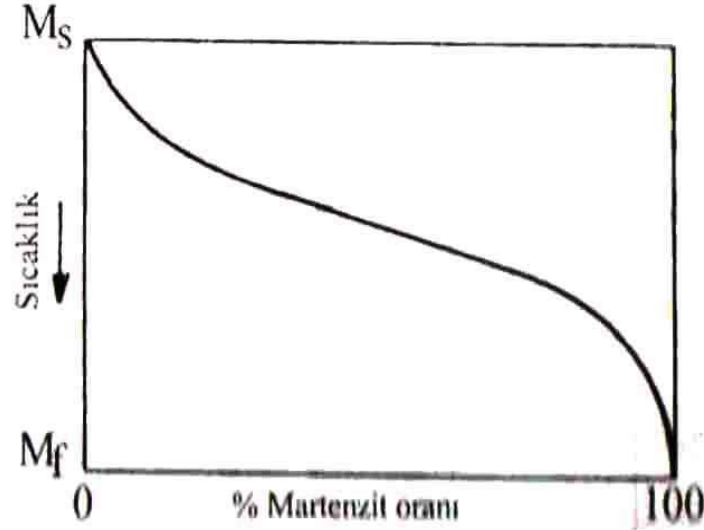
Çizelge 2.7. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler (Harvey, 1982).

Türü	Isıl işlem şartı	Çekme dayanımı(N mm^2)	Akma dayanımı(N mm^2)	Uzama katsayısı(%)
PH13-8	H950	1517	1413	8
15-5 PH	H900	1310	1172	10
15-5 PH	H1150	931	724	16
17-4 PH	Çözelti T.	1034	758	10
17-4 PH	H900	1379	1227	12
17-7 PH	Çözelti T.	896	276	35
17-7 PH	RH950	1620	1517	6

Bu çelikler piyasaya çözüme tayı görmüş olarak sunulur. Malzeme bu durumda yumuşak olup, imalat işlemleri uygulanabilmekte ve daha sonra tek kademeli bir düşük sıcaklık yaşlandırması ile sertleşebilmektedir. Bu tür çeliklerin sahip olduğu başlıca özellikler şunlardır:

- Orta ile iyi derecede korozyon dayanımına sahiptirler.
- Mekanik dayanımları çok yüksektir.
- Oldukça iyi kaynak dayanımına sahiptirler.
- Manyetikleşme özelliklerine sahiptirler (Smith, 2000).

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin ana içyapıları, martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarına göre, östenitik, yarı östenitik ve martenzitik olmak üzere üç grup da olabilir (Pollard, 1993). Şekil 2.5’de martenzit başlama-bitiş faz diyagramı görülmektedir.



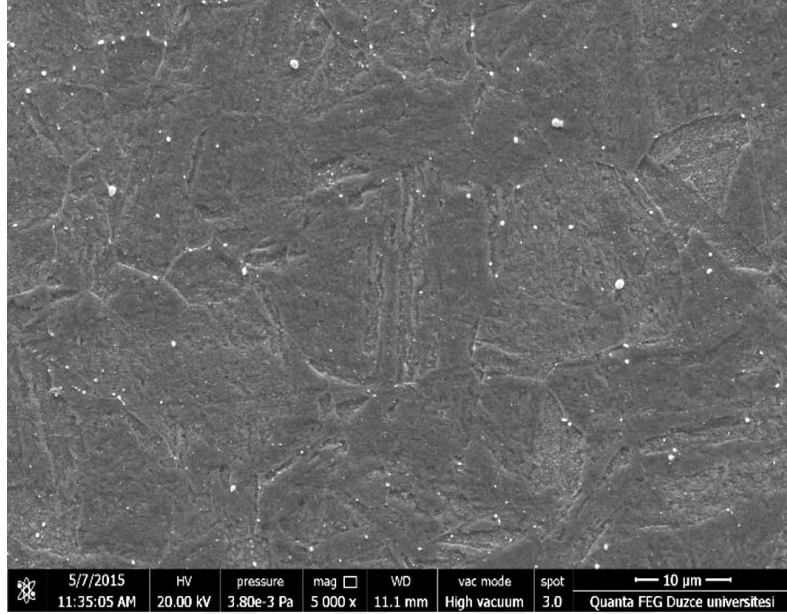
Şekil 2.5. Martenzit başlama-bitiş faz diyagramı (Öztürk, 2015)

M_s : Martenzitik dönüşümünün başlangıç sıcaklığı

M_f : Martenzitik dönüşümün bitiş sıcaklığı

17-4 PH alaşımı martenzitik PH çelikler, yüksek normalizasyon sıcaklığından havada soğutularak tamamen martenzite dönüşebilmektedir. Sertleşme 620-680 °C ‘de 1-4 saat arasında yaşlandırma ile elde edilir (Pollard, 1993).

17-7 PH alaşımı yarı östenitik çelikler, krom-nikel oranı tam östenitik fazın oluşumunu engellediği için hem martenzitik hem de östenitik bir yapı içerir. Bu paslanmaz çelikler, korozyon direncine, mükemmel mekanik özelliklere, gerilmeli korozyon direncine sahip olacak şekilde geliştirilmişlerdir. Şekil 2.6’da 15-5 PH paslanmaz çeliğin mikroyapısı görüntülenmektedir (Anonim, 2015).



Şekil 2.6. 15-5 PH paslanmaz çeliğin deki mikroyapı görüntüsü (Anonim, 2015)

2.1.5. Ferritik paslanmaz çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler bileşimlerinde % 11.5-30 arasında krom, %0.01-0.2 karbon ve % 0.20'e kadar nikel içeren ihmal edilebilecek miktarlarda Al, Nb, Ti ve Mo gibi ferrit dengeleyici elementler içermektedirler. Bu paslanmaz çelikler her sıcaklıkta ferritik yapıda olup hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes sistemine sahiptirler (Krysiak, 1993). Ayrıca her sıcaklıkta yapıları ferritik olduğu için ısıtma işlemle sertleştirilemezler (Harvey, 1982). Isıtma işlemleri ve ergime halinden itibaren yapılan soğutma işlemlerinde genellikle östenit yapıya dönüşüm olmadığından bu paslanmaz çeliklerin mekanik ve içyapılarını herhangi bir değişim söz konusu değildir (Kaluç ve Tülbençi, 1995). Bu paslanmaz çelikler oda sıcaklığında manyetik özelliklere sahiptirler ve 768 °C'e kadar özelliklerini koruyabilirler (Krauss, 1993). Ferritik paslanmaz çelikler kullanım yerlerine göre krom oranına bağlı olduğundan üç gruptan oluşurlar. Bunlar şöyledir;

- % 11.5-14.5 arasında krom olanlar
- % 16-18 arasında krom olanlar
- % 19-30 arasında krom olanlar

Birinci gruptaki ferritik paslanmaz çelikler, bileşimlerinde krom ve karbon oranı düşük olan çeliklerdir (Krysiak ve ark., 1993). Ticari alanda diğer ferritik paslanmaz çeliklere göre daha uygun fiyat ve imalat özelliklerine sahiptirler. Korozyon ve oksidasyon direnci iyidir. Sanayi alanında en çok kullanılan serisi AISI 409 kalitedir (Aran, 2004). Bu grup paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklarda mekanik dayanımını arttırmak için %0.7-0.8 arasında Co kullanılır (Anver, 1986). Bu grup paslanmaz çelikler otomotiv sektöründe egzozlarda, oksidasyon dirençli bölmelerde, buhar türbinlerinde, petrol rafinelerinde ve tarımsal püskürtme tanklarında kullanılırlar. Birinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri Çizelge 2.8'de verilmiştir (Smith, 2000)

Çizelge 2.8. Birinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri (Smith, 2000)

Türü	UNS numarası	% Kimyasal değer analizi			
		C	Mn	Si	Cr
405	S40500	0.08	1	1	11.5-14.5
409	S40900	0.08	1	1	10.5-11.5
410S	S41008	0.08	1	1	12-14

İkinci grup paslanmaz çelikler, orta derecede krom ve diğer ferritik paslanmaz çeliklere göre yüksek oranda karbon içeren çeliklerdir. Ticari alanda en çok kullanılan ferritik paslanmaz çelik serisi AISI 430 ferritik paslanmaz çeliktir. Kaynak kabiliyeti ve toklukları iyi değildir (Aran, 2004). Bu grup paslanmaz çelikler otomotiv sektöründe; şeritler, jantlar, tampon, mutfak eşyalarında, çaydanlık ve tencere yapımında kullanılır (Krauss, 1993). İkinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri Çizelge 2.9'da verilmiştir (Smith, 2000).

Çizelge 2.9. İkinci grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri (Smith, 2000)

Türü	UNS numarası	% Kimyasal analiz değerleri			
		C	Mn	Si	Cr
429	S42900	0.12	1	1	14-16
430	S43000	0.12	1	1	16-18
430F**	S43020	0.12	1.25	1	16-18
430FSe**	S43023	0.12	1.25	1	16-18
430Ti	S43036	0.1	1	1	16-19.5
434	S43400	0.12	1	1	16-18
436	S43600	0.12	1	1	16-18

Üçüncü grup paslanmaz çelikler, bileşimlerinde yüksek krom ve düşük karbon oranı içeren çeliklerdir. İçerisinde düşük oranda ara yer elementi(C+N) bulundurduğu için bu çelikler ultra yüksek saflığa sahip ferritik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır (Krysiak ve ark., 1993). Oksidasyon ve korozyon direnci yüksek olan yerlerde kullanılırlar (Hanan, 1994). Bu paslanmaz çelikler gevrek kırılmaya eğilimli olduğu için bileşimin içerisine titanyum ve niyobyum dengeleyici elementler eklenerek gevrek kırılma azaltılır (Aran, 2004). Bu elementler ayrıca malzemenin mekanik dayanımını iyileştirir. Bu paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası korozyon dayanımı, tokluğa ve sünekliğe sahip olabilmesi için hem vakum ortamında elektron ışınıyla ya da vakum ortamında indüksiyonla ergitme, hem de vakum ortamında oksijenle dekarbürize edilmelidir (Krysiak ve ark., 1993). Endüstriyel alanda en önemli ferritik paslanmaz çelik serisi AISI 446 paslanmaz çeliklerdir (Perepezko, 1987). Üçüncü grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri Çizelge 2.10'da verilmiştir (Smith, 2000).

Çizelge 2.10. Üçüncü grup ferritik paslanmaz çeliklere ait kimyasal analiz değerleri (Smith, 2000)

Türü	UNS numarası	% Kimyasal analiz değerleri			
		C	Mn	Si	Cr
442	S44200	0.2	1	1	18-23
444	S44400	0.025	1	1	17.5-19.5
446	S44600	0.2	1.5	1	23-27
18-2FM**	S18200	0.08	2.5	1	17.5-19.5
18SR		0.04	0.3	1	18
26-1(E-Brite)	S44625	0.01	0.4	0.4	25-27.5
26-1 Ti	S44626	0.06	0.75	0.75	25-27
29-4	S44700	0.01	0.3	0.2	28-30
29-4-2	S44800	0.01	0.3	0.2	28-30
Monit	S44635	0.25	1	0.75	24.5-26
Sea-cure/Se-1	S44660	0.025	1	0.75	25-27

**.) Genel olarak kaynak edilemeyen ürünler olarak kabul edilirler.

Ferritik paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çelikler gibi ısıtılma işlemleriyle mekanik dayanımı arttırılmayan paslanmaz çeliklerdir. Bu çelikler genel olarak akma dayanımları 240-410 MPa, çekme mukavemetleri ise 380-585 MPa'dır. Uzama katsayıları % 20-30 arasındadır. Diğer alaşım elementlerinin katılmasıyla akma dayanımı 550 MPa' a çekme dayanımı ise 650 MPa' a kadar çıkabilir. Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda plastik deformasyonunun düşmesi malzemenin mekanik dayanımını etkileyebilir. Plastik şekil vermeden dolayı mikro boşluklardan oluşacak ara bölgelerdeki çatlaklıklar malzemenin gevrek kırılmasına sebep olur. Bundan dolayı oda sıcaklıkları altındaki sıcaklıklar gevrek kırılmaya geçiş sıcaklığı olarak adlandırılır (Krauss, 1993). Gevrek kırılma geçiş sıcaklığına etki eden faktörler;

- Parça kalınlığı
- Tane büyüklüğü
- Malzeme içerisinde bulunan karbon ve azot bileşimi
- İkinci faz partikülleri

Gevrek kırılma geçiş sıcaklıklarına etki eden faktörleri uygun işlemlerle yok edildiğinde malzemenin tokluğu arttırılmış olur. Bu tür paslanmaz çeliklerin tokluğunu arttırmasında ve kararlı yapıya sahip olmasında ayrıca titanyum, molibden, vanadyum ve niyobyum gibi alaşım elementlerin katılımı da etkilidir (Krauss, 1993). Ferritik paslanmaz çeliklerde nikel alaşımı çok az bulunur, çünkü nikel alaşımı östenit yapıcı alaşım elementidir. (Hanson, 1986). Bu tür paslanmaz çelikler bütün sıcaklıklarda ferritik yapıya sahiptir ve ısıtılma işlemleriyle mukavemetini arttırmak zordur. Çizelge 2.11' de ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler verilmiştir (Harvey, 1982).

Çizelge 2.11. Ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler (Harvey, 1982)

Türü	Isıl işlem Şartı	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Uzama katsayısı (%)
405	Tavlı	480	275	30
409	Tavlı	450	240	25
410S	Tavlı	400	240	20
429	Tavlı	490	310	30
430	Tavlı	514	309	29
430F	Tavlı	549	389	24
430Ti	Tavlı	514	309	29
434	Tavlı	529	364	22
436	Tavlı	530	365	23
442	Tavlı	550	310	25
444	Tavlı	415	275	20
446	Tavlı	550	345	23
26-1(E-Brite)	Tavlı	449	274	21
26-1Ti	Tavlı	470	310	20
29-4-2	Tavlı	549	414	19
18SR	Tavlı	619	449	24
Monit	Tavlı	649	549	19
Sea-cure/SC-1	Tavlı	549	379	19

İkinci ve üçüncü grup ferritik paslanmaz çeliklerde krom oranı % 15' den fazla olduğu için bu paslanmaz çelikler yüksek sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulduğunda östenit oluşmaktadır ve daha sonra hızlı soğutma sonucu östenitik yapı martenzitik yapıya dönüşümüyle ferritik paslanmaz çelikler kırılgan bir yapıya sahip olur. Bu tip paslanmaz çeliklerde üç tip kırılganlık meydana gelir Bunlar şöyledir;

- 475 °C kırılganlığı
- Sigma fazı çökeltisi
- Yüksek sıcaklık kırılganlığı(Smith, 2000)

2.1.5.1. 475 °C kırılmalığı

%15-70 arasında krom içeren ferritik paslanmaz elikler 400-550 °C arasındaki sıcaklıkta Şiddetli kırılmalıŐmaya neden olabilir. 550 °C'nin altındaki sıcaklıklarda yaŐlandırılan alaşımlar demirce ve kromca zengin ferrit olmak üzere iki Şekilde ökelti oluşturur (Williams, 1958; Marcincowski ve ark., 1964). Kromca zengin ferrit çökelti oranı % 60-85 arasındadır ve manyetik özelliği yoktur (Shortsleeve ve Nicholson, 1951). Krom oranı %15'in altında olan ferritik paslanmaz çelikler bu kırılmalığıktan etkilenmemektedir (Grobner, 1973; Lippold ve Kotecki, 2005b). Diğer alaşım elementlerinin ilave edilmesi bu kırılmalığın sürecini daha da hızlandırır. Demirce zengin ferrit çökeltisinin artması korozyon direncinin düşmesine sebep olur (Zappfe ve Worden, 1951; Bandel ve Tofaute, 1941).

2.1.5.2. Sigma fazı çökeltisi

Şiddetli kırılmalığı bir faza sahip olan sigma fazını mikroskop altında ve X-ışını kırılma yüzeyi belirlemek daha kolaydır. Hacim merkezli tetragonal yapıya sahip olan ferritik paslanmaz eliklerde 500-900 °C arasında yavaş yavaş Őekillenir. Bu faz sadece taneler arası sınırlarda değil ayrıca tane içerinde de gözükebilirler. Bu faz ferritik yapı kararlılığının düşmesine sebep olur. Krom oranı % 20'nin üzerindeki malzemelerde görülür. Chi ve Laves fazı baskın bir faz olmadıkları için % 20'nin altındaki krom içeren malzemelerde bu faz gözükmez (Krauss, 1993). Eğer bu fazın oluşumunu hızlandıracak alaşım elementleri ilave edilirse düşük krom oranındaki malzemelerde de bu faz gözükebilir. Sigma fazı ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik dayanımını azaltması sebebiyle istenmeyen bir fazdır. Bu faz büyük bloklar halinde tane sınırlarında, yüksek enerjili ara yüzeylerde oluşur (Link, 1991). Eğer sigma fazını yok etmek isteniliyorsa yüksek sıcaklıklar (1100°C)'da ısıl işlem uygulanmalı ve hızlı bir Şekilde soğutulmalıdır. Ayrıca bu tür eliklerde 400-550 °C arasındaki sıcaklıklarda ortaya çıkan 475 °C gevrekliği, paslanmaz çeliklerin uzamasını, sünekliğini ve mekanik özelliklerini azaltır. Sigma fazını çözmek için yüksek sıcaklıklar (1100 °C)'da ısıl işleme tabi tutulur ve daha sonra hızlı soğutma yapılarak 400-500 °C arasındaki sıcaklıklar hızlı geçilirse gevreklik engellenmiŐ olur (Krauss, 1993). Sonuç olarak ferritik paslanmaz çeliklerde dört deđiŐik sıcaklık aralığından söz etmek mümkündür. Bunlar Şöyledir;

- 400-550 °C sıcaklık aralığında temper gevrekliği,
- 550-900 °C sıcaklık aralığında sigma fazı gevrekleşmesi ve karbürlerin çökmesi,
- 900-1100 °C sıcaklık aralığında sigma fazının ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin çözülmesi,
- 1150 °C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi (Anık, 1981).

2.1.5.2.1. Metal karbürler

Sıkı paketlenmiş metal atomlarının arasındaki boşluklara yerleşen karbon atomlarının metal atomlarla birleşmesi sonucu oluşan yeni faz karbür adını alır. Metal karbürler üç yapıda oluşur. Bunlar; hegzagonal (SPH), orthorhombic ve yüzey merkezli kübik (YMK) yapıda oluşur. Burada M metal atomunu, MC kübik karbürleri, M_2C de SPH karbürlerini temsil eder (Woodhead, 1964).

2.1.5.2.1.1. $M_{23}C_6$ karbürü

750-900 °C sıcaklıkları arasında kromca zengin malzemede krom elementinin çökmesiyle yüzey merkezli kübik yapıda $M_{23}C_6$ karbürü ve oluşur. Bu karbürleri optik ve SEM görüntüleriyle tespit etmek mümkündür (Hyatt, 1993). Ferritik paslanmaz çelikte muhtemel faz α -ferrit ve $M_{23}C_6$ karbürüdür (Korkut, 1997). Oluşan bu karbürlerin bileşimi ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısına, karbürlerin dönüşümleri ve şekil değişimine bağlı olarak etki eder (Woodhead, 1964). Yüksek sıcaklıklarda malzeme bileşiminde krom oranı yüksek olduğunda $M_{23}C_6$ karbürü, düşük oranda krom içerdiklerinde de $C_{77}C_3$ karbürü oluşabilir (Tekin, 1981).

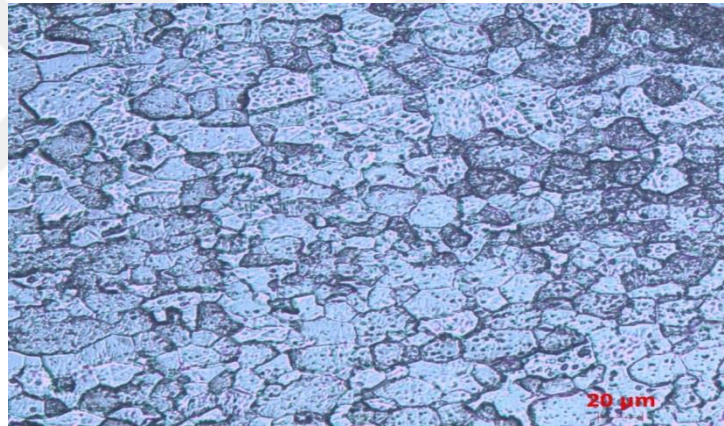
2.1.5.2.1.2. MC ve M_2C karbürleri

MC karbürleri, karbon oranının krom oranından düşük olduğü ve dengeleyici elementler katılmasıyla karbonun bu elementlerle birleşmesiyle oluşur ve daha sert bir yapıdadırlar. Bu malzemenin mikroyapısını değiştirip gevrekliğe sebep olan krom karbürleri engellemiş olur. Kromca zengin ve düşük karbonlu çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürü ve α -ferrit oluşmaktadır. Bu malzemeye Mo, V, Ti ve Nb ilave edildiğinde düşük karbonlu içeriklerde $M_{23}C_6$ karbürün meydana gelme olasılığı azalır veya tamamen ortadan

kalkar. Yapı α -ferrit, MC ve M_2C karbürlerinde oluşmuş bir yapı haline dönüşür (Woodhead, 1964).

2.1.5.3. Yüksek Sıcaklık Kırılabilirliği

Yüksek sıcaklık kırılabilirliği, $0,7T_m$ yukarısındaki sıcaklıklara maruz kaldığından dolayı oluşan metalürjik değişimlerden kaynaklanır. Ayrıca bu yüksek sıcaklıklara kalan malzeme korozyon direncinde önemli bir kayba yol açar (Demo, 1977). Bu kırılabilirlik paslanmaz çeliklerin kaynağını önemli derece etkiler. Özellikle krom oranı yüksek olan malzemelerde bu kırılabilirlik görülür. Tane boyutlarının büyümesi ITAB bölgesinde kırılabilirliğe neden olur. Bu da malzemenin sünekliğini ve tokluğunu ciddi derecede kayba uğrattır (Lippold ve Kotecki, 2005b). Şekil 2.7'de Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı görüntülenmektedir.



Şekil 2.7. Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüsü

Ferritik paslanmaz çeliklerde korozyon direncini arttırmak için molibden alaşımı ilave edilir. Ayrıca ferritik paslanmaz çelikte ergimiş halde bulunan karbon ve azotun oranlarını düşürmek için niyobyum ve titanyum alaşımı ilave edilir ve bunun sonucunda taneler arası korozyona karşı çelik daha kararlı bir yapıya sahip olur. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direncini arttırmak için alüminyum alaşımı eklenir (Thielsch, 1951; Demo, 1977; Lippold ve Kotecki, 2005b).

Bu paslanmaz çelikler östenitik paslanmaz çeliklere göre daha zor şekillendirilebilir (Tekin, 1981). Günümüzde bu paslanmaz çelikler geliştirilerek korozyon direnci artırılmış ve kaynak kabiliyeti özelliği iyileştirilmiştir (Lippold ve Kotecki, 2005a).

Korozyona ve ısıya dayanıklı olduğundan bu paslanmaz çelikler tasarım mühendisliği açısından önemlidir. İçeriklerinde nikel bulunmadıklarından dolayı piyasada değerleri düşüktür (Smith, 2000).

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Günümüzde birçok alanda kullanılan paslanmaz çelikler uygulama alanında bulunan bütün kaynak yöntemleri ile uygun olduğu söylenilebilir. Ama içeriklerindeki farklı bileşimleri mekanik ve fiziksel özelliklerini etkilemesi kaynak kabiliyetlerini etkileyebilir (Kotecki, 1993).

Genleşmeleri % 50'den fazla oldukları için kaynak bölgesinden ısı hemen dağılmaz. Düşük kaynak hızı ve kısa pasolarla kaynak yapmak daha uygundur (Korkut, 1997). Hangi kaynak yönteminin seçilmesi için aşağıdaki yöntemler tercih edilebilir.

- Uygun cihazların varlığı ve kurularak kullanılabilirliği,
- Kaynak edilecek malzemenin kalınlığı,
- Kaynağın gerçekleştirileceği ortam,
- Kaynak pozisyonu
- Paslanmaz çeliğin türü

Bu faktörleri göz önüne aldığımızda diğer kaynak yöntemlerine göre örtülü elektronların ön planda olduğu anlaşılır (Kaluç, 1991). Kaynak kabiliyetini etkileyen fiziksel ve metalürjik özellikler bazı karakteristik problemlere neden olabilir. Bu problemler malzemelerin kullanım ömrü açısından da büyük önem taşır. Bu karakteristikleri şöyle sıralayabiliriz:

- Düşük ısı iletkenlik katsayıları,
- Yüksek ısı iletkenlik katsayısı,
- Yüksek elektrik iletme direnci,
- Soğuk şekillendirmeye karşı hassasiyet,
- Kaynakta izlenen yapısal değişimler,
- Korozyona karşı hassasiyet (Kaluç ve Taban, 2004)

Paslanmaz çelikler birbirleriyle ya da farklı malzemelerle birleşiminde kullanılan kaynak yöntemleri şunlardır:

- Lazer ışın kaynağı,
- Plazma ark kaynağı,
- Gaz eritme kaynağı,
- Örtülü elektrot ile ark kaynağı,
- Eriyen elektrot ile gaz altı kaynağı(MIG),
- Erimeyen elektrot ile gaz altı kaynağı(TIG),
- Tozaltı kaynağı,
- Elektron ışın kaynağı,
- Direnç nokta veya dikiş kaynağı,
- Sürtünme kaynağı,
- Difüzyon kaynağı.

2.2.1. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağı

Martensitik paslanmaz çelikler, kaynak işlemi öncesi durumu ne olursa olsun kaynak sonrası martensit yapıda olduğundan dolayı hidrojen kaynaklı çatlama duyarlı olabilir. Ön tavlama ve kaynak sonrası ısıtma işleminin kullanımı genellikle bu aşımaların kaynağında tavsiye edilir. Ayrıca bu ısıtma işlemleri artık gerilmeyi azaltır. Martenzitik paslanmaz çeliğin birleşimi için hidrojen miktarı azaltılmalıdır.

Tokluk ve süneklilik malzeme için önemli özellikleridir. Tokluğu düşük olan malzemeler, hareketli yük altında şiddetli kırılma eğilimine neden olur. Ayrıca sünekliliği düşük malzemeler de ani şiddetli kırılma eğilimine yatkındırlar. Kaynak sonrası ısıtma işlemi, martensitik yapıyı sertleştirerek kaynaklı martensitik paslanmaz bileşenlerinin tokluğunu ve sünekliliğini iyileştirmeye yardımcı olabilir (Lippold ve Kotecki, 2005c). Çizelge 2.12’de Kaynak sonrası ısıtma işleminin martenzitik paslanmaz çelik kaynak metallerine etkisi gösterilmektedir.

Çizelge 2.12. Kaynak sonrası ısıl işlemin martenzitik paslanmaz çelik kaynak metallerine etkisi (Kotecki ve Armao, 2003)

Türü K.olarak	Kaynak sonrası ısl işlemler	410	410Ni Mo	420	423L	423Cr	424A
Rocwell Sertliği	Kaynaklı olarak	26	36	52	43	46	43
	425 °C-2 saat	25	39	48	42	45	41
	480 °C-2 saat	25	38	48	46	46	39
	535 °C-2 saat	21	29	36	38	38	35
	600 °C-2 saat	13	25	30	33	34	31
	650 °C-2 saat	10	19	27	32	32	28
Çekme Dayanımı (N\mm ²)	425 °C-2 saat	1096	1172	1578	1400	1461	1262
	480 °C-2 saat	1130	1096	1365	1413	1413	1269
	535 °C-2 saat	814	910	1041	1158	1186	1027
	600 °C-2 saat	765	855	972	1103	1076	951
	650 °C-2 saat	717	807	883	1055	1055	986
Akma Dayanımı (N\mm ²)	425 °C-2 saat	889	924	1227	1165	1165	1055
	480 °C-2 saat	834	910	862	1027	1124	1076
	535 °C-2 saat	669	793	814	986	979	876
	600 °C-2 saat	648	724	807	993	862	779
	650 °C-2 saat	593	614	731	855	848	731
Uzama(%)	425 °C-2 saat	3	7	2	4	6	10
	480 °C-2 saat	6	14	3	8	2	12
	535 °C-2 saat	16	17	15	12	10	11
	600 °C-2 saat	17	19	15	14	11	14
	650 °C-2 saat	20	18	17	14	12	11

“Kaynak sonrası ısıl işlem sıcaklığının artmasıyla süneklikte artış, sertlik ve mukavemette azalma olduğu tabloda açıkça gözükmektedir. Az miktarda vanadyum içeren alaşımların küçük aralıklı sıcaklıklarla yumuşatma tavı uygulanması dikkat çekmektedir. Bunun sebebi büyük ihtimalle kaynak sonrası ısıl işlem sıcaklık aralığında vanadyum karbürlerinin ikincil sertleşme etkisinden dolayıdır.” (Lippold ve Kotecki, 2005:79)

2.2.2. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği ve kaynak sonrası durumu tamamen mikroyapısıyla ilgilidir. Bu paslanmaz çeliklerin, bileşimlerinde fiziksel özelliklerini dikkate almak gerekir. Ayrıca metalürjik özelliklerini etkileyen faktörler kaynaklanabilirliğinde büyük rol oynar. Bu faktörler; delta ferrit oluşumu, tanelerarası korozyona duyarlılık, gerilmeli korozyona duyarlılık ve sigma fazının oluşmasıdır (Kaluç, 1990; Amık ve ark., 1993).

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti açısından en önemli özellikleri şunlardır;

- Oda sıcaklığında ısı iletim katsayıları az alaşımli ve karbonlu çeliklerin yaklaşık üçte biri kadardır,
- Isıl genleşme katsayıları az alaşımli ve karbonlu çeliklerden %50 fazladır.
- Elektrik iletme dirençleri, alaşimsız çeliklere göre 4-7 kat arasındadır (Anık, 1975).

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında üç tip sorunla karşılaşabiliriz. Bunlar; ITAB bölgesinde krom karbürün oluşması sonucu hassas yapı, sıcak çatlak oluşumu ve sigma fazı oluşmasıdır (Gerken ve Kotecki, 1990).

Östenitik paslanmaz çeliklerin bazıları, 430-860 °C aralığındaki sıcaklıklara uzun süre maruz kalması sonucu krom karbür çökmesi oluşabilir. Kromca zengin olan bu karbürleri tane sınırında bulunan karbon, tane çevresinde bulunan krom miktarını önemli derecede zayıflatır. Bunun sonucunda kromca zayıflatılmış tane sınırı korozyonu oluşur (Kaluç, 1990; Anık ve ark., 1993). Eğer alaşım elementleri karbon ile reaksiyona girer ve dengelenirse krom oranında herhangi bir değişim olmayacak bunun sonucunda korozyon dayanımında düşüş olmayacaktır.

Kaynak dikişinin ve ITAB' nin olduğu yerde fosfor ve kükürt elementinin tane sınırlarına doğru yayılması sonucu sıcak çatlaklık oluşur. Eğer ana metal ve kaynak metalin spektral analizinin östenit matriksde düşük miktarda ferrit içeren mikroyapı elde edilecek şekilde ayarlanması sıcak çatlaklamayı önleyebilir. Bu sorun kükürt ve fosfor oranının çok düşük seviyelerde tutulması ile de giderilebilir (Gerken ve Kotecki, 1990).

2.2.3. Dupleks(Çiftfazlı) paslanmaz çeliklerin kaynağı

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağı ferritik paslanmaz çeliklerden iyi, östenitik paslanmaz çeliklerden kötüdür. Herhangi bir ısıl işlem uygulanmasa bile mekanik ve korozyon dayanımı iyidir. Kaynak dikişi katılaştığı anda tamamen ferritik yapıda olup soğuma sırasında ferritik yapının bir kısmı östenite dönüşür ve kaynak dikişi dupleks olur. Yeterli östeniti oluşturabilmek için hızlı soğutmadan kaçınılmalıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında koruyucu gaz olarak Ar+He kullanmak eriyik kaynak metalinin akıcılığını iyileştirir. Bu paslanmaz çeliklerin kaynağında bakır altlık hızlı soğutmaya neden olduğundan bakır altlıktan kaçınılmalıdır. Düz kaynak yapılmalıdır eğer fazla salınım olursa yüksek ısı girdisine ve çarpılmaya neden olur.

Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ısı işlem yapılmaması durumunda kaynak metalinde bulunan nikel oranı ana metalinkinden daha fazla olmalıdır. Ancak kaynak sonrası ısı işlem uygulanacaksa ana metalle ile aynı orana sahip ilave metal kullanılmalıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerde ısıdan etkilenen bölgede ferrit ve östenit yapının eşit oranda olması için azot (N) kullanılmalıdır. Azot oranının azalması ferritik yapının artmasına sebep olur.

Dubleks paslanmaz çeliklerde ısı genleşme katsayıları ferritik paslanmaz çeliklerden daha yüksek, östenitik paslanmaz çeliklerden daha düşüktür. Bu nedenle oluşacak çarpılma ferritik paslanmaz çeliklerde daha fazladır, östenitik paslanmaz çeliklerde daha azdır (Dolmuş ve Cavdar, 2001).

2.2.4. Çökme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynağı

Genelde, AISI serisinden oluşan çökme sertleşmeli paslanmaz çelikler kolayca kaynaklanabilir. Kaynaklanma esnasında mekanik özellikleri iyileştirilebilir. Ama yine de kaynaklanabilirlik özelliklerinde farklılıklar beklenilebilir. Sadece bakır ve molibden alaşımlarının ilavesi östenitik paslanmaz çeliklere benzer bir ergimiş havuz üretirken, alüminyum ve alışılmışın dışında daha yüksek oranda titanyum alaşımı olan kalitelere farklı görünebilir. Kaynak sırasında muhtemelen atmosferden daha fazla korunması gerekecektir.

