



**FARKLI ÖZELLİKLERDEKİ OTOMOTİV
SACLARININ LAZER KAYNAK
UYGULAMALARI**

**2023
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Onur YÜCE

**Tez Danışmanları
Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN
Dr. Mehtap HİDİROĞLU**

**FARKLI ÖZELLİKLERDEKİ OTOMOTİV SAÇLARININ LAZER
KAYNAK UYGULAMALARI**

Onur YÜCE

Tez Danışmanları

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Dr. Mehtap HİDİROĞLU

T.C.

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında

Yüksek Lisans Tezi

Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK

Ağustos 2023

Onur YÜCE tarafından hazırlanan “FARKLI ÖZELLİKLERDEKİ OTOMOTİV SACLARININ LAZER KAYNAK UYGULAMALARI” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarız.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Dr. Mehtap HIDIROĞLU

2. Tez Danışmanı, Coşkunöz Kalıp Makina A.Ş., Bursa

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir. 28/08/2023

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Dr. Öğr. Üyesi Hakan ADA (GÜ)

Üye : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Yusuf AYAN (KBÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Doç. Dr. Zeynep ÖZCAN

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Onur YÜCE

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

FARKLI ÖZELLİKLERDEKİ OTOMOTİV SACLARININ LAZER KAYNAK UYGULAMALARI

Onur YÜCE

**Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

Tez Danışmanları:

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Dr. Mehtap HİDİROĞLU

Ağustos 2023, 122 sayfa

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan ve ileri mukavemet özelliklerine sahip DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5 ve TBF1180 malzemelerin lazer kaynak yöntemi ile kaynaklanabilirlikleri araştırılmıştır. Birleştirme işlemlerinde aynı ve farklı kalınlıklara sahip malzemeler kullanılmış, benzer ve benzer olmayan malzemeler kendi aralarında ve birlikte birleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde endüstride yoğunlukla kullanılan fiber lazer kaynak yöntemi tercih edilmiş ve kaynak işlemleri robotik olarak yapılmıştır. Kaynak işlemleri esnasında, malzemelerin distorsiyonunu önlemek için fikstür kullanılmıştır. Kaynak parametrelerinin belirlenmesi için pilot çalışmalar yapılmış ve bulunan en uygun parametreler uygulanmıştır. Birleştirilen numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme ve Erichsen çökertme testleri yapılmıştır. Ayrıca numunelerin kaynak bölgeleri sertlik testi ve mikroyapı incelemeleriyle karakterize edilmiştir.

Kaynaklı numuneler gözle muayene edilmiş, hiçbirinde gözle görülebilir bir kaynak hatasına (gözenek, makro çatlak, kaynak kökü hataları vb.) rastlanmamıştır. Mikroyapı incelemelerinde kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzitik yapıda olduğu görülmüştür. Sertlik testlerinde birleştirmelerin birçoğunda genellikle kaynak metalinin sertliğinin diğer bölgeler göre daha yüksek olduğu ve ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB'ın) temperlenmiş bölgelerinde yumuşak bölgenin (soft zone) bulunduğu tespit edilmiştir. Çekme testleri sonucunda kopmaların bazı birleştirmelerde kaynak metalinden, diğerlerinde ise ITAB ve dayanımı daha düşük olan ana malzemeden gerçekleştiği görülmüştür. Elde edilen çekme test sonuçlarına göre, kaynaklı numunelerin çekme dayanımı açısından verimleri %70-100 olarak hesaplanmıştır. Erichsen çökertme testinde, yırtılmaların kaynak metaline paralel ancak kaynak metalinin dışından (ergime sınırı, ITAB) gerçekleştiği görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : Otomotiv sacı, fiber lazer kaynağı, yüksek mukavemetli çelikler, TBF1180 ve 22MnB5.

Bilim Kodu : 91511

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

LASER WELDING APPLICATIONS OF AUTOMOTIVE SHEET WITH DIFFERENT FEATURES

Onur YÜCE

**Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Manufacturing Engineering**

Thesis Advisors:

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Dr. Mehtap HIDIROĞLU

August 2023, 122 pages

In this study, the weldability of DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, and TBF1180 materials, widely used in the automotive industry and have advanced strength properties, were investigated by laser welding. Materials with the same and different thicknesses were used in the joining processes, and similar and dissimilar materials were joined among themselves and together. The fiber laser welding method, widely used in the industry, was preferred in welding processes and performed robotically. During the welding processes, fixtures were used to prevent distortion of the materials. Pilot studies were conducted to determine the welding parameters, and the most suitable parameters were applied. Tensile and Erichsen cupping tests were performed to determine the mechanical properties of the joined samples. In addition, the weld zones of the samples were characterized by hardness tests and microstructure examinations.

The welded samples were visually examined, and no visible welding defects (pores, macro cracks, weld root defects, etc.) were found. In the microstructure investigations, it was observed that the weld metal was predominantly in martensitic structure. In hardness tests, it has been determined that in many of the joints, the hardness of the weld metal is generally higher than the other regions and that there is a soft zone in the tempered regions of the heat-affected zone (HAZ). As a result of the tensile tests, it was observed that the ruptures occurred from the weld metal in some joints and the base material with lower strength and HAZ in others. According to the tensile test results obtained, the efficiency of the welded samples in terms of tensile strength was calculated as 70-100%. In the Erichsen cupping test, it was observed that the tearing occurred parallel to the weld metal but outside of the weld metal (fusion line, HAZ).

Key Words : Automotive sheet, fiber laser welding, high-strength steels, TBF1180 and 22MnB5.

Science Code : 91511

TEŞEKKÜR

Bu tez alıŐmasının planlanmasında ve yürütülmesinde desteğini ve ilgisini esirgemeyen, danışmanım Sayın Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a sonsuz teŐekkürlerimi sunarım. Ayrıca tez alıŐmalarım süresince değerli bilgilerin ile önerilerini esirgemeyen çok değerli 2. danışmanım Dr. Mehtap HİDİROğLU'na, malzeme temini ile birlikte birleştirme işlemlerinin gerçekleştirildiği ve robotik kaynak parkurunu sağlayan COŞKUNÖZ HOLDİNG'e, tez sürecinde profesyonel olarak görev aldığım Amada Türkiye'ye ve deneysel çalışmaların karakterizasyon işlemlerindeki yardımlarından dolayı da Metalurji ve Malzeme Mühendisi İsmail ERDOğAN'a teşekkür ederim.

Son olarak değerli aileme sonsuz teŐekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
KISALTMALAR	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	5
OTOMOTİV ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN SAC MALZEMELER.....	5
2.1. DUAL FAZ ÇELİKLERİ.....	7
2.2. 22MnB5 (USIBOR 1500) ÇELİK MALZEMELER	9
2.2.1. Bor Elementinin 22MnB5 Çeliğinin Sertleşmesine Etkisi	11
2.3. TBF ÇELİK MALZEMELER.....	12
2.4. DP, TBF VE 22MnB5 ÇELİKLERİNE EN SIK UYGULANAN KAYNAK YÖNTEMLERİ.....	15
2.4.1. MIG-MAG Kaynağı	15
2.4.2. TIG Kaynağı	17
2.4.3. Plazma Ark Kaynağı.....	18
2.4.4. Elektrik Direnç Nokta Kaynağı	19
2.4.5. Difüzyon Kaynağı.....	19
2.4.6. Ultrasonik Kaynak	21
2.4.7. Yüksek Frekans Kaynağı	21

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 3	23
LAZER KAYNAĞI	23
3.1. LAZER IŞIN KAYNAĞININ İCADI	23
3.2. LAZER KAYNAĞININ TANIMI	24
3.3. LAZER KAYNAK YÖNTEMLERİ	24
3.3.1. Derinlemesine Nüfuz Eden Lazer Kaynağı	26
3.3.2. İletimsel Lazer Kaynağı	27
3.4. ENDÜSTRİDE BİRLEŞTİRME İŞLEMLERİNDE KULLANILAN LAZERLER	28
3.4.1. Fiber Lazer Kaynağı	28
3.4.2. CO ₂ Lazer Kaynağı	30
3.4.3. Katı Hal Nd: YAG Lazer Kaynağı	31
3.5. LAZER KAYNAĞININ TEMEL KISIMLARI	31
3.5.1. Lazer Işınının Elde Edildiği Aktif Maddeler	32
3.5.2. Güç Kaynağı	32
3.5.3. Lazer Rezonatör	32
3.5.4. Odaklanma Elemanları	33
3.6. LAZER KAYNAĞINDA KULLANILAN KORUYUCU GAZLAR	33
3.7. LAZER KAYNAĞININ METALURJİK ÖZELLİKLERİ	35
3.8. GÜNCEL LAZER UYGULAMALARI	35
3.8.1. Sac Metal Endüstrisinde Lazer Işını Kullanımı	36
3.8.2. Bilişim Teknolojilerinde Lazer Işının Kullanımı	36
3.8.3. Lazer Işının Sağlık Endüstrisinde Kullanımı	37
3.8.4. Lazer Işının Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı	37
3.8.5. Savunma ve Uzay Teknolojileri	38
BÖLÜM 4	39
EMSAL TEŞKİL EDEN LİTERATÜR ÇALIŞMALARI	39
BÖLÜM 5	52
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	52
5.1. ÇALIŞMANIN AMACI	52
5.2. KULLANILAN MALZEMELER	53

	<u>Sayfa</u>
5.3. KAYNAKLI BİRLEŞTİRMEYE YAPILAN HAZIRLIK	53
5.4. KAYNAK UYGULAMALARI	54
5.5. KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI	56
5.5.1. Kaynak Numunelerinin Kesilmesi.....	56
5.5.2. Gözle Muayene	58
5.5.3. Mikroyapı Çalışmaları	58
5.5.4. Sertlik Testi.....	58
5.5.5. Çekme Testi	59
5.5.6. Erichsen Çökertme Testi.....	60
BÖLÜM 6	62
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	62
6.1. GÖZLE MUAYANE	62
6.2. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI	64
6.2.1. Ana Malzemelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	65
6.2.2. Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	66
6.3. SERTLİK TESTLERİ	82
6.4. ÇEKME TESTLERİ.....	95
6.5. ERİCHSEN ÇÖKERTME TESTLERİ	104
BÖLÜM 7	110
SONUÇ VE ÖNERİLER	110
7.1. SONUÇLAR	110
7.2. ÖNERİLER	112
KAYNAKÇA	113
ÖZGEÇMİŞ	122

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. AHSS çeliklerinin kullanım alanları	5
Şekil 2.2. Otomotiv endüstrisinde kullanılan sacların mekanik özellikleri	6
Şekil 2.3. Dual faz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü	7
Şekil 2.4. Çeliklerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi	8
Şekil 2.5. 22MnB5 çeliğinin taşıtlarda kullanım alanları.....	9
Şekil 2.6. (a) 22MnB5 çeliğinin mekanik özellikleri, (b) CCT diyagramı	10
Şekil 2.7. Borun sertleştirme etkisinin karbon yüzdesi ile değişimi	12
Şekil 2.8. TBF çeliğinin dönüşümü.....	14
Şekil 2.9. MIG-MAG kaynağının çalışma prensibi	16
Şekil 2.10. MIG-MAG kaynak donanımları	16
Şekil 2.11. TIG Kaynak yönteminin şematik gösterimi	17
Şekil 2.12. Plazma ark kaynağının şematik gösterimi.....	18
Şekil 2.13. Elektrik nokta direnç kaynağının şematik gösterimi.....	19
Şekil 2.14. Difüzyon kaynağının aşamaları	20
Şekil 2.15. Ultrasonik kaynağının şeması	21
Şekil 2.16. Kaynağın şematik görüntüsü	22
Şekil 3.1. Lazer ışın üreticinin şeması	25
Şekil 3.2. Derinlemesine ve iletimsel lazer kaynak işleminin mukayesesi	25
Şekil 3.3. Derinlemesine lazer ışın kaynağının şeması	26
Şekil 3.4. İletimsel lazer kaynağının şematik gösterimi.....	27
Şekil 3.5. Fiber lazerin çalışma prensibi	29
Şekil 3.6. CO2 lazer kaynağının şematik gösterimi	31
Şekil 3.7. CO2 lazer rezonatörün şematik gösterimi.....	33
Şekil 5.1. Kaynak fikstürünün 3D data ile gerçek görüntüsü.....	54
Şekil 5.2. Kaynak işlemi ardından numuneler	56
Şekil 5.3. Numune kesimlerinin gerçekleştirildiği lazer cihazı.....	57
Şekil 5.4. Karakterizasyon için kesilen numune ölçüleri	57
Şekil 5.5. Çekme numunesinin ölçüleri.....	59
Şekil 5.6. Çekme test numuneleri.....	59
Şekil 5.7. Çekme testinin yapıldığı cihaz	60

Şekil 5.8.	Erichsen çökertme testinin yapıldığı cihaz ve kalıbı.....	61
Şekil 6.1.	Kaynaklı numunelerin makro görüntüleri, a) DP800GA-DP800GA, b) DP800GI-DP800GI, c) DP980-22MnB5, d) TBF1180-22MnB5, e) TBF1180-DP980, f) 22MnB5-22MnB5, g) TBF1180-TBF1180	63
Şekil 6.2.	Çalışmada kullanılan ana malzemelerin mikroyapıları; a) DP800(GA),b)DP800(GI), c) DP980, d) 22MnB5 ve e) TBF1180	65
Şekil 6.3.	1 ve 2 numaralı numunelerin mikroyapıları; a) DP800GA, b) DP800GI.	67
Şekil 6.4.	DP980 ile 22MnB5 birleştirmesinin makro/mikroyapısı	69
Şekil 6.5.	TBF1180-22MnB5 birleştirmesi mikroyapı görüntüleri (150 mm/sn) ...	72
Şekil 6.6.	TBF1180-22MnB5 birleştirmesi mikroyapı görüntüleri (170 mm/sn) ...	73
Şekil 6.7.	TBF1180-DP980 birleştirmesinin makro/mikroyapı görüntüsü	75
Şekil 6.8.	22MnB5-22MnB5 kaynaklı numune makro/mikroyapısı (150 mm/sn) .	76
Şekil 6.9.	22MnB5-22MnB5 kaynaklı numune makro/mikroyapısı (170 mm/sn) .	77
Şekil 6.10.	TBF1180-TBF1180 birleştirme makro/mikroyapısı (kaynak hızı 100 mm/sn).....	79
Şekil 6.11.	TBF1180-TBF1180 birleştirme makro/mikroyapısı (kaynak hızı (a) 130mm/sn, (b) 150 mm/sn ve (c) 170 mm/sn	80
Şekil 6.12.	DP980-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesinde sertlik görseli	83
Şekil 6.13.	DP800 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri; a) DP800GA-DP800GA, b) DP800GI-DP800GI ve c) birleşik grafik ...	84
Şekil 6.14.	DP980-22MnB5 kaynaklı numunenin sertlik grafiği	86
Şekil 6.15.	TBF1180-22MnB5 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 150 mm/sn, b) 170 mm/sn ve c) birleşik grafik	87
Şekil 6.16.	DP980-TBF1180 kaynaklı numunenin sertlik grafiği	88
Şekil 6.17.	22MnB5-22MnB5 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 150 mm/sn, b) 170 mm/sn ve c) birleşik grafik	89
Şekil 6.18.	TBF1180-TBF1180 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 100 mm/sn, b) 130 mm/sn, c) 150 mm/sn, d) 170 mm/sn ve e) birleşik grafik	92
Şekil 6.19.	Ana malzemelerin çekme test sonuçları; a) bindirme biçiminde, b) ötelenmiş biçimde, c) kopma biçimleri	96
Şekil 6.20.	1, 3, 5, 8 ve 11 nolu bindirme ve ötelenmiş çekme grafikleri	98
Şekil 6.21.	Numunelerin çekme grafikleri; a) bindirme, b) ötelenmiş grafik	99

Sayfa

Şekil 6.22. Çekme testi sonrasında kaynaklı numune görselleri.....	99
Şekil 6.23. Kaynaklı numunelerin kopma görüntüleri; a) 1 nolu deney b) 2 nolu deney c) 3 nolu deney ve d) 10 nolu deney.....	100
Şekil 6.24. Erichsen çökertme makro görüntüleri ve test sonuçları a) DP980-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980 ve d) TBF1180-TBF1180.....	105
Şekil 6.25. Erichsen çökertme testi sonrası numune görselleri a) DP980-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980 ve d) TBF1180-TBF1180.....	106

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. 22MnB5 çelik sacının kimyasal bileşenleri	10
Çizelge 3.1. Lazer kesme ve kaynak işlemlerinde kullanılan gazlar	34
Çizelge 5.1. Kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri (ağırlıkça %)	53
Çizelge 5.2. Uygulanan kaynak parametreleri	55
Çizelge 6.1. Bölgesel sertlik ölçümlerinde deney malzemelerinin en düşük en yüksek sertlik sonuçları	85
Çizelge 6.2. Çalışmada kullanılan malzemelerin çekme test sonuçları	95
Çizelge 6.3. Birleştirilen Numunelere uygulanan çekme testlerinin sonuçları	97

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

H : Hidrojen

Ti : Titanyum

Mg : Magnezyum

Al : Alüminyum

Mn : Mangan

Si : Silisyum

Cu : Bakır

Mo : Molibden

Ni : Nikel

Cr : Krom

P : Fosfor

S : Kükürt

Ar : Argon

He : Helyum

C : Karbon

CO₂ : Karbondioksit

KISALTMALAR

HSLA	: High Strength Low Alloy Steels (Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelik)
MAG	: Metal Active Gas (Metal Aktif Gaz)
MIG	: Metal Inert Gas (Metal Inert Gaz)
TIG	: Tungsten Inert Gas (Tungsten Inert Gaz)
DP	: Dual Phase Steels (Dual Faz Çelikleri)
CP	: Complex Phase Steels (Kompleks Faz Çelikleri)
MART	: Martensitic Steels (Martenzitik Çelikler)
HSS	: High Strenght Steels (Yüksek Dayanım Çelikleri)
AHSS	: Advanced High Strenght Steel (Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler)
ITAB	: Isı etkisi altında olan bölge
TBF	: TRIP Aided Bainitic Ferrite (TRIP Destekli Beynitik Ferrit)
EB	: Kaynak Bölgesi
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
TRIP	: Tranformation Induced Plasticity Steels (Dönüşüm Kaynaklı Plastike Çelikleri)
IF	: Interstitial Free Steel (Arayer Atomsuz Çelik)
TWIP	: Twinning Induced Plasticity (İkizlenme Yoluyla Plastite Kazanan Çelikler)
Q-P	: Quenching and Partitioning (Su verme ve Ayrıştırma Isıl İşlemler Çelikler)
BH	: Bake Hardenable (Isıtma Sertleştirilmesi)
KT-ITAB	: Kaba Taneli Isı Tesiri Altındaki Bölge
İT-ITAB	: İnce Taneli Isı Tesiri Altındaki Bölge
İK-ITAB	: İnter Kritik Isı Tesiri Altındaki Bölge
AK-ITAB	: Alt Kritik Isı Tesiri Altındaki Bölge

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Çeliklerin şekillendirilebilirliği bakımından süneklik, istenen bir malzeme özelliğidir. Otomotiv endüstrisinde kaynak birçok noktada sıklıkla kullanılmaktadır. Bu nedenle kullanılan sacların kaynak ve diğer prosesler sonrasında gösterdikleri davranışlar çok önemlidir. Mukavemet, darbe, yorulma, kaynaklanabilirlik, korozyon gibi doğal faktörleri göz önünde bulunduran otomotiv tasarımcıları bu endüstride IF (Interstitial Free Steel; Arayer atomsuz) TRIP (Transformation Induced Plasticity; Dönüşüme bağlı plastisite), TWIP (Twinning Induced Plasticity; İkizlenme yoluyla plastisite kazanan), DP (dual faz), ultra yüksek mukavemetli sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 gibi malzemeleri kullanmaktadırlar. Son zamanlarda yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirlik özelliklerinden dolayı TBF (TRIP Aided Bainitic Ferrite; Dönüşüm etkili plastisite katkılı beynitik ferritik çelikler) ve Q-P (Quenching and Partitioning; Su verme ve ayrıştırma ısıl işlemlerle çelikler) çelikleri tercih etmektedir. Otomotiv endüstrisinde taşınan varlığın canlı bir birey olmasından dolayı endüstride kullanılan yalnızca çelik sac metaller değil bütün materyallerin otomotiv endüstrisinin ürettiği bütün ürünlerin uğrayacağı bütün etkiler göz önünde bulundurularak malzeme seçimleri gerçekleştirilmektedir.

Otomotiv endüstrisinde tercih edilen DP çelikleri, iki fazlı çeliklerdir. Bu çelikler martenzit dağılımlı ferritik mikroyapıya sahiplerdir. Ferritik yapı çeliğe süneklik kazandırırken, martenzit faz mukavemet kazandırmaktadır. Yüksek mukavemet ve uzamanın yanında DP çeliğinde süreksiz bir akma görülmemektedir. Buna rağmen yüksek oranda ısıl işlem sırasında sertleştirilebilme (BH Bake Hardenable) etkisi gözlenen bir çeliktir. Bu etki martenzit faz dönüşümünden sonra kazanılır. Otomotiv üretiminde martenzit dağılımlı dual faz çeliği kullanımı ile bu çeliğin yüksek dinamik yük sönmeme enerjisi sayesinde darbe dayanımı artar.

DP çelikleri yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Bu sebeple uzama oranı ve deformasyon sertleşmesi oranı da yüksektir. Araçların çarpışma uygunluk testlerine bakıldığında çarpışma esnasında yüküne maruz kalan kaynaklı bağlantılar oldukça önemlidir. Araç karoserilerindeki farklı şase bölgeleri arasında köprü oluşturan bu kaynaklı bağlantılar çarpışma esnasında en uygun yük dağılımı için özel malzeme seçimleri gerektirir [1].

TBF 3. nesil geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) sınıfında yer alan dönüşüm etkili plastisite (TRIP) katkılı beynitik ferrit çelikleridir. TBF çeliği ilk defa Japon üretici Kobe Steel tarafından tanıtılmıştır [2]. TBF çelikleri hem yüksek mukavemet hem de yüksek süneklik kombinasyonunu bir arada bulundurmasıyla oldukça dikkat çekicidir. TBF çelikleri, kalıntı ostenit içeren beynitik ve/veya temperlenmiş martenzitik ana yapıya sahiptir. İçerdiği kararlı kalıntı ostenit, bu çelik sınıfının anahtar bileşenidir. Bu çeliklerin yüksek mukavemetini ince taneli beynitik veya temperlenmiş martenzitik yapı sağlarken, yüksek uzama oranları TRIP etkisini ortaya çıkaran kalıntı ostenitik inklüzyonlar sayesinde [3,4].

Martenzitik çelikler; isminden de anlaşıldığı üzere neredeyse tamamen martenzit yapıdan oluşan çeliklerdir. Bu çelikler üretim esnasında hızlı soğutma ile tamamen martenzite dönüştürülmeye çalışılmasına karşılık üretim koşullarında belirli miktarda beynit ve ferrit içerebilirler. Kimyasal bileşimine de bağlı olarak yapılarında martenzit, beynit ve ferrit fazları bulundurabilirler. Bu yüzden iyi soğuk şekillendirme ve kaynak özellikleri gösterirken, yüksek mukavemet ve aşınma direncine de sahiptirler [5]. Sıcak şekillendirildikten sonra oldukça yüksek kopma dayanımı kazanan (1500 MPa), tümüyle martenzitik yapıya sahip bor alaşımlı 22MnB5, bu çeliklerin en önemlilerinden birisidir. 22MnB5 diğer adıyla Usibor çeliği, sıcak şekillendirilmiş haliyle otomotiv endüstrisinde tavan ile kaporta arasındaki bağlantıyı sağlayan A sütunu, iki kapı arasındaki B sütunu, tampon kirişleri, yan raylar, kapı kirişleri gibi ürünlerde kullanılır. Bor çeliğinin sıcak şekillendirilmesiyle yüksek tokluk, kopma anında yüksek uzama, iyi kaynaklanabilirlik ve çarpışmaya daha uygun özellikler kazandırılır [6]. Son yıllarda otomotiv sektöründe yolcu güvenliği, sürüş emniyeti, yakıt tasarrufu ve çevresel faktörlerden dolayı araçların kaporta kısmını hafifletme çalışmaları yapılmaktadır [7].

Bu çalışmada, yukarıda özellikleri verilen ve otomotiv sektöründe sıklıkla kullanılmakta olan yüksek mukavemetli 2. ve 3. nesil sacların kendi arasında ve birbirleri ile kaynaklanabilirlikleri araştırılmıştır. Otomotiv sanayiinde kullanılan bu malzemeler genellikle 1-3 mm gibi ince et kalınlığına sahip malzemelerdir. Bu nedenle bu malzemeler genellikle bindirme biçiminde ve nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirmektedirler. Yapılan literatür araştırmalarında 22MnB5 [1,8,9] ve TBF malzemelerin [10,11] nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirildiği bazı çalışmalar mevcuttur. Otomotiv sanayiinde kullanılan kaynak yöntemlerinin mutlaka otomasyon sistemine dahil olması gerektiği bilinmektedir. Bir başka ifade ile bu sektörde manuel olarak yapılacak kaynak yok denecek kadar azdır. Bu nedenle sektörde bindirme biçiminde olmayıp zorunlu alın kaynak uygulamalarına ihtiyaç duyulmaktadır. Endüstride bu tür malzemelerin kaynağında en çok TIG, MIG-MAG, plazma, elektron ışın ve lazer ışın kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. TIG kaynak yönteminin otomasyona dahil edilme süreci güç olduğundan çok fazla tercih edilmezken, MIG-MAG ve plazma kaynağı otomotiv saclarından kalınlığı yüksek olan malzemelerin birleştirilmesinde tercih edilmektedir. Elektron ışın kaynağı ise genellikle vakumlu bir ortamda gerçekleştirildiği için bu tür otomasyona elverişli değildir. Dolayısıyla lazer kaynağı yüksek kaynak hızları, çok iyi bir biçimde otomatikleştirilebilir olması ve kaynak operasyonu esnasında izleme olanağı ile sürecin kontrol edilebilirliği sayesinde modern endüstride en çok tercih edilen birleştirme yöntemlerinden biri haline getirmiştir. Lazer ışını ile kaynak, yüksek kaynak ilerleme hızının yanında, çarpılma ve distorsiyonun azlığı, derin nüfuziyet ve yüksek olmayan toplam ısı girdisi özellikleri sebebiyle diğer geleneksel kaynak yöntemlerine göre daha üstün olup, başta otomotiv endüstrisi olmak üzere endüstrinin birçok alanında tercih edilmektedir [12].

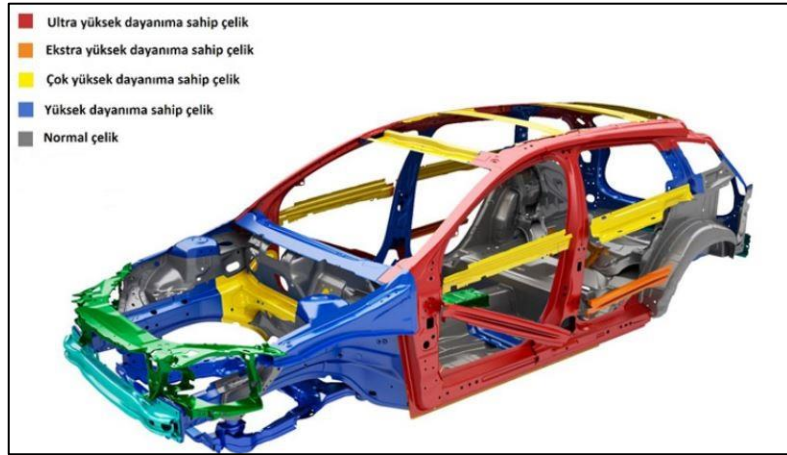
Özetle bu çalışma otomotiv sektöründe kullanılan 2. ve 3. nesil bazı çelik malzemelerin lazer kaynak uygulamaları üzerine yapılmıştır. Çalışmada öncelikle geniş bir literatür taraması yapılmış ve çalışma kapsamında kullanılan malzeme özelinde tanıtımlar yapılmıştır. Sonrasında çalışmalarda birçok avantajından dolayı üzerine odaklanılan lazer kaynak yöntemi tanıtılmıştır. Bu arada çalışma kapsamında kullanılan malzemeler ve lazer kaynak yöntemi ile daha önce yapılmış benzer çalışmalara geniş bir yer verilmiştir. Deneysel çalışmalar bölümünde kaynak işlemleri ile karakterizasyon işlemleri tanıtılmış, sonuçlar ve tartışma bölümünde ise elde edilen

veriler nedenleri ile tartişılmış ve daha önce yapılmış benzer çalışmalar ile farklılık ve benzerlikleri bilimsel verilerle tartişılarak yorumlanmıştır. Tezin son ve en önemli sonuçlar kısmında ise elde edilen anahtar sonuçlar özetlenerek sunulmuştur. Tezin bu bölümünde ayrıca çalışma sonucunda kazanılan bilgi ve tecrübe ile görülen eksiklikler için bazı öneriler yapılmıştır.

BÖLÜM 2

OTOMOTİV ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN SAC MALZEMELER

Otomotiv sektörünün seri üretime geçtiği ilk günlerden bu yana gelişimi incelediğimizde, günümüzde yapılan çalışmalar araçların yakıt tasarrufu ve karbon (C) emisyon oranını azaltmak ve güvenli araçlar üretme konularında olduğu görülmektedir. Bundan dolayı yüksek dayanıma, yüksek akma dayanımına ve kolay şekillendirilme kabiliyetine sahip malzemeler hızlı bir biçimde geliştirilmiştir. Bu malzemelerin otomotiv endüstrisinde kullanılması için kompleks bir şekilde tasarlanmaları gerekmektedir. Bu yeni nesil çelikler AHSS adıyla tanımlanmışlardır. Otomotiv endüstrisinde kullanılan bu çeliklerin ilk yıllarda kullanılan birinci nesil saclardan en bariz farkı bu sınıf malzemelerin daha sünek bir yapıda olmasıdır [7]. Günümüzde aktif olarak bu çeliklerin dayanımlarına göre sınıflandırılmış şekilde kullanım alanları Şekil 2.1’de verilmiştir.



Şekil 2.1. AHSS çeliklerinin kullanım alanları [8].

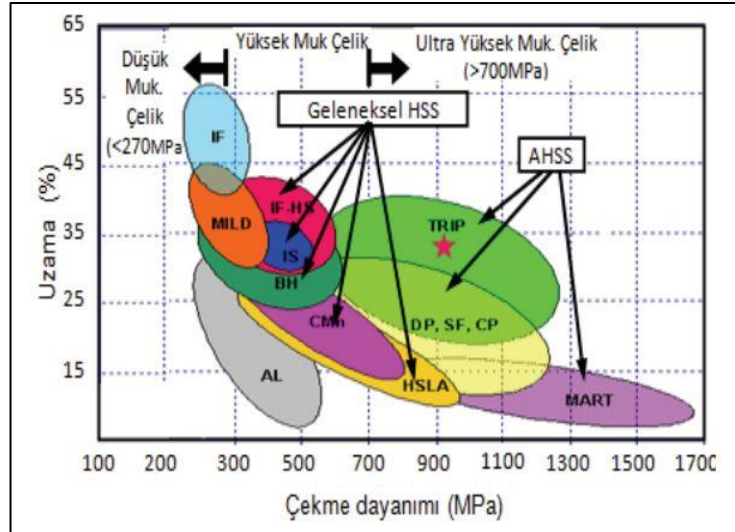
Şekil 2.1’de kırmızı renkle görüldüğü gibi ultra yüksek dayanıma sahip çelikler otomobillerin en kritik yerlerinde kullanılmaktadır. Bu noktalar çarpışma anında ve

hareket anında direkt olarak etki altında kalacak kısımlardır. Bu çeliklerin sertliği 700 MPa'nın üzerindedir. Turuncu renkle gösterilen kısım kapı sacları gibi koruma bölgelerinde kullanılan çelik sınıfıdır. Bu sınıfın sertliği MPa biriminden 270-700 MPa arasındadır. Bunlara göre daha düşük mukavemetli olan lacivert renkle gösterilen çelikler kaporta kapama bölgelerinde ve kapı altı bölümlerde kullanılmaktadır. Bu çeliklerin sertliği ise 270 MPa'dan daha düşüktür [9].

Hayat çalışmasında, otomotiv sektöründe kullanılan çelikleri mikroyapı özelliklerine göre aşağıdaki isimlere göre ayırmıştır.

- Mikro alaşımlandırma yapılmış HSLA çelikler,
- Çift fazlı çelikler (DP),
- Dönüşümle Plastikliği Arttırılmış (TRIP) çelikler,
- TWİP çelikleri-Kompleks Fazlı (CP) çelikler,
- Martenzitik (Mart) çeliklerdir [7].

Bu çeliklerin mekanik özelliklerine göre sınıflandırılması Şekil 2.2'de verilmiştir.



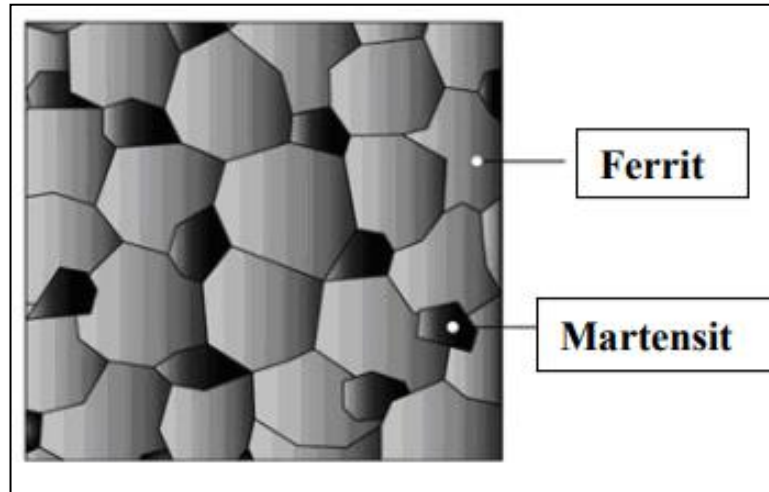
Şekil 2.2. Otomotiv endüstrisinde kullanılan sacların mekanik özellikleri [7].

Şekil 2.2'de görüldüğü gibi çeliklerin çekme gerilmesi en büyük olan martenzitik çeliklerin çekme esnasındaki uzaması diğer çeliklere göre düşüktür. Bu sebeple

martenzit çelikler otomotiv endüstrisinde çok tercih edilmemektedir. Sarı renkle verilen dual faz çeliklerinin yüzde uzaması %10 ile %20 arasında gözükmektedir. Çekme gerilmesi ise 600 ile 1000 MPa arasındadır. Yine bir başka AHSS çeliği olan TRIP çeliğinin ise yüzdelik uzaması %20 ile %30 arasındadır. Çekme gerilmesi ise DP çeliklerine göre daha yüksek olduğu gözükmektedir. DOCOL bir başka adıyla HSLA'nın (Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler) yüzde uzaması turuncu renkli aralıkta verilmiştir.

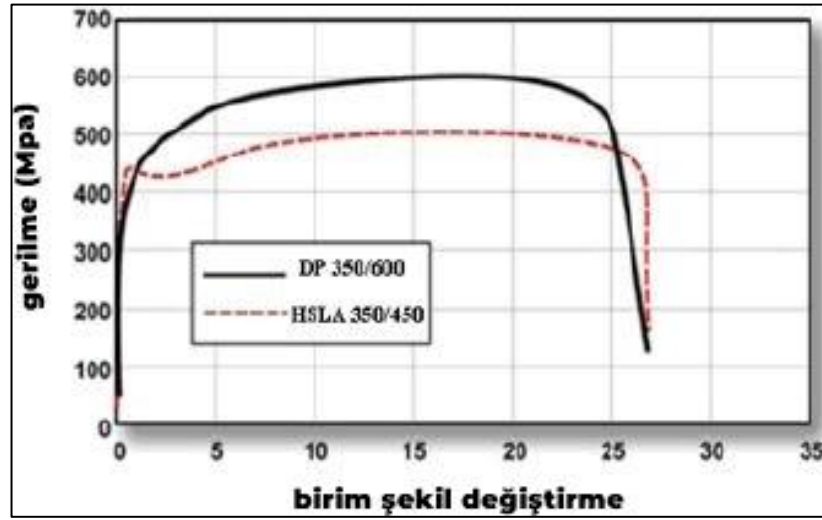
2.1. DUAL FAZ ÇELİKLERİ

1970'te yaşanan petrol krizinden sonra, daha az yakıt tüketimi için daha hafif otomobillerin üretilmesine yönelik araştırmalar başlamıştır. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikler geliştirilmiştir. Ancak şekil verme özelliklerinin iyi olmaması sonucu çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir. DP çelikler bir bakıma yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin iyileştirilmiş yeni bir versiyonudur. Mikroyapılarında, Şekil 2.3'te görüldüğü gibi, martenzit fazı, ferrit matris içinde adacıklar şeklinde yer almaktadır. DP çelikler, yumuşak ferrit ve sert martenzit fazlarının bir arada bulunduklarından dolayı, yumuşak ferrit yüksek sünekliği, sert martenzit ise yüksek mukavemeti sağlamaktadır [13].



Şekil 2.3. Dual faz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [13].

DP çeliğinin otomotiv ve diğer endüstride sağlıklı bir şekilde kullanılması için içerdiği martenzit faz hacmi yüzdelik olarak %15-20 arasında olmalıdır. Bu martenzit oranı DP çeliğinin tavlama sıcaklığına, soğuma hızına ve elbette karbon miktarına bağlı olarak değişebilmektedir. Yüksek oranda martenzit miktarı çift fazlı çeliğin sünekliğini azaltır ve şekil verme, işleme özelliklerinin azalmasına sebep olur [13]. DP çeliği içerisindeki yumuşak ferrit fazı sayesinde, bu çeliklere mükemmel süneklik verir. Bu çelikler deforme olduğunda, uygulanan kuvvet martenzit adalarını çevreleyen düşük ferrit fazında yoğunlaştırılır. Yüksek mukavemetli çeliklerden olan HSLA ve DP çeliğinin çekme değerleri Şekil 2.4'te gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Çeliklerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi [14].

HSLA ve DP çeliğinin şekil değiştirme eğrisinde DP çeliğinin HSLA çeliklerine oranla daha fazla mukavemet gösterdiği gösterilmektedir. Birim şekil değiştirme oranlarının birbirine yakın olduğu görülmektedir. Bu veriler doğrultusunda DP çeliklerinin otomotiv endüstrisinde enerjiyi absorbe etme ihtiyacı olan kısımlarda kullanılmasını sağlamaktadır. Eşit uzama değerlerinde çift fazlı çelikler, HSLA çeliklerinden daha yüksek mukavemete sahiptirler. DP çeliğin çekme mukavemeti Şekil 2.4'de görülen eğride de görüldüğü gibi 600 MPa'dır. HSLA çelikleri ise 500 MPa çekme mukavemetine sahiptirler. Akabinde bu mukavemet değerlerine rağmen şekil alabilme kabiliyetleri eşittir. DP çelikler ile mikro alaşımlı çelikler aynı çekme dayanımı değerlerinde olanları kıyaslandığında, çift fazlı çeliklerin daha düşük akma

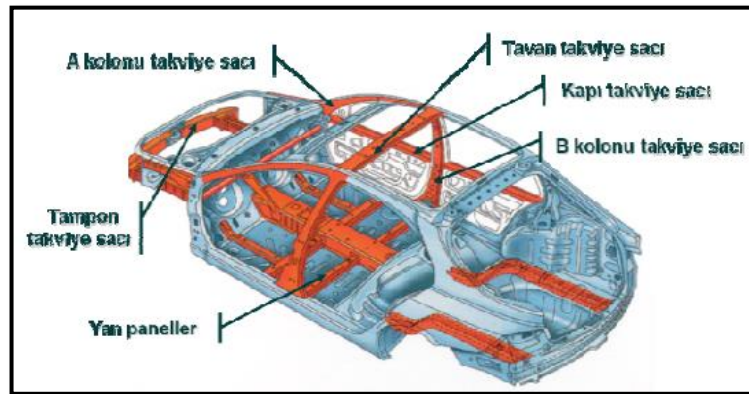
mukavemeti, daya yüksek uniform ve toplam yüzdelik uzama gösterdiği görülmüştür [15].

Otomotiv endüstrisinde çift fazlı çeliklerden sürekli akma göstermeleri beklenmektedir. %0,2 akma mukavemeti 620 MPa ile 1250 MPa arasında olmalıdır. Çekme mukavemeti ise 620 MPa ile 1250 MPa aralığında olmalıdır. %5'den düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızı yüksek olmalıdır. Toplam uzama oranları %20'den büyük, şekil alabilmeleri yüksek akma/çekme mukavemeti oranı düşük olmalıdır [13].

DP çelikler, ilk kez 1937'de Grabe tarafından yatak malzemesi yapmak üzere %0.25 C içeren çeliği kritik bölgeden soğutarak çift fazlı bir yapı etmesi ve bu çalışmayla patent alması ile gündeme gelmiştir. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig, çift-fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme işlemi olarak nitelemiş ve bu işlemin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve ardından martenzit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir [16]. Günümüzde dual faz çelikleri otomotiv endüstrisinde geniş kullanım alanına sahiptirler.

2.2. 22MnB5 (USIBOR 1500) ÇELİK MALZEMELER

Otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan bir başka malzeme ise 22MnB5 çelikleridir. Bu çelikliler otomotiv sektöründe Şekil 2.5'te görüldüğü üzere tavan takviye sacı, a sütunu takviye sacı, b sütunu takviye sacı, yan paneller gibi ciddi noktalarda sac materyal olarak kullanılmaktadır.



Şekil 2.5. 22MnB5 çeliğinin taşıtlarda kullanım alanları [17].

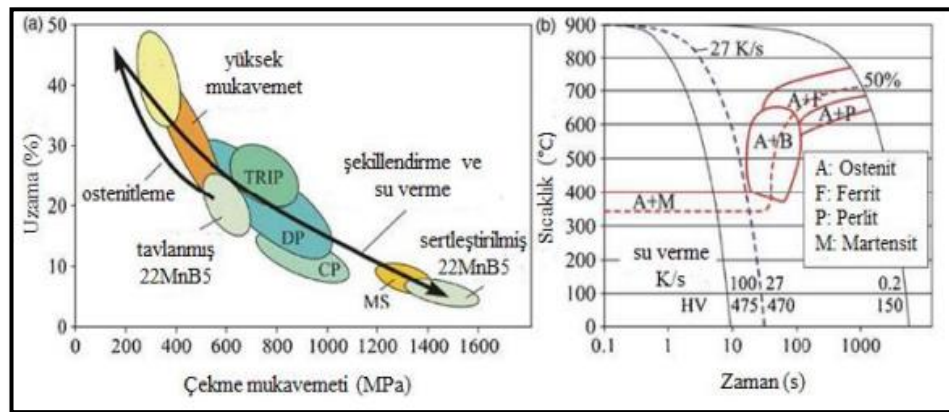
22MnB5 sacı sertleştirme ve mukavemet kazandırma konusunda preste sertleştirme hususunda en yaygın kullanıma sahip çeliklerdir. Çelik endüstrisinde birçok firmanın farklı ticari isimler kullanmasına rağmen ticari ismi en yaygın olarak “ArcelorMittal” firmasının kullandığı Usibor 1500 ismiyle kullanılmaktadır. 22MnB5 çeliğinin kimyasal içeriği Çizelge 2.1’de verilmiştir.

Çizelge 2.1. 22MnB5 çelik sacının kimyasal bileşenleri [18].

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B	Fe
0.22	0.27	1.14	0.015	0.001	0.17	0.036	0.003	Kalan

Sıcak şekillendirme işleminde yaygın olarak kullanılan 22MnB5 çeliği, ultra yüksek mukavemetli çelikler (UHSS) çelik sınıfına girmektedir. Sıcak şekillendirme öncesi çekme mukavemeti 500-700 MPa, akma mukavemeti 300-550 MPa ve uzama miktarı %10’un üzerinde olan 22MnB5 çeliğinin sıcak şekillendirme sonrası çekme mukavemeti 1500 MPa, akma mukavemeti 1100 MPa ve uzama miktarı %6 değerlerinde olmaktadır [19].

22MnB5 çeliğinin çekme mukavemeti ve uzama miktarı arasındaki ilişki ile zaman sıcaklık arasındaki ilişki sonucu elde edilen mekanik özellikleri ve iç yapısal değişimleri Şekil 2.6’da verilmiştir.



Şekil 2.6. (a) 22MnB5 çeliğinin mekanik özellikleri, (b) SDD diyagramı [20].

Şekil 2.6 (a) grafiğinde çekme mukavemeti en yüksek olan sertleştirilmiş 22MnB5 malzemesinin yüzde uzaması en düşüktür. Malzemenin çekme mukavemeti arttıkça

sünekliği düşmektedir. SDD diyagramında faz değişimlerinde en sert fazı elde etmek için en hızlı soğumanın yapılması gerektiği görülmektedir. 700 °C'lerde östenitik faz ferrit ve perlit ile birlikte bulunurken yaklaşık 400 °C bandında 1-10 saniye aralığında martenzitikleşmektedir. Bu çeliğin en önemli alaşım elementlerinden birisi Bor (B)'dur.

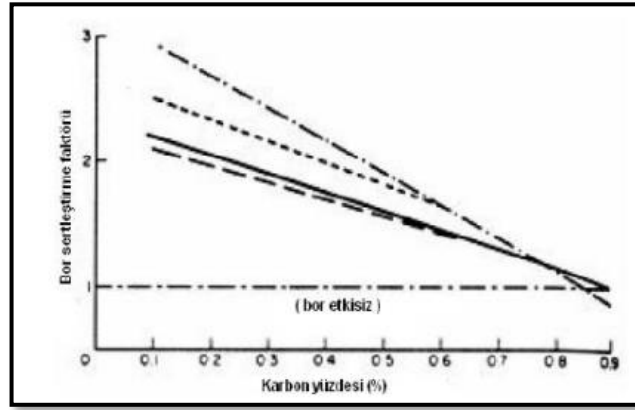
2.2.1. Bor Elementinin 22MnB5 Çeliğinin Sertleşmesine Etkisi

B elementi yeryüzünde nadir bulunan elementlerden biridir. 150'den fazla minerali ile bileşim halinde bulunmasına rağmen doğada serbest halde bulunmamaktadır. Dünyada bulunan bor rezervinin %62'si ülkemizde bulunmaktadır.

