



**KRİYOJENİK İŞLEMİN, LAZER KAYNAKLI
OTOMOTİV SACI BİRLEŞTİRİLMELERİNİN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE
ETKİSİ**

**2023
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**

Yusuf ÖZDEMİR

**Tez Danışmanı
Prof . Dr. Bilge DEMİR**

**KRİYOJENİK İŞLEMİN, LAZER KAYNAKLI OTOMOTİV SACI
BİRLEŞTİRİLMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Yusuf ÖZDEMİR

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Bilge DEMİR**

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Anabilim Dalınız Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ağustos 2023**

Yusuf ÖZDEMİR tarafından hazırlanan “KRİYOJENİK İŞLEMİN, LAZER KAYNAKLI OTOMOTİV SACI BİRLEŞTİRİLMELERİNİN MEKANİK VE MIKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Bilge DEMİR

.....

Tez Danışmanı, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 14/08/2023

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Bilge DEMİR (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Okan ÜNAL (KBÜ)

.....

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

Prof. Dr. Müslüm KUZU

.....

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.”

Yusuf ÖZDEMİR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

KRİYOJENİK İŞLEMİN, LAZER KAYNAKLI OTOMOTİV SACI BİRLEŞTİRİLMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Yusuf ÖZDEMİR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Bilge DEMİR

Ağustos 2023, 174 sayfa

Kriyojenik sıg ve derin olarak tanımlanan esasen malzemelerin -80 °C’den daha düşük sıcaklıklarda tutulma işlemidir. Birçok metal üzerine uygulama alanı bulmakla birlikte su verilmiş çeliklere uygulanmasının takım çeliklerinin mekanik özelliklerini geliştirmede çok önemli bir faydası bulunmaktadır. İleri dayanımlı ve otomotiv çelikleri olarak bilinen çift-fazlı (DP) çelikler son 40 yılda ve HSLA çelikleri son 60 yılda otomobil gövde imalatında kullanılan ve yüksek dayanım ile yolcu güvenliği adına çok önemli kazanımlar sağlayan çeliklerdir. Diğer taraftan lazer kaynağı da oldukça yaygınlaşan, yüksek vasıflı kaynak ve kaynak performansı açısından önemli avantajlar sağlayan teknolojik her alanda kendine yer bulan bir kaynak metodudur.

İlave olarak dolayısıyla bu çalışma iki farklı alanda üstün ve önemli fenomeni kombine ederek yüksek performansa sahip kaynaklı bağlantılar üretilebilirliği araştıran bir çalışmadır. Çalışmalarda kullanılan bu iki farklı çelik sac numuneler kriyojenik işlem uygulanmış ve uygulanmamış olarak iki gruba ayrılmıştır. Kriyojenik işlem uygulanan numunelerde lazer öncesi ve sonrası olarak iki gruba ayrılmıştır. Kriyojenik işlem uygulanmış ve uygulanmamış numuneler her malzeme grubu (DP600, HSLA) kendi aralarında ve birbirleri ile alın pozisyonunda katı hal lazer kaynağı ile birleştirilmiştir. Tüm birleştirmeler çift taraflı olarak dolgu metalsiz gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantılara çekme, sertlik ölçme deneyleri ve metalurjik yapı inceleme ve karakterizasyonları (Optik, SEM görüntü inceleme ve kimyasal analiz, XRD) ile yapılmıştır. Sonuç olarak kriyojenik işlem ile ana malzeme ve kaynak bölgesinde martenzitik ve ferritik yapıların incelendiği tam olarak gözlemlenememiştir. DP600 çeliğine ait XRD sonuçları yapıdaki incelmeyi kristalit tane boyutundaki azalmalar ile bir derece göstermektedir. Şöyleki ana malzemelerin kristalit tane boyutuyla ters orantılı dislokasyon yoğunluğu lazer kaynaklı numuneye kriyojenik işlem uygulanması neticesinde DP600 için %12.67 artış göstermiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde hem DP hem de HSLA çeliğinde kaynak metal mikroyapısının martenzitik olduğu söylenebilir. Ayrıca ITAB'da kaynak esnasında oluşan sıcaklık gradyanına bağlı olarak Ac_1 - Ac_3 arası kritik sıcaklıklarda östenitten ferrit dönüşümü ve kaynak sonrası hızlı soğuma ile östenitin martenzite dönüşmesi ile ferrit martenzit çift fazlı yapı oluştuğu gözlemlenmektedir. Buradaki ferrit martenzit değişimi kaynak metalinden ana malzemeye doğru azalmakta ve neticede ana malzemenin ferrit martenzit ve ferrit perlit oranına benzer oranına yaklaşmaktadır. Kaynak metal sertlikleri ve diğer sertlikler karşılaştırıldığında çift fazlı çelik kaynak bölgesinde ortalama 405 HV sertlik elde edilirken HSLA çeliğinde kaynak metalinde ortalama 335.1 HV sertlik elde edilmiştir. Buna göre ana malzeme sertlikleriyle değerlendirildiğinde DP çelik kaynak metalinde ana malzemeye göre sertlik artışı %101 iken kadar olurken HSLA çeliğinde yüzde %78 olarak gerçekleşmiştir. Kaynak merkezindeki sertlik dağılımları ortalama olarak çok az miktarda düşerken sertlik değerlerinin birbirine daha yakın bir şekilde birbirine yakınlığı gözlemlenmiştir. Çekme testi sonuçları, kriyojenik işlemin DP çeliklerin lazer kaynaklı birleştirmeleri ve HSLA çeliklerinin lazer kaynaklı birleştirmelerin dayanımlarını artırırken sünekliğini düşürdüğü göstermiştir. Diğer taraftan akma dayanımını DP600 için %8,32

ve HSLA elik grubu için %7,27 artış gerçekleşirken çekme dayanımlarında ortalama olarak DP600 için %4,76 iken HSLA için %3,00 artış gerçekleşmektedir. Dayanımlardaki gelişmeler incelendiğinde akma dayanımında gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Uzama miktarlarında ise kaynaklı numunelere sonradan uygulanan kriyojenik işlem ile DP600 grubunda %38 HSLA grubunda ise %11,87 artmıştır. Ancak ana metale uygulanan kriyojenik işlem ile toplam uzama miktarlarında DP600 grubunda %13,99 HSLA grubunda ise %37,86 azalmıştır. Lazer kaynaklı birleştirilen numunelerin çekme testlerinde hasarlar ana malzemede gerçekleşmektedir.

Anahtar Sözcükler : Lazer kaynağı, DP600, HSLA, Kriyojenik İşlem

Bilim kodu : 915.3.022

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

EFFECT OF CRYOGENIC TREATMENT ON MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF LASER WELDED AUTOMOTIVE SHEET JOINTS

Yusuf ÖZDEMİR

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Mechanical Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Bilge DEMİR

August 2023, 174 pages

Cryogenics, defined as shallow and deep, is essentially the process of keeping materials at temperatures lower than $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Although it finds application on many metals, its application to quenched steels has a very important benefit in improving the mechanical properties of tool steels. Dual-phase (DP) steels, known as advanced strength and automotive steels, are the steels that have been used in automobile body manufacturing in the last 40 years and HSLA steels in the last 60 years and provide

very important gains in terms of high strength and passenger safety. On the other hand, laser welding is a welding method that has become very widespread and provides significant advantages in terms of high-qualified welding and welding performance, which finds its place in every technological field. In addition, therefore, this study is a study investigating the producibility of high-performance welded joints by combining outstanding and important phenomena in two different fields. These two different steel sheet samples used in the studies were divided into two groups cryogenically treated and untreated. The cryogenically treated samples were divided into two groups pre-laser and post-laser. Each material group (DP600, HSLA) of cryogenic treated and untreated samples were combined with each other and among themselves by solid-state laser welding in the butt position. All joints are made on both sides without filler metal. Tensile and hardness testing experiments and metallurgical structure examination and characterizations (Optics, SEM image examination and chemical analysis, XRD) were performed on welded joints. As a result, the thinning of martensitic and ferritic structures in the base material and weld zone by cryogenic treatment could not be observed exactly. XRD results for DP600 steel show a degree of thinning in structure with reductions in crystallite grain size. That is, the dislocation density of the base materials, inversely proportional to the crystallite grain size, increased by 2.2% as a result of the cryogenic treatment of the laser-welded sample. When evaluated in general, it can be said that the weld metal microstructure in both DP and HSLA steel is martensitic. In addition, it is observed that a ferrite-martensite biphasic structure is formed with the transformation of austenite to ferrite at critical temperatures between AC1-AC3, depending on the temperature gradient formed during welding in ITAB, and the transformation of austenite to martensite with rapid cooling after welding. Here, the ferrite martensite variation decreases from the weld metal to the base material, and as a result, the rate of ferrite martensite and ferrite perlite of the base material approaches a similar ratio. When weld metal hardnesses and other hardnesses are compared, an average hardness of 405 HV was obtained in the dual-phase steel weld zone, while an average hardness of 335.1 HV was obtained in the weld metal in HSLA steel. According to this, when evaluated with the hardness of the base material, the hardness increase in dp steel weld metal was 101% compared to the base material, while it was 78% in HSLA steel. It was observed that while the hardness distributions in the weld center decreased very little on average, the hardness

values became closer to each other. Tensile test results showed that cryogenic treatment reduces the ductility of laser-welded joints of DP steels and HSLA steels while increasing the strength of laser-welded joints. On the other hand, while the increase in yield strength was 8.32% for DP600 and 7.27% for HSLA steel group, while the increase in tensile strength was 4.76% for DP600 and 3.00% for HSLA, the increase in actual strength was observed to occur in yield strength. The amount of elongation increased by 38% in the DP600 group and by 11.87% in the HSLA group with the subsequent cryogenic treatment applied to the welded samples. However, with the cryogenic treatment applied to the base metal, the total elongation amount decreased by 13.99% in the DP600 group and 37.86% in the HSLA group.

Key Word : Laser Welding, DP600, HSLA, Cryogenic Treatment

Science Code : 915.3.022

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Bilge DEMİR'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme maddi ve manevi hiçbir yardımı esirgmeden her daim yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

Karabük Üniversitesi Malzeme Laboratuvarı imkanları ve vermiş olduğu tüm destekler adına Prof. Dr. Hayrettin AHLATÇI'ya en içten teşekkürlerimi sunarım.

Tez sürecimin her aşamasında içten destekleri, kıymetli yardımları, paylaştıkları bilgi ve değerli tecrübeleri ile yanımda olan Yük. Müh. Esmâ KESKİN, Yük. Müh. Bengü AKIN'a ve Müh. Ece DURAN'a en derin şükranlarımı sunarım. Onların özverili rehberliği olmadan bu başarıya ulaşmak mümkün olmazdı. Bu süreci hem öğretici hem de anlamlı bir deneyim haline getirdikleri için kendilerine minnettarlığımı ve sonsuz saygılarımı sunuyorum.

Araştırma sürecimde yardımlarını esirgemeyen, değerleri destekleri ve deneyim paylaşımları için Öğr. Gör. Rukiye Z. TEKİN'e, Prof.Dr. İsmail ESEN'e ve Prof. Dr. Mustafa YAŞAR hocamlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Çalışma sürecinde çalışmada kullanılan otomotiv sac çeliklerini temin eden ERDEMİR A.Ş' ye teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca bu tez çalışmasını KBUBAP-22-YL-050 nolu proje kapsamında destekleyen Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) Koordinatörlüğüne teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	vii
TEŞEKKÜR.....	x
İÇİNDEKİLER	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xv
ÇİZELGELER DİZİNİ	xix
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	7
OTOMOTİV ÇELİK SACLARI	7
2.1. OTOMOTİV GÖVDESİ	7
2.2. DP (ÇİFT FAZLI) ÇELİĞİ	18
2.3. HSLA ÇELİĞİ	22
BÖLÜM 3	24
LAZER KAYNAĞI	24
3.1. LAZER.....	24
3.2. LAZER KAYNAĞI	26
3.2.1. Lazer Kaynağı Çalışma Prensipleri.....	27
3.2.2. Lazer Kaynaklı birleştirmeler	29
3.2.3. Lazer Kaynak İşlemini Etkileyen Unsurlar	31
3.2.3.1. Lazer Gücü	31
3.2.3.2. Kaynak Hızı	33

	<u>Sayfa</u>
3.2.3.3. Lazer Işın Odak Mesafesi	34
3.2.3.4. Koruyu Gaz Etkileri	34
3.2.3.5. Dolgu Metali	34
3.3. LAZER KAYNAK TÜRLERİ	35
3.3.1. Lazer kaynak tipleri	37
3.3.1.1. Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı	38
3.3.1.2. İletimsel lazer kaynağı	38
3.4. LAZERİN METALİ ERGİTMESİ	39
3.5. AVANTAJLARI.....	43
3.6. LAZER KAYNAĞININ OTOMOTİV SEKTÖRÜNDEKİ YERİ	45
3.7. TAILOR WELDING BLANK (TWB) YÖNTEMİ.....	50
3.8. LAZER KAYNAK KUSURLARI.....	52
3.8.1. Kaynak havuzunda gözeneklilik	52
3.8.2. Krater	52
3.8.3. Alttan kesme	53
3.8.4. Humbling.....	53
3.8.5. Hava deliği	53
3.8.6. Drop	53
3.8.7. Çatlama.....	53
3.8.8. Düzensizlik ve yüzey pürüzlülüğü.....	54
3.8.9. Alaşım kaybı ve kimyasal kompozisyon değişimi	54
3.8.10. Sertlik.....	54
3.8.11. Yetersiz penetrasyon.....	55
3.8.12 Taşma (root dropout)	55
3.8.13. Ergime eksikliği	55
3.8.14. Sıçrak	55
BÖLÜM 4	56
KRİYOJENİK İŞLEM.....	56
4.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN TARİHÇESİ	56
4.2. KRİYOJENİK İŞLEM UYGULANMASI	57

4.3. KRİYOJENİK İŞLEMİN SINIFLANDIRILMASI	58
4.1. Derin Kriyojenik İşlem	59
4.4. KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİ	60
4.5. KRİYOJENİK SİSTEMLER	61
4.6. KRİYOJENİK İŞLEMİN ÇELİKLERE ETKİSİ.....	62
4.6.1. İkincil karbürler ve çökelti fazının etkisi.....	62
4.6.2 Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü.....	66
4.6.3. Tane inceltme etkisi.....	69
4.6.4. Darbe direnci ve tokluk etkisi.....	71
4.6.5. Homojenleştirme.....	74
4.6.6. Sertlik.....	75
4.6.7. Kalıntı gerilme	78
BÖLÜM 5	80
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	80
5.1. MALZEME	81
5.2. LAZER KAYNAĞI	82
5.2.1. Numunelerin hazırlanması	83
5.3. KRİYOJENİK İŞLEM	85
5.4. SU JETİ İLE KESME	86
5.5. ÇEKME TESTİ	87
5.6. SERTLİK TESTİ.....	87
5.7. MİKROYAPI İNCELEME	89
5.7.1. (X-ışınları Floresans) XRF Analizi	90
5.7.2. (X-Ray Diffraction) XRD Analizi	90
5.7.3. (Taramalı Elektron Mikroskobu) SEM Analizi.....	91
BÖLÜM 6	93
DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA	93
6.1. XRF ANALİZİ.....	93

	<u>Sayfa</u>
6.2. MİKROYAPI	93
6.2.1. Ana Metal Mikroyapısı.....	93
6.2.2. Kaynak Bölgesi Mikroyapıları	95
6.3. XRD ANALİZİ	107
6.4. SERTLİK TESTİ.....	115
6.5. ÇEKME TESTİ	118
6.5.1. Akma ve Çekme Dayanımı.....	122
6.5.2. Uzama	126
6.5.3. Kırılma.....	129
 BÖLÜM 7	 136
GENEL SONUÇLAR	136
KAYNAKÇA.....	138
EKLER (ÇEKME GRAFİKLERİ)	168
ÖZGEÇMİŞ	173

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. 1934 citroen 11 CV marka araca ait gövde görseli [27].	8
Şekil 2.2. Yıllara göre otomotiv gövdelerinde kullanılan metal tipleri [26], [27].	9
Şekil 2.3. Otomotiv sektöründe kullanılan çelik türlerine ait yüzdece uzama ve çekme dayanımı grafiği [37], [38].	14
Şekil 2.4. Otomotiv gövdesinde kullanılan malzemelerin gövde üzerindeki kullanım alanı gösteren görsel [41].	16
Şekil 2.5. Düz karbon çeliği ve HSLA çeliği ile çift fazlı bir çelik için gerilim gerinim eğrisinin karşılaştırılması [45].	17
Şekil 2.6. Kalıntı östenitin düşük karbonlu çift fazlı çeliklerin sünekliği üzerindeki etkisi [46].	17
Şekil 2.7. Çift fazlı çeliği ait mikroyapı görüntüsü [49].	19
Şekil 2.8. AHSS çelik faz dönüşümlerinin soğutma aşamaları.....	19
Şekil 2.9. Farklı kalite çift fazlı çeliklere ati gerilme-gerinim eğrisi [55].	20
Şekil 2.10. Çift fazlı çeliklerin araç gövdesinde kullanım yerleri; (a) enerji yutucular (crash box), (b) çatı rayları (roof side rails) [3,10].	22
Şekil 2.11. HSLA kalite çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [69].	22
Şekil 3.1. Lazer ışın oluşma prensibi [86].	25
Şekil 3.2. Ergitme kaynaklı birleştirme yöntemlerinin güç yoğunlukları [89].	26
Şekil 3.3. Lazer Kaynak Çalışma Prensibi [85].	28
Şekil 3.4. Sol DP600 çeliğe ait lazer kaynaklı kaynak bölge mikroyapısı, Sağ TC4 titanyum alaşımının çift taraflı dolgusuz lazer kaynak kaynak bölge mikroyapısı [106],[107].	30
Şekil 3.5. Lazer absorbe ve ısınma [86].	40
Şekil 3.6. Kaynak için lazer absorpsiyonunun zamana dayalı şeması [86].	40
Şekil 3.7. Lazer modu türleri [86].	41
Şekil 3.8. Otomotiv beyaz gövde uzaktan lazer kaynağı uygulaması: arka kısım [16].	50

Şekil 3.9. Lazer kaynaklı TWB uygulama gösterimi51 (Otomotiv beyaz gövde uzaktan lazer kaynağı uygulaması: arka kısım) [85].	51
Şekil 3.10. Nd:YAG lazer kaynaklı TWB mikrogörüntüsü [163].	52
Şekil 4.1. Kriyojenik işlem ısıtma işlem aşamaları [190].	58
Şekil 4.2. Kriyojenik işlem sisteminin çalışma prensibi [209].	61
Şekil 4.3. Tavlama sıcaklığı ve kriyojenik işlemli ve işlemsiz şartlarda kalıntı östenit içeriğinin değişimi [255].	69
Şekil 4.4. Martenzit çok seviyeli mikro yapısında çatlak ilerleme yolunun şematik diyagramı a-) kriyojenik işlemsiz, b-) kriyojenik işlemli [206].	73
Şekil 4.5. Geleneksel ısıtma işlemli (a) ve DKİ işlemli (b) 1.2080 takım çeliğine ait görüntüler [277].	75
Şekil 4.6. Kriyojenik işlemli ve işlemsiz durumlarda alaşımın sertlik eğrileri [255].	78
Şekil 5.1. Deneysel çalışma aşamaları.	80
Şekil 5.2. Lazer kaynaklarının gerçekleştirildiği Laseral firmasına ait cihazın görüntüleri.	82
Şekil 5.3. Kaynaklanan otomotiv sac çelik grupları.	84
Şekil 5.4. Lazer kaynaklı saclardan çıkartılan numuneler.	85
Şekil 5.5. Lazer kaynaklı numunelere kriyojenik işlemin uygulama aşamaları	86
Şekil 5.6. Çekme numunesi boyutları.	86
Şekil 5.7. Çekme test cihazı.	87
Şekil 5.8. Qness marka vickers sertlik ölçüm cihazı.	88
Şekil 5.9. Kaynaklı numuneler üzerinden alınan Vickers sertlik ölçüm noktaları.	89
Şekil 5.11. KBÜ MARGEM Rigaku marka XRD test cihazı.	91
Şekil 5.12. KBÜ MARGEM Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem SEM analiz cihazı.	92
Şekil 6.1. DP600 BM çeliğine ait OM ve SEM görüntüsü.	94
Şekil 6.2. HSLA BM çeliğine ait OM ve SEM görüntüsü.	94
Şekil 6.3. DP600-DP600 50X büyütme kaynağına ait görüntü.	95
Şekil 6.4. DP600-DP600 CRYX 50X büyütme kaynağına ait görüntü.	95
Şekil 6.5. DP600-DP600 CRY 1 50X büyütme kaynağına ait görüntü.	95
Şekil 6.6. HSLA-HSLA normal kaynağına ait makro görüntü.	96
Şekil 6.7. HSLA-HSLA CRY X kaynağına ait makro görüntü.	96
Şekil 6.8. HSLA-HSLA CRY 1 kaynağına ait makro görüntü.	96

Şekil 6.9. DP600-HSLA NORMAL (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.	97
Şekil 6.10. DP600-HSLA CRY 1 (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.....	97
Şekil 6.11. DP600-HSLA CRY X (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.....	97
Şekil 6.12. DP600 kaynaklı kriyojenik işlemsiz numuneye ait 500X büyütme mikroyapı görsellerinin birleştirilmiş görüntüsü.	98
Şekil 6.13. DP600 çeliğine ait sırasıyla ITAB geçişleri a)LW, b) LWBC, c) LWAC OM görüntüleri.....	99
Şekil 6.14. HSLA çeliğine ait sırasıyla ITAB geçişleri a)LW, b) LWBC, c) LWAC OM görüntüleri.	100
Şekil 6.15. DP600 LW çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.	101
Şekil 6.16. HSLA LW çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.	101
Şekil 6.17. DP600-HSLA LW çeliğine ait OM görüntüleri.....	102
Şekil 6.18. HSLA LW çeliğine ait martenzit paket boyut geçişine ait mikroyapı görüntüsü	102
Şekil 6.19. DP600 çeliğine ait martenzit paket boyut geçişine ait mikroyapı görüntüsü	103
Şekil 6.20. DP600 LWAC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.....	104
Şekil 6.21. HSLA LWAC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.	104
Şekil 6.22. DP600-HSLA LWAC çeliğine ait OM görüntüleri.	105
Şekil 6.23. DP600 LWBC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.	105
Şekil 6.24. HSLA LWBC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.....	105
Şekil 6.25. DP600-HSLA LWBC çeliğine ait OM görüntüleri.	106
Şekil 6.26. HSLA çeliğine ait XRD sonuçları.	108
Şekil 6.27. DP600 çeliğine ait XRD sonuçları.....	108
Şekil 6.28. DP600 çeliğine ait kristalit tane boyutları	113
Şekil 6.29. DP600-DP600 lazer kaynaklı lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri.....	115
Şekil 6.30. HSLA-HSLA lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri.....	116

Şekil 6.31. DP600-HSLA lazer kaynaklı lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri (sol taraf DP600, sağ taraf HSLA)	116
Şekil 6.32. HSLA çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri	119
Şekil 6.33. DP600 çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri	119
Şekil 6.34. Lazer kaynaklı HSLA-DP600 çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri	120
Şekil 6.35. Çekme testi öncesi bazı numunelere ait uzunluk ölçüm görselleri.....	120
Şekil 6.36. Çekme testi sonrası bazı numunelere ait uzunluk ölçüm görselleri.....	121
Şekil 6.37. Çekme testi akma dayanımı sonuçları.	125
Şekil 6.38. Çekme testi akma dayanımı sonuçları.	126
Şekil 6.39. Çekme testi uzama miktarları.	127
Şekil 6.40. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA BM sağdaki görsel DP600 BM.	132
Şekil 6.41. Kırılma görüntüleri soldaki görsel DP600-HSLA LWAC sağdaki görsel DP600 LWAC.	132
Şekil 6.42. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA LWAC sağdaki görsel DP600 LWBC.	132
Şekil 6.43. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA-DP600 LWBC sağdaki görsel HSLA BMC.....	133
Şekil 6.44. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA LWBC sağdaki görsel DP600 BMC.	133
Şekil 6.45. Kırılma görüntüleri soldaki görsel DP600-HSLA LW sağdaki görsel HSLA LW.....	133
Şekil 6.46. Kırılma görüntüsü DP600 LW.....	134
Şekil 6.47. Kırılma SEM görüntüleri DP600 BM.....	134
Şekil 6.48. Kırılma SEM görüntüleri HSLA BM.	134
Şekil 6.49. Kırılma SEM görüntüleri DP600 BMC.	135
Şekil 6.50. Kırılma SEM görüntüleri HSLA BMC.....	135

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Otomotivlerde kullanılan sac malzeme türlerinin ağırlık azaltma oranları [28].	10
Çizelge 2.2. Kuzey amerika hafif araç malzeme içeriği [30].	11
Çizelge 2.3. Euro normlarına göre egzoz emisyon değerleri [31].	12
Çizelge 2.4. Araç gövde üretiminde kullanılan malzeme kaliteleri [32].	13
Çizelge 2.5. Hafif malzemelerin kıyaslanmasına ait çizelge [33].	13
Çizelge 3.1. Lazer Kaynağında Kullanılan Lazer Tipleri.	35
Çizelge 3.2. Farklı tip lazer kaynaklarının temel özellikleri [85].	37
Çizelge 3.3. Farklı malzemelerin oda sıcaklığında üç farklı dalga boyunda lazer absorbe yetisi [85].	42
Çizelge 3.4. Lazer kaynaklı birleştirme yöntemlerine yönelik literatür taraması.	45
Çizelge 3.5. Otomotiv sac malzemelere yönelik yapılan kaynak çalışmaları.	47
Çizelge 4.1. Kriyojenik işlemin çeşitli çalışmalardaki etkileri.	59
Çizelge 5.4. Otomotiv sac çeliklerinin kaynak güç parametreleri.	83
Çizelge 5.5. İş parçalarına ait kaynak gücüne göre ısı girdisi sonuçları.	83
Çizelge 5.6. Lazer kaynak adetleri.	83
Çizelge 5.7. Çelik kalitelerine ait kritik sıcaklıkların Andrew Formülü ile sonuçları.	90
Çizelge 6.1. XRF sonuçları.	93
Çizelge 6.2. HSLA Çeliğine ait kristalit tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim çizelgesi.	110
Çizelge 6.3. DP600 Çeliğine ait kristalit boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim çizelgesi.	111
Çizelge 6.4. HSLA çeliğine ait ortalama kristalit boyutu.	112
Çizelge 6.5. DP600 çeliğine ait ortalama kristalit boyutu.	112
Çizelge 6.6. Çekme test sonucu toplam uzama, akma ve çekme dayanımı çizelgesi.	122

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Metal, polimer ve kompozit malzemelerin kaynaklı bağlantı ile imalattaki pozisyonları pek çok alanda olduğu gibi ekonomik ve teknolojik olarak otomotiv karoser üretiminde, body in white-hafif gövde yaklaşımını desteklemesinden dolayı yaygın olarak tercih edilir hale gelmektedir [1]. Bu kapsamda olmak üzere, çelik sacların nokta direnç ve son yıllarda lazer kaynağı ile birleştirilmeside, teknolojileri ve performansları ile stratejik öneme sahiptir. Ergitmeli kaynak yöntemlerinde genel olarak ısı girdisi ve kaynaklı bölgenin bu ısı etkisi ile değişimi ve sonuçta mikroyapı ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimlerden dolayı, çok iyi tasarlanması ve uygulanması gereken işlemlerdir [2]. Genel içerik olarak ısı ile meydana gelen özellikleri etkileyen bu durumların anlaşılması, öngörülmesi ve takibi araştırmaların temel konusunu teşkil etmektedir. Bu açıdan iki önemli faktör; tercih edilen kaynak metodu ve kullanılan parametreleridir. Otomotiv gövde imalatları kaynaklı bağlantılarının kalitesi ve performansı; can, mal, ekolojik denge ve ekonomik açıdan çok daha önemli bir konu olarak araştırmacıları merak ve çalışmalarını çekmektedir [3]. Bu konular dayanım ve yolcu güvenliği ile servis şartlarında hareket ve dinamik yükler altında çalışma açısından da gerçek bir öneme sahiptir.

Kaynaklı bağlantılarda bilindiği üzere kaynak metalinin oluşumu sırasında maruz kalınan ısı ve kaynak metaline komşu ana metal de oluşan ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) olarak teknik terimini ortaya çıkarmaktadır ve ITAB gerçek manada kaynaklı bağlantıların meydan okuması ve sırlarını içeren faktörlerin en önemlilerindendir. Sonuç olarak, ITAB, bir kaynak bağlantısının en hassas bölgesini teşkil etmekte hasar, birçok çatlama ve kırılma bu bölgede gerçekleşmektedir. Akademik anlamda olumsuz etkilerinden dolayı ITAB'ın nicel ve nitel durumunu en iyi seviyeye getirmek, ITAB etkisini nicel ve nitel olarak minimize etmek için klasik kaynak yöntemlerinde ve modern kaynak yöntemlerinde kaynaklı bağlantı kalitesini düşürmeden geliştirme

yolları aranmaktadır [4]. Örneğin sac malzemelerde modern olarak lazer kaynağı, soğuk kaynak olarak ifade edilen MIG-MAG kaynak yöntemleri ve atımlı (pulse) TIG kaynak yöntemleri dikkat çekici bir ilgiye sahiptir [5]. Diğer taraftan kriyojenik işlem uzun yıllardır özellikle takım çeliklerinde su verme temperleme sonrası mekanik özellikleri geliştirmek için çok etkili olan ve her geçen gün bu alanda ve farklı alanlardaki etkileri ile araştırmacıların ilgisine mazhar olmaktadır, örneğin: talaşlı imalat, faydalar sağlayan ve yaygınlaşan bir işlem olarak araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Bu bağlamda kriyojenik işlemin metallere olan etkileri arasında olan tane yapı düzenleyici etkileri, tokluk-darbe dayanımı, işleme kolaylığı, sürtünme katsayısını azaltması, boyutsal bütünlük, korozyon direncinde artış, tane inceltme, sertlik dağılımı düzenleme ve aşınma direncini artırma vb. [6]. Takım çeliklerinde yaygın olarak kullanılan kriyojenik işlem su verme sonrası ve/veya temperleme ile kombineli olarak dayanım ve sertlikte önemli gelişmeler sağlanabilmektedir.

Çift fazlı (DP) çelikler, en popüler ve yaygın olarak kullanılan gelişmiş yüksek dayanımlı çelik (AHSS) türüdür [7,8]. Sektörde kullanılan ileri dayanımlı çelikleri (AHSS) en yaygın ve ekonomik ve teknolojik çeşidi olarak bilinen DP çelikleri, ticari olarak 400 MPa ve 1300 MPa [9] arasında ticari olarak sağlanabilen dayanımları ve süneklikleri ile, uzun bir kalite dayanım seviyesinde mevcuttur. Ekonomik ve teknolojik malzemeler olarak DP çelik, sürekli akma davranışı, daha düşük akma dayanımı, yüksek deformasyon sertleştirme oranı, yüksek üniform ve toplam uzama ve düşük akma oranı gibi benzersiz özelliklerle karakterize edilir [10]. Otomotiv body in White gövde tasarım ve üretimin bel kemiğini oluşturmakta ve kaynaklı olarak birleştirilmektedirler. DP ve diğer ileri dayanımlı çeliklerin kaynaklı bağlantıları, akademik ve araştırma olarak ayrı bir öneme sahiptir; Şöyle ki DP çelikleri yapılarında matris içerisinde martenzit fazı (%10-75) içermekte ve kaynak sırasındaki ısı tesiri sebebiyle hem ITAB'taki ve hem de komşu bölgelerdeki martenzit fazının temperlemesi veya çeliğin sertleşebilirlik özelliği ile kaynak metali ve ITAB'taki kaynak sonrası oluşan martenzit fazı vb. konular kimyasal ve mekanik özellikler için kritik öneme sahiptirler [11].

Otomotiv saclarının genel özelliği kolay şekillenebilirlik ve kaynaklanabilirlik özelliklerine sahip olmalarıdır. Yine diğer bir kalite sac çelik ise HSLA yani yüksek

dayanımlı düşük alaşımlı çelikleri kolay şekillenebilme kabiliyeti ve yüksek mukavemet oranına sahip düşük karbonlu çeliklerdir [12]. Tüm bu farklı otomotiv çelik sac grupları otomotiv gövdesinde istenilen iş şartlarına uygun olarak seçilmektedir. Farklı grup kalite çeliklerin bir arada kullanılmasında kaynak için ayrıca bir önem arz etmekte ve birleştirilme konusunda pekçok araştırmaya hem akademik camiada hem de sektörde büyük bir pay oluşturmaktadır.

ITAB doğası gereği çeliklerde heterojen bir mikroyapıya sahiptir. Ergiyen metal havuzunda soğuma esnasında farklı yapıda taneler oluşmaktadır. Erimeyen bölgelerde tane irileşmesi, inceltme, tam veya kısmi faz dönüşümü ve temperleme olabilmektedir. Bu yapının oluşumu maruz iş sırasındaki sıcaklığa ve soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. ITAB'ın bu heterojen yapısı neticesinde pek çok çalışmaya konu olmuş ve ergitme kaynaklı yöntemlerde mekaniksel performansı etkileyen önemli bir etken haline gelmiştir [13,14].

Kaynak işlemi, otomotiv üretiminde parçaları birleştirmek için sıkça kullanılan bir yöntemdir. Sektörde Gövde çerçevelerinin (body-in white), kapı çerçevelerinin, gövdelerin, otomobil kaportalarının ve şasinin büyük ölçekli kaynağı ve birçok otomotiv uygulaması için yaygın hale gelmiştir [15]. Lazer kaynak işlemi otomasyona uygunluk yapısı ile uygulamalar için açık avantajlarından dolayı teknolojik bir çağ başlatmış ve teknolojik olarak uygulama alanları genişledikçe zamanla ekonomik bir yöntem haline dönüşmeye başlamıştır. Lazer kaynağı malzemelere enerji aktarım yöntemiyle geleneksel yöntemlere göre daha yüksek ısı girdisi, çoklu optik yönlendirme metoduyla odaklama mekanizmasına ulaşan lazer ışınlarının yoğunlaştırılmasıyla çok küçük bir alanda ergitme işlemi yapan bir kaynak yöntemidir [16]. Işın oluşturma mekanizmasının değiştirilmesi ile lazer kaynak türleri ortaya çıkmaktadır. Bunlar lazer aktif maddeleri ND: YAG, CO₂, katı, gaz ve sıvı lazer kaynak tiplerini oluşturmaktadır. Işık pompasından gönderilen ışık lazer aktif maddesinde atomların ivmelenmesini sağlayarak proton üretimini sağlar. Burada çıkan ışınlar rezonatör aynalar ile güçlü bir ışık demeti haline getirilerek fiber optik kablolar ile iş bölgelerine yönlendirilerek kaynak işlemi gerçekleştirilir. Lazer kaynağı performansını etkileyen parametreler için lazer gücü, kaynak hızı, odaklama mesafesi ve koruyucu gaz özellikleri temel olarak söylenebilir [17]. Otomasyona uygunluğa ek

olarak diğerk kaynak yöntemlerine göre yüksek kaynak hızları, yüksek güç yoğunluğu, dar ITAB, yüksek kaynak ağız derinliği ve düşük termal çarpılma etkileri neticesinde lazer kaynağının popülaritesi son yıllarda giderek artmıştır [18,19].