Kaynak ısısına maruz kaldıkları için yapısal değişiklikler, çökme sertleşme kalitelerinde meydana gelir. Kaynak öncesi ana metalin durumunu bilmek önemlidir. Tavlanmış ya da sertleştirilmiş olmasını bilmek önemlidir. Kaynak ısısı her zaman ergiyik ve ya tavlanmış bir ana metal üretecektir ve bu bölgeyi sertleştirmek için kaynak sonrası ısı işlem gereklidir. Bu bölge ya tek ya da çift işlemi kapsayabilir. Çökme sertleşmeli paslanmaz çeliklerle kullanılabilen birçok kaynak ve ısı işlem kombinasyonundan dolayı üreticilerden daha detaylı bilgi alınmalıdır (Anonim, 1979).

2.2.5. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağı

Ferritik paslanmaz çeliklerin genelde kaynaklanabilirliği kötüdür. Kaynaklanabilirliği kötü olduğundan dolayı ferritik paslanmaz çelikler katılma esnasında sıcak çatlamaya yatkındır. Sıcak çatlama olayının varlığını açıklamak için bir takım teoriler önerilmiştir;

genellikle ITAB bölgesinde ya da füzyon bölgesinde sıcak çatlama ya da mikrofizmalar oluşabilir. Sıcak çatlama için en uygun teorinin, alaşımlama ve artık elementlerin tane sınırlarına veya interdendritik bölgelere mikro birikmesinin katılma sırasında meydana geldiğini önermektedir. Ferritik paslanmaz çelikler aynı zamanda kaynak sırasında gevrekleşmeye karşı hassastırlar (Thielsch, 1951; Demo, 1977b). Malzemeler yüksek sıcaklıkta ferrit yapıda değilse, küçük bir bölümünde ösvenit oluşur. Bu, kaynak ısı döngüsünün bir sonucu olarak soğuma sırasında martenzite dönüşecektir. Füzyon bölgesinde ya da ITAB bölgesinde tanelerin çok büyük olması ya da tane sınırlarının martenzit olması nedeniyle kaynaklı malzemelerin sünekliliği ve sertliğinde azalma olur. B, Al, V ve Zr gibi katkı elementlerinin ısı tesiri altındaki bölgede tane büyümesine engelleyecek çökeltiler oluşturabileceği ve TiN partiküllerinin füzyon bölgesinde tane büyüklüğünü kontrol etmeye yardımcı olabileceği önerilmiştir (Anonim, 1976). Kaynak esnasında ani çatlama önleyebilmek için sıklıkla ön tavlama işlemi yapılabilir.

Kaynaklı durumda taneler arası korozyona duyarlılık bazı ferritik paslanmaz çelikleri zorlar. Birçok araştırmacıya göre yüksek sıcaklıklarda östenitin oluşması ve sonradan erimiş demir karbürlerinin tane sınırlarında çökertilmesinin korozyona yol açtığına inanmaktadır. Diğerleri ise krom içeriğindeki tane sınırı östenitin azalmasının sonucu olduğunu ileri sürmüştür. Ferritik paslanmaz çeliklerde taneler arası korozyon için en uygun teorinin kaynaklarda olduğu gibi yüksek sıcaklıklarda ısıtıldıklarında ve daha sonra soğutulduklarında, katı çözültideki C ve N' nin ara sıcaklıklarda tane sınırları boyunca çökertilmesidir. Kaynaklı malzemelerin korozyon direncini arttırmak için kaynak sonrası tavlama işlemi etkili olabilir (Plumtree and Gullberg, 1974; Semchyshen ve ark., 1971).

2.3. Lazer Işın Kaynağı

2.3.1. Lazer ışını ve elde edilişi

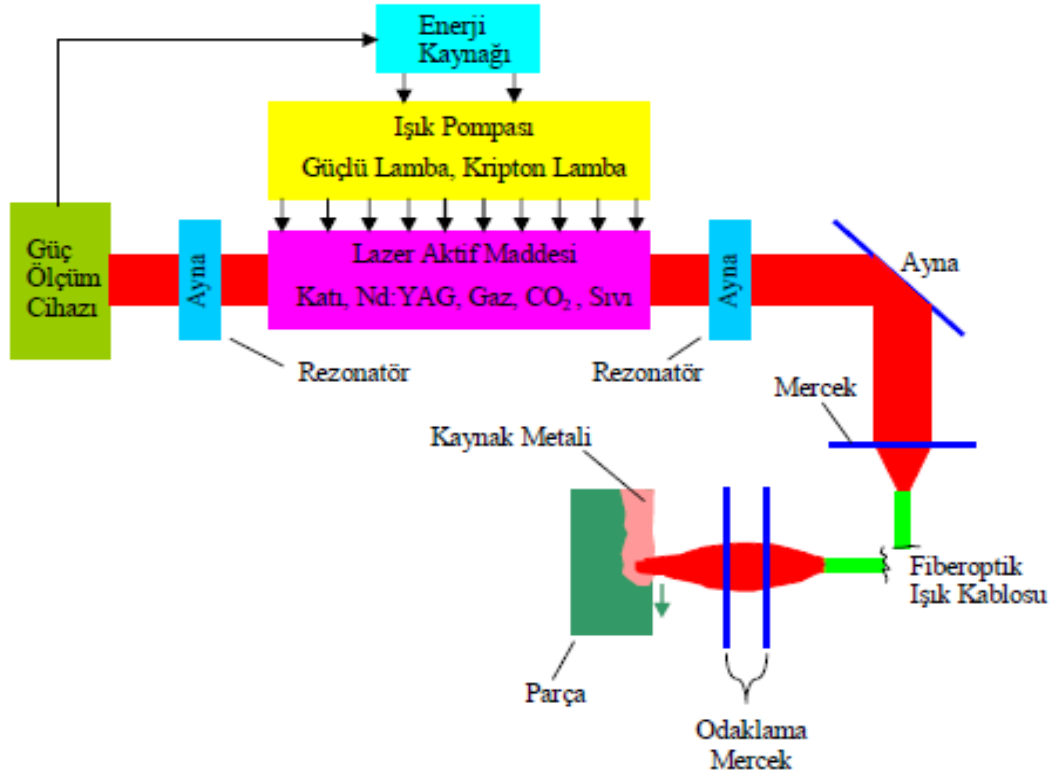
Lazer kelimesi, İngilizce de ‘ Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation’ kelimelerinin baş harflerinden türetilmiştir. Türkçe de ise radyasyon yayınının uyarılması ile ışığın kuvvetlendirilmesi anlamına gelmektedir (Silvast, 2004). Lazer, tek renkli düz, aynı doğrultuda, aynı fazda, aynı dalga boyunda birbirleri ile uyumlu halde genliği yüksek bir ışık demetidir (Csele, 2004).

Bir atomun dışarıdan uyarılmasıyla etrafa yaydığı fotonlar sonucu lazer ışını elde edilir. Başka bir deyişle lazer suni radyasyon tetiklemesiyle oluşturulan ışık kuvvetlendirilmesi olarak ta ifade edilir. Bir atomu uyarmak ancak şu yollarla mümkündür;

- 1- Basınç uygulayarak,
- 2- Isıtılarak,
- 3- Hızlandırılmış elektronlarla bombardıman edilerek,
- 4- Bir ışık demetine maruz bırakarak (Çelen, 2006).

Lazer aracına pompalama (lamba-ışık kaynağı) ile enerji sağlanır bunun sonucunda lazer ışını üretilir. Işık enerjisi ile tahrik edilen lazer cihazı elektronları bir üst enerji seviyesine yükseltir. Bunun sonucunda atomlar uyarılmış duruma yükseltilmiş olur. Bu yöntem ‘Optik pompalama’ adı verilir. Bir atom uyarım sonucu kazandığı enerjiyi bir foton yayarak enerjisi daha alt seviyelere inebilir. Kendiliğinden olan emisyonla yayılan fotonlar daha yüksek enerji seviyelerindeki elektronlara çarparlar. Çarpılan elektrondan yeni bir foton yayılması olur (Köse, 2015).

Aynı doğrultuya ve aynı dalga boylarına sahip olan bu fotonlar faz içerisinde tutarlı haldedirler. Fotonlar bütün yönlerde yayılırlar ve aralarından bazıları ise resonator aynalarına çarpar ve tekrar aracın içine geri yansırırlar (McAleese, 1979). Şekil 2.8’ de Lazer ışın cihazının şematik yapısı gösterilmiştir (Elijah, 2009).



Şekil 2.8. Lazer ışın cihazının şematik yapısı (Elijah, 2009)

Lazer ışınının diğer ışıklardan ayıran özellikler şöyledir;

- 1- Monokromatiktirler. Yani tek dalga boyuna sahiptirler.
- 2- Uyumluluk derecelerinin yüksek olması,
- 3- Uzak mesafelere açılmalara uğramadan gidebilmesi,
- 4- Hedef noktada çok yüksek yoğunluğa erişebilmesi,
- 5- Yüksek dereceli doğrultu özelliğine sahip olmalarıdır (Köse, 2015).

Lazer ışının en önemli özelliği cisim üzerinde istenilen noktaya yönlendirilebilmesidir. Bunun sayesinde kaynaklı birleştirmelerde iki malzemenin birleştirme noktasına odaklanıp o bölgeye istenilen miktarda enerji yollayarak aşırı ısınma sonucu iki malzeme eriyerek birleştirilmesi esastır (Püskülcü ve Koçlular, 2009). Sanayi alanlarında üç tip lazer yöntemi kullanılır. Bunlar CO_2 , Nd: YAG ve Fiber lazerleridir.

2.3.2. Lazer kaynak yöntemleri

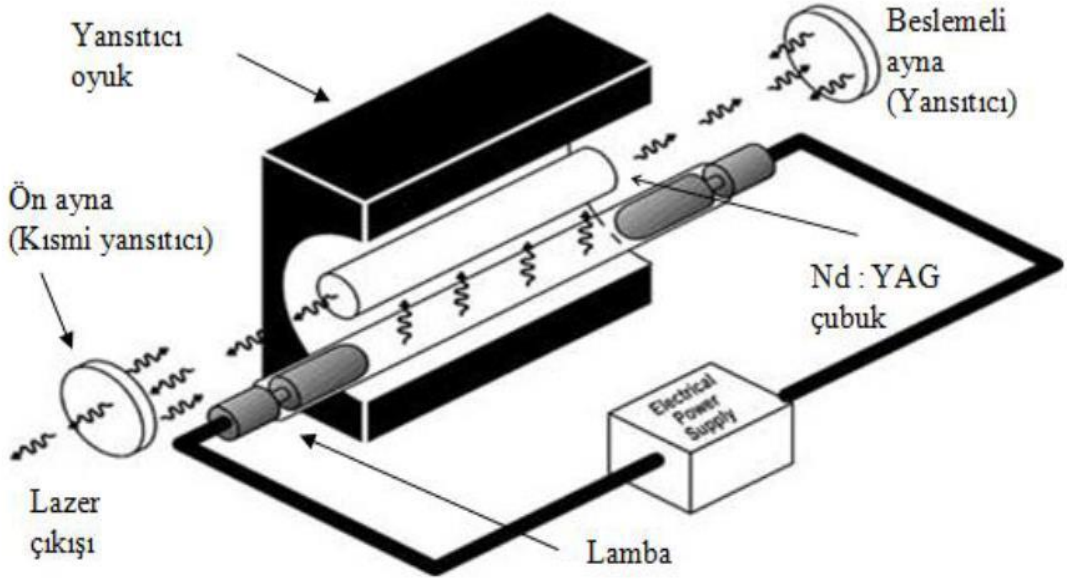
Lazer kaynak yöntemi düşük ısı girdisi, yüksek yoğunlaşma enerjisi, yüksek kaynak ilerleme hızı, dar kaynak bölgesi, derin nüfuziyetli birleştirmeler elde edilebilmesi, yüksek mekanik dayanım, düşük distorsiyon ve ilave metal kullanmadan kaynak yapabilme imkanından dolayı geleneksel kaynak yöntemlerinden ayrılır (Köse ve Kaçar, 2014). Temessız yüksek enerjili bir ışın işlemi olan lazer kaynağı diğer kaynak yöntemlerinin kullanılmadığı durumlarda kullanılmaktadır. Ergitme kaynak yöntemi olan lazer kaynağında lazer gücü, kaynak hızı, odak pozisyonu ve kullanılan gaz basıncı önemli parametrelerdir (Singh ve ark., 2012). Sanayi alanlarında üç tip lazer yöntemi kullanılır. Bunlar CO_2 , Nd: YAG ve Fiber lazerleridir.

2.3.2.1. CO_2 lazeri

CO_2 lazeri genellikle 10,6 μm dalga boyunda ve 1.5-6 kW arasındaki güçlerde çalışır. Ancak bazıları 10 kW üzerinde de çalışabilirler (Fuerschbach, 1996). Optik sistem aynalardan ve ZnSe lenslerden oluşur. Bu lazerler ince kaynaklarda yüksek kaynak hızlarında kullanılırlar (Beckmann ve Ehrlicmann, 1995; Rapp ve ark., 1995).

2.3.2.2. Nd: YAG katı hal lazeri

Bu lazer kaynağı 1.064 μm dalga boyunda ve çoğu ortalama 1-10 kW arasında güçlerde çalışır. Nd: YAG lazer kaynağı düşük dalga boyunda olduğu için metaller yüksek yüzey emiciliğine sahiptir. Genel verimliliği %3-6 arasındadır. CO_2 lazerlerinden farklı olarak, ışın daha küçük dalga boyunda olduğu için esnek cam liflerinden yönlendirilebilir. Bu daha fazla esneklik ve düşük maliyet sağlar. CO_2 lazerle karşılaştırıldığında daha karmaşık bir ayna sistemi vardır. Mekanik ve elektro-optik deflektörler, bir ışını saptırmak veya çoğaltmak için kullanılabilir. Dielektrik ışın ayırıcıları, enerjinin eş zamanlı hareket ederek ayrılmasını sağlar. Nd: YAG lazer kaynağı elektronik endüstrisinde geniş yer bulmuştur. Oldukça verimlidirler ve ürünlerde bozulmayı ve gerilmeyi en aza indirirler (Beckmann ve Ehrlicmann, 1995; Rapp ve ark., 1995; Blundell ve ark., 1999). Şekil 2.9'da Nd: YAG lazerinin çalışma prensibi gösterilmiştir.



Şekil 2.9. Nd: YAG lazerinin çalışma prensibi (Elijah, 2009)

2.3.2.3. Fiber lazer kaynak

Fiber lazerler katı hal lazer grubuna dahildir. Büyük enerji yoğunluğuna sahip olan lazer ışınının yüksek hız ve hassasiyette belirli bir mesafede birleştirilecek malzemeye odaklanarak kaynak işlemini gerçekleştirmesi prensibiyle çalışan lazer kaynak sistemlerinde lazerin odaklanması ve lazer ışın kalitesi en önemli kriterlerdir. En yaygın olarak kullanılan silikandan yapılmış tek modlu fiber lazer kaynağıdır. Fiber lazerde katılan erbiyum, itterbiyum, neodimyum ya da talyum katılarak oluşturulan silikan 'aktif' fiber, diyot lazer kaynağı ile çıkarılır (Karaaslan, 2009).

CO_2 lazeri düşük ışın kalitesinden dolayı endüstriyel alanda kullanımı sınırlıdır. Daha yüksek ışın kalitesi gerektiğinden katı hal lazerini tercih ettiklerinden Nd: YAG lazerlerin kullanımı yaygınlaşmıştır. Nd: YAG lazerleri daha küçük dalga boylarında ışın ürettikleri için fiber kablolarla taşınması mümkündür (Günçan ve ark., 2013).

Fiber kablolar, kendi boyunca içinden ışığın yönlendirilebildiği plastik ve ya cam fiberlerden oluşmuştur. Fiberler uzun mesafelerdeki veri iletişiminin daha hızlı ve yüksek değerlerde yapılabilmesine olanak verdikleri için fiberoptik haberleşme sistemlerinde de sıklıkla kullanılmaktadırlar. Fiber kablolar daha az kayba neden

olmaları ve elektromanyetik etkileşimden etkilenmedikleri için metal kabloların yerine tercih edilir (Anonim, 2017a).

1-5 kW güç aralığında fiber lazerler yüksek hızlarda daha derin metal bağlantılarına kaynak yapabilir. Mutfak eşyaları için paslanmaz çelikler, LCD TV' ler için galvanizli çelikler, statorlar için ince çelikler gibi çeşitli malzemeleri kaynak yapar. 5 mm' ye kadar olan malzemeleri kaynak yapabilir ve hızları 0,5 m/sn' e kadar hızları ulaşabilir. Bu fiber lazerler diğer kaynak yöntemlerinden daha fazlasına sahiptir. Gelecek yıllarda bu lazerlerin gücünün % 30'a kadar çıkacağı ve geleneksel kaynak yöntemlerinin yerini alabileceği bekleniyor (Anonim, 2015a).

Katı hal grubunda olan bu lazerler, çekirdek lazer aracılığıyla lazer üretip, pompa diyotları ile enerji verilen özel tasarlanmış cam fiberlerde bu ışını yükseltirler. Yaklaşık 1.06 μm dalga boyuna sahip olan bu fiber lazerler son derece küçük çaplı olduklarında aynı ortalama güce sahip CO_2 lazerlere göre yoğunlukları 100 kat daha fazladır. Fiber lazerler tavlama yoluyla metal markalama, metal kazıma ve yüksek kontrastlı plastik markalama için uygundur. Genellikle bakım gerektirmeyen fiber lazerler en az 3 ay hizmet ömrüne sahiptir (Anonim, 2017b).

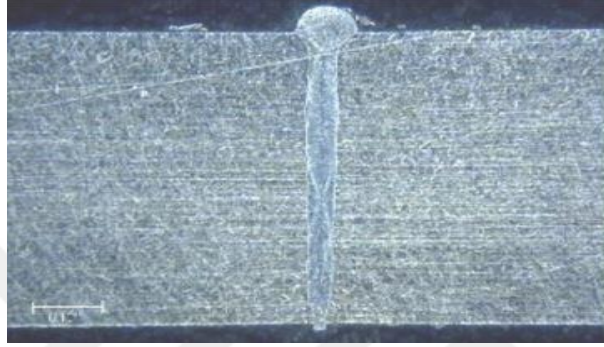
Fiber lazerlerin Nd: YAG lazerlere göre üstünlükleri;

- Kolay kullanılması,
- Fiber kablo kullanılmasından dolayı taşınabilir olması,
- Yüksek işletme ömrü,
- Malzeme işleme kalitesi oldukça iyidir.
- Işın kalitesi yüksektir.
- Malzeme işleme hızı yüksektir.
- Yüksek lazer gücünde yüksek verim sağlar (Işık, 2013).

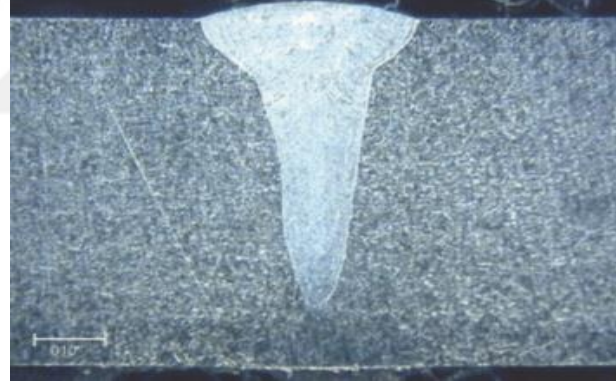
Fiber lazerlerin ışın kalitesi yüksek olduğundan her türlü kaynaklar için ayarlanabilmektedir. Daha yüksek kaynak hızı ve nüfuziyet daha iyi ışın kalitesi ile doğrudan orantılıdır. Işın kalitesini uygulamaya göre azaltmak mümkündür ancak lazer jeneratöründen çıktıktan sonra ışın kalitesini arttırmak mümkün değildir. Bu nedenle fiber lazerler için en önemli fark, ışın kalitesi için maksimum 'ayarlanabilir' alan sunmasıdır. Buna ek olarak yüksek ışın kalitesi 0.025 mm'den daha küçük nokta

boyutları ya da çok yüksek güç yoğunlukları gibi benzersiz lazer parametre kombinasyonları sunar. Bunun en iyi örneği, bataryalar için ince bakır levhaların yüksek hızlı kaynak yapılmasıdır (Anonim, 2015b).

Fiber lazerler iki parlaklık konfigürasyonu sunar. Bunlar; tek mod ve çoklu moddur. Şekil 2.10 ve Şekil 2.11’de tek modlu ve çoklu modlu fiber lazer kaynağın kaynak dikişi gösterilmektedir.



Şekil 2.10. Tek modlu fiber lazer kaynağının kaynak dikişi görüntüsü (Anonim, 2015b)



Şekil 2.11. Çoklu modlu fiber lazer kaynağının kaynak dikişi görüntüsü (Anonim, 2015b)

2.3.3. Lazer ışın kaynağının metalürjik özellikleri

Temassız yüksek enerjili ışın kaynağı, kolaylıkla ışının yönlendirilebilmesi ve küçük noktalara odaklanabildiği için ileri bir kaynak yöntemidir. Kaynak, şiddetli lazer ışınının mili-saniyelerle ölçülen seviyelerde ve farklı güç aralıklarından hızlı bir şekilde ısıtmasıyla yapılmaktadır. Lazerler yüksek kaynak hızlarında bile tam nüfuziyetli bir kaynak dikişi elde edilebilir. Bu özelliği sayesinde kaynak teknolojisinde önemli bir

yere sahiptir. Lazer kaynak uygulamalarında kaynak dikişleri dar olduğundan ısının etkisiyle malzemede oluşabilecek içyapı değişiklikleri de dar bir bölgede sınırlanmaktadır (Karaca ve Köse, 2017).

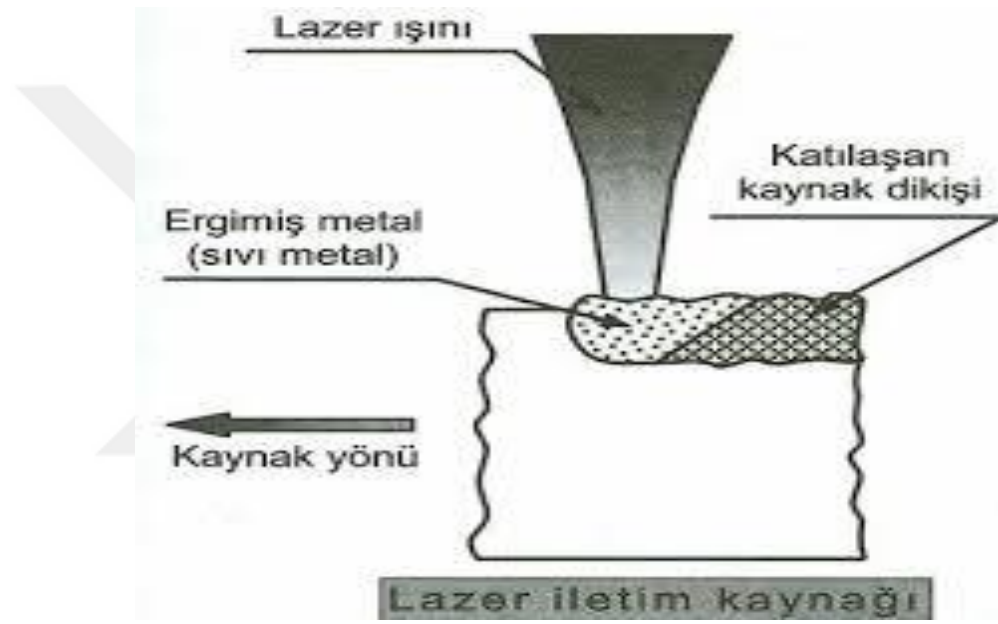
Lazerler, malzeme tarafından absorbe edilebilecek ve daha sonra ısı enerjisine çevrilebilecek ışık enerjisi üretirler. En küçük alanlara diğer kaynak yöntemlerine göre verimli bir şekilde ısı enerjisi uygulayabilen yöntem lazer kaynak yöntemidir. Nd: YAG lazerler Sürekli (CW), Darbeli (Pulsed) ve Q-Anahtarlamalı mod olmak üzere üç farklı düzende çalışabilmektedir. Darbeli operasyonlar lazer ışının azaltmak için kullanılır. Q-Anahtarlamalı ve mod kilitlemeli lazerler çok yüksek zirve güç yoğunluklarının konsantrasyonunda bağıl olarak kısa darbe uzunlukları sağlama kabiliyetine sahiptirler (Çelen, 2006).

Sürekli lazerlerde optik pompalama kaynağı devamlı olarak yanan yüksek basınçlı bir lambadır. Lazer çıkışı da sürekli dir. Darbeli lazerlerde ise optik pompalama kaynağı olarak bir flaştan yararlanılır. Işık darbeleri salınımlı ve yüksek genlikli titreşimler sonucu oluşur. Q-Anahtarlamalı lazerde ise optik pompalama kaynağı bir tüp flaştır ve diğer tiplere benzer bir yapıya sahiptir (Köse, 2015).

Lazer ışını ile kaynak yapıldığında ayırım yapmak için iki kaynak şekli vardır. Bunlar; ısı iletim kaynağı ve derin nüfuziyet kaynağıdır. Isı iletim kaynağı düşük güçlerde ve daha yüksek kaynak hızlarında gerçekleşir. Absorbe edilen enerji ısı iletimi ile malzemeye aktarılır ve geniş, sığ bir erimiş malzeme havuzu üretir. Derin nüfuz kaynağında ise lazer ışın küçük alana odaklanır ve güç yoğunluğu $5 \times 10^3 \text{ kW/m}^2$ 'yi geçebilir. Yeterli enerji girdisi ile malzeme buharlaştırılır ve buharla dolu derin nüfuziyet kanalı oluşur. Absorbe verimini arttıran ve lazer ışınının daha fazla kullanılmasını sağlayan derin dikişler üretilir. Malzemenin erimesi ve buharlaşması gereken enerji, malzemenin yüzey özelliklerine, fiziksel özelliklerine ve lazer ışığının dalga boyuna bağlıdır. Bu kaynaklar tipik olarak derin ve dardır. Ayrıca mikroyapılarında küçük ITAB bölgesine sahiptirler (Schubert ve ark., 1998). Genişlik derinlik oranına bağlı olarak elde edilen derin nüfuziyet kaynağı sanayi alanında kullanılan lazer kaynak yöntemidir.

2.3.3.1. İletim modu kaynak

Isı, lazer ışını vasıtasıyla metalin üst yüzeyinden emilir. Sabit duruma hızlı bir şekilde ulaşır. Isı girdisi, iletken yoluyla metalden oluşan kayıplarla dengelenir. Kaynağın en boy oranı, kaynak dikişindeki ısı iletim, malzemenin yüzey gerilimine dayalı akışkanın akış durumuyla belirlenir. Yüzey gerilimi sıcaklıkla azaldıkça, erimiş metalin dışına doğru akış gerçekleşir (Bransch ve ark., 1994). Derin nüfuziyet, kaynak dikişinde ısı iletim ve konveksiyonla belirlenir. Şekil 2.12’de lazer iletim kaynağının malzeme üzerindeki davranışları gösterilmektedir (Dilthey, 2000).



Şekil 2.12. Lazer iletim kaynağının malzeme üzerindeki davranışları (Dilthey, 2000)

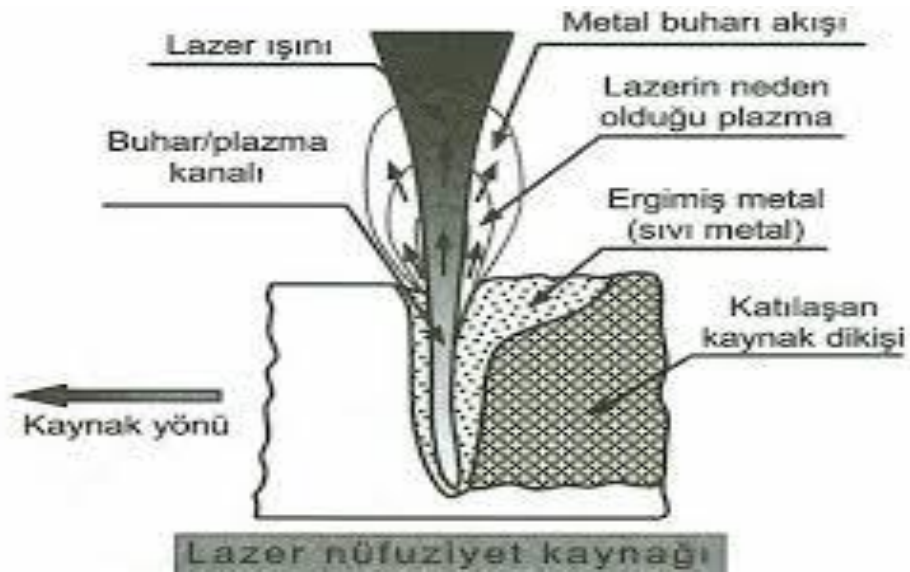
2.3.3.2. Derin nüfuziyet modu kaynak

Yüksek enerji yoğunluklu lazer ışını, kaynak işlemi sırasında malzemeye dar ve derin bir eriyik havuz üretmek için lazer ışınının metale nüfuz etmesini sağlayan bir anahtar deliği oluşturulur. Lazer ışınının emilimi anahtar deliği oluşturulduktan sonra büyük ölçüde artar, çünkü lazer ışınının birçok yansıması, metal tarafından emilene kadar delik içinde meydana gelir. Emilen enerji metalin sadece bir kısmının erimesine neden olur. Geri kalan kısmı erimiş havuzdaki ana metale, radyasyon ya da konveksiyon olarak ısı iletim yolu ile dağılır (Chiang ve Albright, 1993). Marangoni konveksiyonu ya da yüzey gerilimine dayalı konveksiyon, eriyik havuzunda oluşur. Akışkan, kaynak havuzunun

merkezinden üst yüzey boyunca dış kenara doğru akar ve yüzeyin altından geri döner. Akışkanın akışının derinliği azdır ancak daha hızlıdır. Eğer ışın çapı azaltılırsa bu akışkanın akışını daha derin ve hızlı hale getirebilir (Limmaneevichitr ve Kou, 2000). Bu yollarla kaybolan ısı miktarı, kaynağın derin nüfuziyetinde belirleyici faktördür. Düşük hızlarda ana metalde iletim kaybı çok büyüktür (Chiang ve Albright, 1993).

Anahtar deliğindeki buhar basıncı, anahtar deliğini düz duruma getirerek ve daha ileri nüfuz için açık tutularak nüfuziyete katkıda bulunurken, yüzey gerilimi yüzeyde kapama eğilimindedir. Yüksek ısı girdililerde ise buhar boşlukları oluşacak ve çökelmeler meydana geleceğinden daha az nüfuziyet oluşacaktır. Lazer ışını koruyucu gazdaki atomlarla ve metal buharla etkileşimi sonucu metalin yüzeyinde bir plazma oluşur. Oluşan bu plazma lazer ışını enerjisini emer ve maksimum kaynak nüfuziyetini azaltır. Plazma bir merceğe gibi davranarak lazer ışınının optik kalitesinin düşmesine neden olur (Pecas ve ark., 1995).

Anahtar deliği ancak ışın yoğun olduğunda meydana gelir. Enerjinin emilmesi iyonlaşma, yoğunlaşma derecesine ve sıcaklığa bağlıdır. Absorbsiyon katsayısı, düşük elektron ve iyon yoğunluklarından dolayı artan sıcaklıklarda azalır. Bu absorpsiyon, ters Bremsstrahlung' tur. Bu nedenle düşük ışın yoğunluklarında nüfuziyet azken, yüksek ışın yoğunluklarında ışın gücü büyüdüğü için nüfuziyet artar (Klemens, 1976). Şekil 2.13'de lazer nüfuziyet kaynağının malzeme üzerindeki davranışları gösterilmektedir (Dilthey, 2000).



Şekil 2.13. Lazer nüfuziyet kaynağının malzeme üzerindeki davranışları (Dilthey, 2000)

2.3.4. Lazer ışın kaynağının avantajları ve dezavantajları

Lazer ışın kaynak yönteminin avantajları şunlardır:

- Lazer gücüne ve malzemeye bağlı olarak 10m\dk' nın üzerinde kaynak hızlarına olanak sağlar.
- Isı girdisi düşük olduğundan deformasyon ve distorsiyon minimum seviyededir.
- Mukavemeti yüksek, taşlama gerektirmeyen ve standart görünümüne sahip kaynak dikişi sağlar.
- Hızlı soğumadan dolayı ITAB ve ana malzeme önemli derecede etkilenmez.
- Dar bölgelerde en zor noktalara bile kolayca erişebilir.
- Bütün birleştirme şekillerine uygundur.
- Aynı ya da iki farklı malzemenin kaynağında olumlu sonuçlar alınabilir.
- Endüstriyel alanda ihtiyaç duyulan tüm otomasyona uygundur.
- Şeffaf malzemelerin kaynağı yapılabilir.
- Elektriksel süreklilik gerektirmez (Çelen, 2006)

Lazer ışın kaynağının dezavantajları ise şunlardır:

- Sertleştirilebilir malzemelerde kaynak dikişi sert olduğundan hızlı ısıtma ve soğutmaya bağlı çatlaklar oluşabilir.
- Lazer kaynak yöntemi diğer kaynak yöntemlerine göre pahalıdır.
- Nüfuziyet derinliğinin 8 mm olması kalın malzemelerde kullanımı sınırlar.
- Lazer kaynak operasyonu bilgi ve deneyim gerektirdiği için operatörün bu alanda tecrübeli olması gerekir. Lazer ışını insan vücudunda ciddi yaralanmalara oluşturacağı için tüm uyarıları bilmek ve gerekli tedbirleri almalıdır.
- Lazer kaynak ekipmanlarının bakımı her kullanımdan sonra düzenli ve temiz bir şekilde yapılmalıdır.