Çeliklerde yüzey sertleştirme yöntemlerinden biri de borlama işlemidir. Bu işlem termo kimyasal bir yöntem olup B'nin yüksek sıcaklıklarda çelik yüzeyine difüzyon sertleştirme işlemi ile gerçekleştirilir. Borlama işlemi sonucunda çelik yüzeyinde sürtünme katsayısı azalmakta, aşınma direnci artmakta ve yüksek sıcaklıklarda çeliklerin sertlik özellikleri korunmaktadır. Nitekim motor kaputunun içerisinde motorun sıcaklığı düşünüldüğünde bu çeliklerin o kısımlarda kullanılması otomotiv endüstrisi tarafından tercih edilmektedir.

B alaşımlı çelik olan 22MnB5 çeliği üzerinde B'nin sertleştirme etkisi ile ilgili literatürde birçok çalışma yapılmıştır. Düşük alaşımlı çeliklere yaklaşık 10 ile 20 ppm arasında bor katkısı ile östenit tane sınırları boyunca B segregasyonu sağlanmaktadır. Bu şekilde ferritin çekirdeklenmesi engellenerek malzeme sertliği artırılmaktadır. 5 ppm'den düşük B oranının çelikte yeniden kristalleştirmeye etkisiz kaldığı, 20 ppm'den yüksek B oranının ise doyumluk etkisi gösterdiği yapılan çalışmalarda gözlemlenmiştir. Borun malzeme sertliğini artırması ile ilgili olarak iki farklı yaklaşım mevcuttur. Birincisi östenit tane sınırları arasındaki borun yüzey enerjisini düşürmesi ve düşük enerji ile ferrit fazının çekirdeklenmesinin engellenmesi şeklindedir. İkincisi ise çekirdeklenmeyi durdurucu faktör olan östenit sınırlarındaki $Fe_23(CB)_6$ partikülleridir [17].

Al-Si kaplamalı B çeliği olan 22MnB5 çeliğinde, B katkısı oldukça güçlü bir sertleştirme etkisi meydana getirmektedir. 20 ppm seviyesindeki bor katkısı %0,6 Mn veya %0,7 Cr veya %0,5 Mo veya %1,5 Ni ile eşdeğer ölçüde sertleşmeyi sağlamaktadır. Östenitleşme sıcaklığının artmasıyla birlikte katı çözelti halindeki B miktarı artmakta ve sertleşebilme kabiliyeti düşmektedir. Şekil 2.7’de görüldüğü gibi düşük alaşımlı bor çeliklerinde karbon yüzdesindeki artışa nazaran, bor sertleşmesinin azaldığı görülmektedir. Yani B, düşük karbonlu çeliklerde sertleştirme özelliği gösterirken karbon oranı %0,8 ve üzerindeki çeliklerde etkisiz kalmaktadır [21].



Şekil 2.7. Borun sertleştirme etkisinin karbon yüzdesi ile değişimi [21].

2.3. TBF ÇELİK MALZEMELER

TBF (TRIP Aided Bainitic Ferrite) çelikler ilk olarak Kobe Steel tarafından geliştirilmiştir. 2012 yılında Renault-Nissan grubu gelecekteki araçlarından bu çeliği kullanmaya karar vermiştir. 2013 yılında piyasaya sürülen Infiniti Q50 modelinin “A” ve “B” sütunu takviyeleri ve yan tavan rayı TBF 1180 çeliğinden üretilmiştir. Üretilen bu parçalar gövde ağırlığının %4’lük kısmını oluşturmaktadır. 2015 yılında ise Nissan Murano tanıtılmış ve bu araçta da bazı parçalar TBF 1180 kullanılarak üretilmiştir. Eylül 2014 yılında ArcelorMittal firması Fortiform çelik ailesini piyasaya sunmuştur. Şu anda FortiForm 1050 piyasadan temin edilebilir durumda olmakla beraber Arcelor Mittal, şu anda 980 ve 1180 MPa versiyonlarını geliştirmektedirler [22].

Beynitik çelikler, DP çelikler ile daha iyi mukavemet ve süneklik kombinasyonunu elde etmek için geliştirilmiştir. Mikroyapısında DP çeliklerin olduğu çeşitli fazlar

bulunur. Kalıntı östenit, beynit, ferrit ile birleştğinde elde edilen martenzite totalde TRIP çeliği denir. Bu faz dönüşümünde TRIP çeliğinin mikroyapısında kalıntı östenitin oranı %20'ye ulaşabilir [23].

Düşük alaşımlı versiyonlarında TRIP çeliğinin yapısında bulunan kalıntı östenit oranı %10 veya daha düşükse bu malzeme TRIP destekli beynitik ferritik olarak adlandırılır [24]. TBF çelikleri, çift fazlı çeliklerden daha fazla C ve önemli ölçüde daha fazla Silisyum (Si)'a sahiptir. Östenitin beynite dönüşümü sırasında sementit oluşumunu en aza indirmek için yüksek Si içeriğine ihtiyaç vardır [25].

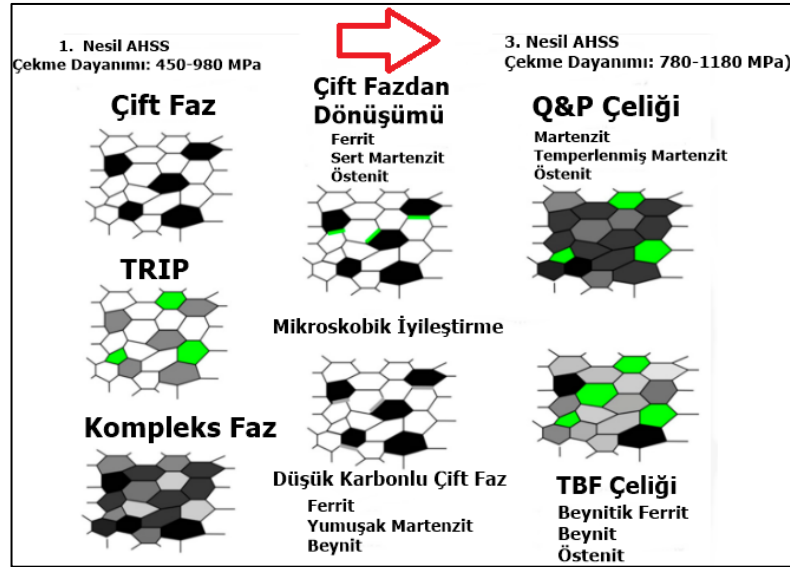
Kimyasal ve ısıl işlem prosesleri ile TBF çelikleri ince yapılı dağılmış kalıntı östeniti ile beynitik-ferrit yapılardan oluşan bir mikro yapı sergiler [26]. TBF çeliklerinde plastik deformasyon gerçekleştiğinde mikroyapılarındaki kalıntı östenitin çoğu martenzit fazına dönüşür. Böylece malzemenin sertliği artar fakat şekil alma kabiliyeti MPa cinsinden aynı çekme dayanımına sahip olan bir çift fazlı çeliğe göre daha kolay olmaktadır. TBF çelikleri, çift fazlı çelikler gibi AHSS çeliklerine nazaran daha kolay şekil alabilmektedir. Çekme testine tutulan TBF çeliklerinin toplam uzamaya ve daha yüksek sertleşmeye sahiptir. Uzama miktarının yüksekliği TBF çeliklerinin daha sünek olduğunu ortaya koymaktadır. Örneğin TBF 980'in sertleşme katsayısı üssü (n) 0,22 iken DP980'in 0,15'tir [2].

Bugün çekme dayanımını değerlerini isimlerinde barındıran TBF 980 çelikleri 980 MPa çekme dayanımı ile otomobillerin yapısal bileşenleri olarak kullanılır [27]. Geleneksel olarak, TBF çelikleri iki aşamalı ısıl işlem prosesi ile üretilir, bunlar tam östenitleşme ile soğuk haddeleme işlemlerinden sonra östemperleme dahil olmak üzere iki işlemdir. Östemperleme sırasında kalıntı östenit zenginleştirilir ve karbon ile beynitik bir dönüşümle stabilize edilmiş beynitik ferrit elenir. Bu nedenle sementit oluşumunu engellemek için Si ilavesi gereklidir. Öte yandan silisyumun sıcak daldırma yapılarak uygulanması TBF için uygun değildir [28,29].

TBF çelikleri otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan çelik gruplarından biridir. Bu malzemenin isminin baş harfi TRIP malzemesinden diğer iki harf ise beynit ile ferritten gelmektedir. Bu malzeme otomotiv endüstrisinde araç gövdelerinin ağırlığını

azaltmak amacıyla geliştirilmiş olup, özkütle olarak diğer malzemelerden daha düşük olsa da içerdiği beynitik ve ferritik faz yapısı malzemenin dayanımını arttırmaktadır. Ayrıca yüksek mukavemet ve süneklik daha düşük maliyetler ile sağlamaktadır. TRIP destekli beynitik ferritik TBF malzemeler günümüzde hala güncelliğini koruyan bir malzemedir. Isıl işlem prosesi sırasında çok fazlı bir mikro yapı elde edilir. İzotermal dönüşüm sırasında malzemede östenitik faz dönüşümleri gözlemlenir. Malzemenin kullanım sıcaklığındaki faz yapısı, yüksek çekme dayanımına sahip olmasına sebep olur [30].

Şekil 2.8’de 1.nesil AHSS çelikleri ile 3. nesil AHSS çelikleri arasındaki çekme dayanımı farkı görülmektedir. 1. nesil çeliklerde 980 MPa çekme dayanımı en yüksek olarak görülmektedir. 3. nesil AHSS çelikleri beynitik ferritin iç yapıda TRIP malzemelere etkisi ile malzemenin mukavemetini arttırmaktadır. Çekme dayanımı 1180-1200 MPa’ya kadar yükseltmektedir [31].



Şekil 2.8. TBF çeliğinin dönüşümü [31].

TBF çeliğinin en önemli özelliklerinden birisi yüksek mukavemet özelliklerine sahip olmasının yanında yüksek süneklik özelliğinin olmasıdır. Bu çelikler kalıntı ostenit içeren beynitik ferrit veya temperlenmiş martenzitik yapıya sahip olurlar. İçerdiği kalıntı östenit, bu çeliğin en önemli etkin bileşenidir. Bu çelik yüksek mukavemetini ince taneli beynitik ferrit ile bazı yapısal durumlarında temperlenmiş martenzitten

alırken, yüksek sünekliği TRIP sacından türetilmesinden dolayı bünyesindeki kalıntı östenitik inklüzyonlar sayesinde [32].

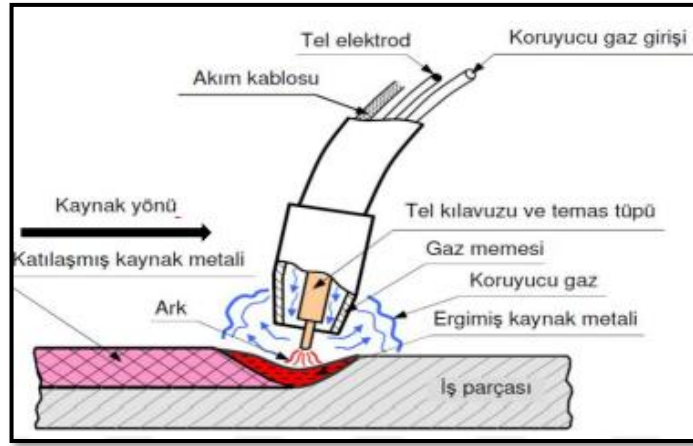
AHSS çeliklerinin 3. nesil serisinden olan TBF çeliği, araç üzerinde geometri ve ölçüm olarak üretiminde istenen yeterlilikleri sağlamakta çok zorlanılan A, B, C direği parçaları tekrar kurgulanıp tek parça haline getirilerek üretilebilirlik limitleri gözlemlenmiştir [33].

2.4. DP, TBF VE 22MnB5 ÇELİKLERİNE EN SIK UYGULANAN KAYNAK YÖNTEMLERİ

DP, TBF ve 22MnB5 çeliklerine bütün kullanım alanlarında en sık kullanılan ergitmeli kaynak yöntemleri, TIG, MIG-MAG, plazma kaynağı, direnç nokta kaynak yöntemi, katı hal kaynak yöntemleri ise difüzyon kaynağı, patlama kaynağı, ultrasonik kaynak ve yüksek frekans kaynak yöntemleri uygulanmaktadır. Son zamanlarda bu tür yüksek mukavemetli malzemelerin en çok birleştirildiği kaynak yöntemi ise lazer kaynağıdır.

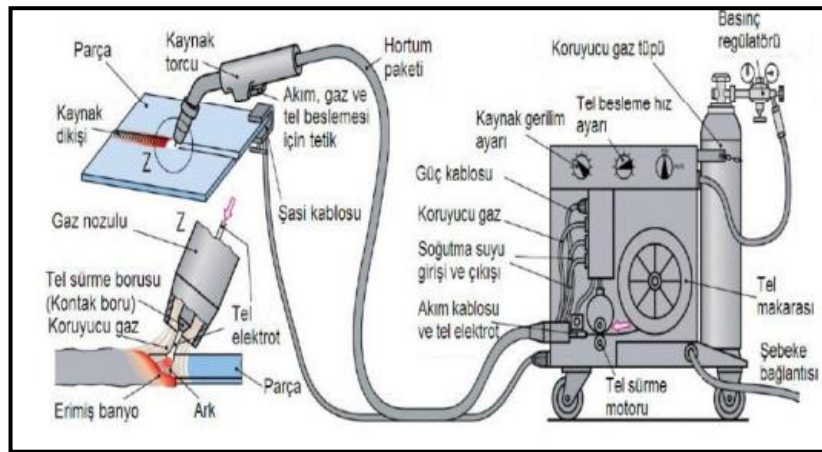
2.4.1. MIG-MAG Kaynağı

MIG-MAG kaynak işleminde ısı, torç içerisinden sürekli beslenerek çıkan dolgu malzemesiyle iş parçası arasında şaşelenme sonucu dolgu malzemesinden geçen kaynak akımının elektrotta oluşturduğu direnç ile oluşur. Kaynak yapılacak ortam havadaki istenmeyen etkilerden gaz ortamı ile korunduğu için sanayi dilinde “Gazaltı Kaynak Yöntemi” diye tanımlanmıştır [34]. Şekil 2.9’da MIG-MAG kaynak yönteminin çalışma prensibi verilmiştir.



Şekil 2.9. MIG-MAG kaynağının çalışma prensibi [35].

Alüminyum, düşük karbonlu çelikler, bakır, paslanmaz çelikler, titanyum gibi malzemeler bu kaynak yöntemi ile kolaylıkla kaynaklanabilir [36]. Gaz altı kaynakları, koruyucu gazın sağladığı özelliklerden dolayı iki şekilde isimlendirilir. Kaynak işlemi esnasında inert (asal) gaz kullanımı var ise MIG (Metal Inert Gas), aktif gaz kullanımı var ise MAG (Metal Active Gas) olarak adlandırılır [34]. Şekil 2.10'da MIG-MAG kaynak donanımı verilmiştir.



Şekil 2.10. MIG-MAG kaynak donanımları [35].

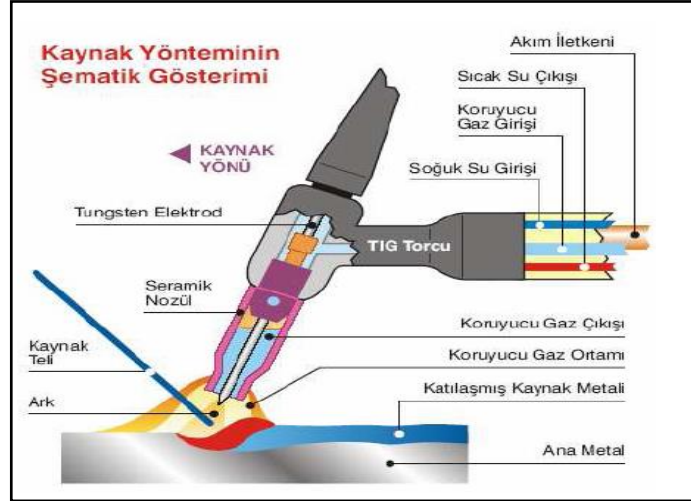
Bu kaynak yönteminde kullanılacak parametreler (doğru gaz debisi, tel besleme hızı, tel türü vb.) seçildikten sonra seri şekilde uygulanabilir [37]. Kaynakçı ilk ayarları yaptıktan sonra, arkın elektriksel karakteristiğini kaynak makinası otomatik olarak sağlar. Yarı otomatik kaynağın ise kaynakçının gerçekleştirdiği elle kontroller, kaynak

hızı, doğrultusu ve torcun pozisyonundan ibarettir. Uygun donanım seçilip, ayarlar yapıldığında ark boyu ile akım şiddeti (elektrod besleme hızı) (kaynak makinası tarafından) otomatik olarak sabit değerde tutulur [34].

2.4.2. TIG Kaynağı

TIG kaynağı; (Tungsten Inert Gas) kaynak için gereken ısının, tükenmeyen bir tungsten elektrod ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde ortaya çıktığı bir ergitmeli gaz altı ark kaynak yöntemidir.

TIG kaynağında, kaynak edilen çelikler ile ergimeyen tungsten elektrod arasında oluşturulan elektrik arkı, kaynak için gerekli olan sıcaklığı sağlar. Ark bölgesi bir soy gaz (inert) veya karışımları ile korunur. Çok kısa bir süre içinde bu yöntemin farklı alanlarda kullanılabilmesi ve diğer yöntemlerle kaynatılması zor olan metal ve alaşımlarının kaynağı için uygun olduğu anlaşılmıştır. Bu yöntem günümüzde en çok kullanılan gazaltı ark metotlarından birisi haline gelmiştir. Şekil 2.11’de TIG kaynak yöntemi şematik olarak gösterilmiştir [38].



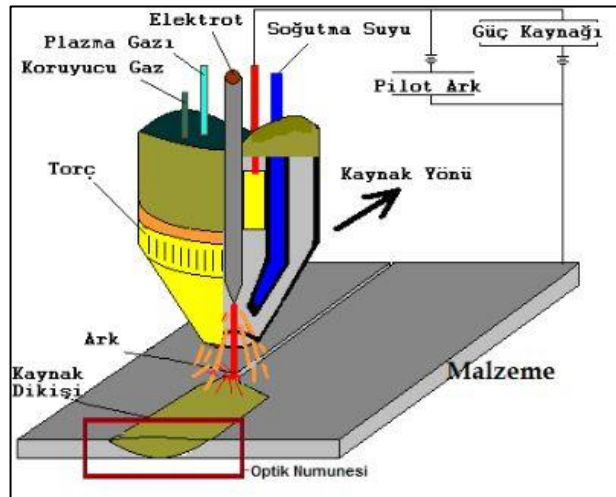
Şekil 2.11. TIG Kaynak yönteminin şematik gösterimi [38].

Son zamanlarda otomatikleştirilmeye yatkınlığından dolayı otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Lakin ince et kalınlıklarındaki saclarda ısı girdisinden kaynaklı istenmeyen mukavemet eksiklikleri oluşturması bu yöntemin

önemli bir handikabıdır. Bu sebeple alternatif kaynak yöntemlerine kullanım alanını bırakmaya başlamıştır.

2.4.3. Plazma Ark Kaynağı

Fizik biliminde partiküller, iyonlar ve elektronlardan oluşmuş, elektrik iletkenliği olan, maddenin başka bir hali olarak tanımladığımız plazma, kaynak metodu olarak başka bir yer kaplamaktadır. Gaz halindeki bir maddeyi radyasyon, elektron bombardımanı veya ısıtma ile iyonize konuma getirmek mümkündür. Plazmada gaz elektrik arkı yardımı ile ısıtılarak iyonize olmaktadır. Bu tanıma göre, ark kaynağı yöntemlerinde elektrik arkı bir plazma oluşturmaktadır. Kaynak ve ısıl kesme işlerinde plazma olarak adlandırılan ark, radyal doğrultuda sıkıştırılıp, büzülerek enerji yoğunluğu artırılmış arkı meydana getirir. Plazma arkının sıcaklığının çeliği ergitecek sıcaklığa erişmesi sonucu ergime başlar ve birleştirme işlemi gerçekleştirilir. Özellikle ince sacların kaynağında iyi sonuçlar elde etmek mümkündür [39]. Şekil 2.12’de plazma ark kaynağının şematik gösterimi verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi arkın meydana getirdiği ısı, malzemeyi eritmektedir. Plazma ark kaynağında TIG kaynağında olduğu gibi tungsten elektrod kullanılır.



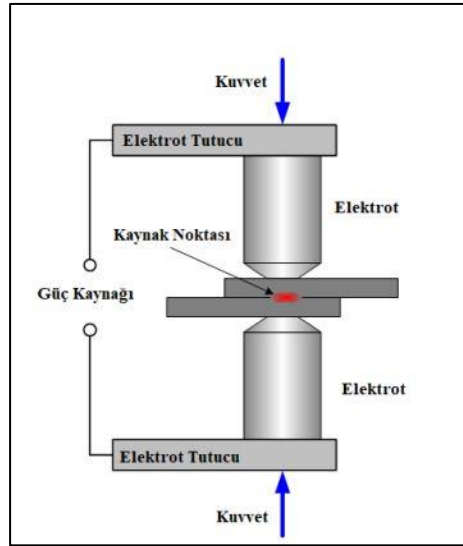
Şekil 2.12. Plazma ark kaynağının şematik gösterimi [40].

Plazma ark kaynağı ve kesme işlemi ilk kullanılmaya başladığında piyasada oksijen gazı ile karşılaştırılıp oksijen gazı yönteminin alternatifi olarak tercih edilmekteydi.

Günümüzde yöntemin sürekli gelişmesinden dolayı lazer kaynağı ve kesme işlemi ile mukayese edilmeye başlanmıştır.

2.4.4. Elektrik Direnç Nokta Kaynağı

Elektrik direnç nokta kaynağının insanlık tarihinde kullanımı 1890 yıllarında başlamıştır. Yöntem “Elihu Thomson” tarafından icat edilmiştir [41]. Günümüz sanayilerinde geniş kullanım alanına sahip olan bu kaynak yöntemi otomotiv endüstrisinde özellikle kaporta ve gövde saclarının puntalanmasında geniş kullanım alanına sahiptir. Bu yöntem bir otomotiv fabrikasında olmazsa olmaz bir birleştirme yöntemidir. Şekil 2.13’te elektrik direnç nokta kaynağının şematik gösterimi verilmiştir. Kaynak için gerekli akım, yüksek gerilim ve düşük akım şiddetindeki şebeke elektrik akımını, düşük gerilim ve yüksek akım şiddetinde kaynak akımına çeviren trafodan sağlanır. Gerekli basınç veya elektrot kuvveti, pnömomatik, hidrolik veya mekanik donanımlar ile gerçekleştirilir [42].

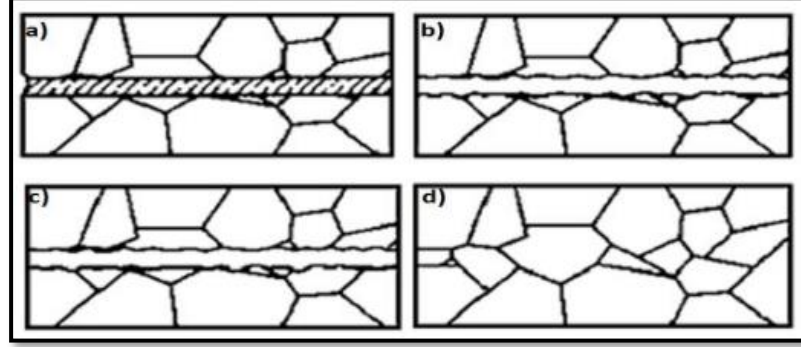


Şekil 2.13. Elektrik nokta direnç kaynağının şematik gösterimi [42].

2.4.5. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, kaynak edilmek istenen iki malzemenin üst üste bindirilerek, ergime sıcaklıklarından daha düşük bir sıcaklık altında, plastik deformasyona sebep

olmayacak bir basınç ile malzemelerin atomlarının birbirlerine difüzyon ettirilmesi sonucunda elde edilen birleşme yöntemidir. Dayandığı prensip adını da aldığı difüzyondur. Atomların ısı ve basınç etkisiyle hareket etmesiyle gerçekleşir. Bu birleştirme yönteminin en büyük avantajı farklı yapıdaki malzeme çiftlerinden yeni bir malzeme etmeyi mümkün kılmasıdır [43].



Şekil 2.14. Difüzyon kaynağının aşamaları [44].

Şekil 2.14’te görüldüğü gibi a aşamasında malzemeler yerleştirilmiştir, b aşamasında ara tabaka ergimeye başlamıştır, c aşamasında izotermal olarak katılan bağlar oluşmuştur. Ardından d aşamasında görüldüğü gibi homojenleşen malzeme ortaya çıkmıştır [45].

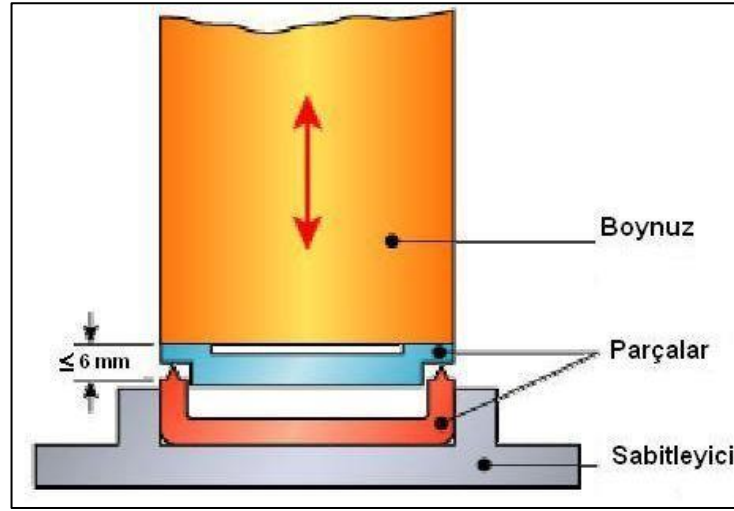
2.4.5.1. Difüzyon Kaynağının Parametreleri

Difüzyon kaynağı ile ancak belirli parametrik koşullar sağlandığında birleştirme mümkün olur. Bu parametreler aşağıda maddeler halinde sıralanmaktadır.

- Sıcaklık,
- Basınç,
- Süre,
- Numune yüzeyi,
- Ara tabaka etkisi ve çalışma ortamıdır [44].

2.4.6. Ultrasonik Kaynak

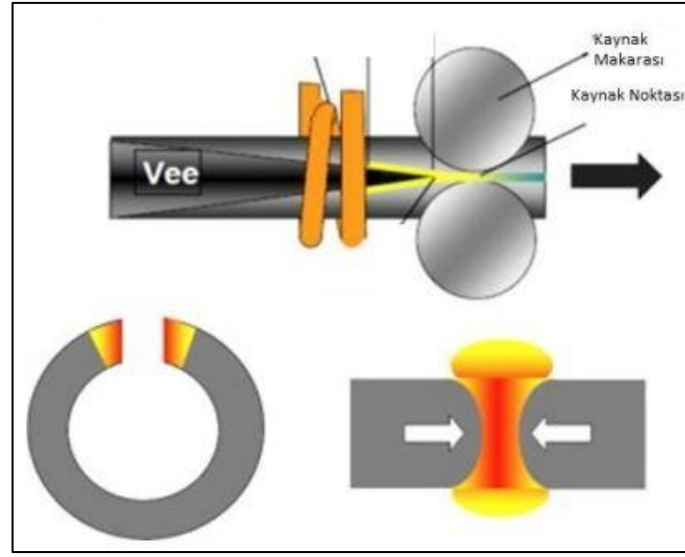
Ultrasonik kaynak yöntemi yüksek basınç ve yüksek frekans altında oluşan titreşim ile termoplastik veya metal malzemelerden yapılmış kablo veya ince sacları birleştirmede kullanılır. Bu yöntem bindirme şeklinde birleştirme için kullanılmaktadır. Şekil 2.15'te kaynağın şeması verilmiştir. Bu şemada görüldüğü gibi "horn" kısmının altında kalan kısımda hava veya hidrolik basınç altında ve saniyede 20,000 titreşim yapabilen çeneler arasında ısı girdisi vermeksizin soğuk basınç ile birleştirme yapılır. Bu titreşim yüksek frekanslı elektrik enerjisi ile elde edilir [45].



Şekil 2.15. Ultrasonik kaynağının şeması [46].

2.4.7. Yüksek Frekans Kaynağı

Yüksek frekans kaynağı, elektrik direncinden doğan yüksek sıcaklık ile birleştirilmek istenilen malzemeler bir bant, hidrolik sürücü veya konveyör ile hareket ederken uygulanan birleştirme kuvvetinin etkisiyle gerçekleştirilen birleştirme yöntemidir. Sürekli dikiş kaynakları veya sınırlı uzunluk kaynakları şeklinde iki farklı metotta uygulanabilir [45].



Şekil 2.16. Kaynağın şematik görüntüsü [47].

Şekil 2.16'da yüksek frekans kaynağının şematik görüntüsü verilmiştir. Kaynak makaralarının oluşturduğu basınç ve frekans ünitesinin ürettiği ısı ile gerçekleştirilir. Aslında kaynak bölgesinde meydana gelen birleşme dövme kaynağına benzemektedir. Bantların ucunu kaynatmak için ihtiyaç duyulan ısı, frekans kabininden sağlanır. Yüksek Frekans Kaynak Jeneratörü şebekeden aldığı alternatif akımı (50 Hz AC) önce doğru (DC) akıma çeviren ve bu işlemi müteakiben kullanıma hazır olan DC akımı tekrardan alternatif akıma (400 kHz AC) çevirerek indüksiyon bobini vasıtası ile kaynatılmaya hazır olan boruya aktaran kaynak makinesidir. Frekans kaynağı sayesinde sürekli ve hızlı bir kaynak dikişi oluşumu sağlanır. Frekans kabininden üretilen akım iletkenler vasıtasıyla bandın üzerinden ilerler ve bandın uç noktalarında yığılıp tam birleşme noktasında atlama yapar. Atlama yapan akım birleşme noktasında ısı oluşturur ve çeliği eriterek birleşim oluşmasını sağlar. Yüksek frekans kaynağının gerçekleşmesi için kaynaklanacak malzemenin kesinlikle iletken olması gerekmektedir. Ana hatlarıyla yüksek frekans kaynağı bu şekilde gerçekleşmektedir [47].

Otomotiv çeliklerinin birleştirilmesinde kullanılan bir başka yöntem ise lazer kaynak yöntemidir. Bu yöntem ileriki bölümde daha detaylı bir şekilde anlatılmaktadır.

BÖLÜM 3

LAZER KAYNAĞI

Lazer ışın kaynağı, birbirinin aynısı veya birbirinden farklı malzemelerin lazer ışını ile sağlanan ergitme sonucu gerçekleştirilen birleştirme yöntemidir. Kaynak hızının yüksek olması, otomatikleştirilmeye yaygınlığı, kaynak esnasında kolay kontrol edilebilmesi ve uygulanmasının basitliği yöntemin sahada tercih edilmesini arttırmıştır. Gelişmiş endüstrilerde yöntemin verdiği olumlu sonuçlardan dolayı kullanımı yaygındır. Otomotiv, sağlık, makine imalatı, elektronik gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır [48].

3.1. LAZER IŞIN KAYNAĞININ İCADI

Lazerin prensipleri, ışık yayılımı kuramı ve uyarılmış yayılım ifadesi ile 1917 yılında Albert Einstein tarafından belirlenmiştir. İlk defa 1951 yılında, C. H. Townes tarafından ilk MASER (Microwave Amplification of Stimulated Emission of Radiation-Işınmanın Uyarılmış Yayılımı ile Mikrodalga Yükseltilmesi) icat edilmiştir. 1958 yılında da C. H. Townes ve A. L. Schawlow ilk detaylı olarak optik lazeri oluşturmuştur. 1960 yılında bu iki bilim insanı ilk lazerin patentini almışlardır. Aynı yıl Hughes Araştırma laboratuvarındaki çalışmasıyla Dr. T. Maiman ilk Rubin (Ruby) lazeri bulmuştur. 1961 yılında Bell laboratuvarlarında A. G. Fox ve T. Li optik rezonatörlerin teorik analizini ortaya koymuşlardır. 1964 yılında yine aynı laboratuvarlarda J. E. Geusic, H. M. Marcos, L. G. Van Uteit ilk çalışan Nd: YAG lazeri bulmuşlardır. Aynı yıl yine aynı yerde Kumar N. Patel tarafından CO₂ lazer bulunmuştur. Hughes Araştırma laboratuvarında W. Bridges tarafından Argon lazeri icat edilmiştir [48].

3.2. LAZER KAYNAĞININ TANIMI

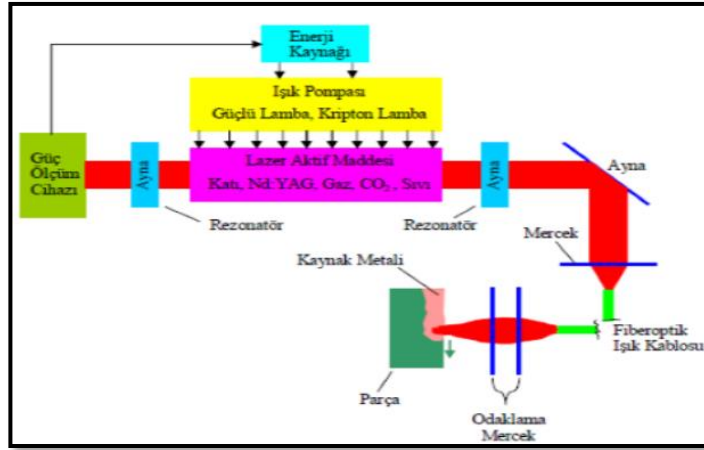
Lazer kaynağı, üreteçlerinin sağladığı yüksek güç yoğunluktan dolayı düşük ısı girdisi ile yüksek nüfuziyet sağlayan bir kaynak yöntemidir. Esasında ergitmeli olarak kaynak yapılabilen hemen hemen bütün materyaller lazer ışın kaynağı ile de kaynaklanabilir. Bu kaynak yöntemi ile kalite, hız ve maliyet bakımından diğer geleneksel kaynak yöntemlerine göre daha avantajlıdır.

Lazer ışın kaynağının sağladığı bu yüksek kaynak hızı, düşük çarpılma, derin nüfuziyet ve toplamda malzemeye giren düşük ısı girdisi sebeplerinden ötürü bu yöntem günümüzde küçük atölyelerden büyük fabrikalara kadar gerek otomatikleştirilmiş gerek operatör yardımıyla sahada çok kullanılmaktadır. Manuel olarak kullanımın özellikle TIG kaynağına göre lazer ışın kaynağının kolay olması lazer ışın kaynağının tercih edilme sebebini arttırmaktadır. Kullanım esnasında kaynak bölgesine istenilen açıyla gönderilebilmesi kaynak bölgesini daraltmaya yardımcı olur. Bu sebeple malzemeyi daha az ısı girdisine maruz bırakmak mümkün olur. Özetle bu yöntemin en önemli avantajları; düşük çarpılma, yüksek üretkenlik ve otomatikleştirmeye olan yatkınlığıdır [49].

3.3. LAZER KAYNAK YÖNTEMLERİ

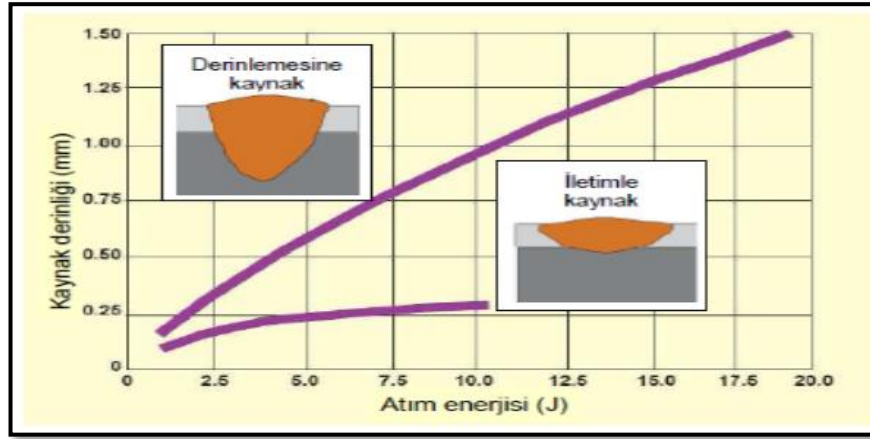
Yüksek güç yoğunluğu (10^6-10^8 Wcm^2) olan lazer ışını ve kolayca yönlendirilebilirlik özelliklerinden dolayı endüstride bir ısı kaynağı olarak kaynak ve kesme işlemlerinde sıklıkla kullanılmaktadır [50]. Bu sayede kaynaklanacak veya kesilecek bölgeye istenilen miktarda enerji bölgesel olarak gönderilebilmektedir.

Şekil 3.1’de bir lazer ışın üretici ve elemanları şematik olarak gösterilmektedir. Burada ışık demeti lazer türüne göre ayna ve mercek yardımıyla veya ışık kablosu ile istenilen yere yönlendirilebilmektedir [50].



Şekil 3.1. Lazer ışın üreticinin şeması [51].

Lazer ışını enerji gücüyle ilgili uygulanan yoğunluklarına göre iki varyasyona ayrılmıştır. Bunlardan ilki ince materyallerin kaynaklanmasında kullanılan iletimsel lazer ve ikincisi daha kalın malzemelerin kaynaklanmasında kullanılan derinlemesine kaynaktır. Şekil 3.2’de derinlemesine ve iletimsel lazer kaynağının paslanmaz çelikler üzerinde kaynak nüfuziyetine olan etkisi verilmiştir [51].



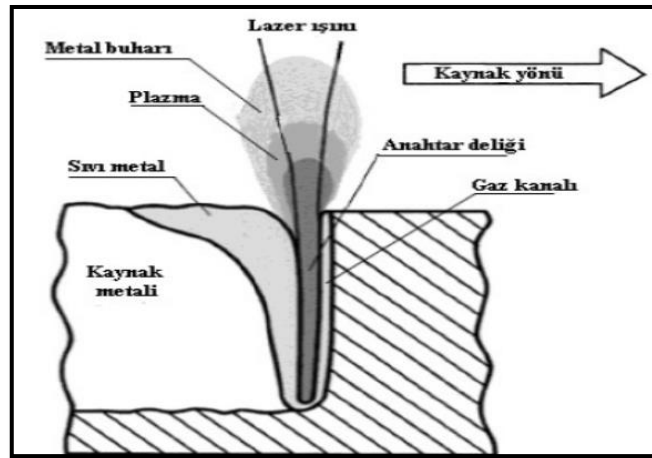
Şekil 3.2. Derinlemesine ve iletimsel lazer kaynak işleminin mukayesesi [52].

İletimsel ve derinlemesine kaynak yöntemi arasındaki en önemli fark, iletimsel lazer kaynağında birleştirme esnasında oluşan kaynak banyosunun sürekli olması, nüfuziyet kaynağında ise lazer ışınının erimiş banyo içerisinde nüfuz ederek ergimiş sıvı metal havuzunu ikiye ayırmasıdır. Burada oluşan boşluğun anahtar boşluğuna

benzemesinden dolayı bu yönteme anahtar deliği (key hole) kaynağı denmesine sebep olmuştur [52].

3.3.1. Derinlemesine Nüfuz Eden Lazer Kaynağı

Derinlemesine nüfuz yöntemi ile elde edilen lazer kaynağına ‘‘Anahtar Deliği’’ manasına gelen ‘‘Key Hole’’ yöntemi de denir. Eğer yeterince güç yoğunluğuna sahip olan lazer ışın demeti malzeme yüzeyine odaklanırsa anahtar deliği elde edilir. Bu anahtar deliğinin oluştuğu yerde bir ergime havuzu meydana gelir. Söz konusu yerde ergimiş halde bulunan malzeme yer çekimi, yüzey gerilmesi ve buhar basıncının etkisi ile kararlı bir dengede bulunur. Anahtar deliği mekanizmasında 1/10 oranında en ve boy değişimi gerçekleşir. Kaynak ukuru oluşturarak malzemelerin kaynatılması işlemi, özellikle kalın sacların kaynak edilmesi için uygun olan bir yöntemdir. Anahtar deliği, ergiyen metal ve iletim halinde olduğu bölgeyi çevreleyen katı maddelerden oluşur. Bu delikte oluşan buhar basıncı, ergiyen malzemenin yüzey gerilimi ve metalin hidrostatik basıncı ile dengelenir. Sıvı metal ile plazma arasındaki basınç ve sıcaklık farklılıklarından dolayı şiddetli dolaşımların olduğu, akıcı fazlı bir buhar kanalı (kılavuz çukur) oluşur ve bu oluşumun grldğu lazer birleştirmelerine de derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı ismi verilir. şekil 3.3’te derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağının görseli verilmiştir [53].



şekil 3.3. Derinlemesine lazer ışın kaynağının şeması [53].

Şekil 3.3'te görüldüğü gibi ışının malzeme üzerindeki görüntüsü bir anahtar deliğine benzemektedir. Bu yöntem bahsedilen metalografik fotoğraftan kaynaklı olarak “Key Hole” ismini almıştır.

3.3.2. İletimsel Lazer Kaynağı

Bu lazer kaynak yöntemi, ışının güç yoğunluğunun birleştirilecek materyalinin kaynama noktasına yükselmediği, sadece malzemeyi ergitebildiği durumlarda tercih edilir. Bu metot uygulanarak yapılan lazer birleştirmesinde dikiş formunun derinlik ve genişlik oranına sahip olması genellikle mümkün olmaz ve güç yoğunluğunu artırıp ince malzemeleri kesmeye çalıştığı durumlarda kaynak yerine kesme gerçekleşir [53]. Şekil 3.4'te lazer ışın kaynağının şematik gösterimi verilmiştir. Şekil 3.4'te görüldüğü üzere iletimsel lazer kaynağı esnasında birleştirme esnasında kaynak metalinin bir kısmı katılaşmaya başlamıştır. Materyale giren lazer ışın tahrikli güç, derinlemesine bir nüfuziyete odaklanmış olup materyalin yüzeyine iletilir.



Şekil 3.4. İletimsel lazer kaynağının şematik gösterimi [52].

Bu yöntemde elde edilen lazer ışını sadece yüzeye değil istenilen başka bir bölgeye de odaklanabilir. Bu odaklanma sonucu materyal üzerinde lazer ışınının bir miktarı materyal tarafından emilir. Materyalin yüzey durumuna göre ışının bir miktarı yansır. Absorbe edilen bu ışının materyal üzerinde oluşturduğu ısının radyasyon biçiminde yayılma fırsatı olmadan malzemenin ısı iletkenliğine bağlı olarak malzeme derinliğine yayılması gerçekleşir [52].

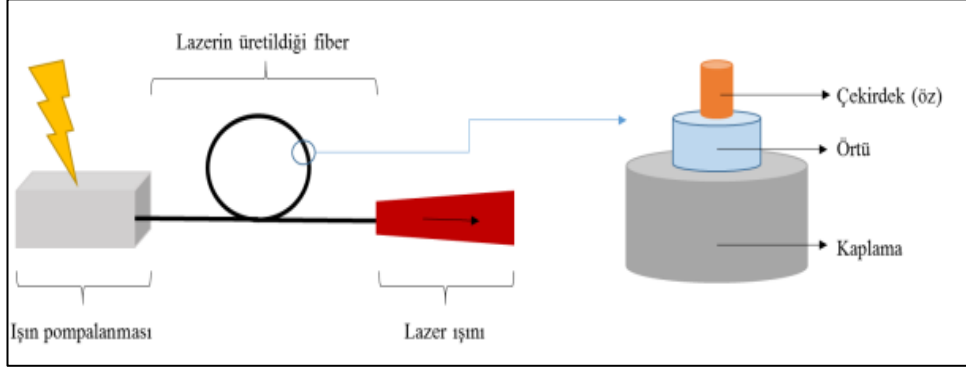
3.4. ENDÜSTRİDE BİRLEŞTİRME İŞLEMLERİNDE KULLANILAN LAZERLER

Günümüzde ülkemiz endüstrisi de dahil olmak üzere dünyada en büyük ihracat miktarlarına sahip olan ülkelerde kullanılan lazerler üretilme teknolojilerine göre birçok çeşide ayrılmaktadır. Sahada en çok kullanılan lazerler fiber lazerler, CO₂ lazerler, katı hal (Nd: YAG) lazerleri, iyon lazerleri ve yarı iletken diyot lazerlerdir. Bugün ülkemizde yeni kurulan lazer kaynak ve kesme parkurlarının %90'ı fiber lazer tesisi olarak kurulmaktadır. Bunun sebebi fiber lazer teknolojiye sahip olması ve endüstriyel lazer makineleri üreten şirketlerin satış miktarlarını arttırmak istemelerinden ve sürekli rekabet sebebiyle teknolojinin gelişmesinden dolayıdır [45].