Kriyojenik işlem nesnelerin sıfır altı sıcaklıklara soğutulmasıdır. İki sınıfa ayrılan bu işlem sığ (-60°C dereceden -100°C dereceye kadar) ve daha düşük sıcaklıklarda ise derin kriyojenik işlem (DKİ) olarak tanımlanmaktadır [20]. Diğer taraftan kriyojenik sıcaklık Cryogenic Society of America (Amerika Kriyojenik Topluluğu) tarafından -140°C ve altı sıcaklıklar olarak tanımlanmıştır. Kriyojenik işlem, oda sıcaklığında biten ısıl işlem prosesinin bir devamıdır. Çelikler de amaç, düşük sıcaklıklara inilerek martenzitik dönüşümün devamını sağlamak ve kalıntı ostenit miktarını mümkün olduğunca azaltmaktır [21].

Kriyojenik işlemin malzemelerdeki geliştirici özellikleri bilinmektedir. Yapılan literatür çalışmalarında kriyojenik işlem malzemelerin iç yapısında bulunan geleneksel soğutma yöntemlerinden sonra iç yapıda bulunan kalıntı östenitin martenzite dönüşümünü [22] karbon atomlarının yeniden dağılımını, kristal yapısının serbest enerjisinin azalmasını, ince mikroskobik altı karbürlerin çökmesini ve ikincil ve üçüncül karbürlerin çökmesini sağladığı pek çok çalışma ile bildirilmiştir [23].

Normal şartlarda çeliklerin östenitik fazdan hızlı soğuması neticesinde tane sınırlarında birincil karbür olarak adlandırılan yapılar oluşmaktadır. Kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin martenzitik yapıya dönüştürülmesi sonucunda ise nispeten daha ince taneli olan 2. Karbür yapısı elde edilmektedir. Elde edilen bu yapılar malzemelerin tane sınırları arasında oluşarak malzemelerin mikro sertlik ve tokluğu artırmaktadır [22,24,25].

Çalışma ile ITAB bölgeleri, kaynaklı bölge ve ITAB'ta martenzit, ITAB'a bitişik ana metalde temperleme ve ana metaldeki mekanik özelliklerinde kaynak sonrası uygulanan kriyojenik tutma-işlem ile DP çeliğe hem dayanım-süneklik ve hem de dolayısıyla tokluğun geliştirilmesi amaçlanmaktadır. Literatür araştırmasında otomotiv çelik sac gruplarına uygulanan benzer bir çalışmaya rastlanılmaması ve beklenen mekanik faydalar ile bu çalışma oldukça yüksek özgünlük göstermekte ve

genişleme alanı olarak piyasadaki ısıtılmalı saclara ve kaynaklı bağlantılarına uygulanabilecek olması hem özgünlüğünü ve hem de yaygın etkisini, akademik ve endüstriyel olarak özel ve güçlü kılmaktadır. Ayrıca bu alanda farklı metallerin kaynakları bunlara yönelik kriyojenik işlem etkilerinin incelenmesi güncel bir araştırma konusudur. Bu bağlamda araştırma ile kaynak bölgelerine yapılacak olan iyileştirme ile önceki çalışmalardan farklı olarak optimum kaynak parametrelerine ek olarak elde edilen kaynak performansının daha da iyileştirilmesi hedeflenmektedir. Böylelikle bilimsel açıdan yeni ve güncel olan bu metodun otomotiv çelikleri üzerindeki etkisi araştırılmak istenmektedir. Ülkemizde kaynak üzerine pek çok çalışma gerçekleştiriyorken kriyojenik işlemin kaynaklı metaller üzerindeki iyileştirmeye yönelik bir çalışma henüz gerçekleşmemiştir. Bu tarafla çalışma alandaki çalışmalara dikkat çekecek bir araştırma konusu olacaktır. Çalışma ile ergitme yöntemli en iyi birleştirme şartlarını yerine getirmek ve kriyojenik işlemin çelikler üzerindeki etkileri doğrultusunda lazer kaynağı sonrası kriyojenik işlem ile mekanik özellikleri iyileştirmesi öngörülmektedir. Proje sürecinde araç gövdesinin farklı kısımlarında kullanılan bu farklı kalite çeliklerin lazer kaynağı ile birleştirilmesi ve kriyojenik işlemin kaynak bölgelerindeki etkileri incelenecektir. Detaylı mikroyapı incelemeleri ile tane yapı ve boyutları, mekanik testler ile çekme dayanımı, sertlik ve tokluk değerleri incelenecektir. Böylelikle beklenen pozitif fayda sonucunda kriyojenik iyileştirme etkilerinin otomotiv sacları üzerindeki etkisi literatüre kazandırılmış olacaktır. Bu bağlamda artan performans etkisi neticesinde yöntemin sanayiye kazandırılacağı düşünülmektedir. İyileştirilen birleştirme yöntemiyle beraber metallerin birleştirilme bölgelerindeki kayıplardan dolayı düşen performansın önüne geçilebilecektir. Daha güvenli bir standartta ulaşabilecek araçlar ayrıca artan güvenlik sayesinde otomotiv gövdelerinde hafifletmelere gidilerek yakıt tasarrufu elde edilebilecektir. Ayrıca yöntemin üretim ağına eklenmesi ile yeni iş alanları ve kriyojenik işleme yönelik istihdam alanlarını genişletecektir.

Bu çalışmanın amacı yukarıda bahsedilen tüm bilgiler ve amacın tek cümlemeye indirilmesi sonucunda bu şekilde “Otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan otomotiv sac kalite çeliklerinin daha kaliteli bir birleştirme yöntemi olan lazer kaynağıyla birleştirilme ve bu işlemi takiben yapılan kriyojenik işlemin malzemeler

üzerindeki mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması ve incelenmesidir.” olarak tanımlanabilir.

Hazırlanan bu çalışma, genel itibariyle literatür taraması ve deneysel çalışmalar olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır. Literatür taraması kısmı ise dört ana kısımdan oluşmaktadır. Bunlardan ilki “Giriş” bölümü olup şuna kadar kısa bilgiler ile literatüre atıf yaparak çalışmayla ilgili bilgiler içermektedir. İkinci bölümde ise otomotiv sac çelikleri ve seçilen çelik türlerinin kapsamlı bir literatür taraması anlatılmıştır. Üçüncü kısımda birleştirme yöntemi olarak seçilen lazer kaynağı geniş bir şekilde tanıtılmıştır. Dördüncü kısımda, kriyojenik işlemle ilgili geniş bir literatür taraması anlatılmıştır.

Deneysel çalışmalar beşinci bölümde anlatılmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemeler, kullanılan kaynak makinesi, kaynak parametreleri, kaynaklı numunelerden deney numunelerinin çıkartılması, kriyojenik işlemin uygulanması, kaynaklı bağlantılara uygulanan mekanik testler ve metalografik numune hazırlama aşamaları tanıtılmıştır.

Çalışmanın altıncı bölümünde, kaynaklı numunelere uygulanan optik mikroskop çalışmaları sonucu elde edilen görüntüler yorumlanmıştır. Ayrıca, mekanik testlerden elde edilen veriler, kolay değerlendirilebilmesi için grafik olarak çizilmiş ve elde edilen grafikler değerlendirilmiştir. Deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular, daha önceden yapılmış benzer çalışmalarla sebep sonuç ilişkisi ile kıyaslanmış ve çalışmanın amacına uygun bir biçimde yorumlandırılmıştır. Yedinci bölümde ise genel sonuçlar verilerek çalışma sonuçlandırılmıştır.

BÖLÜM 2

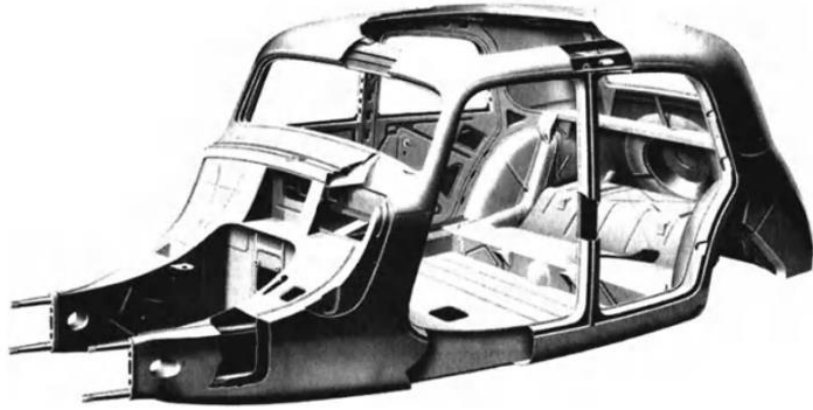
OTOMOTİV ÇELİK SACLARI

2.1. OTOMOTİV GÖVDESİ

Otomotiv gövdeleri body-in white olarak tanımlanan farklı kalite çeliklerin bir arada bulunarak aracın iskelet kısmını meydana getirmektedir. Otomotiv gövdelerinde güvenlik, yakıt tüketimi ve konfor adına çeşitli özellikler aranmaktadır. Bunlara örnek olarak sırasıyla:

- Hafiflik
- Minimum sayıda parça
- Yeterli yolcu ve bagaj hacmi
- Hareket esnasında titreşimlere dayanım sağlama
- Rijit ve kazalara karşı güvenli olma
- Düşük maliyetli ve üretimi kolay olma
- Statik ve dinamik yükleri homojen dağıtma
- Uzun yorulma ömrüne sahip olmak gösterilebilir.

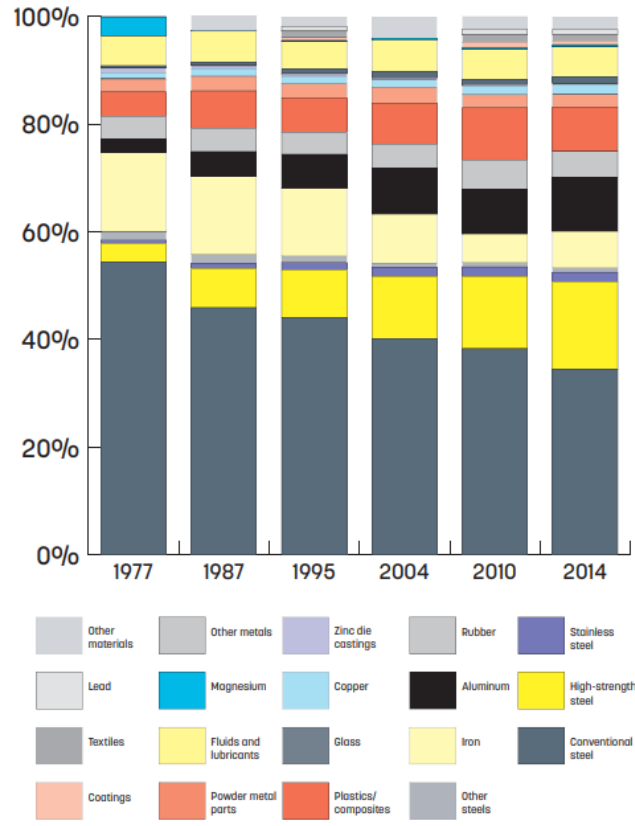
Otomotiv gövdeleri yüz yıldan fazladır sürekli gelişmekte ve gün geçtikçe yeni talepler ve ihtiyaçlar doğrultusunda mekanik özellikleri iyileştirilmeye çalışmaktadır. Tarihsel gelişim sürecinde demir ve çelik kısımlardan oluşan otomotiv gövdeleri zamanla gelişen teknoloji ve yakıt tüketimine doğrudan etkisi neticesinde yeni ürünlerin sektörde pay bulmasına neden olmuştur. Bu etkenlerin ana nedenlerinden biri olan araçların güvenlik özellikleri günümüzde artan standartlar ve talepler doğrultusunda yüksek performanslı malzeme ihtiyaçlarını artırmıştır. Ancak kalite ve güvenliğin yanında ikinci etmen olan tasarruf ve ekonomik yakıt ihtiyacında sektörün yeni malzemeler ve araç gövde ağırlığını dayanımdan ödün vermeden hafifletmesi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Şekil 2.1.'de 1934 yılına ait bir aracın gövde karoseline ait görsel bulunmaktadır.



Şekil 2.1. 1934 citroen 11 CV marka araca ait gövde görseli [27].

Bu bağlamda otomotiv iskelet sistemleri zamanla gelişerek karmaşık aerodinamiğe uygun geometrik yapılara, daha hafif ve yüksek şekillenebilirlik oranına sahip malzemelere yerini bırakmıştır. Şekil 2.2.'de günümüze kadar değişen otomotiv gövdelerinde kullanılan malzeme oranlarıyla ilgili bilgiler verilmiştir. Günümüzde otomotiv sacları araç gövdelerinde istenilen mekanik ve iş özelliklerine göre seçilmektedir. Bu yüzden araç gövdesinin farklı bölgelerinde çeşitli kalite sınıfta çelikler ve diğer malzemelerden oluşmaktadır. Otomotiv gövdelerinde farklı metal türleri kullanılmaktadır. Bunlar sırasıyla:

- Çelik
- Alüminyum
- Kompozitler malzemeler
- Magnezyum
- Titanyumdur.



Şekil 2.2. Yıllara göre otomotiv gövdelerinde kullanılan metal tipleri [26,27].

Otomotiv gövdelerinde gelişen teknolojiyle beraber yeni ürün arayışları içerisine dahil olan kompozit malzemelerde bulunmaktadır. Kompozit malzemeler otomotiv sektöründe kullanılan emsallerine göre daha yüksek hafiflik sunmaktadır. Zamanla, çelik endüstrisindeki gelişmeler doğrultusunda kalıpcılık ve şekil verme ekipmanlardaki teknolojik gelişmelerle beraber başlangıçta oldukça ağır olan otomobil dış gövdesi incelen çelik sac kullanımları ve tasarım optimizasyonları ile oldukça gelmiştir. Geline seviyenin ötesinde ayrıca yüzey kaplama teknolojilerindeki gelişmeler ve katodforz kaplamanın otomobil üretiminin kaçınılmaz bir parçası olması neticesinde güvence altına alınan korozyon durumu ile de beraber otomobil üretiminde çelik gövde parçalarının kullanımı halen en ekonomik olarak yerini korumaktadır. Ağırlık azaltılmasının ana amaç olduğu otomotiv sektöründe istenilen düzeye getirilmesi açısından otomotiv gövdelerinde son teknolojik imkanlar ve ekonomiklik durumu göz önüne alınarak kompozit sac malzemeler tercih edilmektedir [28,29].

Çizelge 2.1.'de kompozit sac malzemelere ait hafifletme oranlarıyla ilgili bilgiler verilmiştir.

Çizelge 2.1. Otomotivlerde kullanılan sac malzeme türlerinin ağırlık azaltma oranları [28].

Malzeme Türü	Ağırlık azaltma oranı
Magnzeyum	%30-70
Karbon Elyaf Takviyeli Polimer	%50-70
Aluminyum ve Aluminyum Matrisli Kompozitler	%30-60
Titanyum	%40-55
Cam Elyaf Takviyeli Polimer	%25-35
Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelik	%15-25
Yüksek Mukavemetli Çelik	%10-28

Kompozit malzemeler genel olarak ağırlığın azaltılması istenen cam sileceği, dikiz aynası, far gövdesi, otomobil gösterge paneli, otomobil spoiler gibi alanlarda kullanılmaktadır. Yüksek üretim maliyetlerine rağmen otomobil yan gövde iskeletleri olarak kullanım alanında bulunmaktadır. Kompozit malzemelere örnek olarak gösterilebilecek karbon fiber malzemeler otomotivlerde özellikle spor araçların gövde yapılarında kullanılmaktadır.

Farklı metal türlerinin kullanılması ağırlığı azaltmada kullanılan bir yöntem olmasına rağmen artan güvenlik standartları araç ağırlıklarını artırmıştır. B sınıfı bir binek araç 70'li yıllarda yaklaşık 800kg ağırlığa sahipken, 2010'lu yıllarda aynı aracın yeni modelleri yaklaşık 1.200 kg ağırlığındadır. Buna benzer bir örnek için verilen Çizelge 2.2'de kuzey amerikadaki araçlarda kullanılan malzeme ve ağırlıkları verilmiştir. Çizelgede yıllara göre geleneksel çelik miktarının azaldığı ve yıllara göre hss ve ahss çeliklerinin gövde de kullanıldığı gözlemlenmektedir. Geleneksel çeliklerin yerini alan ve gerekli dayanım performanslarını daha ince et kalınlıklarında veren AHSS ve yüksek dayanımlı çelikler (HSS) çeliklerinin araç gövdelerinde kullanılmasına karşın

sürekli artan güvenlik standartları neticesinde araç toplam ağırlıkların bir azalma gözlemlenememiştir.

Çizelge 2.2. Kuzey amerika hafif araç malzeme içeriği [30].

Malzeme	1975	2005	2007	2015	1975'den 2015'e ağırlık değişimi (lbs)
Geleneksel Çelik	2180	1751	1748	1314	-866
HSS	140	324	334	315	+175
AHSS	-	111	149	403	+403
Diğer Çelikler	65	76	76	77	+12
Demir	585	290	284	244	-341
Alüminyum	84	307	327	374	+290
Magnezyum	-	9	9	22	+22
Diğer Metaller	120	150	149	145	+25
Plastikler ve Kompozitler	180	335	340	364	+184
Diğer Malzemeler	546	629	634	650	+100
Toplam Ağırlık	3900	3982	4050	3908	+8

Bu ağırlık miktarına karşın CO₂ emisyonunun doğrudan aracın ağırlığına bağlı olduğu göz önüne alındığında Euro normlarının ilk yayınlandığı yıl olan 1992'de Euro 1 motora sahip benzinli ve dizel araçların maksimum CO salınımı 2,72 g/km olması gerekirken, güncel Euro 6 normuna göre benzinli araçlarda CO salınımı 1 g/km, dizel araçlarda 0,50g/km mertebelerine çekilmiştir. Tüm bu şartlar altında karbon ayak izini azaltmak adına malzeme teknolojisi çözümler aramaya devam etmektedir. Artan teknoloji ile beraber değişen euro norm standartlarıyla ilgili bilgiler Çizelge 2.3.'de verilmiştir.

Çizelge 2.3. Euro normlarına göre egzoz emisyon değerleri [31].

Norm	Yürürlük Tarihi	Motor Türü	
		Benzin	Dizel
Euro 1	01.07.1992	CO: 2.72 g/km HC+Nox: 0.97 g/km	CO: 2.72 g/km HC+Nox: 0.97 g/km PM: 0.14 g/km
Euro 2	01.01.1996	CO: 2.2 g/km HC+Nox: 0.5 g/km	CO: 1.0 g/km HS+ NOx: 0.7 g/km PM: 0.08 g/km
Euro 3	01.01.2000	CO: 2.3 g/km THC: 0.20 g/km NOx: 0.15 g/km	CO: 0.66 g/km HC+NOx: 0.56 g/km NOx: 0.50 g/km PM: 0.05 g/km
Euro 4	01.01.2005	CO: 1.0 g/km THC: 0.10 g/km Nox: 0.08 g/km	CO: 0.50 g/km HC+NOx: 0.30 g/km NOx: 0.25 g/km PM: 0.025 g/km
Euro 5	01.09.2009	CO: 1.0 g/km THC: 0.10 g/km NMHC: 0.068 g/km NOx: 0.06 g/km	CO: 0.50 g/km HC+NOx: 0.23 g/km NOx: 0.18 g/km PM: 0.005 g/km
Euro 6	01.09.2014	Co: 1.0 g/km THC: 0.10 g/km NMHC: 0.068 g/km NOx: 0.06 g/km	CO: 0.50 g/km HC+NOx: 0.17 g/km NOx: 0.08 g/km PM: 0.005 g/km

(CO: Karbon monoksit, PM: partikül madde, NOx:Azot oksitler,HC+NOx: Hidrokarbonlar ve azot oksitler)

Amerikan Kimya Konseyinin (American Chemical Council) raporuna göre 2012 yılında bir otomobilde ortalama %53,8 çelikler, %17,5 oranında çelik dışı metaller kullanılırken, 2016'da %53 çelik ve %16,9 çelik dışı metaller kullanılmıştır. Geleneksel çelikler yerlerini yüksek dayanımlı yeni nesil alaşımlı çeliklere bırakırken, çeliğe alternatif olarak alüminyum gibi daha hafif metaller de sektörde kullanılmaya başlanmıştır. Çizelge 2.4.'de araç gövdesinde kullanılan malzeme türleri gösterilmiştir. Kullanılan çeşitli malzeme türleri avantajları ve dezavantajları bulunmaktadır. Çizelge 2.5.'de kullanılan malzemelerin bu doğrultudaki etkileriyle ilgili bilgiler verilmiştir.

Çizelge 2.4. Araç gövde üretiminde kullanılan malzeme kaliteleri [32].

Mild	Yumuşak çelik	HSLA	Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı
BH	Fırında sertleşebilir	MS	Martenzitik
IF	Arayer-Atomsuz Alaşımlı	DP	Çift Faz
KB	Ferritik-Beynitik	HF	Sıcak Şekil Verme
TRIP	Dönüşümle İndüklenmiş Plastisite Çeliği	TWIP	İkizlemeyle İndüklenmiş Plastisite Çeliği
CP	Kompleks Faz	SF	Yüzeysel Gerinim

Çizelge 2.5. Hafif malzemelerin kıyaslanmasına ait çizelge [33].

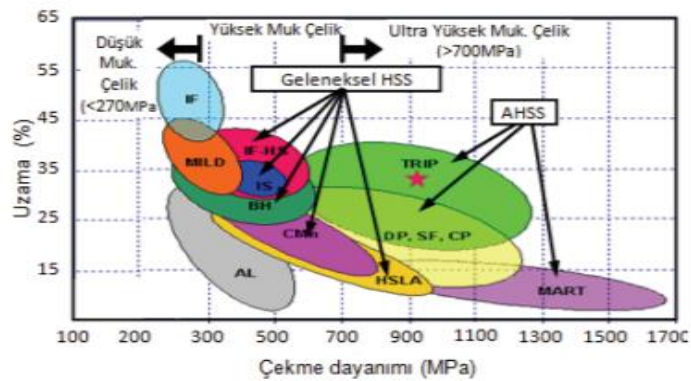
Malzeme	Ağırlıkla İlişkisi	Ağırlık Tasarrufu Maliyeti [EUR/kg]	Anahtar Avantajı	Anahtar Dezavantajı
Geleneksel Çelik	 100%	YOK	- Kanıtlanmış materyal, uzun yıllardır kullanımda - İyi şekillendirilme kapasitesi - Kolay ulaşılabilirlik	- Yüksek özgül ağırlık - Üretimi için çok sayıda adım gerekiyor(örn. Talaşlı imalat)
Sıcak Şekillendirilmiş Çelik	 75-85%		- Yüksek dayanım ve iyi şekillenebilirlik - Ağırlıktan tasarruf için cazip maliyet-fayda oranı - Sofistike işleme yoluyla değişken güç(örn. Özel temperleme	- Yüksek yatırım, kaynak ve işlem maliyeti - Yapısal olarak body-in white ile sınırlı kullanım
Alüminyum	 50-60%		- Düşük özgül ağırlık ve iyi şekillendirilebilirlik - Yüksek dayanım yarı sıcak veya sıcak şekillendirme esnasında (7.000 serisi)	- Çelikte kaynaklanabilme için yüksek çaba ve teknolojik yatırım gereksinimi - Daha hassas yüzey kusuru - Daha düşük şekillendirilebilirlik ve yüksek geri yayılma
Magnezyum	 45-55%		Otomotiv uygulamalarında kullanılan metaller için en hafif özgül ağırlık	- Magnezyum oksidasyonu önlemek için çok etkili kaplama gerekliliği - Düşük şekillendirilebilirlik kabiliyeti
Kompozit Malzemeler	 25%		- Ağırlığına oranlı yüksek performans - Düşük parça sayısı (yüksek miktarda işlevsel bütünlüklü parçalar)	- Kötü geri dönüşüm kapasitesi - Çok pahalı - Sınırlı kaza performansı(yapısal bütünlük yok)

Otomotiv gövdeleri parçalar halinde farklı kalite malzemelerden üretilmekte ve montaj hattında bir bütün haline getirilmektedir. Preslerde şekillenen gövde parçalarının şasi ile birleştirilme işlemi için ise güçlü yapıştırma metodlarına ve geleneksel kaynak yöntemlerine başvurulmaktadır. Bu birleştirme esnasında yüksek kalite, hassasiyet ve güvenlik gereklidir. Otomotiv gövde üretiminde kafes yapısında bulunan saclar ve

profiller yöntemlerine uygun olarak farklı kaynak metodları kullanılmaktadır. Dar ve küçük sac parçaların birleştirilme noktalarında yaygın olarak punta kaynağı kullanılırken ana gövdede taşıyıcı unsurların bulunduğu bölgelerde kaliteli birleştirme yöntemi olan lazer kaynağı uygulamaları otomasyon sistemleriyle gerçekleştirilmektedir [34]. Ancak geleneksel üretim yöntemlerine bakıldığında punta ve lazer kaynaklı birleştirme işlemleri ısı etkileri neticesinde malzemeler üzerinde negatif etkileri bulunmaktadır. Belli bölgelerde dayanımı arttırmak için birbirlerine çok yakın kaynak uygulamaları, ısı etkisiyle beraber malzemenin gevrekleşmesine yol açabilmektedir. Otomotiv gövdelerinde bu mukavemet azaltıcı etkiyi gidermek adına otomotiv ve diğer sektörlerde pek çok çalışma gerçekleştirilmektedir [35].

Günümüzde otomotiv endüstrisinde kullanılan çelikler genel olarak üç tip olarak sınıflandırılmaktadır. İlk olarak yumuşak çelik olarak adlandırılan IF çeliği ve diğer düşük mukavemetli çeliklerdir. İkincisi HSS ve üçüncüsü ise (AHSS) gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerdir [36].

Otomotiv sektöründe çeşitli çelik türleri kullanılmaktadır. Şekil 2.3.'de bu sektörde kullanılan çeliklerin çekme dayanımı ve yüzde uzama oranlarına ait bir grafik verilmiştir.



Şekil 2.3. Otomotiv sektöründe kullanılan çelik türlerine ait yüzde uzama ve çekme dayanımı grafiği [37,38].

Otomotiv gövdelerinde istenene ağırlık azaltma ve dayanım vb. iş şartlarının sağlanabilmesi adına AHSS ve HSS kalite çelikler geliştirilmiş ve gövdelerde bu çelikler kullanılmaya başlamıştır. Mevcut ticari olarak uygulanan AHSS saclar, 1970'lerin sonlarında ve 1980'lerin başlarında çift fazlı çelikler üzerinde yapılan

önemli erken çalışmalardan evrimleşmiştir. AHSS çelikleri günümüze kadar World Auto Steel (dünya araç çelik) grubu tarafından 3 nesil olarak sınıflandırılmıştır.

Birinci nesil AHSS kalite çelikler, dayanım ve ek süneklik sağlayan martenzit, beynit ve kalıntı östenit gibi değişken miktar içeren mikroyapısal olarak bileşenlerle temel süneklik için ferrit matrisi içinde dağılması temeline dayanan kalite çeliklerdir. Bu kaliteler aynı dayanım seviyesindeki geleneksel yüksek dayanımlı çeliklerle kıyaslandığında gelişmiş küresel şekillendirilebilirliğe sahiptir. Bununla beraber, bazı uygulamalarda mikroyapı bileşenleri arasındaki geniş sertlik farklılıkları nedeniyle yerel şekillendirilebilirlik sorunları ortaya çıkabilmektedir.

İkinci nesil AHSS kalite çelikler, esas olarak tamamen östenit bir mikro yapıya sahip dayanıklılık ve süneklik için ikiz deformasyon mekanizmasına dayanan kalite çeliklerdir. Östenitik paslanmaz çeliklerle benzer özelliklere sahip olduklarından onlarla aynı kategoride gruplandırılmaktadır. 2. Nesil AHSS üretimi yüksek alaşımlı olmaları karmaşık işlem süreçleri nedeniyle tipik olarak daha yüksek maliyete sahiptirler. Ayrıca kaynaklı birleştirme işlemleri için birinci nesile göre daha fazla zorluklara sahiptir.

Üçüncü nesil AHSS kalite çelikler, çekme, kesme kenarı ve eğme testlerinde ölçüldüğü üzere gelişmiş şekillendirilebilirlik özellikliğine sahip olması için tasarlanmış ve geliştirilmiş çok fazlı çeliklerdir. Tipik olarak, bu çelikler mekanik özellikleri geliştirmek için tümü belirli oranlarda ve dağılımlarda olan bir beynit veya martenzit matrisi içinde tutulan östenite ve potansiyel olarak bir miktar ferrit ve çökeltiye dayanmaktadır. Üçüncü nesil çelikler aynı mukavemet seviyesindeki diğer çeliklere göre soğuk şekillendirme operasyonlarında daha iyi sünekliğe sahiptirler. 3. nesil özellikler de kimya ve değirmen işleme koşullarının bir fonksiyonudur. 3. nesil çeliklerle ilgili özelliklere ulaşmanın tek bir benzersiz yolu yoktur; çelik üreticileri, farklı özelliklere, kısıtlamalara ve kontrol yeteneklerine sahip mevcut üretim ekipmanlarını kullanır. Bu çelik grubunu ortaya çıkartan ana neden ise 1. nesil çeliklerden daha yüksek dayanım, 2. nesil çeliklerden ise daha düşük maliyettir. Şu anda mevcut veya değerlendirilmekte olan üç genel 3. nesil çelik türü vardır. Hepsi

TRIP etkisine bağılı durumdadır. Ancak henüz 3. nesil çeliklerin ticari olarak yaygınlaşması tamamıyla gerçekleşmemiştir [39,40].



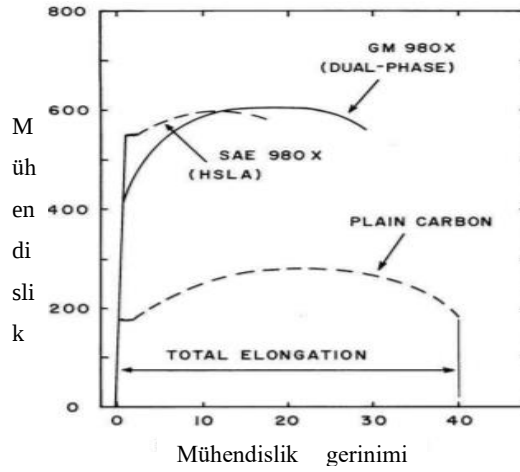
Şekil 2.4. Otomotiv gövdesinde kullanılan malzemelerin gövde üzerindeki kullanım alanı gösteren görsel [41].

Tüm bu farklı malzeme türlerinin gövde üzerindeki istenilen dayanım şartlarına uygun olarak tercih edilmesi ve muadillerine göre daha dar kesit alanlarında aynı performans özellikleri göstermesi sayesinde gerekli araç hafifletmeleri sağlanmaktadır. Yüksek dayanımın istendiği bölgelerde yeni nesil çelikler kullanılırken yüksek şekillendirme, karmaşık geometrik yapıların ve dayanımın istenmediği bölgelerde ise düşük mukavemetli çelikler kendilerine kullanım alanı bulmaktadır [7,42]. Şekil 2.4.'de son yıllardaki otomotiv sektöründe araç gövdesinde kullanılan çelik kalitelerinin gövde üzerindeki kısımları gösterilmektedir.

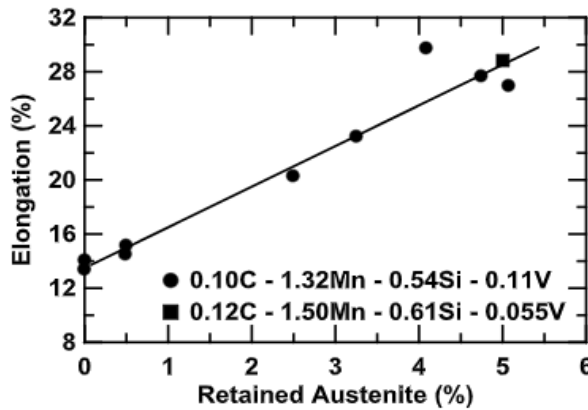
Otomotiv sac çeliklerinin birbirlerine mekanik üstünlükleri ve dezavantajları bulunmaktadır. Bu bilgiye örnek olarak Şekil 2.5.'de gösterildiği üzere düşük karbonlu çeliklere göre yüksek performans gösteren AHSS ve HSLA çeliklerine ait gerilme gerinim diyagramı gösterilmektedir. Bu özelliklere örnek gösterilen verilerden biri General Motors'a ait olan çalışmada bir düz karbon çeliği, bir HSLA çeliği (SAE 980X) ve bir DP çeliği (GM980) üretmek için kritik tavlama ve su verme işlemi uygulanan bir SAE 980X çeliğini içermektedir. DP ve HSLA çeliklerinin çalışma

sonucunda düşük karbonlu çeliğe göre daha yüksek akma değerlerine ulaştığı gözükmemektedir. Ayrıca grafik incelendiğinde AHSS çelikleri aynı mukavemet şartlarında HSLA çelik gruplarına göre daha iyi şekillenebilirlik özelliklerine sahiptir [43,44]. Şekil 2.6’da kalıntı östenitin çelikler üzerindeki etkisine yönelik grafik vermiştir.

Tüm bu üstünlük, kullanım alanı farklılığı araç gövde ağırlığını azaltma isteği ve güvenlik talepleri otomotiv gövdelerinde farklı çelik türlerinin bir arada kullanılması şartını ortaya koymaktadır.



Şekil 2.5. Düz karbon çeliği ve HSLA çeliği ile çift fazlı bir çelik için gerilim gerinim eğrisinin karşılaştırılması [45].



Şekil 2.6. Kalıntı östenitin düşük karbonlu çift fazlı çeliklerin sünekliği üzerindeki etkisi [46].

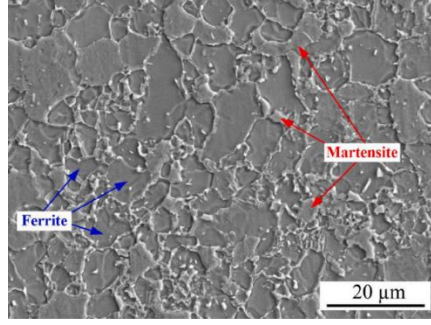
Tüm bu farklı kalite çelik türlerinin birleştirilmesi ise sektördeki diğer bir konuyu oluşturmaktadır. Ortalama olarak bir binek araçta yaklaşık altı bin adet kaynaklı birleştirme işlemi gerçekleştirilmektedir. Otomotiv sektöründe kaynak teknolojisi vazgeçilmez bir unsurdur. Kaynak teknoloji ile hız kazanan otomotiv sektörü hem hız kazanmış hem kalitesini artırmış hemde maliyet açısından olumlu bir noktaya ulaşmıştır. Gelişen teknoloji ile otonom robotlarında kaynak teknolojisi ile birleşince değişmez bir unsur halini almıştır. Otomotiv sektöründe çeşitli kaynak türleri kullanılmaktadır. Bunlar:

- Nokta direnç kaynağı
- MIG/MAG kaynağı
- TIG kaynağı
- Özlü telle ark kaynağı
- Projeksiyon direnç kaynağı
- Saplama kaynağı
- Lazer ışın kaynağı
- Dikiş direnç kaynağı
- Sürtünme kaynağı
- Sert lehimleme
- Yumuşak lehimleme
- Plastik kaynağı

Bu işlemler otomotiv sektörünün kendi bünyesinde veya sektör bünyesinde tedarikçiler tarafından gerçekleştirilmektedir. Her iki durum içinde geçerli olarak tüm birleştirme teknikleri belli bir dizi standartta uygun olarak gerçekleştirilmektedir.