2.4. Plazma Ark Kaynağı

Plazma terimi, iyonlaşmış bir gaz kütlesi anlamına gelmektedir. Kaynakta kullanılan inert gazlar, helyum ve argonun etrafında uçan serbest atomların; kendilerine ve kap duvarlarına çarpması sonucu oluşur. Yüksek sıcaklıklarda atomlar hızlanır ve negatif

yüklü elektronların ayrışması sonucu plazma oluşur. Bu ayrışmayı oluşturmak için bir enerjiye ihtiyaç vardır ve kaynakta bu enerji arttan sağlanır. Ark sütununun merkezindeki gaz, oluşan sıcaklıklarda ayrışır ve plazmayı oluşturur. Bu gaz ark sütunundan uzağa doğru akarken nötr atomlar oluşturmak üzere yeniden birleşir ve bu sırada ortama ısı enerjisi verilir (Nunes, 2004).

Plazma ark kaynağı giderek artan ve sürekli geliştirilmeye çalışılan günümüz sanayisinin vazgeçilmez birleştirme-kesme tekniklerinden bir tanesidir. Plazma arkı metallerin ve alaşımların kesme, kaynak, püskürtme ve üst üste bindirme işlemlerinde plazma arkın verimi oldukça yüksektir (Olshanskii, 1978). Ergitmeli ark kaynağında, yüzeydeki kaynak genişliği genellikle 5-10 mm arasında değişmektedir. Bu genişlik, arkta elde edilen ısının gerilimine, akım şiddetine ve kaynak hızına bağlı olarak 40-80 mm^2 'lik bir alan aralığında dağıldığı anlamına gelmektedir. Isı, bağlantıya doğru aktıkça, kaynak banyosu karakteristik fincan tabağı şeklindeki profili almaktadır (Anonim, 2018).

2.4.1. Plazma ark kaynağı torcunun çalışması

Bir plazma torcu küçük bir roket motoru gibidir. Plazma, inert gazı içinde torcun içindeki bölmede yüksek frekanslı bir AC voltajıyla başlatılır. Plazma(Argon) gazı bölmeyi besledikçe ısıtır ve iyonlaştığı kadar genişletir. Sıcak gaz, plazma jeti olarak su soğutmalı bir ağızlıktan dışarı çıkar. Bu plazma jeti doğrudan ısı kaynağı olarak ta kullanılabilir ancak genellikle ark malzemeye aktarılır. Aktarım gerçekleştiğinde pilot arka artık gerek yoktur. Aktarılan ark torçun içindeki plazma(argon) gazını hala ısıtır ve plazma gazı hala bir plazma jeti olarak dışarı fırlar.

Plazma jeti, bir gaz tungsten ark kaynağından daha yoğun konsantrasyonda ve daha kararlı bir ark oluşturur. Gaz tungsten ark torçu gibi mesafe hassasiyeti yoktur. Ancak anahtar deliği modunda çalışabilme özelliği vardır.

Plazma jeti, bir kaynak havuzuna çarptığında basınç üreten kinetik enerjiye sahiptir. Basınç metal sıvıyı bir havuza 1-2 cm itmek için yeterlidir. Ancak nüfuziyet mekanizması aynı olmamasına rağmen plazma arkı bir elektron ışını ya da lazer gibi malzemeye nüfuz edebilir. Dolayısıyla plazma ark kaynakları gaz tungsten arkına göre nüfuziyeti daha derin ve dar olabilir.

Plazma ark kaynağı işlemi, malzeme boyunca yayılan ark çalıştığında, bu işlem anahtar deliği modunda çalıştığı söylenir. Erimiş metal, anahtar deliğinin kenarlarına doğru akar ve akışlar anahtar deliğinin arkasında birleşir. Zararlı oksitlerden dolayı kaynak dikişinde herhangi bir problem olduğunda, plazma ark kaynağı için anahtar deliği modu düşünülebilir. Bunun sayesinde kaynaklı metalde oluşabilecek gözenekler bu yöntemle azaltılabilir (Nunes, 2004).

2.4.2. Plazma kaynağı çalışma prensibi

Plazma kaynağı TIG kaynağına benzer, ark tungsten elektrod ve iş parçası arasında oluşur. TIG yönteminden farklı olarak, küçük delikli bir iç nozuldaki daraltılmış olarak çıkan plazma arkının hızı ve enerji yoğunluğu yüksektir. Plazma arkının sıcaklığı 30000- 40000 °C aralığındadır ve genellikle 3-10 mm kalınlıktaki malzemeler kaynak edilir. Plazma gazı debisine ve iç nozulun çapına bağlı olarak farklı üç çalışma modu oluşturur. Genelde plazma gazı olarak argon kullanılır. TIG kaynağında kullanılan kök koruma gazları kullanılır.

Plazma ark kaynağı, çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış plazma gazı sayesinde, elektrik arkının tungsten elektrodun ucundan parçaya transfer edildiği ve böylece arkın oluşturduğu bir koruyucu kaynak yöntemidir. Arkın meydana getirdiği ısı malzemeyi eritmektedir.

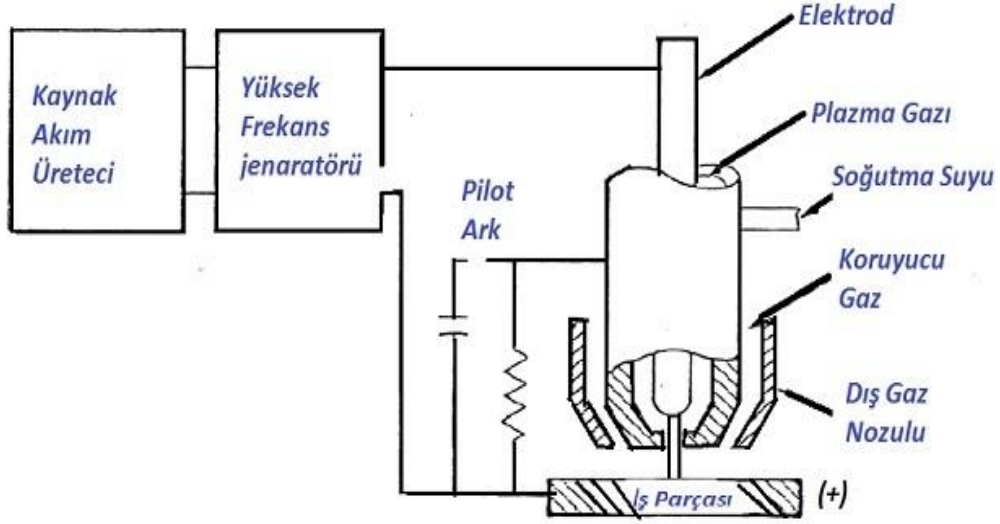
Plazma üç farklı modda yapılmaktadır. Bunlar;

- 1- Mikro plazma
- 2- Makro plazma
- 3- Anahtar deliği plazma (Baylan, 2015)

Paslanmaz çeliklerin birleşimi plazma ark kaynağı ile ince saclar kıvrık alın ve I-alın türü ağız olmak üzere iki şekilde birleştirilir. Kıvrık alın ağızlarında kıvrım yüksekliğini iyi ayarlamalı ve sac derinliğinin iki katı olmalıdır. Kalın saclarda ise ağız olarak Y-alın ağızı kullanılmalıdır.

Plazma ark kaynağı yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. TIG yöntemi ile kaynak edilebilen

bütün metal ve alaşımlar plazma ark kaynağıyla güvenli bir biçimde kaynak edilebilir (Kaluç ve Taban, 2004). Şekil 2.14’de plazma ark kaynağının çalışma prensibi gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Plazma ark kaynağı çalışma prensibi (URL, www.industrialmontionsystems.com, 2009)

2.4.2.1. Mikro plazma kaynağı

Torcun el ile kontrol edildiği plazma kaynağıdır. 0.1-120 amper arasındaki akım değerlerinde uygulanmaktadır. Mikro plazma kaynağı ince metallerin kaynağında çok kullanışlıdır bunun sebebi düşük akımda daha kararlıdır. Kaynak dikişleri çok küçük ve çok incedir. TIG kaynağından ayıran en önemli özelliği 0.1-0.5 mm arasındaki ince malzemeleri deformasyona uğramadan kaynak edebilmeleridir.

2.4.2.2. Makro plazma kaynağı

120-400 amper arasındaki akım değerlerinde kullanılmaktadır. TIG yöntemiyle benzer kaynak dikişi oluşturur. Yüksek akım şiddeti ve ark kararlılığı olduğu için daha nüfuziyetli kaynak dikişleri oluşturur ve ark rahatça kontrol edilir. Aynı zamanda kaynak süreside kısaltılabilir. Malzemenin kalınlığına göre ilave metal kullanılabilir.

2.4.2.3. Anahtar deliği plazma kaynağı

Malzemede tam nşfuziyet sağlamak için, 100 amperden bşyşk akım Őiddetiyle plazma gazı miktarı arttırıldığında tortan çıkan plazma jeti kaynak ağzındaki kaynak metalini yana doğru itecek gşce ulaşır ve levhada bir delik açar. Bundan sonra torç dikiş yşnşnde hareket ettiğinde sıkıştırılmış sıvı kaynak metali anahtar deliğinin arkasına akarak birleştirilir. Anahtar deliğinin en önemli özelliği tek pasoda kaynak yapabilmesidir.

Anahtar deliği yşnteminin avantajları;

- Tam nşfuziyet,
- Dikiş kkşnşn homojen olması,
- Kalın elik ve alşminyum alaşımlarında I birleştirmeler yapılabilir.
- Isı girdisi dşşk,
- Dikiş kalitesi yşksek,
- Çarpılma az,
- Çok yşksek kaynak hızları mşmkşndşr.

Anahtar deliği yşnteminin dezavantajları;

- Kaynak yapacak kişinin iyi eğitim alması gerekir.
- Cihazlar ve yedek parçaları pahalıdır.
- Kaynak ağzının iyi ayarlanması gerekir.
- Yapı eliklerinde dolgu teli kullanılmazsa gözenek tehlikesi mevcuttur (Anonim, 2018).

2.4.3. Plazma ark kaynağının avantajları

- Ark boyunda çok az değişimler meydana gelir.
- Elektrotlar, kaynakta tungsten kalıntılarının olasılığını azaltır ve elektrot rtşleri arasındaki sşreyi önemli lde arttırabilir, bu da mrşnşn uzamasına neden olur.

- 6 mm'lik plakalarda kare geçiş durumu tek geçişte kaynak yapılır ve 10 mm'lik plakalarda iki geçişte kaynak yapılır.
- Anahtar deliği modunda, ısıtma işlemine maruz kalınan malzemenin birleşim yerinde daha az mukavemet kaybı olduğundan ITAB bölgesi çok küçüktür.
- Daha yüksek kaynak hızlarında kaynak süresinin azalması sonucu, paslanmaz çelikler ve süper alaşımlar için, karbürler ve karmaşık intermetalik bileşikler tarafından daha az gevrekleşme olur.
- Daha az distorsiyon ve kalıntı oluşur.
- Anahtar deliği modunda dolgu metalinin az olması, gözenekliği önemli ölçüde azaltır(Vilaça, 2015).

2.4.4. Plazma ark kaynağında istatistiksel teknik uygulamaları ile ilgili incelemeler

Günümüzde imalat sanayisinde kaynak, her türlü işte sıklıkla kullanılan üretim işlemlerinden biri haline gelmiştir. Kaynak dikişinin kalitesi, en uygun giriş parametreleri ile belirlenir. Seçilen giriş parametreleri, kullanılan kaynak yöntemine, malzemenin kalınlığına ve tipine göre değişir. Giriş kaynak parametrelerinin doğru kombinasyonunu oluşturmak için deneylere, daha çok zaman harcanır ve ürün maliyeti tüketimi arttırır. Bundan dolayı istatistiksel teknikler, çok fazla deneyin yapılmasını önlemek ve ürün maliyetini azaltmak için kullanılmaktadır. Bu amaçla deneyler seçilen istatistiksel deneylerin tipine göre sıralı bir şekilde yürütülecektir. Gerekli çıkış parametrelerini optimize etmek için Deney Tasarımı'nda Faktörlü yöntem, Yanıt yüzey yöntemi ve Taguchi yöntemi gibi istatistiksel teknikler kullanılmıştır. Plazma ark kaynağında Yanıt yüzey yöntemi ve Taguchi yöntemi uygulamasıyla ilgili incelemeler aşağıda sunulmuştur.

Zhang ve ark. (2000), Yapay Sinir Ağı Geri Yayılım Algoritmasını kullanarak kaynak akımı, ark voltajı, kaynak hızı, tel ilave hızı ve iyon gazı akışının büyüklüğünün ön erime genişliğine, arka erime genişliğine ve Alternatif Akım Plazma Ark Kaynak işleminin kaynak ilavesine etkisi incelenmiştir. Deneyleri gerçekleştirmek için ortogonalleştirici tasarım matrisi kullanılmıştır. Chi ve ark. (2001), belirsiz Radyal Temelli Fonkiyon sinir ağına dayanan Plazma Ark Kaynağı için akıllı karar destek sistemi geliştirmiştir. Denemeler, Taguchi yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Gelişmiş

sinir ağının, Plazma Ark Kaynağı için kaliteli bir ön görüş sistemi oluşturmak için eğitilebileceğini rapor etmişlerdir.

Marimuthu ve Murugan (2003), Stellite 6 (Co-Cr-A) alaşımının plazma ark kaynağı işlemi kullanılarak karbon çelik alt tabakasına biriktirilmesi üzerine kaynağın geometrisini belirlemek için beş faktörlü beş seviyeli faktör metodu kullanılmıştır. İşlem parametrelerinin optimize edilmesi, biriken metal miktarını azalttığını ve sertleşmiş tabakaların mekanik ve metalürjik özelliklerini arttırdığını rapor etmiştir. Jean ve ark. (2005), Bu yöntem belirli bir mikro kaynak sertleştirme işlemi ile uygun bir yüzey morfolojisine sahip biriktirilen alaşımların sağlam ve verimli yöntem geliştirmek için yapay sinir ağının Taguchi ortogonal deneyine uygulanmasını önermişlerdir. Deney sonuçları, kaplama koşullarının optimize edilmesiyle plazma transfer ark(PTA) kaplamasının ürün sertlik pürüzlülüğü performansının büyük ölçüde arttığını ve yapay sinir ağı modeliyle doğru tahmin edildiği ortaya konulmaktadır. Sinir ağı modeli, Taguchi tabanlı deneylerle birleştirilmesi, sağlam, verimli ve yüksek kaliteli bir nüfuziyet işlemi geliştirmek için etkili ve akıllı bir yöntem olarak gösterilmektedir.

Aiyiti ve ark. (2006), mikro plazma ark kaynağına dayalı doğrudan metal hızlı prototipleme işlemi sunmuştur. Parça kalitesinde (R) depolanmış çapraz kesitin yükseklik-genişlik oranının etkisi araştırılmıştır. İşlem parametrelerinin parça kalitesi üzerindeki etkisini analiz etmek için Taguchi metodu kullanılmış ve optimize edilmiş işlem parametreleri elde edilmiştir. Sonuçlar, daha büyük R ' li parçaların kalitesi, daha küçük R'li parçaların kalitesininkinden, darbe akımı, tel ilave hızı, tarama hızı ve plazma gaz akış oranının daha iyi olduğunu göstermektedir. Üst üste bindirilmiş yüzey düzgünlüğü, optimize edilmiş parametrelerle imal edilmiş parçaların gerilme mukavemeti ve uzaması, sıradan imal edilmiş parçalarınkinden daha iyi performans gösterdiği gözlemlenmiştir. Hsiao ve ark. (2007), Taguchi metodu ile plazma ark kaynağının en uygun parametre işlemleri Gri İstatiksel Analiz ile incelenmiştir. Torç dikmesi, kaynak akımı, kaynak hızı ve plazma gaz akış hızı (Argon), giriş değişkenleri olarak seçilmiş ve kaynak oluklu kök nüfuziyeti, kaynak oluşu genişliği, ön taraf alttan kesme, çıkış parametreleri olarak belirlenmiştir. Deney için Taguchi ortogonal dizi kullanılmıştır ve farklı seviyelerde ana kaynak parametreleri düşünülmüştür. Deney tamamlandıktan sonra, sırasıyla kaynak oluşunun her bir değerlendirme göstergesinin S\N oranı ve Gri ilişkisi sonuçları alınmış ve daha sonra ana parametreler; en uygun

kaynak parametrelerinin seçimi ve kaynak kalitesinin belirlenmesi için ANOVA yöntemi kullanılmıştır. L18 Taguchi ortogonal dizi kullanılmıştır. En uygun kaynak parametre kombinasyonunun kullanılması, Gri ilişkinin önemli ölçüde geliştirilmesini sağlar.

Tseng ve ark. (2008a), mikro plazma kaynağı için uygun parametre aralıklarının seçimi için kaynak parametrelerinin kaynak üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Deneyle, endüstride sıklıkla kullanılan ince paslanmaz çelik için kaynak parametrelerindeki değişikliklerin kaynak gücünü nasıl etkilediğini araştırmak için yapılmıştır. Deney sonuçları, istenmeyen birleşmeyi önlemek için iş parçasının maruz kaldığı yüksekliğin minimum sınırın üstünde olduğunu göstermektedir. Akım dalgalanmaları arttıkça kaynak gücünde artar. Kaynak hızı arttıkça, kaliteli kaynaklar için akım artarken ısı girdisi azalır. Siva ve ark. (2008b), merkezi kompozit dönebilen tam faktöriyel tasarım matrisi kullanılmış ve Genetik algoritma kullanarak plazma transfer ark kaynağında kaynak damla geometrisinin optimizasyonu için deneyler yapılmıştır. Deneyle, deney koşullarını optimize etmek için beş faktörlü beş seviyeli CCD matrisine dayalı gerçekleştirilmiştir. Lakshminarayan ve ark. (2008c), RSM kullanılarak Karbon çelik üzerine Stellite'nin Plazma Transferli Ark Sert Yüzey Seyreltilmesi ön görülmüştür. İkinci mertebeden CCD, tamlık kaybı olmaksızın mümkün olan en az sayıda deneyler yapılarak tepki yüzeyinin matematiksel sonuçlarını belirlemek için kullanılmıştır. Deneyle, deney koşullarını optimize etmek için beş faktörlü beş seviyeli CCD matrisine dayalı gerçekleştirilmiştir.

Balasubramanian ve ark. (2009a), PTA işlemiyle üretilen demir esaslı sert yüzeyli yüzeyin seyreltme yüzdesini belirlemek ve optimize etmek için RSM'yi kullanmıştır. Deneyle, tam faktöriyel tekniğiyle beş faktörlü beş seviyeli CCD matrisine dayalı gerçekleştirilmiştir ve RSM kullanılarak bir matematiksel model geliştirilmiştir.

Ayrıca RSM en düşük seyreltme yüzdesini veren işlem parametrelerini optimize etmek içinde kullanılmıştır. Ramachandran ve ark. (2009b), farklı deney koşullarının, PTA sert yüzey işlemiyle üretilen paslanmaz çelik yüzeylerin kuru kayma aşınma davranışına olan etkilerini incelemiştir. Matematiksel modeller, DOE, regresyon analizi ve varyans gibi istatistiksel analizler kullanılarak, dönme hızı, uygulanan yük ve rulman sertliği ile aşınma oranını belirlemek için geliştirilmiştir. PTA sert dolgu paslanmaz çelik yüzeyinin aşınma direnci karbon çelik alt tabakadan daha iyi olduğu bulunmuştur. Siva

ve ark. (2009c), plazma transfer ark yüzey kaplamasıyla biriktirilen nikel alaşımı içeren kaplamaların kaynak damla parametrelerinin modellenmesi, analizi ve optimizasyonu rapor etmiştir. Deneyle, beş faktörlü beş seviyeli bir merkezi kompozit dönebilen tasarıma dayanılarak gerçekleştirilmiştir ve çoklu regresyon tekniği kullanılarak bir matematiksel model geliştirilmiştir. PTA Sert yüzey giriş yöntemi parametrelerinin kaynak damla geometrisi üzerindeki etkileri tartışılmıştır. Siva ve ark. (2009d), paslanmaz çelik 316L plakaları üzerine nikel içeren bir alaşım olan Colomoy 5' in PTA sert yüzeyinde, kaynak damla geometrisine çeşitli işlem parametrelerini içeren çoklu regresyon analizi yapılarak matematiksel denklemler geliştirilmiştir. Deneyle, beş faktörlü beş seviyeli bir merkezi kompozit dönebilir tasarım matrisine dayanılarak gerçekleştirilmiştir. İstenilen damla geometrisi değişkenlerinin elde edilmesii amaçlamışlardır ve bundan dolayı işlem parametrelerinin optimize etmek için bir genetik algoritma geliştirilmiştir. Mohan and Muragan (2009e), kaynak akımı, açık devre gerilimi, hareket hızı, nozul çalışma mesafesine, koruyucu gaz akış oranı ve kaynak pozisyonunda damla genişliği, ilave tel yüksekliği, derin nüfuziyet ve 316 paslanmaz çelik plakalarında PTA kaynağının tungsten karbür sert yüzeyinin seyreltme yüzdesi gibi çeşitli parametrelerin etkisi analiz edilmiştir. Deneyle, beş faktörlü beş seviyeli CCD tasarım matrisine dayanılarak gerçekleştirilmiştir.

Jivrag ve Pople (2010a), erozyon aşınmasını kontrol etmek için aşınmaya dirençli malzemeye Inconel 625'in etkisi incelenmiştir. Inconel 625'in farklı sıcaklıklarında parçaların açılarını, işlem parametresi, yanıt parametresi ve aşınma oranları düşünülerek Inconel 625 erozyon aşınma mekanizmasını tasarlamışlardır. Fraksiyonel Faktöriyel Regresyon yöntemi, işlem parametreleri ile yanıt parametresi arasındaki ilişkiyi geliştirmek için kullanılır. Bia ve ark. (2010b), plazma-MIG kaynak parametrelerinin alüminyum kaynak porozitesinin üzerindeki etkisini incelemek için ortogonal deneysel tasarımı kullanılmıştır. Kaynak parametrelerini optimize etmek için karışık ortogonal matris L16 ve varyans analizi ANOVA tekniği kullanılmıştır. Siva ve ark. (2010c), kaynak akımı, torç yüksekliği ve kaynak hızı gibi çeşitli işlem parametrelerinin, Plazma ark kaynaklı alaşımın ön ergime genişliği, arka ergime genişliği ve kaynak güçlendirmesi üzerindeki etkisi incelenmiştir. Deneyle, iki seviye üç faktörlü faktöriyel tasarıma dayalı yapılmıştır. Çeşitli işlem parametrelerinin kaynak kalitesi üzerindeki ana ve etkileşimli etkileri matematiksel modeller kullanılarak incelenmiştir.

Yildiz ve Gür (2011a), yüksek Cr ile kaplanmış AISI 1030 malzemesinin yüzeyinin farklı ortamdaki aşınma davranışları incelenmiştir. Aşınma kaybının en düşük aşınma davranışı üzerindeki etkisi, Taguchi yönteminin en düşük-en iyi kontrol karakteristikleri ile optimize edilmiştir.

Lio ve ark. (2011b), WC/W2C ilaveli Ni esaslı MMC'nin sert yüzeyinde PTA işleminin optimizasyonu için gri ilişkisel Taguchi yöntemi kullanılmış ve aşındırma direncinde mikroyapı parametrelerinin çoklu kalite karakteristikleri göz önünde bulundurulmuştur. Üç kontrol faktörüne (kaynak akımı, kaynak hızı ve salınım hızı) sahip bir L8 ortagonal dizi, çeşitli kalite yanıtlarının (karbür hacim fonksiyonu, eşdeğer çap ve matris sertliği), sinyal-ses oranları üzerindeki lineer etkileri ve etkileşimleri üzerinde çalışmak için kullanılmıştır. Bu çalışmaya dayanarak, sert partikül MMC fabrikasyonunun optimize edilmiş işleme koşulları tanımlanmıştır. Jiang ve ark. (2011c), bir plazma transfer ark kaynak işlemi geliştirilirken, RSM tasarımını kullanılmıştır. Sertlik değerlerinde yüzey için ilgili parametreler Taguchi yöntemiyle belirlenmiştir. Buna ek olarak işlem görmüş bir tabakanın istenilen alanı yani PTA yanıt yüzeyi geliştirmek için RSM' de üç boyutlu grafikler uygulamışlardır. Box Behnken tasarımı kuadratik polinom çalışmalarında kullanılmıştır. Sonuçlar, RSM'nin, kontrollü faktörlerin yanıt yüzeyi üzerindeki etkilerini araştırmak için geleneksel deneme-yanılma yöntemine kıyasla etkili yöntem sağladığını ortaya koymaktadır. Srimanth ve Murugan (2011d), paslanmaz çelik SS410L (Cr-Si-Ni) karbon oturtma valfi, oturtma halkalarının üzerine biriktirilmesinde kaynak geometrisini belirleyen ve bunun için matematiksel denklemlerin geliştirilmesi için beş faktörlü beş seviyeli faktöriyel teknik kullanmıştır. Tortulanmış metal miktarı azalmış ve sertleşmiş tabakaların mekanik ve metalürjik özellikleri, işlem parametrelerinin optimize edilmesiyle geliştirilmiştir. Siva ve ark. (2011e), MPAW (çok işlemlili alaşımlı kaynak) kaynakla birleştirilen paslanmaz çelik 304L levhaların kaynak dikişi geometrisini belirlemek için matematiksel modeller geliştirilmiştir. Tam faktöriyel tasarıma dayalı DOE, tepe akımı, arka plan akımı, darbe ve darbe genişliği, ön genişlik, arka genişlik, ön ve arka yükseklik gibi, önemli kontrollü darbeli MPAW işlem parametrelerini içeren bir matematiksel modelin geliştirilmesi için kullanılmıştır. Geliştirilen matematiksel modeller kullanılarak, darbeli MPAW işlem parametrelerinin, kaynak dikişi geometrisi üzerindeki etkileri incelenmiştir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

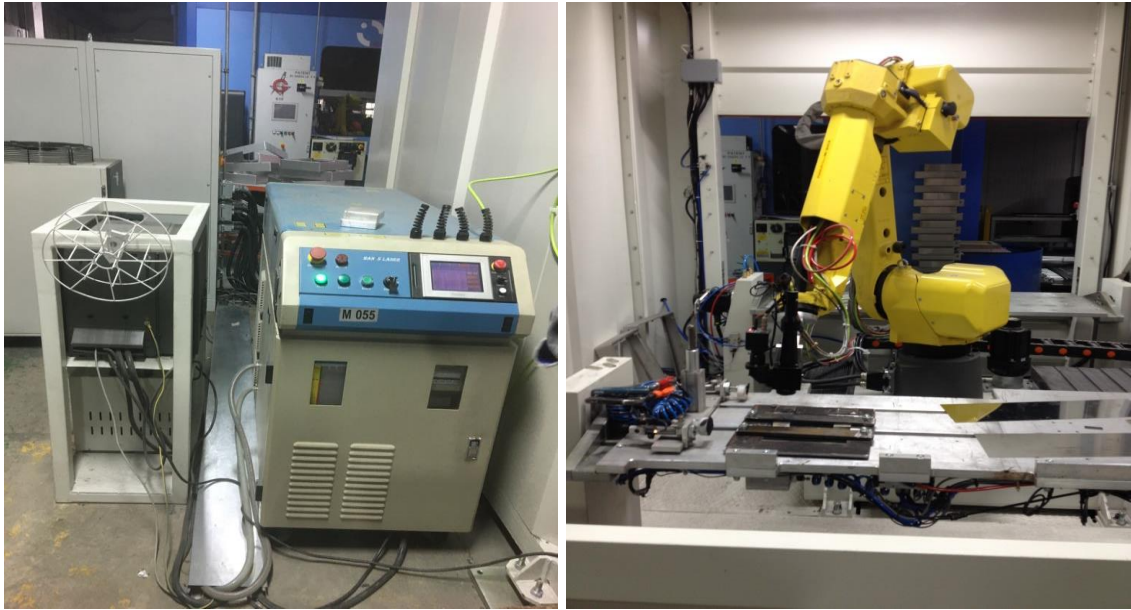
Bu çalışmada, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik sac levhalar deneylerde kullanılmak üzere ticari olarak satın alınmıştır. Malzeme 90×180×0.6 mm ebatlarında lazer kesim tezgahında kesilmiştir. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu spektral analiz ile belirlenmiş ve Çizelge 3.1’ de kimyasal bileşimi verilmiştir.

Çizelge 3.1. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu

%C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Cr	Fe
0.047	0.374	0.414	0.020	0.015	<0.0001	0.060	14.065	Kalan

3.2. Kaynak Yöntemleri ve Kaynak Parametreleri

Deneyisel çalışmada 90×180×0.6 mm ebatlarında hazırlanan AISI 410S ferritik paslanmaz çelik sac levhalar tutucu kaynak aparatına sabitlenmiştir. Tutucu kaynak aparatı ise lazer kaynak ünitesine sabitlenmiştir. Şekil 3.1’de kaynaklı birleştirme işleminde kullanılan robotik lazer kaynak makinesi gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Robotik lazer kaynak makinesi

Deney numuneleri Çizelge 3.2’de belirtilen parametrelerle, HAN’S Laser marka 300W gücüne sahip Nd:YAG lazer kaynak makinesine monte edilmiş 6 eksenli FANUC M-20iA marka robot yardımıyla, yatay pozisyonda ve ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir.

Çizelge 3.2. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik için uygulanan lazer kaynak parametreleri

Numuneler	Lazer Gücü (Watt)	Kaynak hızı (mm/s)	Koruyucu Gaz	Gaz Basıncı (bar)	Odak mesafesi	Isı girdisi (kJ/mm)
A1	200	0.5	Ar	0.6	190	0.4
A2	200	1.25	Ar	0.6	190	0.16
A3	200	2.5	Ar	0.6	190	0.08
A4	200	5	Ar	0.6	190	0.04
A5	300	0.5	Ar	0.6	190	0.6
A6	300	1.25	Ar	0.6	190	0.24
A7	300	2.5	Ar	0.6	190	0.12
A8	300	5	Ar	0.6	190	0.06

Lazer kaynak süresince kaynak bölgesine iletilen ısı girdisini hesaplamak için $H = P/S$ denkleminde yararlanılmıştır. Denklemden H: Isı girdisi, P: Lazer gücü ve S: Kaynak ilerleme hızını ifade etmektedir. 300W ve 200W lazer gücünde ve sırasıyla 0.5, 1.25, 0.5 ve 2.5 mm/s hızları kullanılarak birleştirilen ferritik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerine ait örnekler Şekil 3.2 - 3.5’de gösterilmiştir.



Şekil 3.2. 200W kaynak gücünde, 0.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



Şekil 3.3. 200W kaynak gücünde, 1.25 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



Şekil 3.4. 300W kaynak gücünde, 0.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



Şekil 3.5. 300W kaynak gücünde, 2.5 mm/s kaynak ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü

Aynı ebatlarda hazırlanan AISI 410S ferritik paslanmaz çelik levhalar plazma ark kaynağı ünitesine sabitlenmiştir. Şekil 3.6'de kaynaklı birleştirmede kullanılan Mikroplazma ark kaynak makinesi gösterilmiştir.



Şekil 3.6. Mikro Plazma Ark Kaynak Makinesi

Deney numuneleri Çizelge 3.3'de belirtilen parametrelerle, 50 Amper gücüne sahip EWM marka Inverter Microplasma 50 plazma ark kaynak makinesi yardımıyla, yatay pozisyonda ve ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir.

Çizelge 3.3. AISI 410S Ferritik paslanmaz çelik için uygulanan plazma ark kaynak parametreleri

Numuneler	Plazma ark Gücü (A)	Kaynak hızı (mm/s)	Koruyucu Gaz üst gaz / alt gaz	Gaz Basıncı (L/dk)	Isı girdisi (kJ/mm)
B1	18A	0.75	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.57
B2	18A	1	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.43
B3	20A	0.75	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.64
B4	20A	1	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.48
B5	22A	0.75	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.70
B6	22A	1	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.52

Plazma ark kaynak süresince numunelere maruz kalan ısı girdisini hesaplamak için $H = P/S$ denklemi ve plazma ark gücünü hesaplamak için $P = I \times V$ yararlanılmıştır. Denklemlerde H: Isı girdisi, P: Plazma ark gücü, S: Kaynak ilerleme hızı, I: Akımı ve V: Gerilimi ifade etmektedir. 50 Amper plazma ark gücünde 0,75 ve 1 mm/s hızları kullanılarak birleştirilen ferritik paslanmaz çeliklerin Plazma ark kaynaklı birleştirmelerine ait örnekler Şekil 3.7-10'da gösterilmiştir.



Şekil 3.7. 18A kaynak gücünde, 0.75 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



Şekil 3.8. 18A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



Şekil 3.9. 20A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü



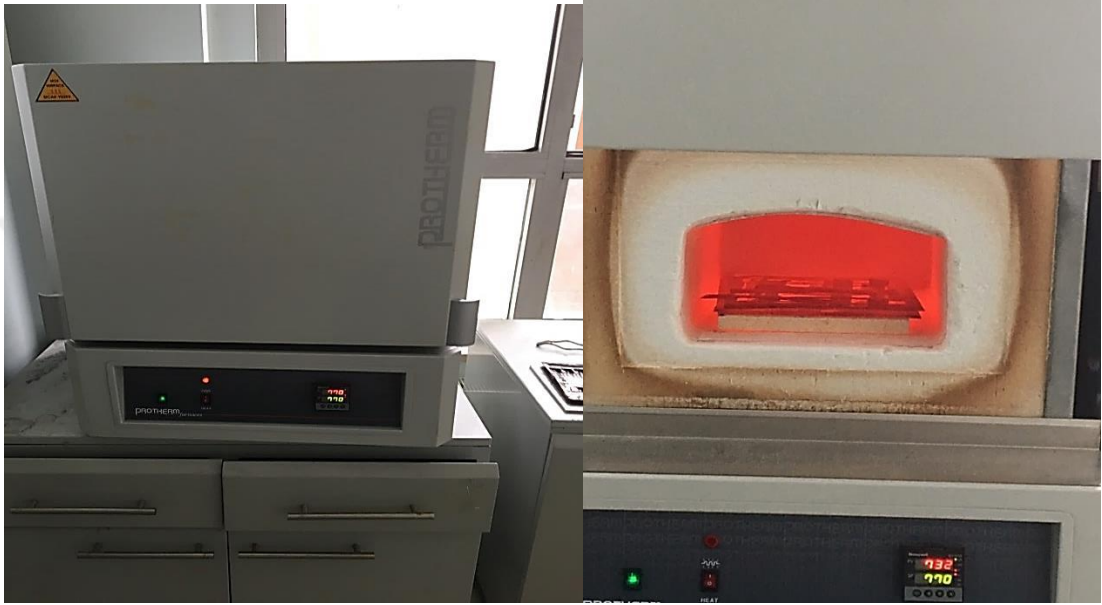
Şekil 3.10. 22A kaynak gücünde, 1 mm/s kaynak ilerleme hızında plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftinin makro görüntüsü

3.3. Kaynak Sonrası Isıl İşlemlerin uygulanması

AISI 410S ferritik paslanmaz çelik deney numunelerine PROTHERM marka fırın ile kaynak sonrası 750 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile tutularak gerilme-giderme ısıl işlemi ve havada soğutma ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Çizelge.3.4’de lazer kaynaklı ve plazma ark kaynaklı numunelere uygulanan ısıl işlem şartları belirtilmiştir. Şekil 3.11’de tavlama fırını ve ısıl işlem uygulanışı gösterilmiştir. Isıl işlem uygulanan numuneler H grubu olarak isimlendirilmiştir.