3.4.1. Fiber Lazer Kaynağı

Fiber lazerler, 1960'lı yılların başlarında ortaya çıkmış ve 1980'ler ve 1990'lar boyunca düşük güç seviyelerinde optik yükseltici olarak kullanılmışlardır. 2000 yılında ilk kez 100 W'lık fiber lazer üretilmiştir ancak bu lazerlerin malzeme işleme süreçlerindeki potansiyellerine ilişkin yapılan raporlamalar günümüzde halen gelişerek devam etmektedir. Buna rağmen ticarileşmenin artmasına bağlı olarak günümüzde 10 kW'a kadar çeşitli güçlerde fiber lazerler üretilmiştir. Üretilen bu yeni lazerlerin, diğer yöntemlere kıyasla pek çok avantajı vardır: lamba ya da diyot pompalı çubuk lazerlere göre daha yüksek verimliliğe sahiptirler, kompakt tasarımı sayesinde kurulumları kolaydır, ince fiberlerin kullanılması sebebiyle iyi ışın kalitesi ve bu nedenle küçük odak çapına sahiptirler. Ayrıca bu yöntemdeki pompa diyotlarının kullanım ömrü, diğer lazerlerden daha uzun olduğu için yatırım maliyetleri daha kabul edilebilir seviyelerdedir. Yüksek güçteki bu lazerler, düşük dalga boyuna sahip olduklarından hemen hemen tüm metaller ve alaşımlar tarafından soğurulması ve fiber iletim sisteminin ışını konumlandırmada gerekli esnekliği sağlaması nedeniyle, çeşitli malzeme ve yapılarda derin penetrasyon kaynağı için kullanılabilir. Aynı zamanda sac metal malzemelerin birleştirilmesinde yüksek kaynak hızı nedeniyle yüksek güçteki CO₂ lazerlerden daha verimlidir [54].

Bir fiber lazerin yapısında, 9 – 50 mikron çapında nadir toprak elementleri katkılı Si fiberler vardır. Bu yöntemde lazer ışını, tamamen fiberlerin içinde üretildiğinden, diğer lazerlerde olduğu gibi optik hizalamaya ve bunlara için kullanılan aynalara ihtiyaç yoktur. Fiber lazerin çalışma prensibi Şekil 3.5’te gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Fiber lazerin çalışma prensibi [55].

Fiber lazer sistemlerinin eşsiz özelliklerinden birisi de odaklanma yeteneğidir. Örneğin, 500 W lazer, 10 mikronluk spot genişliğine odaklanabilir. Bu durum diğer yöntemlerde pratik olarak mümkün değildir ancak fiber lazerlerde spot genişliğinin alt limiti yoktur. Fiber çekirdeği ya tek emitör diyotlarla ya da çekirdeğin etrafındaki kaplamaya bağlı olan diyot dizileri ile uyarılabilirler [55].

Fiber lazer makinalarının konvansiyonel lazer makinalarına göre avantajları ve dezavantajları aşağıda verilmiştir. Belirtilen bu avantajlar sayesinde fiber lazerler, %44 oranında diğer konvansiyonel lazerlere göre (diyot, Nd:YAG vb.) daha fazla tercih edilmektedirler. Fiber lazer kaynak yönteminin avantajları şu şekilde sıralanabilir:

- Penetrasyon derinliği yüksek, ITAB genişliği konvansiyonel yöntemlere göre daha dar kaynaklar yapılabilir.
- ITAB genişliğinin dar olması nedeniyle malzeme yapısının değişmesi kaynaklı ITAB hasarlanması olasılığı konvansiyonel yöntemlere göre daha düşüktür.
- Yüksek malzeme işleme hızları sağlanabilir.
- Mükemmel ışın kalitesi sayesinde yüksek kalitede malzeme işleme gerçekleştirilebilir.

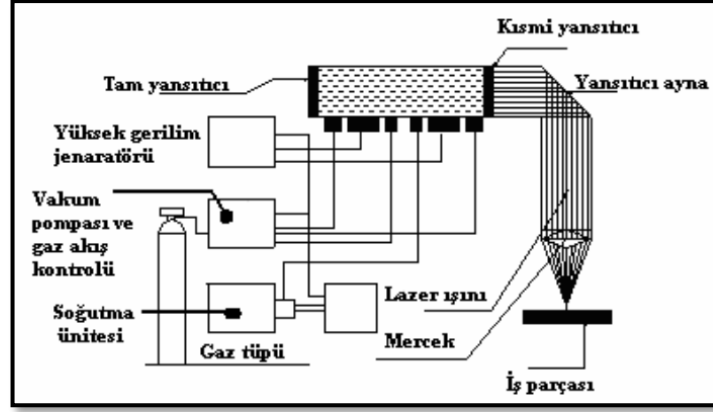
- Küçük boyutlu, kompakt, sağlam ve taşınabilir olmaları sayesinde mobil olarak işleme kabiliyeti sağlar.
- Rahat ve basit kullanım özelliğine sahiptirler.
- İşletme ömürlerinin yüksek olması nedeniyle, ilave tesisat gerektirmeden sanayi elektriği ile çalışabilirler.
- Çeşitli üretim endüstrilerinde ve tamir işlerinde kullanılabilirler [13,55].

Fiber lazer kaynak yönteminin dezavantajları ise,

- Kaynak alanının geometrisi nedeniyle dolgu malzemesinin kaynak metaline karışma zorluğu vardır.
- Lazer ışın demetinin darlığı nedeniyle alın birleştirme kaynaklarında birleştirme yerlerinin tamamen düz olması gerekliliği bulunur.
- Yatırım maliyetleri yüksektir [55].

3.4.2. CO₂ Lazer Kaynağı

Yerini fiber lazer teknolojisine bırakmakta olan bu ilkel teknoloji yine bir rezonatör içerisinde lazer ışını oluşturmak için gerekli gazların elektrik akımıyla enerjilerinin artırılmasıyla oluşturulan ışının, metal kablo, ayna, lens teknolojisi ile ışının çıkış kafasına kadar taşınarak yapılan birleştirme işlemi olarak bilinmektedir. Şekil 3.6’te CO₂ lazer kaynağının şematik görüntüsü verilmektedir. Burada görüldüğü gibi lazer gazları bir basınç altında rezonatör içerisine yönlendirilmektedir. Rezonatör yüksek gerilim jeneratörü tarafından yüklenilir. Bu yüklenme sonucu çıkan ısı enerjisinden dolayı cihazın bir kısmı soğutma sistemi ile soğutulmaktadır. Ardından rezonatör kısmında oluşan lazer ışını yansıtıcı aynalar vasıtasıyla kesici kafaya taşınır. Ardından ışın kaynak veya kesim kafası olarak tanımlanan kısımdan dışarı odaklanır ve birleştirme veya kesme işlemi bu şekilde gerçekleşir [56].



Şekil 3.6. CO₂ lazer kaynağının şematik gösterimi [56].

Bu teknolojiye ışının güç olarak kaybı ihmal edilemeyecek kadar fazladır. Bu sebeple bu teknolojiye sahip cihazların tükettiği enerji, gaz fiber lazer kaynağına göre daha fazladır. Bu sebeple fiber kaynak ve kesme teknolojisi sahaya çok hızlı bir şekilde yayılmıştır. Yöntemde kesim ve kaynak maliyetleri azaltılmıştır [56].

3.4.3. Katı Hal Nd: YAG Lazer Kaynağı

Nd: YAG lazer kaynağı günümüzde CO₂ lazer kaynağına göre daha yaygın olarak kullanılan bir kaynak yöntemidir. Bugün lazer kaynak makinesi ve ekipmanları satılan noktalarda bu teknolojiye ait kaynak makinesi bulmak mümkündür. Yöntemin temel çalışma prensibi silindire benzer bir çubuk profilin içinde bulunan kristal, yüksek enerjili ışık ile uyarılması sonucu lazer ışını oluşturulmasıdır. Oluşan bu ışın sayesinde birleştirme gerçekleştirilmektedir. Sarf malzeme cinsinden diğer teknolojilere göre daha ekonomik bir teknolojidir [57].

3.5. LAZER KAYNAĞININ TEMEL KISIMLARI

Lazer kaynağını var eden zincirin halkalarını; lazer ışını, elektrik ihtiyacını karşılayan güç kaynağı, optik rezonatör ve odaklanma elemanları olarak tanımlanabilir. Bu maddelerden biri yetersiz olursa birleştirmede sorunlar çıkabilir. Örneğin odaklanma ekipmanları sarf malzemelerdir. Değişmesi gereken zamanda değişmediğinde veya kaynak operatörü tarafından yanlış odaklanma ayarı yapıldığında birleştirme sorunlu

olur. Aynı şekilde kesme işleminde nozul, ayna, lens gibi odaklanma ekipmanlarının rutin bakımları vardır. Her sac kalınlığına göre, her gaz seçimine göre nozul tiplerini değiştirmek gerekmektedir. Ayrıca merkezleme ayarı yapılması doğru kesim ve kaynak için olmazsa olmaz bir husustur. Lazer sistemlerinin birçoğu genellikle dört temel kısımdan meydana gelmektedir. Bunlar:

- Lazer üretici (aktif materyal),
- Pompalama kaynağı,
- Optik rezonatör,
- Odaklama optik elemanlarıdır [51].

3.5.1. Lazer Işınının Elde Edildiği Aktif Maddeler

Lazer ışını oluşturulan maddeler bu döngünün içinde yer almaktadır. Lazer kaynağının ne kaynağı olduğuna bağlı olarak ışını üreten aktif madde değişkenlik göstermektedir. Nd: YAG lazer ışın kaynağında kristal madde ışın üretici olarak kullanılan aktif maddedir. Bu aktif maddeler başka lazer metotlarında katı, sıvı ve gaz maddeler olarak değişkenlik gösterebilmektedir [58].

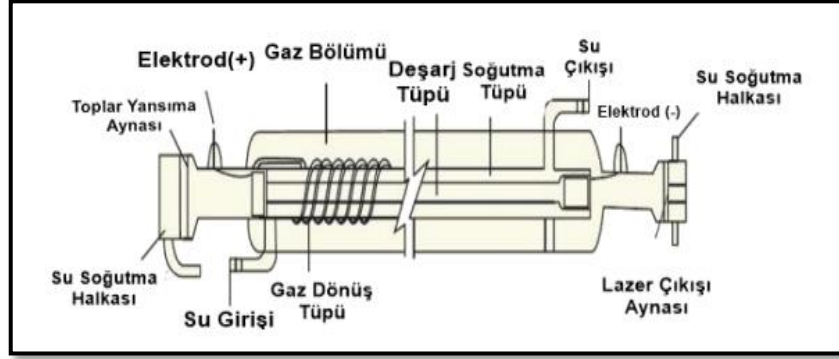
3.5.2. Güç Kaynağı

Lazer ışının, optik rezonatör içinde oluşması için yüksek bir voltaja ihtiyaç vardır. Lazer kaynağında kullanılan güç kaynağının, lazer gazlarını optik aksam içerisinde yüksek gerilim ile bombardımana tutması sonucu lazer ışını oluşmaktadır. Bu voltaj karbondioksit lazerlerde daha yüksektir. Bu sebeple karbondioksit lazer rezonatörlerin enerji tüketimi fiber lazerlere göre daha yüksektir [59].

3.5.3. Lazer Rezonatör

Lazer kaynak ve kesme makinelerinde rezonatör, direkt olarak kaynak ve kesimin kalitesine etki eden bir makine parçasıdır. Temel olarak rezonatörün çalışma mantığını, üzerinde bulunan yüksek voltaj ile bağlantılı elektrotlar tarafından tüp içerisine verilen lazer gazlarının, optik aynalar ile toplanıp dağıtılmasıyla lazer ışının

oluşturduğu ekipman olarak tanımlanabilir. Şekil 3.7’de lazer rezonatörünün şematik görüntüsü verilmiştir. Burada görüldüğü gibi su soğutmalı olan bir tüp gaz dönüş tüpünden geçtikten sonra, yüksek voltaj ile yüklenmiş kısımda lazer ışınına dönüşüm gerçekleşir. Aynalar sayesinde ışın en az kayba uğrayacak şekilde çıkış aynasından odaklara ve lens kısmına yönlendirilir [51].



Şekil 3.7. CO₂ lazer rezonatörün şematik gösterimi [60].

3.5.4. Odaklanma Elemanları

Lazer kesim ve kaynak işlemlerinde kesim makinelerinde “Z Eksen” veya sanayi tanımıyla lazerin kafası diye tanımlanan kısımda odaklama yani lazer ışını en az kayıp ile bir noktaya taşımak için kullanılan sarf malzemelere odaklanma elemanları bir başka isimle nozul (nozzle) diyebiliriz. Aynı şekilde lazer kaynağında da torç kısmında lazer ışınının odaklanması için nozul malzemeler kullanılır. Bu malzemeler sarf malzemeler olup, her sac kalınlığına göre değişen, lazer ışının milimetrik şekilde kaynaklanması veya kesilmesi için minimum ışın kaybı için tasarlanmış malzemelerdir [51].

3.6. LAZER KAYNAĞINDA KULLANILAN KORUYUCU GAZLAR

Lazer kaynağında kullanılan koruyucu gaz, kaynak esnasında kaynak bölgesinde plazma oluşumunu önleyerek iyi bir kaynak için gerekli nüfuziyeti sağlamak için önemli bir amaca sahiptir. Koruyucu gaz ayrıca kaynak bölgesinde oksitlenmeyi önlemek amacı içinde kullanılmaktadır. Bu iki görevinin dışında lazer kaynağında

koruyucu gaz kaynak esnasında lazer ışının en az kayıpla birleştirmeyi yapabilmesi için kullanılır. Bu şekilde kaynak kalitesi daha iyi olmaktadır. Lazer kaynağında bu amaçlar için genellikle Argon (Ar) ve Helyum (He) gazları tercih edilmektedir. 3 mm gibi kalın sacların kaynağında He gazının yüksek iyonizasyon enerjisinden dolayı kullanılması tercih sebeplerindedir [61]. Çizelge 3.1’de birleştirme ve kesme işlemlerinde lazer ışını ile kullanılan gazlar verilmiştir. Çizelgede görüldüğü gibi fiber lazer kesme ve kaynak uygulamalarında kesme işleminde fiber lazer ile oksijen ile azot gazları kullanılmaktadır. Bu malzemeler fiber lazer tezgahlarında sarf malzeme olarak kullanılmaktadır. Kesim esnasında kesilen malzemelerin kesim kenarlarında gözle görülen bir etkileri söz konusudur. Gazın kalitesi, basıncı kesimin kalitesini direkt olarak etkileyen bir faktördür. Günümüzde endüstride DKP ve galvaniz saclar oksijen ile kesilmektedir. Kesim esnasında sacların kenarlarında kabul edilebilir yüzey kalitesi oluşturduklarından bu gazlar fiber lazer ile kesimlerde tercih edilmektedir. Paslanmaz sacların kesiminde Azot (N) gazının kullanılmaması durumunda neredeyse kesimin gerçekleşmediği sonuçlar dahi yaşanmaktadır. Bu sebeple N gazı fiber lazer ve diğer lazer teknolojilerinde kesinlikle kullanılmaktadır. Lazer ışın kaynağında kullanılan koruyucu gaz, plazma oluşumunu önleyerek istenilen kaynak nüfuziyetini sağlamak açısından önemli bir göreve sahiptir. Bu gazın ilk görevi kaynak bölgesinde oksidasyonu önlemek olup, ikinci ve kritik görevi de kaynak bölgesi içinde meydana gelebilecek plazma oluşumunu önlemektir. En son görevi ise, lazer ışınının kaynak alanına en az kayıp ile ulaşmasını sağlayarak kaynak kalitesini iyileştirmektir. Genellikle bu amaç için koruyucu gaz olarak Ar ve He kullanılmaktadır. Kalın malzemelerin kaynağında yüksek iyonizasyon enerjisinden dolayı ergimeyi kolaylaştırdığı için He gazı tercih edilir [61].

Çizelge 3.1. Lazer kesme ve kaynak işlemlerinde kullanılan gazlar [61].

Gazlar	CO₂ Lazer	Nd: YAG Lazer	Fiber Lazer
Oksijen	Kesim	Kesim	Kesim
Azot	Kesim	Kesim	Kesim
Helyum	Kesim	Kaynak	Kaynak
Argon	Kesim	-	Kaynak

3.7. LAZER KAYNAĞININ METALURJİK ÖZELLİKLERİ

Lazer ışın kaynağı diğer ergitmeli kaynak yöntemlerinden metalurjik olarak farklı olan bir kaynak yöntemidir. Kuvvetli lazer ışının çok hızlı bir şekilde birleştirecek materyal üzerine absorbe edilerek ve devamında ısı enerjisine dönüştürülmesiyle oluşan ışık, oluşturduğu dalga boyları ile lazer ışının enerji yoğunluğunu belirlemektedir. Lazer ışın kaynak ve kesme makinelerinde bulunan odaklanma ekipmanları sayesinde lazer ışını en az kayıp ile malzeme bünyesine aktarılmaktadır. Lazer ışın kaynağı ve kesme işlemlerinde lazer ışının küçük alanlarda oluşturduğu ısı girdisinden dolayı lazer ışının enerjisi sadece kaynaklanmak istenen noktaya uygulanabilmektedir. Bu özelliği lazer ışın kaynağı ve kesme işlemlerini diğer metotlardan ayıran ciddi bir farktır. Bu fark şu özelliklerle daha iyi ifade edilebilmektedir. Lazer ışın kaynağı ile birleştirilmiş bir sacı kaynaktan hemen sonra elde tutulabilir. Lakin elektrik ark kaynağı ile kaynatılan aynı malzemeyi aynı ölçüde ve et kalınlığında olmasına rağmen kaynaktan hemen sonra elde tutmak mümkün değildir. Bir pense yardımı ile malzeme hareket ettirilir. Aksi takdirde direkt cilde temasında insan bedenine zarar vermesi mümkündür [61].

3.8. GÜNCEL LAZER UYGULAMALARI

Lazer kaynağı günümüzde endüstriyel alanlarda son derece gelişme gösteren bir birleştirme yöntemidir. Lazer ışın kaynağı üreten firmaların satış amaçları doğrultusunda bu yöntem yıllarca bulunduğu teknolojinin üstüne koyarak insan hayatını kolaylaştırmaya yardımcı olacak birçok noktada endüstriyel çalışma alanlarına girmektedir. Bugün Türkiye’de küçük organize sanayi bölgelerinde bulunan çalışan sayısı elliye aşmamış işletmelerde dahi lazer kaynak ve kesme makine parkurlarını görmek mümkündür. Yerli üreticilerin iki binli yıllardan sonra kendi bünyelerinde prototip üretilen yerli makineler üretmeleri, ülkemizde lazer teknolojisinin gelişmesine büyük bir ivme kazandırmıştır. Covid-19 pandemi koşullarında Çin menşei ürünlerin Avrupa ve tarafından ithal edilememesi doğrultusunda ülkemizdeki lazer üreticilerine ve lazer parkuru olan işletmelere büyük bir talep doğmuştur. Bu doğrultuda son yıllarda yerli endüstride lazer uygulamalarına büyük bir atılım doğmuştur. Yalnızca sac metal endüstrisinde değil lazer uygulamaları bugün

Türkiye’de ve dünyada sağlık, otomotiv, bilişim, havacılık ve uzay endüstrilerinde geniş bir kullanım alanına sahip bir birleştirme ve kesme yöntemi olmaktadır.

Lazer sistemlerinin en çok kullanıldığı sektör ana imalat sektörüdür. Özellikle üretim aşamasında çok küçük (mikron ve nano) seviyelere inilmesi, malzeme teknolojilerindeki ilerlemeye bağlı olarak, üretilen özel alaşımların talaşlı üretime karşı hassasiyetinin artması ile lazer ışın teknolojilerinin geliştirilmesinin yolunu açmaktadır. Yeni nesil akıllı imalat sistemleri, takım tezgâhları, katmanlı üretim ve üç boyutlu yazıcılar lazer ışınının üretim hatlarında kullanımını yaygınlaştırmaktadır [49].

3.8.1. Sac Metal Endüstrisinde Lazer Işını Kullanımı

Günümüz dünyasında sac metal endüstrisi dünyanın her noktasında aynı konsept, aynı imalat prosesleri ile ilerlemektedir. Dünyanın globalleşmesi ve buna bağlı olarak şirketlerin globalleşmesi dünyanın her ülkesinde olduğu gibi ülkemizde de bu aynılığı getirmiştir. Bugün hem kesme hem de kaynakta çok iyi nüfuziyet sağlayabilen makine parkurlarına ülkemizde ulaşmak çok kolaydır. Bu sebeple ülkemizde endüstriyel alanlarda özellikle sac metal endüstrisinde kaynaklama işlemlerinde lazer ışın kaynağı ince sacların gerek otomatik gerekse manuel kaynatılmasında kullanılmaktadır. Kesme işleminde lazer ışını çok ayrı bir boyut kazanmıştır. Lazer ışın kesimlerinde 20 ile 30 mm et kalınlığına kadar kesimler söz konusu olmaktadır. Ülkemiz bu noktada dünyada hiçbir ülkeden geri kalmamıştır. Bütün yenilikleri tamamen Türk Endüstrisi takip etmektedir [49].

3.8.2. Bilişim Teknolojilerinde Lazer Işının Kullanımı

Bilişim teknolojisinde lazer ışınının kullanımı veri aktarımında kullanılmaktadır. İlk denemeler doksanlı yılların başlarında gerçekleştirilmiştir. Günümüze gelindiğinde sosyal medyanın bu denli kullanımını ve bu kullanım sırasında verilerin en hızlı şekilde transferi hedeflendiği için bu noktalarda lazer ışınları kullanılmaktadır. Yine lazer ışının kullanımının bilişim sektöründe başka bir uygulaması ise güncel uydularda görülmektedir.

Elektromanyetik dalgalarda yaşanan veri kaybının lazer ışınına göre çok olmasından dolayı bu alanda da lazer ışınlarının kullanıldığı görülmektedir [49].

3.8.3. Lazer Işının Sağlık Endüstrisinde Kullanımı

Günümüzde lazer ışını sağlık sektöründe birçok alanda güvenli bir şekilde kullanılmaktadır. Sağlık sektöründe nüfuziyet edilen yer canlı bedeni olduğundan çok güçlü lazer ışınları tercih edilmemektedir. CO₂ lazerler yirminci yüzyılın ortalarından beri profesyonel olarak sağlık sektöründe kullanılmaktadır. Aşağıda maddeler halinde lazer ışının sağlık sektöründe canlı bedeninde kullanıldığı bölümler verilmektedir [49].

- Böbrek taşlarını kırma,
- Kalp ve damar cerrahisi,
- Beyin cerrahisi,
- Sindirim sistemi problemleri,
- Deri ve cilt hastalıkları,
- Kulak burun boğaz ve göz hastalıkları,
- Ortopedik sorunlar ve estetik operasyonlar [49].

3.8.4. Lazer Işının Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı

Otomotiv sektöründe birçok parça cıvata ile birleştirmeye uygun olmayacak şekilde tasarlanmaktadır. Bu sebeple otomotiv endüstrisinde imalat ya da tamir aşamasında birleştirmeye ihtiyaç önemli bir husustur ve bu hususta iki şekilde kaynak prosesi mevcuttur. Bunlar bindirme ve alın altına şekilde yapılan kaynak işlemleridir. Otomotiv endüstrisinde bindirme kaynağı otomatikleştirilmiş punta kaynakları ile gerçekleştirilirken günümüzde alın altına yapılan sac levhaların kaynağında lazer ışını kullanılmaktadır. Lazer ışın kaynağının yerine geldiği bu teknoloji doğrultusunda TIG kaynağı kullanımı otomotiv sektöründe lazer ışın kaynağına bırakılmaktadır. Yalnızca kesme ve kaynağın dışında lazer ışını bu sektörde markalama, haberleşme, ölçme ve referans alma gibi işlemlerde de kullanılmaktadır. Otomotiv sektöründe lazer ışınli kaynak, kesim, lehim ve lazer ışınli delme yöntemleri bilinen klasik kaynak, lehim, kesme ve delme metotlarının yerini almıştır [62].

Otomotiv sanayinde kullanılan ilk lazerler basit parçalarının birleştirilmesi işlemi için kullanılırken, günümüzde otomotiv sanayinde sunroff tavanların kesilmesinden, kapı kaynaklarına, plastik malzemelerin kazınarak markalanmasında, binlerce parçanın kodlarının parça üzerine kodlanmasına kadar günümüzde kullanılmaktadır.

3.8.5. Savunma ve Uzay Teknolojileri

Lazer ışını kaynağının havacılık ve uzay sanayinde kullanımı, uçak ve helikopter imalatlarında perçin, cıvata gibi mekanik birleştiriciler yerine, lazer ışını ile kaynaklı birleştirmelerin tercih edilmesi ile %20'lere varan ağırlık tasarrufu, yaklaşık bir o kadar da işçilik ve yakıttan tasarruf sağlanmaktadır. Aşağıdaki maddelerde lazer ışının savunma ve uzay teknolojilerinde kullanılma sebepleri verilmektedir.

- Lazer ışını, güçlendirilmiş konvansiyonel kimyasal patlayıcı ateşli silahların geliştirilmesinde,
- Askeri alanlarda kontrol, gözetleme ve ölçme uygulamalarında,
- Askeri silahların, araç ve gereçlerin dolaylı olarak imalat süreçlerinde,
- Doğrudan kalıcı ya da geçici imha edici lazer silahların imalinde lazer teknolojisi kullanılmaktadır [52].

Tüm bunların yanında savunma sanayide, lazer algılayıcı sensörler füze veya bomba üzerlerinde konumlandırılarak bu silahlara yol göstermek ve ayrıca da yol haritasını belirlemek amacıyla kullanılmaktadır. Lazer ışını bugünlerde özellikle uçaksavarlarda, deniz kuvvetlerinde, insansız hava araçlarında, uçak ve helikopterlerde hedef karşısında taarruz cihazı olarak kullanılmaktadırlar [63].

BÖLÜM 4

EMSAL TEŞKİL EDEN LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

Yapılan çalışmanın bu bölümünde deneysel çalışmalarımıza yardımcı olacak, (lazer çeşidi, parametreler, fikstürleme, lazer kaynaklı numunelere uygulanan testler vb) konu ile ilgili bütün bilimsel veriler toplanarak özetlenmeye çalışılmıştır. Böylece çalışmaların daha dar bir kapsamda yapılarak gereksiz malzeme, enerji ve zaman kayıplarından kaçınılması sağlanmaya çalışılmıştır.

Gong ve diğerleri [64] 1,2 mm kalınlığındaki DP780 ve DP1180 kalite çeliklerinin alın birleştirme yöntemi ile %99,99 saflıkta koruyucu Ar gazı ve 30 mm odak mesafesi kullanarak kaynaklamışlardır. Yapmış oldukları bu çalışma sonrasındaki mikroyapı incelemelerinde her iki malzeme grubu için ana malzemede ferrit ve martenzit fazlarını tespit etmişlerdir. ITAB'da meydana gelen termal dönüşümler nedeniyle malzeme yapısında bulunan martenzit fazının tavlandığını ve yeniden kristalleşme nedeniyle tanelerde incelme meydana geldiğini belirlemişlerdir. Bununla birlikte, kaynak metalinin tamamının latta martenzit yapısına döndüğünü, her iki malzemenin ITAB'daki sertlik değerlerinin ise ana malzemelerden ve kaynak metalinin mikrosertlik değerinden düşük olduğunu belirlemişlerdir.

Jia ve diğerleri [65] 1,2 mm kalınlığındaki DP600 ve DP980 kalite çeliklerini alın birleştirme yöntemi ile herhangi bir koruyucu gaz kullanmadan 0 mm odak mesafesi ve 10 mm odak mesafesi kullanarak kaynaklamışlardır. Yapmış oldukları bu çalışma sonucunda, kaynak dikişlerinde herhangi bir gözenek ya da çatlak tespit etmemişler ve kaynak metali ve ITAB genişliklerinin 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde daha dar olduğunu tespit etmişlerdir. Bunun yanı sıra, SEM incelemeleri esnasında ITAB'da martenzit, temper martenzit ve ferrit ile karbür yapıları gözlemlenmiştir. 0 mm odak mesafesi ve DP600-DP980 kalite çelikler ile yapılan kaynak işlemlerinde elde

edilen sertlik değerlerinin DP600-DP600 ve DP980-DP980 kalite çelikler kullanılarak yapılan kaynaklı numune sertliklerinden yüksek olduğu belirlenmiştir. Yapılan ekme testi sonrasında numunelerin tamamının ana malzeme bölgesinden kırılması nedeniyle, kırık yüzeylere ait SEM incelemeleri esnasında sünek kırılma yüzeyi gözlenmiştir.

Wang ve diğerleri [66] 1,5 mm kalınlığında DP1000 kalite elik plakaları alın birleştirme olacak şekilde 2 kW lazer gücüne sahip Nd:YAG yönteminde 1 mm odak mesafesi ile farklı kaynak hızları kullanarak birleştirilmiştir. Yapılan bu çalışma sonucunda ana malzeme mikroyapısının ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği, maksimum çekme dayanımının ise yaklaşık 1034 MPa olduğu belirlenmiştir. Kaynak uygulamalarının tamamlanmasının ardından numunelerin kesitleri incelendiğinde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ITAB ve kaynak metalinde, ısı girdisinin azalmasına bağlı olarak, daralmanın meydana geldiği belirlenmiştir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde ise, kaynak metalinin tamamen martenzit fazına dönüştüğü, ancak oluşan bu martenzit fazının, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma hızının artması ve bu nedenle martenzit yapısının daha geniş yığınlar halinde meydana geldiği grlmştir. Benzer durum ITAB'ı meydana getiren iri taneli bölge ile ince taneli bölgede de benzer şekilde gözlenmiştir. Bunun temel nedeni olarak ise, kaynak işlemi esnasında ITAB'ı oluşturan bu alanların da aşırı ısınması ve bu nedenle yapıdaki ferrit ve martenzit fazlarının östenit fazına dönüşmesi ve soğuma hızının kaynak metalinde daha yavaş olması nedeniyle eř eksenli martenzit fazlarının meydana gelmesidir. İnce taneli ve iri taneli bölgelerdeki tane büyüklükleri ise tamamen ısı girdisi ile ilişkilendirilmiş ve ısı girdisindeki artışa bağlı olarak tane boyutunun arttığı belirlenmiştir. Kısmen dönüşmüş bölgede ise, ana malzemedен daha yüksek miktarda ferrit ve martenzit fazları tespit edilmiştir. Yapılan analizler sonucunda ise tamamlanmamış su verme işlemi olan bu bölgedeki pik sıcaklığın Ac1 ve Ac3 arasında olduğu, kaynak işlemi sırasında martenzit ve ferrit fazlarının östenite dönüştüğü, soğuma esnasında ise östenit fazının ferrit, beynit ve martenzit fazına dönüştüğü belirtilmiştir. Isı kaynağının merkezine olan mesafenin artmasına bağlı olarak ise pik sıcaklık değerinin Ac1 değerinde daha düşük olması nedeniyle martenzit fazının znerek temperlenmiş martenzit meydana getirdiği ve daha önceden yapıda

var olan martenzit fazlarının poligonal ferrit ve granüler karbüre dönüştüğü ve ısı girdisindeki artışa bağlı olarak karbür çökeltilerinin miktarının arttığı tespit edilmiştir.

Farabi ve diğerleri [67] ise yapmış oldukları çalışmada 1,2 mm kalınlığında galvaniz kaplı DP600 ve DP980 kalite malzemeyi alın birleştirme olacak şekilde 4 kW gücündeki diyot lazer yöntemi ile Ar koruyucu gaz ortamında birleştirmişlerdir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde ana malzemenin ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği belirlenmiştir. DP600'e ait kaynak metalinde hızlı soğumaya bağlı olarak martenzit fazını, ITAB'ın ise temper martenzit, beynit ve ferrit fazlarını içerdiği; DP980'e ait kaynak metalinde ise beynit ve ferrit plakalarının arasında aşırı baskın şekilde bulunan martenzit fazını ve ITAB' da temper martenzit, beynit ve ferrit fazlarını belirlemişlerdir. Kaynaklı numunelerinin tamamı ITAB'a yakın bölgelerden kırılmış ve kırık yüzeylerden alınan SEM görüntülerinin tamamında sünek kırılma yüzeyi morfolojisine rastlanmıştır.

Farabi ve diğerleri [68] bir başka çalışmalarında 1,2 mm kalınlığındaki DP600 ve DP980 kalite çelikleri 4 kW gücündeki lazer cihazı ile 1 m/dk kaynak hızı ve 90 mm odak mesafesi parametrelerini kullanarak birleştirilmiştir. Yapılan bu kaynak işlemi sonrasındaki SEM analizinde DP600 için ana malzemenin ferrit ve martenzitten meydana geldiği, ITAB'ın ferrit, beynit, martenzit ve temper martenzit fazlarını içerdiği, kaynak metalinin plaka ferrit ve martenzit içerdiği belirlenmiştir. Bununla birlikte DP980 tarafının ITAB'ında temper martenzit, ferrit matris içerisinde önceden bulunan martenzite bağlı beynit fazı görülebileceği bildirilmiştir. Sertlik analizleri sonucunda ise kaynak metalindeki sertlik değerlerinin ana malzemelerin sertlik değerlerinden daha yüksek; ITAB sertlik değerlerinin ise ısınma soğuma süreçleri esnasında meydana gelen dönüşümler nedeniyle bu bölgedeki martenzit yapı oranının azalmasına bağlı olarak ana malzemelerden de daha düşük sertlik değerinde ölçüldüğü belirlenmiştir. Yapılan çekme testi sonunda ise numunelerin ana malzemenin olacak şekilde ve sünek kırılma yüzeyi morfolojisi ile hasarlandıkları belirlenmiştir.

Han ve diğerleri [69] ise yaptıkları çalışmada TRIP600, TRIP800, DP600, DP800 ve PH600 malzemeleri 6 kW lazer gücüne sahip lazer kaynak makinası ile Ar ve He koruyucu gazları kullanarak birleştirmişlerdir. Yapılan bu çalışma sonucunda

malzemelere ait SDD diyagramları oluşturulmuş ve TRIP600 çeliği dışındaki malzemeler için 4 m/dk kaynak hızında az miktarlarda beynit oluşabileceği, 4 m/dk kaynak hızının üzerine çıkıldığında ise yapının tamamen martenzitik olacağı tahmini bildirilmiştir. TRIP800B ve DP600 için yapıda ferrit ve az miktarda beynit oluşabilirken; diğer TRIP çeliklerinde martenzit ve beynit oluşabilmektedir. CCT eğrileri ile soğuma oranı (soğuma zamanı) değerleri karşılaştırıldığında ise kaynak metali sertlik değerlerin su verme ile soğutulan çeliklerdeki sertlik değerleri ile benzer ölçüldüğü, bunun sebebinin de yapının tamamen martenzit fazına dönüşümünden kaynaklandığı belirlenmiştir. Yalnızca TRIP600 çeliğine ait kaynak sonrası değerlerinin CCT diyagramı ile eşleşmediği belirlenmiştir. Bununla birlikte hem TRIP hem de DP çeliklerinin en yüksek sertlik değerlerine kaynak metalinde ulaştıkları, ana malzeme bölgesine doğru gidildikçe bu sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca yapılan bu CCT diyagramı oluşturma çalışması ile, kullanılmış kaynak işlemi parametrelerinin sertlik değerlerini etkilemediği, seçilen kaynak parametreleri sonucunda tamamen martenzitik yapının meydana gelmesi nedeniyle kaynak hızı parametresinin, su ile soğutulmuş çeliğe ait sertlik değerlerinin aynısını verdiği raporlanmıştır.

Xu ve diğerleri [70] ise 1,2 mm kalınlığında galvaniz kaplı DP600 ve HSLA çeliklerini 6 kW gücündeki fiber lazer kaynak yöntemi ile, 16 m/ dk kaynak hızı ve 30 cm odak mesafesi kullanarak alın birleştirme olacak şekilde kaynaklamışlardır. Yapılan bu kaynak işlemi sonrasında her iki malzemenin kaynak metalinde martenzit fazının, ITAB'da ise martenzit ve temper martenzit fazları olduğu görülmüştür. Sertlik sonuçları incelendiğinde, DP980 malzemenin ITAB sertliğinin ana malzeme sertliğinin altına düştüğü, kaynak metali sertliğinin ise HSLA çeliğine göre daha yüksek oranda karbon içermesi nedeniyle daha yüksek ölçüldüğü belirlenmiştir.

Parkes ve diğerleri [71] ise yapmış oldukları çalışmada 1,2 mm kalınlığında ferrit matris içerisinde dağılmış ultra ince yapılı karbür içeren HSLA ve ferrit matrise gömülü martenzit tanelerinden meydana gelen DP980 kalite çelik kullanmışlardır. Kaynak işlemi için bu iki farklı kalite çeliği alın kaynağı olacak şekilde 6 kW lazer gücü, 16 m/dk kaynak hızı ve 200 mm odak mesafesi parametrelerini kullanarak kaynaklamışlardır. Yapılan bu kaynak işleminin ardından gerçekleştirilen mikroyapı

incelemelerinde kaynak metalinin yüksek kaynak hızına bağılı olarak meydana gelen hızlı soğuma nedeniyle tamamen martenzitik yapıya sahip olduğıu belirlenmiştir. Kaynaklı numunelerin DP980 tarafındaki ITAB'da kısmen dönüşmüş bölgede belirlenmiş olan fazlar, ana malzeme yapısıyla aynı türde olup ferrit ve martenzit içermektedir. Sertlik düşüşünün gözlemlendiğı yumuşak bölgede ise kaynak işlemi esnasında sıcaklığın A_{c1} sıcaklığının altında olduğı veya bu sıcaklığa yaklaşmasına bağılı olarak ana malzeme içerisindeki martenzit fazının çözünerek temper martenzit fazını oluşturduğunu raporlamışlardır. Bununla birlikte sertlik ölçümleri esnasında yumuşak ferrit fazı içerikli HSLA çeliğinin ITAB sertlik değerleri ana malzeme değerlerinden yüksek, tamamen martenzit fazı içerikli olan kaynak metali değerlerinden düşüktür. Ancak DP980 tarafı incelendiğinde ITAB sertlik değerlerinin malzemenin yapısındaki metastabil martenzit fazının çözünerek temper martenzit oluşturmasına bağılı olarak, ana malzeme sertlik değerlerinin altına düştüğü belirlenmiştir.

Saha ve diğerleri [72] çalışmasında ise 1,2 mm kalınlığında DP980 ve HSLA çelik malzemeler 6 kW lazer gücü ile 12, 14 ve 16 m/dk kaynak hızları kullanılarak, 200 mm odak mesafesi ve fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde DP980 çeliğı için ana malzemede ferrit ve martenzit fazları; HSLA çeliğı için ana malzemede ferrit matris ve tane sınırları boyunca çökelen ve tane içlerinde de karbür gözlemlenmiştir. DP980–HSLA kaynağı sonrasında DP980 kalite çeliğın kısmen dönüşmüş bölgesinde temper martenzit ve ferrit, ince taneli bölge ve iri taneli bölgenin geçiş bölgesinde ferrit ve hızlı soğumanın ürünü olarak ferrit tane sınırlarında veya ferrit martenzit arayüzeylerinde östenit çekirdeklenmesiyle meydana gelen yeni oluşan martenzit adı verilmiş martenzit yapısı görülmektedir. Kaynak metali ise martenzit ve beynitten meydana gelen karışık bir yapıya sahiptir. Kaynaklanmış malzemelerin HSLA tarafı incelendiğinde ise kaynak metali ile ITAB geçiş bölgesinde çeliğın A_{c3} sıcaklığının üzerine ısıtılması ve burada östenit dönüşümü sonucunda meydana gelen martenzit ve beynit fazları belirlenmiştir. Yapılan sertlik analizleri sonucunda ise DP980–DP980 ve DP980–HSLA birleştirmelerinde ITAB'dan alınan sertlik değerlerinde azalma meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Bu durumun temel sebebi olarak da malzemenin 300 °C ile A_{c1} sıcaklığına ısıtılmasına bağılı olarak bu bölgede martenzit fazının temperlenmesi

sonucunda bu bölgenin oluştuğunu raporlamışlardır. Bununla birlikte bu yumuşak bölge sertliğinin kaynak hızındaki artışa bağlı olarak arttığını ve bu esnada kaynak metali bölgesinin daraldığını, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kaynak metali genişliğinin 800 – 900 µm aralığında değiştiğini ölçmüşlerdir. Çekme testi sonrasında yapılan kırık yüzey analizlerinde ise DP980 – DP980 kaynaklı numunenin malzemenin temper martenzit ve ferrit içerikli kısmen dönüşmüş bölgeden koptuğu ve kırık yüzeyde sünek kırılma yüzeyi morfolojisinin gözlemlendiği belirtilmiştir.

Reisgen ve diğerleri [73] yapmış olduğu çalışmada, 2,5 mm kalınlığında kaplamasız DP600 ve 1,2 mm kalınlığında TRIP700 kalite çelik malzeme kullanılmıştır. DP600 %13 oranında martenzit, %87 oranında ince ferrit matris içerirken; TRIP700 ferrit matris ile birlikte %16 beynit, %11 kalıntı östenit içermektedir. Bu iki farklı çelik malzeme alın birleştirme olacak şekilde lazer kaynak yöntemi ile 4 kW lazer gücü, 4,2 m/dk kaynak hızı, 0 mm odak mesafesi ve %75 He %25 Ar, %50 He %50 Ar, %25 He %75 Ar koruyucu gaz ortamlarında birleştirilmiştir. Yapılan bu çalışma sonrasında sadece Ar koruyucu gazı kullanılan numunedeki penetrasyon derinliğinin daha az olduğu ve lazer ışın demetinin stabilize olamaması nedeniyle kaynak dikişi etrafında çok miktarda sıçrama meydana geldiği; ancak %100 helyum kullanılan numunede helyum gazının iyonlaşma derecesinin daha yüksek olması neticesinde sürekli ve stabil bir lazer enerjisi üretilmesi sağlanmış ve bu nedenle de tam penetrasyon elde edilebildiği tespit edilmiştir. Kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları incelendiğinde ise, Ar ve atmosferik ortamda birleştirilen numuneler kaynak dikişi yakınından, diğer numunelerin tamamının martenzit ve beynit gibi sert faz oranı daha yüksek olan TRIP700 çeliği yönünden, yaklaşık 45°'lik bir açıyla boyun oluşumu da gözlenecek şekilde sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde kırılma durumu belirtilmiştir. Bununla birlikte en az penetrasyon derinliği argon gazı ve atmosferik ortamda yapılan kaynak işlemleri sonucunda elde edilmiştir. Penetrasyon derinliğinin az olması nedeniyle bu numunelerin kaynak bölgesi yakınlarından hasarlandığı durumu raporlanmıştır.

Mujica ve diğerleri [74] yapmış olduğu çalışmada, 1,5 mm kalınlığındaki TWIP (Fe-22Mn0,6C) çeliği ile 1,2 mm kalınlığındaki TRIP800 kalite çelik malzemeler, alın birleştirme olacak şekilde, 3 kW kaynak hızı ve 6 m/dk kaynak hızı parametreleri

kullanılarak Ar koruyucu gazı atmosferinde lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda TRIP800 tarafındaki kahverengi ve koyu mavi renkli fazların martenzitik ve beynitik alanlar olduğu; diğer yandan TWIP çeliği tarafındaki beyaz alanların östenitik yapı olduğu belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri sonucunda ise en düşük sertlik değerleri TRIP800 ana malzemede ölçülmüştür. En yüksek sertlik değerleri ise ince ve martenzitik yapıya sahip TRIP800 tarafındaki ITAB'da ölçülmüştür. Kaynak işlemi, östenitik TWIP çeliği ile gerçekleştirilmiş olduğu kaynak metali içerisinde bulunan östenit ve martenzit karışımından meydana geldiğinden, ITAB'dan daha düşük sertlik değerine sahiptir. Kaynaklı malzemenin çekme testi sonrasında ise akma dayanımı ve çekme değerleri TWIP çeliğinin akma dayanımı değerine; çekme dayanımı değeri ise TRIP çeliğinin çekme dayanımı değerine yakındır. Bu durum, çekme dayanımı sonuçlarının her iki malzemenin kombinasyonu şeklinde olduğu ve elastik rejimin TWIP, plastik rejimin ise TRIP çeliğinden sağlandığı şeklinde yorumlanmıştır. Çekme testi esnasındaki kırılmalar ise kaynak metali veya TRIP800 ana malzemedan meydana gelmiştir. Göz önünde bulundurulması gereken diğer önemli nokta ise kaynak metali içerisinde martenzit fazının yer aldığı, martenzit bantlarının kırılmaya komşu olduğu ve yüksek sertlikleri nedeniyle, östenite göre daha kolay deforme oldukları için kırılmaya katkı sağladıkları raporlanmıştır. Yapılan diğer analizler sonucunda ise kaynak metalinin iri tanelerden meydana geldiği ve bu alandaki tane büyüklüklerinin homojen olmadığı, TWIP çeliği tarafındaki tanelerin TRIP çeliği tarafındaki tanelerden daha büyük olduğu ve bunun da malzemelerin ısı iletkenliklerinden kaynaklandığı (östenit fazının yalıtkan olması nedeniyle) sonucunu belirlemişlerdir. TRIP800 ana malzeme incelendiğinde ise, ferrit ve kalıntı östenit fazlarının beyaz; beynit ve martenzit fazlarının kahverengi görüldüğü, ana matrisin ise ferrit fazından meydana geldiği; TRIP800 ITAB'ın ise temel olarak beynit, martenzit, ferrit ve kalıntı östenit fazlarından meydana geldiği raporlanmıştır.