2.2. DP (ÇİFT FAZLI) ÇELİĞİ

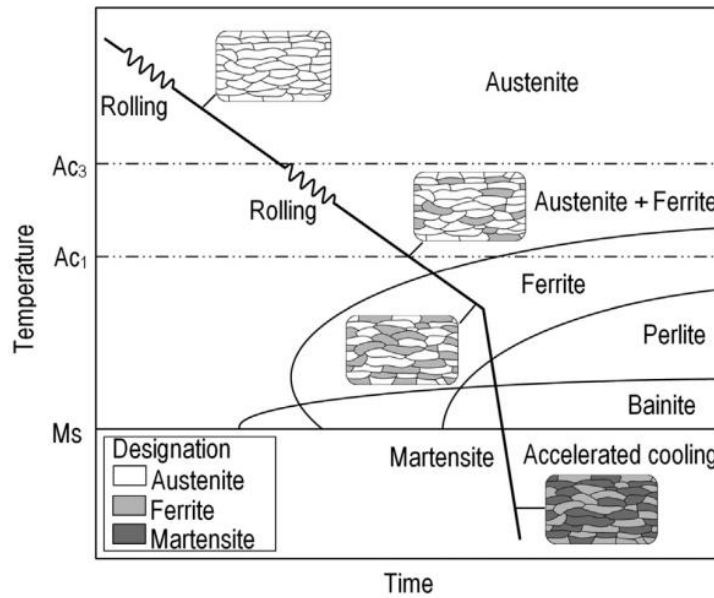
DP çelikleri, ferritik matris yapısı içinde martenzit yapısı ekleyerek benzer akma dayanımına sahip geleneksel çeliklerle kıyaslandığında daha üstün performans sunan çok fazlı bir ferrit-martenzit mikro yapısı içeren ileri yüksek mukavemetli bir çelik türüdür [47,48]. Şekil 2.7. çift fazlı çeliğe ait mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 2.7. Çift fazlı çeliği ait mikroyapı görüntüsü [49].

Çift fazlı çeliklerde temel özelliği oluşturan unsurlar sürekli akma uzaması, yüksek çekme dayanımı, süneklik, deformasyon sertleşme üssü (n değeri), düşük akma ve çekme dayanımıdır. Dış gövde parçalarının üretiminde ilave bir çökme direnci oluşturduğundan fırınlama esnasında artan çekme dayanımı çalışma şartlarında dayanımına katkı sağlamaktadır [50].

Çift fazlı çeliklerin üretimi ısıtma işlemi esasına kritik sıcaklıklarda (ferrit+östenit bölgesi, A_{c1} - A_{c2} sıcaklıkları arası) tavlama+su verme işlemleri ile üretilmektedir. Şekil 2.8.'de AHSS çeliklerine ait soğuma sonucu içyapı dönüşümü gösterilmiştir.



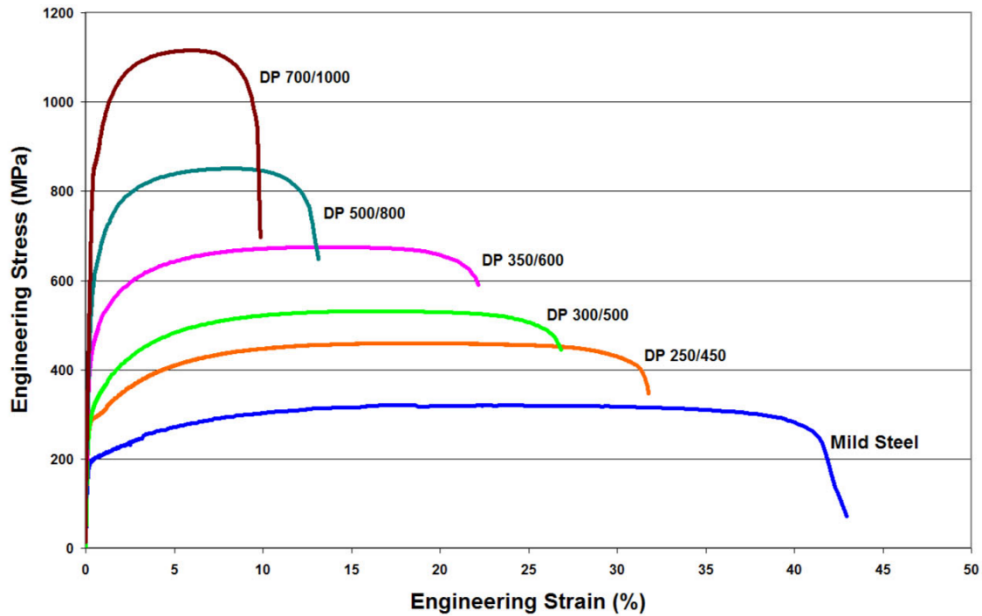
Şekil 2.8. AHSS çelik faz dönüşümlerinin soğutma aşamaları [51].

Farklı ısıtım oranları izlenerek mikro yapılarındaki farklı faz morfolojilerine ve farklı sıcaklıklarda kritik tavlama işlemi uygulanarakda farklı martenzit faz hacim oranlarına sahip çift fazlı çelikler üretilebilmektedir. Bu faz yapısındaki hacimsel oranlar mikroyapı-mekanik özelliklerin ayarlanması için önemlidir [52]. Şekil 2.7.'de farklı faz oranlarına ait çift fazlı çeliklere ait gerilim-gerinim diyagramı verilmiştir.

Ticari çift fazlı çelikler genellikle üç şekilde üretilirler [53]:

1. Sıcak haddeleme sırasında (genellikle çubuk malzemeler için)
2. Sürekli tavlama (genellikle sac malzemeler için)
3. Kutu (batch) tavlama (genellikle sac malzemeler için)

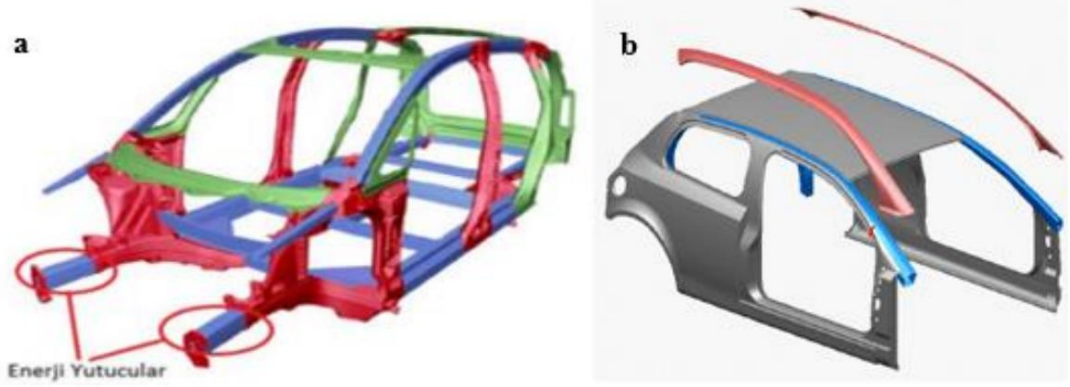
Tüm bu üretim yöntemlerinin birbirlerine göre avantaj ve dezavantajlarıyla beraber sıcak hadde şartlarında çift fazlı çelik üretimi diğer üretim şekillerine göre önemli bir oranda maliyet tasarrufu sağlamaktadır. Ayrıca sıcak haddelemeyi takiben yapılması gerekli olan pek çok işlemi ortadan kaldırmaktadır. Ticari çift fazlı çelikler sürekli tavlama hatlarında üretimi tercih edilmektedir [54]. Şekil 2.9.'da çift fazlı çelik kalitelerine ait gerilme-gerinim eğrisi verilmiştir.



Şekil 2.9. Farklı kalite çift fazlı çeliklere ait gerilme-gerinim eğrisi [55].

Bu çelik türünün çekme mukavemeti ve yorulma performansı martenzitin hacmi ile doğru orantılı olarak değişmektedir. Kalite sınıflandırmasında DP kısaltması sonrası

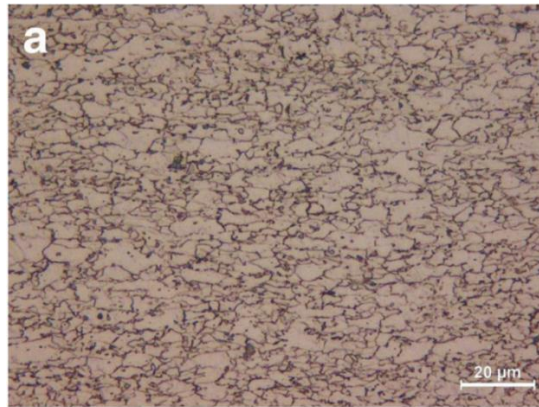
gelen sayının artışıyla doğru orantılı olarak içyapısındaki martenzit oranının arttığını göstermektedir [56]. Çift fazlı çelikler yüksek mukavemet ve üstün şekillendirilebilirliğin birleşiminden dolayı otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alanda kullanılmasının ana nedeni DP sınıfı çeliklerin araçların kaza performansını harici bir yük eklemeden iyileştirmektedir [57]. DP çeliğinin yüksek mukavemeti, sünek ferrit matrisi üzerindeki önemli takviye etkisinden dolayı büyük ölçüde martenzitik bileşen tarafından sağlanır. Genel olarak, martenzitik bileşen, östenit-ferrit bölgesinde kritik arası tavlama ve martenzit başlangıç sıcaklığının altında hafif temperleme ile geliştirilir [58]. Buna karşılık, DP çeliğinde martenzit iki şekilde bulunur. Bunlar taze(yeni) martensit (YM) olarak adlandırılan yeni oluşmuş martenzitler ve ısıtılma işlem sonucu olan temperlenmiş martensit (TM) yapısı, çok yönlü olmaları nedeniyle DP çeliğinin kapsamlı mekanik performansının optimize edilmesinde ve uyarlanması bu yapılar önemli roller oynamaktadır [59], [60]. DP çeliklerinde mekanik özellikler, önemli ölçüde, mikroyapıdaki tip, morfoloji ve özellikle hacim fraksiyonu, boyut ve uzamsal dağılım açısından bireysel mikroyapı bileşenlerinin ayarlanmasıyla belirlenir. Bu aynı zamanda gelecekte daha fazla optimizasyon ve uyarlanmış özelliklerin geliştirilmesi için de anahtardır. DP çeliklerinin iç yapısı ferrit matrisi ile %10-75 arası oranında martenzit veya martenzit-östenit fazlarından oluşmaktadır [2]. Çift fazlı çelikler çekme dayanımı olarak 590-1400 MPa değerleri arasındadır. DP çeliklerin en büyük özelliği ise HSLA ile kıyaslandığında daha fazla uzama özelliğine sahiptirler. Yüksek mukavemet ve iyi şekillenebilirlik özellikleri nedeniyle araçların enerji emici bileşenleri olan enerji yutucular (crashbox), A ve B sütunları (A-B pillar), çatı rayları ve pervaz takviye kısımlarında kullanılır [61,62]. Şekil 2.10.'da çift fazlı çeliklerin otomotiv ana gövdesinde kullanılan bu yerlere ait görsel verilmiştir.



Şekil 2.10. Çift fazlı çeliklerin araç gövdesinde kullanım yerleri; (a) enerji yutucular (crash box), (b) çatı rayları (roof side rails) [3,10].

2.3. HSLA ÇELİĞİ

HSLA çelikleri, az miktarda alaşım elementi (Ti, Cu, V, Nb, vb. gibi) içeren düşük karbonlu çelikler sınıfındandır [12,63,64]. HSLA çelikleri, yüksek mukavemet, iyi süneklik, yüksek çekme mukavemeti, düşük akma mukavemeti, sürekli akma davranışı, yüksek mukavemette karşın daha hafif yapı, kaynaklanabilirlik, etkin maliyet ve oldukça düzgün toplam uzama gibi pekçok alanda performans gösteren bir yapıya sahiptir [65,66]. Şekil 2.11.'de HSLA kalite çeliğe ait mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Maliyetleri artırmadan ve şekillendirilebilirliği azaltmadan yüksek mukavemetli yorulma ve çatlama direnci oluşturan bir malzeme arayışı HSLA çeliğinin ortaya çıkmasını sağlamıştır [67,68].



Şekil 2.11. HSLA kalite çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [69].

Alaşım bileşenleri ve ısıl işlem parameter değişkenleri ile HSLA eliklerinin mikro yapısı çok fazlıdır [70–72]. HSLA elikleri mikro alaşım elementlerinin yapıya eklenmesiyle, tane inceltme güçlendirmesiyle, katı çözelti güçlendirmesiyle ve çökelme sertleştirmesiyle güçlendirilir [73]. İçyapıda bulunan mikro alaşım elementleri, tane boyutunu inceltmeye, ince karbür keltmeleriyle beraber ara ve ikame güçlendirmelerine katkı sağlamaktadır. HSLA elikleri düşük karbonlu çeliklere göre aynı dayanım şartlarında %20-30 arasında daha hafiftir. Düşük miktarda perlit içeren ve sert faz içermeyen HSLA elikleri çift fazlı kalite çeliklere göre daha iyi hassas kesim özelliklerine sahiplerdir. İstenilen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için normalizasyon yada su verme işlemleri HSLA eliklerinde tercih edilen en yaygın uygulamalardır [74]. Isıl işlemler neticesinde bu çeliklerde süneklik ve tokluk gelişmektedir [75].

İstenen mekanik özellikleri elde etmek için normalleştirme veya su verme HSLA elikleri için kullanılan en yaygın ısıl işlem yöntemidir [76]. Ayrıca sünekliği ve tokluğu iyileştirmek için takiben tavlama işlemi uygulanmaktadır [77].

HSLA elikleri düşük alaşım içerikleri neticesinde artırılmış süneklik, tokluk ve kaynaklanabilirlik, şekillendirme sonrası ısıl işlem gerektirmemesi bu yüksek dayanımlı alaşımlı çelikleri pek çok otomotiv beyaz gövde ve şasi ugulamaları için ekonomik hale getirmiştir.

HSLA eliklerinin üstün kapsamlı özellikleri nedeniyle, uzun mesafeli petrol ve gaz boru hattlarında, fosil yakıtlı ve nükleer kaynak santral bileşenlerinde, otomotiv parçalarında ve açık deniz platform yapılarında yaygın olarak kullanılmaktadır [78,79]. Diğer zelliklerine ek olarak yüksek kırılma tokluğu, düşük sıcaklık basıncı, korozyon ve aşınma direnci gibi mekanik özelliklere sahip sismik hareketlere dayanacak bir malzeme arayışı nedeniyle benimsenmiştir. Bu nedenle, HSLA elikleri, uygulamalarının benzersiz doğası nedeniyle petrokimya endüstrilerinde uygulama alanı bulur. Ham petrol çıkarma, petrol kuyuları, açık deniz petrol sahaları vb. asidik gazlı ortam, yüksek sıcaklık ve basıncın var olduğu aşındırıcı ortamlarda da tercih edilmektedir [80].

BÖLÜM 3

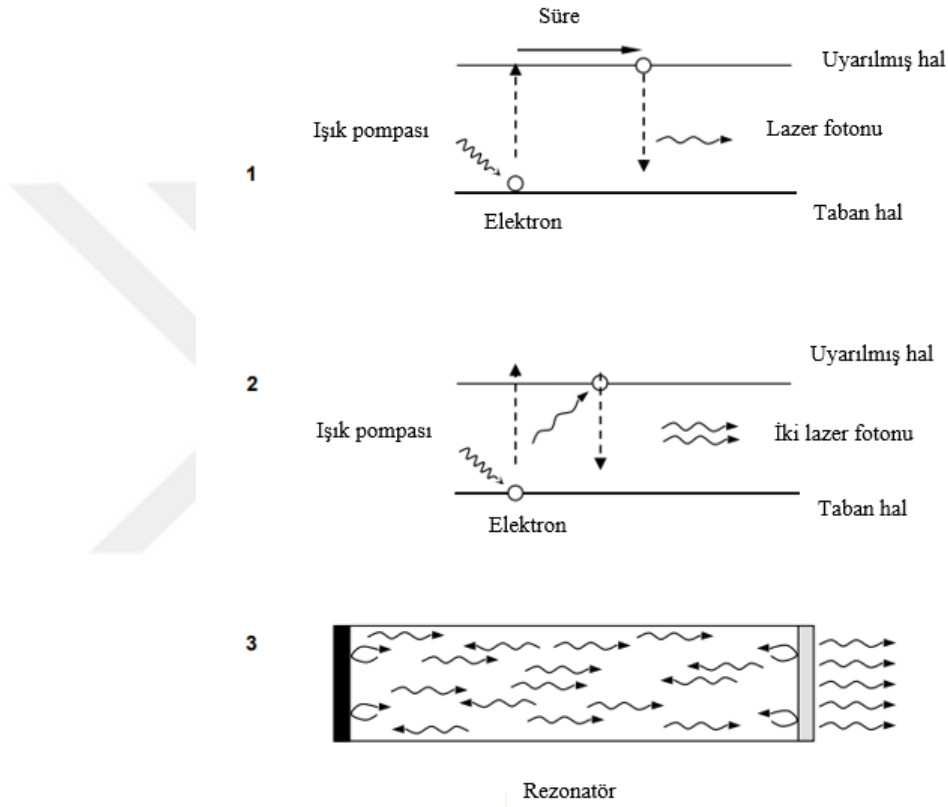
LAZER KAYNAĞI

3.1. LAZER

Lazer ışını yaklaşık altmış yıldır bilinmektedir. Tarihte ilk defa, Maiman [81] tarafından 1960 yılında yakut lazeri keşfetmiş ve lazerin babası olarak kabul edilmiştir. Daha sonra, Sorakin ve Stevenson [82], uranyum katkılı kalsiyum flüorür lazerleri için flaş pompalı çubuk tasarımını gerçekleştirmiştir. Lazer kelime kökeni, uyarılmış radyasyon emisyonu ile ışık amplifikasyonu (light amplification by stimulated emission of radiation) kısaltılması ile elde edilmiştir. Lazer (laser), tek renkli, düz, yoğun ve aynı fazlı paralel dalgalar halinde genliği yüksek bir ışık demeti şeklinde tanımlanmaktadır [83,84].

Şekil 3.1.'de lazer oluşumuna ait görsel verilmiştir. Lazer oluşumuyla ilgili olarak; normalde bir elementi oluşturan atom elektronları belirli bir yörüngede kararlı bir yapıda dönerler. Lazerlerin çalışma temeli atom veya molekül enerji düzeyleri arasındaki elektron geçişleri ile oluşan ışık fotonlarına dayanmaktadır. Her elementin kendi atom yapısına has elektron yerleşim düzeni bulunmaktadır. Lazer ışın üretiminde ise dışarıdan verilen yüksek bir enerji (elektrik, ışık, radyo dalgası veya kimyasal enerji) ile bu atomlar uyarılır. Atomlar minimum enerji ilkesi gereği düşük enerji seviyesinde olmak isterler. Uyarılmış atomlardaki elektronlar yüksek-düşük enerjili bir halden daha düşük-yüksek enerjili bir hale yörünge değiştirerek geçerler. Bu geçişler esnasında elektronların temel kararlı haline dönmesi sonucunda ışık kuantımı olarak adlandırılan foton biçiminde enerji açığa çıkarılırlar. Oluşan fotonlar birbirlerinden farklı faz ve yönde yayılım gösterirler. Fotonlar ışığın sahip olduğu enerjii taşırlar. Ayrıca fotonların hem dalga hem de parçacık gibi davranabilme özellikleri bulunmaktadır. Lazer ışınında ilk uyarılan atomlardan çıkan fotonlar iki yüzey arasında ileri geri hareket gerçekleştirirler. Bu esnada lazer boşluğundaki diğer

uyarılmış atomlara çarpan fotonlar yeni fotonların salınmasını sağlamaktadır. Böylelikle, tekrarlanan bu işlem ve sürekli olarak ortama pompalanan enerji ile daha fazla foton salınımı sağlanmaktadır. Aynalar tarafından fotonlarda yansıtılarak bu işlem desteklenmekte ve aynı fazda ve aynı tarafa yayılan yüksek enerjiye sahip bir ışık oluşumu ve yayılmasını sağlanmaktadır. Oluşan bu yüksek enerjili ışığa lazer veya lazer ışını denilmektedir [83,85].



Şekil 3.1. Lazer ışın oluşma prensibi [86].

Işıklara ait her rengin farklı bir dalga boyu bulunmaktadır. Dalga boyu tanımlama yapılması gerekirse bir dalganın pik yani tepe noktaları arasındaki mesafe miktarına dalga boyu denilmektedir. Örneğin mavi ışık, kırmızı ışıktan kısa dalga boyuna sahiptir. Ayrıca güneş ışığı birçok farklı dalga boyuna sahip ışıktan oluşmaktadır [87].

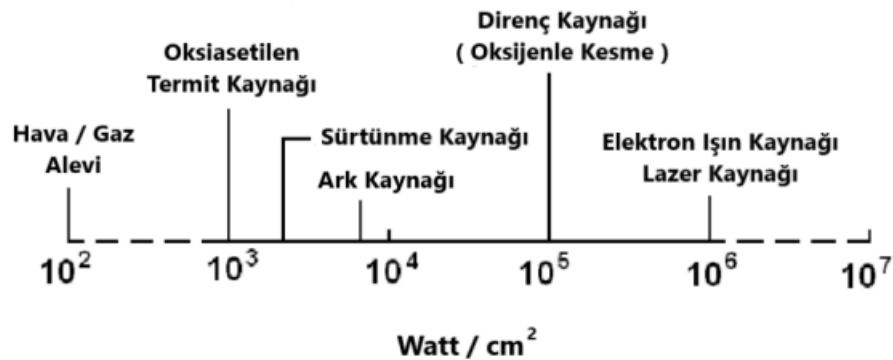
Lazerler doğada kendi başlarına oluşamaması yönüyle diğer ışıklardan farklıdır. Lazerleri oluşturan ışık dalgaları çok benzer dalga boylarına sahiplerdir. Lazeri oluşturan ışık dalgalarının pik noktaları birlikte sıralı veya aynı fazlı olarak hareket

ederler. Bu yapısı ile lazer ışınları çok ince, çok parlak ve çok küçük bir noktaya odaklanabilmektedir [85].

Lazer ışını tek bir dalga boyuna sahip, dağılmaz olması ve yönlendirilebilir olmasını sağlamaktadır. Kısa dalga boyunun yanı sıra yüksek frekanslı ışınların uyum içinde çalışması, lazerin gücünü artıran en önemli etkidir. Dalga boyunun küçük olması dağılmayı büyük ölçüde azaltır. Lazer ışını dağılmaz yapısı ile kısa darbeler halinde yayılabilir. Lazer ışınları odaklanarak belirli bir noktada yüksek enerji yoğunluğuna sahip olabilmektedir [16]. Kayıpsız yüksek enerji nakli ile lazer delme, kesme ve kaynak endüstrisinde kullanılmaktadır. Ayrıca yıllar ilerledikçe çeşitli alanlarda kendine yeni yerler bulan lazer kaynağı işlemi pek çok alanda kendine yer bulmuştur. Bu alanlara örnek olarak hassas işlem yapan aletlerde, malzeme kesim işlemlerinde, ameliyatlarda, bilgileri kaydetmek ve iletmek, makine sanayi, tıp, kimya, telekomünikasyon ve uzay bilimleri gibi alanlar gösterilebilir [88].

3.2. LAZER KAYNAĞI

Şekil 3.2.'de gösterildiği gibi lazer kaynağı, yüksek güç yoğunluğuna (10^5 - 10^7 W/cm²) sahip bir ısı kaynak türüdür. Bu özelliğinden dolayı lazer kaynağı, malzemeleri yüksek güçlü, yüksek enerji yoğunluklu bir lazer ışını ile birleştirme işlemi olarak kabul edilmektedir [16].



Şekil 3.2. Ergitme kaynaklı birleştirme yöntemlerinin güç yoğunlukları [89].

Lazer kaynağı kontrol edilebilir yönü ile hemen hemen tüm malzemelerin ergitilmesinde kullanılabilir. Düşük ve hassas ısı girdisi, daha küçük ısı tesiri altındaki

bölge, paralel ve doğrusal kaynak sınırlarına sahip derin ve dar kaynak bölgesi, yüksek kaynak hızı, farklı malzemelerin kaynağı, yüksek kaliteli birleştirme, düşük çarpılma oranı, yüksek işlem hızı, otomasyon potansiyeli ve benzeri özellikleri ile diğer kaynak yöntemlerine göre daha büyük avantajlara sahiptir [90,91].

Lazer kaynak işlemi günümüzde payı giderek artarak otomotiv sektöründe yüzde 20'lik bir dilime sahip olmuştur. Lazer kaynak işlemi otomasyona uygunluk yapısı ile uygulamalar için açık avantajlarından dolayı teknolojik bir çağ başlatmış ve teknolojik olarak uygulama alanları genişledikçe zamanla ekonomik bir yöntem haline dönüşmeye başlamıştır.

3.2.1. Lazer Kaynağı Çalışma Prensibi

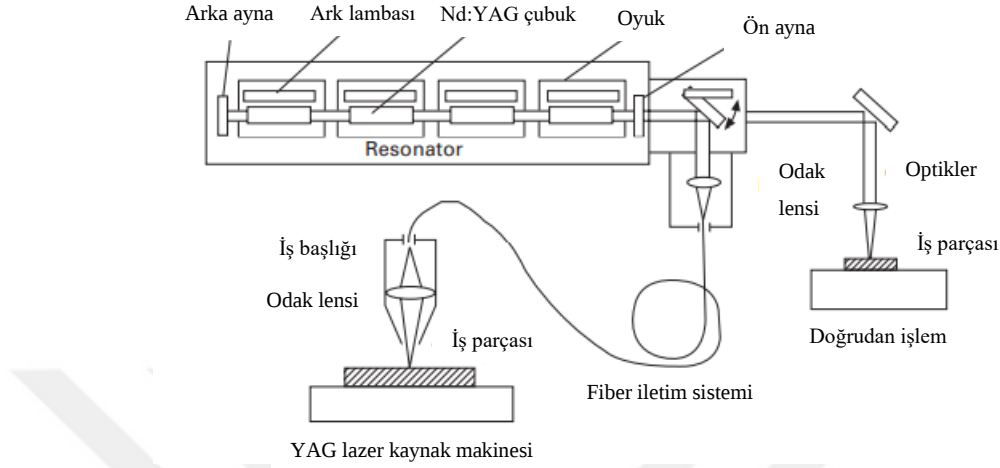
Lazer kaynağı malzemelere enerji aktarım yöntemiyle geleneksel yöntemlere göre daha yüksek ısı girdisi, çoklu optik yönlendirme metoduyla odaklama mekanizmasına ulaşan lazer ışınlarının yoğunlaştırılmasıyla çok küçük bir alanda ergitme işlemi yapan bir kaynak yöntemidir [85].

Lazer, yüksek güç yoğunluğu (10^5 - 10^7 W/cm²) ile yaklaşık 10^{-6} saniyelik bir süreçte zayıf bir kaynak havuzu oluşturmaktadır. Şekil 3.3.'de lazer kaynak cihazının çalışma prensibi verilmiştir. Lazer kaynak cihazı çalıştırıldığında flaş lambası ışık fotonları yaymaya başlar. Işık fotonlarının enerjisi lazer aktif maddesi tarafından emilerek elektronlar daha yüksek enerji seviyelere çıkması sağlanır. Düşük enerji durumlarına veya temel enerji durumlarına döndüklerinde bir ışık fotonu yayarlar. Bu hafif foton yine atomun elektronlarını uyarır ve iki foton üretir. Rezanator aynalar ile çıkan lazer ışınları güçlü bir ışık demeti haline getirilir. Lazer ışın çalışma prensibi sayesinde elde edilen ışın demetinin malzeme üzerine fiber kablolar ve kaynak torcu ile iletimi sağlanarak kaynak işlemi gerçekleşir [85].

Lazer Işın Kaynak ekipmanları;

- Lazer Makinesi
- CAM (Bilgisayar destekli üretim)
- CAD (Bilgisayar destekli tasarım)

- Koruyucu gaz
- Güç kaynağı



Şekil 3.1. Lazer Kaynak Çalışma Prensibi [85].

Lazer ışın çıkış gücü watt cinsinden açıklanırken güç yoğunluğu hesabı lazer ışınının çapıyla ilişkilidir. Çap değerinin artması sonucunda güç yoğunluğunda düşüş gerçekleşmektedir. Ayrıca lazer gücünün malzemenin ergitilmesi ve işlenmesi için önemli bir parametredir. Lazer gücü ve kaynak hızı malzemenin nüfuziyet ve ergitme kapasitesine bağlı olarak tayin edilmektedir. Artan lazer gücü doğrudan lazer güç yoğunluğunu artırmakta ve aşırı güç yoğunluğu malzemede ergitme miktarını artırarak kesmelere neden olmaktadır. [92]. Lazer gücü standart güç ölçerler kullanılarak ölçülebilmektedir. Bu ölçüm tipleri kalorimetre ve piroelektrik olarak ikiye ayrılmaktadır. Kalorimetre güç ölçerler, zamanlanmış bir pozlama ile ölçüm yaparlar. Kalibre edilmiş bir okuma ölçeğinde emilen ortalama gücü gösterirler ve sürekli veya darbeli güç çıkışının ortalamasını ölçmek için kullanılabilirler. Genellikle birkaç saniyeye kadar tepki süreleri vardır [93].

Piroelektrik güç ölçerler nispeten hızlıdır ancak sürekli lazer gücünü doğrudan ölçmek için kullanılamaz, çünkü bu tür yalnızca gelen enerjideki değişikliklere yanıt verir. Bunlar, birkaç yüz kHz'e kadar tekrarlama oranlarına sahip darbeli lazerlerin çıkışını ölçmek için tercih edilen seçimdir [94].

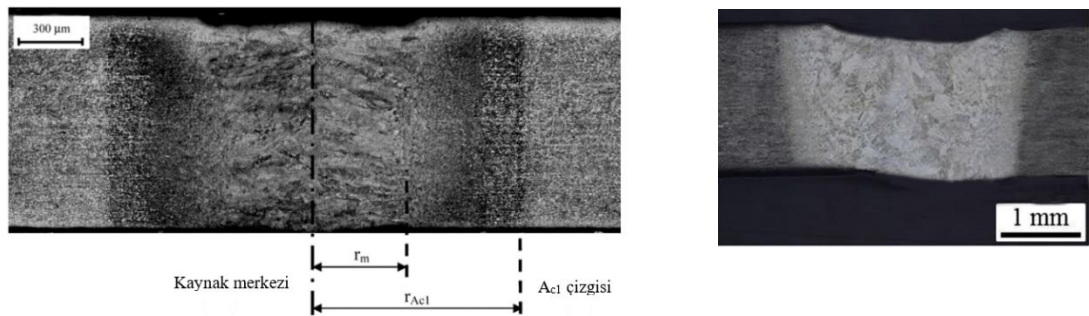
Lazer kaynağı yöntemi karbon çelikleri, kalıp çelikleri, alaşımlı çelikleri, paslanmaz çelikler, bakır, alüminyum, magnezyum, HSLA, düşük karbonlu çelikler, plastik vb. malzemelerin kaynaklı birleştirilmesinde kullanılmaktadır [85,95,96].

3.2.2. Lazer Kaynaklı birleştirmeler

İyi bir kaynak bağlantısının çatlaksız, yüksek mukavemete ve güvenilirliğe sahip olması gerekmektedir [97]. Gözenek oluşumu ve alaşım kaybı lazer kaynağında önemli endişelerin başında gelmektedir [98]. Malzemeyi ergitmek ve buharlaştırmak için gereken enerji, malzemenin fiziksel özelliklerine (soğurma katsayısı, ısı iletimi), lazer ışığının dalga boyuna ve iş parçası yüzeyinin özelliklerine bağlıdır. Lazer kaynağı tipik olarak derin, dar kaynak profillerine, küçük bir ITAB'a ve çok az bozulmaya sahiptir [99]. Kaynak bölgesi ve ITAB'ın nihai mikroyapısı ve mekanik özellikleri ısıtma ve soğutma oranlarına bağlı olarak gelişmektedir. Çalışmada kaynak işlemleri için kullanılacak olan otomotiv sac çeliklerinin kaynak profilleri için literatür çalışması yapılmıştır. Literatürde kaynaklı birleştirme işlemlerinde uygun parametre arayışları dışında kalan çalışmalarda kaynak bölgesinin performansının tespiti için yapılan çalışmaların çoğunda çift taraflı kaynak işlemi dolgu metali kullanılmadan gerçekleştirilmiştir [100–102]. Buradaki amaç kaynak bölgesinde kullanılacak olan dolgu metalinin kimyasal kompozisyon yapısının ana malzemeden farklı olması neticesinde kaynak bölgesi ve ana metal bölgelerindeki kıyaslamalarda kimyasal yapı farklılıklarına neden olmasıdır. Ayrıca yapılan çalışmalarda çift geçişli lazer kaynağı uygulamalarının etkilerine yönelik bulgular bulunmaktadır. Bunlardan biri Yan ve ark. [103] çalışmasında düşük karbonlu çeliğe uyguladığı çift geçişli kaynak ile hava geçişlerinin önlenmesinde etkili olduğunu söylemiştir. Buna ek olarak kesme kuvvetlerinde büyük bir azalma olduğunu ancak intermetalik bileşik katmanının mikrosertliğinin arttığını söylemiştir. Diğer bir M. Chludzinski ve ark. [101] lazer kaynaklı alın birleştirme yönteminde tek taraflı lazer kaynak işlemlerini lazer parametrelerini tayin etmek için kullanılmışken çift taraflı lazer kaynağını lazer kaynağının atım (pulse) değerlerinin daha iyi tespit edilmesi ve kaynaklı birleştirme işleminin istenilen seviyede kaliteli gerçekleşmesi için tercih ettiğini bildirmiştir. Çift taraflı kaynak işleminin, kaynakta oluşan boşlukların yeterli penetrasyon ile giderilmesinde etkili olduğunu ayrıca çatlak ve sıçrak gibi kusurların çift taraflı

numunelerde mevcut olmadığını ve enine kesit analizi ile geometrik kusurlar olmadan sağlam bir bağlantı olduğunu bildirmişlerdir. Ana metal ve çift taraflı kaynaklı numunelere uygulanan oda sıcaklığında çekme testi sonucunda kırılmaların kaynaksız bütün numunede merkez gerçekleştiğini, çift taraflı kaynaklı numunede ise merkezden uzakta ana malzeme kısmında gerçekleştiğini bildirmiştir. Böylelikle lazer kaynaklı numunelerin çekme testi esnasında uygulanan enerjiyi çatlak olmadan absorbe edebildiğini göstermiştir.