Çizelge.3.4 Lazer ve plazma ark kaynaklı numunelere uygulanan ısıt işlemler

Kaynak Türü	Numuneler	Isıl işlem şartları
Lazer kaynak	A1H, A2H, A3H, A4H A5H, A6H, A7H, A8H	750°C sıcaklıkta 1 saat gerilme- giderme + havada soğutma
Plazma ark kaynak	B1H, B2H, B3H B4H, B5H, B6H	



Şekil 3.11. Tavlama fırını ve ısıt işlem uygulaması

3.4 Deney Numunelerinin Hazırlanışı

Lazer kaynağı ve plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çelik çiftlerinin mekanik ve mikroyapı özelliklerinin belirlenebilmesi için birleştirmelerden deney numuneleri standartlarca belirlenmiş ölçülerde lazer kesim ile çıkarılmıştır (Şekil 3.12).



Şekil 3.12. Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz lazer ve plazma kaynaklı deney numuneleri

Tahribatlı muayene yöntemlerinden olan çekme deneyi için kaynaklı numuneler TS EN ISO 4136, kaynaklı numuneler TS EN ISO 6892-1 standardına uygun olarak her bir parametre için 3'er adet, TS 282 EN 910 standardına uygun olarak eğme deneyi için 2'şer adet numune hazırlanmıştır. Metalografi ve sertlik incelemeleri için 1'er adet numune numuneler standartlara göre hazırlanmıştır.

3.5. Metalografik Numune Hazırlığı ve İncelemeleri

3.5.1. Metalografik incelemeler

Metalografik incelemeler için soğuk reçine ile kalıba alınan numuneler sırasıyla 200-4000 meshlik zımparalar vasıtasıyla zımparalanmışlardır. Daha sonra numunelerin yüzeyleri sırasıyla 6 μ , 3 μ ve 1 μ 'luk elmas pasta yardımıyla keçede parlatılmıştır. Parlatma işlemi sonrasında numunelere Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü Malzeme laboratuvarında, Kalling No. 2 çözeltisinde (225ml alkol + 20ml hidroklorik asit + 12 gr bakır(II)oksit) 20 saniye süre ile dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir.

Dağlanan numunelerin metalografik görüntüleri, Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan 5X-100X büyütme kapasiteli NIKON marka optik mikroskop vasıtasıyla incelenmiştir. Makroyapı incelemeleri ise Ordu Üniversitesi ODÜMARAL da bulunan NIKON SMZ25 marka optik stereoskop vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.13 ve Şekil 3.14' de mikroskop ve stereoskop cihazları gösterilmiştir.



Şekil 3.13. Nikon marka optik mikroskop cihazı



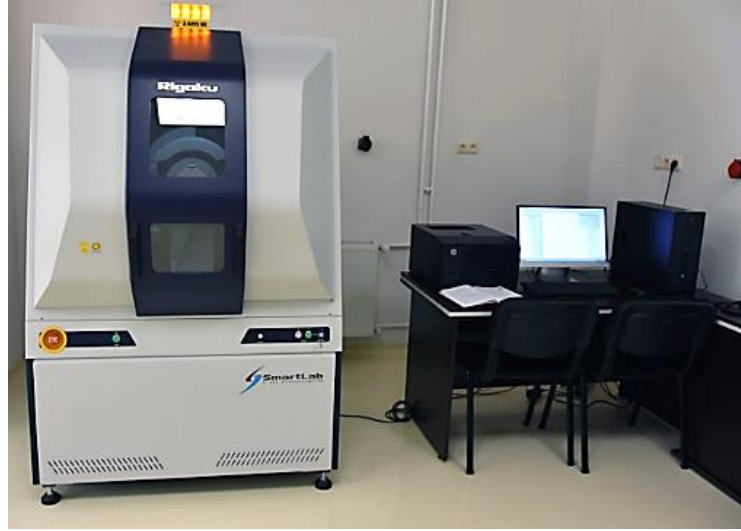
Şekil 3.14. Nikon SMZ25 marka optik stereoskop cihazı

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri, Ordu Üniversitesi Ordu Merkezi Araştırma Laboratuvarında (ODÜMARAL) HITACHI SU1510 marka elektron mikroskobunda ve EDS element analizleri SEM cihazına bağlı OXFORD X-MAX 80 model elektron dağılımı spektroskopisi (EDS) kullanılarak yapılmıştır. Şekil 3.15’de SEM ve EDS element analiz cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.15. SEM ve EDS element analiz cihazı

XRD analizi ise, Samsun 19 Mayıs Üniversitesi, KİTAM laboratuvarı bünyesinde bulunan RIGAKU Smart Lab X-Işını Difraktometresi Cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.16).



Şekil 3.16. XRD cihazı

3.6. Mekanik Deneyler ve Uygulanışı

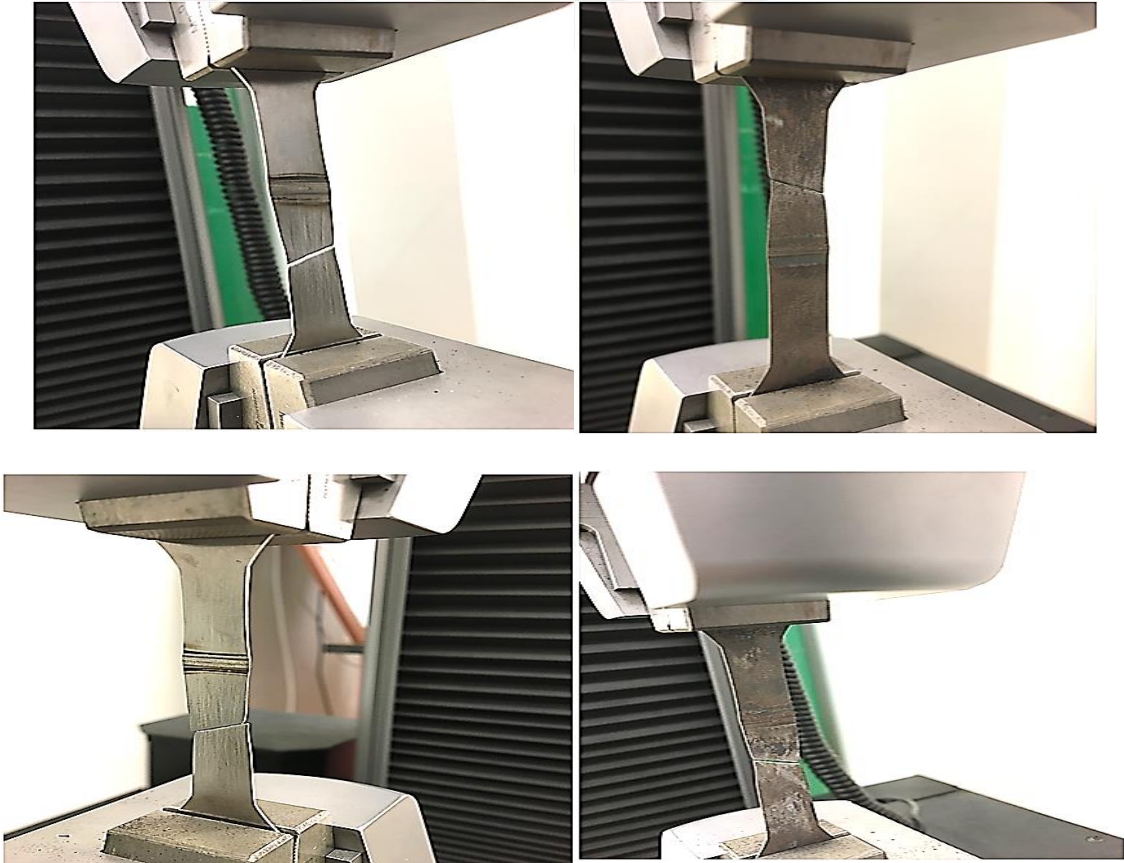
3.6.1 Çekme deneyi numunesinin hazırlığı ve deneyi

Çekme deneyi, Samsun 19 Mayıs Üniversitesi, KİTAM laboratuvarı bünyesinde bulunan 100 kN kapasiteli INSTRON marka çekme testi cihazında 10 mm/dk. çekme hızında boyuna doğrultuda gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.17).

Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz kaynaklı birleştirmelerin ve deneylerde kullanılan AISI 410S Ferritik paslanmaz çelik ana malzemelerin mekanik özellikleri, malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan temel testlerden olan çekme deneyi vasıtasıyla belirlenmiştir. Her bir kaynak parametresine ait 3'er adet kaynaklı çekme deney numuneleri TS EN ISO 4136, kaynaklı numuneler TS EN ISO 6892-1 standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.18'de çekme deney numunelerinin fotoğrafları gösterilmiştir.



Şekil 3.17. Çekme testi cihazı



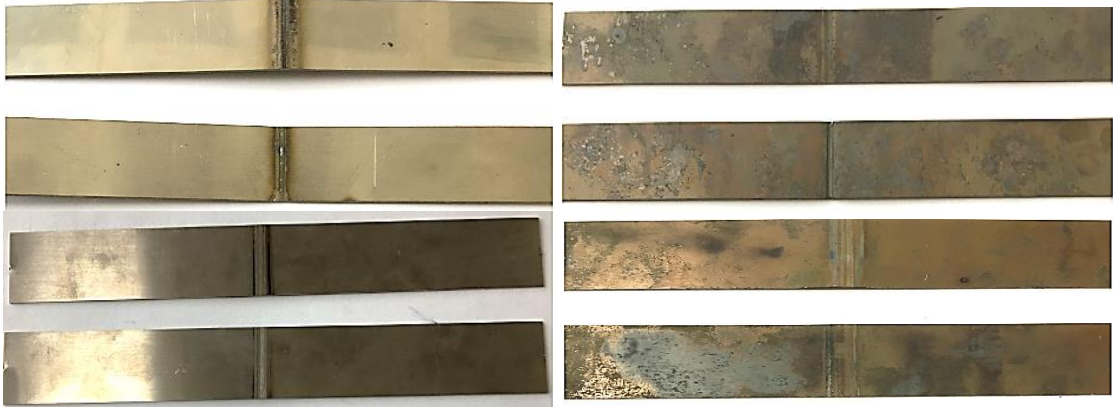
Şekil 3.18. Lazer ve plazma kaynağı ile birleştirilmiş ısıtılmış ve ısıtılmamış çekme deneyi numuneleri

3.6.2. Üç nokta eğme deneyi numunesinin hazırlığı ve deneyi

Kaynaklı numunelerin şekillendirilebilirliğinin belirlenebilmesi için her bir kaynak parametresine ait 2'şer adet eğme deneyi numunesi ilgili TS 282 EN 910 standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.19'de eğme deneyi düzeneği, Şekil 3.20'de ise eğme deneyi numuneleri gösterilmiştir.



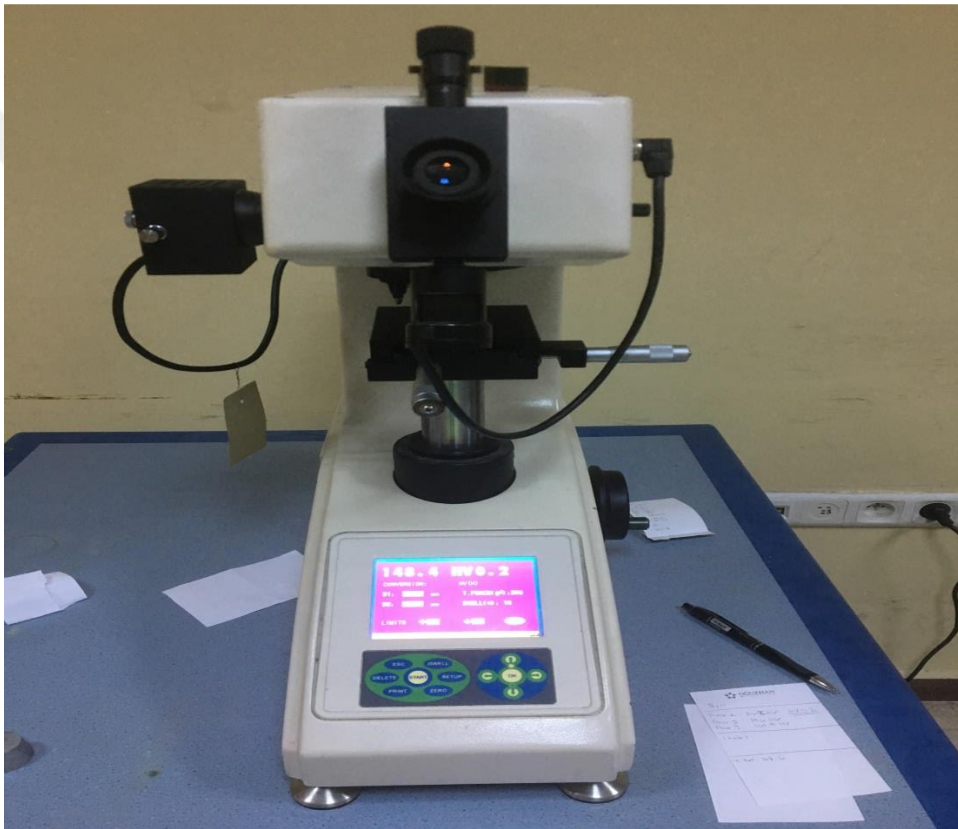
Şekil 3.19. Üç nokta eğme deneyi düzeneği



Şekil 3.20. Lazer ve plazma kaynağı ile birleştirilen ısıtılmış ve ısıtılmamış eğme deneyi numuneleri

3.6.3 Mikrosertlik

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen ısıtılmış ve ısıtılmamış deney numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertlik profilleri belirlenmiştir. Sertlik ölçümü metalografik olarak hazırlanan numune üzerinde Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan WILSON Hardness 402MVD marka Vickers mikrosertlik ölçüm cihazıyla elmas piramit batıcı uca 15 saniye süreyle 200 g yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.21’de sertlik ölçüm cihazı gösterilmiştir.



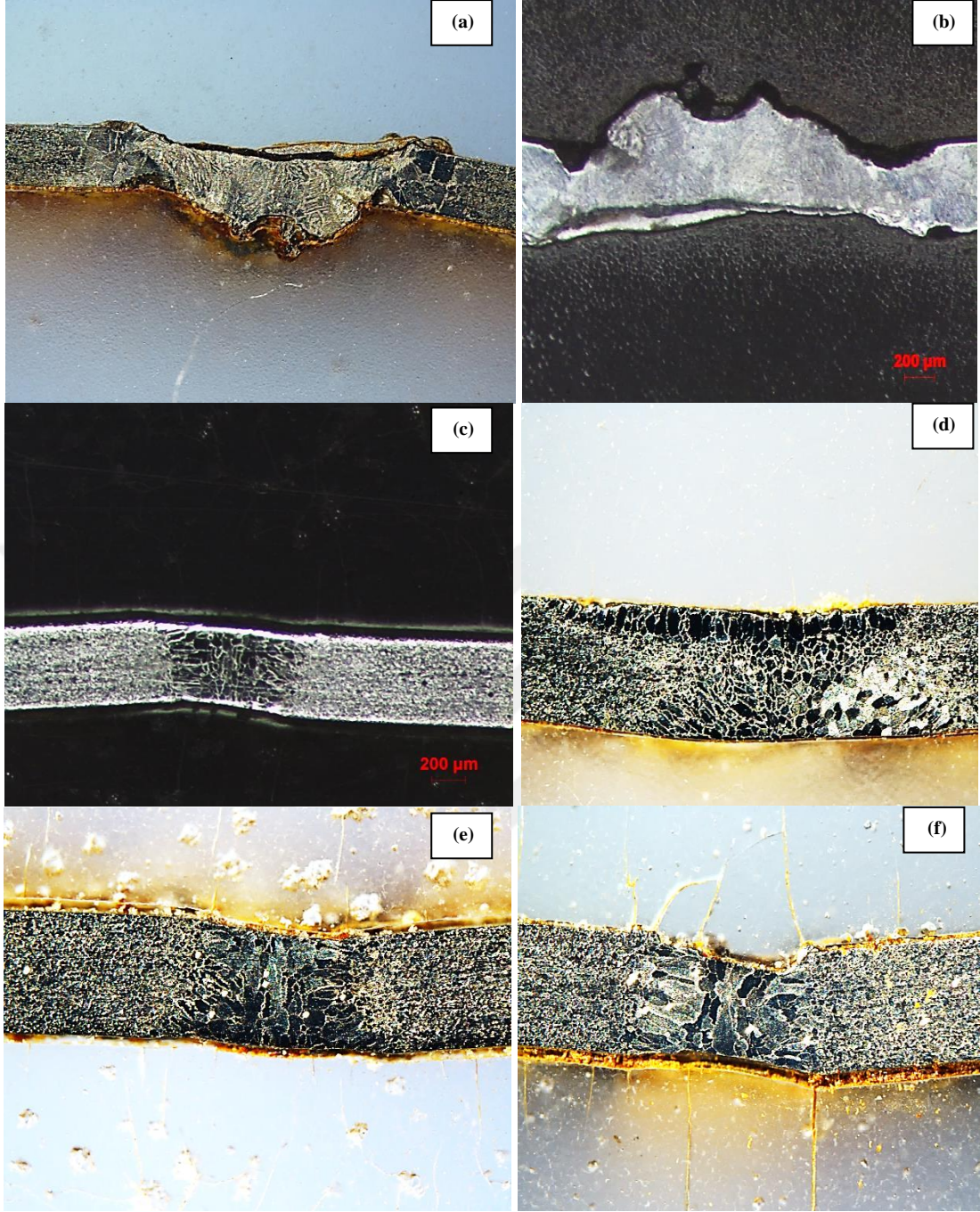
Şekil 3.21. Mikrosertlik ölçüm cihazı

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. AISI 410S Lazer Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri

4.1.1. Lazer kaynaklı birleştirmenin makroyapı incelemeleri

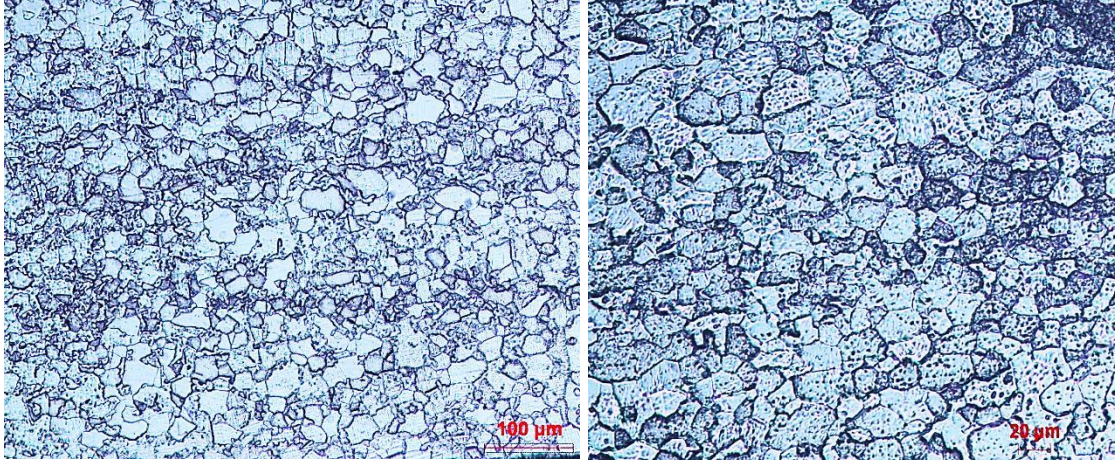
Lazer kaynağı yüksek enerji yoğunluğuna ve düşük ısı girdisine sahip bir proses olması nedeniyle, kaynak dikişlerinde soğuma çok hızlı bir biçimde oluşmakta ve yüksek nüfuziyet/genişlik oranları elde edilmektedir. Kaynak havuzundaki ısı ve sıvı akışı sıcaklık değişimleriyle önemli miktarlarda etkilenmekte ve kaynak havuzundaki sıvı akışı ve taşınımlı ısı transferi sonucunda ergime bölgesinin final biçimini ve nüfuziyetini oluşturmaktadır (Köse, 2015). Farklı kaynak ilerleme hızına ve lazer gücüne bağlı olarak değişiklik gösteren kaynak dikiş boyutları (Şekil 4.1'de) gösterilmiştir. Artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan ısı girdisinden dolayı kaynak metali genişliğinin daraldığına işaret etmektedir. Çünkü kaynak ilerleme hızı ısı girdisine ters yönde etki eden kaynak parametrelerinden birisidir. Kaynak hızının azalmasına bağlı olarak (ısı girdisinin artışı) kaynak dikiş genişliğinin arttığı Şekil 4.1'den görülebilmektedir.



Şekil 4.1. Isıl işlemsiz ve ısıtılmış lazer kaynaklı numunelerin kaynak dikiş profili; (a) A3, (b) A3H, (c) A5, (d) A5H, (e) A7, (f) A7H.

4.1.2. Lazer kaynaklı birleştirmenin mikroyapı incelemeleri

Ticari olarak temin edildiği haliyle ana malzeme mikroyapısının eş eksenli ferrit tanelerinden (hacim merkezli kübik (HMK-BCC) kristal kafes yapısı) meydana geldiği görülmektedir (Şekil 4.2). Ana malzemenin mikroyapısı Şekil 4.2’de gösterilmektedir.



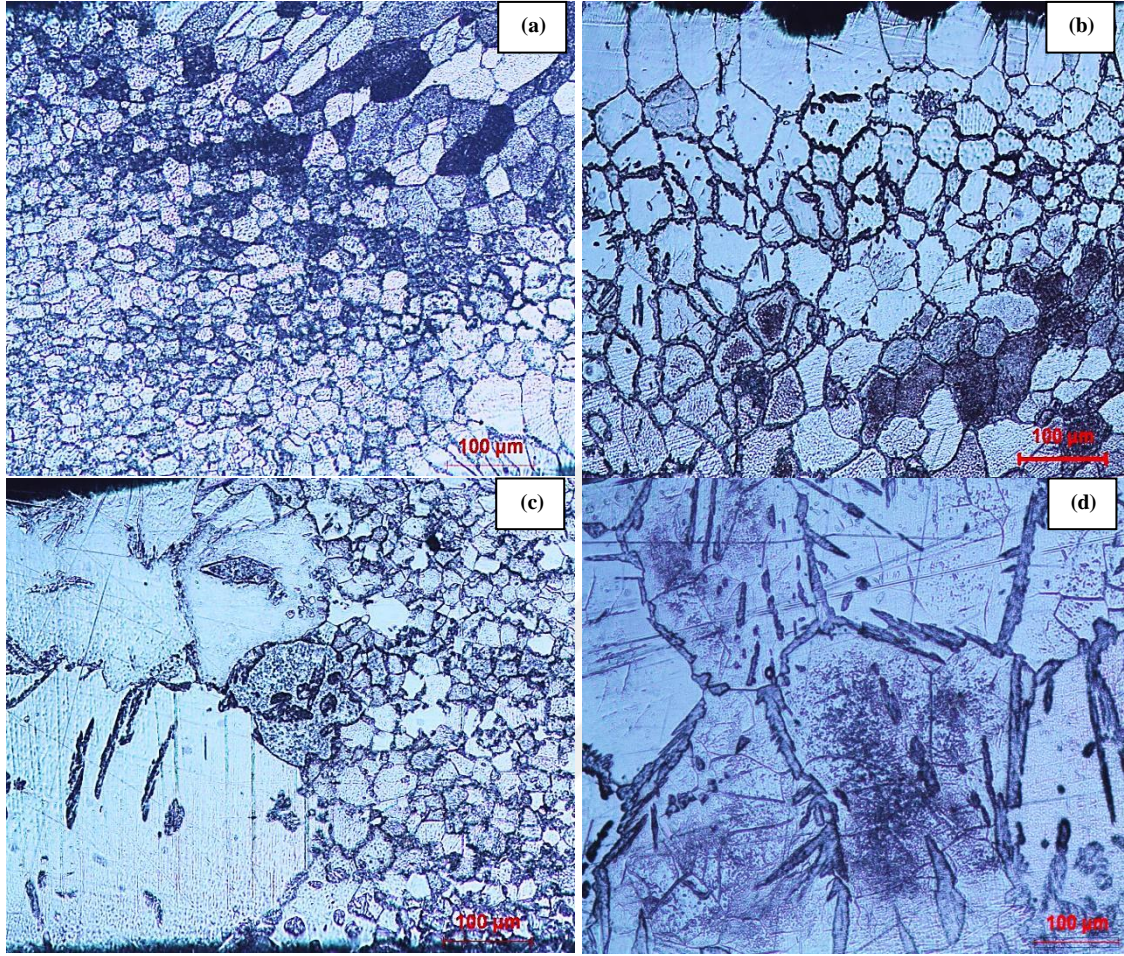
Şekil 4.2. Ana malzemenin mikroyapı görüntüleri

AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin farklı ısı girdileriyle birleştirilmesini içeren mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, ilave kaynak metali kullanılmamasına bağlı olarak ITAB ve kaynak metali mikroyapısı ana metalin ergitilmesi ile oluşum gösterdiği görülmektedir. İlave kaynak metali kullanılması durumunda, ITAB ve kaynak metali mikroyapısında ana metale göre büyük farklılıklar oluşacağı bilinmektedir. Alaşımın kimyasal kompozisyonuna ve soğuma oranına göre mikroyapı şekil alacaktır. Lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı hızlı soğuma oluşturması neticesinde ayrıca kaynak bölgesinde ince taneli mikroyapı oluşumu meydana gelmektedir. Ancak, yüksek lazer gücü veya çok yavaş kaynak hızıyla gerçekleştirilen birleştirmelerde tane irileşmesi beklenebilir. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik gibi düşük krom içerikli sayılabilecek paslanmaz çelik mikroyapısında tamamen ferritik olarak katılaşma gerçekleşmekte ve hızlı tane büyümesi oluşmaktadır. Soğuma sürecinde, östenit dönüşümü gerçekleşmekte ve ITAB genellikle iri taneli delta ferritten oluşum göstermektedir (Taban, 2009). Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde karşılaşılan sorunların en başında tane irileşmesi problemi gelmektedir. Bu çeliklerin kaynağında kaynak havuzunun katılaşması esnasında herhangi bir faz dönüşümü/allotropik modifikasyon meydana gelmediği için tane boyutunda küçülme meydana gelmesi imkansızdır. Bu sebeple araştırmacılar, eşekslenli ve daha ince taneli bir kaynak mikroyapısının elde edilebilmesi için kaynak termal çevrimi sürecinin kısa tutulması gerektiğini önermektedir (Lippold ve Kotecki, 2005d; Amuda ve Mridha, 2013; Amuda ve Mridha, 2011; Reddy ve Mokandas, 2001).

Ark kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek enerji yoğunluğu ve hızlı soğuma oranı oluşturması nedeniyle lazer kaynağı ile birleştirilen ferritik paslanmaz çeliklerin ITAB ve kaynak metalinde tane irileşmesi engellenebilmektedir (Ma ve ark., 2014). Ergitmeli kaynak yöntemleri arasında düşük ısı girdisi oluşturan yöntemler olarak lazer kaynağı, elektron kaynağı, TIG kaynağı, Lazer-TIG hibrit kaynağı ve plazma transfer ark kaynağı sayılabilir. Bu kaynak yöntemleri çok yüksek güç yoğunluğuna sahip olmaları sebebiyle düşük metalurjik distorsiyon oluşturmaktadırlar ve bu yüzden yüksek kaliteli kaynaklı birleştirmeler elde edilmektedir (Amuda ve Mridha, 2011).

Şekil 4.3.'de en düşük ve en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen lazer kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen (0.08 kJ/mm) A3 numunesinin ITAB ve kaynak metali mikroyapısı incelendiğinde, ITAB'da ana malzemeye göre bir miktar tane irileşmesinin meydana geldiği ancak bu irileşmenin sınırlı boyutlarda kaldığı, kaynak metali mikroyapısının ise ITAB'a kıyasla daha homojen ve neredeyse tamamen ince ferrit tanelerinden meydana geldiği, ferrit tane sınırlarında küçük hacim oranlarına sahip martenzit oluşumu gözlenmiştir (Şekil 4.3.). Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen (0.6 kJ/mm) A5 numunesinin kaynak metali ve ITAB mikroyapısı incelendiğinde ise, kaynak termal çevrimin uzun sürmesi ve düşük soğuma hızı oluşmasına bağlı olarak, ITAB'da tane irileşmesi, kaynak metalinde ise sütunsal bir tane morfolojisi oluşum göstermiştir, bu mikroyapılı birleştirmelerde zayıf mekanik özellikler beklenebilir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirmelerde geniş bir kaynak havuzuyla birlikte kompleks bir katılma yapısının oluşmasına neden olacağı araştırmacılar tarafından vurgulanmaktadır (Amuda ve Mridha 2010). Isı girdisi değişimlerine bağlı olarak, özellikle de yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin mikroyapısında sütunsal ferrit ve tane sınırı martenziti oluşumlarının hacim oranlarının değişiklik gösterdiği, hacim oranının açık bir şekilde artış gösterdiği gözlenmiştir. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin soğuma oranı önemli bir faktördür. Hızlı soğuma oranlarında martenzitik mikroyapı oluşumu gerçekleşebilmektedir (Hızlı soğuma koşullarında östenitten martenzite dönüşüm). Ayrıca, mikroyapı görüntülerinden, kaynaklı birleştirmelerin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde oluşumları istenilmeyen yapılar olan krom karbür ($Cr_{23}C_6$) oluşumları, porozite gibi süreksizlikler gözlenmemiştir. Lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdili kaynaklı birleştirmeler oluşturması ve hızlı katılma oluşturması neticesinde, sigma fazı gibi,

taneler arası krom karbür, nitrür gibi çökeltilerin oluşumuna imkan vermediği mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır.