Sezgin ve Hayat [75] çalışmalarında 1,5 mm kalınlığında TRIP800 ve 1,2 mm kalınlığında DP1000 malzemeyi, alın altına birleştirme olacak şekilde 150 mm/dk, 200 mm/dk, 250 mm/dk kaynak hızları kullanarak lazer ışın kaynağı yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde her iki malzeme için de kaynak metali, iri taneli bölge, ince taneli bölge, temper ITAB ve ana malzeme bölgelerinin

oluştugu belirlenmiştir. Ana malzemeye ait SEM çalışmalarında TRIP800 malzemede ferrit, beynit, kalıntı östenit ile martenzit fazları tespit edilmişken; DP1000 malzemede ferrit matris içerisinde martenzit adacıkları belirlenmiştir. Kaynak metali incelendiğinde ise TRIP800 malzemede östenit ve martenzit tespit edilmişken; DP1000 malzemede yalnızca martenzit fazı belirlenmiştir. Diğer bölgeler incelendiğinde ise, DP1000' e ait iri taneli bölgedeki martenzit hacim oranının ince taneli bölge ve temper ITAB bölgelerinden daha yüksek olduğu; TRIP800 malzemedeki iri taneli bölgenin martenzit ve beynit hacim oranının ise ince taneli bölge ve temper ITAB'dan daha yüksek olduğu raporlanmıştır. Bununla birlikte sertlik sonuçlarına göre, TRIP800 malzemeye ait kaynak metali yüksek martenzit fazı içeriği nedeniyle en yüksek sertlik değerine sahip ve ana malzemeye doğru gidildikçe, bölgelerdeki martenzit faz oranının azalması nedeniyle ITAB sertliklerinde değişimlerin meydana geldiğini belirlemiştir.

Sojka ve diğerleri [76], yapmış oldukları çalışmalarında 1,5 mm kalınlığında biri endüstriyel olarak üretilmiş, diğeri ise laboratuvar ortamında iki aşamalı ısıl işlem kullanarak (malzeme 810°C' ye çıkarılmış, bu sıcaklıkta 360 saniye tutulduktan sonra aniden 410°C'ye soğutulmuş, 410°C'de 300 sn tutulduktan sonra havada soğutma uygulanmış) üretilmiş TRIP800 çeliği kullanmışlardır. Bu iki farklı kimyasal kompozisyondaki çeliğe hidrojen elementi şarj edilmiş ve sonrasında yapılan çekme testi analizleri ve kırık yüzey incelemeleri ile hidrojen gevrekliği özelliği incelenmiştir. Yapılan mikroyapı incelemeleri esnasında yapıda ağırlıklı olarak ferrit, beynit, martenzit ve kalıntı östenit fazlar tespit edilmiştir. Yapılan SEM çalışmaları esnasında, yapının tamamen ferrit, beynit ve kalıntı östenit yapılarından meydana geldiği, alt beynit yapısıyla uyumlu görünen yüksek konsantrasyonlu ferritik beynit belirlenmiştir. Stabilize kalıntı östenitlerin ferrit / ferrit, ferrit / beynit ve bunlara ek olarak beynit tane sınırlarında yer aldığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte kalıntı östenit tanelerinin oval partiküller, düzensiz taneler halinde her iki çelik türünde de belirlenmiştir. Çekme testleri sonrasında her iki türdeki çelik için de kırık yüzey analizleri gerçekleştirilmiştir. Her iki çelik tipinde de kaynak metalinde hidrojen olmadan yapılan birleştirmede sünek kırılma gözlemlenmiştir. Kaynak metalinde düşük miktarda hidrojen bulunan TRIP800 çeliğinde tane içi sünek ve tane içi gevrek kırılma yüzeyi ilgisi her ikisi de görülmüştür. Eklenen hidrojen miktarı iki katına

çıkartıldığında ise tane içi sınırlarında kayma artmış, aynı zamanda ikincil çatlakların meydana geldiği gözlenmiştir.

Nayak ve diğerleri [77] C–Mn–Al alaşım elementleri ağırlıklı, C–Mn–Al–Si alaşım elementleri ağırlıklı ve C–Mn–Si alaşım elementleri ağırlıklı üç farklı kimyasal kompozisyona sahip, sırasıyla AT, AST ve ST olarak kodlanmış, 1 mm kalınlığındaki TRIP çeliklerini 8 kA, 4,5 kN, kaynak süresi 20 çevrim olacak şekilde nokta direnç kaynağı yöntemi kullanarak birleştirilmiştir. AT ve ST tipi TRIP çeliklerinin ana malzemesine ait SEM görüntülemelerinde ferrit matrise gömülü martenzit ve beynit fazları ile kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir. AT tipi çelikte daha yüksek ferrit ve daha az kalıntı östenit fazı belirlenmişken; ST tipi çelikte, başka çalışmalarda da belirtildiği üzere daha yüksek hacimde kalıntı östenit fazının varlığı belirlenmiştir. Kaynak işleminin ardından, kaynak metali için yapılmış olan SEM çalışmalarında AT tipi çeliğin mikroyapısının martenzit, kayda değer miktarda (%15 ±3) ferrit; AST tipi çeliğin mikroyapısında ferrit ve beynit; ST tipi çeliğin yapısında ise tamamen martenzit fazı tespit edilmiştir. Mikrosertlik incelemeleri sonucunda ise kaynak metalinde mikrosertlik değerinin Al içeriğinin azalması veya Si içeriğinin artmasına bağlı olarak, sert martenzit fazının oluşumunun artması ve yumuşak ferrit fazının azalması kaynaklı olarak arttığı ve bu nedenle de sertlik sonuçlarının ST > AST > AT şeklinde olduğu tespit edilmiştir.

Guo ve diğerleri [78] ise çalışmalarında 1,4 mm kalınlığındaki TRIP800, 1,4 mm kalınlığındaki QP980 ve 1,2 mm kalınlığındaki QP980 kalite çeliği 4,4 kW, 0,13 milisaniye, 0,12 milisaniye, 0,11 milisaniye, 0,10 milisaniye kaynak hızları, 5 mm odak mesafesi ve Ar koruyucu gazı kullanarak fiber lazer kaynak yöntemi ile alın birleştirme olacak şekilde birleştirilmiştir. Yapılan SEM çalışmalarında kaynak metalinin tamamen martenzit fazından meydana geldiği belirlenmiştir. 1,4 mm kalınlığında TRIP800, 1,2 mm kalınlığında QP980 birleştirmesinin TRIP800 tarafındaki ITAB'ının 3 farklı bölgeden meydana geldiği, kısmen dönüşmüş bölgenin ferrit, beynit, temper martenzit, kalıntı östenit ve az miktarda sementit fazlarını içerdiği; TRIP800 QP980 birleştirmesinin TRIP800 tarafındaki ITAB'ının diğer birleştirme türündeki gibi yine 3 farklı bölgeden meydana geldiği ve kısmen dönüşmüş bölgede ferrit, beynit, temper martenzit ve sementit; ince taneli bölgede ferrit,

martenzit, kalıntı östenit ve iri taneli bölgede tamamen martenzit fazı tespit edilmiştir. Sertlik ölçümleri sonucunda ise kaynak metalindeki sertlik değerlerinin, her iki malzemenin de ana malzeme sertlik değerlerinden daha yüksek değerde olduğu, QP980 malzemenin ITAB'daki sertlik değerlerinde temper martenzit dönüşümünün yüksek olması nedeniyle azalma tespit edilmiş ve temper martenzit oluşumuna bağlı olarak sertlik değerlerinde azalmanın meydana gelmesinin olağan bir durum olduğu yorumu yapılmıştır. Çekme analizi sonuçlarında ise tüm birleştirmelerin TRIP800 tarafından ve ana malzeme bölgesinden hasarlandığı, QP980 tarafındaki ITAB'da yumuşayan bölge olmasına rağmen bu durumun çekme testindeki akma ve çekme mukavemeti değerlerini belirgin şekilde etkilemediği, ancak kaynaklı numunelerdeki uzama değerlerinin ana malzemelere ait uzama değerlerinden daha düşük olduğu belirlenmiştir. Kırık yüzey incelemelerinde ise aynı eksenli ve bazı yerlerde uzamış gözenekli yapıların mevcut olduğu sünek kırılma yüzeyi morfolojisi görülmüştür.

Shah ve Liu [79] ise yapmış oldukları çalışmada nokta direnç kaynak yöntemine yüksek güçte ultrasonik vibrasyonlar ekleyerek geliştirmişler ve bu iki yöntemi kullanarak 1,6 mm kalınlığındaki TRIP780 kalite çelik malzemeleri nokta direnç kaynağındaki bindirme tipinde birleştirmişlerdir. Kaynak parametresi olarak ise 60 Hz, 8,8 kA, 9,9 kA, 10,5 kA, 11 kA, 20 çevrim ile 3,1 kN kaynak kuvveti kullanmışlardır. Yapmış oldukları mikroyapı analizinde ana malzemenin ferrit, blok şeklinde kalıntı östenit, dağılmış beynit ve az miktarda martenzit fazlarını içerdiği belirlenmiştir. Kaynak edilmiş bölgenin mikroyapısının karşılaştırılması esnasında optik mikroskop ile elde edilen resimlerde kısmen dönüşmüş bölgenin meydana geldiği görülmüştür. Bu bölgenin A_1 sıcaklığı altında olduğu ve beynit fazının temperleneceği ve karbür irileşmesinin meydana gelebileceği belirtilmiştir. İnce taneli ve iri taneli bölgede ise sıcaklığın A_1 ve A_3 arasındaki pik sıcaklık değerine ulaşacağını ve östenit fazına dönüşümün yüksek karbon konsantrasyonuna sahip martenzit ve beynit lokasyonlarında meydana gelebileceğini, sonrasında ise hızlı soğuma aşamasında bu kısmen dönüşmüş östenitin karbon atomlarının ayrışması sonucunda martenzit oluşturabileceklerini raporlamışlardır. Bununla birlikte ultrasonik nokta direnç kaynağı yönteminde martenzit ve beynit alanlarındaki lokalize olarak konsantre olmuş karbon atomlarının ultrasonik vibrasyonların etkisi ile homojenize olabileceği ve ısınma süreci esnasında mikroyapıdaki ortalama karbon seviyesini artırarak, östenit

dönüşümünü artıracakını ve sonuç olarak da ferrit miktarının azalarak kısmen dönüşmüş bölgenin daralabileceğini bildirmişlerdir. Kaynak metali ve kısmen dönüşmüş bölge arasında kalan ve sıcaklığın A_3 ve ergime sıcaklığı arasında olduğunun, ısıtma esnasında mikroyapının tamamen östenit fazına dönüştüğünün, soğutmaya bağlı olarak ise yapının martenzit ve beynite dönüştüğünü, sıcaklık aralığına ve termal çevrime bağlı olarak iri taneli ve ince taneli bölgelerin meydana geldiğini ve ince taneli bölgedeki sıcaklığın, iri taneli bölgedekinden daha düşük olduğunu ve bu nedenle de dönüşmüş östenitlerin daha küçük tane boyutlarına sahip olduklarını açıklamışlardır. Kaynak metali incelendiğinde ise ergime hattına doğru epitaksiyel katılma meydana geldiği ve sütunsal martenzit ve beynit yapılarının meydana geldiğini gözlemlemişlerdir.

22MnB5 sıcak şekillendirme ile üretilmiş malzemenin üretiminin zor olması nedeniyle ulaşılabilirliği sınırlı olmaktadır. Ayrıca bu malzemelerin kalınlıklarının ince olması çoğunlukla bu malzemenin nokta direnç kaynağı ile birleştirilmesini gerektirmektedir. Bu nedenle 22MnB5 malzemenin lazer kaynağı ile birleştirilebilirliği hakkında sınırlı sayıda literatür mevcuttur.

X_i ve diğerleri [80] bu çalışmada Al-Si kaplı sıcak çekme 22MnB5 çeliğini lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Birden fazla yapılan deneyde seçilen sacların kalınlıkları 1mm'dir. Al-Si kaplama kalınlığı yaklaşık 30 μm civarındadır. Kullanılan lazer kaynağının ışın gücü 1,5 kW ile 2,5 kW arasında değiştirilmiştir. Kaynak hızı ise 1 ile 4 mm/dk arasında numunelere göre değiştirilmiştir. Ar gazını koruyucu gaz olarak kullanmışlardır. Kaynak sonrası kaynaklı numunelerin mekanik özellikleri çekme ve eğme testi ile analiz edilmiştir. Testler ile mikroyapı çalışmaları ise optik mikroskop ve SEM ile gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan kaynak numuneleri sadece alın altına değil bindirme pozisyonunda da birleştirilmiştir. Genel olarak bütün numunelerde gözledikleri durumlar mikroyapı çalışmalarının sonucunda Al-Si kaplı bölgede kaynak sonrasında ferrit bakımından zengin bir faz oluştuğunu ve ısı girdisi arttıkça ferritik faz sınırlara doğru azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca kaynak sonrasında kaynak bölgesinde martenzit faz gözlendiğini belirtmişlerdir. Çekme testleri sonucunda en yüksek dayanımın Al-Si kaplı sacda olduğu sonuçlarına erişilmiştir. Sertlik testleri

sonucunda en yüksek sertliğin kaynak metalinde olduğu, ITAB'ın ise ana malzemeden yüksek, kaynak metalinden daha düşük sertliğe sahip olduğunu rapor edilmişlerdir.

Tuncel ve diğerleri [81] çalışmalarında, fiber lazer kaynağında ısı girdisinin üzerinde ITAB'da yumuşama etkisini incelemektedir. Çalışmalarında su verilerek sertleştirilmiş 1,1 mm kalınlığında 22MnB5 çeliğini 1500-2500 W gücüne sahip fiber lazer ile 40-120 mm/sn aralığında kaynak hızı kullanarak birleştirmişlerdir. Bu parametrelere bağlı olarak birleştirme numunesine 12,5-62,5 J/mm aralığında ısı girdisi gerçekleşmiştir. Numunelere uygulanan kaynağın tam nüfuziyeti sağlaması için gerekli ısı girdisi 50 J/mm'dir. Birleştirme numunelerine uygulanan mikrosertlik testlerinde, ITAB ısı girdisinin sebep olduğu tane irileşmesi sebebiyle ana malzemeye göre %39 daha sert olduğu görülmektedir. SEM analizinde de tane irileşmeleri tespit edilmiştir. EBSD analizinde de ısı girdisinin sebep olduğu tane irileşmesi tespit edilmiştir. Ana malzemede 8.91 μm olan tane boyutları ısı girdisi yüksek olan numunede %4,2 iken düşük ısı girdisi olan numunede %1,2'dir. Isı girdisi 12,5'ten 62,5 J/mm'ye yükseldiğinde ITAB en düşük sertlik gözlemlenmiştir.

Son zamanlarda otomotiv sektöründe en yaygın olarak kullanılan çelik grubu olan TBF çeliklerinin lazer kaynağı ile birleştirilebilirlik hakkında literatürde çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu çelikler üzerine yapılan çalışmalar genellikle nokta direnç kaynağı üzerinde yoğunlaşmıştır. Burada örnek olması açısından bunlardan birkaç tanesi verilmiştir.

Otomotiv endüstrisinde nokta direnç kaynağı AHSS çeliklerinin bindirme pozisyonunda birleştirilmesinde oldukça yaygın olarak uygulanan bir birleştirme yöntemidir. AHSS çeliklerinin mekanik özelliklerini iyileştirmek için ikincil tavlama işlemleri mümkündür. İkinci tavlama yönteminin zor olması bu malzemelerin yerine TBF çeliklerini kullanmaya sevk etmektedir. Stadler ve diğerleri [30] tavlama işlemi ardından sertliği arttırılmış 1200 MPa sertlik değerinde TRIP destekli TBF çeliklerine nokta direnç kaynağı uygulanmıştır. Birleştirme numunelerine uygulanan SEM analizlerinde farklı mikroyapılar gözlemlenmiştir. Kaynak metalinin SEM fotoğrafı incelendiğinde martenzitten oluşan adacıklar, kalıntı östenit ve beynitik ferrit oldukça net bir şekilde görülmektedir.

Otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufunu arttırmak için hafif metallerin kullanımı sektörün her noktasında artmaktadır. Taşıtların hafiflemesi ile azalan yakıt tüketimi peşinden emisyon değerlerinde düşüşü daha doğrusu daha az salınımı getirmektedir. Otomobil üreticileri çinko kaplı gelişmiş çelikleri kullanmaya odaklanmıştır. Başer çalışmasında [82] çinko kaplı çeliklerin, TRIP destekli TBF çelikleri ile punta kaynağı yöntemi ile kaynaklabirliğini incelemiştir. Deney numunelerine uygulanan punta kaynağında kullanılan akım doğru akım olarak seçilmiştir. Birleştirme sonrası deney numunelerinin gevrek kırılma ve çatlaklarını incelemek için manyetik partikül testi ile mikroyapı incelemeleri uygulamıştır. Farklı kaynak akımları ile farklı parametreler oluşturulmuş olup en yüksek çekme dayanımının 8 kA değerinde yakalandığı gözlemlenmiştir. Uygulanan sertlik testlerinde en yüksek sertlik değerinin 550 HV ile kaynak metaline sahip olduğu, ısı girdisinden dolayı ısı tesiri altında olan bölgede gerçekleşen yumuşamadan kaynaklı sertliğinin ana malzemedan daha düşük (350 HV) değerlerinde olduğu, ana malzemenin ise 400 HV sertlik değerinde olduğunu gözlemlemiştir.

Stadler ve diğerleri [83] çalışmalarında mekanik yapısı iyileştirilmiş 1200 MPa çekme dayanımına sahip TBF çeliğini punta kaynağı ile birleştirmiş ve kaynak sonra TBF çeliğinin özelliklerini incelemiştir. Punta işlemi sırasında kaynak süresinin uzaması, kaynak bölgesinin dışının mikroyapısında tanelerde kabalaşmaya sebep olduğunu, kaynak metalinin yavaş soğumasının kaynak metalinde yumuşamaya sebep olduğunu gözlemlemiştir. Kaynak metalinin dışında ITAB'a yakın kısımda yeniden kristalleşen östenit tanelerini gözlemlemiştir.

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. ÇALIŞMANIN AMACI

Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde kullanılmakta olan ileri mukavemet değerlerine sahip DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 sac metallerin lazer ışın kaynağı ile birleştirilebilirlikleri araştırılmıştır. Çalışmalarda kullanım alanının geniş olduğu fiber lazer kaynağı tercih edilmiş ve tüm birleştirme işlemleri otomotiv sanayinin yoğunlukla tercih ettiği alın birleştirmeleri biçiminde seçilmiştir. Çalışmanın bir başka özelliği de otomotiv sanayinin zorunlu ihtiyaç duyduğu farklı malzeme çeşidi ve farklı malzeme kalınlıklarının kullanılmış olmasıdır.

Uygulanan gözle muayene, mikroyapı çalışmaları, sertlik incelemeleri, çekme testleri ve Erichsen çökertme testleri sonuçlarında bu metallerin otomotiv endüstrisinde fiber lazer kaynak metodu ile kullanımını arttırmak ve sürekliliğini sağlamak amaçlanmaktadır. Otomotiv endüstrisinde dış kaporta saclarının en iyi şekilde birleştirilmesi direkt olarak insan sağlığına etki eden bir hususudur ve bu ileri mukavemet çelikleri otomotiv endüstrisinde sadece dış kaporta parçalarında değil taşıtların birçok metal aksamında kullanılmaktadır. Bu sebeple hiçbir veri göz ardı edilmeden gerçekleştirilen birleştirmelerde en iyi parametreler oluşturularak otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahip olan ileri mukavemet değerlerine sahip çelikler fiber lazer kaynağı ile birleştirilmiştir. Bu doğrultuda çelikler üzerinde daha az çarpılma gerçekleşmesi önemli bir husustur. Otomotiv endüstrisinde bazı durumlarda farklı iki malzemenin kaynağı da söz konusu olabilir. Çünkü metallerin birinin şekil alma yetkinliği, diğerinin de dayanımı yüksek olabilir. Bu yüzden bu çalışmada lazer ışın kaynağı kullanarak aynı ve farklı malzemeleri metalurjik olarak en az zarar vererek birleştirme amaçlanmıştır.

5.2. KULLANILAN MALZEMELER

Bu çalışmada kullanılan malzemeler Coşkunöz Holding Ar-Ge merkezi tarafından temin edilmiştir. Kullanılan malzemeler DP800(GA), DP800(GI), DP980, piyasada usibor, boron çeliği isimleri ile de bilinen 22MnB5 ve TBF1180 çelikleridir. DP800(GA) çeliği ortalama 780 ile 800 MPa arasında bir çekme mukavemetine sahip olan çeliklerdir. “GA” ibaresi çeliğin tavlandıktan sonra galvanizleme prosesine uğradığını ifade etmektedir. DP800(GI) çelikleri DP800(GA) çelikleri ile benzer özelliklere sahip çekme mukavemetleri 800 ile 860 MPa arasında olan çeliklerdir. Bu çeliklerin tanımında bulunan “GI” kısaltması çeliklerin sıcak daldırma galvanizleme işlemi ile kaplandığını ifade etmektedir. DP800(GA), DP800(GI) çelikleri birbirlerine çok yakın çelikler olup ortalama %14 bantlarında yüzde uzama gösterirler. 22MnB5 çelikleri Al-Si kaplama prosesleri ile kaplanan ileri mukavemet çelikleri olup, 1450 ile 1500 MPa arasında çekme mukavemetlerine sahip çeliklerdir. Bu çelikler %6 bantlarında yüzdelerik uzama gösterirler. TBF1180 çelikleri ise 1200 ile 1300 MPa değerleri arasında çekme mukavemetine sahip olup, %16 bantlarında yüzdelerik uzama gösterirler. Çizelge 5.1’de çalışmada kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri ile bazı mekanik özellikleri (katalog değerleri) verilmiştir.

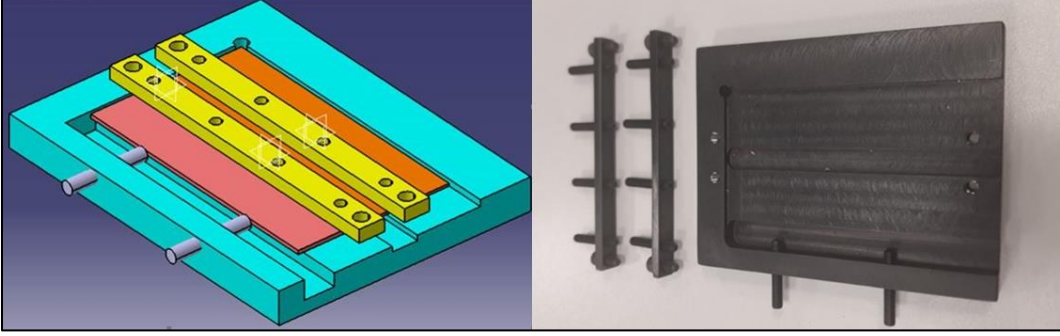
Çizelge 5.1. Kullanılan malzemelerin kimyasal bileşim (ağırlıkça %) ve bazı mekanik özellikleri.

Malzeme	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	P	S	Al	Nb	Ti	Kalan	Çekme Day. (MPa)	Uzama (%)
DP800 GA	0.135	0.22	1.95	0.25	-	-	0,012	0.0023	0.043	0.20	Fe	780	13,6	
DP800 GI	0.15	0.20	1.72	0.42	-	-	0.012	0.003	0.040	0.20	Fe	780	13,6	
DP980	0.135	0.05	2.1	0.15	0.35	0.007	-	-	0.45	-	0.01	Fe	1005	16,66
22MnB5	0.23	0.24	1.19	0.18	0.005	0.0023	0.0015	0.0006	0.03	0.001	0.04	Fe	1490	7
TBF1180	0.23	2.0	2.9	0.6	0.005	0.040	0.010	0.020	0.15	Fe	1222	18		

5.3. KAYNAKLI BİRLEŞTİRMEYE YAPILAN HAZIRLIK

Muhtelif boyutlarda temin edilen malzemeler 100x60 mm boyutlarında soğuk kesme prosesi uygulanarak kesilmiştir. Kesilen malzemelerin kenarlarına zımparalama işlemi uygulanıp kesim ardından oluşan çapaklar temizlenmiştir. Kesilen numuneleri

birleştirmek için numune ölçülerine uygun birleştirme fikstürü oluşturulmuştur. Şekil 5.1’de fikstürün 3D data görseli ile gerçek fotoğrafı bulunmaktadır.



Şekil 5.1 Kaynak fikstürünün 3D data ile gerçek görüntüsü.

Birleştirilecek numune kalınlıklarının az olması ve uygulama esnasında ilave metal kullanılmayacak olması kaynak ağzı açma gerekliliğini ortadan kaldırmıştır. Bir başka ifade ile numunelerin hiçbirine kaynak ağzı açılmamıştır. Numuneleri sabitlemek için kullanılan fikstürün referanslama işlemi hassas ölçü aletleri ile gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde birleştirme fikstürünün robotik kaynak makinesi ile 0 ve 90 derece bağlantısı doğru olarak sağlanmıştır. Sac malzemeler fikstüre bağlanmadan önce deney malzemelerinin bağlanacağı kanalların çapakları alınmıştır. Bu küçük çapak parçalarının olma ihtimaline karşın yapılan bir işlem olup sac malzemelerin tamamıyla fikstür tabanına oturmasını sağlamak amacıyla yapılır.

5.4. KAYNAK UYGULAMALARI

Bu çalışmada sacların birleştirmesinde tamamen robotik “Trumpf Trudisk 4001” 4 kW gücünde fiber lazer kaynak makinası kullanılmıştır. Birleştirme işlemi Coşkunöz Holding Ar-Ge merkezinde gerçekleştirilmiştir. Koruyucu gaz kullanılmadan fiber lazer uygulamaları gerçekleştirilmiştir. Öncelikle literatür bilgileri ışığında dar bir aralıkta birleştirilecek olan sac metaller için en iyi birleştirme parametrelerini oluşturmak hedeflemiştir. Bu bağlamda hurda malzemeler kullanılarak en uygun kaynak parametre havuzu oluşturulmuştur. TBF malzemelerin birleştirilmesi için yeterli sayıda çalışma bulunmadığından bu malzemelerin birleştirilmesinde parametrik çalışma yapılmıştır. Çizelge 5.2’de oluşturulan en uygun kaynak parametreleri bulunmaktadır. Aseton ile

temizlenmiş numuneler kaynak fikstürüne yerleştirilmiştir. Kaynak makinesine kaynak yapılacak alanın kinematik bilgilerinin kaynak makinesine girilmesinin ardından numuneler birleştirilmiştir. Her bir kaynak parametresinden 1'er adet numune birleştirilir iken Erichsen çökertme testi için ayrıca 1'er daha numune birleştirilmiştir.

Çizelge 5.2. Uygulanan kaynak parametreleri

Numune No	Malzeme1	Malzeme2	Kaplama1	Kaplama2	Kalınlık1 (mm)	Kalınlık2 (mm)	Güç (W)	Kaynak Hızı (mm/sn)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	DP800	DP800	GA	GA	1,2	1,2	3700	150	0,24
2	DP800	DP800	GI	GI	1,2	1,2	3700	150	0,24
3	DP980	22MnB5	GI	AlSi	1,3	1,1	3700	150	0,24
4	TBF1180	22MnB5	GI	AlSi	1,5	1,1	3700	150	0,24
5	TBF1180	22MnB5	GI	AlSi	1,5	1,1	3700	170	0,21
6	TBF1180	DP980	GI	GI	1,5	1,3	3700	150	0,24
7	22MnB5	22MnB5	AlSi	AlSi	1,1	1,1	3700	150	0,24
8	22MnB5	22MnB5	AlSi	AlSi	1,1	1,1	3700	170	0,21
9	TBF1180	TBF1180	GI	GI	1,5	1,5	3700	100	0,37
10	TBF1180	TBF1180	GI	GI	1,5	1,5	3700	130	0,28
11	TBF1180	TBF1180	GI	GI	1,5	1,5	3700	150	0,24
12	TBF1180	TBF1180	GI	GI	1,5	1,5	3700	170	0,21

GA: Galvannealed (çelik sacın tavlanmasının ardından galvanizleme)

GI: Hot dip galvanized (Sıcak daldırma galvanizleme)

$$Q = \frac{P}{S}$$

Q : Isı girdisi (kJ/mm)
P : Lazer gücü (kW)
S : Kaynak ilerleme hızı (mm/sn)

Robotik fiber lazer kaynak uygulaması sırasında birleşme işlemini olumsuz şekilde etkileyecek durumlar yaşanmaması ve bütün deneysel çalışmalar sırasında herhangi bir iş kazasına sebebiyet vermemek için gerekli bütün önlemler alınmıştır. Özellikle birleştirme esnasında parkurdan sorumlu kişiler tarafından gerekli kişisel koruyucu ekipmanlar kullanılmıştır. Şekil 5.2'de kaynaklanan bütün numunelerin kaynak sonrası makro görüntüleri bulunmaktadır. Ayrıca Çizelge 5.2'de görüldüğü gibi 3, 4, 5, 6 numara ile kodlanmış numunelerin birleştirme işleminde farklı et kalınlıklarında sac lar deney numunesi olarak kullanılmıştır. Otomotiv sanayinde farklı kalınlıklardaki iki malzemenin belirli bir amaç için birleştirildiği birçok örnek bulunmaktadır. Örneğin bu tür birleştirmelerde bir metalin süneklik özelliğinden yararlanılırken diğer metalin dayanım özelliklerinden yararlanılabilir.



Şekil 5.2. Kaynak işlemi ardından numuneler.

5.5. KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

Birleştirme işlemi tamamlandıktan sonra birleştirilen saclara gözle muayene, mikroyapı çalışmaları, sertlik testi, çekme testi ve Erichsen çökme testi uygulanacağı düşünüldükçe karakterizasyon işlemleri buna göre kurgulanmıştır. Uygulanan bu test ve muayenelerde ilgili standartlar kabul edilip, bu çerçevede numune çıkartma işleminin ardından test işlemleri uygulanmıştır.

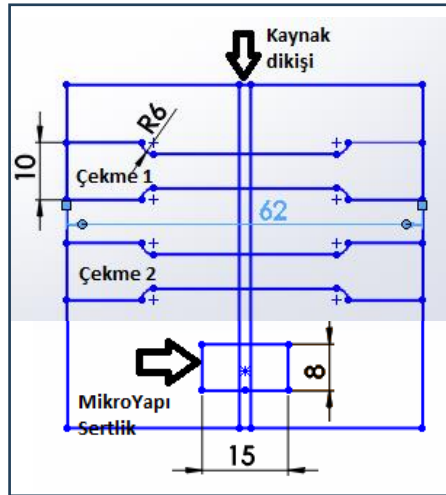
5.5.1. Kaynak Numunelerinin Kesilmesi

Fiber lazer kaynağı ile birleştirilen numunelerin kesimi için 3 kW fiber lazer kesim makinesi kullanılmıştır. Numunelerin kesiminde lazer kaynak makinesinde kesme gazı olarak azot kullanılmıştır. Numunelerde herhangi bir çarpılma söz konusu olmaması için yapılan kesim programında bütün önlemler alınmıştır. Lazer ışını kesim için numunelere girerken dışarıdan 3 mm dışarıdan giriş gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde bütün numunelerin kesimi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Bütün numunelerin kesiminde ve kesim sonrası gözlemlerde herhangi bir sorun görülmemiştir. Şekil 5.3'te kesim yapılan makine parkurundan bir fotoğraf bulunmaktadır.



Şekil 5.3. Numune kesimlerinin gerçekleştirildiği lazer cihazı.

3 kW gücüne Amada Ensis model fiber lazer ile kesilen numunelerde makinenin WACS özelliği de kullanılarak diğer kesim parametrelerinin etkisi ile tamamiyle çapaksız bir kesim gerçekleştirilmiştir. WACS özelliği kesimden önce numunelere soğutma suyu uygulayan bir kesim yöntemidir. Şekil 5.4'te uygulanacak testler için kesilen numunelerin ölçüleri verilmektedir.



Şekil 5.4. Karakterizasyon için kesilen numune ölçüleri.

5.5.2. Gözle Muayene

Gözle muayene genel olarak bütün ergitme kaynaklarında ilk yapılan zorunlu testtir. Bu çalışmada muayene işlemleri TS EN 13018 (Tahribatsız muayene-Gözle muayene-Genel kurallar) standardına göre yapılmıştır.

5.5.3. Mikroyapı Çalışmaları

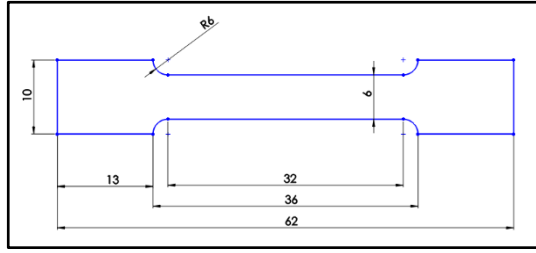
Mikroyapı çalışmaları için 15x8 mm ölçülerinde fiber lazer kesim yöntemi ile numuneler çıkartılmıştır. Çıkartılan bu numunelere sıcak bakalite alma işlemi uygulanmıştır. Bakalite alınan numuneler standart zımparalama yöntemleri ile zımparalandıktan sonra %3 nitrik asit %97 etil alkol ile 5 saniye süre ile dağlanmışlardır. Bu işlemlerin ardından mikroyapı çalışmaları Nikon MA200 Ters Tip optik Mikroskopta yapılmıştır. Optik mikroskop çalışmaları esnasında kaynak bölgesinin tamamında (kaynak metali, ITAB ve ilave olarak ana malzemenin bir kısmı) ve her bir bölgedeki farklılıkların kolaylıkla gözlemlenebilmesi için farklı büyütmelemlerde çalışmalar yapılmıştır. Ayrıca 4 nolu (TBF1180-22MnB5), 6 (TBF1180-DP980) ve 9 (TBF1180-TBF1180) numuneler üzerinde SEM-EDS çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Çalışmalar ZEISS-EVO 10 taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır.

5.5.4. Sertlik Testi

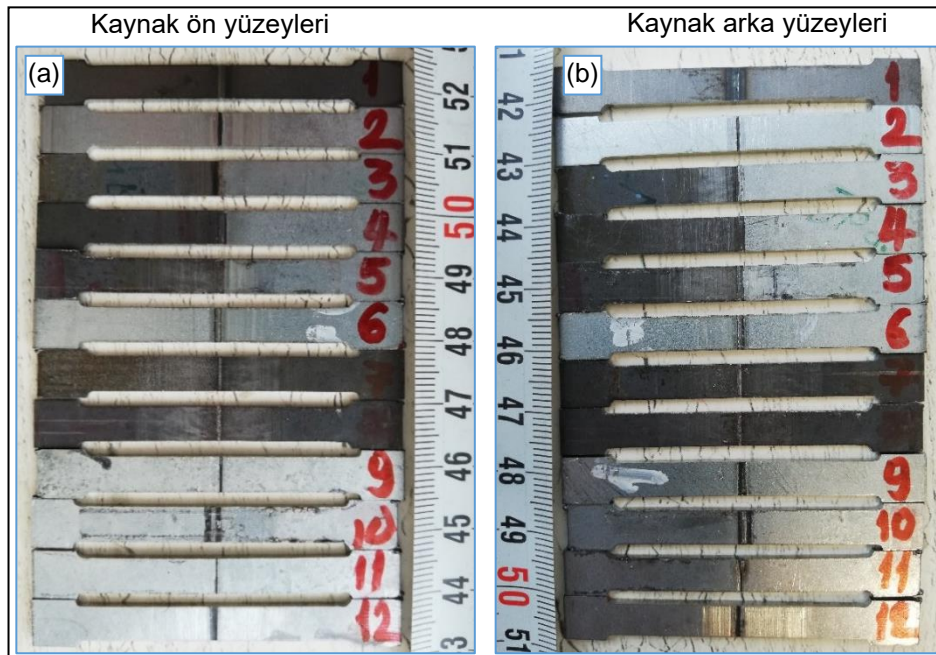
Pozisyon olarak tam ortasından kaynak dikişi geçen numunelere testin uygulanma amacı, kaynak ile malzemelerin plastik deformasyona karşı göstereceği direnci hesaplamak için bu test uygulanmaktadır. Malzemelerin sertliğinin ölçülmesi ve mukavemeti hakkında bilgi edinmek için Şekil 5.5'te görüldüğü gibi 15x8 dikdörtgen sertlik numunesi parçalara bu test uygulanmıştır. Hazırlanan numunelerin sertlik ölçümleri Qness QATM Q10A+ sertlik ölçüm yazılımı ile vickers sertlik ölçme yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Ölçümler 75 mm sabit aralıklarda, 100 g (HV_{0,1}) yük altında kaynak metali, ısı tesiri altında kalan bölge ve ana malzemeyi kapsayacak şekilde mikro sertlik ölçme cihazında yapılmıştır.

5.5.5. Çekme Testi

Fiber lazer ışın kaynağını ile birleştirilen numunelerin statik yükler altında göstereceği davranışları analiz etmek için kaynaklı numunelere çekme testi uygulanmıştır. Bir kaynak numunesinden iki adet çekme numunesi çıkartılmıştır. Ayrıca herhangi bir kaynak işlemine uygulanmadan ana malzemelerden çıkartılan kaynaklı çekme numunelerine de çekme testi uygulanmıştır. Bu şekilde deney numunelerimize birleştirme işleminin çekme mukavemeti konusunda nasıl bir etki ettiğini doğrudan analiz etmek mümkün olmuştur. Şekil 5.5'te çekme numunelerinin ölçüleri, Şekil 5.6'da ise lazer kesme ile çıkarılan çekme numunelerinin kep ve kök tarafından elde edilmiş çekme testi öncesi görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.5. Çekme numunesinin ölçüleri.



Şekil 5.6. Çekme test numuneleri.

Çekme işlemleri TS EN ISO 4136-2022 (Metalik malzemelerin kaynakları üzerinde tahribatlı deneyler- Enine çekme deneyi) standardına uygun olarak Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesinde bulunan 50kN kapasiteye sahip SHIMADZU marka çekme test cihazında 2 mm/dk çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.7’de çekme testlerinin yapıldığı cihaz verilmiştir. Çekme cihazının tutucuları numunelerin kulak diye tanımlanan uç kısımlarına uygun şekilde tercih edilmiştir. Çekme anı tamamıyla kontrol edilmiş olup, numuneler ölçülerek çenelerde herhangi bir bırakma, boşluk vb. durumların olmadığı belirlenmiştir. Böylece ölçüm belirsizliği olarak nitelendirebileceğimiz durumların önüne geçilmiştir.



Şekil 5.7. Çekme testinin yapıldığı cihaz.

5.5.6. Erichsen Çökertme Testi

Erichsen çökertme testi; kaynak prosesi uygulanmış ya da uygulanmamış sac metallerin test için kurulan bir düzenek ile kuvvet uygulanarak şekil alma yeteneğini belirlemek için uygulanır. Bu deney düzeneği 2 mm ve daha ince sacların şekil alma kabiliyetlerini incelemek tasarlanmıştır. Hızlı ve kolay uygulanabilir olmasından dolayı otomotiv endüstrisinde yeni malzemelerin şekil alma kabiliyetinin belirlenmesinde çoğunlukla kullanılmaktadır. Bu testte çevresel olarak tamamen sabitlenmiş sac, iki doğrultu da gerdirilir. Burada kalıp ile baskı yapan plaka arasına sıkıştırılan deney numunesinin kalıp içerisine hareket etmemesi gerekmektedir. Bu sebeple basınç bu hareketi hatta titreşimi dahi engelleyecek boyutta olmalıdır. Sac

metal numune bu şartlar altında sabit hızda gerdirilir, sac üzerinde yırtılma, boyun verme veya kuvvette ani bir düşme olduğunda test bitirilir. Test sonucu olarak küresel zımbanın hareketi (çökme miktarı) ve uygulanan kuvvet bir grafik halinde deney düzeneğinin yazılımından elde edilir. Bu grafiğe göre deformasyon derinliği yüksek olan malzeme daha iyi şekil alabilirliğe sahip olduğu söylenebilir. Ancak test sonuçlarının uygulanan baskı kuvveti, yağlayıcı gibi değişken parametrelere de bağlı olduğu da göz önünde bulundurulmalıdır [84].

Erichsen çökertme testi TS EN ISO 20482 (Metalik malzemeler- Sac ve şeritler- Erichsen çökertme deneyi-2014) standardına göre 20 mm bilye çapı kullanılarak 10 mm/sn hız ile gerçekleştirilmiştir. Testler DP980-22MnB5, TBF1180-22MnB5, TBF1180-DP980 ve TBF1180-TBF1180 olmak üzere 4 birleştirme numunesine uygulanıp sonuçları incelenmiştir. Şekil 5.8'de ise deney numunelerine uygulanan erichsen çökertme testlerinin yapıldığı test cihazının görüntüsü verilmektedir.



Şekil 5.8. Erichsen çökertme testinin yapıldığı cihaz ve kalıbı.

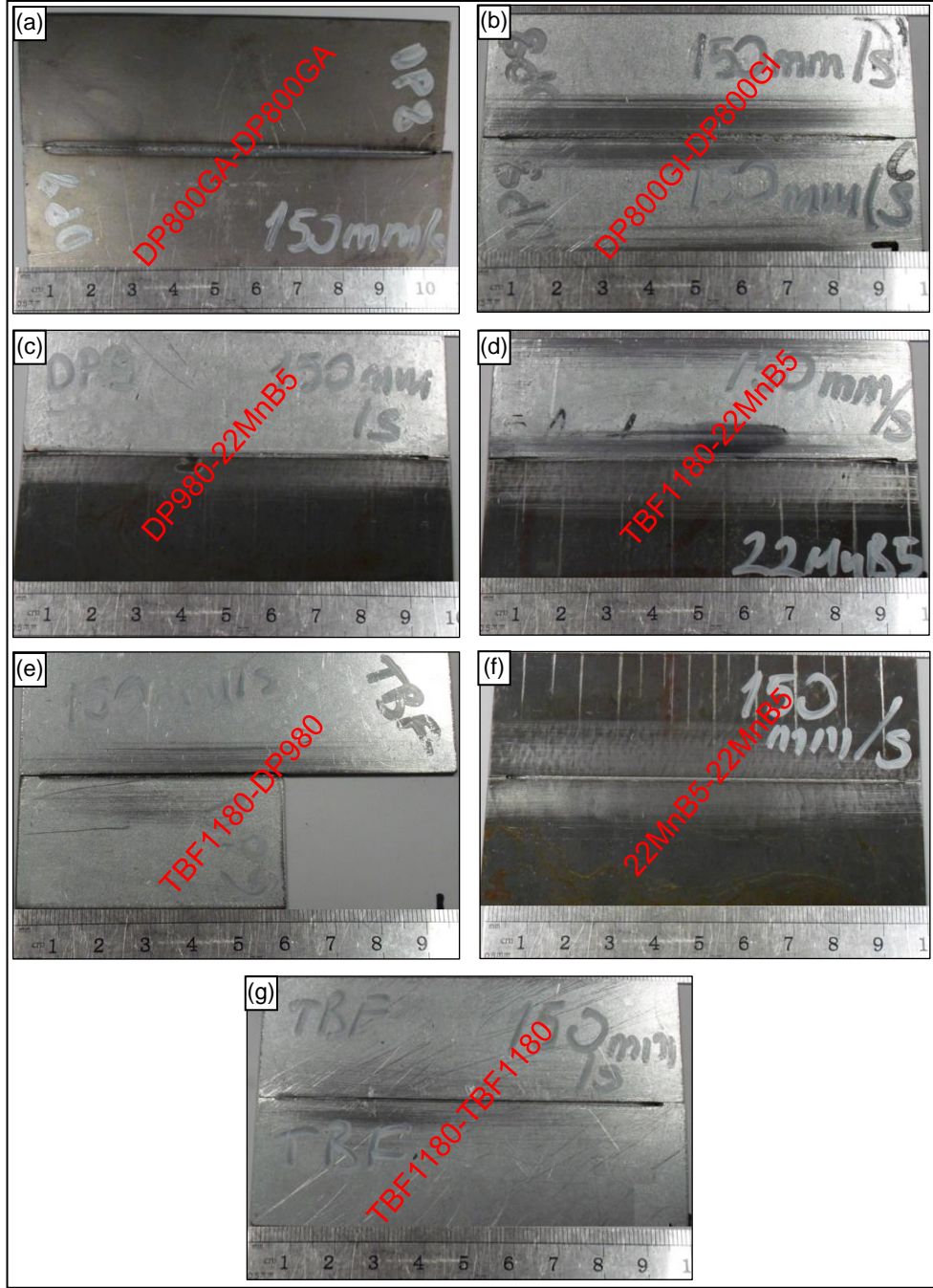
BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. GÖZLE MUAYANE

Tahribatsız muayene yöntemlerinin en basit ve zorunlusu olan gözle muayene incelemelerinde 12 adet numunenin kep kök incelemelerinde gözle görülebilir nüfuziyet eksikliği, aşırı sarkma, makro çatlak, yenme olukları vb. kaynak hatasına rastlanmamıştır. Kaynaklı numunelerde olası kaynak hatalarının önüne kaynak öncesi yapılan ön parametrik çalışmalar ile geçmek mümkün olabilir. Şekil 6.1’de DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 malzemelerin lazer ışın kaynağı ile ideal parametrelerde kaynaklanması sonucu direkt olarak fikstürden çıkmış halinin makro görüntüleri verilmiştir.

Şekil 6.1’de her bir birleştirme kombinasyonundan birer adet olmasına özen gösterilmiştir. Şekilde a) DP800GA-DP800GA, b) DP800GI-DP800GI, c) DP980-22MnB5, d) TBF1180-22MnB5, e) TBF1180-DP980, f) 22MnB5-22MnB5 ve g) TBF1180-TBF1180 birleştirmeleri görülmektedir. Tüm bunlara ilave olarak Şekil 6.1’de makro resimleri verilen numunelerin aynı parametrede (kaynak ilerleme hızı 150 mm/s) birleştirilen numunelerden olmasına özen gösterilmiştir



Şekil 6.1. Kaynaklı numunelerin makro görüntüleri, a) DP800GA-DP800GA, b) DP800GI-DP800GI, c) DP980-22MnB5, d) TBF1180-22MnB5, e) TBF1180-DP980, f) 22MnB5-22MnB5, g) TBF1180-TBF1180

Makro görüntülerde görüldüğü gibi kaynak dikişleri robot ile otomatikleştirilmiş kaynak parkurunun da etkisiyle her uzunlukta aynı özellikleri göstermiş olup, dikiş kalınlığında stabilizasyonun sağlandığı gözlemlenmektedir. Bu durum seçilen kaynak parametrelerinin uygunluğunu göstermektedir. Ayrıca birleştirilen parçalarda diğer

geleneksel ergitmeli kaynak yöntemlerinde (TIG, MIG-MAG, Plazma vb.) sıklıkla karşılaşılan gözle görülebilir çarpılma ve distorsiyon hatalarına da rastlanılmamıştır. Şekil 6.1’de paylaşılan makro görüntülere uygulanan gözle muayene sonucunda herhangi bir nüfuziyet azlığı, kaynak dikişinde birleşme azlığı, yanlış kaynak parametre seçiminden kaynaklı oluk veya çentikler, kaynak dikişinin taşması, gözenek, kaynak esnasında ITAB’da ve kaynak metalinde çatlama gibi hatalar gözlenmemiştir.