Lazer kaynaklı birleştirme işlemin iş parçasına yönlendirilen ısı girdisi malzemeyi ergitmektedir. Şekil 3.4.'de lazer kaynaklı birleştirilmiş numunelere ait kaynak profil mikroyapıları verilmiştir. Ergimiş kaynak kaynak bölgesinin sonrasında hızla soğuma neticesinde kaynak kaynak bölgesinde çeliklerin içeriğindeki karbon oranına bağlı olarak martenzitik yapı elde edilmektedir. Sürekli soğuma diyagramları (CCT) ile soğuma hızlarının tespiti neticesinde kaynak bölgesinde yerel beynitik, perlitik ve ferritik yapılar gözlemlenebilmektedir. Ayrıca dönüşüm gerçekleştirememiş östenitler iç yapıda kalın östenit olarak bulunmaktadır. Kaynak bölgesine yakın A_{C1} çizgisinin bitiş noktasına kritik sıcaklığın altında sıcaklığa maruz kalan bölgelerde tavlama etkisi oluşmaktadır. Burada ana malzeme yapısına oranlı olarak daha büyük tane yapıları gözlemlenmektedir. Lazer kaynağı diğer kaynak yöntemlerine göre yüksek güç yoğunluğu ve yönlendirilmiş ısı girdisi ile malzemede hızlı ergitme ve soğutmalara neticesinde dar ITAB oluşturmaktadır [85,104,105].



Şekil 3.2. Sol DP600 çeliğe ait lazer kaynaklı kaynak bölge mikroyapısı, Sağ TC4 titanyum alaşımının çift taraflı dolgusuz lazer kaynak kaynak bölge mikroyapısı [106],[107].

3.2.3. Lazer Kaynak İşlemini Etkileyen Unsurlar

Lazer kaynağı yüksek karmaşık bir prosestir. Lazer kaynak kalitesini; lazer dalga boyu, kullanılan merceklerin lazer demeti yutma oranı, malzemenin ışını yutma ve yansıtma özellikleri, lazer gücü, lazer çalışma modu (sürekli dalga veya darbeli), lazer ışın odak mesafesi, iş parçası geometrisi, iş parça kimyasal yapısı ve koruyucu gaz parametreleri etkilemektedir [108,109].

Lazer kaynak kalitesini belirleyen etkileri genel olarak iki başlık altında gösterebilmekteyiz:

- Kaynak parametreleri
- Malzemenin ışın yutma ve yansıtma özellikleri

Lazer kaynak parametreleri ile ilgili aşağıdaki sınıflandırma gösterilebilir:

- Lazer gücü
- Kaynak hızı
- Lazer ışını odak mesafesi
- Koruyucu gaz türü, akış hızı ve basıncı [110].

Bu alandaki farklı parametrelerin metallerin mekanik ve mikro yapısı üzerindeki etkilerini gözlemlemek için araştırmacılar yıllardır bir çok çalışma gerçekleştirmişlerdir [17,111–113].

3.2.3.1. Lazer Gücü

Kaynak parametrelerinde en önemli etkiye sahip olan parametredir. Lazer esnasında kullanılan gücü ifade etmektedir. Lazer gücü değerleri CO₂ lazer kaynağı sistemlerinde 50 kW'a kadar devamlı güç değerlerine çıkabilmektedir [114]. Lazer gücü artması malzemelerde penetrasyon derinliğini, malzemenin eğme dayanımı değerlerini artırırken, ITAB bölgesinin tane sınırları boyunca uzanan bantları sürekli daha yoğun hale getirmektedir [115].

Ayrıca lazer kaynağının gücü lazer ışın çapıyla doğrudan ilişkilidir. Lazer kaynağında iş parçası üzerine gönderilen güç yoğunluğu önem arz etmektedir. Lazer ışınının birim alana düşen ışın demet gücü P_d olarak tanımlanır.

Denklem (3.1)'de görüldüğü gibi güç yoğunluğu, ışın odak çapına ve lazer ışın gücüne bağlıdır. Güç yoğunluğunun azalması ve ışının odak noktası çapının artmasıyla penetrasyon derinliği azalır [116].

$$P_d = 4P_{in} / \pi D_b^2 \quad (3.1)$$

Burada P_d : Odaklanmış güç yoğunluğu, P_{in} : Işın demetinin gücü, D_b Odak leke çapıdır.

Lazer gücü ve lazer güç yoğunluğu parametreleri iş parçaları üzerinde etkilerine yönelik çeşitli araştırmalar bulunmaktadır. Bu bağlamda F. Qiu ve Kujanpaa V. [117] yapmış olduğu bir çalışmada lazer gücü ve lazer güç yoğunluğunun ilişkisiyle ilgili olarak ortak bir ferritik-perlitik çelik üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Burada farklı lazer güçlerine ait değişken lazer güç yoğunluklarıyla ilgili olarak her lazer gücüne ait optimum bir lazer gücü yoğunluğuna bağlı olarak yüzey sertlik değerinin pik yaptığı noktalar tespit etmiştir. Lazer gücü arttıkça istenen sertliği elde etmek için grafiğin sola kaydığını böylelikle güç yoğunluğu ihtiyacının artan lazer gücüyle azaldığını tespit etmiştir. Ayrıca artan lazer gücü boyutuna bağlı olarak lazer nokta boyutunun arttığı ve buna bağlı olarak sertleşebilen alanın arttığını tespit etmiştir. Artan lazer daha derin sertleştirilmiş bir tabaka elde edildiği gözlemlenmiştir. Buna ek olarak artan lazer güç yoğunluğunda benzer etkiyle sertleştirilmiş katman derinliğini artırdığı gözlemlenmiştir. Aşırı lazer gücü yoğunluğu soğutma hızını düşürmekte ve böylece yüzey sertliğini azaltmaktadır. Çalışmada diğer bir incelemede güç yoğunluğunun 7496 W/cm²'den 8397 W/cm²'ye çıkarılmasının iş alanının homojenleşmesini kolaylaştırdığını ve daha homojen bir martenzit tabakası ürettiğini göstermiştir. Numunenin yüzeyi östenitleşme sıcaklığı A_{c1} 'in üzerine ısıtıldığında, ferrit ve perlit içeren ilk kristal yapılar östenite dönüşmeye başlar. Karbon, karbürlerden ferrite yayılır ve östenitlenmiş alanı homojenleştirir. Sertleştirme etkisi, sıcaklığın A_{c1} 'in üzerinde olduğu süreye ve soğuma hızına bağlı olan homojenleştirme derecesi ile

belirlenmektedir. Çalışmalarında tüm testleri sabit bir geçiş hızıyla yapıldığından, lazer güç yoğunluğu termal çevrimi etkileyen birincil parameter olduğunu göstermiştir.

Başka bir çalışmada yapılan deneylerde gaz metal ark kaynaklı birleştirmelerde kaynak gücü ve ısı girdisi değerlerinin optimum değerin üzerine çıkması sonucunda ITAB bölgesinde yumuşamaya neden olduğunu göstermiştir [118]. Ayrıca başka bir çalışmada ITAB genişliği ve kaynak havuz genişliği artan lazer gücüyle doğru orantılı olarak arttığı gözlemlenmiştir [119]. Benzer bir çalışmada Xia ve ark. [106], DP kalite çeliklerde kritik altı sıcaklıklarda bulunan bölgelerin kaynak esnasında varolan martenzitin temperlenmesi ile ITAB yumuşamasına neden olduğu gözlemlenmiş ve ITAB bölgesel yumuşamasının kaynak dayanımı üzerindeki en büyük etken olduğunu bildirmişlerdir.

3.2.3.2. Kaynak Hızı

Kaynak hızı lazer ışınının malzemeye göreceli olarak hareketini ifade etmektedir. Lazer hızı kaynak kalitesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Lazer kaynak hızı arttığı durumlarda ITAB bölgesi daralma, kaynak derinliğinde azalma, porozite oluşma ihtimali artmakta ve kaynak yüzeyinde tümsek oluşmasına neden olmaktadır. Lazer hızının azaldığı durumlarda ise ergiyik metal havuzunda kaynak akış yönünü dışa doğru oluştur ve soğuma sonrasında kaynak yüzeyinde çökmelere neden olmaktadır. Ayrıca kaynak hızının azalması kaynak metal sertliğinde azaltmakta ve eğme dayanımını arttırmaktadır [115,120,121].

Bu konuya örnek olabilecek K.Y. Benyounis ve ark. [122] ITAB genişliğine yönelik lazer kaynaklı birleştirme işlemiyle yaptığı çalışmada en büyük ITAB genişlik etkeninin lazer kaynak hızı olduğunu ikinci etken olarak lazer gücü olduğunu tespit etmiştir. Çalışmasında azalan kaynak hızı malzemeye yönlendirilen ısı miktarını artırdığı için ITAB genişliğini artırdığını göstermiştir.

3.2.3.3. Lazer Işın Odak Mesafesi

Lazer ışınının iş parçasına göreceli olarak konumlandığı uzaklığı ifade etmektedir. Lazer odak mesafesinin değişmesi iş parçası üzerine yönlendirilen güç yoğunluğunu, sıcaklık alanını, sıçrama miktarını ve ışın boyutu üzerinde doğrudan etkileri bulunmaktadır [123,124]. Ayrıca odak mesafesinin aşırı azaltılması çok sayıda sıçramaya, termal ve buhar hasarı oluşturmaktadır. Bu etkilerin neticesinde optik koruma camında kirlenme hızlı gerçekleşip odağı bozarak kaynak kalitesini düşürmektedir [125].

3.2.3.4. Koruyu Gaz Etkileri

Lazer kaynağı işleminde çevresel etkilerinden korunmak adına koruyucu gazlar kullanılmaktadır. Koruyucu gaz, kaynak esnasında ergitme bölgesini ısı kaynaklı kimsayal afineteden korumak amacıyla iş parçası ile bir tepkime vermeyecek olan gazlardan seçilir. Lazer kaynağında en sık kullanılan gazlar helyum ve argondur. Bu gazlar inert ve reaksiyona girmeme özelliklerine sahiptirler. Sıvı kaynak metali ile kullanım için uygun olan başka potansiyel bir gaz olarakda karbondioksit kullanılmaktadır. Bu seçimdeki en önemli etken havada bulunan oksijen, azot ve hidrojen gibi gazların yapıda istenmeyecek olan mekanik değişikliklere neden olmasını engellemektir. Ayrıca kullanılan gazın türü yanında gazın akış geometriside kaynak kalitesini etkilen bir parametredir [126].

Koruyucu gazlar iş parçası üzerindeki penetrasyon üzerinde etkileri olduğu bilinmektedir. Farklı gaz tiplerinin penetrasyonu üzerindeki etkileri araştırmalarda incelenmiş olup burdaki en önemli etken olarak koruyucu gazların işlem sırasında oluşturduğu duman ile ilişkilendirilmiştir [127].

3.2.3.5. Dolgu Metali

Lazer kaynağı dolgu metali ve dolgu metali olmadan, çeşitli ortamlarda basit ve karmaşık parçaların birleştirilmesinde kullanılabilir [128]. Kaynak bölgesinin birleştirme esnasında ergime neticesinde oluşacak dolgu yetersizliğine göre dolgu

metalleri kullanılmaktadır. Dolgu metalleri genellikle ana malzemeye yakın kimyasal kompozisyonlara uygun olarak tercih edilmektedir.

3.3. LAZER KAYNAK TÜRLERİ

Işın oluşturma mekanizmasının değiştirilmesi ile lazer kaynak türleri ortaya çıkmaktadır. Bunlar lazer aktif maddeleri ND:YAG, CO₂, katı, gaz ve sıvı lazer kaynak tiplerini oluşturmaktadır. Çizelge 3.1.'de lazer kaynağında kullanılan lazer tipleri verilmiştir. Işık pompasından gönderilen ışık lazer aktif maddesinde atomların ivmelenmesini sağlayarak proton üretimini sağlar. Burada çıkan ışınlar rezonatör aynalar ile güçlü bir ışık demeti haline getirilerek fiber optik kablolar ile iş bölgelerine yönlendirilerek kaynak işlemi gerçekleştirilir.

Lazer ışınlarının tiplerine göre lazer kaynak metodları sınıflandırılmaktadır. Lazer ışınları katı, sıvı veya gaz ortam kullanılarak üretilebilir. Bu nedenle lazer kaynağı yöntemleri genel olarak gaz ve katı hal lazerleri olarak ayrılmaktadır. Gaz lazerleri ışık üretmek için CO₂ kullanırken katı hal lazer kaynakları itriyum, alüminyum ve granat gibi cevherler kullanmaktadır. Salınım için optik fiberlerin yanı sıra yarı iletken lazerler ve YAG lazerlerden geliştirilen disk lazerlerin kullanıldığı fiber lazer kaynağı popülaritesini artırmıştır. Lazer tiplerinin birbirlerine göre üstünlükleri ve dezavantajları bulunmaktadır.

Çizelge 3.1. Lazer Kaynağında Kullanılan Lazer Tipleri.

		Dalga Boyu	Salınım Formu
Gaz	CO ₂ lazer	10.6 µm	CW (sürekli dalga) Pulse (darbe salınımı)
	TEA-CO ₂	Gaz basıncına göre değişir	Pulse
Katı Hal	YAG lazer	10.6 µm	CW Pulse
	YVO ₄	10.6 µm	Pulse
Fiber	Yb fiber	975 nm	CW Q-switch Ultra-short pulse
Yarıiletken	LD(lazer diot) lazer	1070 nm	CW Pulse

Genellikle otomotiv sektöründe tercih edilen iki tip lazer bulunmaktadır. Bunlardan biri olan 10.6 um dalga boyuna sahip CO_2 lazerler, yüksek ışın kalitesi ve daha yüksek güce kolayca ulaşılabilecek şekilde geliştirilmiştir. Maksimum lazer gücü 50 kW'a kadar ulaşabilmekte ve 1-15 kW güç seviyeleri ağırlıklı olarak çeliklerin, otomotiv bileşenlerinin kaynağında kullanılır. Ayrıca CO_2 lazerleri kullanılırken yüksek güçlü lazerler kullanıldığında, optik fiber yerine aynalarla iletim yöntemi kullanılmalıdır [16]. Diğer bir yöntem olan ND:YAG lazerler 1.06 um dalga boyunda bir optik fiber aracılığıyla iletimini sağlar. Güç aralığı 100 W ile 1 kW aralığında tercih edilir. Elektrikli parçaların ve cam çerçeveleri gibi parçalarda kullanılır. 2-7 kW gücünde kullanılan lazerler ile özel tankların kaynağında kullanımı tercih edilmektedir [129], [130]. Yüksek çıkış gücünün son gelişimi ile ışın kalitesinin iyileştirilmesi ve camların fiber iletkenliği olasılığı sayesinde CO_2 lazerin hakim olduğu alanlarda da kullanılmaya başlandı. Nd:YAG lazer kısa dalga boyu nedeniyle, anahtar deliği modu kaynağı için gereken eşik ışımayı azaltarak daha kararlı bir kaynak havuzu oluşturmasını sağlamaktadır [131,132]. Nd:YAG lazer ışınları CO_2 lazeri ışınlarından daha avantajları yönleri yüksek emme oranı, yüksek ısıtma hızı, küçük ısı girdisi, küçük ısı deformasyonu örnek verilebilir [133,134]. CO_2 lazer kaynağının avantajı ise aynı enerji yoğunluğuna sahip olduğu durumda daha yüksek erime verimliliğine sahip olduğunu kanıtlamıştır [135]. CO_2 lazerindeki ergime havuzunda sıçrama daha fazla iken termal çatlak direnci daha yüksektir [136]. Çizelge 3.2.'de farklı tip lazer kaynaklarının temel özellikleri verilmiştir.

Çizelge 3.2. Farklı tip lazer kaynaklarının temel özellikleri [85].

Lazer Tipleri	Lazer karakteristiği
CO ₂ Lazer	Dalga boyu: 10,6 µm; uzak kızılötesi ışın Lazer ortamı: CO ₂ -N ₂ -He karışık gaz (gaz) Ortalama güç [CW]: 50 kW (Maksimum)(Normal):1-15 kW
Lamba-pompaı YAG lazer	Dalga boyu: 1,06 µm; yakın kızılötesi ışın Lazer ortamı: Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ granat (katı) Ortalama güç [CW]: 10 kW (kademeli tip maks. X fiber kuplaj maks.) (Normal): 50 W-7kW (verimlilik %1-4)
Lazer diyot (LD)	Dalga boyu: 0,8-1,1 µm; yakın kızılötesi ışın Lazer ortamı: InGaAsP, vb. (katı) Ortalama güç [CW]: 13,5 kW (maks. fiber bağlantı) [PW]: 6 kW (maks. döşeme tipi)
LD-pompaı katı-hal lazer	Dalga boyu: yaklaşık 1 µm; yakın kızılötesi ışın Lazer ortamı: Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ granat (katı), vb. Ortalama güç [CW]: 13,5 kW (maks. fiber bağlantı) [PW]: 6 kW (maks. döşeme tipi)
Disk lazer	Dalga boyu: 1,03 µm; yakın kızılötesi ışın Lazer ortamı: Yb ³⁺ :YAG veya YVO ₄ (katı), vb. Ortalama güç [CW]: 16 kW (kademeli tip maks.) Avantajları: Fiber iletimi, yüksek parlaklık, yüksek verimlilik (%15-25)
Fiber lazer	Dalga boyu: 1,07 µm; yakın kızılötesi ışın Lazer ortamı: Yb ³⁺ :SiO ₂ (katı), vb. Ortalama güç [CW]: 100 kW (maks. fiber bağlantı) Avantajları: Fiber dağıtımı, yüksek parlaklık, yüksek verimlilik (%20-30)

Lazer kaynağında genellikle iletim ve derin penetrasyon (anahtar deliği) yöntemlerini kullanılır.

3.3.1. Lazer kaynak tipleri

Lazer kaynağı, teknolojik olarak iki temel prensipte gerçekleştirilmektedir:

- Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı
- İletim lazer kaynağı

3.3.1.1. Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı

Derinlemesine nüfuz veya anahtar deliği lazer kaynağı yeterli güç yoğunluğuna sahip olan lazer ışın demetinin malzeme yüzeyine odaklanması esasına dayanmaktadır. Işın demeti iş parçasından malzeme buharlaştırarak yüksek bir en boy oranına sahip dar ve derinlemesine nüfuz edilmiş bir anahtar deliği boşluğu oluşturmaktadır [137,138]. Bu anahtar deliğinin oluştuğu ergimiş bir havuz elde edilir. Söz konusu yerde eriyik hale gelmiş olan malzeme yüzey gerilmesi, yer çekimi ve buhar basıncının etkisiyle kararlı bir halde dengelenir. Anahtar deliği mekanizmasında 1:10 oranında en boy söz konusudur. Anahtar deliği ergimiş metal ve bu metali çevreleyen katı metallere oluşmaktadır [139].

3.3.1.2. İletimsel lazer kaynağı

İş parçalarının kaynatılmasında kullanılan lazer iletim kaynak yönteminin çalışma şekli malzemenin lazer ışın enerjisini yutarak kaynama noktasına ulaşabilmesi esasına dayanmaktadır. İletim kaynağında, malzemenin yüzey kısmında erime sıcaklığının üstüne, ancak buharlaşma sıcaklığının altına kadar ısıtılır. Kaynak, yalnızca kaynak eriyik havuzundan ısı iletimi ile gerçekleşir [90]. Kaynama noktasında ulaşan malzemelere uygulanan sabit bir kuvvet ile malzemelerin birleştirilmesi sağlanır. İletimsel lazer kaynağında lazer güç yoğunluğunun malzemenin kaynama noktasına ulaşmadığı ancak malzemenin ergimesinin sağlandığı noktalarda kullanılır. İletim lazer kaynağı yönteminde dikiş formunun en boy oranına sahip olması mümkün değildir. Derinlemesine nüfuz eden kaynak yöntemleri ise ince malzemelere uygulanabilmektedir. Yüksek güç yoğunluklu kaynak işlemleri ince sac metallere kaynaklarında kesmelere neden olabilmektedir. Bazı çalışmalarda iletim lazer kaynağının kalınlığı 0.5 mm altındaki sacların kaynatılmasında uygulanabileceği göstermiştir [140].

İletim lazer kaynağı ince kalınlığa sahip metallere kaynatılmasında kullanılmaktadır [141]. Lazer ışın demetinin genellikle iş parçasının yüzeyinin altına odaklanması sonrası yüzeye çarpmaktadır. Yüzeye gelen lazer ışınlarının bir kısmı malzeme tarafından emilirken diğer kısmı yansımaktadır. Yüksek güçlü ve kısa süreli lazer ışın

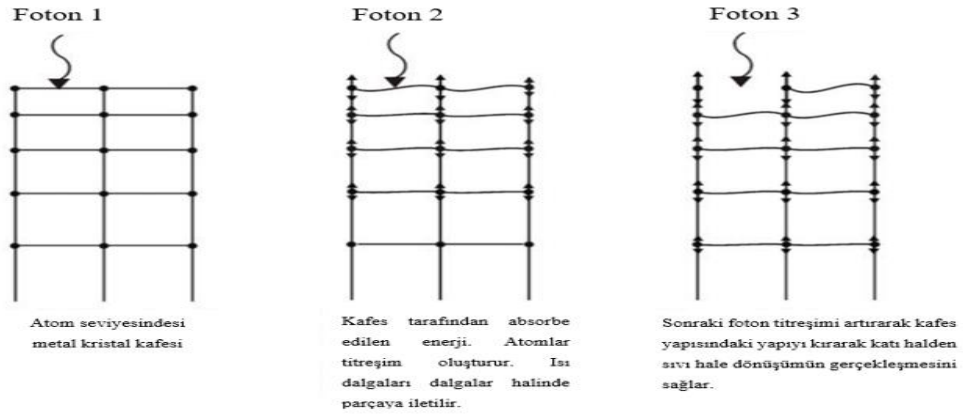
darbeleri sonucundan ortaya çıkan ısı, konveksiyon ve radyasyon olarak yayılma imkânı bulamadan sadece iletim yolu ile malzeme üzerinde kalın eksen boyunca derinlemesine yayılır. İşlem süresince odak noktası çapındaki silindirik kısmın derinlik boyunca sıcaklığının sabit olduğu kabul edilmektedir. Lazer ışın enerjisinin ortadan kalkmasından sonra oluşan kaynak çukuru katılaşır [92]. İletim kaynağı, daha kısa dalga boyundan dolayı genellikle CO_2 lazerler yerine Nd:YAG kullanılarak yapılır [142].

Tobar ve ark. [143] çalışmasında anahtar deliği kaynağına kıyasla iletim kaynağının, eriyik havuzunun stabil olması nedeniyle kusurlara karşı daha dayanıklı olduğuna dikkat çekmiştir. Ancak, anahtar deliği kaynağının maksimum penetrasyon derinliğinin, iletim kaynağınınkinden çok daha üstün olduğunu belirtmiştir.

3.4. LAZERİN METALİ ERGİTMESİ

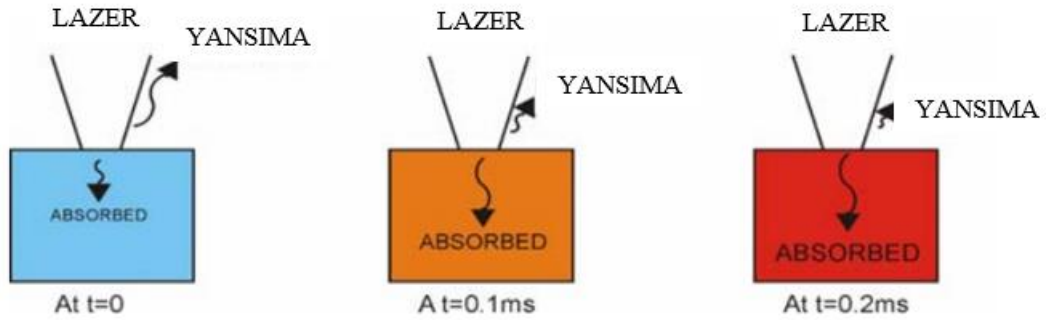
Lazer kaynaklı birleştirme işlemi için malzemenin sıcaklığını yükseltmesi gerekmektedir. Lazer bir sıcaklık artışına neden olmak için malzeme tarafından emilmelidir. Malzeme üzerine odaklanan lazer yüksek güç yoğunluğunda yaklaşık (10^6 Watt/cm²) değerinde enerji yönlendirir [86].

Lazer ışığı fotonları, lazeri oluşturan ışık enerjisi paketleri, malzemeye çarpar ve kısmen veya tamamen emilir. Fotonun enerjisi malzeme kafesinde emilir ve kafes içinde ısı dalgalarına ve fononlara neden olur. Fotonların tekrarlanan bu hareketi sonucunda kafesde parçalanmaya ve ergimeye yol açar. Şekil 3.5.'de fotonların kafeslerdeki hareketi gösteren şema verilmiştir [86].



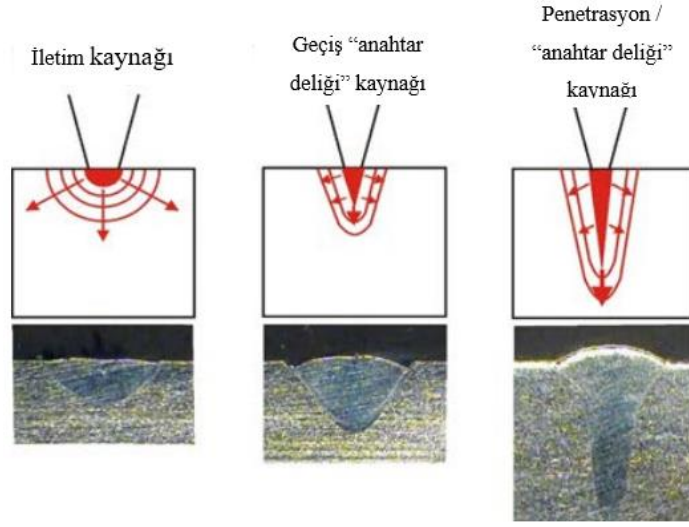
Şekil 3.5. Lazer absorbe ve ısınma [86].

Şekil 3.6.'da kaynak için lazer absorpsiyonunun zamana dayalı şeması verilmiştir. Isıyı emen metaller için çelik gibi örneklerde lazer başlangıçta yansıtılır. Lazerin küçük bir yüzdesi emilerek malzeme ısınmaya başlar. Artan yüzey sıcaklığı yüzey sıcaklığı lazer gücünün emilimini artırır. Bunun sonucunda lazer tarafından hızla ısıtılma ve ergimeye yol açan bir kartopu etkisi oluşturur [86].



Şekil 3.6. Kaynak için lazer absorpsiyonunun zamana dayalı şeması [86].

Lazer, minimum ısı girişi ile penetrasyonu en üst düzeye çıkarmak için benzersiz bir kaynak yeteneği sağlayan yüksek güç yoğunluklu bir işlemdir. Kaynak, yoğun lazer ışığının malzemeyi hızla - tipik olarak milisaniyeler içinde - ısıtmasıyla oluşur. Odak noktası boyutunun içerdiği güç yoğunluğuna bağlı olarak üç tür kaynak vardır: iletim modu, geçiş anahtar deliği modu ve nüfuz etme/anahtar deliği modudur [86]. Şekil 3.7.'de lazer modu türleri verilmiştir.



Şekil 3.7. Lazer modu türleri [86].

Lazer kaynağında plazma halinde geçen lazer enerjisi (L) yada absorbe yetisi hesabı eşitlik (3.2.) ile gelen lazer enerjisi(I_0), absorbe katsayı (a), uzunluk (x) içeren aşağıdaki formül ile hesaplanmaktadır [144].

$$\text{Lazer absorbe hesabı: } L = I_0 \cdot e^{-a(x)} \quad (3.2)$$

Çizelge 3.3.’de farklı malzemelere ait farklı dalga boylarında lazer absorbe yetisine ait bilgiler verilmiştir.

Kaynak bölgesine yönlendirilen ısı girdisi ergitme işleminin gerçekleşmesi için gerekli enerji miktarı olarak tanımlanabilir. Isı girdisi eşitlik (3.3) ile hesaplanır. Ergime elde edebilmek için bağlantıya sağlanan ısı girdisi hızının, esas metalde olan ısı iletimi hızından daha büyük olması gerekmektedir. Isı girdisini etkileyen en büyük parametreler aşağıdaki formülde olduğu gibi kaynak hızı ve kaynak gücüdür. Kaynak hızının azalması neticesinde aynı bölgeye enerji yönlendirme miktarı daha fazla ısı girdisine neden olmaktadır. Diğer bir etken olan kaynak gücü ise doğrusal olarak ısı girdisi miktarını artırmaktadır.

$$\text{Isı girdisi(J/mm)} = \frac{\text{Lazer Gücü(W)}}{\text{İlerleme Hızı}(\frac{\text{mm}}{\text{s}})} \quad (3.3)$$

Çizelge 3.3. Farklı malzemelerin oda sıcaklığında üç farklı dalga boyunda lazer absorbe yetisi [85].

Material	300-600 nm	1.06 μ m	10.6 μ m
Alüminyum, düz yüzey		0.06-0.2	0.03-0.06
pürüzlü		0.2-0.4	0.1—0.4
Bakır, parlatılmış	0.05	0.04	0.01-0.03
pürüzlü	0.05	0.1-0.3	0.05-0.10
oksitlenmiş	0.85	0.5	
Altın		0.02-0.04	0.01-0.02
Demir, parlatılmış	0.37-0.40	0.25-0.32	0.12
Molibden, parlatılmış	0.4—0.5	0.25-0.35	0.05-0.15
Nikel	0.5	0.15-0.35	0.05-0.15
Platin		0.25-0.30	0.03-0.08
Gümüş		0.03	0.02-0.10
Tungsten	0.5	0.35	0.03-0.3
Karbon (Grafit)	0.75	0.8-0.9	0.7-0.9
Alümina (Al ₂ O ₃)		0.05-0.1	0.90-0.99
Magnezyum oksit (MgO)		0.2	0.93-0.98
Silisyum dioksit (SiO ₂)	Transparan	Transparan	0.9
Zirkonya (ZrO ₂)		0.1-0.2	0.85-0.98
Silisyum karbür (SiC)	0.8-0.9	0.85-0.95	0.8-0.9
Silisyum nitrid (Si ₃ N ₄)	0.6-0.7	0.6-0.8	0.9

Benzer olmayan malzemelerin birleştirilmesiyle ilgili en kritik sorunlardan biri artık gerilmelerin oluşmasıdır. Dahili stres durumu, parçaların ısı veya mekanik olarak işlenmesinden kaynaklanır. Bunların yaygın örnekleri, bir parçanın bükülmesi, yuvarlanması veya dövülmesidir. Başka bir örnek, kaynak sonucu oluşan termal gerilimlerdir. Artık gerilimler, bir bileşenin görünür şekilde bozulmasına neden olabilir. Artık gerilim, yorulma mukavemetini etkileyen en önemli faktörlerden biridir [145]. Kaynak işlemi sırasında artık gerilim kontrolü, kaynak sonrası herhangi bir ek prosedür olmaksızın kaynaklı bileşenleri kolayca koruyabilir. Artık gerilim sorunu, kaynak işlemi sırasında emilen ısı nedeniyle ortaya çıkar ve kaynaklı bileşenler arasındaki termal genleşme katsayısı ve termal iletkenlikteki farklılıklara maruz kaldığında önemli ölçüde karmaşık hale gelmektedir [146]. Kaynak işlemini takiben gerçekleşen soğuma sırasında faz değişiminin neden olduğu genleşme nedeniyle, yüksek artık gerilim değeri ITAB'da yoğunlaşmaktadır [145]. E.M. Anawa ve A.G. [147] çalışmasında lazer kaynaklı birleştirme işleminin kalıntı gerilmeler konusunda başarılı olduğunu dar ITAB oluşturmalarının bundan etkili olduğunu bildirmiştir. Ayrıca kullanmış olduğu parametreler içerisinde kalıntı gerilme üzerindeki en büyük etkenin

kaynak hızı olduğunu belirtmiştir. Kaynak hızı arttıkça kalıntı stresin azaldığı sonucuna varmıştır. İkinci en büyük etkinin ise ısı girdisiyle bağlantılı olan lazer gücü olduğunu lazer gücü şiddetine bağlı olarak büyük çaplı olarak kalıntı gerilme miktarının arttığını göstermiştir. İki veri incelendiğinde kaynak bölgesine yönlendirilen ısı girdisindeki artış direkt olarak kalıntı gerilme üzerinde olumsuz etkisi olduğu göstermektedir.

3.5. AVANTAJLARI

Lazer kaynak işleminin diğer kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında avantajları bulunmaktadır. Otomasyona uygunluğa ek olarak diğer kaynak yöntemlerine göre yüksek kaynak hızları, yüksek güç yoğunluğu, dar ısı tesiri altındaki bölge (ITAB), yüksek kaynak ağzı derinliği ve düşük termal çarpılma etkileri neticesinde lazer kaynağının popülaritesi son yıllarda giderek artmıştır [148].

Lazer kaynağı ön yatırım masrafı yüksek olmasına karşılık verimliliği yüksek bir yöntem olmaktadır. Yapılan pek çok çalışmalarda yapılan incelemelerde lazer kaynağının diğer ergitme kaynaklı birleştirme yöntemlerinden üstün tarafları tespit edilmiştir.

Lazer kaynağı 1970’li yıllara kadar kullanım alanı yetersiz güç nedeniyle ince sac malzemeler ve düşük hızlarla sınırlıydı. Banas ve Brown [149], multikilowatt karbon dioksit lazer kullanarak kaynak nufuzu etkilerini göstermesi sonucunda teknik ve ticari olarak uygulanabilirliği artmıştır. Yüksek güce sahip olan CO₂ ve (Nd:YAG) lazer kaynaklarının mevcudiyeti ile derin nüfuzlu kaynağa olan ilgiyi artırmıştır.

Teknolojik ilerlemeler sayesinde hızlı bir yol kateden lazer kaynağı diğer kaynak yöntemlerine göre daha iyi imalat olanakları sunmaktadır. Lazer kaynağı sektörünün diğer geleneksel yöntemlere göre bu denli hızlı büyümesi pek çok avantajı sayesinde olmuştur [150]. Aşağıda bu avantajların bazıları sıralanmıştır.

- Düşük termal girdi neticesinde iş parçalarında düşük termal çarpılmalara neden olur.