Şekil 4.3. 200W kaynak gücüyle, 2.5mm/s kaynak hızıyla (A3 numunesi) ve 300W kaynak gücüyle, 0.5mm/s kaynak hızıyla (A5 numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) A3 numunesi (ITAB-100X), (b) A3 numunesi (kaynak metali-100X), (c) A5 numunesi (ITAB-100X), (d) A5 numunesi (kaynak metali-100X)

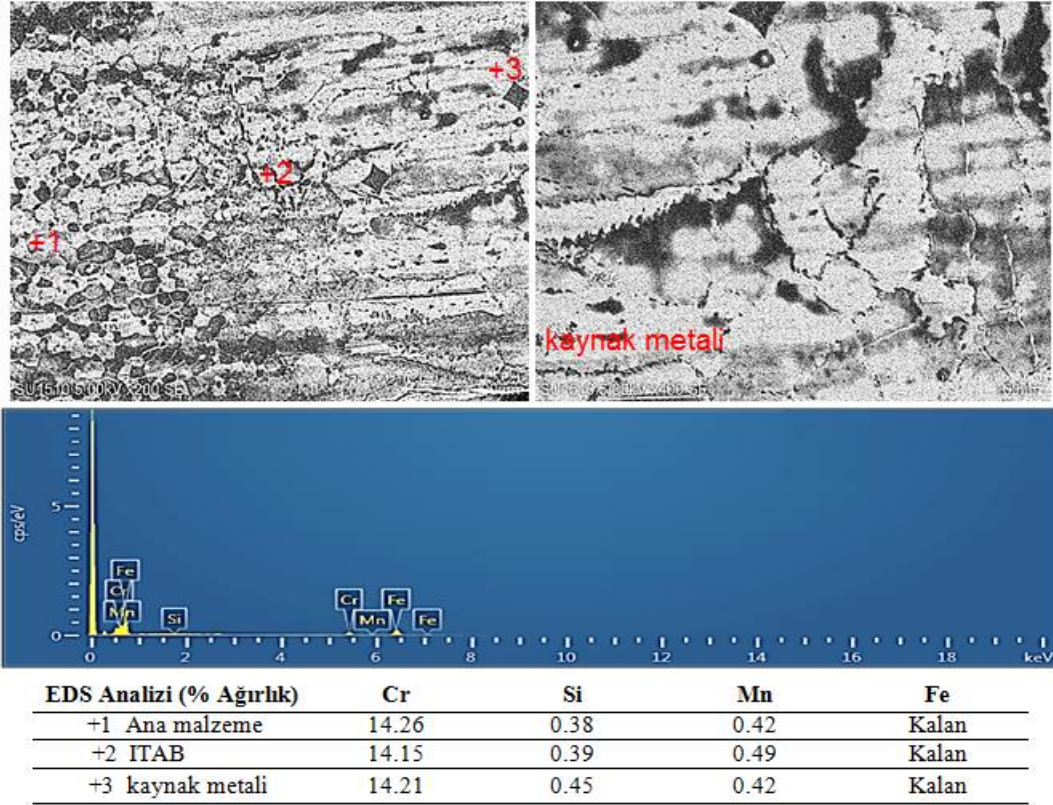
Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde kaynak metalinde meydana gelen martenzit oluşumu delta ferrit hacim oranını azalttığı için tokluk dayanımında düşüşe neden olabilmektedir. Ancak, düşük karbon martenziti kaynak metalinde bulunması halinde tokluk dayanımında artışa neden olmaktadır. Bu yüzden düşük karbon martenzitinin kaynak metalinde bulunması durumunda tane büyümesi önlenmekte ve delta ferrit miktarını azaltarak tokluk dayanımında iyileşme sağlanmaktadır. Düşük ısı girdili kaynaklı birleştirmelerde kaynak bölgesinde hızlı

soğumanın meydana gelmesi nedeniyle, kaynak termal çevriminin erken evrelerinde, çift fazdan ($\alpha + \gamma$) soğutulduklarında ITAB'da östenit çekirdeklenmesi baskılanabilir ve tamamen ferritik mikroyapı modu elde edilebileceği vurgulanmaktadır (Amuda ve Mridha, 2011). Ferrit içerisinde karbon çözünürlüğü çok düşüktür bu nedenle soğuma çevrimi boyunca ferrit-ferrit tane sınırında aşırı karbür ya da nitrür oluşumlarına neden olmaktadır. Yüksek ısı girdili kaynaklı birleştirmelerde ise, kaynak sürecinde 1300°C ve üzerindeki sıcaklık aralığında yapı tamamen ferritiktir ve hızlı soğuma durumunda $Cr_{23}C_6$ ya da Cr_2N çökeltilerinin oluşmasına neden olmaktadır. Yüksek ısı girdili kaynaklı birleştirmelerde soğuma hızı düşük ise, mikroyapıda östenit oluşur ve C+N arayer elementleri östenite difüz eder ve burada çözünür ve böylelikle arayer çökelti oluşumlarında azalma meydana gelmektedir. 500 °C-800 °C gibi daha düşük sıcaklık aralığında, östenit ferrite dönüşmekte ve oda sıcaklığına kadar ferritik ITAB'ı içerisinde tane sınırı martenziti olarak kalmaktadır. Martenzitteki karbon miktarını soğuma oranı belirlemektedir. Hızlı soğutma oranıyla oluşturulan martenzit, süper doymuş katı çözelti içinde daha yüksek karbon seviyelerini muhafaza etmektedir. Daha yavaş oranlarda, martenzit oluşumu östenitte karbür çökmesi ile önlenir ve martenzit fazında çözelti içinde daha az karbon tutulur. Bu yüzden, ferritik paslanmaz çeliklerde istenilen metalurjik faz oluşumlarının sağlanması için dengeli bir soğutma oranı belirlenmesi gerekmektedir (Amuda ve Mridha, 2011).

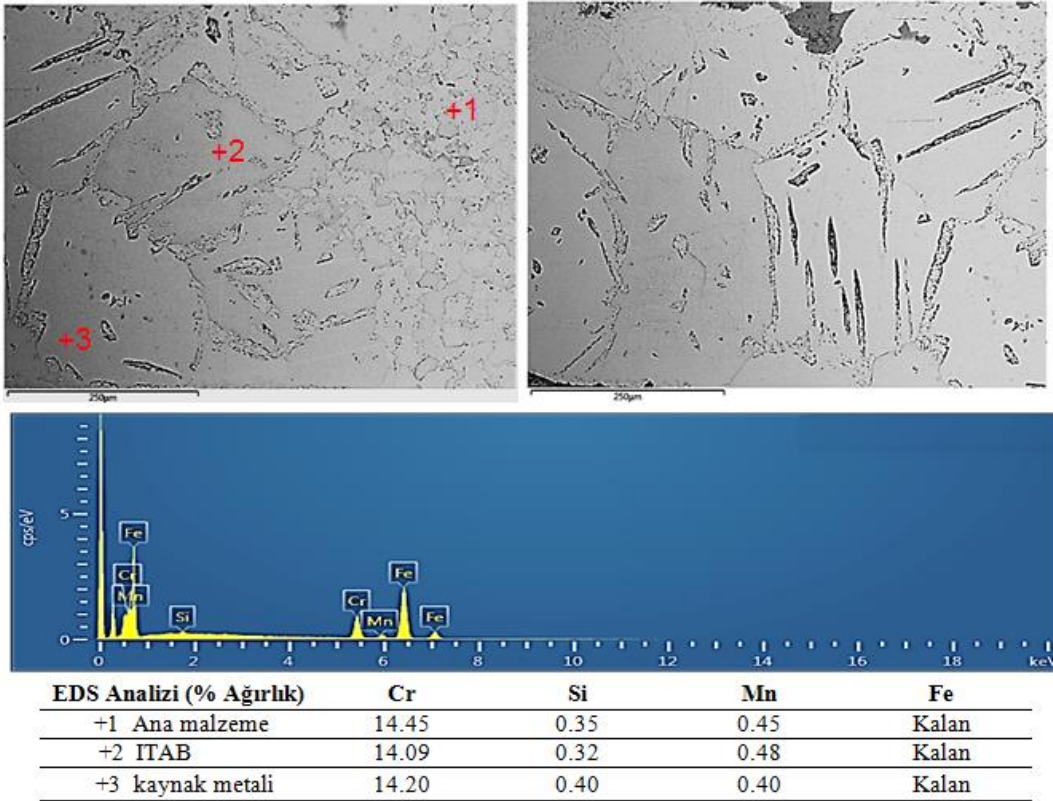
Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında yüksek sıcaklığın etkisiyle tamamen ferritik bir içyapı oluşmazsa; küçük bir hacim oranında östenit taneleri oluşabilir, bu küçük hacim oranına sahip östenit taneleri de kaynak termal çevriminin ya da soğuma hızına bağlı olarak martenzite dönüşebileceğine işaret edilmektedir (Kah ve Dickinson 1981). ITAB'da veya kaynak metalinde meydana gelen çok geniş ferrit taneleri oluşumu ve/veya tane sınırı martenziti oluşur, sert ve gevrek olan martenzitin doğası gereği de kaynaklı birleştirmelerde süneklik ve tokluk düşüşlerine yol açacağı bilinmektedir. Martenzit oluşumu gerçekleşmeyen kaynaklı birleştirmelerde ise ısı girdisinin etkisiyle aşırı tane büyümesi gerçekleşerek kaynaklı birleştirmelerin tokluklarında düşüşler yaşanacağı vurgulanmaktadır (Gevrekleşme Mekanizması Oluşumu) (Kah ve Dickinson 1981). Aynı zamanda, ferritik paslanmaz çelikler 1093°C'yi aşan sıcaklıklardan suda soğutma veya havada soğutma ile birlikte yüksek sıcaklık gevrekliği göstererek süneklik ve tokluk dayanımında düşüş meydana gelebilmektedir. Aşırı tane büyümesi ile birlikte çözünen karbürlerin tane sınırlarına yönelmesiyle ilişkili olarak gevrekleşme

(gevrek çatlama) ortaya çıkmaktadır (Kah ve Dickinson 1981). Gevrek çatlama problemi, kaynak sonrası ısıl işlemler ile önlenmektedir. Ferritik paslanmaz çelikler ayrıca çentik darbe tokluğu yönünden hassasiyet gösterebilmektedirler. Karbon ve alaşımlı çelikler gibi ferritik paslanmaz çelikler de sıcaklığın etkisiyle darbe toklukları etkilenmektedir, bu sıcaklık; sünek-gevrek geçiş sıcaklığı olarak tanımlanmaktadır (Kah ve Dickinson 1981). Tipik ferritik paslanmaz çelikler için bu geçiş sıcaklığı, oda sıcaklığında veya üstünde olup kimyasal bileşimin, tane büyüklüğünün, ısıl işlemin, kesit büyüklüğünün ve çentik konfigürasyonunun bir fonksiyonu olarak tanımlanmaktadır (Amuda ve Mridha, 2011). Ferritik paslanmaz çeliklerin geçiş sıcaklığında yapılan iyileşmeler ile birlikte (malzemenin tane boyutu azaltılarak ya da (C + N) arayer içeriği azaltılarak) darbe tokluğu arttırılabilir. Bu alaşımların kaynak esnasında çentik ve darbe yüklemeleri hassasiyetine karşı bazı önlemler alınabilir. Çekme gerilmelerini azaltmaya yardımcı olmak için bir ön tavlama ısıl işlemi yapılarak kaynak işlemi sırasında herhangi bir spontan çatlamanın önlenmesine yardımcı olabilir (Kah ve Dickinson 1981).

Lazer kaynaklı birleştirmelere ait EDS analiz sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.4. ve 4.5.) bu malzemeye ait spektral analiz sonuçlarıyla (Çizelge 3.1.) uyumlu olduğu anlaşılmaktadır. Kaynak işleminden dolayı belirgin alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı ve kaynak metalinde alaşım elementi miktarlarında değişim meydana gelmediği tespit edilmiştir.

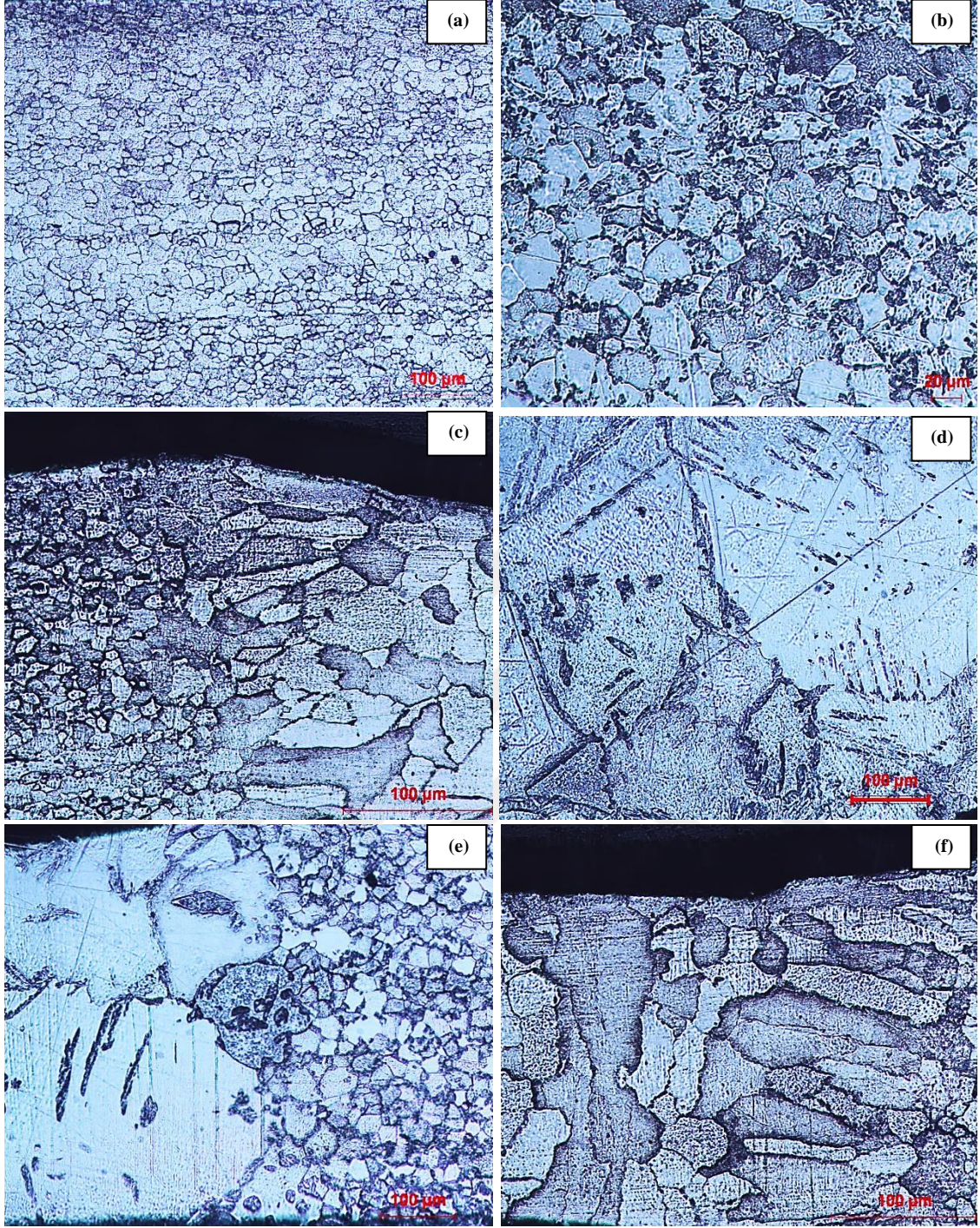


Şekil 4.4. A3 numunesinin SEM-EDS analizi



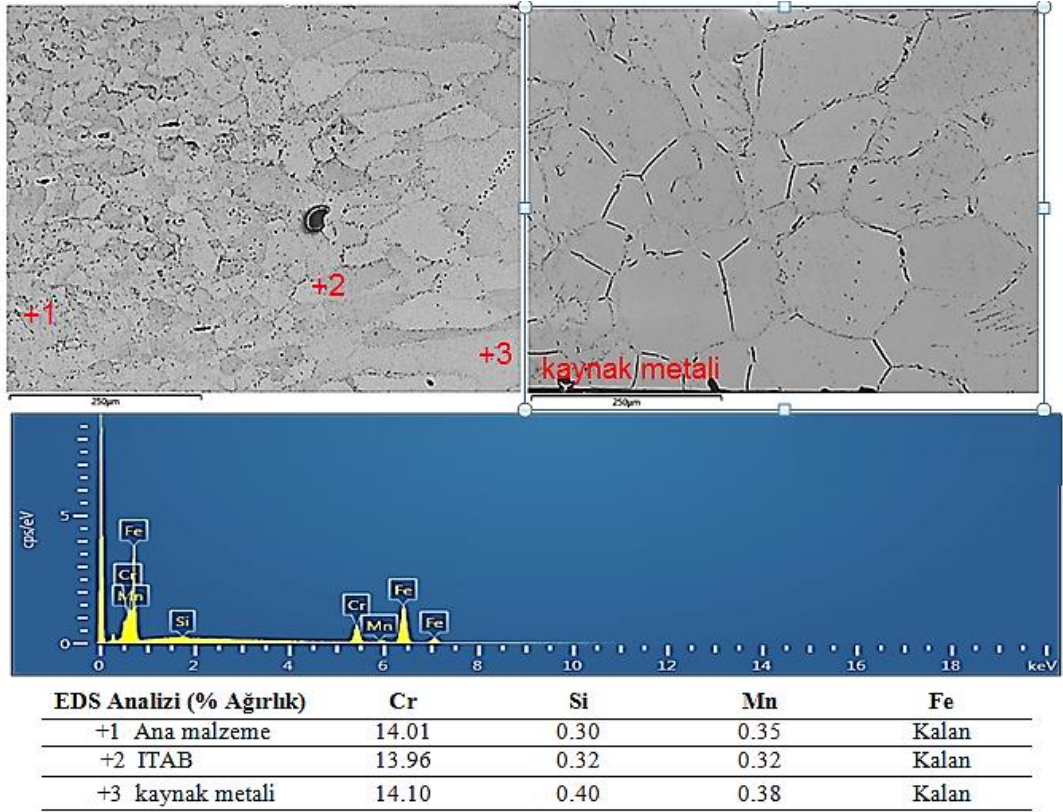
Şekil 4.5. A5 numunesinin SEM-EDS analizi

Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.6'de verilmiştir. Yüksek ısı girdisiyle ve düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin ITAB ve kaynak metali mikroyapıları incelendiğinde, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB'ında yüksek sıcaklığın ve bu sıcaklıkta tutmanın etkisiyle lokal olarak sütunsal tane irileşmesinin gerçekteştiği gözlenmiştir (Şekil 4.6'de). Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB'ında tane irileşmesinin yanısıra, ısıl işlemin etkisiyle kaynak metalinin sütunsal ve iri taneli ferrit morfolojisinden meydana geldiği ve tane sınırlarında martenzit tanelerinin oluşum gösterdiği gözlenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde istenilmeyen yapılar olan krom karbür ($Cr_{23}C_6$) oluşumları gözlenmemiştir. Ayrıca, ısıl işlemsiz ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarına kıyasla kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarında açık bir Şekilde tane irileşmesi meydana geldiği ifade edilmelidir. Ferritik paslanmaz çeliklerde ısıl işlem ve kaynak gibi prosesler nedeniyle hassas sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında (genellikle $900^{\circ}C$ üzerinde) bazı yapı ve oluşumlara karşı hassasiyet oluştuğu vurgulanmaktadır. Bu çeliklerin tavlama işlemleri genellikle $820^{\circ}C$ civarında gerçekteştirilmekte ve böylelikle kromca fakir bölgeye kromun tekrar difüz olmasına imkan sağlandığına dikkat çekilmektedir (Gordon, 1996).

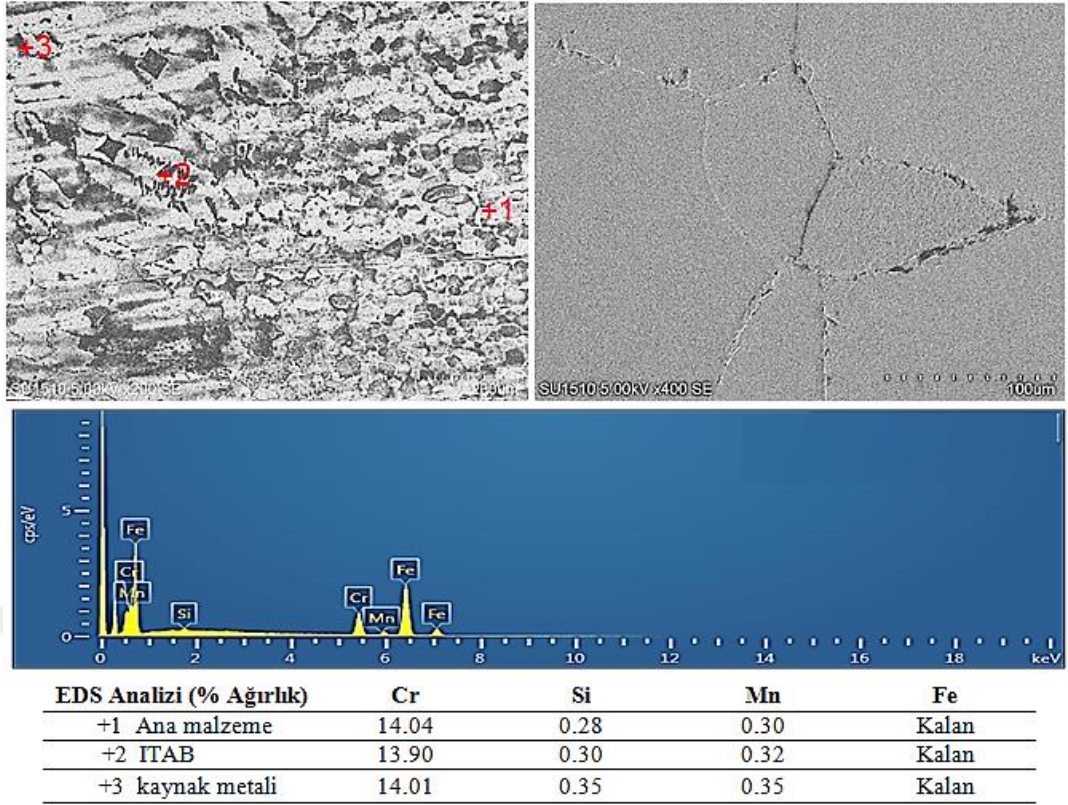


Şekil 4.6. (a) ve (b) Isıl işlem uygulanmış ana malzemenin mikroyapı görüntüsü, ısıl işlem uygulanmış 200W kaynak gücüyle, 2.5mm/s kaynak hızıyla (A3H numunesi) ve 300W kaynak gücüyle, 0.5mm/s kaynak hızıyla (A5H numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (c) A3H numunesi (ITAB-100X), (d) A3H numunesi (kaynak metali-200X), (e) A5H numunesi (ITAB-100X), (f) A5H numunesi (kaynak metali-100X).

Lazer kaynaklı birleştirmelerin EDS analiz sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.7 ve 4.8) bu malzemeye ait spektral analiz sonuçlarıyla (Çizelge 3.1.) uyumlu bulunmuştur. Kaynak işleminde dolayı önemli sayılabilecek alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı, ancak, ısıl işlemin etkisiyle kaynak metalinde ve ITAB'da çok küçük oranda alaşım elementi miktarlarında değişim meydana geldiği tespit edilmiştir.

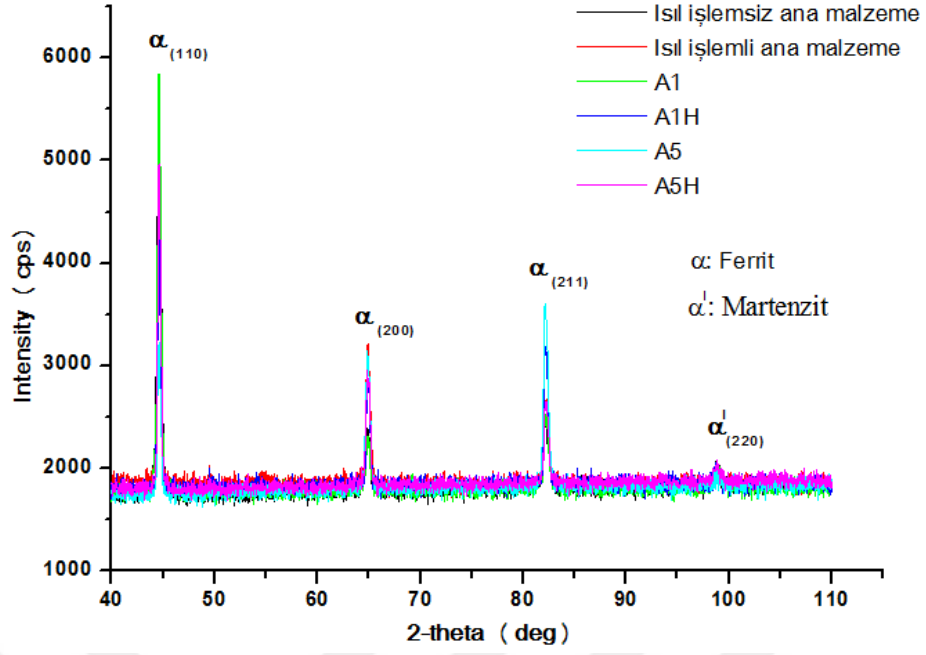


Şekil 4.7. A3H numunesinin SEM-EDS analizi



Şekil 4.8. A5H numunesinin SEM-EDS analizi

Çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz ana malzeme ve lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numunelerinin deneysel metot bölümünde özellikleri belirtilen XRD cihazıyla analizi yapılmıştır. Ana malzeme ve farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen paslanmaz çelik XRD analizi sonuçları Şekil 4.9’de gösterilmiştir. Şekil 4.9’den görüldüğü gibi gerçekleştirilen XRD karakterizasyon incelemeleri, çalışmada kullanılan AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerde ferrit (α), ve martenzit (α^1) fazlarının varlığı dışında herhangi bir faz oluşumu tanımlanmamıştır. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzemeye ait pikler ile farklı parametrelerle birleştirilmiş kaynaklı numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışların meydana geldiği gözlenmiştir. SEM-EDS analizleri ile mikroyapıda gözlenilmeyen krom karbür, nitrür gibi çökelti oluşumları, XRD vasıtasıyla da tespit edilmemiştir.

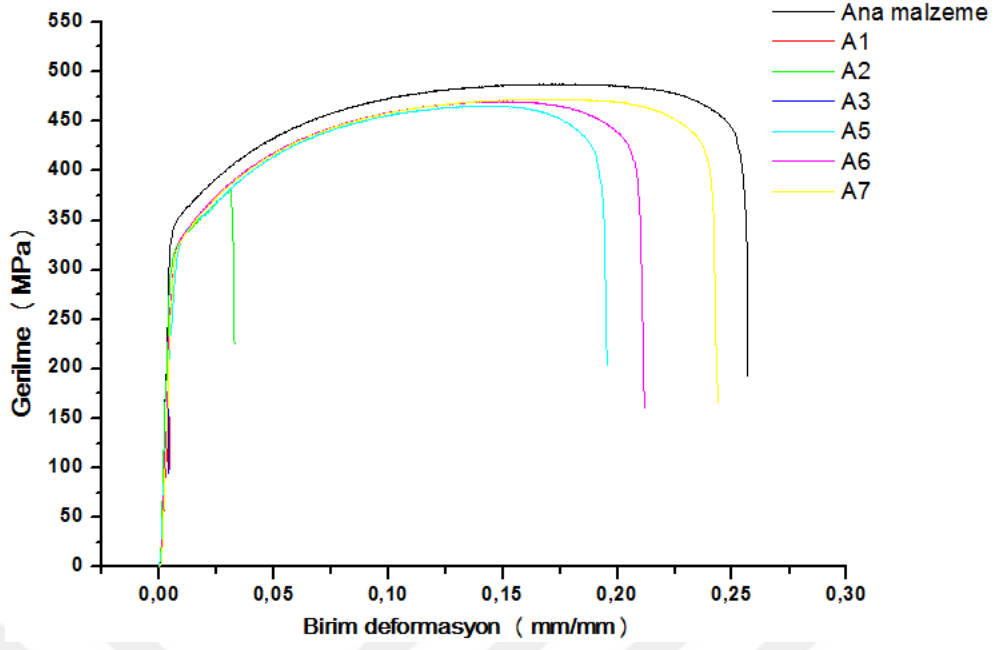


Şekil 4.9. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı ana malzeme ve bazı lazer kaynaklı numunelerin XRD analizleri

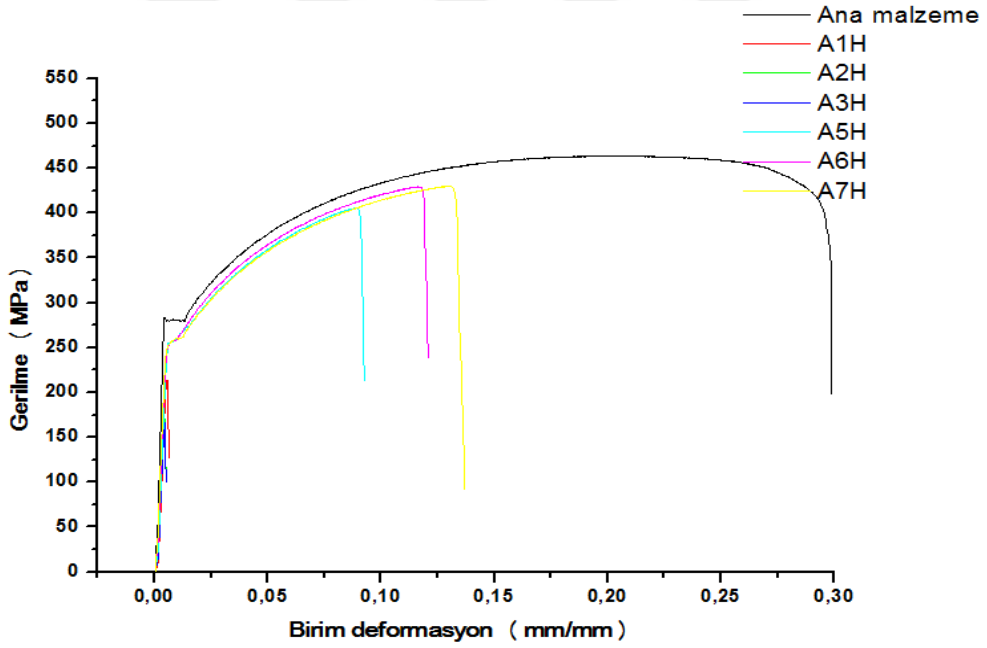
4.2. Lazer Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Deney Sonuçları

4.2.1. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış ve çekme testi sonucunda ortalama çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama miktarları Çizelge 4.1. ve Çizelge 4.2’de verilmiş olup, gerilme-uzama grafikleri ise Şekil 4.10 ve Şekil 4.11’de verilmiştir. Şekil 4.12’de ise en yüksek çekme dayanımı elde edilen numunelere ait çekme deneyi sonrası görüntüler verilmiştir.



Şekil 4.10. Isıl işlemsiz lazer kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri



Şekil 4.11. Isıl işlemlili lazer kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri

Çizelge 4.1. Isıl işlemsiz lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
A (ana malzeme)	490	349	26.5
A1	171	50	1.5
A2	381	290	3.5
A3	161	250	1.8
A4	-	-	-
A5	459	330	19.5
A6	465	334	21.7
A7	475	340	24.9
A8	-	-	-

Çizelge 4.2. Isıl işlem uygulanan lazer kaynaklı deney numunelerin çekme deneyi sonucu

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
AH (ana malzeme)	463	290	30
A1H	213	55	1.7
A2H	170	-	1.5
A3H	165	-	1.5
A4H	-	-	-
A5H	420	240	9.8
A6H	435	250	12
A7H	433	245	14
A8H	-	-	-



Şekil 4.12. A7 ve A6H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri

Isıl işlemsiz lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.10 ve Çizelge 4.1), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve yüzde uzama değerleri, farklı ısı girdisiyle birleştirilen lazer kaynaklı numunelerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin ana malzemeye kıyasla daha düşük çıkmasının ana nedeni olarak kaynak işlemiyle birlikte kaynak dikişinde meydana gelen mikroyapısal dönüşümler sayılabilir. Kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi sonucunda, tane boyutlarında meydana gelen irileşmeler çekme ve akma dayanımında düşüşe neden olduğu düşünülmektedir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımları, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımlarından genellikle daha yüksek bulunmuştur. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin mikroyapılarından da anlaşılacağı üzere ITAB ve kaynak metalinin ince tanelerden oluşum göstermesi sebebiyle yüksek çekme dayanımı elde edildiği düşünülmektedir. Aynı zamanda, kaynak mikroyapısında meydana gelen küçük hacimli martenzit ve küçük boyutlardaki çökeltiler çekme dayanımının artışında önemli etkenler olarak gösterilebilir. Araştırmacılar tarafından, ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ergime noktasından oda sıcaklığına kadar özünde tamamen ferritik olacağı belirtilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005d). Sonuç olarak, mikroyapılarında oluşabilecek küçük miktarlardaki martenzit oluşumları ya da küçük miktardaki östenitin martenzite dönüşümü, dayanım artışı üzerinde esasen önemli etkisi bulunmadığı, özellikle karbon ve azotun varlığıyla birlikte, katı-eriyik sertleşmesiyle dayanımda bir miktar artış yaşanabileceği vurgulanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005d). Sonuçlardan, ana malzemenin ortalama çekme dayanımı 490MPa olarak belirlenmiştir. En düşük ısı girdisiyle birleştirilen A3 numunesinde (0.08kJ/mm)

yetersiz nüfuziyet oluşması nedeniyle düşük mekaniksel dayanım elde edilmiştir. A3 numunesinin ortalama çekme dayanımı 161MPa olarak belirlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A7 numunesinin (0.12 kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 475MPa bulunurken, en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A5 numunesinin (0.60kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 459MPa olarak belirlenmiştir. Ergitmeli kaynak yöntemleriyle gerçekleştirilen birleştirmelerde farklı enerji seviyeleri kaynak bölgesine iletildiğinde tane irileşmesiyle birlikte sert ve gevrek faz olan martenzit oluştuğu, tokluk ve mekanik dayanımda düşüş meydana geleceği araştırmacılar tarafından bildirilmiştir (Caetano, 2018). A4 ve A8 numaralı numunelerinde ise çekme deneyi gerçekleştirilemeden kırılmalar gerçekleşmiştir, bu sonucun ana nedeni olarak yetersiz ergime ve yetersiz nüfuziyet problemleri sayılabilir. Bu parametreler AISI 410S ferritik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmeleri için uygun parametreler olmadığı açık bir şekilde söylenebilirken, çekme deneyi sonuçları incelendiğinde A1 ve A3 numaralı numuneler için kullanılan kaynak parametrelerinin de uygun parametreler olmadığı deneysel çalışma sonucunda anlaşılmıştır. Elde edilen çekme deneyi sonuçlarından A5, A6 ve A7 numaralı numuneler için kullanılan kaynak parametrelerinin en uygun parametreler olduğu, A2 numaralı numune için kullanılan kaynak parametresi ile de bazı endüstriyel uygulamalar için yeterli sayılabilecek mekaniksel dayanımın sağlandığı sonuçlardan söylenebilir. Yüzde uzama değerleri incelendiğinde ise, kaynaklı birleştirmelerin sünekliğinin ana malzemeden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. En yüksek çekme dayanımı elde edilen A7 numunesinin sünekliği (%24.9 uzama) ana malzemenin sünekliğine (%26.5 uzama) en yakın numune olarak belirlenmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini iyileştirmenin önemli yöntemlerinden bir tanesi kaynak sonrası ısıl işlemler olarak gösterilmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerine kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler ile birlikte tokluk, süneklik ve korozyon dirençlerinde iyileşme yaşanacağına vurgulanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005d). Bazı durumlarda, ön tavlama ve pasolararası sıcaklıklar da benzer iyileşmelere neden olmaktadır. Ön tav, pasolararası sıcaklık ve kaynak sonrası ısıl işlemler tamamen mikroyapıya bağlıdır. Tamamen ferritik kaynak mikroyapısı için ön tavlama gerekli olmadığı, hatta soğuma hızını azaltıcı etkisi olacağı için tane irileşmesini ve çökeltilerin oluşmasına neden olabileceğine ayrıca dikkat çekilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005d). Kaynak sonrası ısıl işlemin 750°C-800°C sıcaklığı aralığında yapılması kaynak kalıntı gerilmeleri azaltıcı etkisi olabileceği gibi aynı

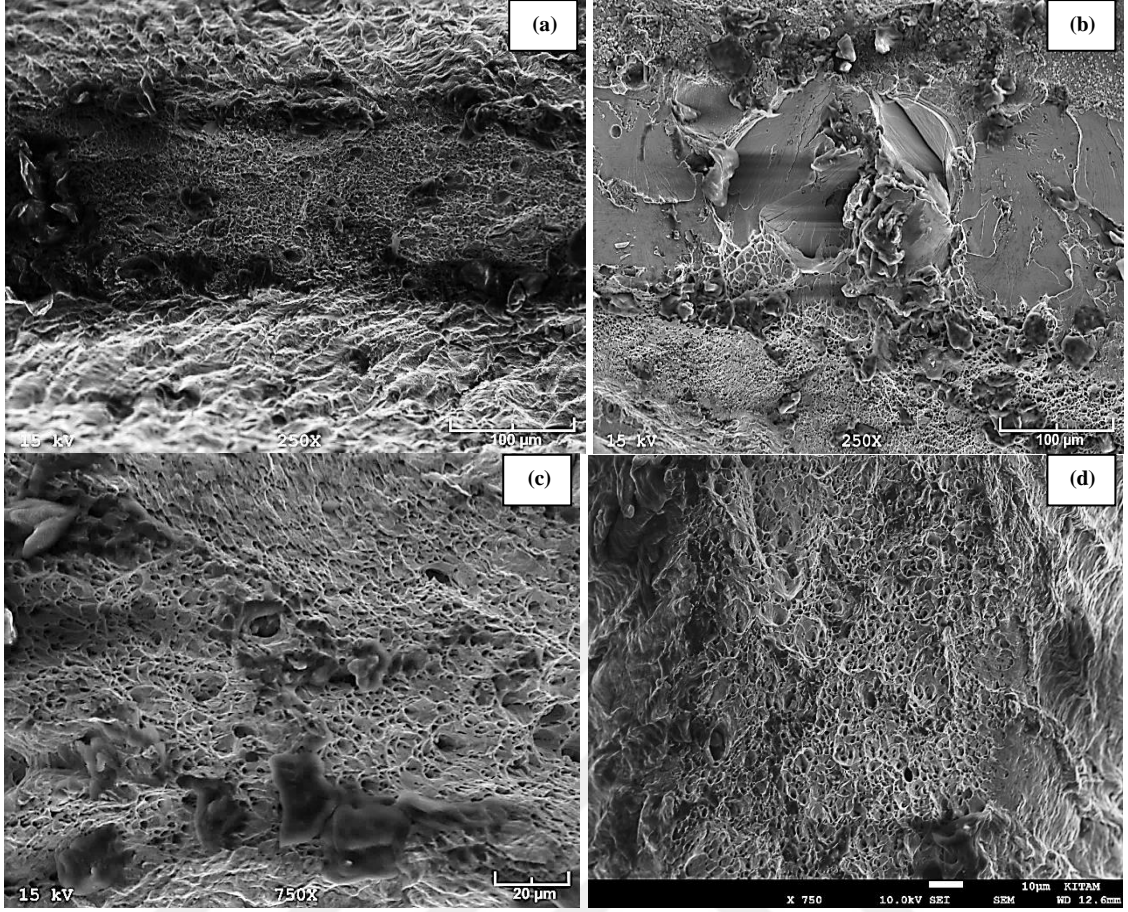
zamanda bu ısıl işlem mikroyapıda küçük bir etki oluşturmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005d). Ancak, yüksek kromlu ve molibdenli ferritik paslanmaz çelik türlerine bu sıcaklıklarda uygulanan kaynak sonrası ısıl işlemler istenilmeyen sigma ve/veya chi fazlarının hızlı bir şekilde oluşmasına neden olabilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005d). Düşük kaynak soğuma oranlarıyla tetiklenen ferrit tane büyümesi ve çökeltiler, ısıl işlemler tarafından dengelenmek zorunda olmasına rağmen, martenzit içeren kaynaklarda, ön tavlama ve pasolararası sıcaklık 200°C-300°C aralığında olması önerilmektedir. Bu ön tavlama üzerine, 750°C-800°C sıcaklığı aralığında kaynak sonrası ısıl işlem uygulamasıyla kalıntı gerilmeler azalmakta ve martenzit temperlenmiş olmaktadır. Bu ısıl işlem sıcaklık aralığı östenitin yeniden oluşması için gerekli olan sıcaklığın altında bir sıcaklık olduğu belirtilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005d).