Çalışmalarda elde edilen sonuçlara benzer şekilde Çakmakkaya ve diğerleri [85] 2 mm kalınlığındaki ST 6222 ve DP600 çeliklerini lazer kaynak yöntemi ile 50 mm odak uzaklığı, 5.6 kW/mm² ışın güç yoğunluğu, 38 ile 47 kW lazer gücü arasında, 3 ile 4 mm/sn kaynak hızları kullanarak birleştirmişlerdir. Yaptıkları gözle muayenede kaynak parametrelerine bağlı olarak değişimler gözlemlemişlerdir. İdeal olarak belirledikleri parametrede gözle muayene ile kontrol edilebilen hususlarda herhangi bir sorun gözlemlememişlerdir.

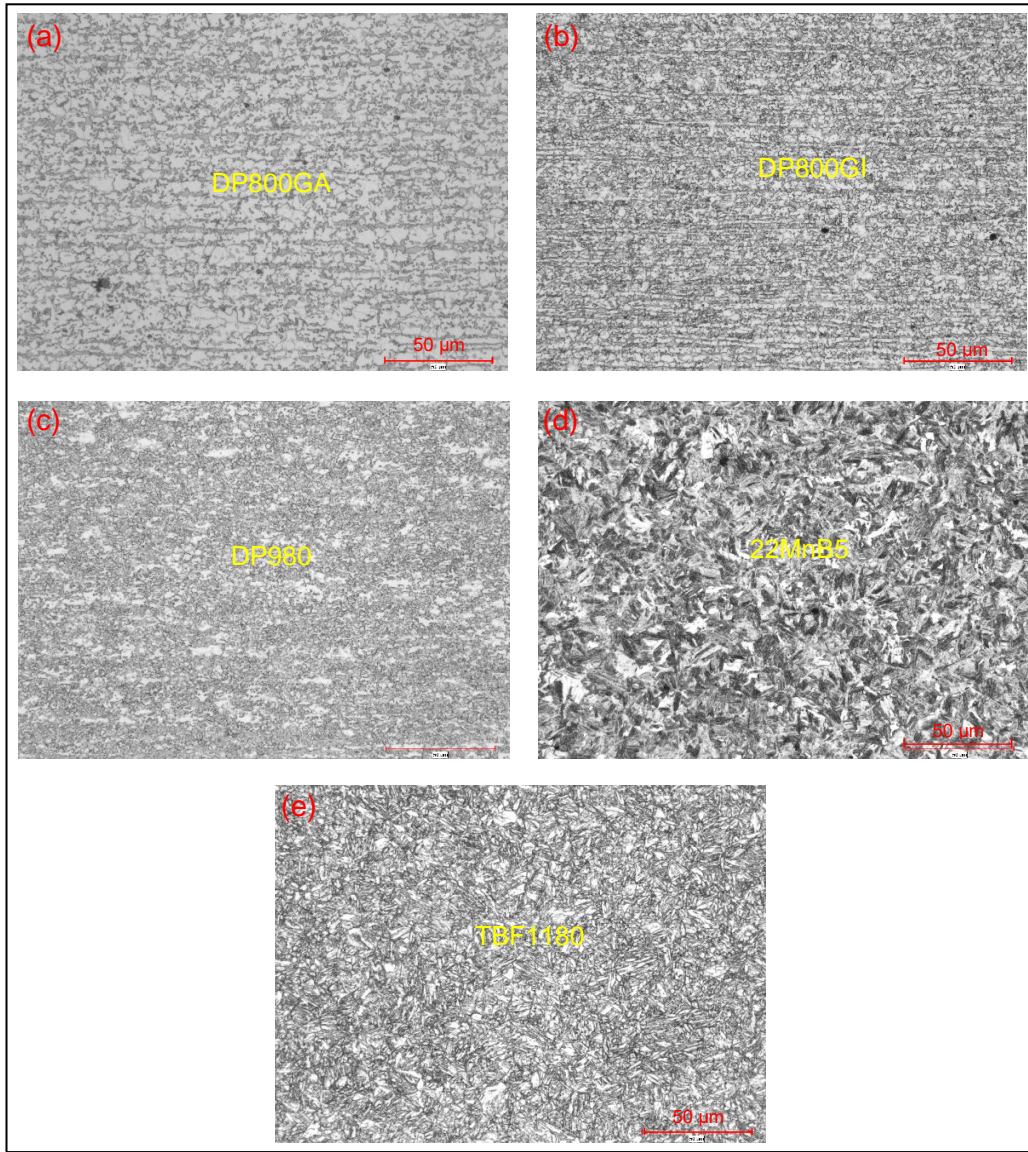
Kökey ve diğerleri [86] 0,6 mm kalınlığında ferritik 430 kalite paslanmaz çeliği 3 farklı kaynak parametresi oluşturarak fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Çalışmalarında 3 farklı parametrik çalışma sonucunda ortaya çıkan bütün numunelerde yapılan gözle inceleme sonucunda kaynak metali, ITAB ve ana malzemede ergitmeli kaynak ile oluşabilecek kusurlara rastlamamışlardır.

6.2. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Kaynaklı numunelere yapılan mikroyapı çalışmalarının amacı kaynak sonrası kaynak bölgesinde (kaynak metali ve ısıdan etkilenen bölge) meydana gelen mikroyapı değişimlerinin incelenmesidir. Bu amaç doğrultusunda DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 metallerinin benzer ve farklı kombinasyonlarda fiber lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonucunda oluşan numunelere mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Birleştirme sonucu oluşan her kaynaklı numunenin ana malzemesi, ITABI ve kaynak metalleri incelenmiştir. Bu incelemeler doğrultusunda birleştirme öncesi ana malzemelerin mikroyapıları ile birleştirme sonrası kaynaklı numunelerin mikroyapı incelemeleri bu bölümde verilmektedir.

6.2.1. Ana Malzemelerin Mikroyapı İncelemeleri

Bu çalışmada kullanılan DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 çeliklerinin herhangi bir birleştirme prosesi uygulanmadan önce yapılan ana malzemelerin mikroyapı çalışmalarının görselleri Şekil 6.2’de verilmektedir. Burada 5 malzemenin kaynak etkisinde herhangi bir dönüşüm olmadan önce malzemenin mikroyapısını inceleyip kaynak sonrasında kaynağın malzemelerin mikroyapılarına nasıl bir etki ettiğini gözlemlemek mümkün olacaktır.



Şekil 6.2.Çalışmada kullanılan ana malzemelerin mikroyapıları; a) DP800(GA), b) DP800(GI), c) DP980, d) 22MnB5 ve e) TBF1180.

DP800(GA) incelendiğinde martenzit ferritik yapı gözükmemektedir. Benzer şekilde DP800(GI) incelendiğinde de martenzit ile ferritik yapı gözlemlenmekte ancak yapı daha ince tanelidir. Ayrıca hem DP800(GA) hem de DP800(GI) malzeme yapılarında bantlaşmaların olduğu görülmektedir. DP980 metalinin mikroyapısı incelendiğinde ferritik ve ağ martenzitik yapı ile kaba taneler gözlemlenmektedir. 22MnB5 malzemesi incelendiğinde yapının martenzit gözlemlenmektedir. Bu malzemede sıcak şekillendirme işleminden sonra ani su verilerek sertleştirme prosesleri uygulandığından tanelerin geometrisi şekilsizdir. TBF1180 malzemesinin yapısı incelendiğinde ise beynitik ve martenzitik bir mikroyapı gözlemlenmektedir.

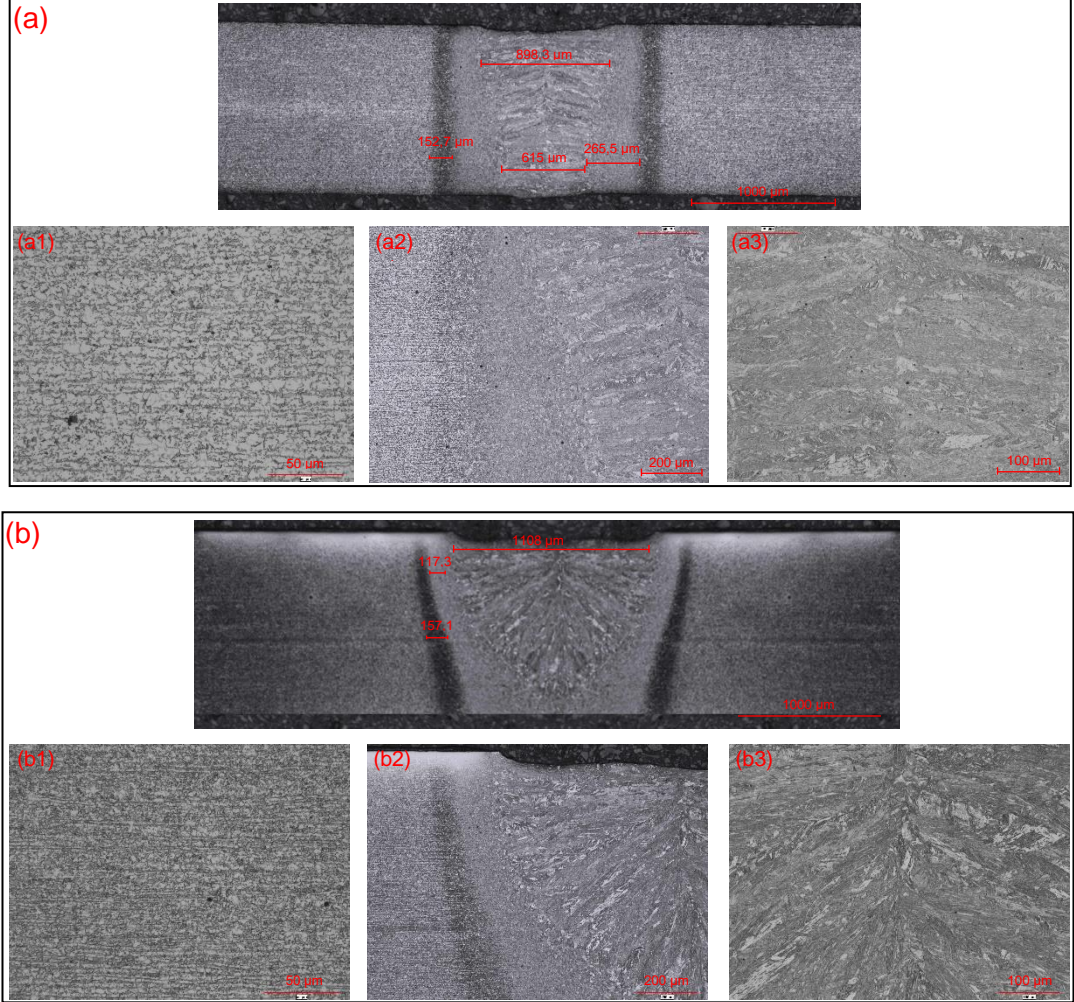
Şen yapmış olduğu çalışmada otomotiv endüstrisinde kullanılan çelik türlerinden DP600, DP800, MS1200, MS1400 ile deneysel çalışmalarda bulunmuştur. Yaptığı mikroyapı incelemelerinde malzemenin kaynak metalinden uzak, ısıdan etkilenmemiş bölgesinde çeliğinin mikroyapısının ferrit ve martenzitten oluştuğunu gözlemlemiştir [87]. Benzer şekilde Acar yapmış olduğu çalışmada ise otomotiv endüstrisinde kullanılan çelik türlerinden çift fazlı DP800 çelik sacının CMT-lehimleme yöntemi ile birleştirilebilirliğini incelemiş ve yaptığı mikroyapı incelemelerinde ve literatür taramasında DP800 çeliğin ferrit ve martenzitten oluştuğunu gözlemlemiştir [14].

Stadler ve diğerleri [30] 1200 MPa çekme dayanımına sahip TBF çeliğinin kaynak uygulamaları sonucunda mikroyapı değişimlerini incelemişlerdir. Deneysel çalışmalarında kullandıkları malzemenin SEM incelemesinde TBF bünyesinde yoğun martenzit adaları, beynitik ferrit ile kalıntı östenite rastlamışlardır.

6.2.2. Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapı İncelemeleri

Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapıları kaynaktan dolayı genel olarak daha karmaşık görünürler. Isı girdisi malzeme bünyesinde faz değişimlerine, tanecik boyutlarının değişmesine sebep olmaktadır. Bu noktada kaynaklı birleştirmelerinin mikroyapı çalışmaları sonucunda kaynak öncesi malzemenin kaynak sonrasına göre nasıl bir değişime uğradığı dolayısıyla tane ebatlarından değişimlerin analizi yapılmıştır.

DP800(GA) ile DP800(GI) malzemelerinin 1,2 mm kalınlığında oluşturdıkları birleştirmeden alınan makro/mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 6.3'te verilmektedir.



Şekil 6.3. 1 ve 2 numaralı numunelerin mikroyapıları; a) DP800GA, b) DP800GI.

DP800GA-DP800GA ile yapılan 1 numaralı numunenin makro/mikroyapısı incelendiğinde kaynak metalinin 1000 µm olan görüntüsünde 152,7 µm kalınlığında ısıdan kaynaklı bir geçiş görülmektedir. Bu sınırlar östenit matrisin oluşmaya başladığı sınırlar olarak tanımlanabilir. 893,3 µm genişliğinde olan bölge martenzitik ferritik bölgeden oluşmaktayken, kaynak dikişinin 265,5 µm ana malzemeye olan kısımlarında ferrit gözlenmektedir. Aynı numunenin mikroyapıları incelendiğinde ise ana malzeme (a1), kaynak bölgesi (a2) (ana malzeme, ITAB ve kaynak metali) ve kaynak metali (a3) mikroyapı görüntülerinin oldukça farklı oldukları görülmektedir. Burada bir kaynaklı bağlantının en kritik bölgesi olan ITAB'ın kaynak esnasında farklı

ısı 1 çevrimlere maruz kalması bu bölgede farklı mikroyapıların ve farklı tane büyüklüklerinin oluşmasına neden olmaktadır. Bir başka ifade ile kaynak ergime çizgisine yakın olan kısımlarda yüksek sıcaklıktan dolayı iri taneli bir yapı oluşurken onun devamında normalizasyon sıcaklığına maruz kalan bölgede ince taneli bir yapı oluşmaktadır. Bu bölgedeki en kritik noktalardan birisi de kaynak esnasında ITAB ile kaynak metali arasında kalan ergime sınırı denilen kısımda meydana gelen kaynak hatalarıdır. Yapılan incelemelerde ergime sınırında herhangi bir olumsuzluk tespit edilmemiştir.

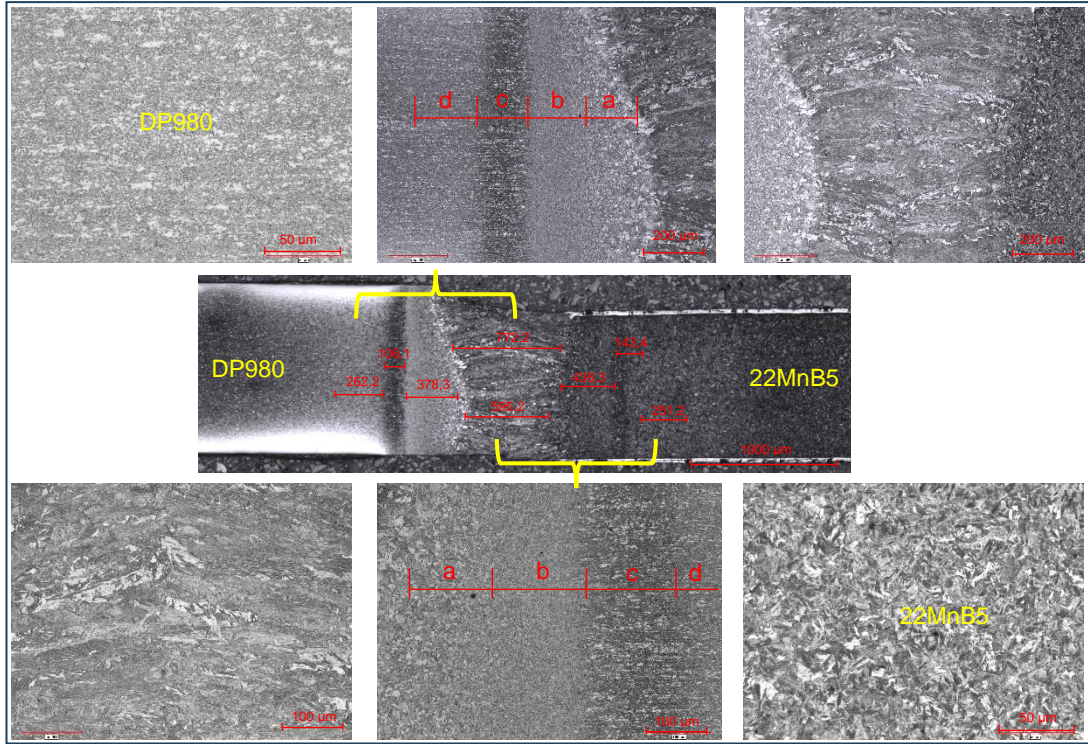
Kaynak esnasında ergiyip katılaştıran bölge olan kaynak metali (a3) incelendiğinde ise bu kısmın ana malzeme ile ITAB'dan oldukça farklı görünümde olduğu gözlemlenmektedir. Bu kısım kaynak esnasında bölgesel olarak yüksek sıcaklıklara maruz kalmakta dolayısıyla katılma ana malzemeden kaynak merkezine doğru olmaktadır. Ayrıca bu bölgede kaynak merkezi soğuma hızı ile ergime sınırına bitişik bölgedeki soğuma hızları farklılık gösterdiğinden mikroyapıda da farklılıklar görülmektedir. Burada katılmanın epitaksiyel katılma olması, soğumanın kaynak merkezinden ana malzemeye doğru gerçekleşmesi oluşan tanelerin kaynak merkezine doğru yönelmesine sebep olmuştur. Lazer kaynağında anlık ısı girdisinin yüksek olması nedeniyle kaynak metali hızlı soğumakta dolayısıyla da yapı martenzit yapıya sahip olmaktadır.

DP800GI-DP800GI malzemelerinin oluşturduğu 2 numaralı numunenin kaynak bölgesinin makro/mikroyapısı incelendiğinde kaynak metalinde martenzit yapının olduğu görülmektedir. Burada 117,3 µm genişliğinde bir iri taneli bölge ve devamında 157,1 µm genişliğinde normalizasyon bölgesi görülmektedir. Bu numunede de 1 nolu numunede olduğu gibi hem kaynak metali hem de ITAB'ın benzer yapılar sergilediği tespit edilmiştir.

Tunçel ve diğerleri [88] DP600 ve DP1000 çelikleri ile gerçekleştirdiği çalışmada kaynak metalinde martenzit, kalıntı östenit ve beynit olduğunu gözlemlenmiştir. ITAB'ın ise martenzit, beynit, ferrit, kalıntı östenit ve temperlenmiş martenzitten oluştuğunu belirtmişlerdir. DP600-DP600 çelik çifti kaynağının çekme mukavemeti ana metalin %97'si olarak görülürken, DP1000- DP1000 birleşmesinde mukavemet

değeri TM'nin %86'sı olarak bulunmuştur. DP1000-DP1000 çiftinde mukavemet değerinin daha düşük çıkma sebebi büyük oranda bulunan sert martenzitik yapı olarak gösterilmiştir. Farklı malzeme çifti için kaynaklı numunelerin çekme mukavemeti değeri, çekme dayanımı düşük olan metale (çalışma için DP600) yakın çıkmıştır. En yüksek sertlik değerleri kaynak metalinde görülmüş ve sertliğin sebebinin martenzitik yapı olduğu belirtilmiştir.

DP980 ile 22MnB5 metallerinin oluşturduğu 3 numaralı numunenin makro/mikroyapı görselleri Şekil 6.4'te verilmektedir. Farklı kalınlıkta olan bu metallerin birleştirilmesinde mikroyapı incelemesinde kaynak metalinde oluşan form dikkat çekmektedir. DP980 1,3 mm 22MnB5 ise 1,1 mm kalınlığında olup kaynak sonrasında ideal bir kep-kök formunun oluştuğu gözlemlenmiştir.



Şekil 6.4. DP980 ile 22MnB5 birleştirmesinin makro/mikroyapısı.

Farklı malzeme cinsi (DP980 1.3 mm ve 22MnB5 1.1 mm) ile farklı kalınlıktaki iki malzemenin birleştirildiği bu numunede kaynak metal yapılarının martenzit olduğu belirlenmiştir. Bu iki farklı malzemenin birleştirilmesinde ilave metal kullanılmadığı

için burada kaynak metali tipik %50-%50 karışım sonucu meydana gelmiştir. Burada her iki malzeme yapısının da martenzitik olması kaynak sonrası oluşacak yapının ne olacağını işaret etmektedir. Burada kaynak metali tanelerinin her iki malzemeye doğru yönlendikleri, katılaşmanın ergime sınırından merkeze doğru olduğunun bir sonucu olarak değerlendirilir. Bir başka ifade ile burada katılaşma türü epitaksiyel katılaşmanın tipik özellikleri sergilenmektedir. Kaynak metali yapısının genel olarak aşırı derecede kabalaşmış martenzit lamellerinden oluştuğu gözlemlenmiştir. ITAB'ın mikroyapısı incelendiğinde ise yapının martenzit, temperlenmiş martenzit ve ince taneli ferritten oluştuğu görülmektedir.

Şekil 6.4'te verilen mikroyapı resimlerinde dikkat çeken özelliklerden birisi de her iki malzemenin ITAB'ları 4 bölgeden oluşmasıdır. Burada a: KT-ITAB (Kaba taneli ısı tesiri altındaki bölge (A3 sıcaklığının üstü)), b: İT-ITAB (İnce taneli ısı tesiri altındaki bölge (A3 sıcaklığının üstü)), c: İK-ITAB (İnter kritik ısı tesiri altındaki bölge (A1-A3 sıcaklıkları arası)) ve d: AK-ITAB (Alt kritik ısı tesiri altındaki bölge (A1 sıcaklığının altı))'dır. Burada kaynak metaline yakın olan ve a ile gösterilen kısım A3 sıcaklığının üzerinde oluşan KT-ITAB'ı ifade etmektedir. ITAB'da b ile gösterilen kısım yine A3 sıcaklığının üzerinde oluşan İT-ITAB'ı tarif etmektedir. Kaynak metali ile ana malzeme orta kısmında yer alan c kısmı ise İK-ITAB'dır. İK-ITAB'da kaynak sırasında ısı girdisinin neden olduğu sıcaklık A1-A3 sıcaklıkları arasına kadar yükselmektedir. Ana malzemeye bitişik ve kaynak metaline en uzak olan kısım d ise A1 sıcaklığının altında kaldığı AK-ITAB'ı göstermektedir. Kaynaklı malzemelerde ITAB'ın 4 bölgeden oluşmasının nedeni kaynak esnasında ana malzemenin ergime sınırından uzaklaştıkça farklı sıcaklık aralıklarına maruz kalmasıdır. Ergime sınırına bitişik bölge yüksek sıcaklıklara maruz kalmakta dolayısıyla tane irileşmekte, bunun aksine ergime sınırına uzak bölgelerde ise normalizasyon, yeniden kristalleşme ve temperleme ısı işlemleri sonucunda taneler ince kalabilmektedir. Sonuç itibarı ile kaba taneli ITAB genellikle martenzitten oluşurken interkritik ITAB ferrit ve martenzitten, alt kritik ITAB ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluşmaktadır. Bu malzemelerin kullanıldığı farklı çalışmalarda da sonuçların çalışmamıza paralel olduğu gözlemlenmektedir.

Tuncel [81] çalışmasında DP1000 ve 22MnB5 malzemeleri lazer kaynak yöntemi ile birleştirmiş ve mikroyapı çalışmaları sonucunda kaynaklı malzemenin ITAB'ının 4 bölgeden oluştuğunu rapor etmiştir. Çalışmaları sonucunda üst kritik ısı tesiri altındaki ITAB bölgesinde (Üst kritik ITAB=KT-ITAB ve İT-ITAB) genel itibariyle martenzitten oluşan bir içyapı tespit edilirken İK-ITAB ferrit ve martenzitten, AK-ITAB ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluştuğunu belirtmiştir.

Chengjie ve diğerleri [89], DP780 ve 22MnB5 malzemeleri nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve ITAB'ın varlığını ve üç farklı alt bölgeye ayırmış olduğunu gözlemlenmiştir. Bunlar; tepe sıcaklığının Ac3'ün üzerinde olduğu ve östenite dönüşen ana malzeme mikroyapısının bulunduğu üst kritik ITAB (iri taneli ve ince taneli olmak üzere iki bölge), tepe sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB ve tepe sıcaklığının Ac1'in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı ITAB'tır.

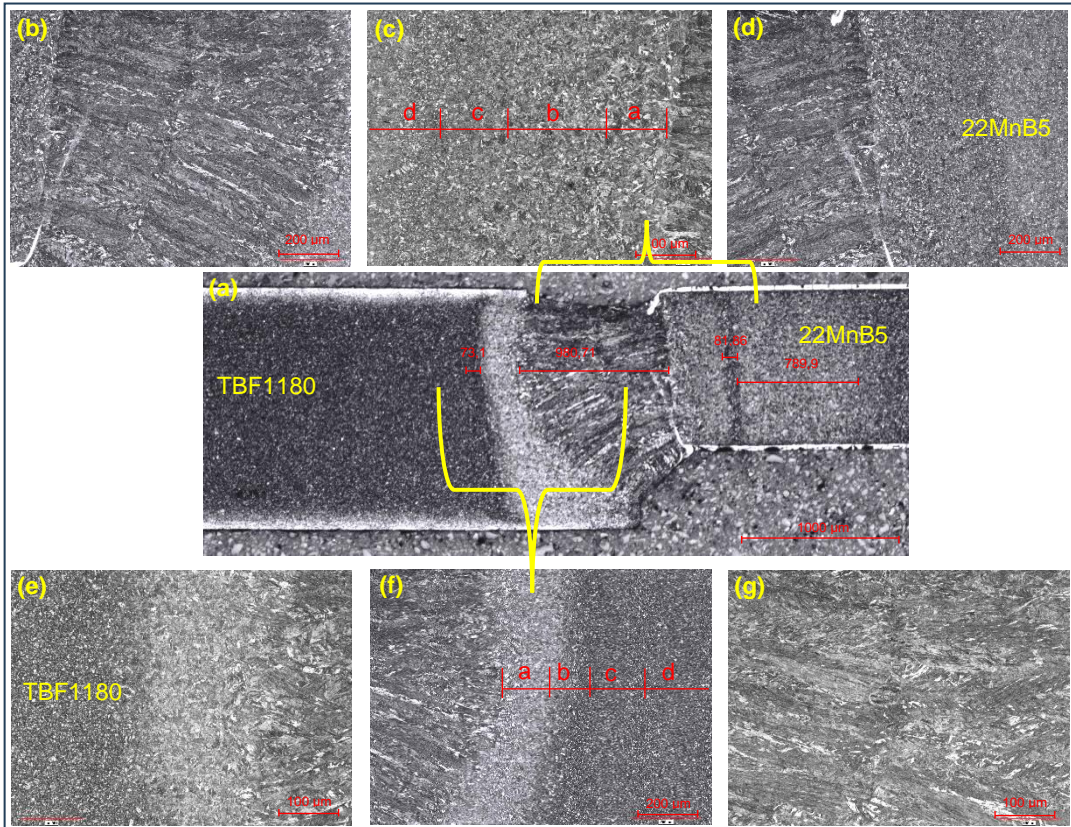
Farklı kalınlık ve farklı malzeme cinsi ile yapılan bu birleştirmedeki ITAB incelenecek olursa her iki malzeme yüzeyinde de ergime sınırına bitişik bölgede iri tanelerin oluştuğu, bölgeden uzaklaştıkça tane irileşmesinin azaldığı görülmektedir. Bu birleştirmede göze çarpan en belirgin özelliğin birleştirmenin her iki ITAB'ının da oldukça geniş olmasıdır. Ayrıca burada bir başka dikkat edilmesi gereken yer de 22MnB5 tarafındaki ITAB'ın birleştirmenin diğer tarafındaki ITAB'a göre daha geniş olmasıdır. Bu birleştirmede ortalama kaynak metal genişliği yaklaşık 650-700 µm ölçülürken birleştirmenin 22MnB5 tarafında bu değer yaklaşık 800-850 µm, DP980 tarafında ise yaklaşık 750-800 µm'dur. Burada ITAB genişliğinin kaynak metal genişliğinden daha fazla olmasının sebebi kaynak esnasında ana malzemelerin bir kısmının temperlenmesinden dolayı gerekli düşünülmektedir. Bu bölgede martenzit düşük sıcaklık nedeniyle temperlenmekte dolayısıyla optik mikroskop görüntüsü değişmektedir.

Guo ve diğerleri [90] DP980 çeliğini fiber kaynak ile birleştirmiş ve iç yapı özelliklerini incelemişlerdir. İncelemelerinde kaynak metalinin martenzit, kaynak metaline yakın olan tarafta ITAB'ın martenzit, ana malzemeye yakın ITAB'ın temperlenmiş martenzit, ferrit ve kalıntı östenitten oluştuğu gözlemlenmiştir. En

yüksek sertlik kaynak metalinde görülmüştür ve sebebinin martenzit yapısı olduğu belirtilmiştir.

Xu ve diğerleri [70] DP980 çelikleri ile yaptığı çalışmada fiber lazer ve diyet lazer kullanmış, fiber lazerde çok daha dar ITAB ve EB olduğunu bulmuşlardır. İki lazer kaynağında da dış ITAB’da temperlenmiş martenzite rastlanmış ve bu durum yumuşamanın sebebi olarak gösterilmiştir. Yüksek ısı girdisi sebebiyle diyet lazer ile gerçekleştirilen kaynakta ITAB’da daha fazla temperlenmiş martenzit olduğu bulunmuştur.

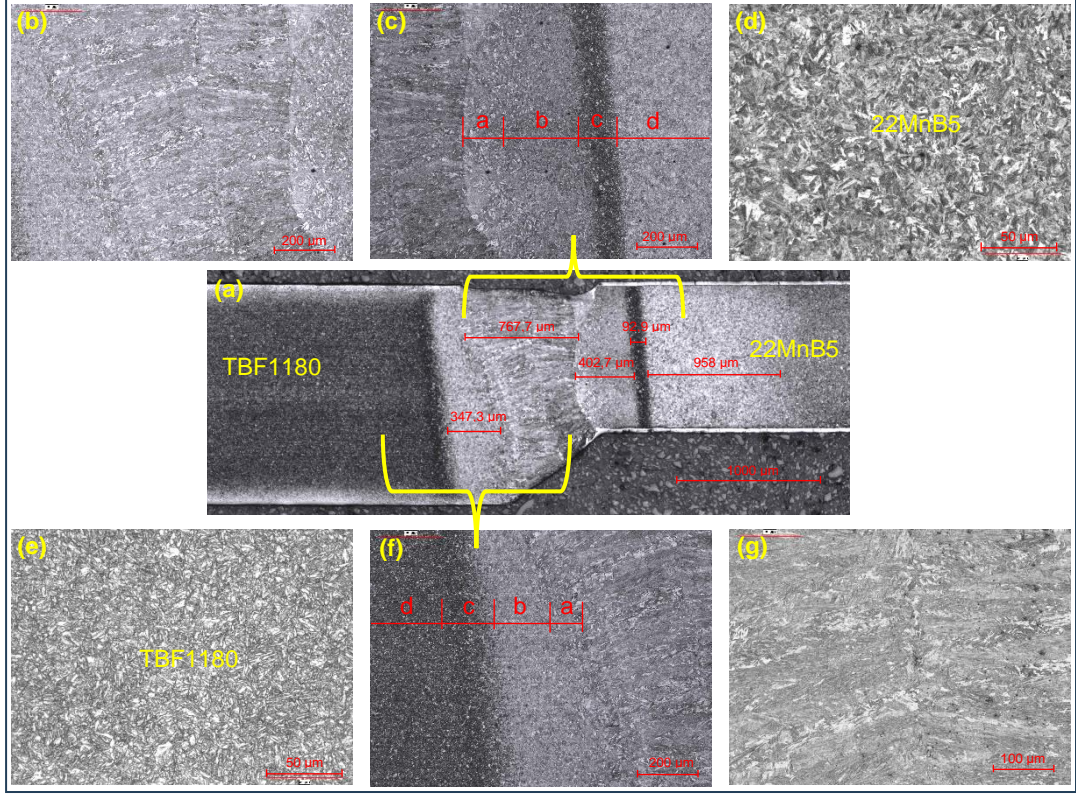
Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da farklı kaynak hızlarında (150 ve 170 mm/sn) ve farklı kalınlıklarda TBF1180 (1.5 mm) ile 22MnB5 (1.1 mm) birleştirilen malzemelerin birleştirme sonrası kaynak bölgelerinin makro/mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 6.5. TBF1180-22MnB5 birleştirmesi mikroyapı görüntüleri (150 mm/sn).

Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da (a) ile gösterilen fotoğraflar kaynak bölgesi (kaynak metali ve ITAB) ile ana malzemelerin bir kısım makroyapılarını göstermektedir.

Makroyapının üst kısmında kalan (b) resmi kaynak metalini, (c) resmi ITAB ve (d) resmi ise 22MnB5 ana malzemenin mikroyapısını göstermektedir. Makroyapının alt kısmında ise (e) resmi TBF1180 ana malzemeyi, (f) resmi ITAB ve son resim (g) ise kaynak metalini ifade etmektedir.



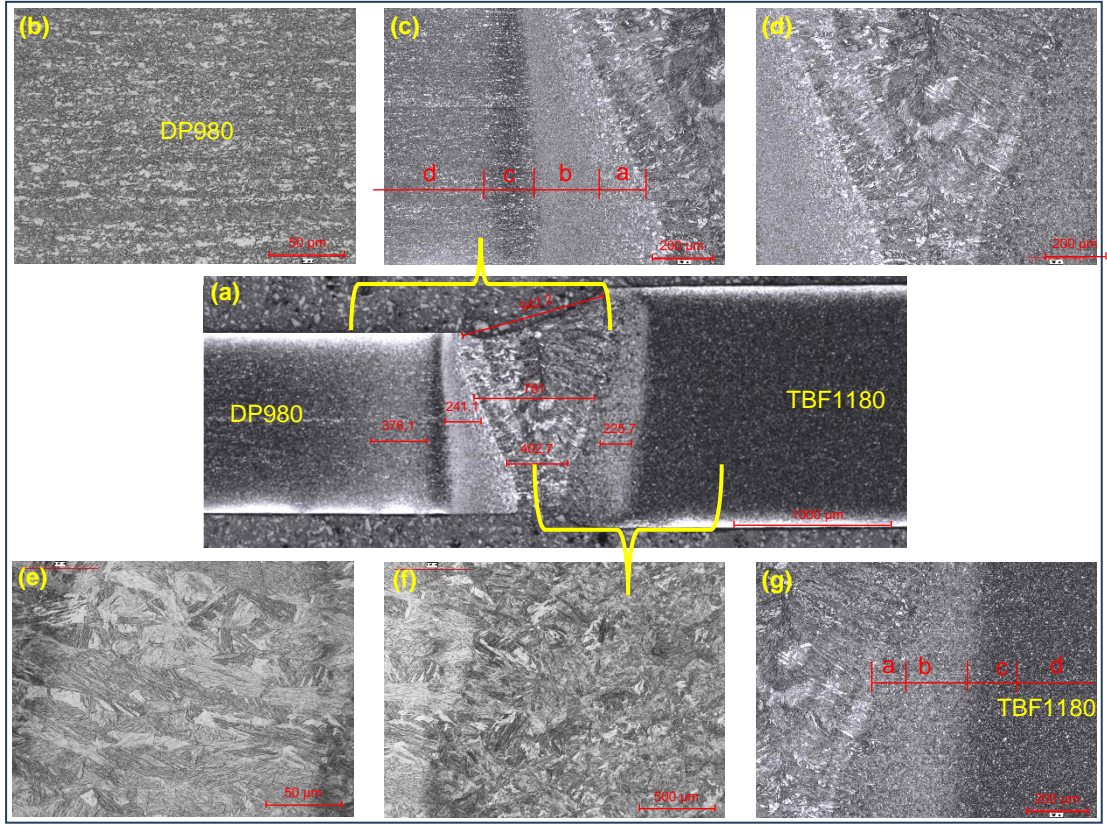
Şekil 6.6. TBF1180-22MnB5 birleştirmesi mikroyapı görüntüleri (170 mm/sn).

Şekil 6.5 ve Şekil 6.6'da TBF1180 ile 22MnB5 metallerinin birleştirme sonrası kaynak bölgelerinin mikroyapı resimleri mevcuttur. Bu iki birleştirmede farklı olan sadece kaynak ilerleme hızıdır. Her iki kaynak hızı ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin kaynak metalleri incelendiğinde kaynak bölgesinin martenzit bir yapıya sahip olduğu gözlemlenmektedir. Deneysel çalışmalar esnasında 150 mm/sn hız ile yapılan kaynakta kaynak kepinde bir miktar çökme gözlenmiş ve bu hatanın giderilmesi için kaynak hızı arttırılmıştır. Düşük hızda yapılan (kaynak hızı 150 mm/sn) kaynak metalini genişliği yaklaşık 980,71µm ölçülürken, yüksek hızda (dolayısıyla düşük ısı girdisinde) yapılan birleştirmede (kaynak hızı 170 mm/sn) bu değer 767,7 µm olarak ölçülmüştür. Yapılan bu değişiklik ile hem kaynak kepi çökme hatası azaltılmış hem de daha düzgün kaynak dikişi ebatları elde edilmiştir. Şekil 6.5'te verilen birleştirme

daha düşük hızda yapıldığından hem kaynak metali hem de ITAB genişliğinin daha fazla olduğu görülmektedir. Her iki birleştirmenin kaynak metali tane büyüklükleri açısından kıyaslandığında yüksek ısı girdisinin tane irileşmesine katkı sağladığı açıkça görülmektedir.

Şekil 6.5 ile Şekil 6.6’da verilen resimler üzerinde a, b, c ve d ile kodlanmış bölgeler kaynaklı birleştirmelerin ITAB’larını temsil etmektedir. Görüntüler değerlendirildiğinde her iki parametrede de birleştirilmiş malzemelerin hem 22MnB5 tarafında hem de TBF1180 tarafında farklı tane büyüklükleri ve farklı renge sahip bölgeler olduğu görülmektedir. Burada (a ve b) ITAB’ın maksimum sıcaklığının tepe sıcaklığı Ac3’ün üzerinde olduğu ve östenite dönüşen ana malzeme mikroyapısının bulunduğu üst kritik ITAB (Burada: (a) kaba taneli ısı tesiri altındaki bölge ve (b) ince taneli ısı tesiri altındaki bölge), (c) tepe sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB ve (d) tepe sıcaklığının Ac1’in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı sıcaklık aralıklarıdır. 22MnB5 malzemenin ITAB’ı çoğunlukla martenzitik bir yapıya sahip iken birleştirmenin TBF1180 ITAB’ı ağırlıklı martenzit olmak üzere beynitik bölümlere de sahip olduğu görülmektedir. Kaynaklı numunelerin kaynak bölgelerinde meydana gelen bu farklılıkların kimyasal bileşim, üretim ve ısıl işlem şartları ile bölgesel ısı girdisi kaynaklı oldukları bir gerçektir.

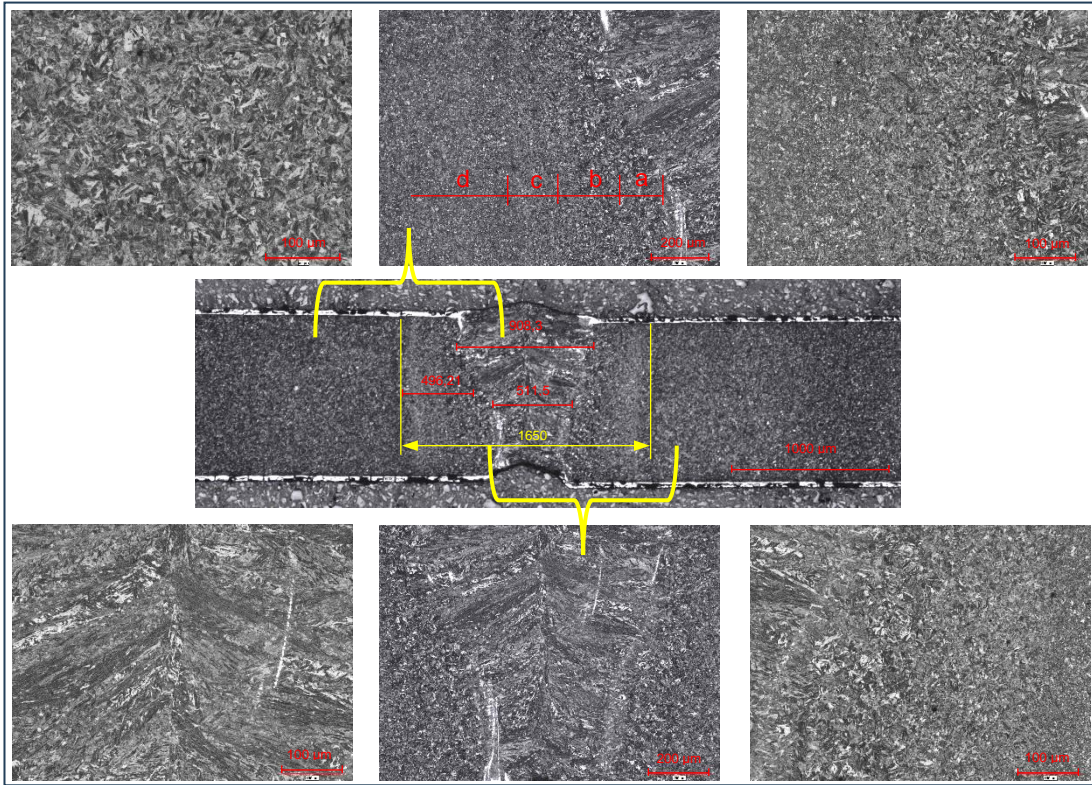
Şekil 6.7’de farklı kalınlıktaki DP980 ve TBF1180 malzemelerin lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonrası kaynak bölgesinden elde edilen makro/mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Görüntülerin kolay anlaşılabilmesi için ortada makro görüntüsü (a), üstte DP980 kaynak bölgesi (b, c ve d) ve altta TBF1180 kaynak bölgesi (e, f ve g) verilmiştir.



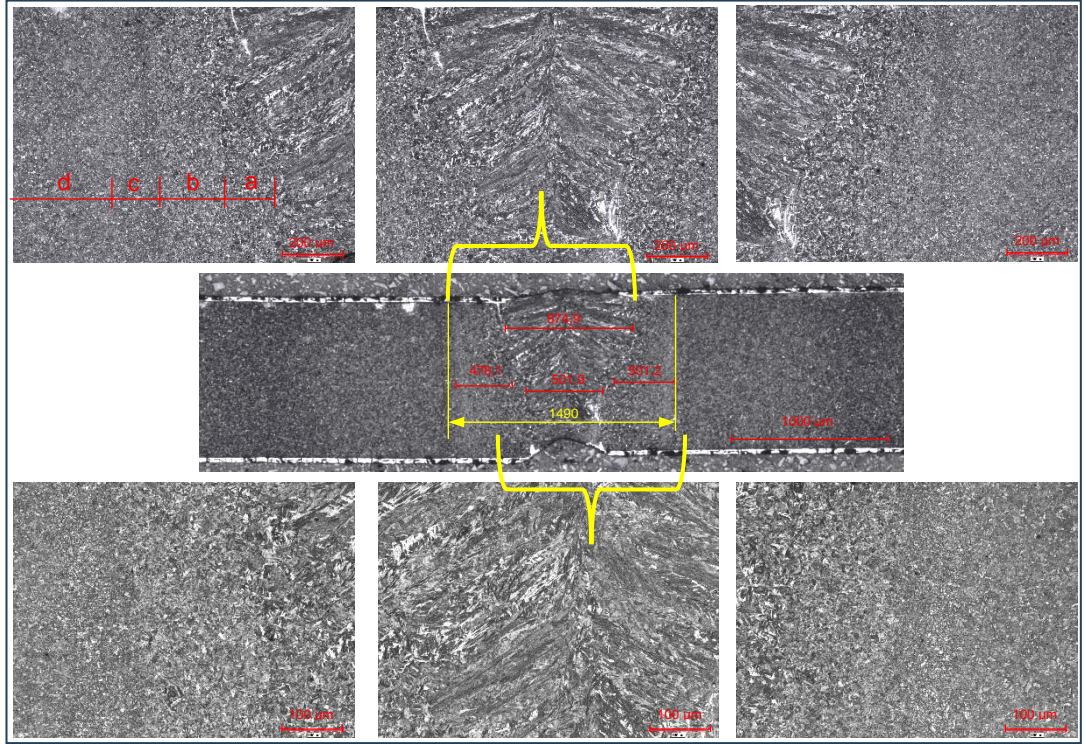
Şekil 6.7. TBF1180-DP980 birleştirmesinin makro/mikroyapı görüntüsü

Şekil 6.7’de verilen makro resim (a) incelendiğinde tabanı geniş dar ağız açılı V formunda bir kaynak metalinin oluştuğu ve kaynak kökünün malzeme alt kalınlığına kadar devam ettiği görülmektedir. Ayrıca farklı kalınlıktaki malzemelerin birleştirilmesinde oldukça zor elde edilen açılı kaynak metal formunun yeterince düzgün formda olduğu ve yine farklı kalınlıktaki malzemelerin kaynağında sıklıkla meydana gelen yanma olukları (undercut) hatasının meydana gelmemiş olması kaynak parametresinin uygun seçildiğinin bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Kaynak metal mikroyapısı incelendiğinde mikroyapının kaba taneli lamellerden oluştuğu, ağırlıklı martenzit yapı içerisinde kısmi beynitik bir yapının varlığı tespit edilmiştir. Kaynak ergime sınırına bitişik her iki ITAB’da da (A3 sıcaklık üstü) tanelerin yüksek sıcaklıktan dolayı irileştiği (a bölgesi), bu bölgeye bitişik olan ve kaynak esnasında A1 ve A3 sıcaklıkları arasında kalan interkritik bölgede ince taneli bir yapının oluştuğu ve son olarak A1 sıcaklığının altında kalan bölgede ise ince taneli temperlenmiş bir martenzit oluştuğu belirlenmiştir.