- Lazer ışınları atmosferik basınçlarda iletilebildiğinden, lazer kaynak ekipmanı elektron ışını kaynağı gibi bir vakum odası gerektirmez.
- Fiberler ve iletim yolu aynaları, uyarıcıdan belli bir mesafede kaynak yapılmasını da mümkün kılar.
- Derin ve dar kaynak havuzu oluşturma neticesinde yüksek metalürjik kalite elde edilemesini sağlar.
- Düşük ısı girdisi neticesinde dar ısı tesiri altındaki bölge oluşturur. Böylelikle iş parçalarında oluşan metalürjik hasarı azaltmakla birlikte ısıya duyarlı bileşenlere daha yakın kaynak imkanı sunmaktadır.
- Yüksek kaynak hızına sahip olması sayesinde dakikada bir kaç metre kaynak gerçekleştirilebilir.
- Bir lazer cihazı, lazer kaynağı işlemi dışında kesme ve ısıl işlem için kullanılabilmektedir.
- Lazer kaynağı otomasyon için uygun olmakla beraber bilgisayar kontrolü ve CAD/CAM ile birleştirilerek robotlar ile kullanılabilmektedir.
- Çoğu lazer kaynağı uygulaması ek dolgu metaline ihtiyaç duymamakla beraber koruyucu gaz ihtiyacı bulunmamaktadır.
- Lazer kaynağı uygulamaları karmaşık geometriye ve ulaşılması zor olan bölgelerin kaynağı için kullanılabilmektedir.
- Farklı metal türlerinin ve farklı sac kalınlıklarına sahip metallerin kaynağı için kullanılabilmektedir.
- Kaynak işlemi sonrası daha temiz yüzey oluştururlar [151,152].

Yukarıda bahsedilen olumlu avantajları ile diğer kaynak yöntemlerinin yerini almadığını, ancak bu avantajlardan yararlanılmak istenilen uygulamalarda pozitif olarak hizmet ettiğini belirtmek önemlidir.

Avantajları dışında dezavantajları da bulunmaktadır. Bunlara örnek olarak aşağıdakiler gösterilebilmektedir.

- Yüksek ekipman ve işlem maliyeti
- İş parçalarının sıkıştırılması ve emniyete alınması için katı gereksimler.

- İşlem için doğru konumlandırma gereksinimi
- Robotik kaynaklı hata ve göz korumasıyla ilgili güvenlik gereksinimleri [153].

Çizelge 3.4.'de bu alanda yapılan farklı kaynak yöntemlerinin ve lazer kaynağının karşılaştırıldığı literatür araştırmasına yönelik örnek çalışmalara ait bulgular verilmiştir.

Çizelge 3.4. Lazer kaynaklı birleştirme yöntemlerine yönelik literatür taraması.

Makale konusu	Araştırmacı	Bulgular
Determination of Mechanical Properties of CO ₂ Laser Welded Dual Phase Steels	Ekrem Öztürk, Hüseyin Arıkan, Serkan Toros, ve Mehmet Kayıcı	Çalışmalarında DP600 ve DP800 kalite çelikleri lazer kaynağı ile kaynatılmıştır. • Tailor-welded sacın akma ve çekme mukavemet değerleri çalışmadaki P=3 kW, S=4 m/dk değerlerinde ana malzemeden daha yüksek mukavemet performansı • kaynak parametrelerinden bağımsız olarak kaynak işlemi tüm malzemelerde süneklik azalması • Tailor-welded saclarda hasar ana malzemelerde ve bu durum sac kalınlıklarının azaltılmasına olanak sağlayarak mukavemet değerlerinden ödün vermeden şekillendirilmiş parçaların ağırlıklarının azaltılabileceğini göstermiştir.
Experimental Development of Dual Phase Steel Laser-arc Hybrid Welding and its Comparison to Laser and Gas Metal Arc Welding	Wagner Duarte Antunes, ve Milton Sergio Fernandes de Lima	Çalışmalarında DP600 kalite çeliklere lazer kaynağı ve ark kaynağıyla ilgili kıyaslamalar yapılmıştır. Ark kaynağıyla ilgili: • Kaynak bölgelerinde Widmanstatten ferrit mikro yapıları ve artık martenzitik yapı • Kaynak bölgesi sertliği 220 HV • Tüm ark kaynaklı bağlantılarda benzer çekme testi performansı • Ark kaynağında daha düşük süneklik ve tokluk ile sonuç Lazer kaynağıyla ilgili bulunduğu bulgular: • Lazer kaynaklı numunelerde ağırlıklı olarak martenzitik yapı • Sertlik değerleri 370 HV • Hibrit yapıya sahip kaynaklar karışık mikro yapı • Martenzit, beyrit ve ferrit ortalama sertlik değerleri olarak 350 HV • Sonuç olarak lazer kaynağının kullanımını önermiştir.
A study on HAZ behaviour in 800 MPa cold rolled and hot rolled steel weld	Merbin John, Ashok Kumar P., Udaya Bhat K., ve Devadas Bhat P.	Çalışmalarında DP780 ve HS800 kalite çeliklere ark kaynaklı birleştirmeler gerçekleştirilmiş ve ITAB bölgeleri incelenmiştir. Ark kaynağı: • ITAB'da yumuşama • Kaynak sertliği ITAB'dan yüksek • ITAB genişliği ısı girdisiyle doğrudan orantılı • Kaynak metal sertliği ağırlıklı olarak seyreltme ve kaynak birleştirme konfigürasyonuna bağlı • Kaynak verimliliği %86 • Maksimum çekme dayanımı 685 Mpa • Başarısızlık sebebi TiN parçalar ile ilişkilendirildi • Darbeli (pulsing) mikroyapıyı iyileştirdi
Microstructure-Property Correlations in Fiber Laser Welded Nb-Ti Microalloyed C-Mn Steel	Qian Sun, Xiao-Kang Nie, Yang Li, ve Hong-Shuang Di	Çalışmalarında düşük karbonlu bir çeliğe uygulanan lazer kaynak etkileri incelenmiştir. Lazer kaynağı: • İğne martenzit yapısı ergime ve kaba taneli ITAB bölgesinde gözlemlendi. • Ana metal ferrit, dejenere perlit ve karbürler içeriyor. • Çarpışma tokluğu gelişti. • Ergime bölgesi üstün tokluğa sahip • ITAB tokluğu ana metal tokluğunun %91'ine eşitti. • Lazer kaynağı orjinal çözüntülerin çözülmesine neden oldu. • Kaba taneli ITAB ana metalden daha yüksek bir elastik modüle sahip

3.6. LAZER KAYNAĞININ OTOMOTİV SEKTÖRÜNDEKİ YERİ

Yüksek güçlü lazerlerin en büyük uygulama alanlarından biri olan sac malzemelerin kaynaklı birleştirilme işlemleridir. Otomotiv sektöründe lazerli imalat teknolojisi

pazarın % 30'unu kapsamaktadır [154]. Otomotiv sektöründe lazer kaynağı punta kaynaklarına kıyasla yüksek hızlı atımlı (pulse) veya sürekli dalga (CW) lazeri kullanarak noktalar yerine çizgiler halinde sürekli bir kaynak bütünlüğü sunmaktadır. Hat kaynağı olarak tanımlanan bu durum geliştirilmiş güç sunmakta ve takviye için çelik malzeme ihtiyacı duymamaktadır. Bu sayede gövde ağırlığının azaltılmasına ve daha yüksek sertliğe izin vermektedir [102].

Otomotiv gövdeleri, ticari olarak yüksek çekici bir tasarıma sahip olmasının yanı sıra, mukavemet, dayanıklılık, pas önleme, çarpışma enerjisi dayanıklılığı ve hafiflik gibi özelliklere sahip olması istenmektedir. Tüm bu faktörlerden dolayı otomotiv gövdelerinde kullanılan çelik sac kalınlıkları ve malzeme kaliteleri dikkatle seçilmektedir. Hassasiyet ve üretkenliği artırırken aynı zamanda performans gereksinimlerini karşılamak otomotiv üretiminin en önemli konusudur. Otomotiv dış gövdelerinin boşluklu ve farklı metal tiplerinden oluşumu ve bu yapıların birleştirilmesinde lazer kaynağı yöntemine başvurulmaktadır. Araştırmaların gösterdiği belirgin üstünlükler neticesinde lazer kaynaklı birleştirme metodu farklı tür metallerin birleştirilmesinde, yüksek enerji yoğunluğu, anahtar kaynağı metoduyla dar ITAB oluşturma otomotiv sektöründe tercih edilmesinin ana sebepleridir. Dahası gelişen teknolojik ilerlemeler verimli güç yoğunluğuna sahip lazer ekipmanlarına ulaşımı kolaylaştırmaktadır [102]. Böylelikle lazer kaynağını otomotiv sektörü için daha cazip hale getirmektedir. Otomotiv sektöründeki yaygın olarak kullanılan malzemelere yönelik yapılan kaynaklı birleştirmelere yönelik araştırmalar çizelge 3.5.'de verilmiştir.

Çizelge 3.5. Otomotiv sac malzemelere yönelik yapılan kaynak çalışmaları.

Materials	Joint type	Optimum laser parameters
Microalloyed C-Mn Steel [34]	Lazer kaynağı	• FZ mikro yapısı çita martensittir. • FZ'deki katımlar rapor edildi. • CGITAB çita martensittir. • Rafine edilmiş mikro yapı. • Çekme numunelerinin kırılma yeri BM idi. • Darbe tokluğu daha yüksekti.
DP600 [35]	GMAW	• GMAW' ed derzleri ağırlıklı olarak Widmanstatten ferrit mikro yapı ve artık martensit içeriyordu. • Kaynak sertliği, yüksek seyreltme nedeniyle daha düşük olan 220 HV idi. • Tüm kaynak bağlantıları için benzer çekme dayanımı. • GMAW daha düşük süneklik/tokluk ile sonuçlandı.
DP800	GMAW	• ITAB yumuşatma. • Martenzit temperleme nedeniyle SC-ITAB'da numune başarısız oldu. • Kaynak metali sertliği ağırlıklı olarak seyreltme ve kaynak birleştirme konfigürasyonuna bağlıdır. • En yüksek sertlik kaynakta olmuştur. • %96 ortak verimlilik. • Maksimum çekme dayanımı 768 MPa.
DP600	Lazer kaynağı	• Lazer kaynakları ağırlıklı olarak martensit içermektedir ve 370 HV sertliğe sahiptir. • Hibrit kaynaklar, martensit, bainit ve ferritten oluşan karışık mikroyapılara sahipti ve 350 HV orta sertliğe sahipti. • DP600 levhalarını birleştirmek için en iyi lazer kaynağı olarak tavsiye edilir.
Nb-Ti Microalloyed C-Mn Steel [38]	Lazer kaynağı	• Çita martenziti FZ ve CGITAB'da gözlenmiştir. • BM, ferrit, dejenere perlit ve karbürler içeriyordu. • Darbe tokluğu iyileştirildi. • FZ üstün tokluğa sahipti. • ITAB tokluğu, BM tokluğunun %91'iydi. • Lazer kaynağı orijinal çökeltilerin çözünmesine neden olmuştur. • FZ'de daha yüksek elastik modül. • Kaba taneli ITAB, BM'den daha yüksek bir elastik modüle sahipti
Ti-Nb Microalloyed steel 800 MPa [36]	GMAW	• ITAB yumuşatma. • Kaynak sertliği ITAB sertliğinden daha yüksekti. • ITAB genişliği doğrudan HI ile ilişkiliydi. • Kaynak metali sertliği ağırlıklı olarak seyreltme ve kaynak birleştirme konfigürasyonuna bağlıdır. • Numune ITAB'da başarısız oldu. • %86 ortak verimlilik. • Maksimum UTS 685 MPa. • Başarısızlığın nedeni sert TiN partikülleri olarak belirlendi. • P-GMAW'deki HI, GMAW'ye kıyasla %17 daha azdı. • Titreşim, mikro yapıyı iyileştirdi.

Lazer kaynağının ayırt edici özelliklerinden biri, temas gerektirmeyen doğasıdır. Buehrle ve ark. [155] lazerle uzaktan kaynağın düşük işleme süresi (indeks süresinin azaltılmasıyla birlikte) ve daha az sayıda kenetleme armatürü avantajına dikkat çekti.

Lazer kaynağı, özel şekilli kaynaklar üreterek yapısal bütünlüğü maksimum düzeye çıkarabilirken, dirençli nokta kaynağı sadece nokta kaynakları ile sınırlıdır. Ayrıca, yüksek güçlü lazer kaynağının derinlemesine nüfuz eden kaynaklar oluşturabileceği bilinmektedir. Lazer ve dirençli nokta kaynağı arasındaki işlem süresi farkı, özellikle daha kalın metalleri birleştirirken dirençli nokta kaynağının süresinin önemli ölçüde artmasından dolayı belirginleşir. Lazer kaynağı ayrıca aracın toplam ağırlığını azaltma avantajına sahip olabilir, çünkü flanş genişliklerini azaltabilir. Lazer kaynağında, temas olmadığı için flanş genişliği önemli ölçüde azaltılabilir. Bazı durumlarda, lazer kaynağı kullanılarak flanşlar alın kaynağı konfigürasyonunda tamamen ortadan kaldırılabilir. Önemli bir diğer avantaj, lazer kaynağının tek erişim özelliğidir, bu da dirençli nokta kaynağı için gereken erişim açıklıklarını ortadan kaldırarak burulma sertliğini artırabilir. Klinger [156] tarafından yapılan bir araştırma, nokta kaynaklı yapıdan lazer kaynaklı yapıya geçişin, body in white'da 12,2 kg'luk bir kütle azalmasına olanak tanıdığını göstermiştir. Ayrıca, Barnes ve Pashby [157] yüksek kaliteli lazer dikiş kaynağının çok az termal bozulmaya neden olan yüksek düzeyde odaklanmış ve yüksek enerji yoğunluğuna sahip olduğunu belirtti. Son olarak, yüksek kaliteli lazer dikiş kaynağının estetik avantajı, ikincil işlemleri (örn. taşlama ve bitirme) ortadan kaldırmaya yardımcı olmaktadır.

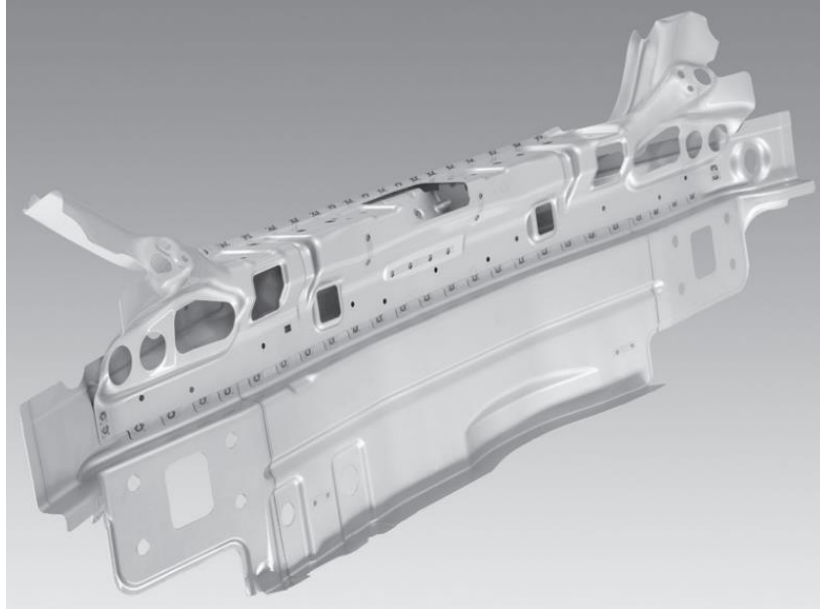
Ancak otomotiv sektöründeki küresel lazer sistem tüketimi 2012 yıllarında yüzde 15'ten aşağıda idi. Lazer kaynağının düşük uygulama oranının nedeni, henüz üstesinden gelinmemiş olan çeşitli zorluklardan kaynaklanmaktadır. Bu zorluklar arasında ana zorluk, şaşı montajında kullanılan galvanizli çeliklerden kaynaklanmaktadır. Çinko kaplama otomobillerin kullanımı sırasında mükemmel bir koruma sağlarken, çinkonun buharlaşma sıcaklığı ($T_{\text{ergime Zn}}=1180 \text{ K}$) çeliğin ergime sıcaklığından ($T_{\text{ergime Fe}}=1800 \text{ K}$) daha düşük olması nedeniyle kaynak esnasında üst üste binen konfigürasyonlar neticesinde sıkıntılar oluşturmaktadır. Daha detaylı açıklamak gerekirse, anahtar deliği kaynağı esnasında, metal plakalar arasına sıkıştırılan çinko buharlaşmaya başlar [158]. İlk olarak ergiyen çinkoyu milisaniyeler içerisinde çeliğin ergimesi takip etmektedir. Lazerin yüksek yoğunluğu nedeniyle gaz haline geçişler olmaktadır. Ortaya çıkan buhar basıncı, sıvı malzemeye doğru bir kuvvet uygular ve böylece bir delik oluşturarak tabakaların içine doğru kazmaya neden olmaktadır. Daha sonrasında lazer enerjisi sadece yüzeye değil çoklu yansımalar

nedeniyle malzeme tarafından absorbe edilir. Bu emme oranının artmasına ve iyi bilinen lazer penetrasyon kaynak işlemine yol açmaktadır. Oluşan bu sözde anahtar deliği levhaların birleşme arayüzüne yaklaşması durumunda yine çinko tabakasında buharlaşmaları başlatmaktadır. Oluşan metal buharı levhalarında arasında hapsolür ve yanal olarak genleşme imkânı bulamayan ortamda basınç artışına neden olmaktadır. Fiziksel olarak en az direncin olduğu noktadan çıkmak isteyen basınç kaynak havuzunda basınç değerini aşarsa gaz giderme işlemini başlatır. Böylece sıvı fazdaki çelik kaynak bölgesinin dışına doğru atılır ve kaynak dikişinde boşluklara neden olmaktadır. Ayrıca, gözenekler veya delikler kaynak dikiş mekanik mukavemetini azaltmaktadır. Bu etki, anahtar deliği malzemenin içine tam olarak girmiş olsa bile meydana gelmektedir. Çünkü burada çinko tabakasında buharlaşmasını engelleyen ve çevreleyen ince bir eriyik tabakası mevcuttur. En az direncin yolunu seçmek, şiddetli başarısızlık yaratan mekanizmalar meydana gelebilir. Buhar basıncı kaynak havuzunun basıncını aşarsa gaz giderme işlemi başlar. Böylece sıvı çelik kaynak bölgesinin dışına atılır ve kaynak dikişinde boşluklar kalır. Ayrıca, gözenekler veya delikler, bazı uygulamalarda tolere edilemeyen kaynak dikişinin mekanik mukavemetini azaltır. Bu etki, anahtar deliği malzemeye tam olarak girmiş olsa bile meydana gelir, çünkü çinko tabakasının buharlaşmasını da engelleyen ince bir eriyik tabakası ile çevrilidir [159]. Ortaya çıkan bu kusur tüm lazer kaynak türlerinde mevcuttur [102].

Otomotiv endüstrisi konvansiyonel direnç punta kaynağının yerini lazer kaynağına geçirmesinde en büyük sıkıntıyı bu nokta oluşturmaktadır. Bunun yanında farklı metallerin kaynağında kırılğan intermetaliklerin oluşumunun hızlı ısıtma ve soğutma şartlarında oluşması diğer bir etkindir. Lazer kaynağında uygulama alanlarında sıkıntılar bu soruna uygun maliyetli bir çözüm arayışlarında güncel bir konuyu oluşturmaktadır. Otomotiv üreticileri hafif araçların geliştirilmesine yönelik güçlü ilgilinde hesaba katılmasıyla birlikte çoğu üretici maliyet kısıtlamaları nedeniyle alternatif malzeme yerine farklı derecelerde gelişmiş yüksek dayanımlı çelik kullanarak verimli şasi tasarımı geliştirmeye güvenmektedir [102]. Tüm bu şartlar altında farklı kalite AHSS'lerin lazer kaynaklı birleştirilmesi ve kaynak kalitesinin iyileştirilmesi gerekliliğini ortaya çıkarmaktadır.

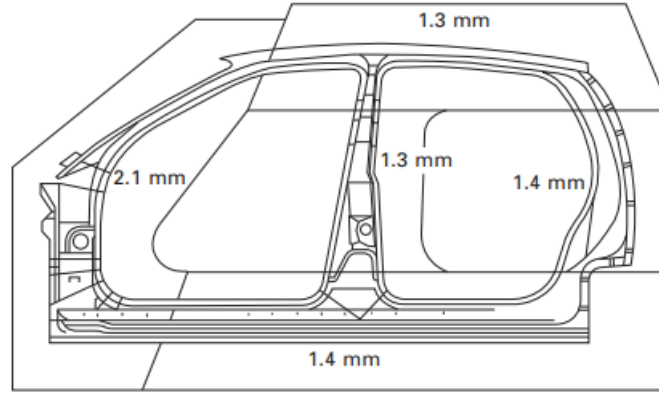
3.7. TAILOR WELDING BLANK (TWB) YÖNTEMİ

Tailor welding blank (TWB) yöntemi ile farklı kalınlık ve kalitedeki malzemelerin kaynak işlemleri için kullanılmaktadır. Burada araç gövdesinde yerel sertliği artırmak için bir bileşenin kritik bölgelerinde daha kalın veya daha güçlü malzemelerin kullanılmasına izin verirken, diğer bölgelerde bileşenin toplam ağırlığını azaltmak için daha ince veya daha hafif malzemeler kullanılmaktadır. Geçtiğimiz yıllarda, daha fazla yakıt tasarrufu sağlayan, daha az emisyon üreten ve daha iyi kullanım ve yolcu koruması sağlayan daha hafif otomotiv araçları elde etme ihtiyacı nedeniyle otomotiv endüstrisinde TWB'lerin kullanımı artmıştır. Aynı zamanda maliyetin düşürülmesi, araçların görünümü, konforu, kullanışlılığı, güvenliği, işlevselliği gibi yönlerin yanı sıra nihai parçanın sağlamlığından veya sertliğinden ödün vermeden parça sayısının azaltılması da bu artışa katkıda bulunmuştur [160,161]. Geçmişte TIG ve MIG/MAG kaynak yöntemleri gibi işlemler kullanılmıştır. Ancak günümüzde tailor boşluklarının çoğu lazer ışını radyasyonu, özellikle Nd:YAG ve CO2 lazerleri kullanılarak kaynaklanmaktadır [162]. Şekil 3.8.'de lazer kaynak uygulamasının otomotiv sektöründe kullanım yerine bir örnek verilmiştir.



Şekil 3.8. Otomotiv beyaz gövde uzaktan lazer kaynağı uygulaması: arka kısım [16].

Sacların birleştirilmesi sonrası tek seferde preslenerek istenilen geometrik yapıda tek parça elde edilir. Presleme esnasında oluşan basınca dayanabilmesi ve kaynak sonrası oluşan gevrekleşme işlemi bu alanda sıkıntı oluşurmaktadır. Bu doğrultu lazer kaynağı dar alanda uygulanabilme kabiliyeti bu sorunun iyileştirilmesinde kullanılır. Bu avantaj, gereken panel sayısını azaltır, gövde hassasiyetini artırır ve kullanılan toplam parça sayısını en aza indirir. Kalite açısından bir diğer avantaj ise farklı malzemelerden elik sacların tek malzeme haline getirilebilmesidir. Bu, azaltılmış ağırlık ve artırılmış sağlamlık gibi çeşitli performans gereksinimlerini karşılamak için malzemelerin optimum şekilde konumlandırılmasına izin verir [161]. şekil 3.9.'da TWB uygulamasının otomotiv beyaz gövdesinde uygulaması gösterilmektedir.



şekil 3.3. Lazer kaynaklı TWB uygulama gösterimi
(Otomotiv beyaz gövde uzaktan lazer kaynağı uygulaması: arka kısım) [85].

Otomotivlerin şaşı ve gövdelerinde lazer tabanlı punta kaynağı, bir ana malzemenin bir tarafında bir lazer ışını ışınlayarak yapılmaktadır. Direnç nokta kaynağından farklı olarak, taban malzemesini elektrotlar arasında sıkıştırma uygulanmamaktadır. Bu karmaşık yerlerde bile kullanım için yüksek serbestlik derecesine sahip bir robot kolu üzerinde kaynak yapılmasını mümkün kılmaktadır. şekil 3.10.'da ise TWB uygulamasının mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.10. Nd:YAG lazer kaynaklı TWB mikrogörüntüsü [163].

3.8. LAZER KAYNAK KUSURLARI

Kaynak işlemleri boyunca ortaya çıkan hatalar kaynak kusurları olarak tanımlanmaktadır. Aşağıdaki başlıklarda lazer kaynağı işlemi sonucu gözlemlenebilen kaynak kusurlarından bahsedilmiştir.

3.8.1. Kaynak havuzunda gözeneklilik

Kaynak havuzundaki gözenekler, anahtar deliğinin çok hızlı çökmesi ve katılaşma gerçekleşmeden önce erimiş metalin anahtar deliğinin merkezine akmasına izin vermemesi nedeniyle oluşmaktadır. Esas olarak bu hata kaynağın kökünde meydana gelmektedir [164]. Anahtar deliği oluşumunun kararsızlığının, bazı Al alaşımlarında makro gözenekliliğin (delikler $>0,2$ mm boyutunda) ana nedeni olduğu gösterilmiştir [165]. Atımlı lazerler artan güç yoğunluğu ve darbe süresi ile gözeneklilik eğilimini artırmaktadır [166].

3.8.2. Krater

Atımlı lazerler kullanıldığında, iletimden anahtar deliği kaynağına geçişe, özellikle daha yüksek güç yoğunluklarında, hem kökte tıkalı gaz gözeneklerinin hem de üst yüzeyde kraterleşmenin daha sık görülmesi eşlik etmektedir. Genel olarak, güç yoğunluğunu ve darbe süresini artırmak, kraterleşmede hızlı bir artışa neden olmaktadır [166].

3.8.3. Alttan kesme

Kaynağın kenarı, kaynağın ergime merkezinden daha aşağı durumda olduğunda, bu oluşuma alttan kesme kaynak hatası denilmektedir. Alttan kesme miktarı, kaynağın üst yüzeyindeki en yüksek ve en alçak noktaların yükseklik farkı olarak tanımlanmaktadır [167]. Atımlı lazerler kullanılırken, kaynak hızı arttıkça düzensiz alttan kesme meydana gelebilmekte, bu da deforme olmuş bir kaynak parçasına veya halatlı bir dikişe neden olmaktadır. Daha da yüksek hızlarda ise alttan kesme tutarlı hale gelmektedir.

3.8.4. Humbling

Bu, kaynak yüzünün düzenli bir şekilde çarpması ve kısıtlanması ile karakterize edilen uzunlamasına bir kaynak hatasıdır. Kaynak metali, iş parçasının yüzey seviyesinin üzerinde tümsekler oluşturmaktadır. Yüksek kaynak hızlarında oluşabilmektedir. Kaynak havuzu şekli, tümsek oluşumunda önemli bir rol oynamaktadır [168].

3.8.5. Hava deliği

Genellikle kaynak hızı çok yüksek olduğunda, anahtar deliği dengesizlikleri neticesinde kaynak üst dikişinde oluşan hava delikleri veya boşlukları şeklinde kaynak hataları oluşmaktadır [169].

3.8.6. Drop

Çökme kaynak hatası kaynak esnasında ergiyen metalin malzemenin alt tarafında tümsek veya çıkıntı oluşturma durumudur [167].

3.8.7. Çatlama

Kaynak esnasında oluşan hızlı ısınma ve soğuma kaynaklı termal gerilmeler neticesinde oluşan kaynaktaki çatlak oluşumudur. Çatlaklar ağırlıklı olarak kaynaklı birleştirmenin üst kısımlarında oluşmaktadır [164].

3.8.8. Düzensizlik ve yüzey pürüzlülüğü

Kaynak dikişinde oluşan düzensizlik ve yüzey pürüzlülüğü çeşitli parametrelere bağlı olarak oluşmaktadır. Üst kaynak yüzeyinin merkez çizgisi boyunca yüzey pürüzlülüğü (mikron ölçeğinde) kaynak hızından, lazer gücünden, darbe süresinden ve darbeleri bir lazerin ortalama tepe güç yoğunluğundan etkilenmektedir. Kaynak hızına karşı pürüzlülük oluşum grafikleri incelendiğinde optimumu kaynak hızında pürüzlülük miktarı minimize edilebilmiştir. Lazer kaynak gücü arttıkça, kaynak boncuk pürüzlülüğünün kaynak hızına duyarlılığı daha az belirgin hale gelmektedir. Ayrıca pürüzlülük boyutu genel olarak daha küçük gözlemlenmektedir. Lazer güç değeri minimize edildiğinde pürüzlülük hızla artmasının nedeni olarak çalışmalarda termodinamik dengesizliklerin bir göstergesi olarak bildirilmiştir. Artan darbe süresi, kaynak pürüzlülüğünü artırmış ve kabul edilebilir kaynak hızı aralığını daraltmıştır. Belirli bir kaynak parametresi seti için minimum pürüzlülük değeri için hareket hızı ve ortalama lazer çıkış gücü paralel azalması gerekmektedir. Ancak uzun ısıtma etkisine maruz kalma durumunda darbe süresi arttıkça pürüzlülük değeri artmaktadır [169].

3.8.9. Alaşım kaybı ve kimyasal kompozisyon değişimi

Yüksek enerji girişleri olan kaynak işlemlerinde düşük ergime sıcaklığına sahip elemanların buharlaşması olarak meydana gelebilmektedir. Kararlı bir anahtar deliği oluşması durumunda kaynak hızının kaynak bileşimi üzerinde çok az etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca kaynak esnasında kararlı kaynak deliği oluşturulduğunda alaşım kayıp miktarının en aza indirildiği gözlemlenmiştir [170].

3.8.10. Sertlik

Ergimiş kaynak banyosunda, esas ana metalden önemli ölçüde yüksek miktarda sertliğe sahip olmaktadır. Buradaki mikro yapıdaki faz değişikliğinden, çökelti oluşumundan veya intermetaliklerin üretiminden kaynaklanabilmektedir [97].

3.8.11. Yetersiz penetrasyon

Lazer kaynak bölgesinin tamamen ergitme nufuziyetine sahip olamadığı bir kaynak hatasıdır. Genellikle bu tip kaynak hatasının oluşma sebebi oksidasyona, gaz korumasına, gaz kirliliğine veya lazer gücündeki dalgalanmaya bağlıdır [171].

3.8.12 Taşma (root dropout)

Kaynak esnasında kalın saçlarda tam penetrasyon elde edebilmek için yüksek ergime miktarı oluşmaktadır. Yüksek ısı neticesinde buradaki ergimiş metal ivmelenerek kaynak yüzeyinden arada bir birleşme olmadan esas metal üzerine çıkması ve katılaşması durumunda taşma hatasını oluşturmaktadır. Bu taşma noktasal veya bütün dikiş boyunca zuhur edebilmektedir. Taşma hatasını indirmek için yeterli güç ve hız kullanımı, yüzey geriliminin düşmesinin önlenmesi uygulanabilmektedir [172].

3.8.13. Ergime eksikliği

Kaynakta ergime eksikliği, kaynak metalinin yan duvar veya ek yeri ile kaynaşmaması veya iki kaynak dikişinin tamamen birleşmemesi durumudur. Kaynak ergime eksikliği oluşumu karmaşık bir durum olmakla beraber oluk tipi, kaynak parametresi, lazer anahtar deliği stabilitesi, ark özellikleri, damlacık transferi ve dinamik davranışlarla ilgili olabilmektedir [171,173]. Ergime eksikliği malzemelerde genellikle alt kaynak bölgelerinde malzemenin kaynak kenarlarına yakın kısımlarda oluşmaktadır [174].

3.8.14. Sıçrak

Kaynak dikişi veya esas metal üzerinde, küresel küçük metal parçacıklarının kaynak bölgesinden koparak metal yüzeyine yapışmaktadır. Genellikle malzeme yüzeyinin temiz olmaması ve yüksek akım oranlarında meydana gelmektedir [175].

BÖLÜM 4

KRİYOJENİK İŞLEM

Çeşitli ısıt işlemlerin metallerin üzerindeki etkisi binlerce yıldır bilinmektedir. Bunun bir neticesi olan kriyojenik işlem alışılmış diğer ısıt işlem yöntemlerinden farklı bir prosese sahip olmasına rağmen bir ısıt işlem yöntemi sınıfına dahil edilmektedir. Bu yöntemle malzemeleri çeşitli sıfır altı sıcaklıklarda sıvı azot veya benzeri sıvılar yardımıyla gerçekleştirilen bir soğutma işlemi olarak tanımlanabilir. İlk ortaya çıkış amacı olan normal ısıt işlemlerle giderilemeyen kalıntı östenit miktarının tamamen dönüştürülmesi ve ortadan kaldırılması için kullanılmıştır. Sonuç olarak geleneksel ısıt işlem sürecine ek bir adım olarak uygulanan kriyojenik işlem, çeliklerin kırılma ve darbe tokluğu, sertlik, yorulma, aşınma ve korozyon direnci gibi özelliklerin iyileştirilmesinde kullanılmaktadır [176–179].