Kaynak sonrası gerilme-giderme ısıl işlemi uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde ise, ana malzemenin çekme dayanımı farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımından yüksek olduğu tespit edilmiştir. Kaynak termal çevriminin etkisiyle kaynak dikişinde meydana gelen mikroyapısal dönüşümler sebebiyle bu sonuçların alındığı düşünülmektedir. Ana malzemenin (AH numunesi) ortalama çekme dayanımı 463 MPa olarak tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin ortalama çekme dayanımları yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numuneden yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. Isıl işlem uygulanan A1H, A2H ve A3H numunelerinin çekme dayanımlarının çok düşük değerlerde olduğu, A5H, A6H ve A7H numunelerinde ise yüksek çekme dayanımı elde edilmiştir (Şekil 4.11 ve Çizelge 4.2). Ancak, ısıl işlemlenmiş numunelerin çekme dayanımlarının ısıl işlemsiz numunelere göre biraz daha düşük olduğu sonuçlardan tespit edilmiştir. Kaynak sonrası fırın içerisinde 770°C'de 60 dakika tutma ile birlikte kaynak mikroyapısının yumuşaması ve mikroyapıda meydana gelen dönüşümler nedeniyle bu sonucun alındığı düşünülmektedir. Dikkati çeken sonuçlar arasında, kaynak sonrası ısıl işlem uygulaması sonrasında A2 numunesinde meydana gelen dayanım düşüşünün yaşanması sonucu olmuştur. Isıl işlem öncesi 381 MPa çekme dayanımı elde edilen A2 numunesinde, kaynak sonrası gerilim giderme ısıl işlemi sonrası 170 MPa ortalama çekme dayanımı değeri elde edilmiştir. A2 numunesinde meydana gelen dayanım düşüşü ana nedenleri olarak ITAB veya kaynak metalinde meydana gelen ikincil faz çökeltileri veya ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta tutma

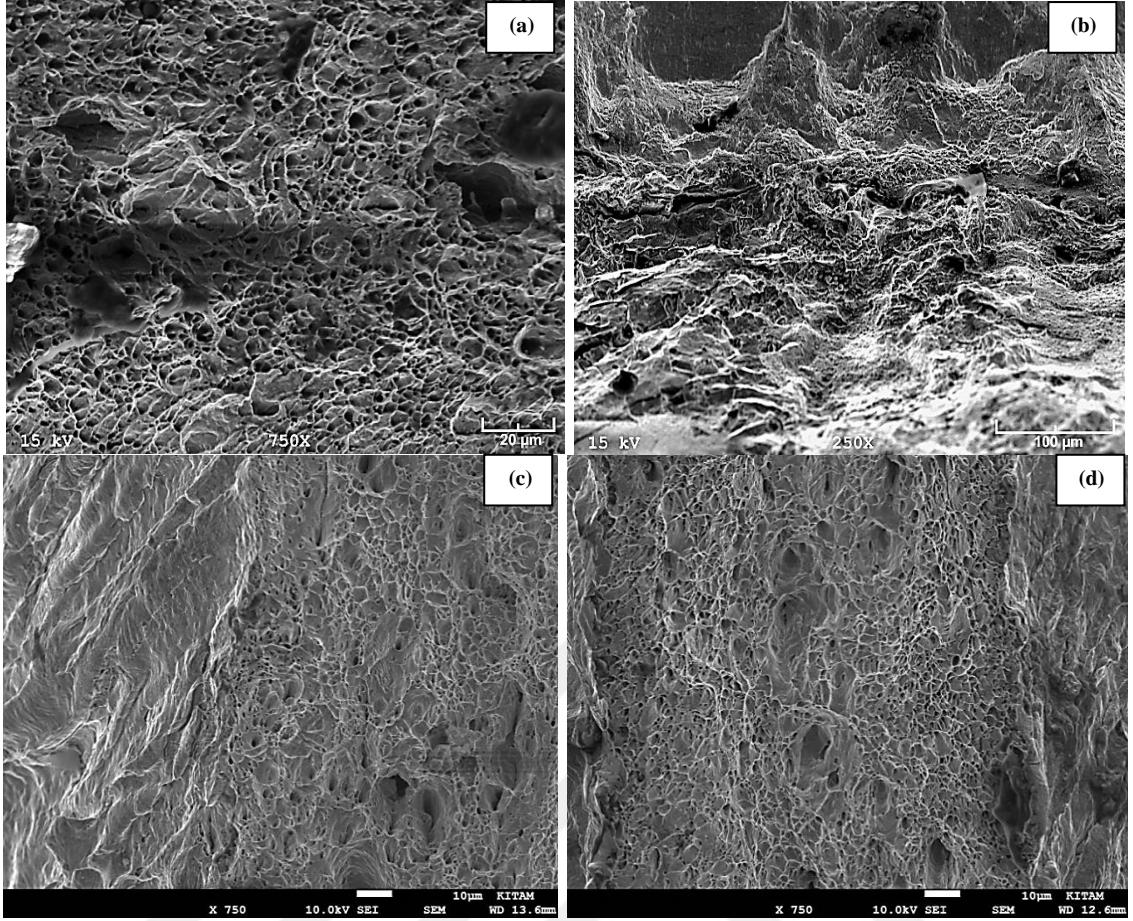
süresi, lokal tane irileşmeleri olabileceği gibi soğutma ortamının da etkisinin olabileceği düşünülmektedir.

Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz ana malzeme ve lazer kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonrasında elde edilen sonuçları birbirleriyle kıyaslandığında ise, deneysel çalışmalarda tercih edilen ısıl işlem sıcaklığı ve süresi literatüre göre belirlenmesine karşın kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan numunelerin ısıl işlemsiz birleştirmelere göre daha düşük çekme dayanımı, akma dayanımı ve süneklik özellikleri sergilediği belirlenmiştir. Bu sonuçlardan tespit edildiği gibi, AISI 410S ferritik paslanmaz çeliklere kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler özellikle çekme dayanımında düşüşe neden olmuştur.

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.13 ve Şekil 4.14), yüzey morfolojisinden anlaşılacağı üzere ana malzemede ve lazer kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk (dimples) yüzey morfolojisiyle birlikte klivaj (quasi-cleavage) kırılmanın gerçekleştiği, kırılmanın tanelerarası meydana geldiği Şekil 4.13 ve Şekil 4.14 'den gözlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda düşük mekaniksel dayanım gösteren A1 numunesinin ise ağırlıklı olarak klivaj kırılma modunda kırılmanın gerçekleşmesi ile birlikte lokal olarak sünek kırılma biçimini işaret eden çukurcuk şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir.



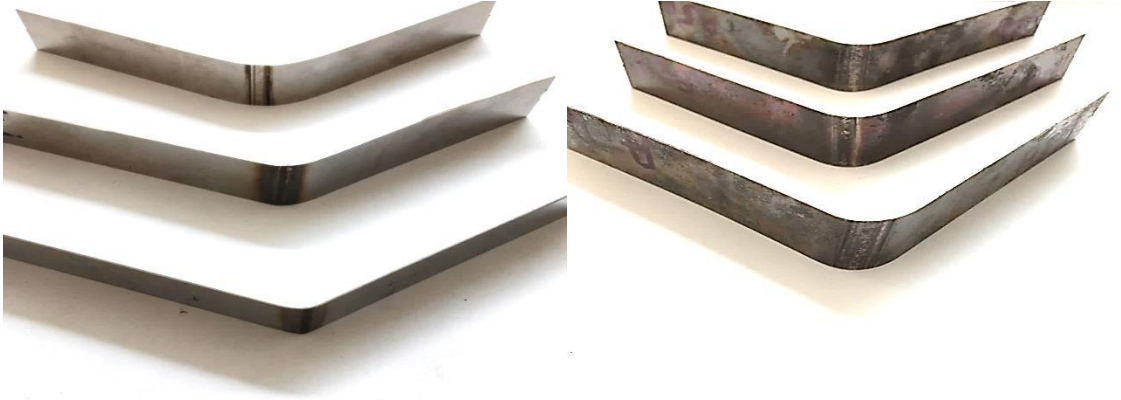
Şekil 4.13. Sırasıyla Ana malzeme(a), A1(b), A5(c) ve A7(d) numunelerinin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



Şekil 4.14. Sırasıyla Isıl işlemlenmiş Ana malzeme(a), A1H(b), A5H(c) ve A7H(d) numunelerinin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri

4.2.2. Isıl işlemlenmiş ve ısıl işlemsiz lazer kaynaklı birleştirmelerin üç nokta eğme deneyi sonuçları

Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen lazer kaynaklı AISI 410S ferritik paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında şekil alabilirliği kaynak metali merkeze gelecek şekilde üç nokta eğme testi ile belirlenmiştir. Deney numunelerinin 140° katlanması sonucunda elde edilen makro görüntüler Şekil 4.15’de gösterilmiştir.



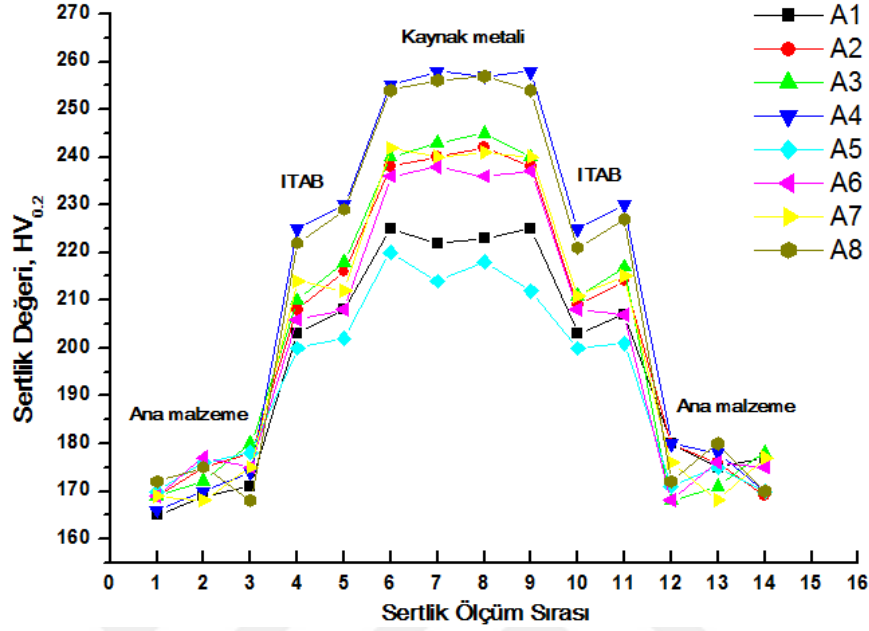
Şekil 4.15. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili lazer kaynaklı numunelerin üç nokta eğme deneyi sonrası görüntüleri

Şekil 4.15'den görüldüğü gibi deney numunelerinin 140° 'ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak, boşluk gibi hatalarla karşılaşmamıştır. Bu sonuçlar lazer kaynaklı birleştirmelerinin uygun kaynak parametreleriyle birleştirilmeleri durumunda servis şartlarında rahatlıkla sorunsuz olarak şekillendirilebileceğini göstermektedir.

4.2.3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin mikrosertlik incelemeleri

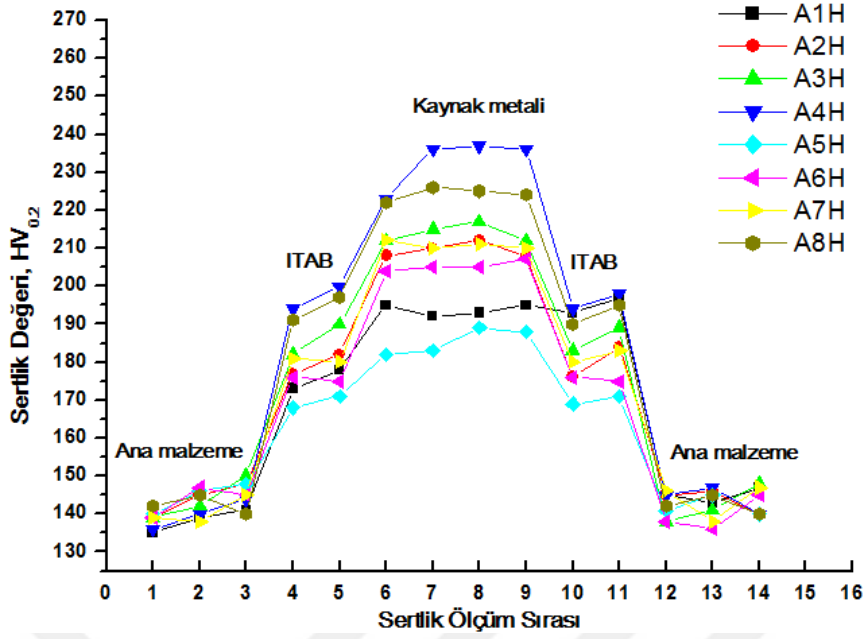
Lazer kaynağı geleneksel kaynak yöntemlerine göre yüksek güç yoğunluğuna sahip olması nedeniyle düşük ısı girdisi ve hızlı katılaşma oluşturarak ince taneli bir mikroyapı elde edilmesini sağlamakta ve böylelikle kaynaklı birleştirmelerde yüksek sertlik değerleri elde edilmektedir. Kaynaklı birleştirmelerdeki sertlik dağılımı esasen mikroyapı ile doğrudan ilişkilidir, özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısında martenzit oluşumu, ITAB ve kaynak metalinin sertlik artışındaki önemli faktörlerdendir, ısı girdisi ise mikrosertlik değişiminde en önemli faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Küçük hacimli nitrür veya karbür oluşumları da sertlik değişimleri üzerinde etkili olabilmektedir. Farklı lazer kaynak parametreleriyle diğer bir deyişle farklı ısı girdisi ile birleştirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde (Şekil 4.16), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu gözlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu sonuca, düşük ısı girdisiyle birleştirme sonucunda meydana gelen daha ince taneli mikroyapının etkili

olduğu düşünölmektedir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde ise kaynak mikroyapısında tane irileşmesi meydana gelmesi sertlik dūřuřün ana nedeni olarak görölmektedir.



şekil 4.16. Isıl işlemsiz lazer kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları

Kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları incelendiğinde ise (şekil 4.17), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. Dūřuk ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştiren numunelerden yüksek olduğu tespit edilmiştir. Isıl işlemsiz ve kaynak sonrası gerilme giderme uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri karşılaştırıldığında ise, kaynak sonrası uygulanan gerilme ısıl işlemi sebebiyle ana metal, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde belirgin sertlik dūřuřleri meydana geldiği tespit edilmiştir. Isıl işlem ile birlikte kaynak mikroyapısında bulunan küçük hacimli martenzitin temperlenmesinin de sertlik dūřuřüne neden olabileceği gözardı edilmemelidir.

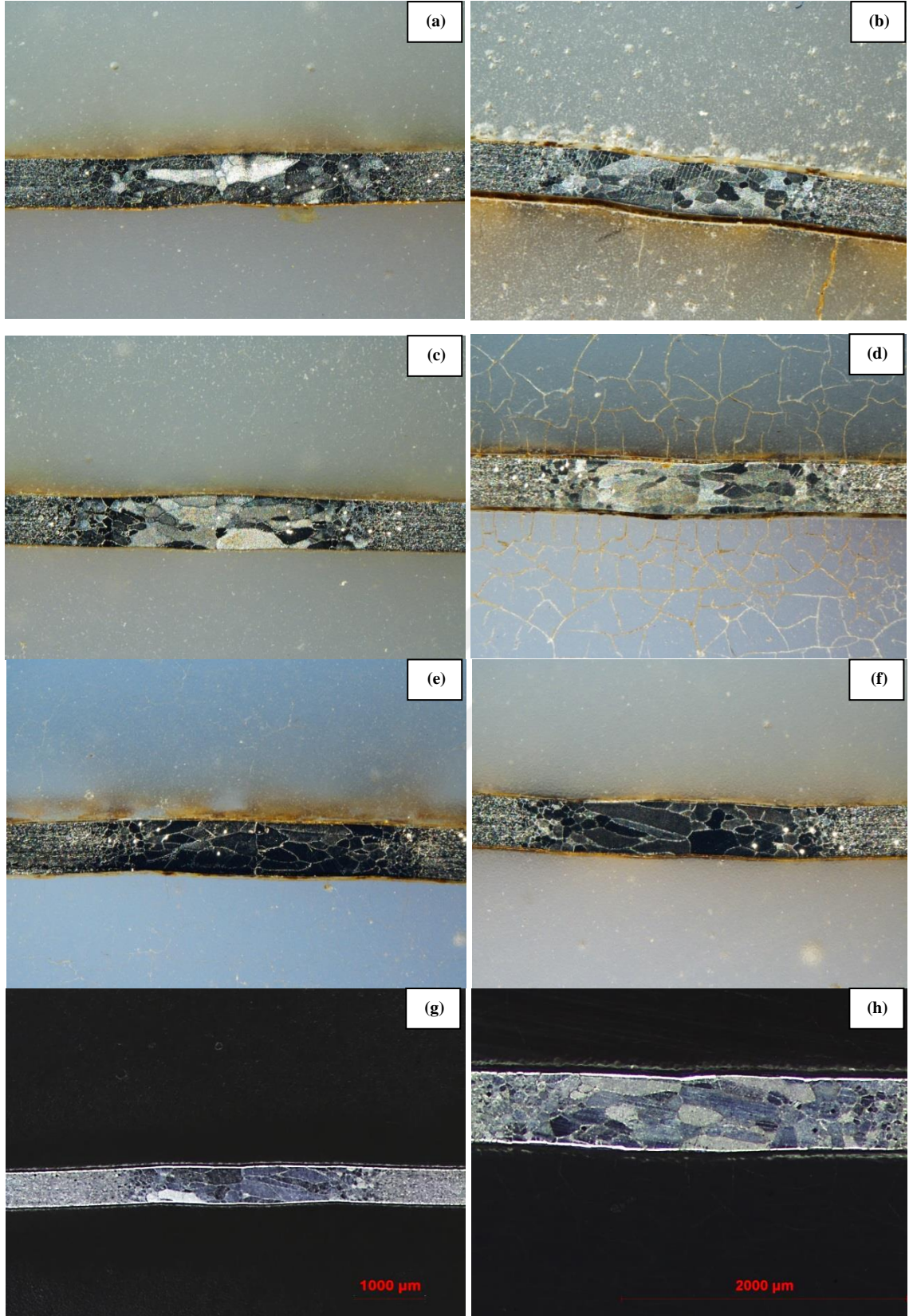


Şekil 4.17. Isıl işlemlili lazer kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları

4.3. AISI 410S Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri

4.3.1. Plazma ark kaynaklı birleştirmelerin makroyapı incelemeleri

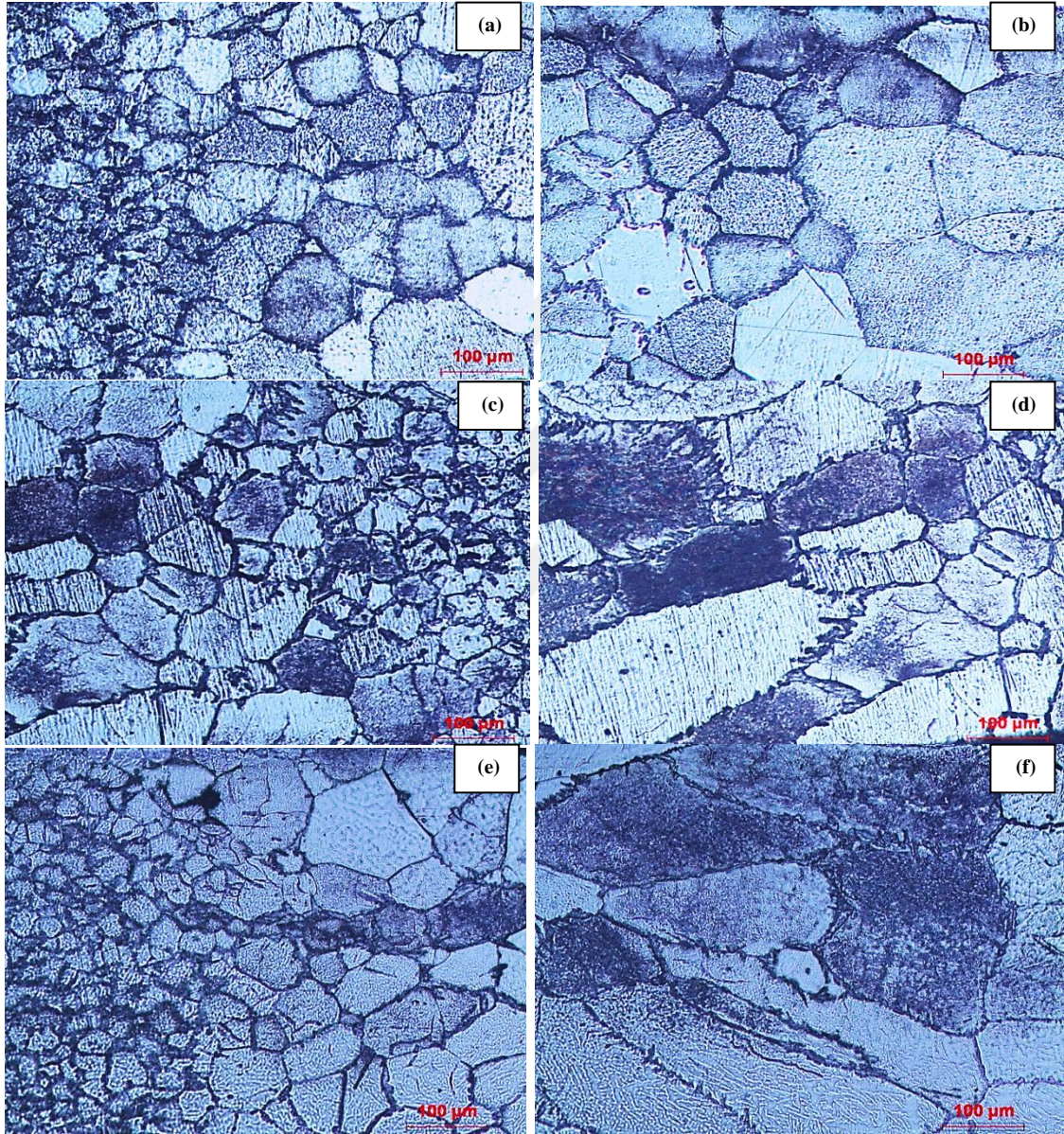
Farklı kaynak ilerleme hızına ve kaynak gücüne bağlı olarak değişiklik gösteren kaynak dikiş boyutları (Şekil 4.18’de) gösterilmiştir. Artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan ısı girdisinden dolayı kaynak metali genişliğinin daraldığına işaret etmektedir. Çünkü kaynak ilerleme hızı ısı girdisine ters yönde etki eden kaynak parametrelerinden birisidir. Kaynak hızının azalmasına ve kaynak gücünün artmasına bağlı olarak (ısı girdisinin artışı) kaynak dikiş genişliğinin arttığı Şekil 4.18’den açık bir şekilde görülebilmektedir. Makroyapı görüntülerinden anlaşılabilirdiği kadarıyla, kaynak dikişlerinde herhangi bir çatlama ve porozite oluşumları gözlenmemiştir.



Şekil 4.18. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı plazma arka kaynağıyla birleştirilen numunelerin kaynak dikiş profilleri; (a) B1, (b) B1H, (c) B2, (d) B2H, (e) B3, (f) B3H, (g) B5, (h) B5H

4.3.2. Plazma ark kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı incelemeleri

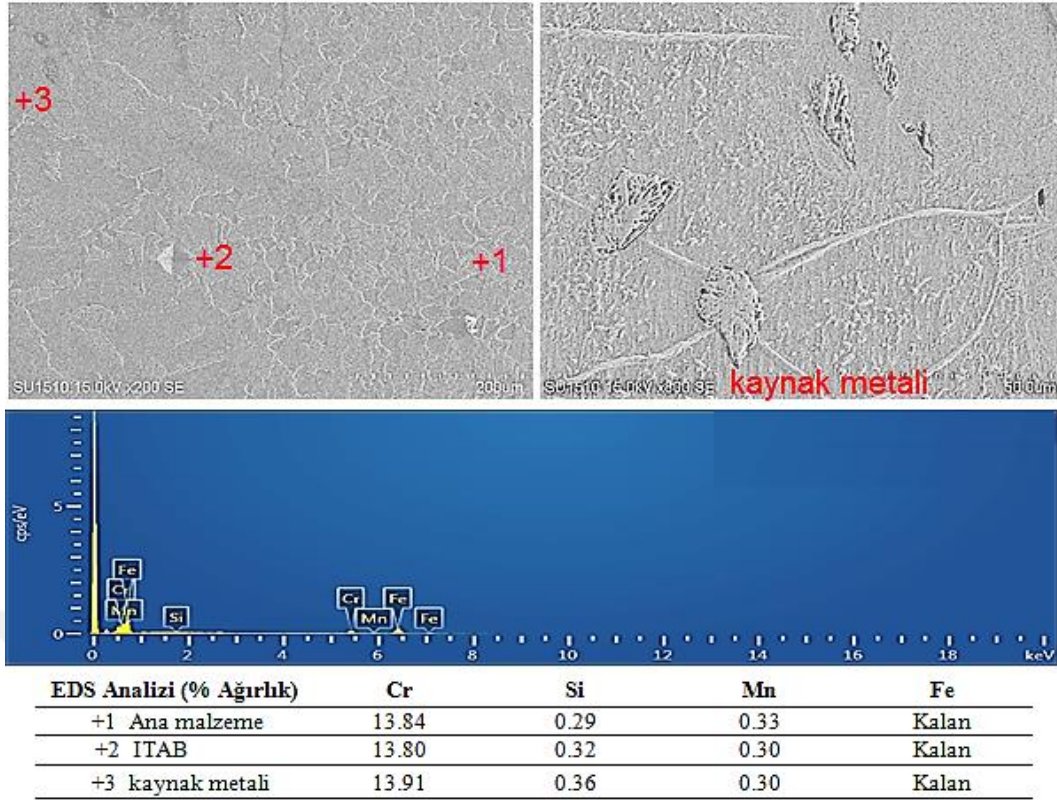
Ana malzeme mikroyapısının eş eksenli ferrit tanelerinden (hacim merkezli kübik (HMK-BCC) kristal kafes yapısı) meydana geldiği Şekil 4.2'deki mikroyapı görüntülerinden gözlenmektedir.



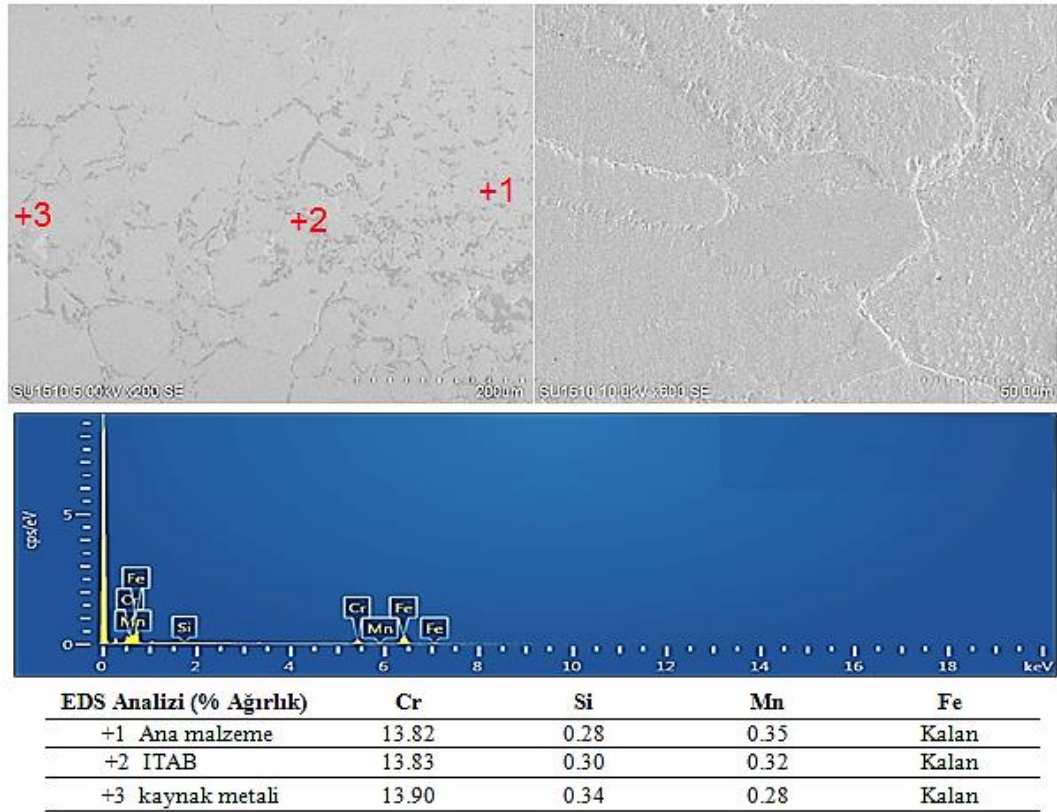
Şekil 4.19. 18A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B1 numunesi), 20A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B3 numunesi) ve 22A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B5 numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) B1 numunesi (ITAB-100X), (b) B1 numunesi (kaynak metali-100X), (c) B3 numunesi (ITAB-100X), (d) B3 numunesi (kaynak metali-100X), (e) B5 numunesi (ITAB-100X), (f) B5 numunesi (kaynak metali-100X)

AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin plazma ark kaynak yöntemiyle farklı ısı girdileriyle birleştirilmesini içeren mikroyapı görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.19), ilave kaynak metali kullanılmamasına bağlı olarak ITAB ve kaynak metali mikroyapısı ana metalin ergitilmesi ile oluşum göstermiştir. İlave kaynak metali kullanılması durumunda, ITAB ve kaynak metali mikroyapısında ana metale göre büyük farklılıklar oluşacağı bilinmektedir. Alaşımın kimyasal kompozisyonuna ve soğuma oranına göre final mikroyapı şekil alacaktır. Üç farklı plazma gücü ve aynı kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen kaynaklı birleştirmelerin (B1 numunesi; 18A (0.57kJ/mm), B3 numunesi; 20A (0.64kJ/mm) ve B5 numunesi; 22A (0.70kJ/mm) ITAB ve kaynak metali mikroyapıları incelendiğinde plazma kaynak gücünün artışına bağlı olarak belirgin tane irileşmesi meydana geldiği açık bir şekilde mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır (Şekil 4.19). Kaynak gücünün artışına, diğer bir deyişle ısı girdisini artışına bağlı olarak özellikle kaynak merkezine doğru uzanan sütunsal ferrit tanelerinin oluşum gösterdiği optik mikroskop görüntülerinden gözlenmiştir. Isı girdisinin artışıyla (kaynak gücünün artışı ya da kaynak ilerleme hızının azalışı sebebiyle) kaynak metalinde meydana gelen iri ve sütunsal taneler oluşumu, ana malzemeye ve düşük ısı girdisiyle birleştirilme sebebiyle kaynak mikroyapısının daha ince tanelerden oluşum gösteren birleştirmelere kıyasla özellikle çekme dayanımında düşüşe neden olabileceği düşünülmektedir. Ayrıca, özellikle ısı girdisinin artışına bağlı olarak kaynak metali bölgesinde tane sınırı martenziti hacim oranının artış gösterdiği mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır. Plazma kaynağı ile birleştirme sonucunda kaynak ısı girdisinin çok yüksek olduğu düşünülürse de özellikle yüksek ısı girdisiyle gerçekleştirilen birleştirmelerde çıkılan yüksek sıcaklıktan hızlı soğumanın etkisiyle östenitten martenzite dönüşüm gerçekleşmiştir. Optik mikroskop görüntülerinden anlaşılabilirdiği kadarıyla ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir gözenek, çatlak oluşumu ve krom karbür çökeltisi oluşumu gözlenmemiştir.