Şekil 6.8 ve Şekil 6.9’da 22MnB5 malzemelerin birbirleriyle ile farklı kaynak ilerleme hızlarında birleştirildiği kaynaklı numunelerin makro/mikroyapı resimleri verilmiştir. Şekil 6.8’de 150 mm/sn kaynak hızı ile birleştirilmiş kaynaklı numunede kaynak ısı girdisinin fazla olduğu düşünülerek, kaynağın 170 mm/sn kaynak hızı ile yapılarak (Şekil 6.9) ısı girdisi düşürülmesi hedeflenmiştir. Şekil 6.8’de 150 mm/sn kaynak hızı ile, Şekil 6.9’da ise 170 mm/sn kaynak hızı ile birleştirilmiş numunelerin görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.8. 22MnB5-22MnB5 kaynaklı numune makro/mikroyapısı (150 mm/sn)



Şekil 6.9. 22MnB5-22MnB5 kaynaklı numune makro/mikroyapısı (170 mm/sn)

Şekil 6.8. ve 6.9. birlikte değerlendirildiğinde hem yüksek ısı girdisi kullanılarak yapılan birleştirmede (Şekil 6.9.), hem de düşük ısı girdisi ile birleştirilen (Şekil 6.9) numunede kaynak metalinin malzeme kalınlığı boyunca üste kaynak kep yüzeyinde geniş, kök tarafında daha dar ve simetrik olduğu görülmektedir. Bir başka ifade ile kaynak esnasında lazer ışının parçalara fikstür sayesinde tam dik olarak konumlandığı ve kaynak esnasındaki ergime-katılaşma sonucu tipik bir kaynak dikişi görüntüsü oluştuğu gözlemlenmiştir. Makro ve mikroyapı resimleri dikkatli bir şekilde incelendiğinde her iki yan duvarda da tam bir birleşmenin gerçekleştiği ve hatalardan arınmış bir ergime sınırı elde edildiği görülmektedir. Ayrıca her iki kaynak metalinin yapısının da martenzit olduğu aynı zamanda kaynak metalinin kaynağın doğal katılaşma sonucu meydana gelen epitaksiyel katılaşma ile kaba taneli ve soğuma yönüne yönlendirilmiş tanelerden meydana geldiği tespit edilmiştir. Son olarak ısı girdisinin daha yüksek olduğu numunede (150 mm/sn kaynak hızı ile gerçekleştirilen) kaynak metalinin genişliği yaklaşık 908 μm iken, ısı girdisi düşük olan numunede bu değer yaklaşık 874 μm olarak ölçülmüştür.

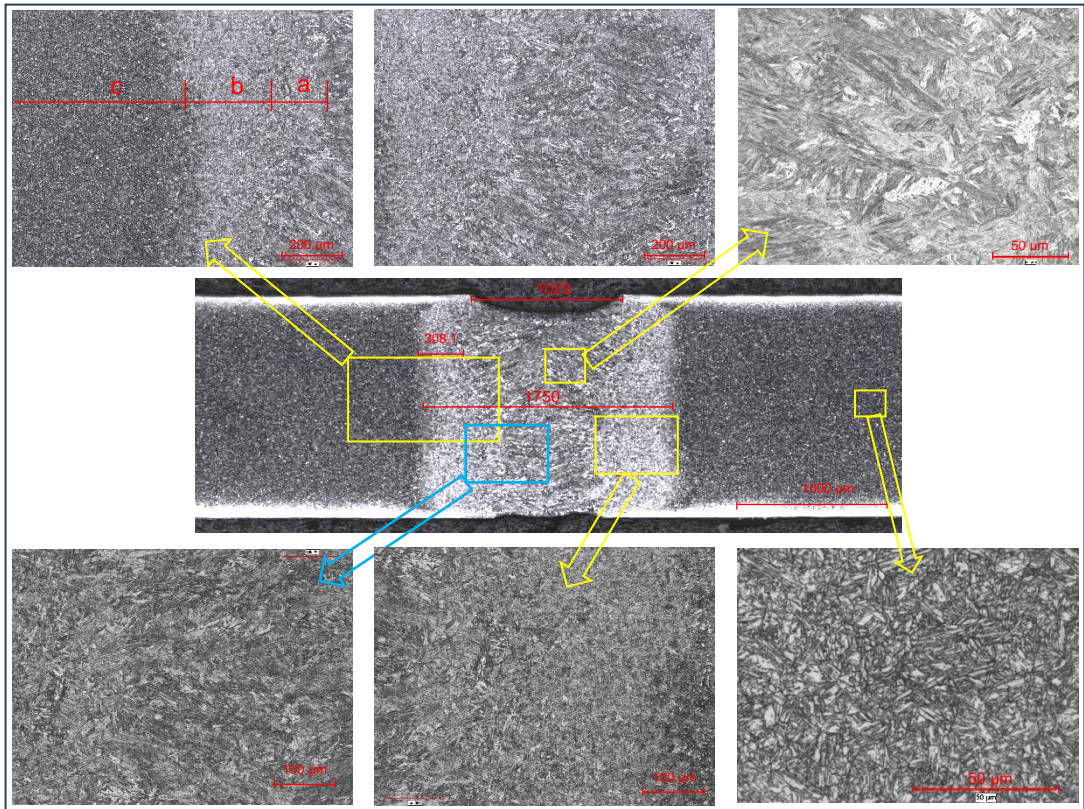
Kaynaklı numunelerin ITAB'ları incelenecek olursa her iki birleştirmede de ITAB'ın üç bölgeden oluştuğu, yalnız üst kritik bölgenin de (A3 sıcaklığının üstü) hem iri hem de ince taneli iki bölgeden oluştuğu görülmektedir. Diğer iki bölge ise tepe sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB ve tepe sıcaklığının Ac1'in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı ITAB'tır. Bunlar; tepe sıcaklığının Ac3'ün üzerinde olduğu ve östenite dönüşen ana malzeme mikroyapısının bulunduğu üst kritik ITAB, tepe sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB ve tepe sıcaklığının Ac1'in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı ITAB'tır.

Burada en belirgin göze çarpan özelliklerden birisi de düşük ısı girdili numunede ITAB genişliği 1490 μm , yüksek ısı girdili, numunede ise yaklaşık 1650 μm olmasıdır. Bir başka ifade kaynak esnasında ısı girdisinin yaklaşık %13 artması ile kaynak metalinin genişliği yaklaşık %11 artmaktadır. Aynı mekanik özelliklerin elde edildiği birleştirmelerde ısı girdisinin düşük tutularak gerçekleştirildiği birleştirmeleri tercih edilmesi metalurjik açıdan her zaman daha olumlu olarak değerlendirilmelidir. Çünkü ısı girdisinin artması hem kaynak bölgesinin büyümesine (kaynak metalinin ve ITAB) hem de çarpılma ve distorsiyonların artmasına sebep olmaktadır. Dolayısıyla bu tür birleştirmelerde aynı mekanik özellikler elde edilebiliyor ise ısı girdisinin düşük olması tercih edilir. Ayrıca ısı girdisinin yüksek olması tane irileşmesi açısından da istenmeyen bir durumdur.

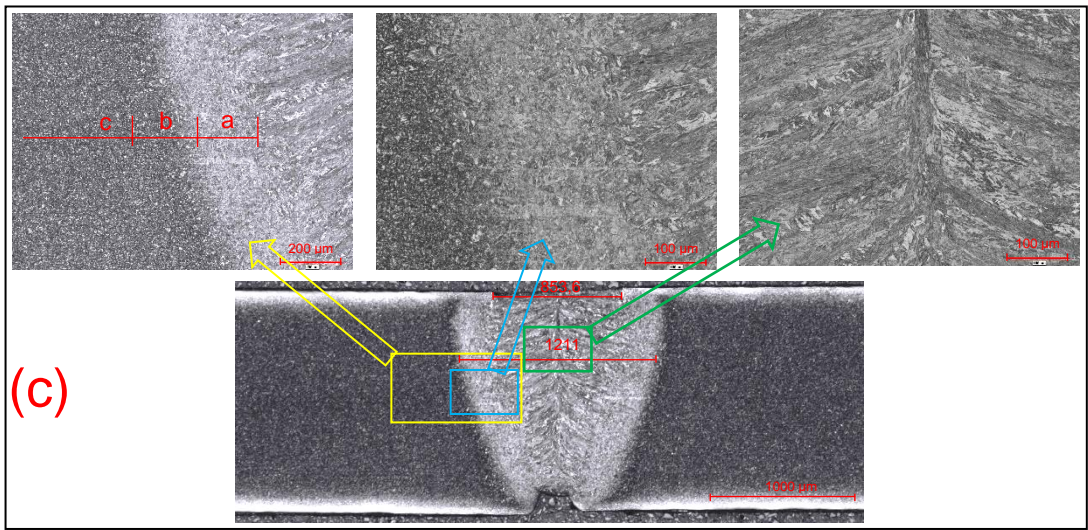
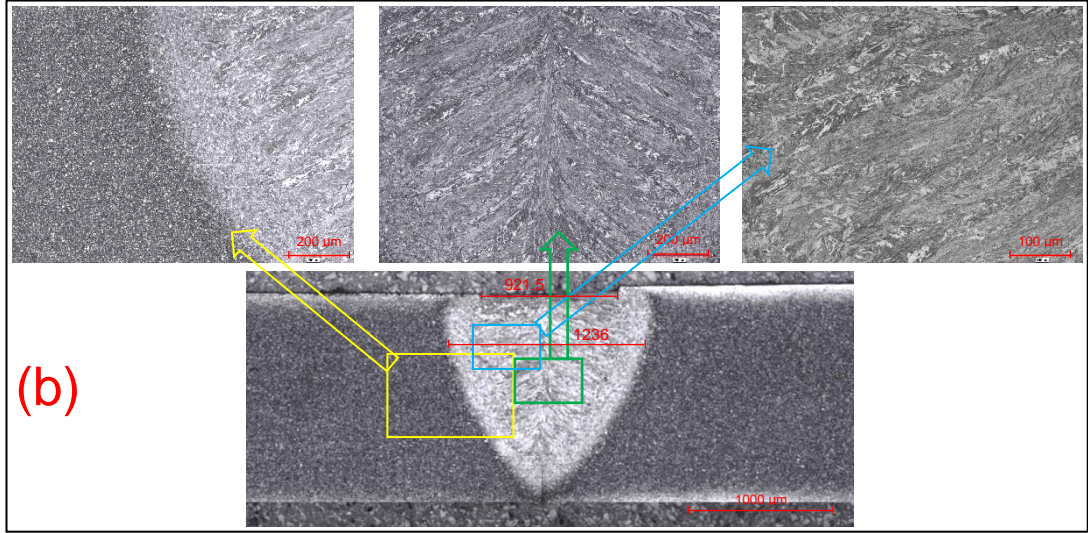
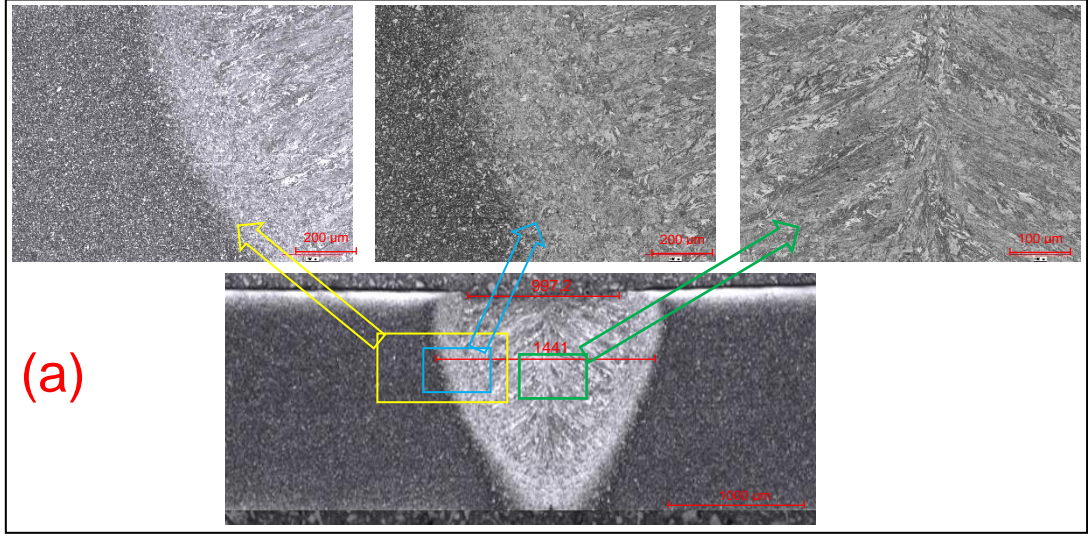
Sonuç olarak sıcak şekillendirme öncesi ferrit-perlit mikroyapıya sahip 22MnB5 malzemeler, ısıtma-sıcak şekillendirme ve su verme aşamasından sonra martenzitik ve az miktarda beyritik ve ferritik yapıya sahip olmaktadır. 22MnB5 malzemelerin kendi aralarında birleştirildiği çalışmalar sonucunda kaynak metalinde ağırlıklı olarak martenzitten oluşan mikroyapı, ITAB'da ise ferrit ve temperlenmiş martenzit fazından oluşmuş yapılar görülmüştür. Kurumahmut, 22MnB5 malzemelerin şekillendirilebilmesi için elektrikli ısıtma yöntemi kullanarak özel bir test düzeneği tasarlayıp üretmiştir. Çalışmada [91] sıcak şekillendirme sonrası, başlangıçta ferrit-perlit mikroyapısına sahip 22MnB5 sacının sertlik ve dayanımdaki güçlü artışla

tamamına yakınının martenzit veya martenzit-beynit gibi iki farklı yapıya dönüştüğünü gözlemlemiştir. Benzer şekilde Yu ve diğerleri [92], nokta direnç kaynaklı 22MnB5 malzemenin kaynak mikroyapısını incelemişler ve ana metaldeki mikroyapının martenzitten oluştuğunu belirtmişlerdir. ITAB'ın üç bölgeden oluştuğunu A3 üzeri yüksek sıcaklığa çıkan bölgede iri taneli bir yapının oluştuğunu, ITAB'ın diğer bölgesinin temperlenmiş bölge olduğu ve kaynak işlemi tepe sıcaklığı Ac1'in altında olduğu rapor çalışmaları edilmiştir. Son ITAB'da ise sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiğini ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik bölge olduğunu belirtmişlerdir.

Şekil 6.10 ve 6.11'de TBT1180-TBF1180 malzemelerin farklı kaynak hızlarında birleştirildiği kaynaklı numunelerin kaynak bölgesi makro/mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.10. TBF1180-TBF1180 birleştirme makro/mikroyapısı (kaynak hızı 100 mm/sn).



Şekil 6.11. TBF1180-TBF1180 birleştirme makro/mikroyapısı (kaynak hızı (a) 130mm/sn, (b) 150 mm/sn ve (c) 170 mm/sn.

Kaynak esnasında lazer ışınının malzemeler üzerinde ilerleme hızı oldukça önemlidir. Hız, ısı girdisini doğrudan etkilemektedir. Yapılan çalışmalar göstermektedir ki artan kaynak hızı ısı girdisini azaltır, içyapı ve mekanik özellikleri etkiler. Kaynak ilerleme hızının malzeme kalınlığı ve cinsine göre güç değeriyle ideal kombinasyonu sonucu tatmin edici sonuçlar literatürde mevcuttur.

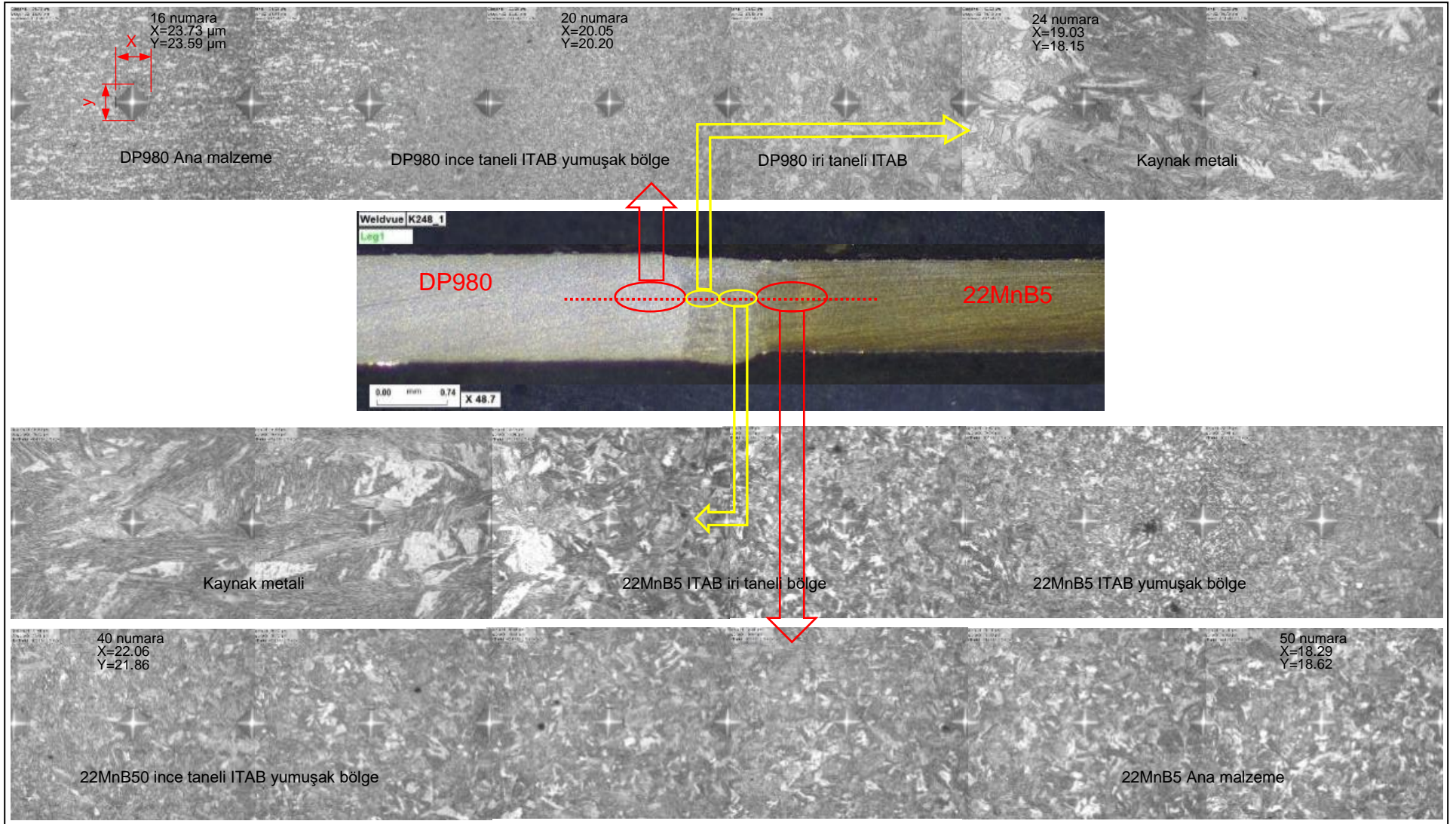
1,5 mm TBF1180 metalinin kendi aralarında sadece kaynak hızları değiştirilerek yapılan birleştirmenin makroyapı görüntüleri genel olarak değerlendirildiğinde en düşük ısı girdisinde birleştirilmiş olan (kaynak ilerleme hızı 100 mm/sn) kaynaklı numune kaynak bölgesi görüntüsünün diğer tüm kaynak ilerleme hızlarında birleştirilenlerden farklı olduğu görülmektedir. En düşük kaynak hızında yapılan kaynak esnasında verilen ısı girdisinin en yüksek olduğu bir gerçektir. Bu nedenle bu kaynak hızında elde edilen birleştirmede kaynak metali şekli daha çok U formu alırken diğer hızlarda yapılan birleştirmelerde daha çok klasik V kaynak formuna benzemektedir. Kaynaklı numunelerin kaynak kep genişlikleri ölçüldüğünde sırasıyla 1013 μm , 987 μm , 921 μm ve 853 μm kaynak metali genişlikleri elde edilmiştir. Benzer şekilde kaynak bölgesi (kaynak metali+ITAB) genişlikleri ölçüldüğünde ise yine sırasıyla 1750 μm , 1441 μm , 1236 μm ve 1211 μm genişlikler elde edilmiştir. Bunun sebebi kaynak esnasında parçaya verilen ısı girdisinin 0.21 kJ/mm'den 0.37 kJ/mm'ye çıkmasıyla alakalıdır. Bir başka ifade ile kaynak esnasında parçalara verilen ısı girdisi arttıkça hem kaynak metali genişlikler hem de ITAB genişlikleri artmaktadır. Salminen ve diğerleri [93] ultra yüksek dayanımlı 960 QC çeliğini fiber lazer yöntemi ile birleştirmişler ve kaynak esnasında parametre değiştirerek ısı girdisinin etkilerini incelemişlerdir. Çalışmaları sonucunda kaynak işleminde ısı girdisi değişimleri ile düşük kaynak hızının yüksek ısı girdisi anlamına geldiğini belirtmişlerdir. Düşük hızlarda daha geniş kaynak metali ve ITAB olduğunu rapor etmişlerdir.

Şekil 6.10. ve 6.11'de verilen mikroyapılar incelendiğinde kaynak metali yapısının kabalaşmış lamellerden oluştuğu ve yapının martenzit-beynit olduğu görülmektedir. Kaynaktan önce Ağırlıklı beynitik olan TBF 1180 ana malzeme mikroyapısı, kaynak sonrasında hızla soğumakta dolayısıyla kaynak metalinde martenzit miktarı artarken beynit miktarı azalmaktadır.

Kaynaklı malzemelerin ısı tesiri altında kalan bölgeleri incelendiğinde 3 farklı bölgenin varlığı göze çarpmaktadır. Bunlar (a) iri taneli bölge, (b) ince taneli bölge ve (c) kaynak ısısından dolayı temperlenen bölgedir. Birinci bölgede A3 sıcaklığının üzerine çıkılmakta ve tamamen östenit dönüşümü gerçekleşmektedir. Dolayısıyla kaynak sonrası soğuma hızına bağlı olarak içyapı genel itibarıyla beynitik ve martenzitik olmuştur. Buradaki sıcaklık oldukça yüksek (yaklaşık 1200 °C) olduğundan tane irileşmesi kaçınılmaz olmaktadır. Bu bölgede ayrıca A3 sıcaklığına bitişik olan kısımda da bir miktar yüksek sıcaklığa (yaklaşık 900°C) maruz kalmakta dolayısıyla östenitleme gerçekleşmekte ancak burada sıcaklık önemli ölçüde tane büyümesi için yeterli olamamakta dolayısıyla ince taneli bir yapı oluşmaktadır. Sıcaklığın A1 ile A3 arasında olduğu bölgelerde ise içyapıda beynitik ve martenzitik fazların yanısıra ferrit fazı da ortaya çıkmaktadır. Yeniden kristalleşmenin etkisi ile bu bölgede de taneler oldukça ince yapıdadır. ITAB'ın ana malzemeye bitişik kısmının sıcaklığı A1 sıcaklığının altındadır dolayısıyla bu bölge sadece temperlenmiş olmaktadır. Aydın ve diğerleri [10] DP600 ve TBF malzemeleri nokta direnç kaynağı ile birleştirmiş ve ITAB'ın üç bölgeden meydana geldiğini, bu bölgelerin yüksek sıcaklıktan dolayı oluşan kaba taneli bölge, sıcaklığın A3 ile A1 arasında olduğu ince taneli bölge ve sıcaklığın A1'in altında olduğu temperlenmiş bölge olduğunu rapor etmişlerdir.

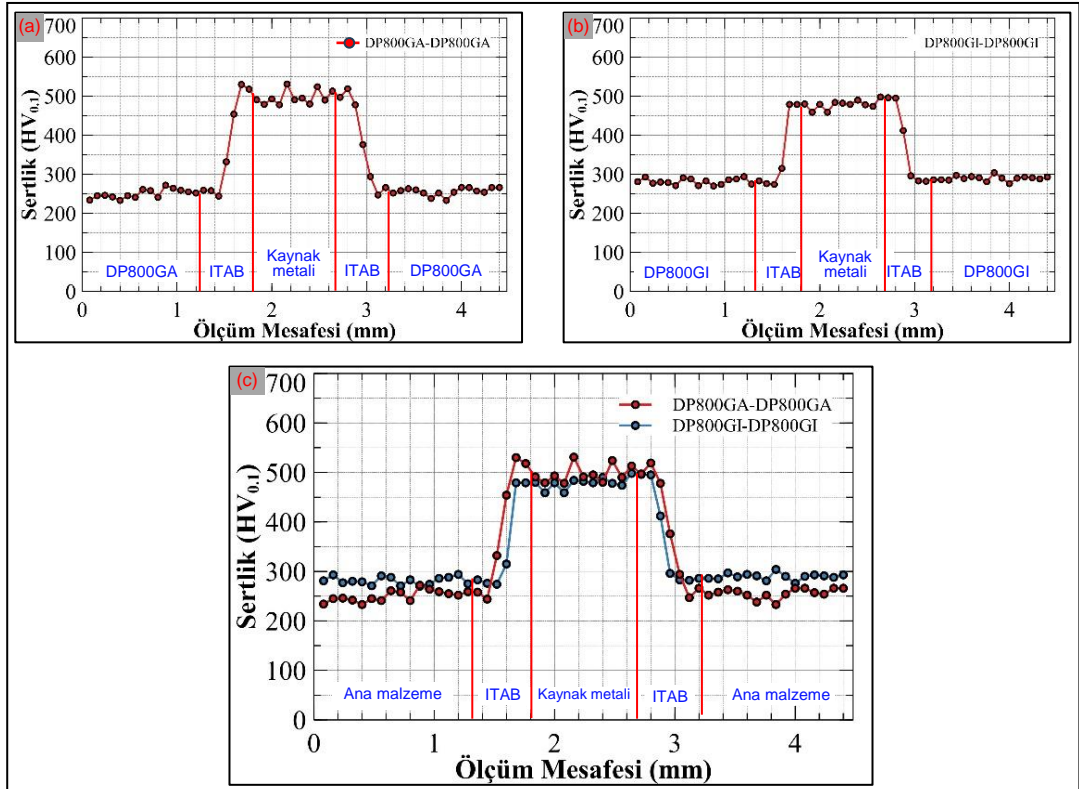
6.3. SERTLİK TESTLERİ

DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 çeliklerinden oluşan deney numunelerinin plastik deformasyona karşı direncini öğrenmek amacıyla bu malzemelere ve bu malzemelerden oluşan kaynaklı birleştirmelere sertlik testi uygulanmıştır. Bu amaç doğrultusunda ölçülen sertlik değerine göre numuneleri bilenen fazların sertlikleri ile kıyaslamayarak hangi faz yapısında olduğu tahmin edilebilir. Yapılan birleştirme sonucu oluşan her kaynaklı numunenin ana malzemesi, ITAB'ı ve kaynak metalleri incelenmiştir. Şekil 6.12'de örnek olarak DP980-22MnB5 birleştirmesinin sertlik ölçüm görseli verilmiştir. Burada sertlik izlerinin ölçüleri ve uygulandıkları bölgeler hakkında inceleme yapmak mümkündür. Şekil incelendiğinde ölçümlerin otomatik olarak gerçekleşmesi neticesinde izler arası mesafelerin sabit olduğu ve bu izler arası mesafenin 75 mm olduğu görülmektedir.



Şekil 6.12. DP980-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesinde sertlik görseli.

Kaynaklı numunelerden otomatik olarak ölçülen sertlikler sonucunda elde edilen sertlik grafikleri Şekil 6.13-6.18 aralığında verilmiştir. Çizelge 6.1’de kaynaklı numunelerin kaynak bölgeleri (kaynak metali ve ITAB) ile ana malzemelerden ölçülen en düşük ve en yüksek sertlik değerleri verilmiştir. Bu çizelgeyi yapmaktaki amaç sertlik cihazı tarafından okunan sayısal değerleri daha net olarak görebilmek ve yorumlayabilmektir.



Şekil 6.13. DP800 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri; a) DP800GA-DP800GA, b) DP800GI-DP800GI ve c) birleşik grafik.

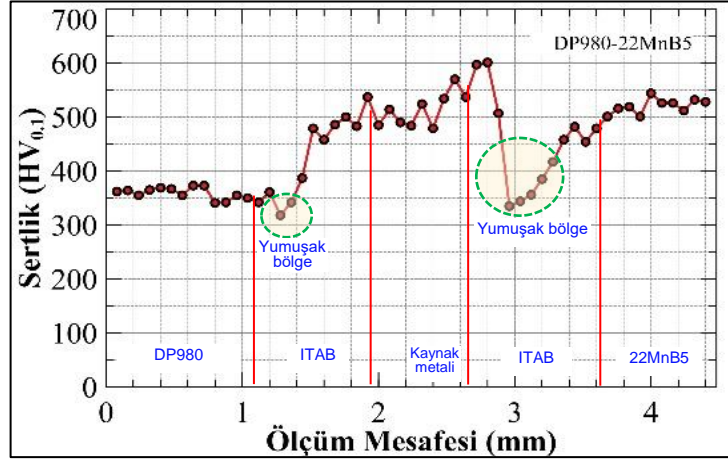
Şekil 6.13’te verilen grafiklerde hem DP800GA hem de DP800GI saclarının fiber lazer kaynak uygulamalarında elde edilen sertlik grafiklerinin birbirlerine son derece yakın oldukları ve en sert bölgelerin kaynak metalleri oldukları gözlenmektedir. Burada kaynak metallerinden sırasıyla ölçülen sertlik değerler 478-531 HV ve 459-498 HV’dir. Birinci numune yani DP800GA-DP800GA kaynaklı birleştirmesinde ana malzemenin sertliği 233-266 HV aralığında görülürken kaynak esnasında ısı girdisi dolayısıyla soğumanın etkisiyle ısı tesiri altında kalan bölgede sertlik değeri 244-530 HV arasında ölçülmüştür. Benzer şekilde DP800GI birleştirmesinde de ana malzeme

sertliği 270-304 HV aralığında iken bu değer ergime sınırına bitişik ITAB’da 274-480 HV değerleri arasındadır. Grafikler genel olarak değerlendirildiğinde her 2 birleştirmede de kaynak metali sertliğinin ana malzeme sertliğinin yaklaşık iki katı olduğu görülmektedir. Grafiklerde en önemli kısmın ITAB olduğu çok açıktır. ITAB detaylı incelendiğinde ergime sınırına bitişik olan iri taneli bölgeden ölçülen sertlik değerinin ana malzeme sertlik değerleri ile yaklaşık aynı olduğu, iri taneli bölgenin devamında ise sertliğin kademeli olarak düştüğü ve son olarak da temperlenmiş bölgede neredeyse ana malzemeler ile aynı sertlik değerlerine geldiğidir.

Çizelge 6.1. Bölgesel sertlik ölçümlerinde deney malzemelerinin en düşük en yüksek sertlik sonuçları.

No	Birleştirme türü	Malzeme 1		Kaynak metali	Malzeme 2	
		Ana malzeme	ITAB		ITAB	Ana malzeme
1	DP800GA-DP800GA	233-266	244-530	478-531	247-519	-
2	DP800GI-DP800GI	270-304	274-480	459-498	283-495	-
3	DP980-22MnB5	341-373	318-537	479-570	335-601	501-544
4	TBF1180-22MnB5 (150 mm/sn)	430-474	395-570	496-582	334-584	517-561
5	TBF1180-22MnB5 (170 mm/sn)	434-471	402-595	554-602	338-601	508-544
6	DP980-TBF1180	342-369	312-520	518-585	398-592	421-459
7	22MnB5-22MnB5 (170 mm/sn)	492-544	336-584	524-588	333-601	
8	22MnB5-22MnB5 (150 mm/sn)	505-549	334-581	501-583	329-592	-
9	TBF1180-TBF1180 (100 mm/sn)	426-468	384-606	543-608	390-599	-
10	TBF1180-TBF1180 (130 mm/sn)	422-464	388-589	550-612	403-602	-
11	TBF1180-TBF1180 (150 mm/sn)	421-465	400-591	557-608	405-595	-
12	TBF1180-TBF1180 (170 mm/sn)	425-458	405-598	561-615	406-611	-

Şekil 6.14’te DP980-22MnB5 kaynaklı malzemelerin sertlik grafiği verilmiştir. Farklı kalınlıkta olan DP980 ile 22MnB5 metallerinin fiber lazer kaynağı sonucunda yaptıklarını birleşmeden alınan numunenin sertlik analizini içermektedir. Bu numunelerden DP980 1,3 mm iken 22MnB5 1,1 mm kalınlığında olup alınan örnek analiz edildiğinde ortaya çıkan sertlik grafiğinde en yüksek sertlik 600 HV ile 22MnB5 metalinin ITAB bölümünde gözlemlenmektedir.

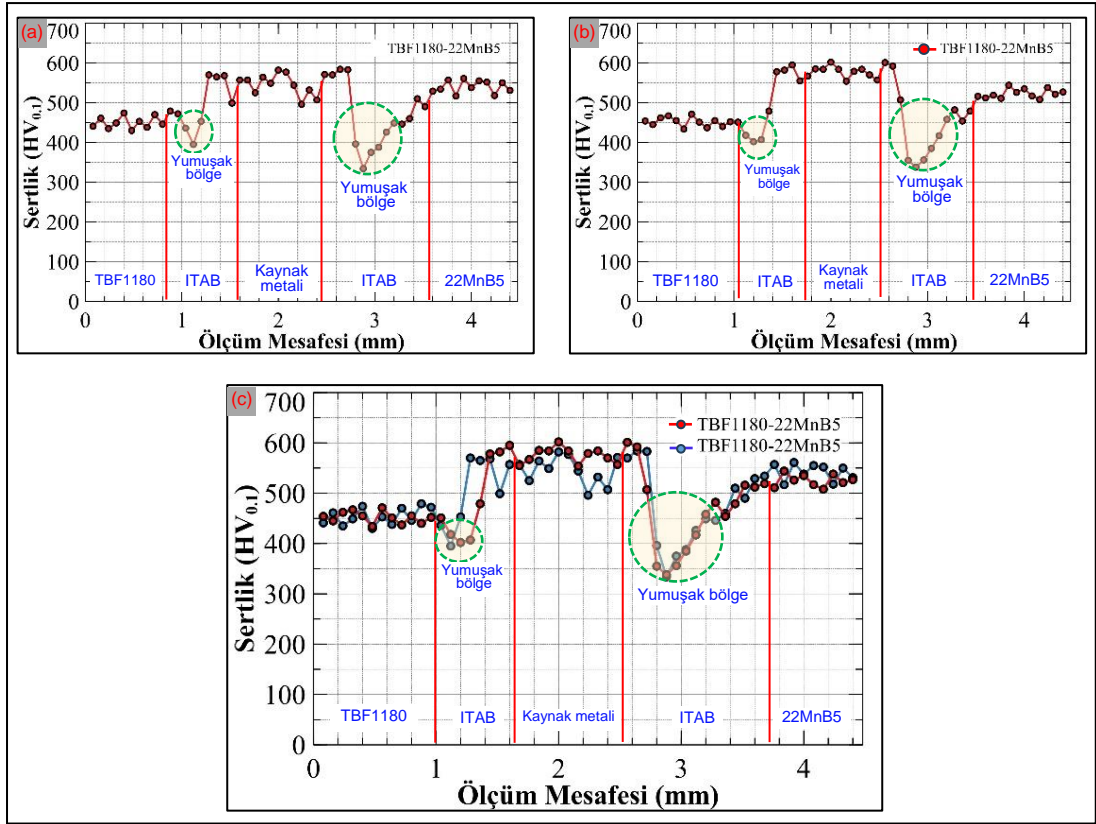


Şekil 6.14. DP980-22MnB5 kaynaklı numunenin sertlik grafiği.

Birleştirmenin DP980 tarafına bakıldığında ana malzemeden kaynak metaline stabil bir sertlik artışı görülmektedir. Burada ITAB'da ana malzemeye bitişik kısımda yumuşak bir bölgenin varlığı dikkat çekmektedir. Bu bölgede sertlik değeri ana malzeme ortalamasına göre yaklaşık %6-7'dir. Birleştirmenin 22MnB5 tarafında ise ergime sınırına bitişik iri taneli bölgede en yüksek sertlik (601 HV) ölçülürken, iri taneli bölgenin geçilmesiyle sertlik kademeli olarak 335 HV'ye kadar düşmektedir. Yumuşak bölgedeki bu sertlik düşüşü ana malzeme tarafına gidildikçe artmaktadır. 22MnB5 ana malzemenin sertlik ortalamasınının 520 HV olduğu düşünüldüğünde yumuşak bölgedeki sertlik kaybının ana malzemeye göre yaklaşık %55 değer kaybettiği görülmektedir. İşte bu tür yüksek mukavemetli malzemelerin kaynağında bu sertlik düşüşü beraberinde o bölgede mekanik özelliklerin zayıflamasına neden olmaktadır. Son olarak kaynak metalinden ölçülen sertlik değerleri dikkate alındığında birleştirmenin düşük sertliğe sahip DP980 ana malzeme tarafında, birleştirmenin yüksek sertliğe sahip 22MnB5 ana malzeme tarafından düşük sertliğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Bir başka ifade ile kaynak metali sertliği her malzemenin kendi sertliğinden etkilenmekte dolayısıyla sabit bir sertlik eğrisi yerine değişken bir sertlik eğrisi elde edilmektedir. Birleştirme esnasında ilave metal kullanılmamış olması ve kaynak esnasında oluşan türbülans ile ana malzemelerden kaynak metaline karışma oranına bağlı olarak değişim göstermesi kaynak metali bölgesinde sertlik değişimi olduğu düşünülmektedir. Metallerin ergitmeli kaynağı esnasında sıvı metal havuzunda önemli derecede türbülans olduğundan ergiyik haldeki metalde çok iyi karışma olur. Kaynak esnasında her iki malzeme de ergimekte, ergime bölgesindeki yüksek

türbülans sayesinde merkezde tam bir karışım ile homojenlik sağlanırken, merkezden uzaklaştıkça homojenlik yerini bu tür homojen olmayan bir yapıya bırakmaktadır. Dolayısıyla da kaynak metali içerisinde sertlik değişimleri kaçınılmaz olmaktadır.

Şekil 6.15'te 1,5 mm kalınlığında TBF1180 ile 1,1 mm kalınlıklarında 22MnB5 malzemelerin fiber lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonucu elde edilen numunelerden alınan örneklere uygulanan sertlik testlerinin grafikleri verilmiştir.

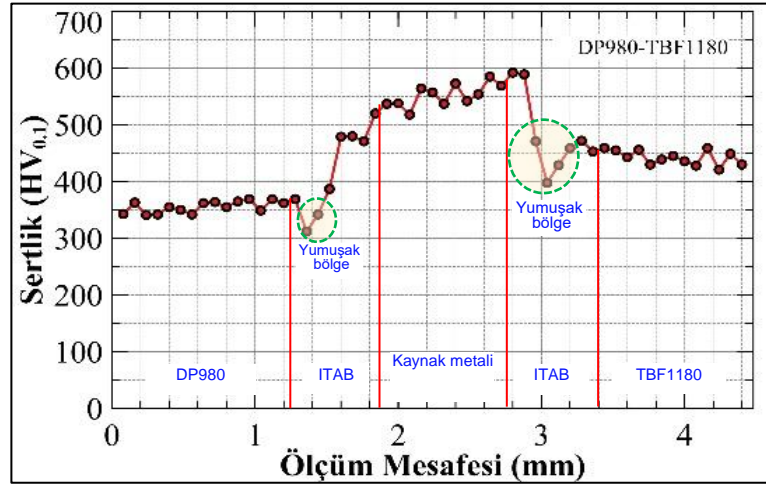


Şekil 6.15. TBF1180-22MnB5 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 150 mm/sn, b) 170 mm/sn ve c) birleşik grafik.

Şekil 6.15 a ve b incelendiğinde her iki grafiğin birbirlerine son derece benzedikleri görülmektedir. İki grafik arasındaki temel farkın sadece kaynak hızının değişkenliği olduğu düşünüldüğünde grafikleri benzer olması normal bir durumdur. Kaynak esnasında kullanılan kaynak hızı ısı girdisini etkilemekte dolayısı ile yüksek ısı girdisinde kaynak metali ve ITAB daha az ısıya maruz kalmaktadır. Daha az ısıya maruz kalan numunenin kaynak bölgesi genişliğinin az olmasının yanında kaynak

metali ve ITAB sertliğinin de düşük olması kaçınılmaz olmaktadır. Şekil 6.15 c grafiği incelendiğinde birleştirmenin her iki ITAB bölgesinde de da ısı girdisinin artışına bağlı olarak sertliklerin %3-4, kaynak metallere ise yaklaşık %4-10 arttığı tespit edilmiştir. Birleştirmede diğer önemli bir nokta da her iki ITAB’da yumuşak bölgenin var olmasıdır. Yumuşak bölgenin birleştirmenin 22MnB5 tarafında hem daha geniş hem de daha fazla olduğu bir gerçektir. Yapılan literatür araştırmalarında da yüksek mukavemetli çeliklerin birçoğunda kaynak esnasında meydana gelen yumuşak bölgenin 22MnB5 borlu çeliklerde daha belirgin olduğu belirtilmiştir.

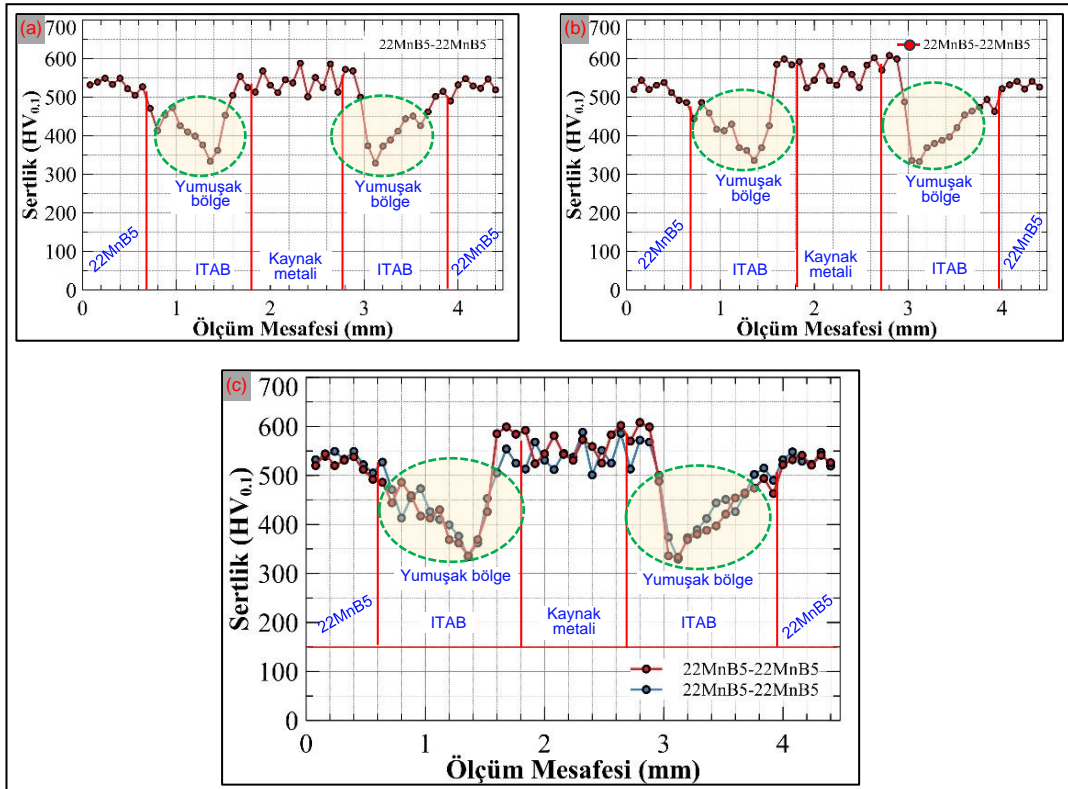
Şekil 6.16’da farklı malzemelerin lazer kaynağı ile birleştirildiği DP980-TBF1180 kaynaklı numunenin sertlik grafiği verilmiştir.



Şekil 6.16. DP980-TBF1180 kaynaklı numunenin sertlik grafiği.