4.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN TARİHÇESİ

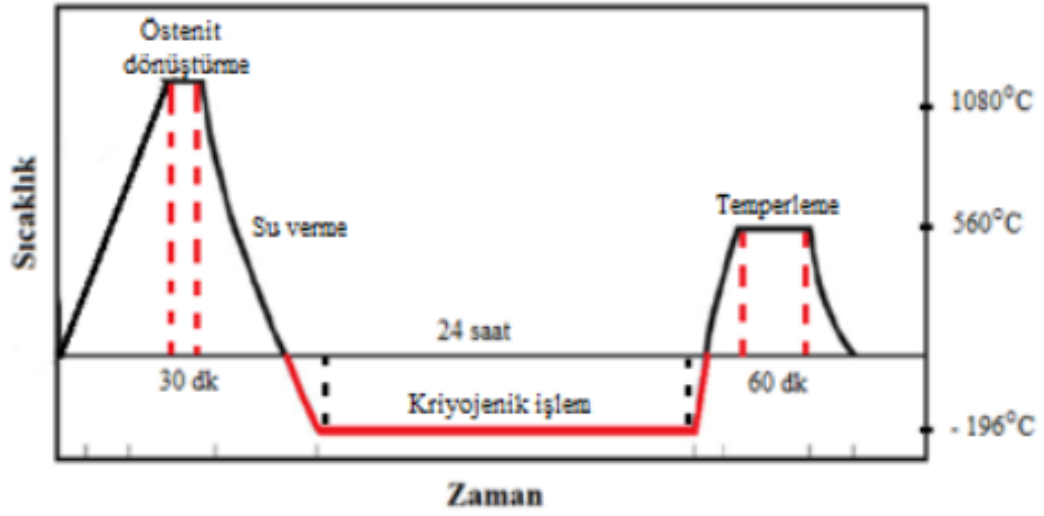
Kriyojenik işlemin tarihçesi olarak ilk olarak on dokuzuncu yüzyılın ortalarında İsviçreli Saatçiler tarafından kullanılmasıyla başladığı varsayılmaktadır. Daha güvenilir ve uzun ömürlü saatler üretmek için dağ mağaralarındaki dişlileri ve saat parçalarını karın altına gömerlerdi. Ayrıca bazı döküm fabrikaları dökümü yapılan malzemeleri eskimesi ve stabilize olması için kışın dışarıda bekletiyordu [180–182] 1930'lu yıllara gelindiğinde alet kalıbı üreticileri, soğukta bekletmenin kesici kenarların keskinliğini daha uzun süre korumayı başardığını fark ettiklerinde kesme aletlerini dondurmaya başlamışlardır [183]. Jumbo 1.000 HP V-12 uçak motoru parçaları, 1930'larda Hugo Junkers Aircraft Company tarafından kriyojenik olarak işlenmiştir. Birçok Alman Hava Kuvvetleri Savaş Uçağı, 2. Dünya Savaşı'nda bu motorları kullanmıştır. İnsanlığın tarihinde kriyojenik olarak sıcaklığa ulaşabilmesi son yüzyıl içerisinde mümkün olmuştur. İlk başlarda -73°C derece sıcaklığa ulaşmak için sarnıçlara kuru buz koyma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Ayriyetten sıvı nitrojene

batırarak kriyoproses işlemleri uygulanmıştır. Ancak sıvı nitrojenle doğrudan temas eden ürünlerde soğuk kaynaklı olarak çatlatlar gözlemlenmiş ve sadece bir kaç başarılı ürün elde edilebilmiştir. 2. Dünya savaşı sonrasında sıvı nitrojenin püskürtmeli olarak veya sıvı nitrojen üzerinde süspansiyon haline getirme gibi yeni metodlar geliştirilmiştir. Sıcaklık kontrolör sistemlerinin bu zamanlarda bulunmamasından ve istenilen sıcaklık elde edilememesi neticesinde bozulma riski vardı. Ayrıca tüm bu yöntemler pahalı olduğundan kullanım alanı dardı [184]. NASA'nın ilk gönderdiği uzay araçlarının uzaydan döndükten sonra daha iyi mekanik özellikler sergilemesi kriyojenik işleme dikkat çekmiştir. 1965 yılında ticari olan derin kriyojenik arıtma ABD'de kullanılabilir hale gelmiştir. [185] 1966'da Ed Busch, Cryotech'i kurdu. Burada kuru buhar sıvı azot kullanmaya başladı. Bu sayede malzemenin kesitine ve tipine göre işlem sıcaklıklarını yönetmesini sağlamıştır. Başlangıçta sıfır altı işlem, azota daldırma olarak gerçekleşirken Ed Bush 1960'lı yılların sonuna doğru CT sistemi olarak adlandırılan mikroişlemci tabanlı sıcaklık kontrollerini geliştirmesi ile kriyojenik işlem tarihine büyük katkıları olmuştur [186].

4.2. KRIYOJENİK İŞLEM UYGULANMASI

Kriyojenik işlem prosesi çeliklerde östenit fazına çıkma işlemini takip eden su verme veya söndürme işlemini takip eden bir prosestir [187]. Oda sıcaklığına ulaşan malzemeler kriyojenik işlem tanklarına yerleştirilir. Burada Şekil 4.1.'deki sıcaklık ve zaman grafiğine benzer şekilde yavaş soğutma hızları kullanılarak termal streslerin azaltılması amaçlanarak istenilen sıcaklığa kadar soğutulur. Daha sonra iş parçasına bu sıcaklıkta belirli bir süre tutma işlemi uygulanmaktadır. Tutma işlemi süresinin tayini malzemelerde istenen performans özelliklerine göre belirlenmektedir. Sürenin tamamlanmasından sonra yine belirlenen bir ısıtma hızıyla oda sıcaklığına getirilerek tamamlanır. Ancak kriyojenik işlemden sonra bazı malzemelerde ekstra ısıtma işlemi olarak tavlama işlemleri uygulanmaktadır. Bu özelliklerinden dolayı kriyojenik işlem çok aşamalı bir işlem olarak adlandırılmaktadır. [188].

Kriyojenik işlemin genel olarak kullanıldığı alanlar ise dişliler, yataklar, petrol matkapları, cerrahi araçlar, müzik aletleri ve otomotiv sektörü örnek gösterilebilir [189].



Şekil 4.1. Kriyojenik işlem ısıtma işlem aşamaları [190].

Kriyojenik işlemde çoğunlukla soğuk gaz formundaki nitrojen kullanılmaktadır. Gaz halinde azotta yavaş soğutma esnasında termal stresler ilgili problemlerde kaçınılmasını sağlamaktadır [191]. Kriyojenik işlemde malzemeler sürekli gaz halindeki nitrojen ile sıcaklık kontrollü bir kriyojenik çevrimde yalıtımlı bir kutuda gerçekleştirilir. Soğutma hızı sıcaklık kontrolörleri ile aşamalı ve düzenli soğutma hızı elde edilmesini sağlamaktadır.

4.3. KRIYOJENİK İŞLEMİN SINIFLANDIRILMASI

Kriyojenik işlem genel olarak üç sınıfa ayrılmıştır. İlk ve yaygın olarak kullanılan sıcaklığın -80°C dereceye kadar düşürüldüğü geleneksel soğutma işlemidir [192]. Bu işlemin daha yaygın tercih edilmesindeki neden sıcaklığın iç yapıdaki kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi ve ayrıca gelişen mekanik özelliklerinde etkisiyle yeterli olduğu düşünülmeydi [193,194]. İkinci sınıf olarak adlandırılan sığ kriyojenik işlem -80 ila -160°C derece arasındaki sıcaklıklarda gerçekleştirilen proses için kullanılmaktadır. Son olarak derin kriyojenik işlem -160°C derece ve altındaki işlemler için kullanılmaktadır [195]. Ancak bazı çalışmalarda yazarlar farklı sıcaklık değerleri olan -153°C değerinde derin kriyojenik işlem için başlangıç değeri olarak kabul etmektedir [196]. Derin kriyojenik işlem (DKİ) yine farklı çalışmalarda sıfır altı işlem veya ultra düşük sıcaklık işlemi olarak da adlandırılmaktadır.

4.1.1. Derin Kriyojenik İşlem

DKİ malzemelerin iç yapısında bulunan geleneksel soğutma yöntemlerinden sonra iç yapıda bulunan kalıntı östenitin martensite dönüşümünü [197], karbon atomlarının yeniden dağılımını [23], kristal yapısının serbest enerjisinin azalmasını, ince mikroskobik altı karbürlerin çökmesini ve ikincil ve üçüncül karbürlerin çökmesini sağladığı pek çok çalışma ile bildirilmiştir [24,25,197,198]. DKİ mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinde kullanılan önemli bir prosestir. DKİ'nin kalitesini etkileyen parametreler bulunmaktadır. Bunlar kriyojenik işlemin sıcaklığı (%72), işlem süresi (%24), soğutma ve ısıtma oranı(%10) ve diğer faktörler (%2) oranında etkiye sahiptir [199–201]. Derin kriyojenik işlemin kalitesini etkileyen faktörlere ek olarak malzemenin kimyasal bileşimi, östenizasyon ve çözelti muamele sıcaklığı, tavlama ve yaşlandırma sıcaklığında gösterilebilir. Tüm bu parametreler derin kriyojenik işlemin kalitesini, iç yapıdaki fazların bireysel gelişimlerini ve malzemenin mekanik özellikleri üzerinde doğrudan etkiye sahiptir [188,202,203]. Çizelge 4.1.'de DKİ işlemine yönelik yapılan çalışmalar ve bulgularıyla ilgili tablo verilmiştir.

Çizelge 4.1. Kriyojenik işlemin çeşitli çalışmalardaki etkileri.

Makale konusu	Araştırmacı	Malzeme	Uygulanan yöntem	Bulgular
On the Microstructural and Mechanical Behavior of a Fe-0.3C-2.3Mn-0.22Si-0.5Cr-0.13Ti-0.005B Steel Intended for Automotive Applications	A. Duran-Nunez, A.L. Ramirez-Ledesma, H. Lopez, and J.A. Juarez-Islas	Fe-0.3C-2.3Mn-0.22Si-0.5Cr-0.13Ti-0.005B çelik	Sıcak haddeleme sonrası -180 °C derecede 1 saat kriyojenik işlem	Mikroyapı ağırlıklı martenzit ve tane sınırlarında ikincil faz çökeltiler tespit edildi. Uzama ve süneklik özellikleri gelişti.
Effects of cryogenic and tempered treatment on the hydrogen embrittlement susceptibility of TRIP-780 steels	Xu Zhu, Wei Li, Hongshan Zhao, Xuejun Jin	TRIP780	Soğuk haddeleme sonrası -196 °C derecede 100 dakika kriyojenik işlem + 200 °C derecede 2 saat temperleme	Kalınlı östenit miktarı ana malzemede %13,23'den kriyojenik işlem sonrası %1,6 değerine düşmüştür.
Surface morphology evaluation of hardened HSLA steel using cryogenic-treated brass wire in WEDM process	Waseem Tahir1 & Mirza Jahanzaib1 & Wasim Ahmad1 & Salman Hussain1	HSLA	920 °C derecede 1 saat östenitleme + 300 °C derecede 2,5 saat temperleme + (-70 °C) derecede kriyojenik işlem	İşlenebilirlik gelişti. Elektrot aşınması daha az gerçekleşti.
Effects of deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength TRIP-aided bainitic steel	Tianyu Zhang, Jun Hu, Chenchong Wang, Yu Wang, Weina Zhang, Hongshuang Di, Wei Xu	Ultra yüksek dayanımlı TRIP destekli beyritik çelik	850 °C derecede yarım saat östenitleme + 350 °C derecede 1 saat tutma + 1 saat derin kriyojenik işlem	199 – 292 MPa değerleri arasında artan akma dayanımı martenzitik dönüşüm sonucunda artan az miktarda çekme gerilmesi ve % 18'lik uzama artışı

4.4. KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİ

Kriyojenik işlemi etkileyen parametreler sırasıyla daldırma sıcaklığı, daldırma süresi, ısıtma ve soğutma hızları ve de tavlama işlemleridir [204]. P. Baldissera and C. Delprete [205], yaptıkları kriyojenik işlemle ilgili pek çok çalışmaları derlemiş ve taguchi metoduyla elde ettiği çalışma verilerini incelemişlerdir. Çalışmalarında parametrelerin kriyojenik işleme etkilerini belirlemek adına tüm verileri kıyaslanmıştır. Parametrelere aşınma direnci için bakıldığında en yüksek etkenin daldırma sıcaklığı %74, daldırma süresinin %24, soğutma hızının %10 ve ihmal edilebilecek diğer bir özellik olan % 2 ile kriyojenik işlem sonra tavlama olarak bildirmişlerdir. 36 saat üstü daldırma süreçlerinin malzeme üzerinde belirgin bir etkisi olmadığını çoğunlukla 24 saatlik bir daldırma süresinin yeterli olduğunu bildirmiştir. Ayrıca soğutma hızı olarak 0.3 °C/dk ve 1.2 °C/dk değerleri termal şok çatlaklarının önlenmesi için uygun olduğunu bildirmiştir. Tüm çalışmalar incelendiğinde optimum parametre olarak -184 °C daldırma sıcaklığı, 36 saat daldırma süresi, 1 °C/dk soğutma hızı ve bir saat 250 °C derece sıcaklıkta tavlama olarak bildirmiştir.

Shichao Fan ve ark. [206] düşük karbonlu 20CrNi2Mo–Al çeliğiyle az miktarda ferrit içeren çıta martenzitin darbe tokluğu, sertliği ve mikro yapısı üzerindeki farklı işleme süresi ve çevrim sayılarının etkileri incelenmişlerdir. Çalışmasında özellikle martenzit fazında DKİ çevrim süresinin ve ısıtma işlem süresinin artması mikroyapı boyutunda tane inceltme miktarını geliştirmiştir. Ayrıca artan çevrim ve işlem süreleri ile sertlik değerinde minimal bir artış, kalıntı östenit miktarında azalma ve darbe tokluğunda %29,4 artış elde edilmiştir.

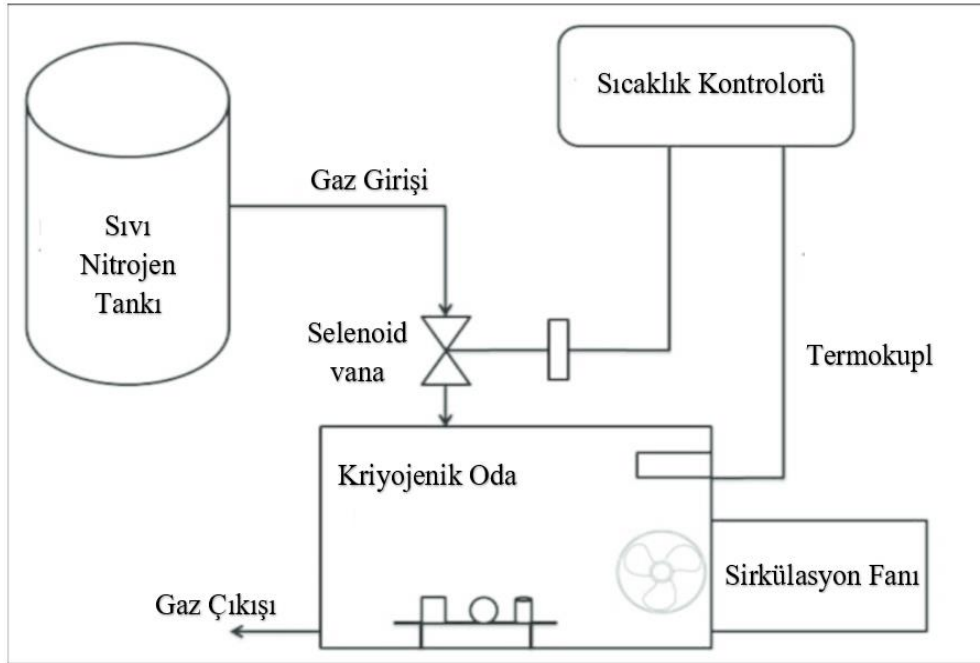
Kriyojenik işlemdeki parametrelerin en önemlisi olan işlem sıcaklığının azalması ve işlem süresinin süresinin değişimine bağlı olarak mikroyapı dağılımında, toklukta, aşınma direncinde, tane inceltmesinde, akma ve çekme mukavemeti vb. malzeme yapısında değişimler olmaktadır [207].

4.5. KRİYOJENİK SİSTEMLER

Kriyojenik sistem, kriyojenik sıcaklıklarda çalışma yetisine sahip kontrollü kapalı sistemlerdir. Kriyojenik işlem için çeşitli sistemler geliştirilmiştir. Bunlara örnek olarak en önemli üç soğutma sistemi aşağıda gösterilmiştir.

- Isı eşanjörlü sistemler: bu sistemlerde sıvı nitrojen ısı eşanjörü vasıtasıyla akar ve soğuk gaz bir fan yardımıyla odaya dağıtılır. Bu sistemlerde numune ve sıvı nitrojen birbirlerine temas etmezler.
- Nebulizasyon kullanan sistemler: sıvı nitrojen sıvı formundan gaz formuna nebulize edilir. Gaz bir bölmeğe yönlendirilir ve fan yardımıyla homojen bir sıcaklık elde edilir.
- Daldırmalı sistemler: numuneler aşamalı olarak soğutulması için sıvı nitrojene daldırılır. Süresi tamamlanan numuneler geri çekilir ve sıcaklık kontrollü bir hava akışı yardımıyla kademeli olarak oda sıcaklığına çıkarılır [208].

Aşağıdaki Şekil 4.2.'de kriyojenik sisteme ait çalışma prensibi gösterilmektedir.



Şekil 4.2. Kriyojenik işlem sisteminin çalışma prensibi [209].

4.6. KRİYOJENİK İŞLEMİN ÇELİKLERE ETKİSİ

Kriyojenik işlem tüm geliştirici özelliklerinin alt yapısında farklı mekanizmalar bulunmaktadır. Derin kriyojenik işlemin çeliklere etkisi üzerinde yapılan araştırmalar neticesinde en yaygın olarak belirtilen iki mekanizma kalıntı östenitin martensite dönüşmesi [8,210–212] ve daha ince karbürlerin çökeltilmesi ve yeniden dağıtılmasıdır [176,211]. Bu başlık altında kriyojenik işlemin mekanik özelliklerini ve bu temeller çevresinde gelişimini anlatan çalışmalar ile detaylandırılacaktır.

Başlıklar sırasıyla;

- İkincil karbürler ve çökelti fazının etkisi
- Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü
- Tane inceltme etkisi
- Darber direnci ve tokluk etkisi
- Homojenleştirme
- Sertlik
- Kalıntı gerilme

Yukarda ifade edilen DKİ mekanizmaları konunun devamında tek tek açıklanmıştır. Sadece ikizlenme konusunda açık literatürde Meng ve ark. [213] çalışmaları haricinde bir referans bulunmamıştır. Çalışmalarında martenzitik bölgelerde, bir çok plaka dahili olarak ikizlenme oluştuğunu ve ikizlerin bazılarının son derece ince olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, ikiz tane sınırları arasındaki (ikiz tane genişliği) mesafenin birkaç 10 nm değerlerinde olduğunu bildirmişlerdir.

4.6.1. İkincil karbürler ve çökelti fazının etkisi

Kriyojenik işlemin mekanizmalarından biri ikincil karbürlerin oluşumudur. Burada İkincil karbürler primer karbürlerin aksine yapıda temperleme ve soğuk işlem neticesinde oluşan karbürlerdir. Kriyojenik işlem görmüş çeliklerin mekanik özelliklerindeki gelişme (aşınma direnci ve tokluk) ikincil karbürlerin içyapıda çözülmesine ve çökeltilmesi ile ilişkilendirilmektedir [214–216].

Kriyojenik işlemle düşük sıcaklıkta tutulan çelik sürekli soğuma ile artan gerinim enerjisi martenzit yapısının kararsızlığına yol açtığı ifade edilebilmektedir. Yeterli bir tutma süresi boyunca kriyojenik sıcaklıkta, karbon ve alaşım elementleri yer değiştirebilmekte ve dislokasyon bölgelerinde kümelenebilmektedir. Burada kriyojenik işlem ve öncesinde oluşan termal değişiklikler bir yandan kafes büzülmesine, boşluk ve yer değiştirme arasındaki eklişemin artmasına ve dolayısıyla yer değiştirme yoğunluğunun artmasına ve dislokasyon yoğunluğuna yol açacaktır. Malzemenin termal genleşmesi ve büzülmesi, stres ve deformasyon enerjisi üretmekte ve deformasyon enerjisinin bir kısmı, alaşımı stabil duruma getirmek için iç enerjiye dönüşerek toplam iç enerjiyi artırmaktadır. Buna ek olarak içyapıdaki yüksek iç enerji ince dağılmış karbürlerin çökmesini teşvik edebilmektedir [214,217]. Kriyojenik işlemin kafes içinde hareket için gerekli olan enerji bariyerini düşürmesi ile serbest hareket imkanı bulan arayer ve karbon atomlarının yakın dislokasyon sınırlarında karbürlerin oluşumunu sağlamaktadır. Ayrıca çeliği kriyojenik sıcaklıklara maruz bırakarak, martenzit matrisi (tüm alaşım elementleriyle birlikte) aşırı doymuş bir duruma geçmiş olmaktadır. Sonuç olarak, martenzit matrisinin kafes distorsiyonu, alaşım elementlerinin ve karbonun yakındaki kusurlara ayrışmasına yol açmaktadır. Bu konumlar daha sonra tavlama sırasında daha sonra karbür çekirdeklere dönüşen kümeler oluşturmak için merkezler olarak işlev görmektedir [218]. Oluşan bu mekanizma ile tane sınırlarında ve dislokasyon noktalarında yeni karbürlerin oluşumu sağlanmakta ve bunlar η -karbür olarak isimlendirilmektedir. Kriyojenik işleminde pek çok çalışmaya göre [6,179,219] özellikle karbon atomlarının dikaynak itici gücünü artırabileceğine ve karbon atomlarının yeni karbür çekirdekleri oluşturmak için dikaynaku teşvik ettiğine inanmaktadır. Karbon atomları α -Fe'de dislokasyonlarda yüksek bağlanma entalpisi nedeniyle en yakın dislokasyon sınırına doğru hareket eder ve buralarda büyüyebilirler [220,221]. Burada martenzitik fazın dislokasyon yoğunluğu soğuk işlem görmüş parçadaki gibi fazladır [222]. Dikaynak hareketi neticesinde en yoğun dislokasyon sınırının enerjisi yüksek olduğu için karbon atomları buraya hareket etmektedir. Bunun sonucunda martenzitik kafeslerdeki dislokasyon sınır miktarının ve enerji yoğunluğunun fazla olması karbon atomlarının buraya dikaynakunu desteklemektedir [223]. Bu sınırlar, DKİ görmüş çelikte ısıtmanın ardından ince η -karbür için çekirdeklenme bölgeleri olarak hareket edebilmekte veya büyüyebilmektedir. Bu sayede sertlikte ihmal edilebilir veya neredeyse hiç değişiklik

olmadan gelişmiş aşınma direnci ve tokluk ile sonuçlanmaktadır [224,225]. Aynı zamanda, büyük sıcaklık farklarının oluşturduğu iç stres matris alt tanelerinin oluşumuna ve tane incelmeye elverişli artırmaktadır [226].

Kriyojenik işlem sonucunda oluşan diğer bir karbür türü eta karbürlerdir. η -karbürler, kriyojenik işlem sırasında oluşmakta ve eta karbürlerden kristal yapısı tamamen farklıdır. ε -karbürler ise geleneksel ısıtma işlemleri sırasında oluşmakta ve çökelmektedir.

η -karbürler, kriyojenik işlem sırasında oluşmaktadırlar. Kriyojenik işlemi takiben uygulanan geleneksel ısıtma işlemi sırasında ε -karbürler oluşur ve çökelirler [227,228] Geleneksel ısıtma işlemi ve kriyojenik işleminden sonra çökelme karbür miktarı da farklıdır.

Burada çökelme karbür oranlarının farklı olması DKİ ile kafes yapılarındaki distorsiyon miktarının artışıyla artan karbür çekirdeklenme alanı ve hareket imkanı bulan karbon ve alaşım elementlerinin çökelme fazı oluşturmasıyla ilgilidir. Ayrıca DKİ ile karbür çökmesinin artış nedeniyle ilgili 4 görüş bulunmaktadır. Birinci olarak iyileştirilmiş karbür oluşumunun düşük sıcaklıklarda ve fazların hacimsel büzülmesinin (tutulmuş östenitin martenzit dönüşümü) bir ürünü olduğunu göstermektedir. DKİ sonrası tavlama sırasında karbür çökmesi için inhibitör bölgeler olarak hareket eden komşu dislokasyonlara harekete neden olmaktadır [229,230]. İkinci olarak, her iki fazın (martenzit ve östenitin) yüksek derecede büzülmesinin, yerel plastik deformasyona bağlı olarak yapı içinde hareket eden ve toplanan dislokasyonlara neden olmaktadır. Dislokasyonlar, tavlama esnasında karbon atomlarını bu alanlara çekmek ve buda karbür çökmesine neden olmaktadır. Bu durumda karbon içeriğinin önemli bir rol oynadığını göstermektedir. Yüksek karbon içeriği daha fazla karbon atomunun dislokasyonlara hareket etmesine neden olur ve bu da daha sonraki karbür büyümesi için yeterince büyük çekirdek miktarının artmasına neden olmaktadır [231]. Üçüncü olarak, ince karbürlerin çökmesini sağlamak yani karbür çökme mekanizmasını, martenzitik kafesin “düşük sıcaklık koşullarında” olduğu zaman farklı yönlerde büzülmesinin ve genişlemesinin bir sonucudur. Sonuç olarak, karbon atomları hafifçe kaydırılır, bu da gerilim giderme veya tavlama esnasında karbon açısından zengin bantlar boyunca karbürlerin ayrışmasına yol açmaktadır [232,233]. Dördüncü olarak, daha çok karbürlerin işlevine

ve bunların matris içerisindeki yerleşimiyle ilgilidir. Temperleme sırasında karbürler, matriste önceden var olan mikro boşlukları doldurarak karbür yoğunluğunun artmasına yol açmaktadır [234].

DKİ numunelerinde ikincil karbür popülasyon yoğunluğu, geleneksel ısıtma işlemi ve soğutma kriyojenik işlem numunelerinden önemli ölçüde yüksektir. Yeni oluşan karbürler, karbür içeriğini artırır ve karbürlerin daha düzgün dağılımını sağlar. Yüksek ikili karışım entalpisine sahip karbon ve diğer elementler, özellikle niyobyum, tavlama sırasında karbür çökmesini artırabilir ve benzer davranış, yüksek entropili alaşımların kriyojenik işlemi sırasında bulunabilmektedir [235]. η -karbürler martenzit matris ile hizalanması nedeniyle sementitten daha güçlü atomik bağlar içermekte ve mikrosertlik veya dayanımı daha yüksek olmaktadır [236,237].

Kriyojenik işlem sırasında dislokasyon yakınında η -karbürlerin oluşumu, martenzitik matrisin karbon konsantrasyonunda ciddi bir azalmaya yol açmakta ve böylelikle kriyojenik işlem görmüş çeliğin pekleşme sertliğini geliştirmektedir [237]. Ayrıca η -karbür ve martenzit fazı arasındaki arayüz sürekli olarak. Kafes yapısının η -karbür/martenzit baskın arayüzü, bir sertleşme mekanizması olarak mikro çatlakların çekirdeklenmesini sınırlar. Öte yandan, η -karbürler, bağ oluşturmak için mikro çatlak ucunun arkasındaki çatlak köprüleyerek veya mikro çatlak ucunun önünde bir stres alanı oluşturarak martenzitik matriste çatlak ilerlemesini önler. Sonuç olarak DKİ bu mekanizma ile dayanımın yanında yüzde uzamanında artmasını sağlamaktadır [214]. η -karbürün [001] yönü, martensitin [100] yönüne paraleldir. η -karbürün (110) düzlemi, martensitik fazın (010) düzlemine paraleldir. Martensit (M) fazı ile η -karbür (η) fazı arasındaki H-N oryantasyon ilişkisi şu şekilde özetlenebilir: $(100)\eta \parallel \{010\}M$ $[001]\eta \parallel <100>M$, bu oryantasyon ilişkisi aynı zamanda η -karbürlerin ve martensitik matrisin kriyojenik işlem görmüş çeliklerde uyumlu olduğunu doğrulamaktadır [237].

Genel olarak özetlemek gerekirse kriyojenik işlemin metal üzerindeki etki mekanizması, kristal kusurlu faz dönüşümü ve çökelmiş faz olmak üzere üç yöne ayrılabilir. Kriyojenik işlemde sıcaklığın azalmasıyla nokta kusur-boşluğunu azaltacak, kafes distorsiyonu üretecek ve dislokasyon çoğalmasına neden olacaktır. Artan dislokasyon yoğunluğu karbon atomlarının buraya hareket etmesini ve çözünen

atomların alaşımdaki katı çözünürlüğünü azaltacaktır. Diğer taraftan, kristalin kafes sabitleri azalacak ve büzülmenin neden olduğu gerinim, matrisdeki kararsız çökeltilerin ve tutarlı veya yarı tutarlı kafeslerin yeniden çökmesine veya yeniden çözünmesine yol açabilmektedir. Böylelikle ikincil karbürlerin tane ve dislokasyon sınırlarında çökmesi gerçekleşecektir [214,238].

4.6.2 Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü

Kriyojenik işlemin en önemli etkilerinden biri olan kalıntı östenit miktarını azaltması ve bu yapıyı martenzitik yapıya dönüştürmesi mikroyapıdaki en belirgin değişimi sağlamaktadır. Östenit sıcaklığına çıkan çeliğin hızlı soğuma şartlarında oda sıcaklığında varlığını sürdüren kısmına kalıntı östenit denilmektedir. Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü bir kaç yöntemle gerçekleştirilebilir. İlk olarak gerilme uygulanarak gerçekleştirilebilir. Ancak bu durum çeliklerde çatlamaya sebep olabilir. Diğer bir yöntem olarak kalıntı östenitin martenzite dönüştürülmesi için sıfır altı işlem veya temperleme uygulanmasıdır. Burada temperleme sıcaklığına bağlı olarak martenzit veya beynit yapısı gözlemlenebilir. Martenzitik dönüşüm için östenit fazının zamandan bağımsız olarak martenzit dönüşüm sıcaklığına ulaşması gerekmektedir. Martenzit dönüşüm sıcaklığının başlangıcı kalıntı östeniti önemli ölçüde etkilemektedir. Yüksek gerilme şartlarında yukarıda bahsedilen gerilme neticesinde kalıntı östenitin dönüşümü çeliklerde ani kırılmalara neden olabilmektedir. Bu bağlamda çeliklerin içerisinde bulunan kalıntı östenitin varlığı çelikler için zayıflatıcı bir etki oluşturmaktadır [205,209].

Diğer taraftan kalıntı östenitin kararlılık durumu ise sertleştirme sıcaklığıyla ve oda sıcaklığına ulaşmasını takiben sıfırlı işlemle arasındaki süreyle ilişkilendirilmektedir. Kararlı östenit durumu gereği dönüşmeye isteksiz faz olarak tanımlanabilmekte ve kararsız östenite göre içyapıda martenzite dönüşmesi daha zordur. Örneğin sertleştirme sıcaklığı AISI 52100 çeliğinden yapılmış bilyalı yatak için 780°C derecede tutmayı takiben su verme işlemi ve sıcaklık -180°C’de kriyojenik işlem uygulanması neticesinde içyapıda bulunan kalıntı östenitin %10’u dönüşürken, sıcaklık değerleri 840°C ve 900°C değerlerine çıktığında, sırasıyla dönüşen kalıntı östenit miktarı %40 ve %62 olmaktadır. Ayrıca diğer etken olan su verme ve

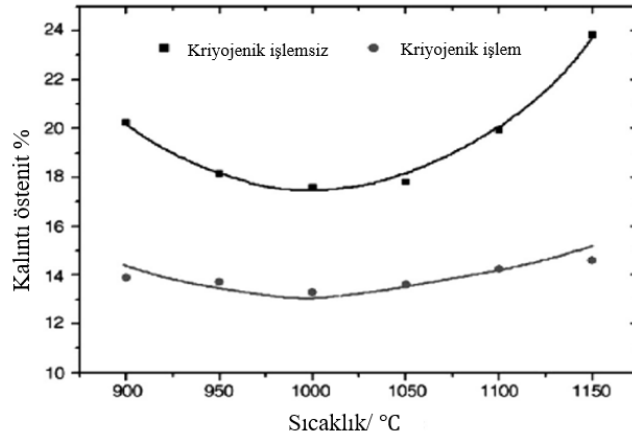
kriyojenik işlem arasındaki süreyle ilgili aynı çelik türüyle yapılan deneyde 5 dakika süre olması durumunda %70, 40 dakika olması durumunda %60, 50 saatlik bir aradan sonra ise kalıntı östenitin %30'u sıfırın altındaki sıcaklıklarda dönüşüme uğrar [239].

Kalıntı östenitin miktarı ise yüksek oranda sertleşme sıcaklığına bağlıdır. Yine aynı çelikle yapılan deneyde 780°C'de %9,4, 840°C'de %18, 900°C'de %27 değerinde içyapıda kalıntı östenit oluşmaktadır. Kalıntı östenitin miktarı soğutma hızıyla da ilişkili olarak değişmektedir. Havada veya martemperleme ile soğutulmuş bir çelikte yağda soğutmaya kıyasla daha fazla kalıntı östenit bulunmaktadır. Ayrıca kalıntı östenit miktarını alaşım element miktarı etkilemektedir. Burada ilk olarak kuvvetli karbür yapıcı alaşım elementleri, östenit alanındaki serbest karbon oranını karbürler yaparak azaltmaktadır. Östenit içindeki çözünmeleri sıcaklığa bağlı olduğundan düşük östenitleme sıcaklıklarında çözünmeler sınırlı olduğundan östenit içindeki karbon oranı nispeten düşüktür. Sıcaklığın yükselmesi ile alaşım karbürlerinin çözünmesi ile östenit alanındaki karbon oranı artmaktadır. Artan çözünmüş karbon oranı, Ms sıcaklığını düşürmekte ve kalıntı östenit miktarını artmasına neden olmaktadır [205,239].

Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü için en iyi yöntem olarak DKİ kullanılmaktadır. Burada kalıntı östenitle ilgili olarak hızlı soğumayı takiben uygulanan kriyojenik işlem martenzit bitiş sıcaklığının altına inmesi sağlanarak dönüştürülen martenzit oranını artırmaktadır. Çeşitli çeliklerin içyapısında bulunan kalıntı östenitin martenzite dönüşümünü incelenmiştir. Çalışmalarda [176,219,240] DKİ sırasında meydana gelen temel süreçler, çeşitli farklı çelik kaliteleri ve türleri üzerinde ışık ve elektron mikroskobu gibi mikroyapısal karakterizasyon yöntemleri kullanılarak kapsamlı bir şekilde araştırılmıştır. Çalışmaların ağırlıklı olarak yüksek karbonlu çelikler üzerine gerçekleştirilmiş olup yeni ve güncel araştırmalarda düşük karbonlu çeliklerin kalıntı östenit oranlarıyla ilgili çalışmalarda bulunmaktadır. Son bilimsel katkılar ışığında derin kriyojenik işlemin yüksek karbonlu çeliklerde meydana gelen bazı mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde, ikincil karbürlerin artırılması [241,242] ve kompleks kökenli spesifik ek karbürlerin çökertilmesi [243,244] ile ilişkili olduğunu ortaya koymaktadır. Tüm bu etkilerin görülmesi kafes yapısındaki oluşan değişimler ile sağlanmaktadır. Pozitif bu etkilerin başında kafes yapısında bulunan hacimsel

değişimlerin önemi büyüktür. Hacim merkezli Tetragonal (HMT) yapı HMK yapıyla kıyaslandığında daha yüksek hacime sahip olduğu bilinmektedir. Burada normal soğutma şartlarında östenit fazının perlitik yapıya dönüşmesi beklenmektedir. Ancak martenzit bitiş sıcaklığına yakın ve altında soğutma işlemi neticesinde iş parçasında ve boyutsal kararlılığında karşılık gelen bir artışla birlikte içyapıda bulunan kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanmaktadır. Perlitik yapı yerine martenzitik yapıya dönüşen içyapıda bir hacim artışı oluşmaktadır. Ancak bu hacimsel (yaklaşık %2-4) artış neticesinde içyapıda bulunan diğer kafeslerin birbirlerine baskısı sonucunda kafeslerde çarpılmalar ortaya çıkarak dislokasyonlarla benzer etki göstererek dayanım artırıcı bir etki ortaya çıkarmaktadır [245,246].