Plazma kaynaklı birleştirmelerin EDS analiz sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.20 ve 4.21) bu malzemeye ait spektral analiz sonuçlarıyla (Tablo3.1) uyumlu bulunmuştur. Kaynak işleminden dolayı önemli sayılabilecek alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı, kaynak metalinde ve ITAB'da küçük oranda alaşım elementi miktarlarında değişim meydana geldiği tespit edilmiştir.



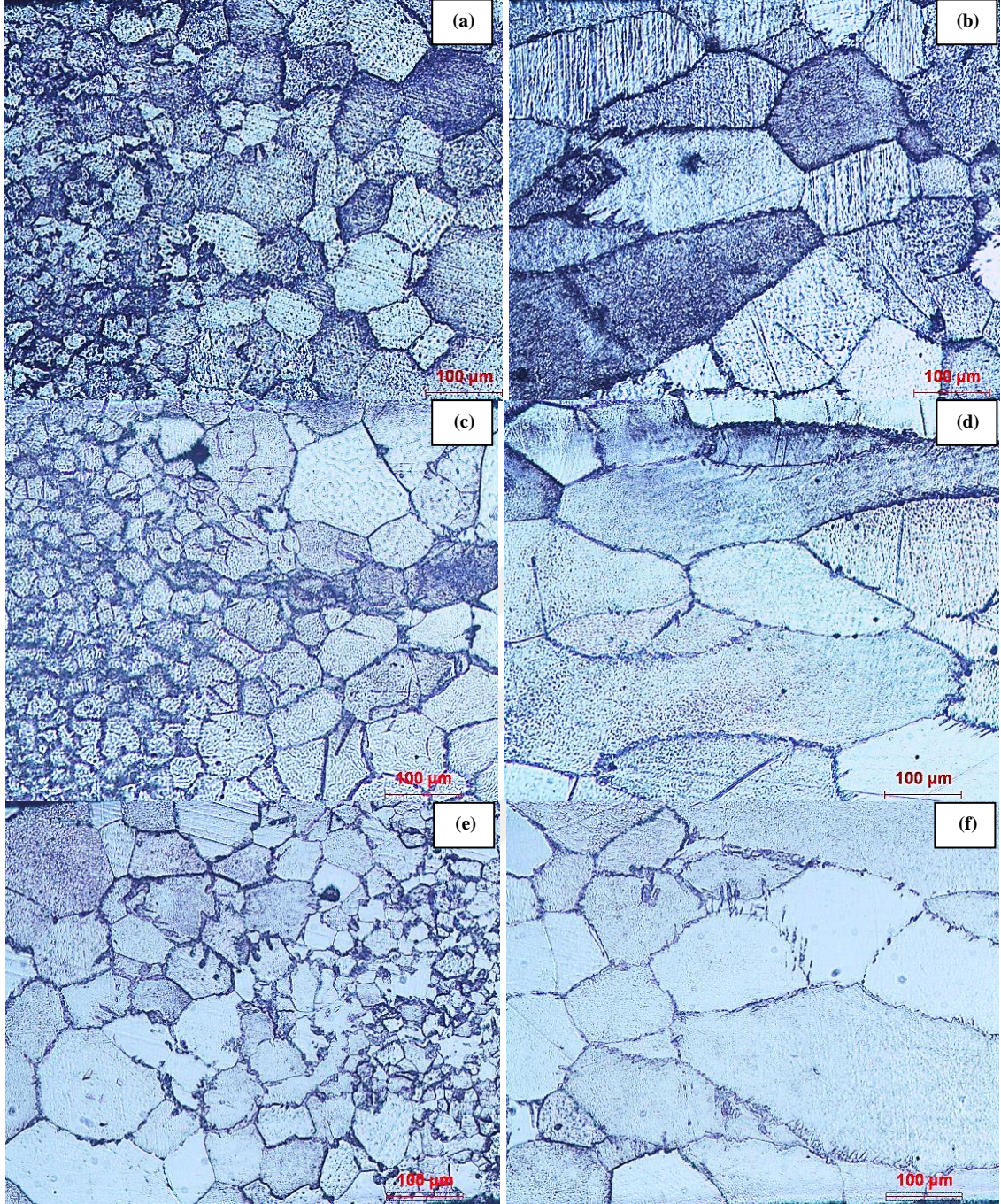
Şekil 4.20. B1 numunesinin SEM-EDS analizi



Şekil 4.21. B5 numunesinin SEM-EDS analizi

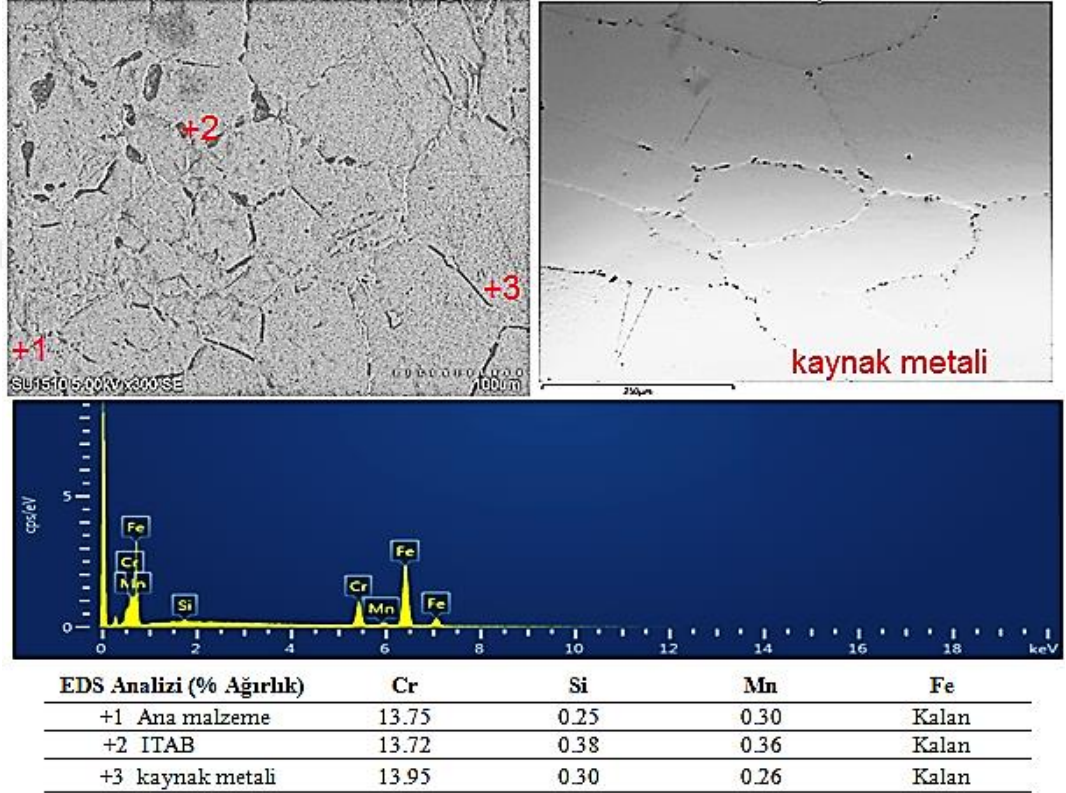
Kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan plazma ark kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.22’de verilmiştir. Farklı ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin ITAB ve kaynak metali mikroyapıları incelendiğinde, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB’ında yüksek sıcaklığın ve bu sıcaklıkta tutmanın etkisiyle lokal olarak sütunsal tane irileşmesinin gerçekteştiği gözlenmiştir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB’ında tane irileşmesinin yanısıra, ısıl işlemin etkisiyle kaynak metalinin sütunsal ve iri taneli ferrit morfolojisinden meydana geldiği ve tane sınırlarında martenzit tanelerinin oluşum gösterdiği gözlenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde oluşumları istenilmeyen yapılar olan krom karbür ($Cr_{23}C_6$) oluşumları, kaynak dikişinde çatlama ve gözenek oluşumları gibi süreksizlikler gözlenmemiştir.



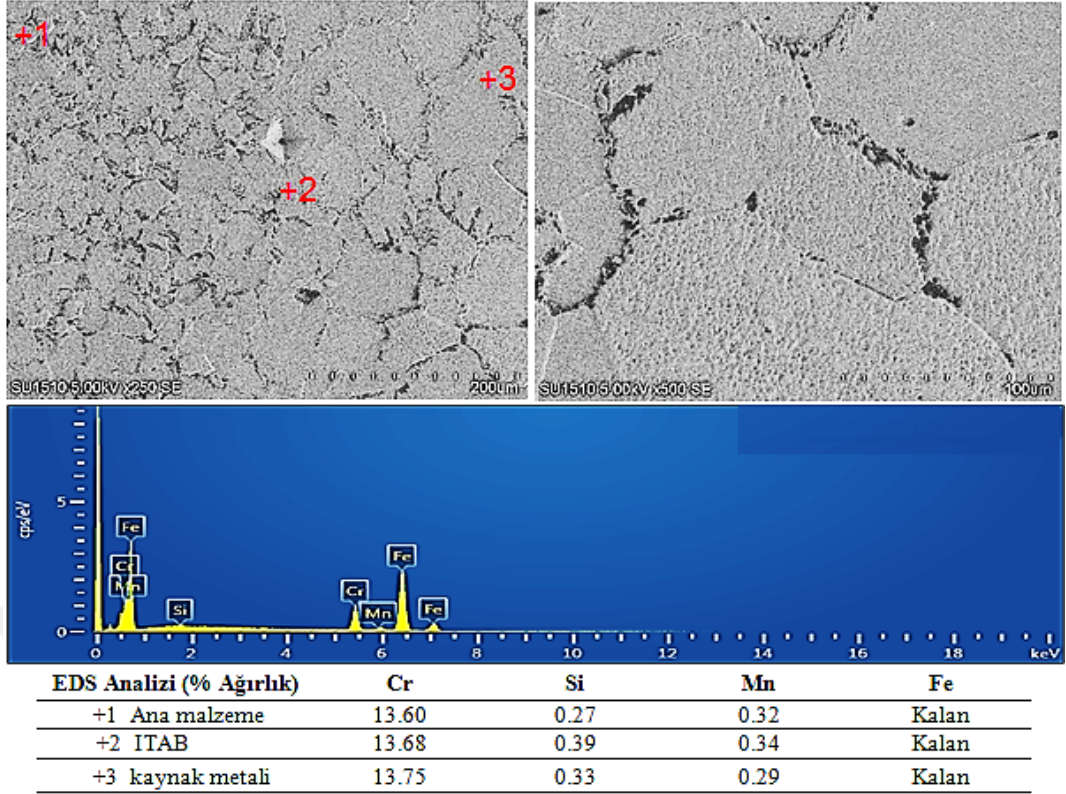


Şekil 4.22. Isıl işlem uygulanmış 18A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B1H numunesi), 20A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B3H numunesi) ve 22A ark gücüyle, 0.75mm/s kaynak hızıyla (B5H numunesi) birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapı görüntüleri; (a) B1H numunesi (ITAB-100X), (b) B1H numunesi (kaynak metali-100X), (c) B3H numunesi (ITAB-100X), (d) B3H numunesi (kaynak metali-100X), (e) B5H numunesi (ITAB-100X), (f) B5H numunesi (kaynak metali-100X)

Plazma kaynaklı birleştirmelerin EDS analiz sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.23 ve Şekil 4.24) bu malzemeye ait spektral analiz sonuçlarıyla (Tablo3.1) uyumlu bulunmuştur. Kaynak işleminden dolayı önemli sayılabilecek alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı, ancak kaynak sonrası ısı işlemin etkisiyle olduğu düşünülen, kaynak metalinde ve ITAB'da küçük oranda alaşım elementi miktarlarında azalma eğilimi tespit edilmiştir.

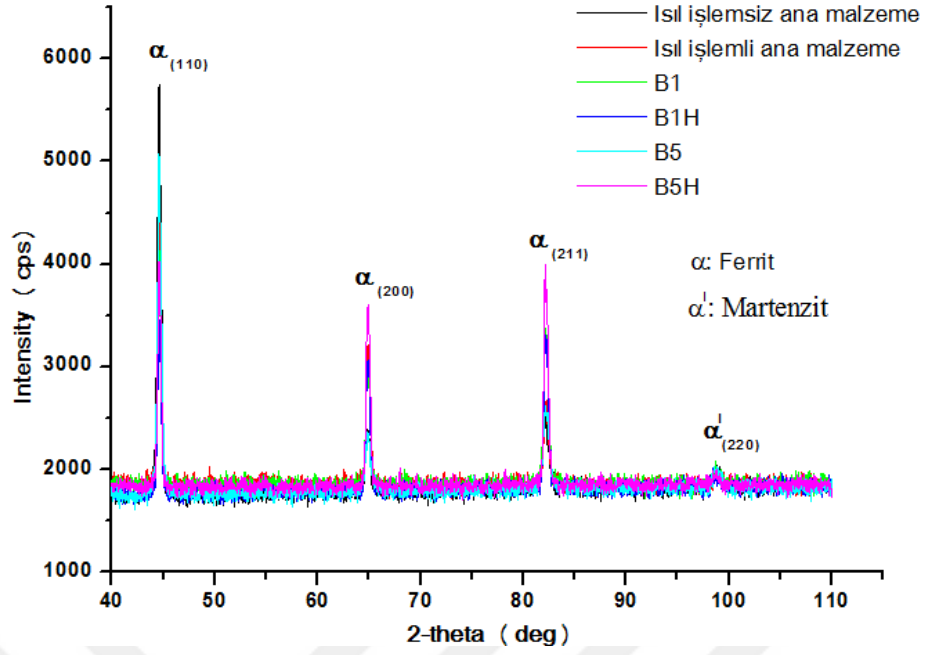


Şekil 4.23. B1H numunesinin SEM-EDS analizi



Şekil 4.24. B5H numunesinin SEM-EDS analizi

Çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzeme ve plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numunelerinin deneysel metot bölümünde özellikleri belirtilen XRD cihazıyla analizi yapılmıştır. Ana malzeme ve farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen paslanmaz çelik XRD analizi sonuçları Şekil 4.25’de gösterilmiştir. Şekil 4.25’den görüldüğü gibi gerçekleştirilen XRD karakterizasyon incelemeleri, çalışmada kullanılan AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerinde ferrit (α), ve martenzit (α^I) fazlarının varlığı dışında herhangi bir faz oluşumu tanımlanmamıştır. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzemeye ait pikler ile farklı parametrelerle birleştirilmiş kaynaklı numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışların meydana geldiği gözlenmiştir. SEM-EDS analizleri ile mikroyapıda gözlenilmeyen krom karbür, nitrür gibi çökelti oluşumları, XRD vasıtasıyla da tespit edilmemiştir.

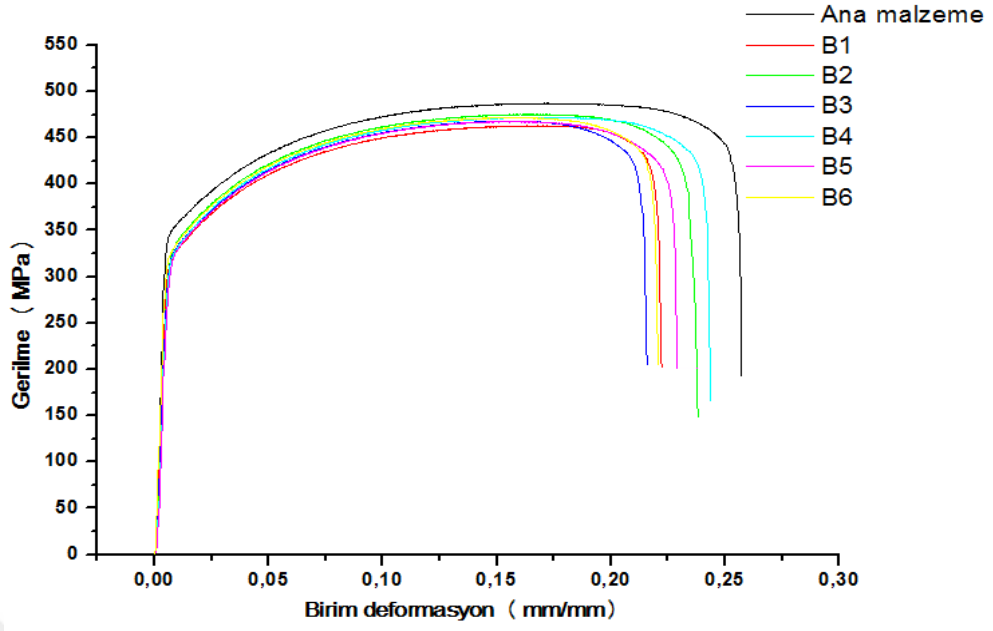


Şekil 4.25. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı ana malzeme ve bazı plazma kaynaklı numunelerin XRD analizleri

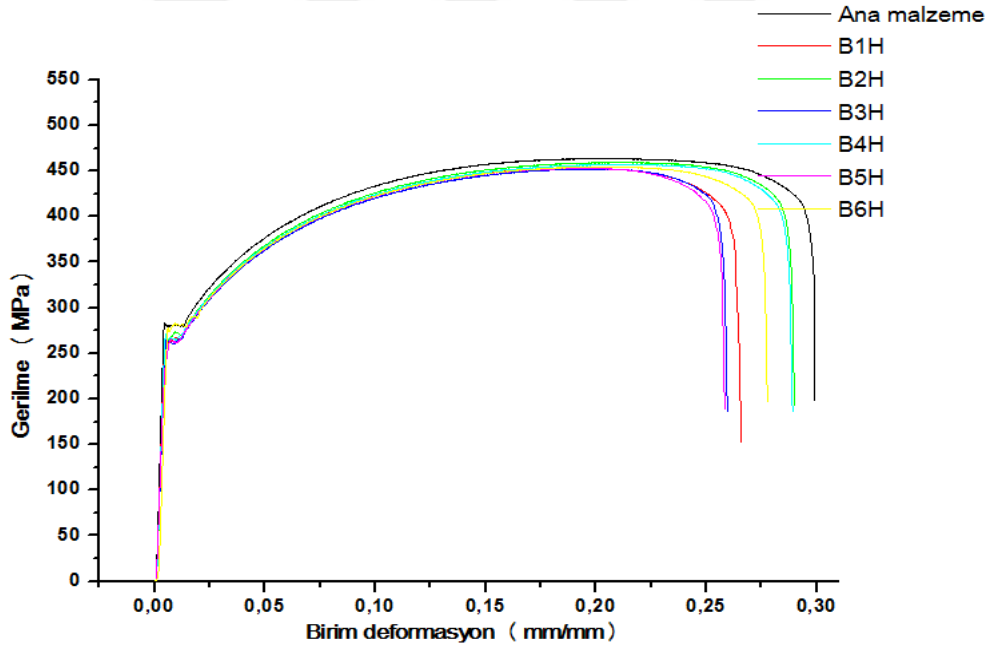
4.4. AISI 410S Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Deney Sonuçları

4.4.1. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı ana malzeme ve plazma ark kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış ve çekme testi sonucunda ortalama çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama miktarları Çizelge 4.1 ve Çizelge 4.2’de verilmiş olup, ortalama gerilme-uzama grafikleri ise Şekil 4.26 ve Şekil 4.27’de verilmiştir. Şekil 4.28’da ise en yüksek çekme dayanımına sahip olan numunelerin çekme deneyi sonrası görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.26. Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri



Şekil 4.27. Isıl işlemli plazma ark kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon grafikleri

Çizelge 4.3. Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
B (ana malzeme)	490	349	26.5
B1	465	315	22
B2	478	330	24.7
B3	459	310	21.3
B4	471	328	24.9
B5	455	312	22.7
B6	469	320	26.4

Çizelge 4.4. Isıl işlemlili plazma ark kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
BH (ana malzeme)	463	290	30
B1H	445	250	26
B2H	460	265	28.9
B3H	440	249	25.9
B4H	456	257	29
B5H	437	248	25.8
B6H	452	254	27.4



Şekil 4.28 B2 ve B2H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri

Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.26 ve Çizelge 4.3), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve yüzde uzama değerleri, farklı ısı girdisiyle birleştirilen plazma ark kaynaklı numunelerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin ana malzemeye kıyasla daha düşük çıkmasının ana nedeni olarak kaynak işlemiyle birlikte kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapısal dönüşümlerle açıklanabilir. Kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi sonucunda, ITAB ve kaynak metali tane boyutlarında meydana gelen irileşmeler çekme ve akma dayanımında düşüşe neden olduğu düşünülmektedir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımları, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımlarından daha yüksek bulunmuştur. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin mikroyapılarından da anlaşılacağı üzere ITAB ve kaynak metalinin ince tanelerden oluşum göstermesi sebebiyle yüksek çekme dayanımı elde edilmiştir. Aynı zamanda, kaynak mikroyapısında meydana gelen küçük hacimli martenzit ve küçük boyutlardaki çökelti dayanımın artışında önemli etkenler olarak düşünülmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ergime noktasından oda sıcaklığına kadar özünde tamamen ferritiktir. Sonuç olarak, mikroyapılarında oluşabilecek küçük miktarlardaki martenzit oluşumları ya da küçük miktardaki östenitin martenzite dönüşümü, dayanım artışı üzerinde esasen önemli etkisi bulunmadığı, özellikle karbon ve azotun varlığıyla birlikte, katı-eriyik sertleşmesiyle ancak dayanımda bir miktar artış yaşanabileceği vurgulanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005d).

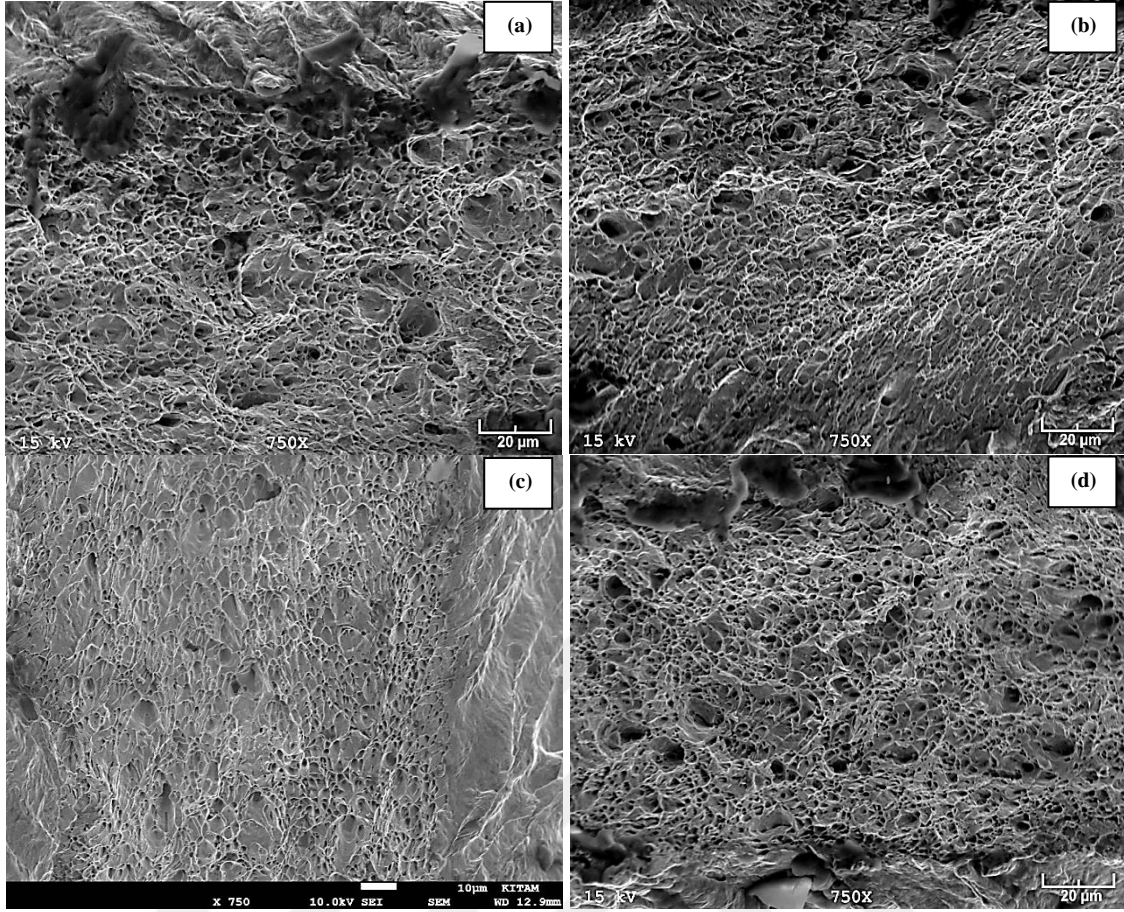
Çekme testi sonuçlarından ana malzemenin ortalama çekme dayanımı 490MPa olarak belirlenmiştir. En düşük ısı girdisiyle birleştirilen B2 numunesinin (0.43 kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 478MPa bulunurken, en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B5 numunesinin (0.70kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 455MPa olarak belirlenmiştir. Yüzde uzama değerleri incelendiğinde ise, kaynaklı birleştirmelerin sünekliğinin ana malzemenin daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Farklı ısı girdisiyle gerçekleştirilen birleştirmelerin çekme dayanımı sonuçlarının birbirine yakın olduğu, kaynaklı birleştirme işleminin ilave metal kullanılmadan ana metalin ergitilmesiyle gerçekleştirilmesi ve ısı girdileri arasındaki farkın çok büyük olmayışı bu sonucun alınmasına neden olarak gösterilebilir. Çalışmada tercih edilen parametrelerle gerçekleştirilen tüm birleştirmelerde yüksek çekme dayanımları elde edilmiştir.

Elde edilen çekme dayanımı sonuçlarından, endüstrinin pekçok uygulama kolunda yeterli olabilecek, kullanılabilir düzeyde mekaniksel dayanım elde edildiği açık bir şekilde söylenebilir.

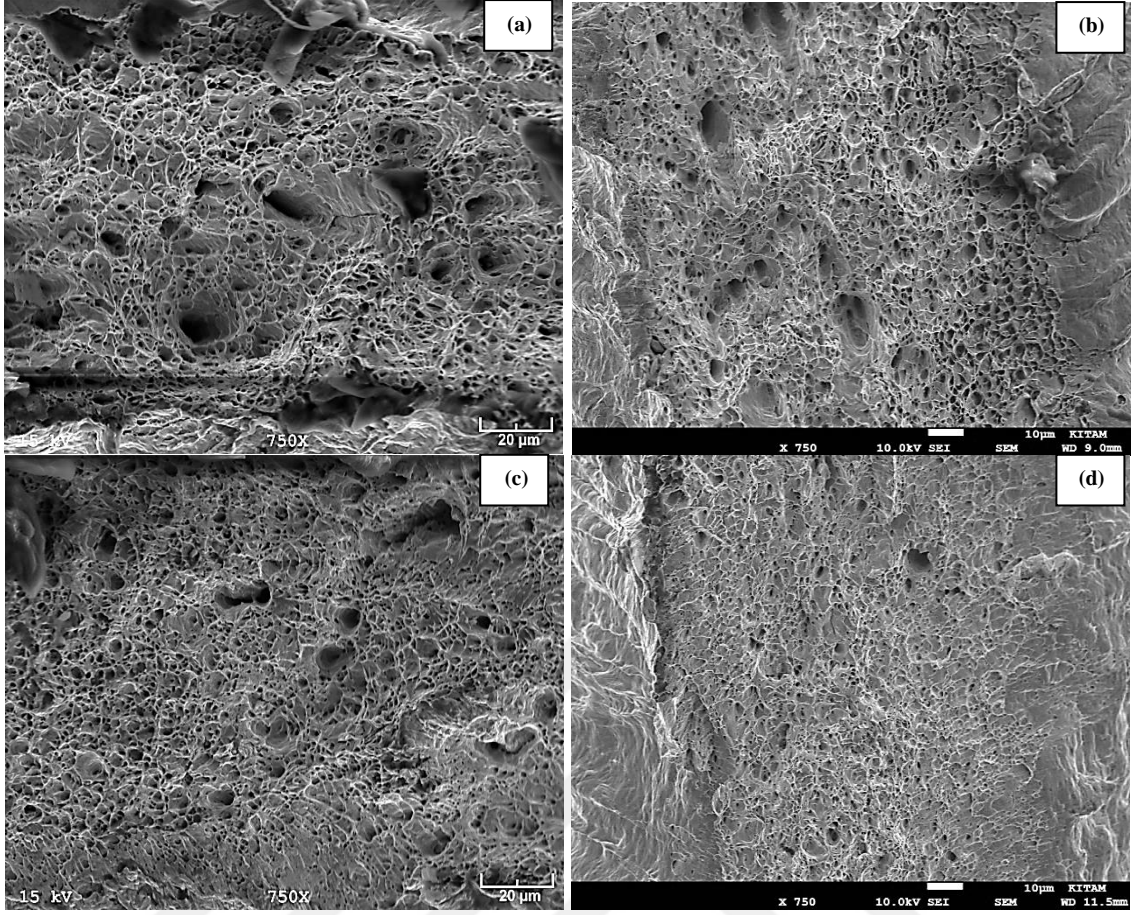
Isıl işlemlerle plazma kaynaklı numunelerin çekme dayanımı sonuçları incelendiğinde ise (Şekil 4.27 ve Çizelge 4.4), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı değerleri, farklı ısı girdisiyle birleştirilen plazma ark kaynaklı numunelerden daha yüksek olduğu sonuçlardan anlaşılrsa da kaynaklı birleştirmelerin dayanımlarının ana malzemenin dayanımına çok da uzak olmadıkları tespit edilmiştir. Ana malzemenin çekme dayanımı 463 MPa olarak belirlenirken, en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B5H numunesinin (0.70 kJ/mm) çekme dayanımı 437 MPa olarak, en düşük ısı girdisiyle birleştirilen B2H numunesinin (0.43 kJ/mm) çekme dayanımı 460 MPa bulunmuştur. Kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem sebebiyle kaynak mikroyapısında meydana gelen dönüşümlerle ve tane irileşmesi gibi oluşumlar sebebiyle ana malzemeye göre küçük düşüşler yaşandığı düşünülmektedir. Kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısıl işlemi nedeniyle kaynaklı numunelerin süneklik değerlerinde önemli düşüş yaşanmadığı sonucuna ulaşılmıştır. Yüzde uzama değerlerinin ana malzemenin uzama değerine yakın olduğu tespit edilmiştir.

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlerle birleştirmelerin çekme dayanımları birbiriyle kıyaslandığında ise, kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin çekme ve akma dayanımları ısıl işlem uygulanmayan numunelere göre daha düşük olduğu ancak yüzde uzama değerlerinin ise daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme işlemi, kaynak işlemi sebebiyle içyapıda meydana gelen gerilimleri ve kaynak dikişinde çatlama oluşum risklerini minimize etmesi neticesinde bu sonucun alındığı düşünülmektedir.

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlerle ana malzeme ve plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.29 ve Şekil 4.30), yüzey morfolojisinden anlaşılacağı üzere ana malzemede ve plazma kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk (dimples) yüzey morfolojisiyle birlikte kırılmanın gerçekleştiği Şekil 4.29 ve Şekil 4.30'dan gözlenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir.