Şekil 6.16 incelendiğinde en düşük sertliğin DP980 ana malzemedan ölçülürken, en yüksek sertlik değeri ise TBF1180 ITAB’da ölçülmüştür. DP980 ana malzeme sertliği 342-369 HV, TBF1180 ana malzeme sertliği 421-459 HV olarak ölçülmüştür. Kaynak metali sertliği ise büyük bir skala aralığında en düşük 518 HV, en yüksek 585 HV olarak ölçülmüştür. Grafik üzerindeki kaynak metalinden en düşük sertliğin ölçüldüğü kısım, birleştirmenin DP980 ergime sınırına bitişik olan kaynak metalidir. Sertlik bu kısımdan uzaklaştıkça dereceli olarak artmaktadır. Bir başka ifade ile kaynak metali sertliği DP980 malzeme tarafından TBF1180 tarafına doğru giderek artmaktadır (518-585HV). Bu artıştaki sebep, farklı sertliklere sahip farklı malzemelerin kaynağında ana

malzemelerin kaynak metaline karışma oranına bağlı olarak kaynak metal sertliklerinin ana malzeme sertliklerinden etkilenmesi olarak gösterilebilir. Kaynak esnasında sıvı metal içerisinde yüksek derecede sıcaklık değişiminin olduğu ve sıvı metal havuzunda önemli derecede türbülans olduğundan ergiyik haldeki metalde çok iyi karışma olduğu bilinmektedir. Ancak farklı metallerin birleştirilmesinde ilave metalin kullanılmadığı durumlarda her bir malzemenin kendi fiziksel özelliklerini kaynak metalinin kendi bölgesine daha yoğun olarak yansıtması normal olarak değerlendirilebilir. Grafikte göze çarpan diğer bir önemli özellik de her iki ana malzeme ITAB'ında yumuşak bölgenin oluşmasıdır. Yüksek mukavemetli çeliklerin ergitmeli kaynaklarında meydana gelen bu problem, kaynak esnasında uygulanan sıcaklığın etkisiyle bu bölgenin temperlenmesinden kaynaklanmaktadır. Şekil 6.17'de 22MnB5 malzemelerin kendi aralarında ve farklı kaynak hızlarında birleştirildiği numunelerin kaynak bölgesi mikroyapı sertlik grafiklerini göstermektedir.



Şekil 6.17. 22MnB5-22MnB5 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 150 mm/sn, b) 170 mm/sn ve c) birleşik grafik.

Şekil 6.17 incelendiğinde grafikteki en belirgin özelliğin merkezden itibaren her iki yöne simetrik olmasıdır. Kaynak esnasında ilave metal kullanılmaması, kaynak işlemlerinin otomatik olarak yapılması bu şeklin oluşmasındaki en önemli faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Grafikler incelendiğinde en yüksek sertlik değerlerinin ergime sınırına bitişik ITAB'ın iri taneli bölgesinden ölçüldüğü (584-601 HV), kaynak metali sertliklerinin ise bu bölge sertliklerine yakın olduğu (501-588 HV) görülmektedir. Bu birleştirmenin diğer birleştirmelerden en belirgin farkı ise ITAB genişliğinin kaynak metali genişliğinden daha fazla olmasıdır. Şekil incelendiğinde yaklaşık 1 mm'nin altında bir kaynak metali genişliği elde edilirken bu genişlikler ITAB'da ortalama 1,2 mm'nin üzerinde görülmektedir. Kaynak esnasında bu kadar geniş bir ITAB'ın oluşması bazı sorunları da beraberinde getirmektedir. Yüksek mukavemetli çelik türlerin kaynağında sıklıkla görülen bu bölgede "soft zone" denilen bir bölge yumuşak oluşmakta ve bu oluşum kaynaklı malzemelerin dayanımını düşürmektedir. Literatürde kaynak esnasında meydana gelen ısıl çevrimlerin martenzitik çeliklerin ITAB'ını kendi içinde bölgelere ayırdığını ve iç gerilmelere neden olan bu bölgelerin en dikkat çekeninin literatürde "yumuşak bölge" (Soft Zone) olarak adlandırılan sertliği en düşük bölge olduğu belirtilmiştir. Daha önce mikroyapı çalışmaları kısmında belirtildiği gibi bu tür malzemelerin kaynağında ITAB'da üst kritik (AC3 üstü), inter kritik (AC3-AC1 arası) ve alt kritik (AC1 altı) diye adlandırılan üç bölge oluşmaktadır. İşte bu bölgelerde meydana gelen farklı mikroyapılar sertlik değerlerinin farklı olmasına neden olmaktadır. ITAB'daki iri taneli bölgenin sertliğinin 580-590 HV olduğu düşünüldüğünde yumuşak bölgedeki sertlik düşüşünün yaklaşık %57 (330-340 HV) olduğu söylenebilir.

Zhang ve diğerleri [94] Al-Si kaplı 22MnB5 ile galvanizli çeliği (galvanized steel) lazer kaynağı ile birleştirmişler ve sertlik ölçümleri sonucunda birleştirmenin en yüksek ITAB sertliğinin iri taneli bölgede 561 HV, en düşük ITAB sertliğinin ise temperlenmiş bölgede (yumuşak bölgede) 342 HV olduğunu rapor etmişlerdir. Çalışma sonuçlarında birleştirmenin 22MnB5 ITAB'ında farklı ısıl döngü nedeniyle farklı yapısal özellikler gözlemlendiği, iri taneli ve ince taneli bölgede, sıcaklığın AC3'ü aştığı için tam bir östenitik dönüşüm yaşadığı ve daha sonra hızlı soğumanın bir sonucu olarak martenzite dönüştüğü belirtilmiştir. Bu bölgeye bitişik bölgede (interkritik bölge) sıcaklık AC3 ile AC1 arasında olduğundan kritik bölgenin martenzit

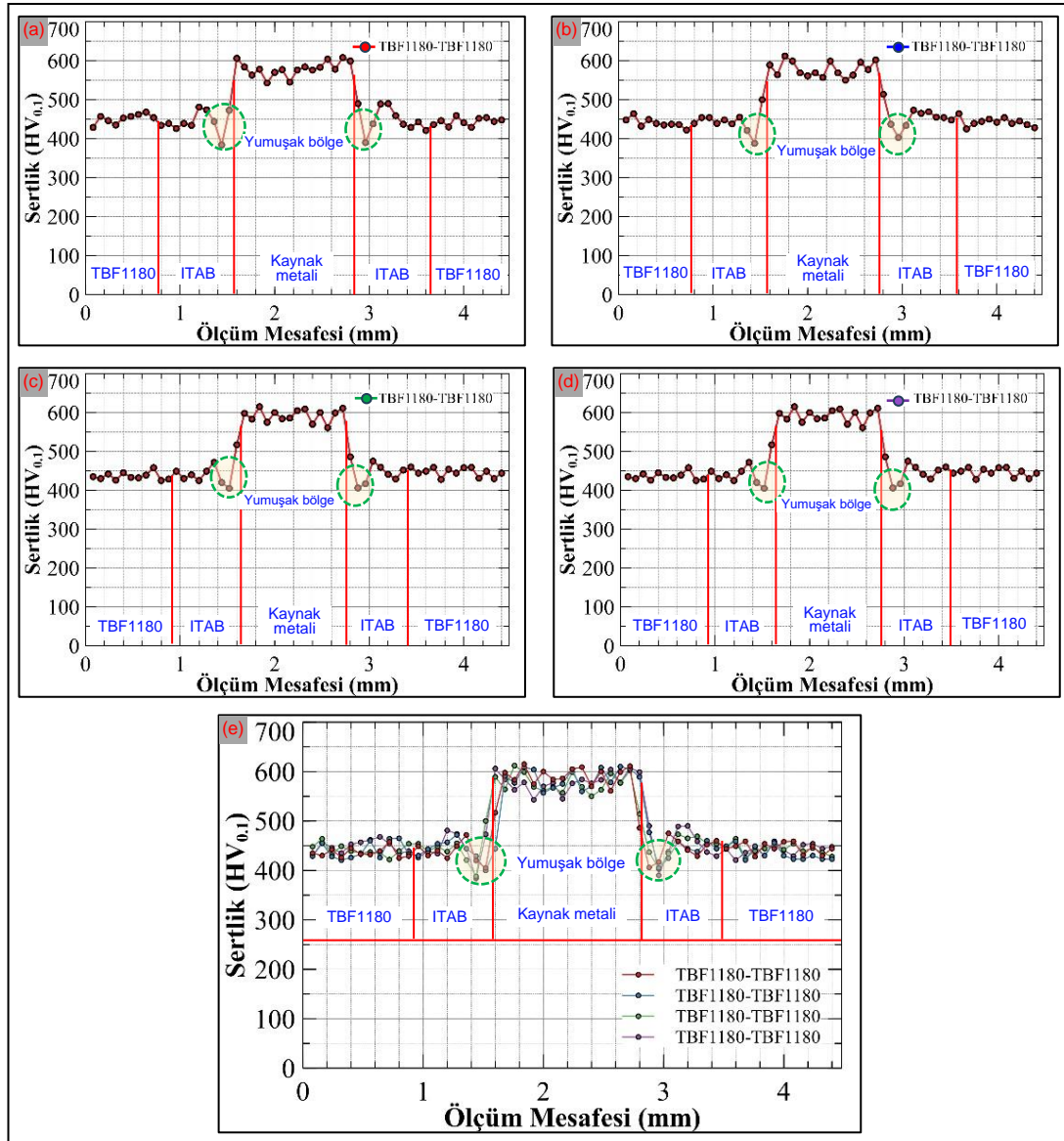
ve ferrit karışımından olduğu ve son bölgede ise sıcaklığın AC1'den daha düşük olduğu bu yüzden martenzitik yapının temperlendiği ve bu bölgede sertliğin en düşük olduğu rapor edilmiştir.

Bilindiği gibi çelikler için bir kaynaklı bağlantının ITAB'mın genellikle en sert bölgesi iri taneli bölgedir. İri taneli bölge ergime çizgisine bitişik olan ve kaynak işlemi esnasında 1450°C ile 1150°C sıcaklıklara maruz kalan bölgedir. Metaller yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında tane büyümesi ortaya çıkar. Tane büyümesi sonucu ortalama tane boyutu artar. Normal şartlar altında aynı kimyasal bileşime sahip iri taneli malzemelerin sertliğinin, ince taneli malzemelerden daha yumuşak olması kaçınılmazdır. Hall-Petch kuralı çok kristalli malzemelerde akma dayanımı ve tane büyüklüğü arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır.

$$\sigma_A = \sigma_0 + K_a d^{-1/2} \quad (6.1)$$

Burada; σ_A : Akma dayanımı, d : Tane boyutu ve σ_0 ile k_a : Malzeme sabitleridir. Bu durumda kaynak esnasında ergime sınırına bitişik iri taneli bölgede sertliğin yüksek, iri taneli bölgeye bitişik olan ince taneli bölgede ise sertliğin düşük olması bu kural ile çelişmektedir. Metalurjik olarak iri taneli bölgede sertliğin yüksek olmasının sebebi ince taneli bölgeye göre daha hızlı soğumasından kaynaklanmaktadır. Bir başka ifade ile bir yerde iri tane oluşmasının sebebi yüksek ısıya (1150 °C üstü) maruz kalmasından ileri gelirken, sertliğin artması iri tane oluşumundan ziyade hızlı soğumadan dolayı meydana gelmektedir. Bu nedenle iri taneli bölgenin en sert olması bir çelişki değildir.

Şekil 6.18'de farklı kaynak hızlarında (dolayısıyla farklı ısı girdisi) birleştirilen TBF1180-TBF1180 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri verilmiştir. Burada a) 100 mm/sn kaynak hızı ile birleştirilen kaynaklı numuneyi gösterirken b) 130 mm/sn, c) 150 mm/sn ve d) 170 mm/sn kaynak hızı ile birleştirilen kaynaklı numuneyi temsil etmektedir. Son grafik olan e) ise dört parametrenin bir arada gösterildiği birleşik grafiği tanımlamaktadır.



Şekil 6.18. TBF1180-TBF1180 kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri, a) 100 mm/sn, b) 130 mm/sn, c) 150 mm/sn, d) 170 mm/sn ve e) birleşik grafik.

Şekil 6.18 incelendiğinde dört farklı kaynak hızında birleştirilmiş kaynaklı numunelerin ana malzemeler ile kaynak bölgelerinden (kaynak metali ve ITAB) ölçülen sertlik değerlerinden elde edilen grafiklerin birbirlerine son derece benzer oldukları görülmektedir. Burada kaynak esnasında kullanılan kaynak hızı hariç sabit parametrelerin sıkı bir şekilde kontrol edilmesi, kaynak esnasında doğru fikstürleme ve otomatik kaynağın yanı sıra sertlik ölçümlerinin manuel olarak değil otomatik sertlik ölçme cihazı ile yapılması, grafiklerin benzer ve hatalardan arındırılmış olmasının bir göstergesi olarak değerlendirilebilir.

Şekil 6.18’de bulunan grafikler incelendiğinde en yüksek sertlik değerlerinin kaynak metallere (en düşük 543 HV, en yüksek 615 HV) elde edildiği görülmektedir. Ayrıca kaynak metali sertliklerinin artan kaynak hızı ile (dolayısıyla düşük ısı girdisi) attığı, ancak bu artışın dikkate değer bir artış olmadığı tespit edilmiştir. Bir başka ifade ile en düşük ısı girdisi ile en yüksek ısı girdisi arasında birleştirilen kaynaklı numunelerde sertlik farkı %1-3 arasında değişmektedir. Kaynaklı malzemelerin kaynak metallere en yüksek sertlik değerlerinin ölçülmüş olmasının sebebi kaynak sonrası kaynak metallere elde edilen mikroyapı ile ilgilidir. Mikroyapı çalışmalarında kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzitik olduğu bu nedenle sertliğinin yüksek olması normal bir durumdur. Ayrıca artan ısı girdisine bağlı olarak martenzit oranının azalarak beynitik yapının artması sertliğin bir miktar düşmesine neden olmaktadır.

Başer [82] TBF1180 çelikleri nokta direnç kaynak yöntemi ile farklı ısı girdilerinde birleştirmiş ve kaynak bölgesindeki en yüksek sertlik değerinin kaynak metalinde 532 ile 559 HV arasında ölçüldüğünü belirtmiştir. Kaynak metali bir başka açıdan değerlendirildiğinde artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi azalmış, dolayısıyla kaynak metali genişlikleri küçülmüş bulunmaktadır. Bu ölçüm sonuçlarından elde edilen kaynak metali genişlikleri makro/mikroyapı çalışmalarındaki ölçüm değerleri ile örtüşmektedir.

Dört farklı kaynak ilerleme hızında birleştirilmiş kaynaklı numunelerin ITAB’ları incelendiğinde, kaynak ergime sınırından ITAB’a doğru gidildikçe sertliğin neredeyse doğrusal sayılabilecek şekilde azaldığı görülebilir. ITAB’da sertlik değerleri en yüksek yaklaşık 600 HV iken en düşük yaklaşık 400 HV ölçülmüştür. Ana malzeme sertliğinin ortalama yaklaşık 435 HV olduğu düşünüldüğünde ITAB sertliğinin ana malzemedan hem yüksek hem de düşük bölgelerinin olduğu görülmüştür. ITAB’dan ölçülen değerler kıyaslandığında ITAB’da olan farklı mikroyapılara bağlı olarak en düşük sertlik ile en yüksek sertlik değerleri arasında yaklaşık %65 fark olduğu tespit edilmiştir. Kaynak metali sınırı olan ergime sınırına bitişik bölgede en yüksek ITAB sertliği elde edilirken ana malzemeye en yakın bölgede ise ana malzemedan yaklaşık %10 düşük sertlik değerleri bulunmuştur. En yüksek ITAB sertliğinin ölçüldüğü bölge iri taneli bölge, en düşük sertliğin ölçüldüğü bölge ise ana malzemeye bitişik

temperlenmiş yumuşak bölge (soft zone) olarak belirlenmiştir. Bir başka ifade ile kritik üstü bölgede en yüksek sertlik elde edilirken interkritik bölgede orta sertlik, kritik altı bölgede ise en düşük sertlik değerleri elde edilmiştir.

Stadler ve diğerleri [83] TBF1200 malzemeleri nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve kaynak bölgesinde sertlik haritalandırması yapmışlardır. Çalışmaları sonucunda 400 HV sertliğe sahip ana malzeme sertliğinin ergime-katılma sonucunda kaynak metalinde 500 HV'nin üzerine çıktığını, kritik üstü ITAB'da bu değer 550 HV, interkritik bölgede ise ana malzemeye benzer sertlik sonucu gösterdiğini belirtmişlerdir. Ayrıca çalışmalarında ana malzemenin temperlenmesiyle kritik altı ITAB'da sertliğin 370 HV'ye düştüğünü rapor etmişlerdir. Benzer şekilde Aydın ve diğerleri [10] TBF1180 malzemeyi nokta direnç kaynağı ile birleştirmiş ve ITAB'dan ana malzemeye geçişin olduğu çok dar bir bölgede sertlik değerlerinin önemli ölçüde altına indiğini rapor etmiştir. Bu sertlik kayıplarının ITAB ve ana malzeme sertliklerine nazaran sırasıyla kabaca %40 ve %15 civarında olduğunu ve bu önemli sertlik düşüşünün tane büyüklüğünden değil temel malzeme içyapısındaki sert fazların (martenzit ve beynit) kaynak ısıl çevriminde önemli ölçüde temperlemesiyle ortadan kalkması neticesinde olduğunu belirtmiştir.

Altay [95] yapmış olduğu çalışmada otomotiv endüstrisinde kullanılan ileri mukavemet özelliklerine sahip DP1200 çeliğinin üzerinde lazer kaynak parametrelerinin etkilerini incelemiştir. Kaynaklı numunelere uyguladıkları sertlik testleri sonucunda bütün numunelerde kaynak metalinin sertliğinin martenzitik yapısı nedeniyle ana metalden ve ITAB'dan yüksek olduğunu gözlemlemişlerdir.

Tunçel [88] lazer kaynağı ile birleştirilmiş farklı türdeki ultra yüksek mukavemetli çeliklerin mekanik ve mikroyapı ilişkilerini incelemiştir. Yapılan incelemeler sonucunda ITAB sertliği öncelikle artış, sonrasında ise ciddi bir düşüş eğilimindedir. Mikro sertliğin arttığı ITAB'da martenzitin incilmesi ile kaynak bölgesinden daha yüksek değerlerde mikro sertlik değerleri elde edilmiştir, lazer kaynak sırasında tamamen östenitlenen yapı yeniden kristalize olmuştur. Mikro sertlik değerlerinde ciddi azalmanın görüldüğü ITAB'da ise temperlenmiş martenzit yapısından kaynaklı

değerlerde düşüş yaşanmakta ve ana malzeme sertlik değerlerinin de altına inmektedir. Bu bölge yumuşak bölge (soft zone) olarak adlandırılmaktadır.

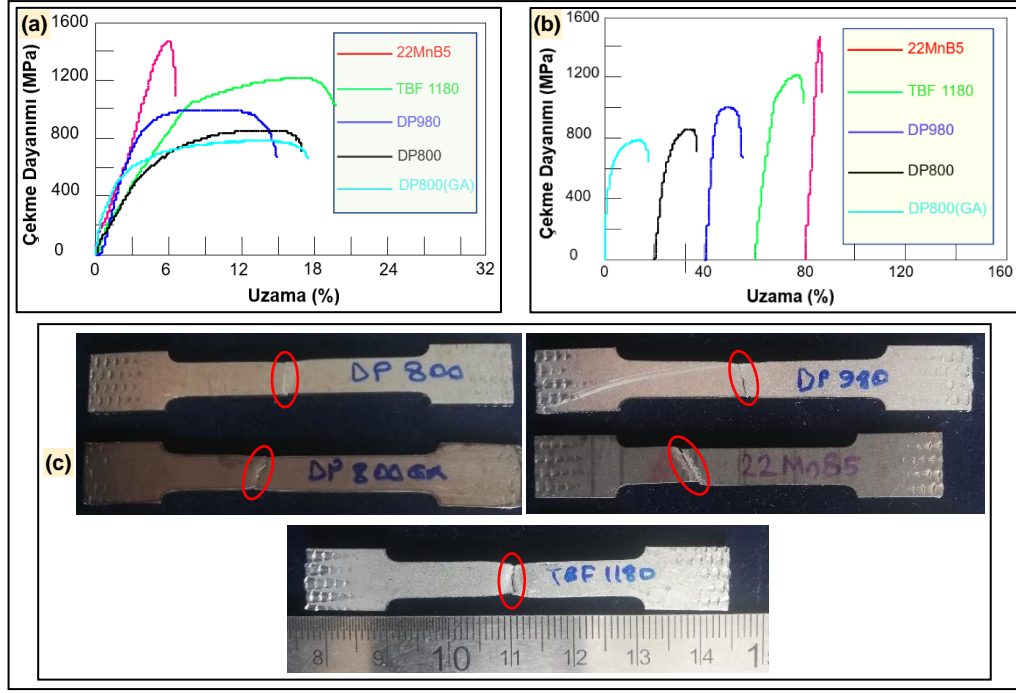
6.4. ÇEKME TESTLERİ

Çekme testi, bir deney numunesinin kopana kadar tek eksen doğrultusunda çekme kuvvetine maruz bırakılarak gerçekleştirilen bir testtir. Bu testin amacı numunenin MPa birimi cinsinden ne kadar kuvvete dayandığını ne kadar yüzdelik uzama gerçekleştireceğini öğrenmektir. Bu amaç doğrultusunda deney malzemelerinden olan DP800(GA), DP800(GI), DP980, 22MnB5, TBF1180 çeliklerine birleştirme olmadan çıkarılan ve birleştirme uygulamasından sonra kaynak metalinin dahil olduğu bölümden çıkarılan çekme numunelerine bu test uygulanmıştır. Her bir ana malzemelerden ve her bir kaynak parametresinden 2'şer adet olmak toplamda 10+24=34 adet numuneye çekme testi uygulanmıştır. Birleştirme olmadan sadece ana malzemelere uygulanan çekme testinin sonuçları Çizelge 6.2'de, bu değerlerden kolay anlaşılması için oluşturulmuş çekme grafiği ise Şekil 6.19'da verilmiştir. Çizelge 6.2'de ise malzemelerin hem katalog değerleri hem de çekme test sonuçları verilmiştir.

Çizelge 6.2. Çalışmada kullanılan malzemelerin çekme test sonuçları.

Malzemeler	Çekme dayanımı (MPa)		Uzama (%)	
	Katalog	Ölçülen	Katalog	Ölçülen
DP800 (GA)	780	798.8	13.6	14.3
DP800(GI)	780	868.7	13.6	14.3
DP980	1005	1013.6	16.66	10.0
22MnB5	1490	1486.4	7	6.1
TBF 1180	1222	1227.9	18	16.6

Çizelge 6.2 incelendiğinde malzemelerin katalog değerleri ile gerçekleştirilen çekme testlerinde bulunan değerlerle (DP800GI çekme dayanımı hariç) yaklaşık %95'in üzerinde benzerlik gösterdiği görülmektedir. Ayrıca kaynak işlemleri için kullanılan 5 farklı malzemedeki çekme dayanımı en yüksek olan malzeme 22MnB5'tir. En yüksek yüzdelik uzama ise TBF1180 malzemeye aittir. Ölçülen çekme sonuçları ile katalog değerlerinin benzer sonuçlar vermesi çalışmanın güvenilirliğini arttırmaktadır. Sadece DP800GI malzemedeki çekme mukavemetinin katalog değerlerine göre yüksek bulunması deneysel çalışmaların yapılmasına herhangi bir engel teşkil etmeyecek olarak değerlendirilmiş ve çalışmalarda kullanılmıştır.



Şekil 6.19. Ana malzemelerin çekme test sonuçları; a) bindirme biçiminde, b) ötelenmiş biçimde, c) kopma biçimleri.

Şekil 6.19’da verilen a ve b grafikleri aslında aynı grafiklerdir. Yalnızca çekme dayanımı ve uzamaların daha kolay anlaşılabilmesi için hem bindirme ve hem de ötelenmiş şekilde ayrı ayrı grafik oluşturulmuştur. “c” resminde görüldüğü üzere numunelerinin kopma noktaları kırmızı çember ile işaretlenmiştir. Bu test sayesinde kaynak değişkenlerinin ve etkisinin malzemeye ne yönde etki ettiğini gözlemlemek mümkündür.

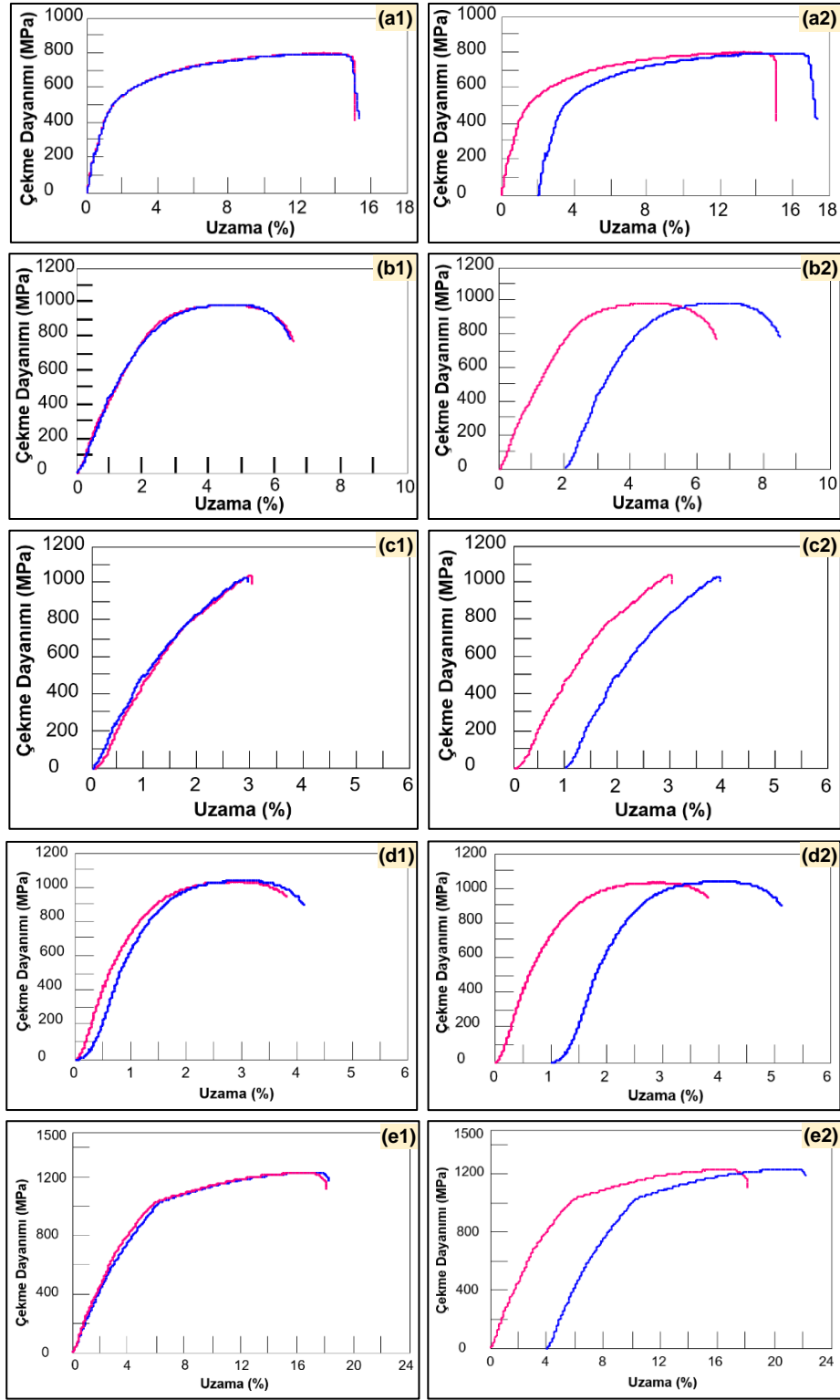
Çizelge 6.3’te kaynaklı numunelere uygulanan çekme testlerinin sonuçları, sonuçların ortalamaları ve kaynaklı numunelerin kopma bölgeleri, Şekil 6.20’de ise bazı kaynaklı numunelerden elde edilen çekme grafikleri verilmiştir.

Çizelge 6.3. Birleştirilen numunelere uygulanan çekme testlerinin sonuçları.

Numune No	Birleştirme adı	Ölçüm No	Çekme Day. (MPa)	Ortalama	Ölçüm No	Uzama (%)	Ortalama	Kopma yeri	Verim (%)
1	DP800GA-DP800GA	1. ölçüm	808,45	805,95	1. ölçüm	13,32	13,53	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	803,44		2. ölçüm	13,75		Ana malzeme	
2	DP800GI-DP800GI	1. ölçüm	877,42	873,83	1. ölçüm	13,22	13,23	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	870,24		2. ölçüm	13,23		Ana malzeme	
3	DP980-22MnB5	1. ölçüm	993,70	995,33	1. ölçüm	4,73	4,78	Kaynak metali	95
		2. ölçüm	996,96		2. ölçüm	4,83		Kaynak metali	
4	TBF1180-22MnB5	1. ölçüm	1054,69	1047,51	1. ölçüm	3,03	2,97	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1040,33		2. ölçüm	2,91		22MnB5 ITAB	
5	TBF1180-22MnB5	1. ölçüm	1055,34	1050,89	1. ölçüm	3,13	3,04	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1046,44		2. ölçüm	2,94		22MnB5 ITAB	
6	TBF1180-DP980	1. ölçüm	900,82	900,03	1. ölçüm	4,36	4,49	DP980 ITAB	90
		2. ölçüm	899,23		2. ölçüm	4,62		DP980 ITAB	
7	22MnB5-22MnB5	1. ölçüm	1042,89	1045,63	1. ölçüm	2,95	2,93	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1048,38		2. ölçüm	2,91		22MnB5 ITAB	
8	22MnB5-22MnB5	1. ölçüm	1057,88	1060,34	1. ölçüm	3,06	2,97	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1042,80		2. ölçüm	2,89		22MnB5 ITAB	
9	TBF1180-TBF1180	1. ölçüm	872,10	869,21	1. ölçüm	5,28	5,16	Kaynak metali	71
		2. ölçüm	866,32		2. ölçüm	5,05		Kaynak metali	
10	TBF1180-TBF1180	1. ölçüm	1232,39	1235,37	1. ölçüm	15,90	16,03	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	1238,35		2. ölçüm	16,17		Ana malzeme	
11	TBF1180-TBF1180	1. ölçüm	1233,06	1230,95	1. ölçüm	16,17	16,15	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	1228,85		2. ölçüm	16,14		Ana malzeme	
12	TBF1180-TBF1180	1. ölçüm	1236,89	1238,15	1. ölçüm	16,51	16,72	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	1239,42		2. ölçüm	16,93		Ana malzeme	

Şekil 6.20 lazer kaynaklı numunelerin birleştirilmiş ve ötelenmiş çekme eğrilerini göstermektedir. Burada 1 numara ile kodlanmış grafikler bindirme, 2 numara ile kodlanmış grafikler ise ötelenmiş grafikleri temsil etmektedir. Şekil 6.20 “a”, DP800GA-DP800GA birleştirmesini, Şekil 6.20 “b”, DP980-22MnB5 birleştirmesini, Şekil 20 “c”, TBF1180-22MnB5 birleştirmesini, Şekil 6.20 “d”, 22MnB5-22MnB5 (170 mm/sn) birleştirmesini ve Şekil 6.20 “e” ise TBF1180-TBF1180-150 birleştirmesini göstermektedir.

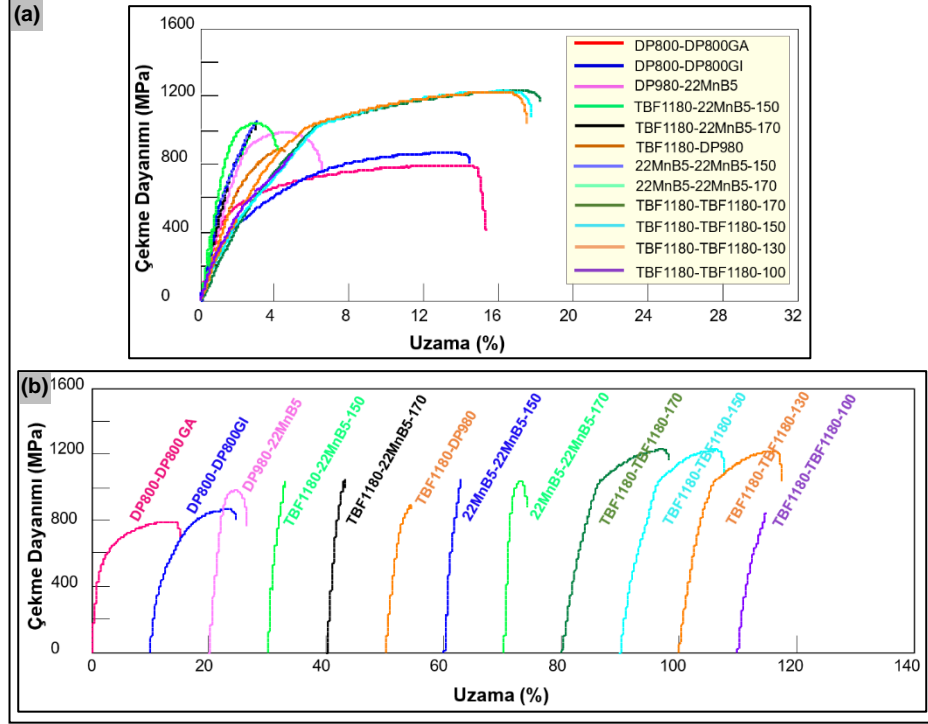
Grafikler genel olarak incelendiğinde tüm testlerde yapılan çekme testlerinin grafiklerinin birbirlerine son derece benzedikleri görülmektedir. Bir başka ifade ile grafiklerin birbirlerine benzemelerinin yanında, Çizelge 6.3’te verilen değerlerin birbirlerine yakın olması, kaynaklı numunelerin her birinin yüksek tekrarlanabilirlik özelliğine sahip olduğu sonucunu göstermektedir.



Şekil 6.20. 1, 3, 5, 8 ve 11 nolu bindirme ve ötelenmiş çekme grafikleri.

Şekil 6.21 kaynaklı numunelerin tamamının birleştirilmiş ve ötelenmiş çekme eğrilerini göstermektedir. Burada a ile kodlanmış grafikler bindirme, b ile kodlanmış grafikler ise

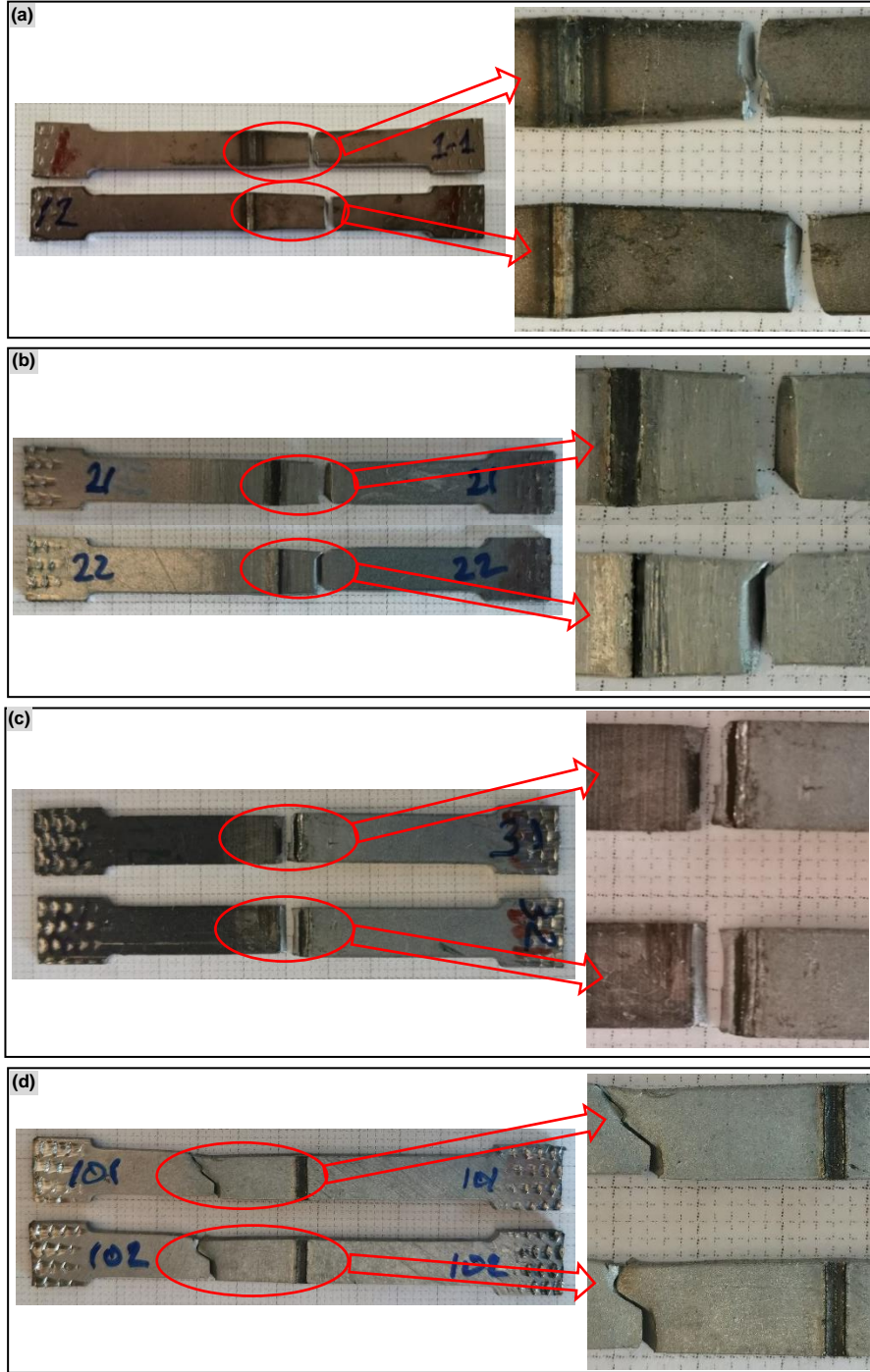
ötelenmiş grafikleri vermektedir. Şekil 6.22 ve 6.23’de ise sırasıyla tüm kaynaklı numunelerin kopma görüntüleri ile örnek olması açısından seçilen bazı numunelerin yakın mesafeden kopma görüntüleri verilmiştir. Bu seçimin kaynaklı numunelerin karakteristik özelliklerini yansıtacak şekilde olmasına özen gösterilmiştir.



Şekil 6.21. Tüm numunelerin çekme grafikleri; a) bindirme, b) ötelenmiş grafik.



Şekil 6.22. Çekme testi sonrasında kaynaklı numune görselleri



Şekil 6.23. Kaynaklı numunelerin kopma görüntüleri; a) 1 nolu deney, b) 2 nolu deney, c) 3 nolu deney ve d) 10 nolu deney.

Çizelge 6.3 ve Şekil 6.23 birlikte değerlendirilecek olursa kendi aralarında birleştirilen kaynaklı numunelerden DP800GA, DP800GI ve TBF1180 (100 mm/sn hariç) tüm numunelerin ana malzemelerden koptuğu görülmektedir. Burada malzeme kalınlıklarının aynı olması, kaynak mukavemetlerinin ana malzemeler ile aynı veya

çok az miktarda yüksek olması sonucunu meydana getirmektedir. Bir başka ifade ile benzer malzemelerin birleştirilmesinde uygun yöntem ve parametre seçildiğinde kaynak metalinden kopma beklenmemektedir. Ancak 22MnB5 gibi yüksek mukavemetli sıcak şekillendirilmiş malzemelerin kaynağında ısı etkisi ile kaynak metali üzerinde oluşan ITAB'da yumuşak bir bölge (soft zone) oluşmakta dolayısıyla çekme testi esnasında kopmalar bu sünek bölgeden gerçekleşmektedir. Kendi arasında yapılan birleştirmelerde sadece 22MnB5 birleştirmeleri ITAB'daki yumuşak bölgeden deforme olmakta ve kopmaktadırlar. Çizelge 6.3 ve Şekil 6.23 kopma bölgeleri incelendiğinde TBF1180-DP980 birleştirmesi ile sadece çok yüksek ısı girdisinin olduğu TBF1180 (100 mm/sn) birleştirmelerinden kopma kaynak metalinden gerçekleşmiştir. Diğer birleştirmelerin tümünde kopma ITAB'lardan meydana gelmiştir. ITAB'lardan kopan numunelerin de genellikle yumuşak bölgelerden ayrıldığı tespit edilmiştir. Benzer malzemelerin kaynağında ana malzemelerden gerçekleşen kopmalarda hem kaynak çekme dayanımları hem de % uzama değerleri ana malzeme değerlerine çok yakın bulunmuştur. Hatta kaynak çekme dayanımları ana malzemelerden çok az miktarda yüksek, % uzamalar ise çok az miktarda düşük değer vermişlerdir. Örneğin. DP800GA malzemesinin dayanımı 798,8 MPa iken kaynaklı malzemenin dayanımı ortalama 805,95 MPa ölçülmüştür. Burada küçük farkların meydana gelmesi kaynaklı numunede kaynak esnasında sert olan kaynak bölgesinin (kaynak metali ve ITAB) deformasyona uğramamasından kaynaklanmaktadır. Benzer şekilde % uzamaların az miktarda düşmesi (ana malzeme % 14,3 ve kaynaklı numune %13,53) kaynak bölgesinin deformasyona uğramaması ile açıklanabilir. Bu durum Şekil 6.26 a ve b'de net olarak görülebilmektedir. Benzer şekilde TBF1180 birleştirmesine bakılacak olursa ana malzeme mukavemeti 1227,9 MPa, uzaması ise %16,6 olarak, kaynaklı numunelerin çekme mukavemeti 1235 MPa, uzaması ise %16,15 olarak ölçülmüştür.

DP980-22MnB5 birleştirmesinde kopma DP980 ITAB'ında meydana gelmiş ancak çekme mukavemeti DP980 ana malzemeye yakın (ana malzeme 1013.6 MPa, kaynaklı 995,33 MPa) değerde bulunmuştur. Burada 22MnB5 malzeme daha ince olmasına rağmen (DP980 1,3 mm, 22MnB5 1,1 mm) kopmanın DP980 ITAB'ından olması 22MnB5 malzemenin yumuşak bölgesinin DP980 malzemedan daha yüksek dayanım sergilediğini göstermektedir. Zaten diğer birleştirmelerde 22MnB5 malzeme

ITAB'ından kopan numunelerin değerleri incelendiğinde 22MnB5 ITAB yumuşak bölge dayanımının (1047-1060 MPa) DP980 ana malzeme dayanımından (1013 MPa) daha yüksek olduğu görülmektedir. Dolayısıyla DP980-22MnB5 birleştirmesinde ana malzemedan yaklaşık %1,8 daha düşük dayanım elde edilmiştir. Kaynaklı numunelerin % uzama değerleri incelenecek olursa ana malzemelerden kopan numunelerin ana malzeme uzamalarına yakın değerler verdiği ancak kaynak metali ve ITAB'lardan kopan numunelerde ise uzamaların yaklaşık %50 değer kaybettiği tespit edilmiştir. Örneğin 22MnB5 malzemenin % uzaması 6,1 llrken, kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin 2,93-3.04 arasında llmştr.

Cui ve diğerleri [96] 1,2 mm kalınlığa sahip DP980GA ve DP980GI malzemeleri kendi aralarında fiber lazer kaynak yöntemi ile sabit parametrede (kaynak hızı 20.5 m/dk ve lazer gücü 4 kW) birleştirmişler ve kaynaklı numunelere çekme testi uygulamışlardır. alışmaları sonucunda DP980GA malzemenin çekme mukavemetini 934 MPa, kaynaklı numunenin çekme dayanımını ise 946 MPa olarak llmş ve bu kaynaklı bağlantıda kopma kritik altı ITAB'dan (sub-critical HAZ) gerçekleşerek %100 verim elde edilmiştir. DP980GI malzemedede ise kaynaksız ana malzeme dayanımı 1083 MPa, kaynaklı numunenin çekme dayanımını ise 934 MPa olarak llmş ve bu kaynaklı bağlantıda kopma kaynak metali ile ITAB (HAZ/FZ interface) arasından gerçekleşerek %92,2 verim elde edilmiştir. Kaynaklı numune uzamaları ise DP980GA malzemedede %13,6 iken kaynak sonrası bu değer %8,6'ya, benzer şekilde DP980GI malzemedede %12,1 iken kaynak sonrası bu değer %3,8'e düşmüştür. Buradaki farkın malzeme üzerindeki farklı kaplamalardan kaynaklandığı ve GI kaplaması için çinkonun daha kararlı Fe-Zn intermetalik bileşiklerde demir ile bağlandığı GA kaplamasına göre daha yüksek olan çinko buhar basıncındaki farktan kaynaklandığı rapor edilmiştir.

Sebestova ve diğerleri [97] 22MnB5 malzemeleri lazer ve hibrit lazer kaynağı ile birleştirmiş ve kaynaklı numunelerin çekme testini gerçekleştirmişlerdir. Çekme testleri sonucunda sıcak şekillendirme ncesi (603 ± 1) MPa ve (438 ± 1) MPa olan mukavemet değerlerinin sıcak şekillendirme sonrasında sırasıyla (1375 ± 18) MPa ve (1217 ± 17) MPa'ya yükseldiğini ve yapılan kaynakların çekme özelliklerinde bir azalmaya yol açtığını belirtmişlerdir. Ayrıca lazer kaynaklarının max çekme

dayanımının en düşük olduğunu ve bu kaynakların çekme testi sırasında ergime bölgesinden (fusion zone), hibrit teknolojisi ile kaynak yapılan tüm numuneler, kopma kritik altı ITAB'a (SCHAZ) yakın bir yerden olduğu rapor edilmiştir. % uzamalarda ise orijinal ana malzemenin toplam uzamasının 18 ± 1 olduğunu, sıcak şekillendirmeden sonra bu değer $2,9 \pm 0,4$ 'a düştüğünü ve son olarak test edilen tüm ısı girdileri için önemli ölçüde uzamanın %1 değerinin altına düştüğü belirtilmiştir.