Kriyojenik işlemin bu bağlamda özellikle kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi sağlanarak içyapıda bu etkilerin elde edilmesi ile dayanım artırırken kalıntı östenitin ferritik-perlitik çeliklerin su verme neticesindeki martenzitik metallerin içyapısındaki yumuşatıcı etkisi ortadan kaldırılmaktadır. Ayrıca bu değişim sertlik değerlerini takım çeliklerinde küçük bir miktar iyileştirmektedir [247]. Çalışmalarda içyapıda bulunan östenit fazının bazı çalışmalarda tamamen dönüştüğünü [248], bazı çalışmalarda ise iç yapıda %5 kalıntı östenitin kaldığını ve bu tutulan östenitin mekanik olarak stabilize edilmiş halde kaldığını belirtilmektedir [249–251]. Örneğin Wilson [252], dilimleme bıçaklarına uyguladığı kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin büyük oranda martenzite dönüştüğünü (yaklaşık 3 kat azaldığını) ve bunun parça ömrünü 5 kat kadar artırdığını bildirmiştir. Bense ve ark. [253], sementelenen EN 353 çeliğinin mikroyapısında yüksek miktarda kalıntı östenit olduğunu bildirmişlerdir. Şekil 4.3’de tavlama sıcaklığı ve kriyojenik işlemli ve işlemsiz şartlarda kalıntı östenit içeriğinin değişimini gösteren grafik verilmiştir. Burada kriyojenik işlemli numunelerde kalıntı östenit miktarında belirgin düşüşler gösterilmektedir. Sonuç olarak DKİ’den sonra çelik bünyesindeki östenitin tamamen martenzite dönüştüğünü ve bunun metalürjik yapıyı ve mekanik özellikleri geliştirdiğini bildirmişlerdir. Zhirafar ve ark. [254], ise su verilmiş ve temperlenmiş AISI 4340 çeliği bünyesindeki kalıntı östeniti gidermek için dki uygulamışlar ve sonuç itibarıyla kalıntı östenit miktarının %5.7’ den %4.2 ye düştüğünü ve dönüşen kalıntı östenitlerin tamamının martenzit fazına geçtiğini bildirmişlerdir.



Şekil 4.3. Tavlama sıcaklığı ve kriyojenik işlemlili ve işlemsiz şartlarda kalıntı östenit içeriğinin değişimi [255].

4.6.3. Tane inceltme etkisi

Araştırmacılara göre [256], kriyojenik işlemin en önemli etkilerinden biri de tane inceltmesi olarak gösterilmektedir. Bu kapsamda kriyojenik işlem ile tane yapısının incelendiği hemen hemen tüm çeliklerde tane yapısının inceltildiği araştırmacılar tarafından bildirilmektedir [214],257]. Bu etkinin oluşmasında pek çok mekanizmadan bahsedilmektedir. Bunlardan en önemlilerinden bir tanesi mikroyapıdaki fazların fiziki ve kimyevi özellikleriyle faz hacim oranları ile gösterilmektedir. Bu kapsamda kriyojenik işlemin tane inceltme etkisi pek çok etkene bağlı olarak geliştirilmektedir [257]. Kriyojenik işlemin tane inceltmesi sebep olması; kristaldeki soğuma iç gerilimi tarafından teşvik edilen mikroyapının plastik deformasyonu ve ayrıca alaşımların güçlü kafes distorsiyonunun üst üste binmesi ile ilgili olarak açıklanmaktadır [258]. İç yapıda bulunan alaşım atomları yapıda en kararlı oldukları yerde durmak istemektedir. Bu atomlar, kriyojenik işlem neticesinde optimum dizilişi yakalayarak, tane yapısında incelmeye neden olmaktadır. Çizelge 4.2.'de kriyojenik işlem ile çeşitli çalışmalarda tane boyutundaki değişime ait sonuçlar verilmiştir.

DKİ görmüş numunelerde ön yapı genellikle hızlı soğuma şartları neticesinde martenzitik fazda bulunmakta ve istenmektedir. Bunun en büyük sebebi ise kalıntı östenitin martenzite dönüştürülme işlemi bu işlemin devamı niteliğinde olmasıdır. İçyapıda bulunan kalıntı östenit miktarı azaltılmakta ve böylelikle martenzit miktarında ciddi bir artış elde edilebilmektedir. Sertlik artışı istenen bunun içinde su

verme ile martenzit elde edilmesi amaçlanan çalışmalarda martenzit haricinde kalıntı östenitinde varlığı ciddi bir problem olarak görülmektedir. Bunun en büyük sebebi bahis konusu yapıldığı gibi kalıntı östenitin sertliği düşürücü etkisi ve çalışma esnasında martenzit fazına dönüşümü neticesinde çatlamaya sebep olabilmesidir. Dolayısıyla DKİ işlemi ile yapılan çalışmalarda elde edilen olumlu sonuçlar neticesinde su verme sonra uygulanan DKİ işlemi östenitin martenzite tamamen dönüşmesi için favori bir işlem olarak görülmektedir. [189,259,260].

Çizelge 4.2. Çeşitli çalışmalarda tane boyut değişimi [261–263].

Malzeme	Kriyojenik işlemsiz	Kriyojenik işlemli
Nokta kaynaklı sıcak daldırma galvanizli çelik	159,7 nm	82,9 nm
7075 alüminyum alaşımı	50-150 nm	45-110 nm
0.25C-0.80Si-1.6Mn çeliği	0.52 μm^2	0.33 μm^2

DKİ'nin çelikler üzerine bildirilen diğer bir etkisi ferritik çelik yapısı ile ilgilidir. Şöyleki ferrit oluşum sistematüğinde, morfolojisi kademeli olarak uzun şeritten (long strip) veya yarı poligonal ince iğnems (quasi-polygon) yapıya dönüşmekte ve ayrıca hacim oranıda oda sıcaklığında artmaktadır. Diğer taraftan araştırmacılar ikinci bir işlem olarak uygulanan DKİ'nin ve DKİ döngü sayısı artışının belirgin bir şekilde ferrit tane yapısını incelttiğini göstermiştir [206]. Bu yapıyla tane inceltici özelliklerinin hem martenzit hemde ferrit üzerinde göstermesi çalışmamızda kullanılan düşük karbonlu otomotiv sac çelikleri için mekanik özellikleri geliştirici etkisi olacağını düşündürmektedir. Çalışmada kullanılan otomotiv çelikleri düşük karbon oranları neticesinde lazer kaynak bölgesinde çita martenzit çelikler sınıfında değerlendirilmektedir. Kaynaklı bağlantılara yönelik yapılan DKİ neticesinde kaynak bağlantılarının dendritik uzunlukları artmakta ve kaynak mikro yapısı bir seviyeye kadar rafine olmaktadır. Bu bağlamda çalışmamızdaki çeliklere yakın bir düşük karbonlu çita martenzit çeliğe uygulanan bir çalışma incelendiğinde Shichao Fan ve ark. [206] DKİ sonucunda martenzitik tane boyutunun 1.94 μm den 0,83 μm değerine düşmekte ve işlemsiz numuneye kıyasla DKİ numunelerinde inceltme yapısı yarı

yarıya düştüğünü bildirmiştir. Ayrıca çalışmasında martenzit paketlerinin paralel dizilişi düzensiz bir yapıdan düzenli bir şekil aldığını ve kristal özelliklerinin izotropiden anizotropiye değiştiğini söylemiştir. Yine aynı çalışmada darbe tokluğunun DKİ neticesinde arttığını ve bu artışın tane yapısındaki incelemeyle birlikte toklukta görülen gelişme ile ilişkilendirilmektedir. Çünkü iç yapıdaki kalıntı östenit dönüşümü sonucunda oluşan martenzit yapısı farklı ölçülerde martenzit grupları (paket, çıta, blok) oluşumunu desteklemektedir. Darbe tokluğunun iyileştirilmesi, farklı çok seviyeli martensit sınırlarının çatlakların ilerlemesi üzerindeki engelleme etkisine bağlı olarak gelişmektedir. Tane sınır miktar artışı ne kadar fazlaysa, engelleme etkisi o kadar belirginleşmektedir. Daha önceki çalışmalara göre, az miktarda ferrit içeren martenzit-ferrit çift fazlı çeliklerin özellikleri, Hall-Petch ilişkisini iyi bir şekilde açıklanabilmektedir. Hall-Petch ilişkisi, tane boyutunu küçülterek malzemelerde kendi teorik güçleri kadar yüksek dayanım elde edebileceğimizi söylemektedir. Araştırmacılar tane boyutunun düşmesi ile dayanım artışının 20-30 nm kadar zirve yaptığını bu değerden sonra ise ters bir etki ile azaldığını bildirmişlerdir [264,265]. Ayrıca Hall-Petch ilişkisi ayrıca yeni yüksek mukavemetli malzemeler, nano ölçekli tane boyutlarına sahip malzemelerle üretilmektedir [265]. Bu bağlamda tane yapı inceltici özelliği kriyojenik işlemi çelikler için mekanizma geliştirici olarak kullanılabilecek bir ısıtım işlemi olduğu noktasında dikkat çekicidir. Ayrıca Wang ve ark. [217], yaptığı çalışmada alüminyum alaşımı üzerinde düşük sıcaklıkta eskitme işlemi ile birleştirilmiş kriyojenik işlem gerçekleştirdiler ve ön kriyojenik işlemin, kaynaklı bağlantılardaki kararsız fazın yeniden çözünmesini veya dağılma çökmesini destekleyebileceğini ve ayrıca atomik boşluk çiftlerinin göçünü kaynak nugget bölgesindeki ayırma bandında geciktirebileceğini bulmuşlardır. Bu bağlamda hem kaynak öncesi hem de kaynak sonrası kriyojenik işlemin etkilerinin araştırılması konusunu destekler niteliktedir.

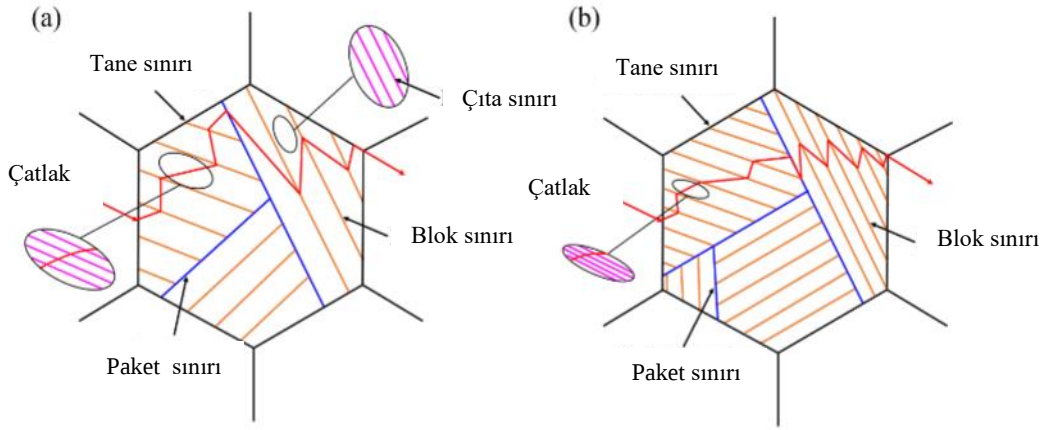
4.6.4. Darbe direnci ve tokluk etkisi

Martenzit bünyesinde martenzit fazı bulunduran çeliklerde kriyojenik işlem uygulanması araştırmacıların bildirdiğine göre tokluğu geliştirmektedir [266,267]. Martenzitin yüksek karbonlu olup kriyojenik işlem ile karbon miktarının azalması ve tane sınırlarındaki karbonların karbür oluşturmaları tokluğu artırmaktadır. Ayrıca nano

karbürlerin oluşması ve nano karbürlerin irileşmesi martenzitin tokluğunu artırmaktadır. Genel itibarıyla martenzitik genel tokluğunu geliştirmektedir. Martenzit içinde bulundurduğu yoğun unmobil dislokasyon ikiz tane sınırları çok çok ince karbürler plaka veya iğne sınırları ve benzeri çok fazla mikro ve nano bileşen barındırmaktadır. Bütün bunlar kriyojenik işlem sırasında martenzitin barındırdığı veya içerdiği karbonun kısa mesafeli olarak yüksek enerjili bölgelere gidişini ve oralarda nano karbür oluşturmalarını yine var olan nano karbürlerde giderek nano boyutta bir miktar artış oluşmasını sağlamaktadır. Bu olaylar toplamda martenzit dolayısıyla malzeme tokluğunu geliştirmektedir. Ayrıca buradaki olayı şu şekilde ifade edebiliriz. Unmobil dislokasyonlara nüfuz eden karbonlar bu bölgelerde serbest karbonun nano karbür oluşturmalarını teşvik etmektedir. Sonuç itibarıyla dislokasyon bölgelerindeki serbest karbon yerine nanokarbür bulunması tokluğu geliştirmektedir.

Kriyojenik işlemle ilgili olarak darbe direnci ve tokluk direnci ortak olarak incelenebilmektedir. Malzemenin hasara karşı direnci olarak değerlendirilebilen bu mekanik özellikler ortak mekanizmalar ile gelişmektedir. Bunlar yukarıda bahsedilmiş olan dislokasyon sınırlarındaki çökelmeler ve dislokasyon yoğunluğunun artması ve ince taneli yapı ile ilişkilendirilebilmektedir. Diğer ve ana etkenlerin başında ise DKİ ile elde edilen martenzitik dönüşümün plastisite ve mukavemeti geliştirmesidir [268]. Martenzitik dönüşümün optimizasyonu ile malzemenin mukavemetinin artmasının yanında bir dereceye kadar sünekliği iyileştirecek çekirdeklenme noktaları oluşturarak tokluğu geliştirebilmektedir [256]. Oluşan bu yeni çekirdeklenme sahaları ve diğer etkenler ile üst başlıkta bahsedilen tane inceliği dislokasyon yoğunluğunu artırmaktadır. İncelen tanelerin tokluk açısından incelendiğinde mukavemeti artırdığı ve malzemenin gerinim altına boyca uzamasını iyileştirdiğini ve özellikle tokluk gelişiminin ana nedeninin bu olduğunu gösteren çalışmalar bulunmaktadır [225,269]. Ayrıca kriyojenik işlem ikincil faz partiküllerinin çökmesini ve dağılmasını destekleyebilmekte ve çözücü atomlarının dislokasyon sabitleme etkisini artırabilmektedir. Yapıda η -karbür/martenzitin baskın kollokatif arayüzü, boyun verme aşamasında kriyojenik işlem görmüş çeliğin yüksek oranda uzamasına yol açan bir toklaştırma mekanizması olarak mikro çatlakların çekirdeklenmesini kısıtlamaktadır [214]. Buna örnek olabilecek Dormer [234] ve Molinari ve ark. [270], çalışmalarında ortak bir sonuç olarak kriyojenik işlemle mekanik özelliklerde

gelişmenin, alaşım moleküllerinin baskısı ve genişlemesi ile sağlandığı sonucuna varmışlardır. Tane inceltici özelliğine de ek olarak kalıntı östenit fazının martenzite dönüşümünün sağlanması neticesinde yeni martenzitik yapıların oluşması ile çok seviyeli martenzit yapılarının oluşmasını sağlamaktadır [271]. Bu çok seviyeli martenzit yapıları (blok, paket ve çita) darbe tokluğu için çatlak başlangıcı ve ilerlemesi üzerinde farklı engelleyici etkilere sahip olduğunu gösteren Hall-Petch ilişkisini takip etmektedir. Şekil 4.4.'de bu sınır yapıları ve kriyojenik işlemle değişen çatlak yolunun hareketi incelendiğinde yüksek açılı tane sınırları çatlak ilerlemesi üzerinde güçlü bir engelleme etkisine sahip olduğu gösterilmiştir. İncelen tane yapı miktarında tane sınırı miktarını artırmakta ve dislokasyonların miktarını artırarak darbe tokluğunu geliştirmektedir [206].



Şekil 4.4. Martenzit çok seviyeli mikro yapısında çatlak ilerleme yolunun şematik diyagramı a-) kriyojenik işlemsiz, b-) kriyojenik işlemli [206].

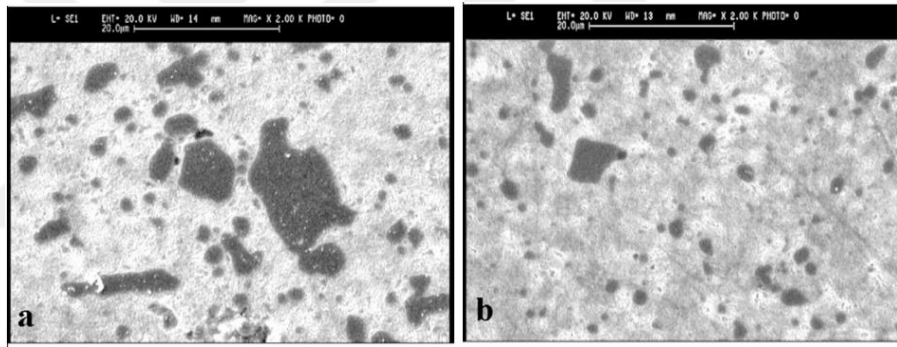
Malzeme tokluğunu geliştirmeye yönelik örnek olabilecek çalışmalardan biri olan Li ve ark. [62], çalışmalarında AZ91 magnezyum alaşımı üzerinde birkaç kriyojenik işlem gerçekleştirmiş ve mukavemeti ve uzamayı önemli ölçüde iyileştiren yüksek yoğunluklu nanokristal tanecikler gözlemlemişlerdir. Diğer bir örnekte Yuan ve ark. [84], ticari saf zirkonyum (Zr) ve işlenmiş Zr'ye kriyojenik işlem uygulamıştır. Çalışması sonucunda malzemelerin yüksek gerinim sertleştirme yeteneği gösterdiğini ve tane yapısındaki dislokasyon miktarının arttığını bildirmiştir. Dislokasyon yoğunluğunun ve dislokasyon hareketinin direncindeki artış, mukavemetin gelişmesine yol açarak, kriyojenik işlem görmüş Zr'nin mukavemeti arttırmasının ve iyi süneklik özelliklerini korumanın iyi bir yolu olduğunu söylemiştir. Kriyojenik

işlem, karmaşık dislokasyon ağını ortaya çıkarmakta ve eklem noktalarında mikropplastik deformasyona karşı direncini artırmaktadır [272]. Bu nedenle dislokasyon yoğunluğunu güçlendirme metal malzemelerin çekme özelliklerini iyileştirmek için önemli bir yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır. Araştırma konumuza benzer olan bir çalışmada ise Wang ve ark. [217], kriyojenik işlemten sonra kaynaklı numunelerde gerilme mukavemetinin ve uzamasının bir miktar azaldığını bulmuşlardır. Yaşlandırma işlemi, kriyojenik işlemten sonra gerçekleştirilirse, çekme mukavemeti ve uzama önemli ölçüde arttığını bildirmişlerdir. Ayrıca çözelti işleminden sonra ve yaşlandırma işleminden önce kriyojenik işlemin TB8 alaşımı üzerinde güçlendirici bir etkisi olduğunu, ancak tavlama veya yaşlandırma işleminden sonraki kriyojenik işlemin önemli bir etkisi olmadığını söylemişlerdir.

4.6.5. Homojenleştirme

Kriyojenik işlemin diğer bir mekanik özellikleri geliştirici etkisi mikroyapıyı düzenlemesidir. DKİ'den sonra oluşan tane yapısı veya kristal, saf olarak nitelendirilmektedir. Çünkü içyapıda tutulan östenitin kusurları homojen bir mikro yapı oluşturarak istenen martenzite ve karbürle dönüşmektedir. Ayrıca daha uzun DKİ ıslatma süresi, daha homojen bir karbon dağılımına yol açar, bu da kafes bozulmasında genel bir artışa neden olur [273]. Mikroyapıyı homojenleştirmeye ilgili bir örnek olarak Alexandru ve ark. [274], yapmış olduğu çalışmada kriyojenik işlem görmüş çeliğin, kriyojenik işlem görmemiş numunelere göre daha düzgün ve yoğun bir mikro yapıya sahip olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, mikro boşluklara yerleşen ve yoğunluğun artmasına boyutları 1 μm 'den küçük olan ince karbürlerin oluştuğunu bildirmiştir. Buna bir örnek olarak Şekil 4.5.'de DKİ sonrası homojenleşen bir mikroyapı gösterilmektedir. Burada topaklanmış yapı mikroyapıya DKİ ile dağıtılmış ve daha homojen bir yapı oluşturulmuştur. Homojen olarak dağılan tane yapısında DKİ'de sonrası çökelen karbür parçacıkları ve daha ince dağılımna neden olan taze martenzitin özellikleri üzerindeki etkisi, hem tokluğun hem de aşınma direncini artırmaktadır. Ayrıca homojen dağılan mikro yapı sertlik dağılımında da pozitif bir etki göstermektedir [257]. Buradaki yapı aynı zamanda iç gerilimleri azaltmaktadır. Bu ise numunenin kırılma dayanıklılığını ve zayıflığını azaltmakta sonuçta performans ve ömrünü artırmaktadır.

Bensel ve ark. [259] yaptıkları çalışmada sementasyon uygulanmış çeliğe sıg kriyojenik işlem ve DKİ uygulanmış numunelerinin mikro yapısını incelemiştir. Sıg kriyojenik işlem numunelerinde karbür çökmesinin veya karbür dağılımının görölmediğı ve DKİ durumunda tutulan östenitin martenzite dönüşmesi nedeniyle indüklenmiş olduğı sonucuna varmıştır. Karbürlerin çökmesi ve daha ince dağılımı, malzeme performansını geliştirmiştir. M2 (DIN:3343) yüksek hız takım (HSS) çeliğıyle yapılan çalışmalarda DKİ'den sonra karbürler, kriyojenik işlem görmemiş olana göre farklı boyutlarda daha homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. Ancak kriyojenik işlem görmemiş numunelerdeki karbürlerin dağılımının homojen olmadığını ve bunlardaki homojen dağılım sadece belirli alanlarda lokalize ve bölgeden bölgeye tane boyutları değışmekte olduğunu gözlemlemişlerdir [275,276].



Şekil 4.5. Geleneksel ısıl işlemlili (a) ve DKİ işlemlili (b) 1.2080 takım çeliğıne ait görüntüler [277].

4.6.6. Sertlik

Çeliklerin sertlik değeriindeki artış faz yapısının martenzitik forma dönüştürölerek elde edilmektedir. Çeliklere verilen su verme işlemleri neticesinde hızlı soğuyan malzemelerde martenzitik dönüşüm oluşmaktadır. Kriyojenik işlemin tamamlayıcı etkisi ile iç yapıdaki martenzit oranı artırılmaktadır. Artan martenzit faz oranına karşın sertlik değeri kriyojenik işlem görmüş numunelerde genellikle geliştirmekle beraber radikal değışimlere neden olmamaktadır [238,278]. Burada sertlik artışına sebep olan çeşitli mekanizmalar bildirilmiştir. Sertlik artış değeri çeşitli çalışmalar ile kalıntı östenitin martenzite dönüşümüyle (a), ikincil karbür çökmesiyle (b), karbür

konsantrasyon miktarının artışıyla (c) , tane incelmesiyle (d) ve homojenleştirilmiş karbür dağılımıyla (e) ilişkilendirilmektedir [260,279,280]. Birinci olarak ötektoid altı çeliklerde su vermenin neticesinde içyapıda kalan kalıntı östenitin martenzite dönüşümü (a) yumuşak fazı azalması anlamına gelmektedir. Ayrıca martenzit faz miktarıda artmaktadır. Her iki mekanizmada sonuç itibariyle çelik sertliğini artırmakta dolayısıyla bu durum mekanik özelliklere olumlu yansımaktadır [279]. İkinci olarak nano ölçekli tutarlı ikincil karbürlerin çökmesi (b), numunenin nano sertliğini artırabilir. Düşük sıcaklıklarda elde edilen martenzit aşırı doygunluğu, daha yüksek çekirdeklenme oranları ile ilişkili olduğundan, temperlemeden önce gerçekleştirilen DKİ, daha homojen ve daha ince bir karbür dağılımı ile sonuçlanmaktadır [281]. Üçüncü olarak DKİ daha fazla ikincil karbürün çökmesi (c) östenitteki karbon ve alaşım içeriğini azaltabilmekte ve bu da dönüştürülmüş östenitten daha fazla sertliğe sahip olan daha fazla martenzit ile sonuçlanmaktadır [282]. Bununla birlikte karbürler çeliklerin sertlik değerleri üzerindeki artış değerleriyle ilgili olarak N. Mohan and S. Arul [283], bu karbür oluşumuyla sertlik artışının sınırlı kaldığını bildirmişlerdir. Bununla birlikte Baldissera ve ark. [284] çalışmalarında DKİ ve temperleme sonrası malzemelerinde sertlik artışının 0.6 HRC olduğunu ve bu artışın sınırlı olduğunu bildirmiştir. DKİ sonrası oluşan kafes distorsiyonları ve tane incelmesi (d) dislokasyon yoğunluğuna neden olmaktadır. Artan dislokasyon neticesinde ikincil karbürler için çökme alanı artmakta ve neticesinde ikincil karbür yoğunluk artışıyla sertlik değeri incelen taneye bağlı olarak artmaktadır. Buna ek olarak çökeltilmiş ikincil karbürler, bir dispersiyon sertleştirme etkisi yoluyla matris mukavemetini artırmaktadır. Ayrıca yukarıdaki tane inceltme başlığında bahsedilmiş olan Hall-Petch ilişkisi ile tane incelmesi malzemeler üzerinde dayanım artırıcı mekanizmaları bulunmaktadır [285]. Son olarak DKİ ile homojenleştirilmiş mikroyapı (e) neticesinde sertlik dağılımı benzer şekilde homojen olarak gerçekleşmektedir. Buna bir örnek olarak A. Molinari ve ark. [195] yaptıkları deneyde DKİ görmüş numunelerin sertlik değerlerinin DKİ görmemiş numunelere kıyasla daha yakın olduklarını bildirmişlerdir.

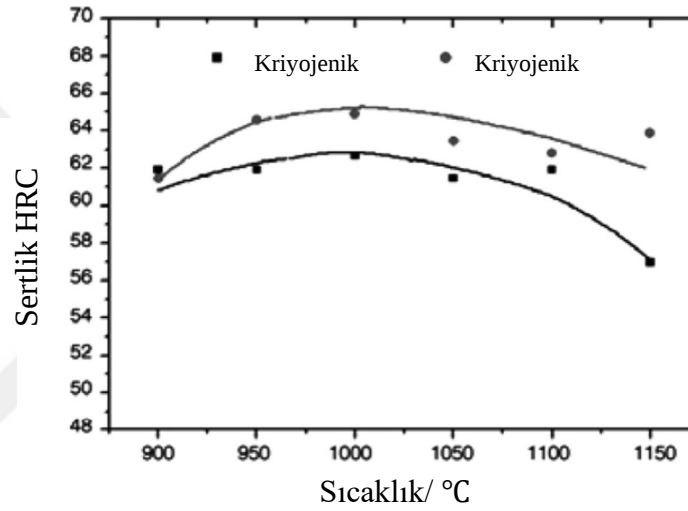
Kriyojenik işlem için temperlemeden sonra sertlik, temperleme öncesine göre daha az artmaktadır [286]. Takım çeliklerine uygulanan çalışmalar incelendiğinde DKİ neticesinde sertlik değerlerinde minimal artışlar olmaktadır. Kalıntı östenitin martenzitik faza dönüşümünün yüksek olduğu örnek bir çalışmada Bensely ve ark.

[253] sementasyon EN353 çeliğine uygulanan DKİ ile yüksek miktarda kalıntı östenitin martenzite dönüştüğünü ancak sertlik değerinde %3.48'lik bir artış elde edebildiğini bildirmiştir. Diğer bir çalışmada ise Zhirafar ve ark. [254] 4340 çeliğinde sertlik artış değerlerinin 54.5'den 55.3 HRC değerine çıktığını tespit etmişlerdir. Molinari ve ark. [287] H13 çeliğiyle yaptığı çalışmada ise % 6.9'luk bir artış elde etmiştir.

Genel olarak araştırmacılar krojenik işlem ile metal sertliklerinin arttığını bildirirlerde bazı durumlarda farklı sonuçlarda rapor edilmiştir. Bu araştırmacılar, DKİ ile sertlik değerlerinde düşüş meydana geldiğini ve bunun da özellikle matrisin sertliğine bağlı olarak geliştiğini bildirmişlerdir [214]. Huang ve ark. [288] Ti6Al4V üzerinde kriyojenik işlem uygulamış ve işlemten sonra sertlik azalmıştır. Düşük sıcaklık aşırı doymuş α' fazının kararlı α ve β fazlarına ayrışmasını teşvik ettiğinden, α' fazının sertliği α ve β fazından daha yüksek bulunmuştur. Abbasi ve ark. [289], yüksek entropi alaşımlı kullanılarak üretilen çelikler (HEA'lar) üzerine yapılan çalışmasında DKİ gerçekleştirilmiş ve sonuç olarak, kriyojenik işlemin genellikle tavlama sonrası soğuk haddelenmiş numunelerin sertliğini azaltabildiğini göstermiştir. Şekil 4.6.'da bu düşüşe benzer bir çalışmaya ait kriyojenik işlem ve östenitleme sıcaklığıyla ilgili sertlik değerleri içeren grafik verilmiştir. Kriyojenik işlem görmüş numunelerde sertlik değerleri östenitleme sıcaklıkları değişmesine karşın sertliklerinde bir miktar sürekli düşüş gözlemlenmiştir.

Soğuk haddeme altında deformasyon miktarını ne kadar yüksek ise HEA'ların sertlik miktarıda o derece yüksek olacağını da bildirmiştir. Ayrıca çalışmasının sonucunda kriyojenik işlemten sonra tane boyutu azalsa bile, sertlik etkili bir şekilde artıramaz, bu da daha küçük boyutlu çökeltilerin etkisi üzerine daha çalışma yapılmasını gerekliliğini ortaya çıkardığını vurgulamıştır. Başka bir çalışmada Li ve ark. [224] yüksek vanadyum alaşımlı malzemenin sertliği azalttığını çünkü matris yapısının martenzit olduğu ve burada martenzit katı çözeltilisindeki karbon miktarının kriyojenik işlemten sonra azaldığını böylelikle martenzit sertliğinin karbon içeriğiyle orantılı olduğunu bulmuşlardır [224,237].

Sonuç olarak DKİ'nin metal malzemeler özellikleri üzerine etkilerini araştırmak için yapılan çalışmalarda [189,201] yukarıda bahsedildiği gibi bazen sertlikte artış bazende düşüş bildirilmiştir. Bununla birlikte mikroyapıda tane incelmesi ve homojenleştirme etkisi ortak bir nokta olarak gözükmemektedir. Çok önemli bir nokta olarak araştırmacılar [179,201,289] sertlik değerlerinin aşırı değişmediğini buna karşın tokluk ve darbe dirençlerinin geliştiği için kriyojenik işlemi sertliği korurken mukavemeti iyileştiren bir işlem olarak tanımlamışlardır.



Şekil 4.6. Kriyojenik işlemlerle ilgili sertlik eğrileri [255].

4.6.7. Kalıntı gerilme

Kalıntı gerilmeler, sıcaklık değişikliğinden kaynaklanan termal genleşme-büzülme (ısı transferi), faz dönüşümleri ve düzensiz elastik-plastik deformasyon sonucu olarak sonucudur [191]. Çoğunlukla kalıntı gerilmelerle ilgili mühendislerin bir tasarımı kontrolü ve yapısal olarak performans artırıcı bir halde oluşması ile ilgili bir çalışması vardır. Kontrolsüz ve istenmeyen kalıntı gerilmeler çoğunlukla hasarlarla sonuçlanır ve arzu edilmez.

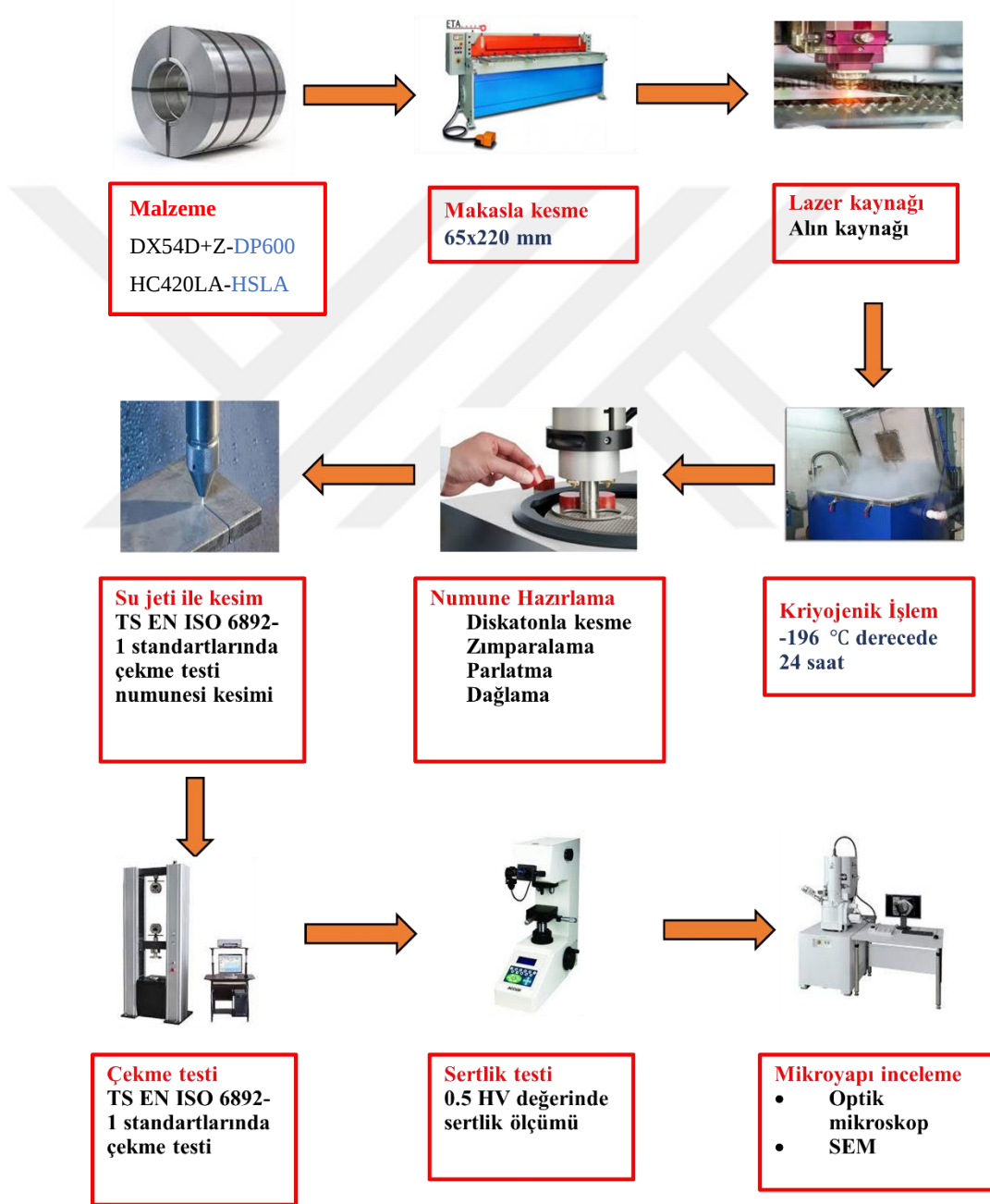
Normal koşullar altında, sıcaklık gradyanları üniform olmayan boyutsal ve hacimsel değişiklikler üretirler. Basma gerilmeleri, daha düşük hacimli alanlarda önce soğuyan hacimde gelişir, çekme gerilmeleri ise daha sonra veya en son soğuyan daha büyük hacimde gelişir. Bu iki bölge arasında bu durum neticesinde kayma gerilmeleri

oluşmaktadır. Hem hacim hem de faz değişiklikleri aynı anda meydana gelmesi durumunda normal kasılmalara soğuma döngüsü sırasında dönüşüm genişmesi karşı çıkmaktadır. Bu durum neticesinde kalıntı gerilmeler iç yapıda gelişmektedir. Bu kalıntı gerilmeler, her hangi bir uygun yöntem uygulanana kadar iç yapıda bulunmaya devam etmektedir [257].