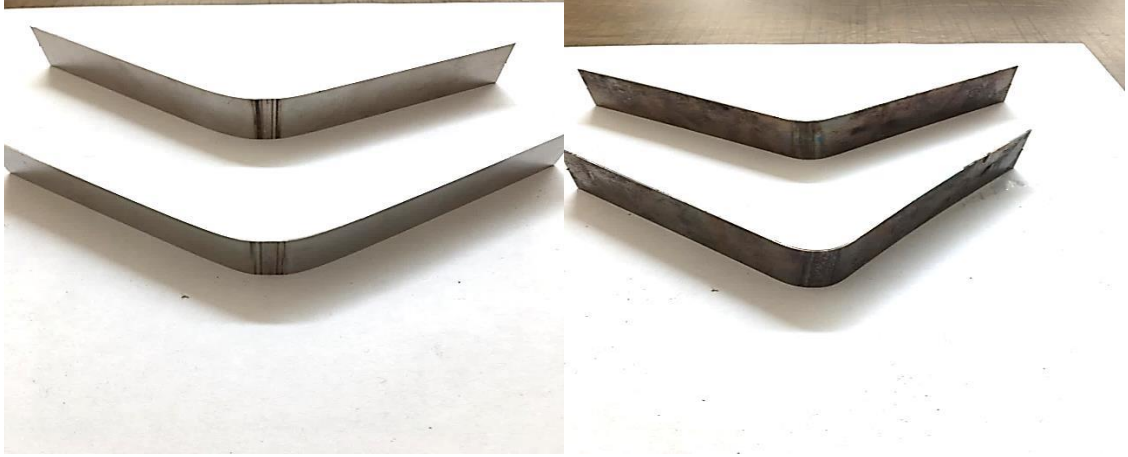
Şekil 4.29. Isıl işlemsiz plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) B1, (b) B2, (c) B3 ve (d) B5 numuneleri.



Şekil 4.30. Isıl işlemlı plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) B1H, (b) B2H, (c) B3H ve (d) B5H numuneleri

4.4.2. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı birleştirmelerin üç nokta eğme deneyi sonuçları

Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen plazma kaynaklı AISI 410S ferritik paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığındaki şekil alabilirliği kaynak metali merkeze gelecek şekilde üç nokta eğme testi ile belirlenmiştir. Deney numunelerinin 140^0 katlanması sonucunda elde edilen makro görüntüler Şekil 4.29’da gösterilmiştir.

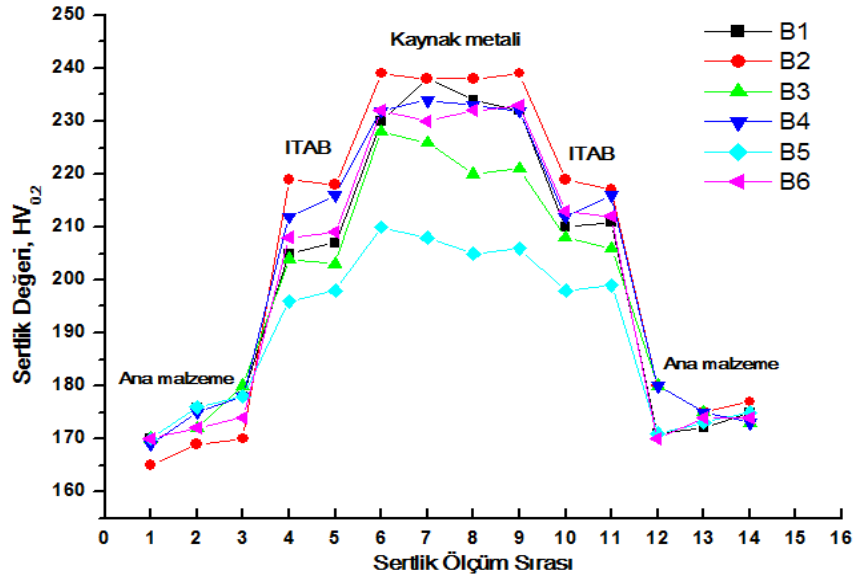


Şekil 4.31. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili plazma ark kaynaklı numunelerin üç nokta eğme deneyi sonrası görüntüleri

Şekil 4.31'den görüldüğü gibi deney numunelerinin 140° 'ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak, boşluk gibi hatalarla karşılaşılmaştır. Bu sonuçlar plazma ark kaynaklı birleştirmelerinin uygun kaynak parametreleriyle birleştirilmeleri durumunda servis şartlarında rahatlıkla sorunsuz olarak şekillendirilebileceğini göstermektedir.

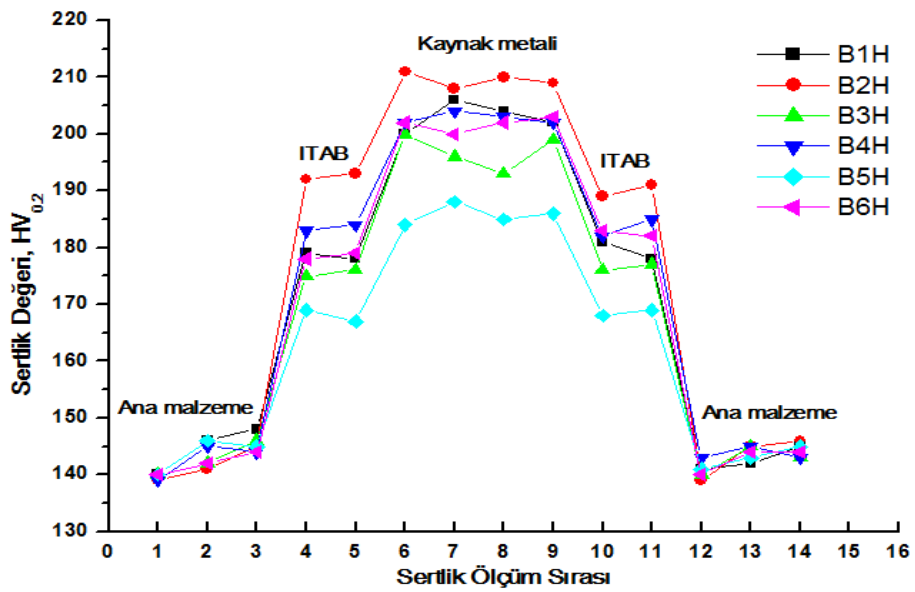
4.4.3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili birleştirmelerin mikrosertlik incelemeleri

Plazma ark kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları incelendiğinde (Şekil 4.32), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerden yüksek olduğu tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin kaynak metali mikroyapısının daha ince tanelerden meydana gelmesi sebebiyle bu bölgenin sertliği daha yüksek bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri üzerinde kaynak parametrelerinin belirgin etkisinin olduğu açık bir şekilde sonuçlardan anlaşılmaktadır.



Şekil 4.32. Isıl işlemsiz plazma ark kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları

Kaynak sonrası gerilme giderme uygulanan plazma ark kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları incelendiğinde ise (Şekil 4.33), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerden yüksek olduğu tespit edilmiştir. Isıl işlemsiz ve kaynak sonrası gerilme giderme uygulanan plazma ark kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri karşılaştırıldığında ise, kaynak sonrası uygulanan gerilme ısıl işlemi sebebiyle ana metal, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde belirgin sertlik düşüşleri meydana geldiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.33. Isıl işlemlili plazma ark kaynaklı birleştirmelere ait sertlik dağılımları

5. SONUÇLAR

Lazer kaynaklı numuneler ait sonuçlar:

1. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 lazer kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı neredeyse tamamen ferrit tanelerinden meydana geldiği ve tane sınırlarında küçük hacimli martenzit tane oluşumları meydana geldiği buna karşın yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinin tane yapısının daha iri taneli ve sütunsal bir mikroyapıdan oluşum gösterdiği gözlenmiştir. EDS analizleri sonucunda kaynaklı birleştirmelerde önemli bir element kaybı tespit edilmemiştir. Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan lazer kaynaklı numunelerde tane irileşmesinin bir miktar arttığı gözlenmiştir. Mikroyapıda herhangi bir gözenek, gevrek çatlama veya krom karbür oluşumu gözlenmemiştir. XRD analizleri sonucunda da krom karbür veya nitrür oluşumları tespit edilmemiştir.

2. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A3 numunesinin çekme ve akma dayanımı, en düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinden (yetersiz nüfuziyet gözlenmiştir) ve en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinden daha yüksek bulunmuştur. Dayanım artışına sebep olarak, mikroyapının daha ince ferrit tanelerinden oluşum göstermesi ve tane sınırlarında meydana gelen küçük hacimli martenzit varlığı nedeniyledir. Kaynaklı birleştirmelerin sünekliği ise ana malzemedan daha düşük bulunmuştur. Kaynak sonrası ısıl işlem tane irileşmesine neden olması nedeniyle kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz etkilenmiştir. Isı girdisinin azalmasına bağlı olarak sertlik değerlerinin artış gösterdiği ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem ile sertlikte belirgin düşüş yaşandığı tespit edilmiştir. Üç nokta eğme deneyi sonucunda kaynaklı birleştirmelerin kaynak dikişinde herhangi bir çatlama oluşumu gözlenmemiştir.

3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemsiz ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait yüzey morfolojisinden ana malzemedan ve lazer kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk (dimples) yüzey morfolojisiyle birlikte klivaj (quasi-cleavage) kırılmanın gerçekleştiği, kırılmanın tanelerarası meydana geldiği gözlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda düşük mekaniksel dayanım gösteren A1 ve A1H numunelerinin ise ağırlıklı olarak klivaj kırılma modunda kırılmanın gerçekleşmesi ile birlikte lokal olarak sünek kırılma biçimini işaret eden çukurcuk şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu tespit edilmiştir. Kaynaklı

birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir.

Plazma kaynaklı numunelere ait sonuçlar:

1. En düşük ısı girdisiyle birleştirilen B2 lazer kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı neredeyse tamamen ferrit tanelerinden meydana geldiği ve tane sınırlarında küçük hacimli martenzit tane oluşumları meydana geldiği buna karşın yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B5 numunesinin tane yapısının daha iri taneli ve sütunsal bir mikroyapıdan oluşum gösterdiği gözlenmiştir. EDS analizleri sonucunda kaynaklı birleştirmelerde önemli bir element kaybı tespit edilmemiştir. Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan lazer kaynaklı numunelerde tane irileşmesinin bir miktar arttığı gözlenmiştir. Mikroyapıda herhangi bir gözenek, gevrek çatlama veya krom karbür oluşumu gözlenmemiştir. XRD analizleri sonucunda da krom karbür veya nitrür oluşumları tespit edilmemiştir.

2. En düşük ısı girdisiyle birleştirilen B2 numunesinin çekme ve akma dayanımı diğer plazma kaynaklı numuneler göre daha yüksek bulunmuştur. Dayanım artışına sebep olarak, mikroyapının daha ince ferrit tanelerinden oluşum göstermesi ve tane sınırlarında meydana gelen küçük hacimli martenzit varlığı nedeniyledir. Kaynaklı birleştirmelerin sünekliği ise ana malzemeden daha düşük bulunmuştur. Kaynak sonrası ısıl işlem tane irileşmesine neden olması nedeniyle kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz etkilenmiştir. Isı girdisinin azalmasına bağlı olarak sertlik değerlerinin artış gösterdiği ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem ile sertlikte belirgin düşüş yaşandığı tespit edilmiştir. Üç nokta eğme deneyi sonucunda kaynaklı birleştirmelerin kaynak dikişinde herhangi bir çatlama oluşumu gözlenmemiştir.

3. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemsiz ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait yüzey morfolojisinden ana malzemede ve plazma kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk (dimples) yüzey morfolojisiyle birlikte klivaj (quasi-cleavage) kırılmanın gerçekleştiği, kırılmanın tanelerarası meydana geldiği gözlenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir.

6. KAYNAKÇA

- Aiyiti, W., Wanhua, Z., Bingheng, L., 2006. Optimization of Process Parameters for Micro-Plasma Arc Welding-Based Rapid Prototyping. Journal of Xi'an Jiaotong University DOI cnki: ISSN:0253987X.0.2006-05-017.
- Amuda, M.O.H., ve Mridha, S., 2010. Grain Refinement in Ferritic Stainless Steel Welds: The Journey so Far. Trans Tech Publication, V: 83-86, 1165-1172.
- Amuda, M.O.H., ve Mridha, S., 2011. An Overview of Sensitization Dynamics in Ferritic Stainless Steel Weld. International Journal of Corrosion, 1-9.
- Amuda, M.O.H., ve Mridha, S., 2013. Grain Refinement and Hardness Distribution in Cryogenically Cooled Ferritic Stainless Steel Weld. International Journal of Materials in Engineering Application, V: 47, 365-371.
- Anık, S., 1975. Kaynak Tekniği. Cilt 3 , İ.T.Ü Matbaası, Sayı 1030.
- Anık, S., Anık, E.S., Vural, M., 1993. 1000 Soruda kaynak teknolojisi el kitabı. Cilt: 1, Birsen Yayın evi, İstanbul.
- Anonim, 1976. Cost saving with stainless steel. The Southern Cross Steel Company (PTY) Ltd, 68.
- Anonim, 1979. Welding of stainless steels and other joining methods. American Iron and Steel Institute,
https://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/WeldingofStainlessSteelandotherJoiningMethods_9002_.pdf (07.07.2018).
- Anonim, 2000. Stainless steels and their properties.
<http://www.outokumpu.com/files/group/hr/documents/stainless20.pdf> (15.05.2018).
- Anonim, 2015. Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları.
<http://www.ekipmuhendislik.com.tr/paslanma-celik-kullanim-alanlari.html> (11.05.2018).
- Anonim, 2015. Semi-Austenitic Stainless Steels.
<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=445> (25.06.2018).
- Anonim, 2015a. Fiber laser welding. Amada Miyachi Europe,
<http://www.amadamiyachieurope.com/technologies/fiber-laser-welding/>
- Anonim, 2015b. Fiber laser welding. Amada Miyachi Europe,
http://www.amadamiyachi.com/servlet/servlet.FileDownload?retURL=%2Fapex%2Feducationalresources_articles&file=0153400000255Fg (15.08.2018).
- Anonim, 2017a. Titanyumu üstün kılan 7 özelliği. MalzemeBilimi.Net,
<https://malzemebilimi.net/titanyumu-ustun-kilan-7-ozelligi.html> (25.08.2018).
- Anonim, 2017b. Fiberoptik. Wikipedia, <http://www.wikipedia.org/> (25.08.2018).
- Anonim, 2018. Plazma kaynağı. Sakarya Üniversitesi,
http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/71097/51182/plazma_kayna%C4%9F%C4%B1.pdf (28.08.2018).
- Anver, H., 1986. Introduction to physical metallurgy. 2nded, Ankara Üniversitesi Basımevi, Ankara.
- Aran, A., 2003, Paslanmaz çelik üretimi kullanımı standartları. 3. Baskı, Sarıtaş Teknik Yayın No: 1, İstanbul.
- Aran, A., Temel, M.A., 2004. Paslanmaz Çelik. Acar Matbaacılık A.Ş., İstanbul.
- Bai, Y., Gao, H., Wu, L., Ma Z. and Cao, N., 2010b. Influence of plasma-MIG welding parameters on aluminum weld porosity by orthogonal test. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 20(8), pp. 1392-1396.

- Balasubramanian, V., Lakshminarayanan, A.K., Varahamoorthy, R. and Babu, S., 2009a. Application of Response Surface Methodology to Prediction of Dilution in Plasma Transferred Arc Hardfacing of Stainless Steel on Carbon Steel. *Science Direct*, 16(1), pp. 44-53.
- Bandel, G., Tofaute, W., 1941. *Arch. Eisenhut.*, V: 15 (7), 307.
- Baylan, Orhan., 2015. Plazma ark kaynağı. *Metal Uzamanı*, <http://www.metaluzmani.com/plazma-ark-kaynagi/> (02.09.2018).
- Beckmann, L.H.J.F., Ehrlichmann D., 1995. *Optical and Quantum Electronics*, 27, 1407-1425.
- Blundell, N., Biffin, J., Johnson T. and Page, C., 1999. *Proc. 5th International Conference (1998) – Trends in Welding Research*, Ed: J.M. Vitek, S.A. David, J.A.
- Bransch, H.N., Weckman D.C. and Kerr, H.W., 1994. *Welding Journal*, 73, No: 6, pp. 141-151.
- Brooks, J.A., Lippold, J.C., 1993. Selection of Wrought Austenitic Stainless Steels. *ASM Metals Handbook*, V.6, 456-469.
- Caetano, G.Q., Silva, C.S., Motta, M.F., Miranda, H.C., Farias, J.P., Bergmann L.A. ve Santos, J.F., 2018. Influence of Rotation Speeds and Axial Force on The Friction Stir Welding of AISI 410S Ferritic Stainless Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, V:262, pp. 430-436.
- Ceyhun, V., 1992. Ferritik ve Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Karbonlu Çelik ile Nokta Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Çekme Makaslama Dayanımına ve Tanelerarası Korozyona Etkisi. *Doktora Tezi, İTÜ., Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul*, s.1-29.
- Chi, S.C., Hsu, L.C., 2001. A fuzzy Radial Basis Function Neural Network for Predicting Multiple Quality characteristics of Plasma Arc Welding. *IEEE*, 0-7803-7078-3/01, pp. 2807-2812.
- Chiang, S., Albright, C. E., 1993. *Welding Journal*, 72, No. 3, pp. 117-121.
- Clark, C.A., Guha. P., 1982. *Welding Characteristic of Duplex Satainless Steels, Duplex Satainless Steels. Conference Proceedings American Society For Metals, Ohio*, pp.632.
- Csele, M., 2004. *Fundamentals of Light Sources and Lasers*. Published by John Wiley & Sons, US, 170-179.
- Çelen, S., 2006. Paslanmaz çeliklerin lazer kaynağında kaynak parametrelerinin bağlantının dayanım ve korozyon özelliklerine etkisinin incelenmesi. *Yüksek Lisans Tezi, 9 Eylül Üniversitesi F.B.E, İzmir*.
- Davis, J. R., 1994. *Stainless Steels*. ASM International, OHIO, 7- 90.
- Davis, J.R., 2003a. Selection of wrought martensitic stainless steels. *ASM Metal Handbooks*, V: 6, 432-441.
- Davis, J. R., 2003b. *Handbook of Materials for Medical Devices*. ASM International, Ohio, 2-6.
- Demo, J.J., 1977a. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels. In *Handbook Of Stainless Steels*, D. Peckner And I. M. Bernstein, Eds., McGraw-Hill, Newyork.
- Demo, J. J., 1977b. Structure, constitution and general characteristics of wrought ferritic stainless steels. *ASTM STP*, 619.
- Dilthey, U., 2000. *Laserstrahlschweißen, Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung*, Düsseldorf:DVS.
- Dolutaş, H., Cavdar, M., 2001. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağı. <http://www.oerlikon.com.tr> (20.06.2018).

- Elijah Kannatey-Asibu, Jr., 2009. Principles of Laser Materials Processing, Wiley.
- Fuerschbach, P. W., 1996. Welding Journal, 75, Issue 1, pp. 24-34
- Gerken, M, ve Kotecki. J.D., 1990. Stainless Steels Properties. How to Weld Them Where to Use Them, The Lincoln Electric Company, p. 101.
- Gordon, W., van Bennekom, A., 1996. Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels. Materials Science and Technology, 12(2), 126-131.
- Grobner, P.J., 1973. The 885 °F (475 °C) embrittlement of ferritic stainless steels, Met. Trans, V: 4, 251-260.
- Günçan, S., Yumurtacı, S., ve Mert, T., 2013. Makinatek, <http://www.makinatek.com.tr/> (25.08.2018).
- Hanen, M., 1974. Constitution og binary alloys. Mc Grav-Hill Book Company, England.
- Hanson, A., 1986. Metals handbook. 8thed, A Bell and Howell Company, U.S.A.
- Harvey, P., 1982. Engineering Properties of Steel. ASM Metal Handbook, ASM Handbook, 70-97.
- Hsiao, Y.F., Tarn, Y.S. and Huang, W.J., 2007. Optimization of Plasma Arc Welding Parameters by Using the Taguchi Method with the Grey Relational Analysis. Journal of Materials and Manufacturing Processes, 23, pp. 51-58.
- İşık, H., 2013. Robotik Fiber Lazer ile Kaynak Prosesi Tasarımı ve Parametrelerin Optimizasyonu. (Y. Lisans Tezi), Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Jean, M.J., Liu, C.D., Wang, J.D., 2005. Design and Development of Artificial Neural Networks for Depositing Powders in Coating Treatment. Applied Surface Science, 245(1-4), pp. 290-303.
- Jiang, Z., Li, S., Zeng, J., Liao X. and Yang, D., 2011c. On the Hardfacing Performance Optimization after Plasma Transfer Arc Experiments. Advanced Materials Research, 189-193, pp. 3640-3646.
- Jivrag, A., Pople, S., 2010b. Erosion Wear Behavior of Inconel625 Plasma Transferred Arc Weld (PTAW) Deposits Using Air Jet Erosion Tester. Proceedings of the World Congress on Engineering and Computer Science 2010, San Francisco, USA, V: 2, WCECS 2010, pp. 20-22.
- Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International, pp. 483-487.
- Kah, D. H., ve Dickinson D. W., 1981. Weldability Of Ferritic Stainless Steel. Supplement to The Welding Journal, pp. 135-142.
- Kaluç, E., 1990. Ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin kaynağı. Gedik Kaynak Dünyası, İstanbul.
- Kaluç, E. 1991. Örtülü Elektrodlar ile Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Kaynak Ağızları ve Kaynağın Uygulanması. Gedik Kaynak Dünyası, Sayı:3, s.29.
- Kaluç, E., Tülbençi, K., 1995. Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği. Kocaeli Üniversitesi Kaynak Teknolojisi Araştırma Eğitim ve Uygulama Merkezi, Kocaeli.
- Kaluç, E., Taban, E., 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları. Makine Tek., Sayı. 84.
- Karaaslan, A., 2009. Lazer ile Malzeme İşlemleri. Literatür Yayınları, 580s, İstanbul.
- Karaca, E. ve Köse, C., 2017. Robotik Nd:YAG fiber lazer kaynağı ile birleştirilen Ti6Al4V alaşımının mekanik, mikroyapı ve ısıl işlem özelliklerinin incelenmesi. Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fen Bilimler Enstitüsü, Tokat.
- Klemens, P.G., 1976. Journal Application Physical, 47, 2165-2174.

- Korkut, M.H., 1997. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Kotecki, D.J., 1993. Welding of Stainless Steel. ASM Handbook Volume 6, Welding and Brazing and Soldering, s.677-709.
- Kotecki, D.J., Armao, F., 2003. Stainless steels properties – How to weld them where to use them. Lincoln Electric Company, https://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable_StainlessNickelAlloy-Excalibur-Excalibur316316L-17/c64000.pdf (04.07.2018).
- Köse, C. ve Kaçar, R., 2014. The effect of preheat & post weld heat treatment on the laser weldability of AISI 420 martensitic stainless steel. *Materials & Design*. 64, 221-226.
- Köse, C., 2015. Medikal Alanda Kullanılan Paslanmaz Çeliklerin Lazer Kaynak Kabiliyeti ve Kaynaklı Bağlantıların Biyoaktivite ve Biyokorozyon Davranışlarının Araştırılması. (Doktora Tezi), Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
- Köse, C., ve Kaçar R., 2015. Kaynak İlerleme Hızının AISI 316L Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Birleştirmelerinin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerine Etkisi. *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Dergisi*, Cilt: 30, Sayı: 2, 225-235.
- Köse, C., ve Kaçar R., 2015. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğin CO2 Lazer Işını Kaynak Kabiliyetinin Araştırılması. *Dergi Park Akademik*, Cilt: 10, Sayı: 4, 13-27.
- Köse, C., ve Kaçar R., 2016. Lazer Kaynağı ile Birleştirilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi. *Dergi Park Akademik*, Cilt: 11, Sayı: 4, 98-109.
- Krauss, G., 1993. Steels: Heat treatment and processing principles. ASM International Materials Park Ohio, 44073, U.S.A.
- Krysiak, K.F., Grubb, J.F., Campbell, R.D., 1993. Selection of Wrought Ferritic Stainless Steels. *ASM Metals Handbook*, V.6, 443-454.
- Kurt, U., 1988. Paslanmaz Çelik Kaynak Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimi Enstitüsü, Ankara.
- Lakshinarayana, A.K., Balasubramanian, V., Varahamoorthy R. and Babu, S., 2008c. Predicted the Dilution of Plasma Transferred Arc Hardfacing of Stellite on Carbon Steel using Response Surface Methodology. *Metals and Materials International*, 14(6), pp. 779-789.
- Lin, Y. C., Chen, S. C., 2003. Effect of residual stress on thermal fatigue in type 420 martensitic stainless steel weldment. *Journal of Materials Processing Technology*, 138 (1-3): 22-27.
- Link, T., 1991. Rontgen microanalysis in electronmicroscop. *Pract Metal*, 28, 101-114.
- Limmaneevichitr, C., Kou, S., 2000. *Welding Journal*, 79, Issue 5, 126-s - 135-s.
- Lio, S., Just, C., Xhiku, F., 2011b. Optimisation of multiple quality characteristics of hardfacing using grey-based Taguchi method. *Materials & Design*, In Press, Corrected Proof, Available online 5 May 2011.
- Lippold, J. C. and Varol, I., 1997. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 39 (2-5): 555-573.
- Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005a. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. John Wiley&Sons, Amerika, 87.
- Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005b. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. A John Wiley Sons, Inc., Publication, 88-135.

- Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005c. Welding Metallurgy and Weldability of Sainless Steels. A John Wiley Sons, Inc., Publication, 77-79.
- Lippold, J.C., ve Kotecki, D.J., 2005d. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless steels. A John Wiley Sons, Inc., Publication, pp. 1-77.
- Ma, L., Hu B., Shen J. ve Wang, Y., 2014. Activating Flux Desing for Laser Welding of Ferritic Stainless Steel. Transactions of Tianjin University, V: 20, 429-434.
- Marimuthu, M., 2002. Desing of welding alloys creep and toughness. Doctor Dissertation, University Of Cambridge Department Of Materials Science And Metallurgy, Cambridge.
- Marimuthu, K., Murugan, N., 2003. Prediction and Optimisation of Weld Bead Geometry of Plasma Transferred Arc Hardfaced Valve Seat Rings. Surface Engineering, 19(2), pp. 143-149.
- Marcincowski, M.J., Fisher, R.M., and Szirmae, A., 1964. Effect of 500 °C aging on the deformation behavior of an iron-chromium alloy, Trans. AIME, V: 230, 676-689.
- McAleese, F. G., 1979. The laser experimenter's handbook. Tab Books.
- Mohan, K. and Muragan, N., 2009e. Effects of Plasma Transferred Arc Welding Parameters on Bead Geometry in Tungsten Carbide Hardfacing. Journal for Manufacturing Science and Production, V: 10, No. 3-4, pp. 155-168.
- Noble, D.N., 1993. Selection of Wrought Duplex Stainless Steels. ASM Metals Handbook, V.6, 471-479.
- Nunes, A., 2004. Plasma arc welding: How it Works. NASA Marshall Space Flight Center, Huntsville, AL, U.S.A.
- Odabaş, C., 2004. Paslanmaz Çelikler, Temel Özellikleri, Kullanım Alanları, Kaynak Yöntemleri. Askaynak-İstanbul, 2. Baskı, Tavaslı Matbaası Mart.
- Okada, A., Uno, Y., McGeough, J. A., and Doi, K., 2008. Surface finishing of stainless surgical tools by large-area electron beam irradiation. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 57 (1): 223-226.
- Olshanskii, N.A.,1978. Welding in Mechanical Engineering. Ed: N.A. Olshanskii, Mashinostroeniye, V: 1, 504 p, Moscow, Russian.
- Öztürk, S., 2015. Faz diyagramları ders notları. Karadeniz Teknik Üniversitesi, aves.ktu.edu.tr/ImageOfByte.aspx?Resim=8&SSNO=6&USER=7811 (02.07.2018).
- Pecas, P., Henrique, m., Miranda R.M and Quintino, L., 1995. Optical and Quantum Electronics, 27, 1193-1201.
- Perepezko, H., 1987. Kinetics of resolidification in surface alloying. ASM International, Metals Park Ohio, U.S.A.
- Plumtree, A., Cullberg, R. 1974. The influence of interstitial content on the ductile-brittle transition temperature of Fe-25 Cr ferritic stainless steels. Journal of Testing and Evaluation, 2 (9): 331-336.
- Pollard, B., 1993. Selection of Wrought Precipitation-Hardening Stainless Steels. ASM Metals Handbook, V.6, 482-493.
- Püskülcü, G. ve Koçlular, F., 2009. Lazer kaynak yöntemi ve uygulamaları. Mühendis ve Makine, 50 (599): 1-3.
- Ramachandran, C.S., Balasubrâmanian, V., Varahamoorthy, R., 2009b. Evaluation of Dry Sliding Wear Behavior of Plasma Transferred Arc Hardfaced Stainless Steel. Journal of Iron and Steel Research, International, 16(4), pp. 49-54.
- Rapp, J., Glumann, C., Dausinger F. and Hügel, H., 1995. Optical and Quantum Electronics, 27, 1203-1211.

- Reddy, G. M., ve Mohandas, T., 2001. Explorative Studies on Grain Refinement of Ferritic Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Letter*, V:20, 721-723.
- Schubert, E., Klassen, M., Zerner I. and Sepold, G., 1998. *Laser Magazin*, 4, 17-20.
- Semchyshe, M., Bond A. P. and Dundas, H. J., 1971. Effects of composition on ductility and toughness of ferritic stainless steels. *Toward Improved Ductility and Toughness Climax*: 239-253.
- Shortsleeve, F.J., Nicholson, M.E., 1951. Transformations in ferritic chromium steels between 1100 and 1500 °F (595 and 815 °C), *Trans. ASM*, V: 43, 142-156.
- Silvast, W. T., 2004. *Laser Fundamentals*. Second Edition, Cambridge University Press, UK, 250-290.
- Singh, S. C., Zeng, H. B., Guo, C. ve Cai, W., 2012. *Nanomaterials: processing and characterization with lasers*. John Wiley & Sons.
- Siva, K., Muragan, N., Logesh, R., 2008b. Optimization of Weld Bead Geometry in Plasma Transferred Arc Hardfacing Austenitic Stainless Steel Plates Using Genetic Algorithm. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 41(1-2), pp. 24-30.
- Siva, K., Muragan, N. and Logesh, R., 2009c. Optimization of weld bead geometry in plasma transferred arc hardfaced austenitic stainless steel plates using genetic algorithm. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 41, pp. 24-30.
- Siva, K., Muragan, N. and Raghupathy, V.P., 2009d. Modelling, analysis and optimisation of weld bead parameters of nickel based overlay deposited by plasma transferred arc surfacing. *Archives of Computational Materials Science and Surface Engineering*, 1(3), pp. 174-182.
- Siva, P.K., Srinivasa R.C., Nageswara R.D., 2010c. Prediction of Weld Quality in Plasma Arc Welding using Statistical Approach. *AIJSTPME*, 3(4), pp. 29-35.
- Siva, P.K., Srinivasa R.C., Nageswara R.D., 2010d. Prediction of Weld Quality in Plasma Arc Welding using Statistical Approach. *AIJSTPME*, 3(4), pp. 29-35.
- Smith, W.F., 2000. *Paslanmaz Çelikler, Mühendislik Alaşımalarının Yapı ve Özellikleri*. Bölüm 5, Cilt 1., Çeviri: Erdoğan, M., Ankara, 169-214.
- Srimanth, N. and Muragan, N., 2011d. Prediction and Optimisation of Weld Bead Geometry of Plasma Transferred Arc Hardfaced Valve Seat Rings. *European Journal of Scientific Research*, 51(2), pp. 285-298.
- Taban, E., Deleu, E., Dhooze, A., Kaluç, E., 2009. Plasma Arc Welding of Modified %12 Cr Stainless Steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 24(6), 649-656.
- Tavares, S. S. M., Fruchart, D., Miraglia S. and Laborie, D., 2000. Magnetic properties of on AISI 420 martensitic stainless steel. *Journal of Alloys and Compound*, 312 (1-2): 307-314.
- Tekin, A., *Çeliklerin Metalurjik Dizaynı*. Doyuran Matbaası, s.215-225, İstanbul, 1981.
- Thielsch, H., 1951. Physical and welding metallurgy of chromium stainless steels. *Welding Journal*, V: 30 (5), 209-250.
- Tseng, K.H., Jou, M., Chang, Y., Huang, H.Y., 2008a. Influence of Process Parameters on Joining Strength in Microplasma Arc Welding. *International Journal of Manufacturing Technology and Management*, 13(2-4), pp. 265-279.
- URL, www.industrialmotionsystems.com, 2009.
- Ürgen, M., Çakır, A., 1990. Molibdenin paslanmaz çeliklerin korozyonu üzerindeki etkisi. II. Korozyon Sempozyumu, ODTÜ, Ankara.
- Vilaça, P., 2015. *Plazma arc welding*. Engineering Materials Materials Joining and NDT, Aalto Universty, Finland.
- Williams, R. O., 1958. Further studies of the iron-chromium system, *Trans.AIME*, 212:497.

- Woodhead, J. H., 1964. The role of carbides in low-alloy. Department of Metallurgy, University of Sheffield, England.
- Yildiz and Gur, A.K., 2011a. The Optimization of Abrasive Wear Behavior of FeCrC Coating Composite with Taguchi Method. 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), Elazig, Turkey, pp. 16-18.
- Zappfe, C., Worden, C.O., 1951. A notch-bend test, *Welding Journal*, V: 30 (1), 47-54.
- Zhang, D.K., Niu, J.T., 2000. Application of Artificial Neural Network modeling to Plasma Arc Welding of Aluminum alloys. *Journal of Advanced Metallurgical Sciences*, V: 13, No. 1, pp. 194-200.



7. ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Adı Soyadı : Ceyhun TOPAL
Doğum Tarihi ve Yer : 01.01.1992 TRABZON/Düzköy
Medeni Hali : Bekar
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : ceyhunt.61@outlook.com

Eğitim Bilgileri

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet
Lisans	Bayburt Üniv. Mühendislik Fak. Makine Müh. Böl. (BAYBURT)	2015
Lise	Akçaabat 17 Şubat Anadolu Lisesi. (TRABZON)	2010

1992 yılında Trabzon'da doğan Ceyhun TOPAL ilk ve orta öğretimini Trabzon'da tamamlamıştır. 2011 yılında Bayburt Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünde lisans eğitimine başlayıp 2015 yılında mezun olmuştur. 2017 yılında Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Mekatronik Mühendisliği Bölümünde başladığı yüksek lisans eğitimine devam etmektedir.