Zhao ve diğerleri [98] QP980 ile preste sertleştirilmiş 22MnB5 malzemeleri fiber lazer kaynak yöntemi ile farklı lazer güçlerinde (1.6, 1.8, 2.0, 2.2 ve 2.4 kW) birleştirmişler ve kaynaklı malzemelere çekme testi uygulamışlardır. Çekme testleri sonucunda lazer güçlerinin 1,8 ila 2,0 kW arasında değiştiğinde, kopmanın QP980 malzemenin olduğunu ve en yüksek gerilme mukavemetinin 1050 MPa'a ulaştığını, ancak 2,2 kW'da presle sertleştirilmiş 22MnB5 çeliğin ITAB'ın yumuşak bölgesinden kırılarak en zayıf bölge haline geldiğini ve son olarak lazer gücü 2,4 kW'a ulaştığında ergime bölgesinde (fusion zone) oluşan ferritin erken kırılmaya yol açtığı belirtilmiştir.

Jia ve diğerleri [99] ultra yüksek dayanımlı 22MnB5 ve Q235 çelik malzemeleri fiber lazer yöntemi ile 3.5 kW lazer gücü ve 5 farklı kaynak hızı (3, 4, 5 ve 6 m/dk) kullanarak birleştirmişler ve kaynaklı bağlantıların mukavemetini çekme testi ile belirlemeye çalışmışlardır. Çalışmaları sonucunda 22MnB5 malzemelerin kendi aralarındaki birleştirmelerinde en yüksek kaynak hızlarında (6 m/dk) yeterli nüfuziyet elde edilememiş ve kopmalar kaynak metalinden gerçekleşmiştir. Diğer bütün hızlarda kopma ITAB'ın yumuşak bölgesinden gerçekleşmiş ve kaba tanelerin ve sert, kırılğan fazın oluşması nedeniyle herhangi bir görünür boyunlanma oluşumu olmadan yaklaşık %2'lik bir uzama ile kırıldıklarını rapor etmişlerdir. 22MnB5 ve Q235 birleştirmesinde ise kopmanın Q235 ana malzemenin meydana geldiğini ve uzamanın %20 olduğunu belirtilmiştir.

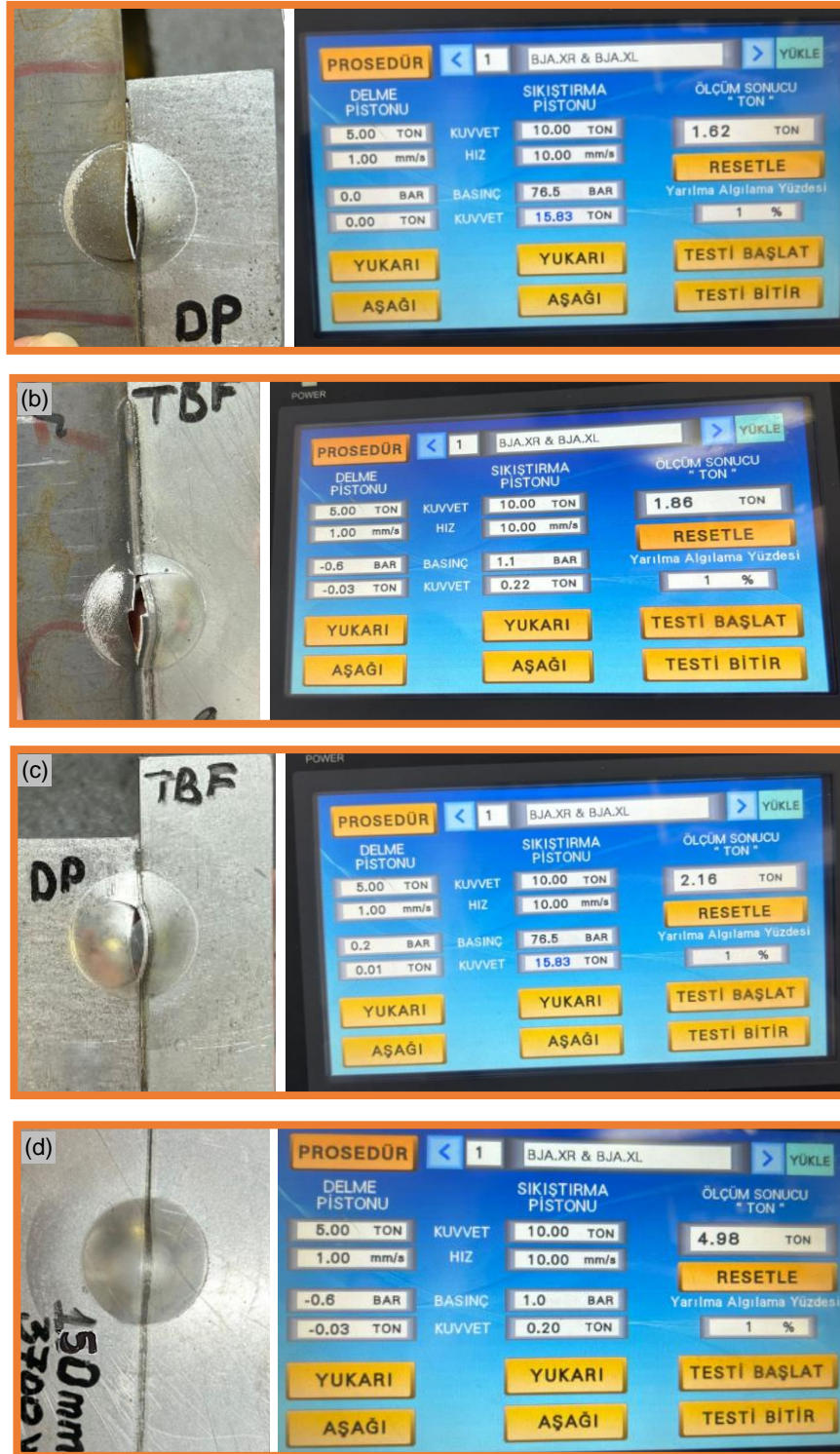
Tuncel ve diğerleri [81] 22MnB5 malzemeleri farklı lazer gücü ve farklı kaynak hızlarında birleştirmiş ve üç farklı lazer gücü için kaynak hızı artırıldığında çekme mukavemeti ve uzama yüzdesi değerlerinin azaldığını ve çekme testi sonucunda ısı

girdisi düşük olan numuneler kaynak metalinden kırılırken, ısı girdisi 50 J/mm ve üzerinde olan numunelerin ITAB'dan kırıldığını rapor etmişlerdir.

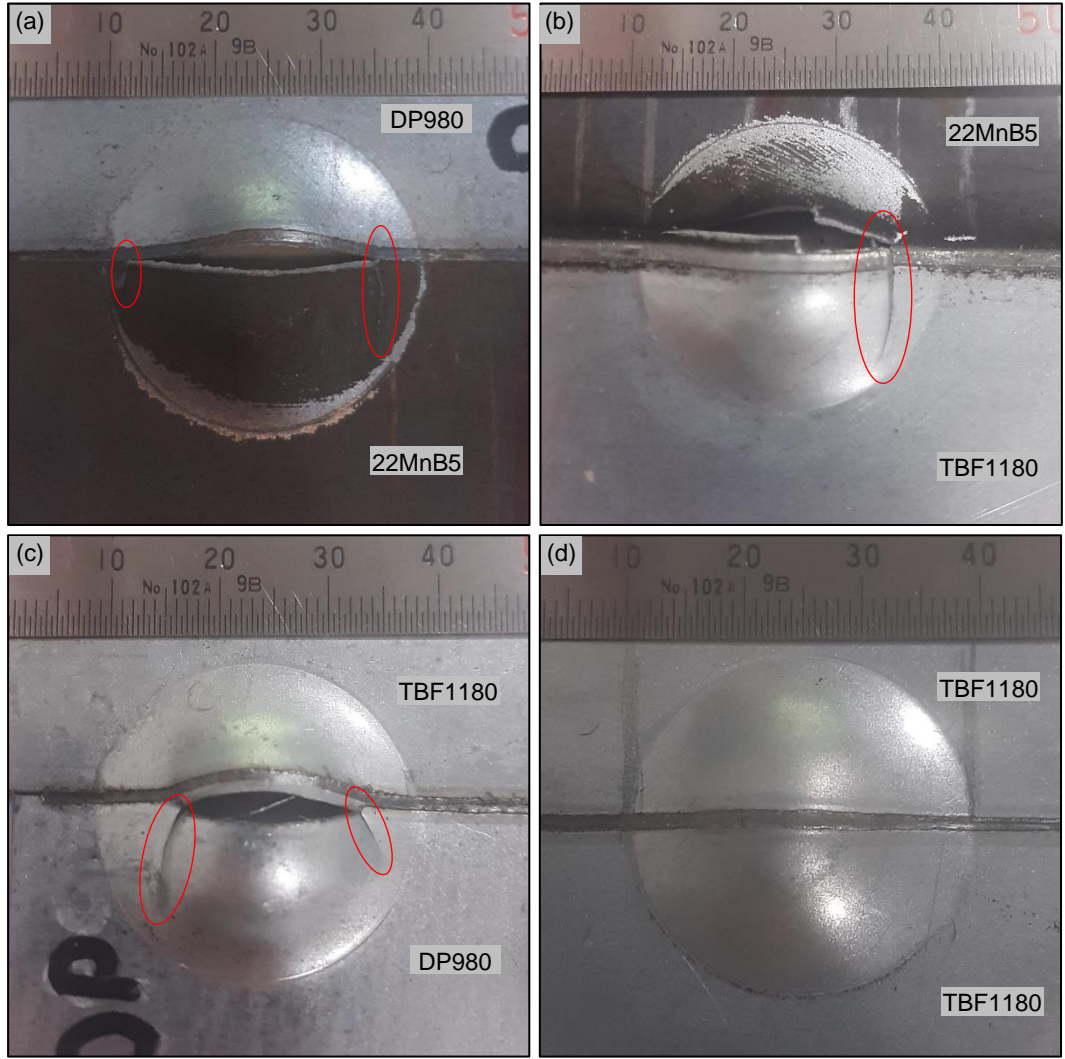
6.5. ERİCHSEN ÇÖKERTME TESTLERİ

Otomotiv sanayinde kullanılan ve genellikle ince malzemelerin alın birleştirmelerinde lazer kaynak yöntemi tercih edilmektedir. Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş benzer ve birbirlerine yakın kalınlıktaki kaynaklı malzemelerin kaynak sonrası şekillendirme özelliklerinin bilinmesi gerekmektedir. Verilen literatür bilgilerine göre Erichsen çökertme testleri, farklı kaynaklı numunelerde düzlem dışı gerilme oluşturma davranışını değerlendirmek için oda sıcaklığında gerçekleştirilir. Test sonrası kaynaklı numunelerin oda sıcaklığında şekillendirilebilirlik üzerindeki etkisini incelemek için çökme yükseklikleri ve kalınlık dağılımları ölçülür [100]. Bu amaç doğrultusunda farklı kalınlıklar dikkate alınarak bazı birleştirmelere Erichsen çökertme testi uygulanmıştır. Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin şekil alma yeteneğini belirlemek için bu test DP980-22MnB5, TBF1180-22MnB5, TBF1180-DP980, TBF1180-TBF180 birleştirmeler uygulanmıştır. Kaynaklı numunelere uygulanan test sonrası ekran görüntüleri ile makro görüntüler Şekil 6.24'te testin yapıldığı bölgenin yakın mesafeden görüntüleri ise Şekil 6.25'te verilmiştir.

Şekil 6.25'te verilen ekran sonuçları incelendiğinde en düşük yük DP980-22MnB5 birleştirmesinde 1,62 ton ölçülürken, onu sırasıyla TBF1180-22MnB5 birleştirmesi 1,86 ton, TBF1180-DP980 birleştirmesi 2,16 ton ve en yüksek değer ise TBF1180-TBF1180 birleştirmesinden 4,98 ton olarak ölçülmüştür. Burada ilk üç birleştirmede elde edilen veriler çökertme testinde yırtılma gerçekleşmiş durumda olan veriler iken son TBF1180-TBF1180 birleştirmesinde yırtılma olmaksızın okunan değer olarak karşımıza çıkmaktadır. Bir başka ifade ile d birleştirmesinde okunan yük değerinde kaynak bölgesinde herhangi bir yırtılma söz konusu değildir. Test yapılan makine gücünün yetersiz olması (max 5 ton), testin bu yükte zorunlu durdurulmasını gerektirmiştir.



Şekil 6.24. Erichsen çökertme makro görüntüleri ve test sonuçları a) DP980-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980 ve d) TBF1180-TBF1180.



Şekil 6.25. Erichsen çökertme testi sonrası numune görselleri a) DP980-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980 ve d) TBF1180-TBF1180.

Şekil 6.25'te verilen görseller incelendiğinde TBF1180-TBF1180 birleştirmesinin oluşturduğu "d" kodlu numune dışında diğer 3 numunenin bir hasar bölgesine sahip olduğu görülmektedir. Bu durum birbirinden farklı çeliklerin, bir başka ifade ile şekil alma özellikleri birbirinden farklı çeliklerin birleştirmesinin ardından uygulanan testlerde gözlemlenmesi gereken bir durumdur. Test numuneleri ayrı ayrı değerlendirilecek olursa DP980-22MnB5 birleştirmesinde yırtılma birleştirmenin 22MnB5 tarafında ve ITAB'ın yumuşak bölgesinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Birleştirmenin 22MnB5 sağ ve sol tarafında yırtılma bölgelerinin sonunda dikey olarak görünen çatlaklar kaynak bölgesinin yırtılmaya karşı dayanımının kolay olmadığını bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Burada 22MnB5 malzeme

kalınlığının 1,1 mm, DP980 malzeme kalınlığının 1,3 mm olması yırtılmanın ince malzemeden olmasının bir diğer sebebi olarak gösterilebilir. 22MnB5-TBF1180 birleştirmesine ait resim incelendiğinde bu defa yırtılmanın az bir kısmının ITAB'ın yumuşak bölgesinden, geri kalan çoğunun ise ITAB'dan uzak ana malzeme üzerinden olması, ayrıca kırılmada kaynak dikişine dik bir yırtılma olması, ayrıca birleştirmenin TBF1180 tarafında bir yırtık bulunması kaynak bölgesinin şekillenebilirliğinin iyi olduğunun bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Bu birleştirmede yükün yüksek ölçülmesinin sebebi TBF1180 malzemenin DP980 malzemeye göre daha kalın olmasından kaynaklanmaktadır.

DP980-TBF1180 birleştirmesinden elde edilen veriler değerlendirildiğinde olursa yırtılmanın kaynak dikişine paralel ve birleştirmenin DP980 ergime sınırına bitişik bölgeden meydana geldiği ve bu durumun DP980 malzeme kalınlığının düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu birleştirmede de yırtılmanın her iki tarafında dik yırtılmaların oluşması kaynak bölgesinin şekillendirilebilirliğinin iyi olduğunu işaret etmektedir. Son birleştirme olan TBF1180-TBF1180 numunesine uygulanan test sonucunda yırtılma olmaması bu malzemenin şekillendirilebilirliğinin diğerlerinden daha iyi olduğu anlamına gelmemektedir. Burada yırtılma olmayışının sebebi kaynak bölgesinin sağlam olması ile makine gücünün yetersiz olduğunu göstermektedir. Ancak görüntülerde diğer numunelere benzer çökertme derinliği elde edilmiştir.

Di ve diğerleri [101] 1,5 mm kalınlıkta DP780 ve DP980 çeliklerini, 5 m/dk hız, 2 kW güç, 0,3 mm ışın çapı ve saf argon koruyucu gazı kullanarak fiber lazer kaynak işlemi gerçekleştirmiş, dayanım, şekillendirilebilme gibi özellikleri incelemişlerdir. Çekme deneyinde kopmalar ana malzemedeki gerçekleştiği, farklı malzemelerin birleşmesinde ise değerler, mukavemeti düşük olan DP780'e yakın çıktığı belirtilmiştir. Şekillendirme açısından ise Erichsen çökertme deneyi sonucu farklı malzemelerin birleşmesinde şekillendirilebilirliğin daha kötü olduğu belirtilmiş, sebebi asimetrik deformasyona ve farklı yumuşama derecelerine bağlanmıştır. Çatlağın DP780'in yumuşamış bölgesinden başladığı ve kaynak bölgesine paralel olarak ilerlediği belirtilmiştir.

Jia ve diğeri [102] 1,36 mm kalınlığında QP980 ve 1,2 mm kalınlığında B1500HS çeliklerini 4,5 kW güç ve 4-10 m/dk hızlarda, 300 mm odak mesafesi, 0,3 mm fiber çapı ve 0,6 mm ışın çapı kullanarak fiber lazer ile alın kaynağı işlemi gerçekleştirmiş, içyapı özelliklerini incelemişlerdir. Sertlik testlerinde ITAB'ın yumuşamış bölgelerinde ana malzemeye göre QP980 çeliğinde 15 HV düşüş gözlenirken, B1500HS çeliğinde 187 HV düşüş gözlenmiştir. Çekme testlerinde birleşmenin en zayıf noktası B1500HS'nin ITAB'ının yumuşamış bölgesi olduğu ifade edilmiştir. Erichsen çökertme deneyinde de çatlak başlangıcının B1500HS'nin ITAB'ının yumuşamış bölgesinde olduğu belirtilmiştir.

Huan ve diğeri [103], DP çeliklerinde martenzit oranının mekanik özelliklere ve uzama değerlerine etkisini incelemiş, 1,5 mm kalınlığında DP590, DP780 ve DP980 çeliklerini kullanmışlardır. Çekme deneylerinde tüm numunelerin ana malzemeden koptuğu, ancak uzama değerlerinin ana malzemeye göre DP590 için, %21,8 azaldığı ve martenzit oranının ise %9,4 arttığı belirtilmiştir. Erichsen çökertme deneylerinde, kaynaklı numunelerde ana malzemenin %81,1'i ile %91,7'si arası dayanım değerleri bulunmuştur.

Hamidinejad ve diğeri [104] farklı kalınlıkta galvaniz kaplı IF çeliklerini CO₂ lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve kaynaklı numunelere Erichsen çökertme testi uygulamışlardır. Çalışmaları sonucunda üç tür kırılma hatası gözlemlenmiştir. Bunlar 1) birleştirme parçaları için yetersiz ısı girdisi, artan gözenek sayısı ve düşük kaynak sünekliği nedeniyle meydana gelen ayrılma; 2) Ana Malzeme Şekillendirme Sınırını (istenen tip) aşacak şekilde oluşan ana malzeme yırtılması; 3) ITAB'dan başlayan ve erken oluşan yırtılma tipi kırılmadır.

Bandyopadhyay ve diğeri [105] DP980, DP600 ve yüksek dayanımlı IF (IFHS) çeliklerini fiber lazer kaynağı ile birleştirmiş ve kaynak öncesi ana malzemeler ile kaynak sonrası kaynak bölgesinin şekillendirilebilirliği için Erichsen çökertme testi uygulamışlardır. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin Erichsen çökertme testi sırasında iki farklı başarısızlık modeli gözlemlendiğini ve DP980'de kaynağa yakın yumuşak bölgede lokalize boyun verme ve kaynağa paralel yumuşak bölge civarında yayılan kırılma ve yüksek dayanımlı IF çeliği ile DP600'lerde

yırtılmanın başladığı ve kaynak boyunca ana metale dik yönde yayıldığını rapor etmişlerdir. Ayrıca kaynağın varlığının ana metallere kıyasla tüm numunelerde çökme yüksekliğini azalttığı ve kaynaklı DP çeliklerinin şekillendirilmesinde yumuşak bölgenin varlığının zararlı olduğu belirtilmiştir.

BÖLÜM 7

SONUÇ VE ÖNERİLER

7.1. SONUÇLAR

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan DP800(GA), DP800(GI), DP980(GI) 22MnB5 ve TBF1180 dayanıma sahip özellikli malzemeler 4 kW fiber lazer kaynak (Trumpf Trudisk 4001) yöntemi ile birleştirilmiş ve birleştirmeler çekme testi, Erichsen çökertme test, sertlik testi ve makro/mikroyapı incelemeleri yapılarak karakterize edilmiştir. Çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- Kaynaklı numunelere yapılan göz ile muayene sonucunda uygulanan parametrelerin yeterli ergimeyi sağladığı, kaynak kep ve kökünün normal olduğu ve yüzeye açık herhangi bir kaynak hatasının (makro çatlak, gözenek, yenme olukları vb.) oluşmadığı saptanmıştır.
- Makro/mikroyapı çalışmaları sonucunda benzer ve farklı kalınlıktaki tüm birleştirmelerde kaynak metalinin simetrik olduğu ve kaynak metalinin, ITAB ve ana malzemelerin farklı tane morfolojilerine sahip oldukları tespit edilmiştir. Ayrıca kaynak bölgesi (kaynak metalinin ve ITAB) genişliklerinin malzeme cinsine göre değişiklik gösterdiği belirlenmiştir.
- Mikroyapı çalışmaları sonucunda ITAB'ının 4 bölgeden oluştuğunu görülmüştür. (Bu bölgeler; 1 ve 2- üst kritik ısı tesiri altındaki ITAB bölge (Üst kritik ITAB=Kaba taneli ITAB ve ince taneli ITAB), 3- inter kritik ITAB ve 4- kritik altı ITAB'dır.) Burada üst kritik ITAB genel itibariyle martenzitten oluşurken, interkritik ITAB ferrit ve martenzitten, kritik altı ITAB ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca TBF1180 birleştirmeleri hariç diğer kaynak metallerinin ağırlıklı olarak martenzitik

olduğu tespit edilmiştir.Sertlik testleri sonucunda en yüksek sertliklerin genellikle kaynak metallereinden ölçüldüğü grlmştir. DP800 malzemeler hariç diğer birleştirmelerin ITAB'larında hem sert bölge hem de yumuşak bölge gözlemlenmiştir. Ayrıca farklı ısı girdilerinde birleştirilen kaynaklı numunelerde ısı girdisinin artmasına bağlı soğuma hızı azalmış dolayısıyla sertlik hem kaynak metali hem de ITAB'da az miktarda azalma göstermiştir.

- Uygulanan ekme testlerine göre kaynaklı birleştirmelerin bazılarının kaynak metali, bazılarının ise ITAB ve ana malzemelerden koptuğu tespit edilmiştir. Burada kaynaklı numunelerde kopma bölgesinin belirleyicisi olarak; malzeme kalınlığı, kaynak ilerleme hızı ve kaynak yapılan malzemenin ITAB'ında oluşan yumuşak bölge belirleyici olmaktadır.
- Çekme testleri sonucunda kaynaklı bağlantılarda en düşük verim %70 ile 100 mm/sn kaynak hızında birleştirilen TBF1180 birleştirilmesi ile 22MnB5 birleştirmelerinden elde edilirken, en yüksek verim DP800GA, DP800GI ve TBF1180 birleştirmelerin tümünden (100 mm/sn kaynak hızında birleştirilen kaynaklı numune hariç-9 numara) %100 kaynak verimi elde edilmiştir.
- Kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinin kaynak sonrası şekillenebilirliğini ölçmek için yapılan Erichsen kerte testi sonrasında hiçbir numunede kaynak dikişinde istenmeyen yırtılma türü olan boylamasına bir yırtılma görülmemiştir. Yırtılmalar genellikle kaynaklı numunelerin ITAB'larının yumuşak bölgesinde boylamasına oluşmuştur. Bu oluşum kaynak bölgesinin şekillendirmeye karşı dayanımının iyi olduğunu göstermektedir.
- Erichsen kerte testleri sonucunda TFB1180 birleştirmesinde makinanın uyguladığı maksimum yük sınırına ulaşılmış dolayısıyla uygulanan güç yetersizliğinden dolayı yırtılma oluşmamıştır. Ancak bu numunede oluşan çukur derinliği bu kaynak bölgesinin şekillenebilirliği hakkında fikir vermektedir.

7.2. ÖNERİLER

- Kaynak yapılan numunelerin kaynak bölgeleri SEM, EDS ve EBSD gibi ileri karakterizasyon yöntemleri ile daha geniş kapsamlı araştırılabilir.
- Kaynaklı numunelerin yorulma testleri yapılarak bu veriler otomotiv sanayi ile paylaşılabilir.
- 22MnB5, TBF1180 ve DP980 gibi malzemelerin kaynağında ITAB'da yumuşak bölgenin oluşmasını önleme çalışmaları yapılmalıdır.

KAYNAKÇA

1. Hıdıroğlu, M., "Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen yüksek ve ultra yüksek dayanımlı otomotiv çeliklerinin kaynak kabiliyetinin incelenmesi", Doktora Tezi, **Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü**, Karabük, 1-149, (2022).
2. Murata T., Hamamoto S., Utsumi Y., Yamano T., Futamura Dr. Y., Kimura T. Characteristics of 1180MPa Grade Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Formability. **Kobelco Technology Review**, 17-49, (2017).
3. Ebner S., Suppan C., Schnitzer R., Hofer C., Microstructure and mechanical properties of a low C steel Subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments, **Materials Science and Engineering: A**, 735 (26), 1-9, (2018).
4. Gibbs P.K., "Strain Path Effect on Austenite Transformation and Ductility in TBF 1180 Steel", Yüksek Lisans Tezi, **School of Technology Brigham Young University**, Utah, 1-5, (2019).
5. Billur, E., Çetin, B., Gürleyik, M. "New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints", **International Journal of Scientific and Technological Research**, 2 (1): 50-62 (2016).
6. Aydın, M. "Çelik Malzemeler", **Aybitak Bilim ve Teknolojileri Araştırma Geliştirme**, İstanbul, 650, (2017).
7. Hayat, F., "TRIP eliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi", **Gazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi**, 701–712, (2010).
8. Hıdıroğlu, M., Kahraman, Ü., and Kahraman, N., "The effect of AC and MFDC resistance spot welding technology on mechanical properties of new generation automotive steels", **Pamukkale University Journal Of Engineering Sciences**, 27 (4), (2021).
9. Huin, T., Dancette, S., Fabrègue D., Dupuy, T., "Investigation of the Failure of Advanced High Strength Steels Heterogeneous Spot Welds", **Metals**, 6 (111), 1-19 (2016).
10. Aydın, H., Yılmaz, İ. Ö., Bilici, A. Y., "Investigation of microstructure and mechanical properties of dissimilar electrical resistance spot welded TBF/DP600 steel sheets", **Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University**, 37 (2), 609-624, (2022).
11. Tanya A. Başer, Resistance Spot Welding of Zn-Coated Third Generation Automotive Steels Using Mid-Frequency Direct Current Technology, **Transactions of the Indian Institute of Metals**, (2022).

12. Uyguntürk E., “Titanyum Boruların TIG ve Lazer Kaynak Yöntemleri ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü*, Karabük, 1-3, (2020).
13. Ovalı, K, C., “TRIP800, DP800, DP600 çeliklerinin lazer kaynak kabiliyetinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 3-37, (2014).
14. Acar, İ., “DP800 çelik sacların CMT lehimleme yöntemi ile birleştirilebilirliğinin ve mekanik özelliklerinin incelenmesi ve analizi”, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya*, 1-127, (2018).
15. Aydın, H., “Çelik sacların çift-faz ısıl işlemi sonrası mekanik ve mikroyapı özelliklerinin değişimi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-5, (2006).
16. Arıkan, M. ve Başman, G., “Otomotiv endüstrisi için yeni çelik ürünler ve özellikleri”, Bildiriler Kitabı, *TMMOB Metalurji Müh. Odası 1.Demir-Çelik Sempozyumu*, Zonguldak, 1-271, (2001).
17. Özcan, İ. “22MnB5 çelik sacların elektrikli ısıtma ile preste sertleştirme işleminin metalurjik analizi ve mekanik davranışlara etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 24-30, (2009).
18. Suehiro, M., Kusumi, K., Maki, J., Ohgami, M., and Miyakoshi, T., “Properties of Aluminum-coated Steels for Hot-forming.” *Nippon Steel Technical Report*, 88, 16–21, (2003).
19. Önal, A. S. “Sıcak şekillendirme prosesi.” *TMMOB MMO Mühendis ve Makine Dergisi*, 53 (626) 66-70. (2012).
20. Yao, Y., Meng, J., Ma, L., Zhao, G., Wang, L. “Study on Hot Stamping and Usibor 1500P”, *Applied Mechanics and Materials*, 320, 419-425, (2013).
21. Baburoğlu, T. “Usibor 1500 çeliğinin östenitleşme sürelerine bağlı olarak çekme özelliklerinin incelenmesi.”, Yüksek Lisans Tezi, *Bursa Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 25-26, (2020).
22. Billur, E., Çetin, B., Yılmaz, M., Onaylı, O., Atay, A., Oğuz, A., “Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin servo pres kullanılarak bükülmesi” *Makine Tasarım ve İmalat Dergisi*, 14 (2), 69-76, (2016).
23. Grajcar, A., Kuziak, R., Zalecki, W., “Third Generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry”, *Arch. Civil. Mech. English*, 8-12, (2012).
24. Bhadeshia, H.K.D.H “TRIP-Assisted Steels ISIJ”, University of Cambridge, *Department of Materials Science and Metallurgy*, 42 (9),1059-1060, (2002).

25. Krauss, G., “Steel Processing, structure and performance”, *ASM International*, 2. Baskı, Ohio, 52, (2005).
26. Miura, M., Nakaya, M., Mukia, Y., “Cold-Rolled 980 MPa grade steel sheet with excellent elongation and streech flangeability”, *Kobelco Technol. Rev*, 28, (2008).
27. Hojo T., Kumai B., Koyama M., “Hydrogen embrittlement resistance of pre-strained ultra-high-strength low alloy TRIP-aided steel”. *Int J Fract.* 224:253–260, (2020).
28. Sugimoto KI., Murata M., Muramatsu T., “Formability of C–Si–Mn–Al–Nb–Mo ultra high-strength TRIPaided sheet steels”. *ISIJ International*, 47(9) 1357–1362, (2007).
29. Sugimoto K.I., Yu B, Mukai, Y.I., Ikeda, S., “Microstructure and formability of aluminum bearing TRIPaided steels with annealed martensite matrix.” *ISIJ International*. 45(8) 1194–1200, (2005).
30. Stadler, M, Gruber, M, Schnitzer, R, Hofer, C, “Microstructural characterization of a double pulse resistance spot welded 1200 MPa TBF Steel” *Welding in the World*, 64; 335-343, (2020).
31. Mohrbacher H, Yang J-R, Chen Y-W, Rehrl J, Hebesberger T. “Metallurgical Effects of Niobium in Dual Phase Steel.” *Metals*, 10 (4), 504, 1-3, (2020).
32. Bilici, A. Y., Yılmaz, İ. Ö., Aydın, H., “Yeni Nesil TBF ve HSLA300 sac metal çiftlerinin punta kaynak özelliklerinin incelenmesi”, *10th International Automotive Technologies Congress*, 6-7, Bursa, (2021).
33. Horvath, C. D., “Advanced steels for lightweight automotive structures”, In: Mallick PK, editor. *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, Woodhead Publishing, Part.1(2), 35-78, (2010).
34. Gülenç, B., Candan, İ., Kahraman, N., “MIG-MAG kaynağı ile birleştirilen boruların tahribatlı ve tahribatsız muayenesi”, *Gazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 21(4), 631–637, (2005).
35. Mercan, E., “5XXX-6XXX Alüminyum alaşımlarının otomatik MIG kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliğinin araştırılması”, Yüksek lisans tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 25-26, (2018).
36. Cirik, E., “Anodik oksidasyon işleminin 7075-T6 alüminyum alaşımının yorulma davranışına olan etkisinin incelenmesi”, Yüksek lisans tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 1-5, (2007).
37. Taban, E., “5XXX serisi alüminyum alaşımlarının TIG, MIG ve sürtünen eleman ile birleştirme kaynaklı bağlantılarının mekanik ve mikroyapısal özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek lisans tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü* Kocaeli, 65-70, (2004).

38. Altıntaş, H. İ., “Plastik enjeksiyon kalıplarının onarım kaynağında tungsten elektrod ile koruyucu gazaltı kaynağı ve lazer kaynak parametreleri ve etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul 27-37, (2018).
39. Karaoğlu, B., “TRIP Çeliklerin Plazma Ark Kaynak Kabiliyeti”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü*, Karabük, 14-15, (2020).
40. Gür, A., K., Orhan, A., “PTA yöntemiyle AISI 1040 çeliğinin yüzey modifikasyonu sonrası mikroyapıların incelenmesi” *Metal Makine Dergisi*, 164:395-397, (2007).
41. Thomson, E., “Method of Electric Welding”, *United States Patent 451345*; Patented Apr. 28, 55 (1891). 125,125.
<https://worldwide.espacenet.com/patent/search/family/045154913/publication/CA38373A?q=ti%20all%20%22Method%20of%20Electric%20Welding%22%20AND%20in%20any%20%22thomson%22>
42. Tekin, G. “Otomotiv sektöründe kullanılan elektrik direnç kaynağına alternatif lazer nokta kaynağının mekanik ve termal etkisinin incelenmesi” Yüksek Lisans Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 3-4, (2019).
43. Atasoy E., “Titanyum ve Düşük Karbonlu Çelik Çiftinin Arabağlayıcı Kullanılarak Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması,” Bilim Uzmanlığı Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 11-12, (2007).
44. Kejanlı H., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Ni-Ti-Cu alaşımlarının sıvı faz difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliğinin araştırılması,” Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 1-50, (2007).
45. Kahraman, N., Gülenç, B., “Modern Kaynak Teknolojisi”, *Epa-Mat Basım Yayın Ltd. Şti*, 4. Baskı, Ankara, 134-294, (2020).
46. Taş, Y, "Termoplastiklerin Birleştirilmesinde Kullanılan, Ultrasonik Kaynak Yöntemlerinde Kaynak Kalitesini Etkileyen Parametrelerinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 32, (2008).
47. Hıdır, R. “Yüksek frekans kaynağı ile üretilen çelik borulara ısıl işlem uygulamalarının etkileri” Yüksek Lisans Tezi, *Düzce Üniversitesi Lisans Fen Bilimleri Enstitüsü*, Düzce, 1-18, (2022).
48. Tokdemir, M., “Lazer kaynağı ile birleştirilmiş demir esaslı t/m malzemelerin kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin belirlenmesi”, Doktora Tezi, *Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Manisa, 1-4 (2007).

49. Uyguntürk, E., “Titanyum boruların TIG ve lazer kaynak yöntemleri ile birleştirebilirliğinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 43-46, (2020).
50. Aydın K., Karaağaç, İ., “Lazer kaynağı ve lazer kaynağının başlıca uygulamaları, *El-Cezerî Fen ve Mühendislik Dergisi*, 5(2) 693-705 (2018).
51. Kilerci, İ., “Titanyum alaşımlarının farklı kaynak yöntemleriyle kaynağının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Manisa, 11-16 (2011).
52. Özdemir, U., “Lazer kaynaklı alüminyum alaşım bağlantıların kırılma mekaniği ve mukavemet açısından incelenmesi”, *Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 16-20 (2012).
53. Özcan, M., Tarakcıoğlu, N., Kahramanlı, Ş., “Sac malzemelerin lazer kaynak parametreleri”, *Selçuk Teknik Dergisi*, 3(1), 14-25 (2004).
54. Quintino, L., Costa, A., Miranda, R., Yapp, D., Kumar, V., Kong, C. J., “Welding with high power fiber lasers – A preliminary study”, *Materials and Design*, 28, 1231 –1237, (2007).
55. Atmaca, E., “Fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirilen DP600 ve TRIP800 çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 42, Ankara, (2021).
56. Arcan, A., “Lazer ışını ile metallerin kesilmesine etki eden parametrelerin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 34-37 (2011).
57. Püskülcü, G., Koçlular, F., “Lazer kaynak yöntemi ve uygulamaları, *Mühendis ve Makine*, 50(599) 8-17 (2009).
58. Önçağ, A. Ç., “Çelik jant üretiminde lazer imalat yöntemlerinin kullanımı ve konvansiyonel yöntemlerle karşılaştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 25-27 (2009).
59. Özden, H., Eryavuz, A., “Savunma sanayinde, uçak ve havacılık sektöründe lazer kaynak yöntemlerinin değerlendirilmesi”, *Mühendis ve Makine Dergisi*, 57(673), 54-63, (2016).
60. Taylor. N., “Laser: The Inventor, The Nobel Laureate, and the Thirty- Year Patent War.”, *Jones Street Books*, New York, (2000).
61. Köse, C., “Medikal alanda kullanılan paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyeti ve kaynaklı bağlantıların biyoaktivite ve biyokorozyon davranışlarının araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 30-36, (2015).

62. Özden, H., “Otomotiv sektöründe lazerli üretim yöntemleri lazerli imalat, ölçme ve kalite kontrol”, *Mühendis ve Makina*, 50(596) 38-43, (2009).
63. Çalığülü, U, “AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin lazer yöntemi ile kaynağında birleşme özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 60-65, (2009).
64. Gong, H., Wang, S., Knysh, P., Korkolis, Y. P., “Experimental investigation of the mechanical response of laser-welded dissimilar blanks from advanced- and ultrahigh-strength steels”, *Materials and Design*, 90, 1115 – 1123, (2016).
65. Jia, Q., Guo, W., Li, W., Zhu, Y., Peng, P., Zou, G. “Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 73-83, (2016).
66. Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H. Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding, *Materials and Design*, 90, 642-649, (2016).
67. Farabi, N., Chen, D. L., Zhou, Y., Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21 (2), 222-230, (2012).
68. Farabi, N., Chen, D. L., Zhou, Y., Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints, *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 982-989, (2011).
69. Han, T. K., Park, B. G., Kang, C. Y. Hardening characteristics of CO2 laser welds in advanced high strength steel, *Metals and Materials International*, 18 (3), 473-479, (2012).
70. Xu, W., Westerman, D., Nayak, S. S., Chen, D. I., Goodwin, F., Zhou, Y. Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints, *Materials and Design*, 43, 373-383, (2013).
71. Parkes, D., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Zhou, Y., Goodwin, F., Chen, D. I. Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dualphase steels at warm and low temperatures, *Materials and Design*, 56, 193-199, (2014).
72. Saha, D. C., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Biro, E., Gerlich, A. P., Zhou, Y. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels, *Materials Science & Engineering A*, 607, 445-453, (2014).
73. Reisgen, U., Schleser, M., Mokrov, O., Ahmed, E. “Shielding gas influences on laser weldability of tailored blanks of advanced automotive steels”, *Applied Surface Science*, 257:1401-1406, (2010).

74. Mujica, L., Weber, S., Pinto, H., Thomy, C., Vollertsen, F. “Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels,” *Materials Science and Engineering*, 527:2071-2078, (2010).
75. Sezgin, C. T., Hayat, F. “The microstructure and mechanical behavior of TRIP 800 and DP 1000 steels welded by electron beam welding method” *Soldagem & Inspeção*, 25, 2526, (2020).
76. Sojka, J., Vodárek, V., Schindler, I., Ly, C., Jérôme, M., Vánřová, P., Ruscassier, N., Wenglorzová, A, Effect of hydrogen on the properties and fracture characteristics of TRIP 800 steels, *Corrosion Science*, 53:2575-2581, (2011).
77. Nayak, S. S., Hernandez, V. H. B., Okita, Y., Zhou, Y. “Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds”, *Materials Science and Engineering A*, 551, 73-81, (2012).
78. Guo, Y., Wu, Y., Zhang, W., Xu, M., Li, L., Wu, Z. “Investigation on microstructure and properties of dissimilar joint between TRIP800 and QP980 fabricated by laser welding”, *Science and Technology of Welding And Joining*, 26 (2), 161-172, (2021).
79. Shah, U. H., Liu, X., “Ultrasonic resistance welding of TRIP-780 steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 274, 116287, (2019).
80. Xi, He, Younqiong, Q., Wenxiang, J., “Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 hot stamping steel”, *Journal of Materials Processing Tech.*, 270: 285-292 (2019).
81. Tuncel, O., Aydın, H., Davut, K., “Effect of heat input on HAZ softening in fiber laser welding of 22MnB5 steel.”, *Optics and Laser Technology*, 1-7, (2023).
82. Başer, A.T., “Resistance spot welding of Zn-Coated third generation automotive steels using Mid-Frequency direct current technology”, *Trans Indian Inst Met*, 76(1):49–57 (2023).
83. Stadler, M., Schnitzer, R., Gruber, M., Hofer, C., “Improving the mechanical performance of a resistance spot welded 1200 MPa TBF steel”, *International Journal of Materials Research*, 112:262-265, (2021).
84. Koç, E., Yıldızlı, K., Dengiz, G. “Erichsen Deneý Föýü” Ondokuz Mayıs Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, *Makine Mühendisliđi Bölümü*, 3, Samsun, (2017).
85. Çakmakkaya, M, Çolak, F, Kara, R, Karaağaçlı, A, “Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen otomotiv endüstrisinde kullanılan farklı Tür çeliklerin kaynak dikiş geometrisi ve nüfuziyetine kaynak parametrelerinin etkisi”, *Araştırma Makalesi, Journal of Materials and Mechatronics A*, 1(1), 1-11 (2020).

86. Kökey, C, Sezgin, S, Çavuşoğlu, N, İrizalp, S, Saklakoğlu, İ, “İnce paslanmaz çelik sacların fiber lazer ile kaynak edilebilirliğinin incelenmesi” *Mühendis ve Makine Dergisi*, 57(674) 65-72 (2016).
87. Şen, Y. “DP600, DP800, MS1200, MS1400 Tipi yüksek mukavemetli sacların CMT kaynak yöntemiyle birleştirilmesi ve mekanik/mikroyapı özelliklerinin incelenmesi” Yüksek Lisans Tezi, *Düzce Üniversitesi Lisans Fen Bilimleri Enstitüsü*, Düzce, 1-87, (2019).
88. Tunçel, O., “Lazer kaynağı ile birleştirilmiş farklı türdeki yüksek mukavemetli çeliklerde mekanik ve mikroyapı ilişkilerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 86-164, (2020).
89. Chengjie, L., Xiankun, Z., Hongyu, H., Wurong, W., Xicheng, W., “Effect of work hardening on mechanical behavior of resistance spot welding joint during tension shear test” *Materials and Design*, 100: 188-197, (2016).
90. Guo, W., Wan, Z., Peng, P., Jia, Q., Zou, G., Peng, Y., Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 256: 229–238, (2018).
91. Kurumahmut, O., “22MnB5 çelik sacların elektrikli ısıtma ile sıcak şekillendirilebilmesinin deneysel analizleri”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 39, (2009).
92. Yu, Y., Wang, C., Chen, S., Lu, Z., “Study on Intermediate Frequency Spot Welding Process of Hot Stamping High Strength Steel”, *Adv. Mater. Res.*, 339: 375-78, (2011).
93. Salminen, A., Farrokhi, F., Unt, A., Poutiainen, I. “Effect of optical parameters on fiber laser welding of ultrahigh strength steels and weld mechanical properties at subzero temperatures”, *Journal of Laser Applications*, 28, 022415, (2016).
94. Zhang, D., Qin, Y., Zhao, F., and Liang, M., “Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Al-Si Coated 22MnB5 Hot Stamping Steel and Galvanized Steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(2) 1346–1357, (2022).
95. Altay, M., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan yüksek mukavemetli DP1200 çeliğinde lazer kaynak parametrelerinin optimizasyonu”, (Yüksek Lisans Tezi), *Bursa Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 1-138, (2021).
96. Cui, Q.L., Parkes, D., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Zhou, Y., Liu, D., Goodwin, F., Bhole, S., Chen, D.L., “Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels”, *Materials & Design*, 90: 516-523, (2016).

97. Šebestová, H., Horník, P., Mikmeková, S., Mrna, L., Doležal, P., Novotný, J., “Microstructural Characterization of Laser Weld of Hot-Stamped Al-Si Coated 22MnB5 and Modification of Weld Properties by Hybrid Welding” *Materials*, 14, 3943, (2021).
98. Zhaoa, H., Huanga, R., Suna, Y., Tana, C., Wub, L., Chenb, B., Songa,X., Lic, G., “Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980/press-hardened 22MnB5 steel joint”, *Journal of Materials Research and Technology*, 9(5):10079–10090, (2020).
99. Jia, J.,Yang, S.,Ni, W.,Bai, J.,Lin, Y., “Microstructure and Properties of Fiber Laser Welded Joints of Ultrahigh-strength Steel 22MnB5 and its Dissimilar Combination with Q235 Steel”, *ISIJ International*, 54(12) 2881–2889, (2014).
100. Dinda, S.K., Sk, M.B., Roy, G.G., Srirangam, P., “Microstructure and mechanical properties of electron beam welded dissimilar steel to Fe–Al alloy joints”, *Materials Science & Engineering A*, 677; 182–192, (2016).
101. Di, H., Sun, Q., Wang, X., Li, J. “Microstructure and properties in dissimilar/similar weld joints between DP780 and DP980 steels processed by fiber laser welding” *Journal of Materials Science & Technology*, 33(12) 1561-1571, (2017).
102. Jia, Q., Guo, W., Wan, Z., Peng, Y., Zou, G., Tian, Z., Zhou, Y.N. (2018) “Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar joints between QP and boron alloyed martensitic steels”, *Journal of Materials Processing Tech.*, 259;58–67, (2018).
103. Huan P., Wang, X., Yang, L., Zheng, Z., Hu, Z., Zhang, M., C., C., “Effect of martensite content on failure behavior of laser welded dual-phase steel joints during deformation”, “*Journal of Materials Engineering and Performance*”, 28(3) 1801-1809, (2019).
104. Hamidinejad, S.M., Hasanniya, M.H., Salari, N., Valizadeh, E., “CO2 laser welding of interstitial free galvanized steel sheets used in tailor welded blanks”, *Int Journal of Advanced Manuf Technol*, 64:195–206, (2013).
105. Bandyopadhyay, K., Panda, S.K.,Saha, P.,” Investigations Into the Influence of Weld Zone on Formability of Fiber Laser-Welded Advanced High Strength Steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23:1465–1479, (2014).

ÖZGEÇMİŞ

Onur YÜCE ilk ve orta öğrenimini İstanbul şehrinde tamamladı. 2012 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2017 yılında orta derece ile mezun oldu. 2018 yılında askerlik görevinin ardından İkitelli OSB'de çeşitli firmalarda imalat mühendisi olarak görev yapmaya devam etmektedir.