Kalıntı gerilmeler, özellikle çeliklerde su verme işlemi esnasında gözlemlenmektedir. Bu durumda, üst yüzey, iç yüzeyden önce martenzitik hale gelir ve bu nedenle östenit dönüşümü nedeniyle müteakip iç genişmeler, yüzey martenzitini gerilim altına sokmaktadır. Çeliklerde oluşan çatlaklar bu tür gerilmelerden kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan araştırmacılar Barron, R.F ve Baldissera ve Delprete [189,191] soğuk işlemin malzeme içerisindeki kalıntı gerilmeler üzerinde etkili olduğunu bildirmişlerdir. Bu araştırmacılar bu tür kalıntı gerilmelerin azaltılması veya giderilmesinde etkili olduğunu bildirmişlerdir. Baldissera ve Delprete [284] başka bir çalışmada benzer bir kanaat ile östenitin martenzite dönüşümü ve çeliklerin iç yapıdaki düzeninin değişmesi neticesinde kalıntı basma gerilimlerinin olumlu bir şekilde etkilediğini bildirmişlerdir [290]. Bu basma kalıntı gerilmeleri çelikler için aşınma ve yorulma direncinin iyileştirilmesi için istenmektedir [291,292]. Kalıntı gerilmelerin kriyojenik işlemle ilişkisini gösteren bir çalışmada Surberg ve ark. [293] karbürleşmiş çeliğe uyguladıkları temperleme ve kriyojenik işlem sonrası temperleme işlemleri gerçekleştirmişlerdir. Çalışmaları neticesinde yüzeyden 0.15 mm derinliğe kadar kalıntı gerilme oranları incelenmiştir. Sonuç olarak kalıntı gerilmenin en uzun kriyojenik işlem görmüş numunede en az miktarda olduğunu tespit etmişlerdir.

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR



Şekil 5.1. Deneysel çalışma aşamaları.

Şekil 5.1.'de deneysel çalışma sürecinde gerçekleştirilen mekanik test ve içyapı incelemeleri için malzeme hazırlama ve işlem aşamalarını gösteren deneysel çalışma aşamaları verilmiştir.

5.1. MALZEME

Bu çalışmada, otomotiv sektöründe yaygın olarak tercih edilen HCT590X (DP600) ve HC420LA (HSLA) 2 farklı otomotiv sacı kullanılmıştır. Bu çelik malzemeler ERDEMİR AŞ'den sac levhalar halinde temin edilmiştir. Farklı kalite otomotiv çeliklerinin kimyasal içerikleriyle ilgili bilgiler sırasıyla Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2 mekanik özellikleriyle ilgili bilgi ise Çizelge 5.3'de verilmiştir.

Çizelge 5.1. DP600 çeliğinin kimyasal bileşimi (maksimum atom içerikleri olarak gösterilmiştir.).

Standart Karşılığı		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
Standart	Kalite	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max
EN 10338:2015	HCT590X	0.15	0.75	2.50	0.04	0.015	0.015-1.50	1.40	0.15	0.2	0.005

Çizelge 5.2. HSLA Çeliği kimyasal bileşimi (maksimum atom içerikleri olarak gösterilmiştir.).

Standart Karşılığı		C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti
Standart	Kalite	max	max	max	max	max	max	max	max
EN 10268	HC420LA	0.14	0.50	1.60	0.030	0.025	0.015	0.090	0.15

Çizelge 5.3. Otomotiv saclarına ait mekanik özellikler.

Çelikler	σ_a	σ_{ϕ}	$A_0(\%)$	BH2 min.	n-value min.	r_{90}	n_{90}
HCT590X (DP600)	330-430 Mpa	590 Mpa	20	30 Mpa	0.14	-	-
HC420LA (HSLA)	390-500 Mpa	460-580 Mpa	18	30 Mpa	0.14	-	-

5.2. LAZER KAYNAĞI

Lazer kaynağı deneysel çalışmaları, fotoğrafı Şekil 5.2.'de verilen 1500 W Fiber CW Lazer kaynak cihazı kullanılmıştır. Lazer kaynak işlemleri operator tarafından, Swingspeed 250 mm/s 10 mm odak mesafesinden koruyucu gaz argon kullanılarak çift taraflı dolgu metalsiz olarak uygulanmıştır.



Şekil 5.2. Lazer kaynaklarının gerçekleştirildiği Lazer firmasına ait cihazın görüntüleri.

Çalışmada kullanılan çelik sac kalite ve sac kalınlık farkları bulunmaktadır. Yapılan ön çalışmalar ile sac gruplarıyla ilgili olarak 1 kW güç değerleri seçilmiştir. Çizelge 5.4.'de çelik çiftlerine uygulanan kaynak güç değerleri verilmiştir. Kaynak hızı tüm numunelerde 25 mm/s olarak sabit tutulmuştur. Eşitlik (5.1) ile ısı girdisi hesaplarına ait sonuç Çizelge 5.5.'de verilmiştir.

$$\text{Isı girdisi (J/mm)} = \frac{\text{Lazer Gücü(W)}}{\text{İlerleme Hızı}(\frac{\text{mm}}{\text{s}})} \quad (5.1)$$

Çizelge 5.4. Otomotiv sac çeliklerinin kaynak güç parametreleri.

	DP600	HSLA
DP600	1 kW	1 kW
HSLA		1 kW

Çizelge 5.5. İş parçalarına ait kaynak gücüne göre ısı girdisi sonuçları.

Kaynak gücü	Kaynak hızı	Isı girdisi
1 kW	25 mm/s	40 j/mm

5.2.1. Numunelerin hazırlanması

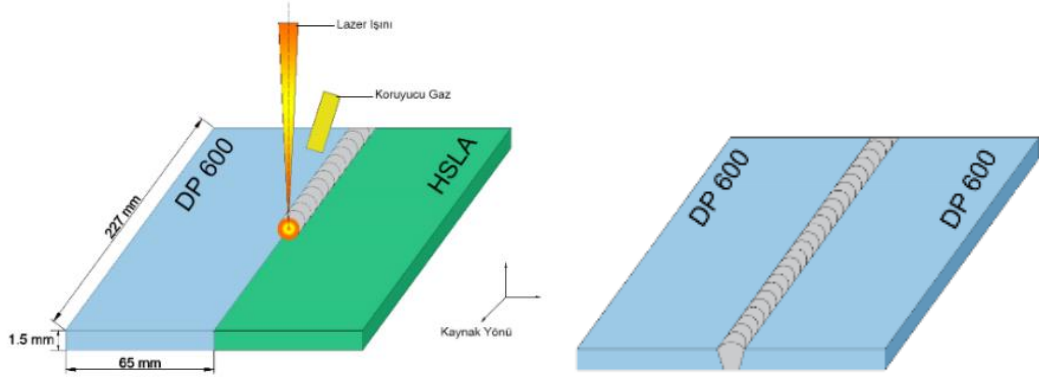
TS EN ISO 6892-1 oda sıcaklığında çekme test numune ölçüleri referans alınarak 227x65 mm ebatlarında sac numuneler giyotin makas ile kesilerek hazırlanmıştır. Ayrıca sertlik, XRD(X-Ray Diffraction) ve mikroyapı incelemeleri için uygun numuneler kaynak ve kriyojenik işlemleri tamamlanmasının ardından diskaton ile kesilerek bakalite alınmıştır. Kaynak işlemi uygulanmayan ana metal (BM) numuneleri 227x130 mm ebatlarında kesilerek hazırlanmıştır. Çizelge 5.6.'da hazırlanan numunelerin adet bilgileri verilmiştir.

Ayrıca kaynaklı (işlem görmemiş) numuneler için 227x130 mm ebatlarında saclarda giyotin makas ile kesilerek hazırlanmıştır.

Çizelge 5.6. Lazer kaynak adetleri.

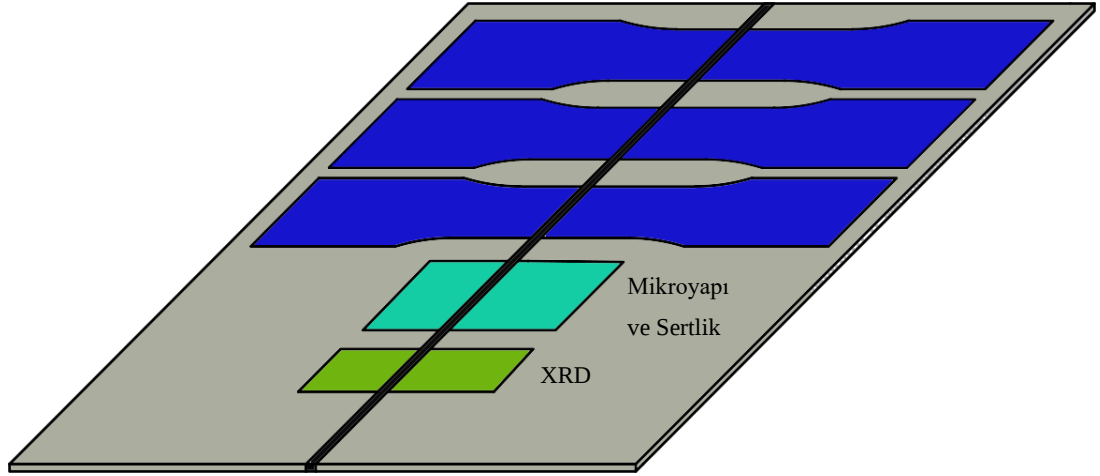
No	Çelik numuneler ve kalınlıkları	DP600	HSLA
1	DP600 (1,5 mm)	3 adet	3 adet
2	HSLA (1,5mm)		3 adet

Şekil 5.3.'de ise kaynaklanan numune çiftleriyle ilgili örnek görsel içeren numune grupları tasvir edilmiştir.



Şekil 5.3. Kaynaklanan otomotiv sac çelik grupları.

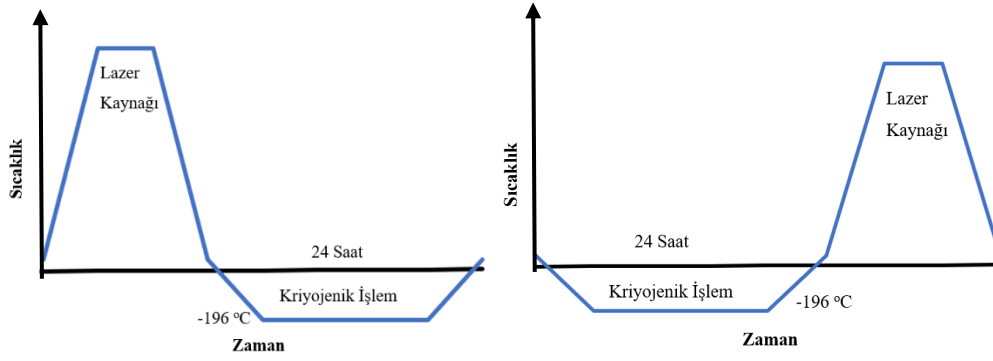
Şekil 5.4.'de verilen kaynaklı görselden gösterildiği gibi sertlik ve mikroyapı için diskaton ile kesilen numunelerin alın kaynak kesitine bakılacak şekilde bakalıte alınmıştır. Daha sonra tüm numuneler gerekli zımparalama ve parlatma işlemleri için aşamalı olarak ve her aşamada 90° derece döndürülecek şekilde sırasıyla 400,600,800,1000,1200 ve 2500 meşli zımparalar ile hazırlanmıştır. Zımparalama sonrası mikroyapı numuneleri 1 mikronluk çuha ve 1 mikronluk elmas süspansiyon ile parlatma işlemleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.4. Lazer kaynaklı saclardan çıkartılan numunelere ait gösterim ve görseller.

5.3. KRİYOJENİK İŞLEM

Hazırlanan lazer kaynaklı kriyojenik işlemsiz (LW) grubuna ek olarak lazer kaynağı sonrası kriyojenik işlem (LWAC) numunelerine ek olarak çalışmayı çeşitlendirmek adına lazer kaynak öncesi kriyojenik işlemlili (LWBC) ve ana metal (BM) metale doğrudan kriyojenik işlem uygulanan ana metal kriyojenik işlemlili (BMC) numuneleri oluşturulmuştur. Şekil 5.5.'de LWAC ve LWBC kaynak işlemi ve kriyojenik işlem aşamalarıyla ilgili aşamalar verilmiştir.

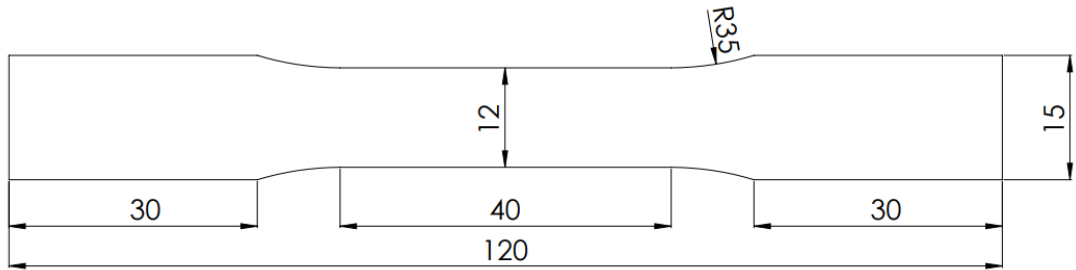


Şekil 5.5. Lazer kaynaklı numunelere kriyojenik işlemin uygulama aşamaları

Kriyojenik işlem bilgisayar kontrollü sıvı azota daldırılmadan bir fanlı sistem olan soğutucu tankında işleme alınmıştır. Kriyojenik işlem dakikada 1°C derece azalacak şekilde -196°C dereceye ulaşınca kadar devam etmiş ve bu sıcaklıkta 24 saat boyunca tutulmuştur. Önceki literatür çalışmalarındaki çeliklere uygulanan kriyojenik işlem parametreleri irdelenerek bu süre tespit edilmiştir [205]. İşlem süresi tamamlanan numuneler dakikada 1°C derece artacak şekilde tekrar oda sıcaklığına getirilerek kriyojenik işlemler gerçekleştirilmiştir.

5.4. SU JETİ İLE KESME

Tüm numunelerden TS EN ISO 6892-1 standartında çekme numunesi kesilmesi için Şekil 5.4.'de verilen görseldeki gibi saclara su jeti ile kesim işlemi yapılmıştır. Kesim işleminde kenarlardan 5 mm'lik hurda payı bırakılmıştır. Tüm numune gruplarından 3'er adet çekme numunesi kesilmiştir. Şekil 5.6.'de parçalardan çıkarılan çekme numunelerinin ölçüleri verilmiştir.



Şekil 5.6. Çekme numunesi boyutları.

5.5. ÇEKME TESTİ

Çekme deneyi TS EN ISO 6892-1 metali oda sıcaklığında çekme testi deney standartına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. 120x15 mm ebatlarında çekme test numuneleri 1 mm/dk hız ile çekilerek test edilmiştir. Her bir malzeme çifti için çekme deneyi 3 defa tekrarlanmıştır. Şekil 5.7.' de verilen 50 kN çekme kapasiteli Shimadzu marka çekme test cihazı ile Karabük Üniversitesi Şefik Dizdar Meslek Yüksekokulu Mekanik Test Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir.



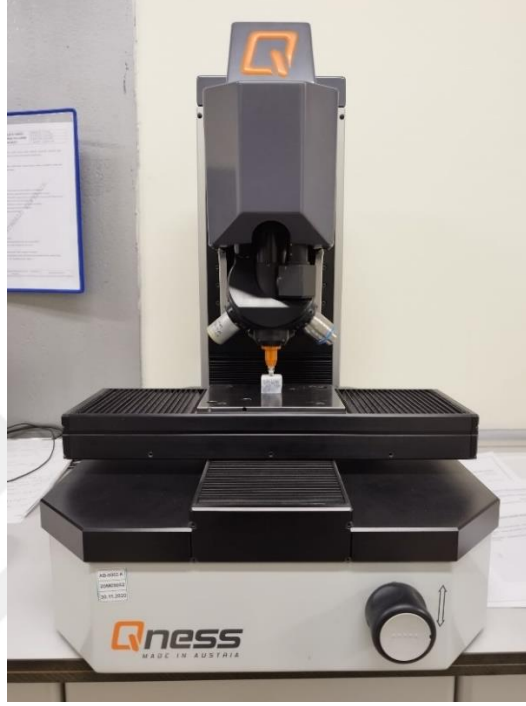
Şekil 5.7. Çekme test cihazı.

5.6. SERTLİK TESTİ

Sertlik değerlerinin bulunması için kullanılan yöntemlerden biri olan Vickers sertlik ölçüm tekniği kullanılmıştır. Bu yöntemde 136 derece tepe açısına sahip kare piramit uç kullanılmaktadır. Sertlik uygulanan kuvvetin ortadan kalkmasından ve batıcı ucun geri çıkmasından sonra Vickers sertlik değerini bulmak için oluşan dikdörtgen şeklindeki izin köşelerinden hassas ölçüm alınarak belirlenir. Sertlik ölçümü almak için mikroskopun üzerinde bulunan 2 çizgi arasına alınan köşelerden elde edilen uzunluklar olan D1 ve D2 mesafelerine göre eşitlik (5.2) ile hesaplanır. Deneyler KBÜ

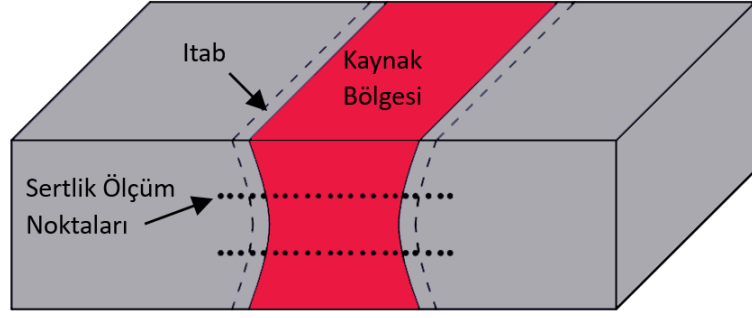
MARGEM araştırma laboratuvarlarında Şekil 5.8.'de verilen sertlik ölçüm cihazı ile otomatik olarak gerçekleştirilmiştir.

$$HV = \text{Sabit Sayı} \times \text{Test Gücü} / \text{Girinti yüzey alanı} \quad (5.2)$$



Şekil 5.8. Qness marka vickers sertlik ölçüm cihazı.

Sertlik değerlerinin düzgün alınabilmesi için malzemenin yüzeyleri 2500 meş değerlerine kadar kağıt zımparalar ile hazırlanmıştır. Çalışmada malzeme sertlik değerlerinin tespiti için HV0.5 değeri seçilmiştir. Dalıcı uç malzeme üzerine 4.903 N kuvvette 10 saniye süre ile malzeme üzerine batırılıp beklenmektedir. Sertlik ölçüm işlemleri 0.2 mm aralıklarla Şekil 5.9.'da gösterildiği gibi kaynak hattı boyunca gerçekleştirilmiştir. Sertlik bulgularında özellikle geçiş kısımlarında tekrarlı sertlik ölçümleri alınmış ve ortalama değerler tartışma başlığı altında grafiklerde verilmiştir.



Şekil 5.9. Kaynaklı numuneler üzerinden alınan Vickers sertlik ölçüm noktaları

5.7. MİKROYAPI İNCELEME

Numuneler alın kaynak profiline dik bakacak şekilde bakalite alınıp incelenmiştir. Numuneler aşamalı olarak zımparalama işlemi sonrası 1 mikron elmas pasta yardımıyla parlatılmıştır.

Dağlama işlemi için %2 nitrik asit + %98 metanol ve ikinci bir dağlama içinde %10 sodyum metabisülfite+%90 saf su karışımı kullanılmıştır. Ön incelemeler için numuneler optik mikroskop ile incelenmiş ve dağlama kontrolleri yapılarak tane sınırları tespit edilmiştir. Nital ile ilk dağlama sonucunda yapısında martenzit bulunan numunelerde martenzit koyu renkli olarak gözükürken ferrit fazı beyaz renkte gözükmiştir. Numunelere yapılan ikinci dağlama olan sodyum metabisülfite (%10 sodyum metabisülfite+ %90 saf su) sonucunda martenzitik yapılar daha koyu kahverengi olarak belirlenmiş ve ferrit tane sınırları dahada belirginleşmiştir [294].

Kritik sıcaklıklar olarak ifade edilen A_1 ve A_3 , Andrew [14] formülü ile hesaplanmıştır.

$$A_1(^{\circ}\text{C}) = (723) - (10,7\text{Mn}) - (16,9\text{Ni}) + (29,1\text{Si}) + (16,9\text{Cr}) + (290\text{As}) + (6,38\text{W}) \quad (5.6)$$

$$A_3(^{\circ}\text{C}) = (910) - (203\text{C}) - (15,2\text{Ni}) + (44,7\text{Si}) + (104\text{V}) + (31,5\text{Mo}) + (13,1\text{W}) \quad (5.7)$$

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 550 - (350\text{C}) - (40\text{Mn}) - (20\text{Cr}) - (10\text{Mo}) - (17\text{Ni}) - (8\text{W}) - (10\text{Cu}) + (15\text{Co}) + (30\text{Al}) \quad (5.8)$$

Kaynak bölgesinde ısıma soğuma ve kritik bölgelerin hesap edilmesi içinde Andrew ve martenzit başlangıç sıcaklığı formülü eşitlik (5.6), (5.7) ve (5.8) verilen formüller ile hesaplanıp çizelge 5.7.'de verilmiştir.

Çizelge 5.7. Çelik kalitelerine ait kritik sıcaklıkların Andrew Formülü ile sonuçları.

Çelik Kalitesi	Ac1	Ac3	Ms
DP600	747,8 °C	952,67 °C	360 °C
HSLA	737,23 °C	874,61 °C	421 °C

5.7.1. (X-ışınları Floresans) XRF Analizi

Piyasan temin edilen otomotiv sac çeliklerinin ağırlıkça kimyasal oranlarının tespiti için XRF analizi kullanılmıştır. İncelemeler Şekil 5.10.'da gösterilen KBÜ MARGEM laboratuvarında Rigaku Primus II X-Ray Floresans Spektrometresi test cihazı ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.10. KBÜ MARGEM Rigaku Primus II X-Ray Floresans Spektrometresi test cihazı.

5.7.2. (X-Ray Diffraction) XRD Analizi

Piyasadan temin edilen otomotiv saclarına ait yapısında bulunan faz yapılarının tespiti ve kafes hesapları için XRD incelemeleri şekil 5.11.'de gösterilen KBÜ MARGEM

laboratuvarında Rigaku marka cihaz ile 10°-90° tarama açısı aralığında ve 3°/dakika tarama hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.11. KBÜ MARGEM Rigaku marka XRD test cihazı.

5.7.3. (Taramalı Elektron Mikroskobu) SEM Analizi

Konvansiyonel mikroskoplara göre daha detaylı inceleme yapılması için SEM (Taramalı elektron mikroskobu) kullanılmıştır. Elektron mikroskopları normal optik mikroskoplardan farklı olarak incelenmek istenen cisimden saçılan veya içinden geçen elektronların toplanması sonucunda elde edilen görüntüleri incelememize olanak sağlamaktadır. SEM çalışma prensibinde vakumlu ortam altında cisimlere elektron gönderilir ve daha sonrasında cisimden saçılan elektronlar toplanarak ekrana görüntüyü yansıtmaktadır.

SEM incelemeleri Şekil 5.12.'de gösterilen KBÜ MARGEM laboratuvarında bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.12. KBÜ MARGEM Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem SEM analiz cihazı.

BÖLÜM 6

DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

6.1. XRF ANALİZİ

XRF analizi sonucunda elde edilen kimyasal kompozisyonlarla ilgili bilgiler Çizelge 6.1.'de verilmiştir.

Çizelge 6.1. XRF sonuçları.

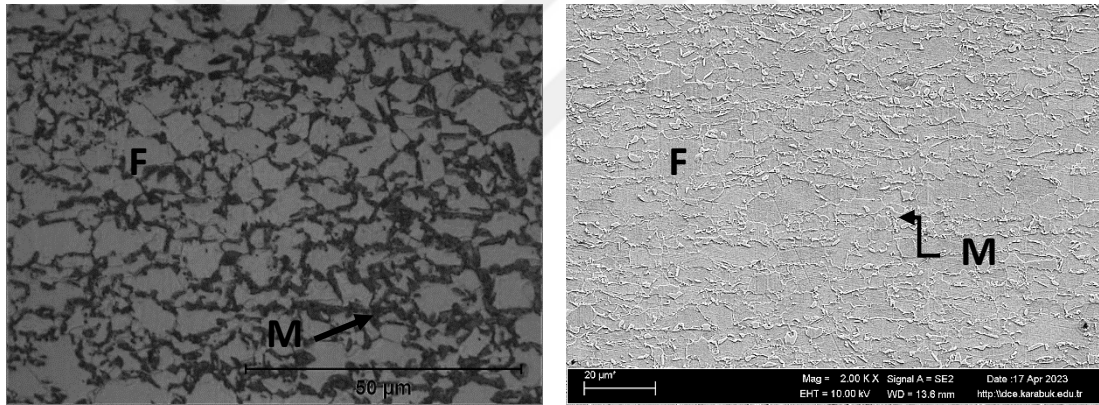
Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)									
Çelik Kalitesi	Fe	C	Mn	Cr	P	Si	Al	Mg	Nb
DP600	97,414	0,10	1,686	0,490	0,01	0,254	0,031	---	---
	9	7	8	7	7	5	8		
HSLA	98,396	0,09	1,322	---	---	0,018	0,050	0,050	0,063
	9	8	8			4	5	2	2

6.2. MİKROYAPI

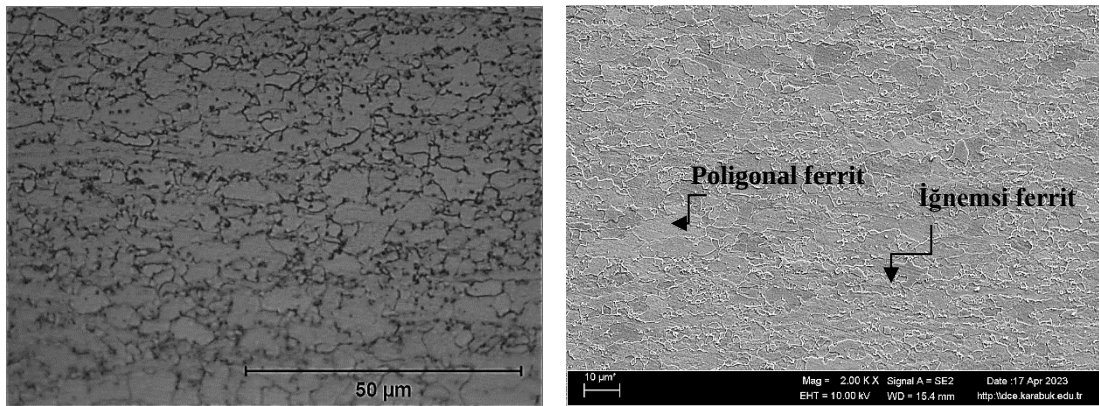
6.2.1. Ana Metal Mikroyapısı

Şekil 6.1.'de DP600 BM malzemesine ait optik mikroskop (OM) ve SEM görüntüleri verilmektedir. Görüntüleri destekleyen literatür verilerinden yola çıkarak DP600 BM malzemesinin çift fazlı çelik yapısı ferrit matrisi içerisinde dağılmış martenzit adacıklarından oluştuğu söylemek mümkündür. OM görüntüleri beyaz kontrast renginde ferrit yapısı ve kahverengi kontrastındaki martenzit yapısından oluşmaktadır. Çift fazlı çelikler martenzit hacim oranına göre (%15-75) değişir: Ancak çalışmada seçilen DP600 çeliklerin yapısıyla uyumlu olarak matris fazındaki martenzit hacim

oranı benzer DP600 çelikleriyle tutarlı olarak gözükmeaktadır. Faz morfolojisinde meydana gelen sünek ferrit ve dayanıklı martenzit fazının etkisi ile mekanik özellikleri ilişkindirebilir. Ferrit-martenzit arayüzeyine çok yakın kısımlarda oluşan ferrit matrisinin içindeki yoğun dislokasyonlar burada mekanizmayı oluşturan etkenler arasındadır [295]. Bu dislokasyonlar, geometrik olarak gerekli dislokasyonlar olarak isimlendirilir. Şekil 6.2.(a)'da verilen HSLA çeliğine ait BM OM görüntüsünde, az miktarda perlit faz yapısı ve çökeltilerle birlikte ana ferrit faz yapısı gözükmeaktadır. Bununla birlikte, SEM görüntüsü (Şekil 6.2.(b)), ferrit taneleri içinde yer alan küçük parçacıkları ortaya koymaktadır. Mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi dikkate alındığında, bunlar niyobyum ve titanyumun karbürleri ve/veya karbonitrürleri olabilir. Boyutları ve içerikleri nispeten büyüktür, bu da bu çelikteki yüksek Nb ve Ti konsantrasyonlarından kaynaklanmaktadır. Dağıtıcı parçacıkların tanımlanması, TEM kullanılarak daha ayrıntılı bir analiz gerektirmektedir.



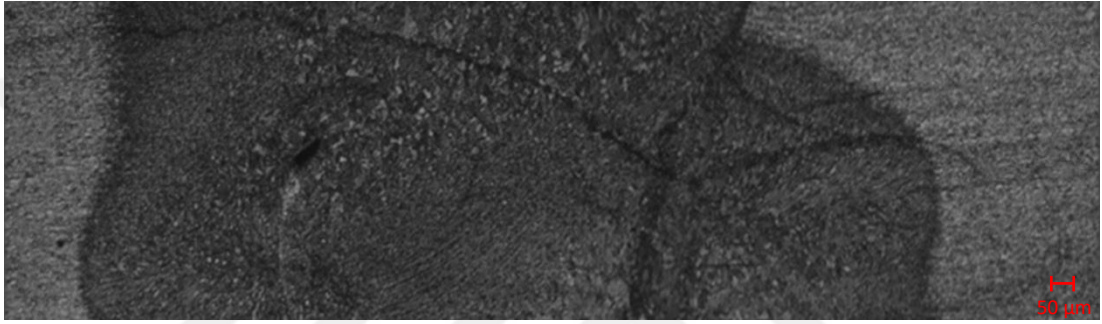
Şekil 6.1. DP600 BM çeliğine ait OM ve SEM görüntüsü.



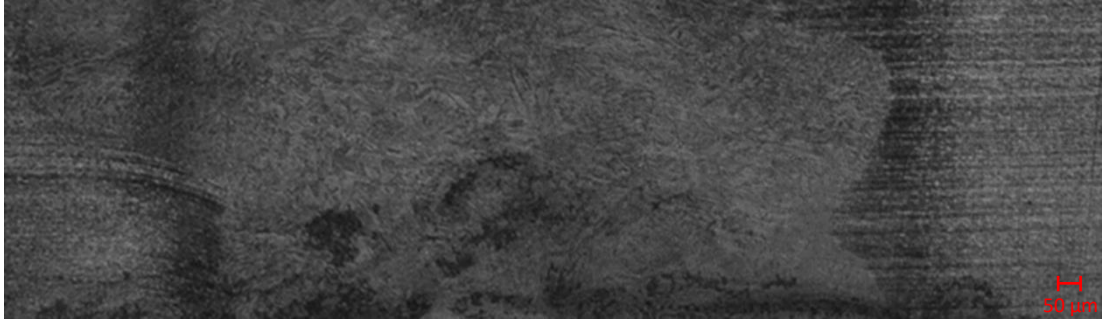
Şekil 6.2. HSLA BM çeliğine ait OM ve SEM görüntüsü.

6.2.2. Kaynak Bölgesi Mikroyapıları

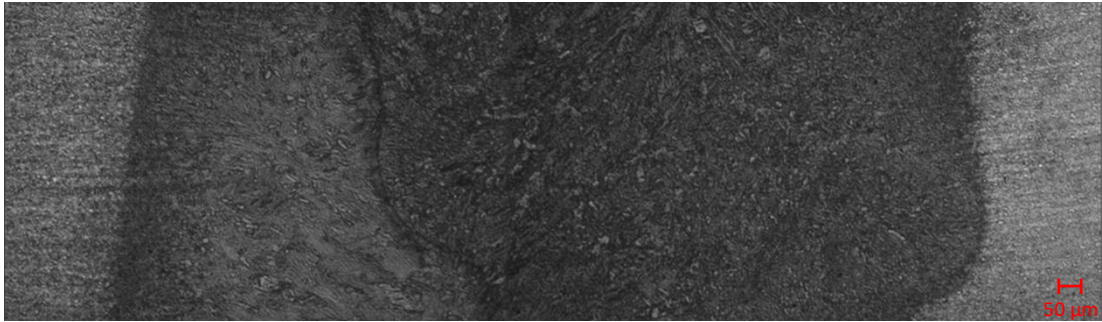
Numunelere ait lazer kaynak bölge görselleri makro görüntüleri sırasıyla Şekil 6.3.'den Şekil 6.11.'e kadar gösterilmiştir. Kaynak bölgelerine ait olan görüntüler incelendiğinde çift taraflı kaynak işlemi neticesinde kaynak erime bölgesine ait kesit ve ısı neticesinde dağılımlarda operatör uygulamasına bağlı olarak farklılıklar görülmektedir. Kaynak kesintindeki daralmalar ve çift taraflı kaynak işleminin dolgu metalsiz gerçekleşmesi burdaki daralmaların ana nedenini oluşturmaktadır.



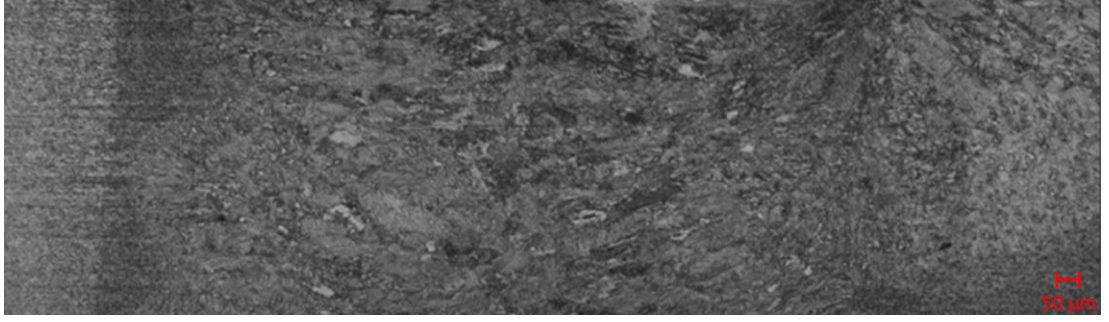
Şekil 6.3. DP600-DP600 50X büyütmeli kaynak bölgesine ait görüntü.



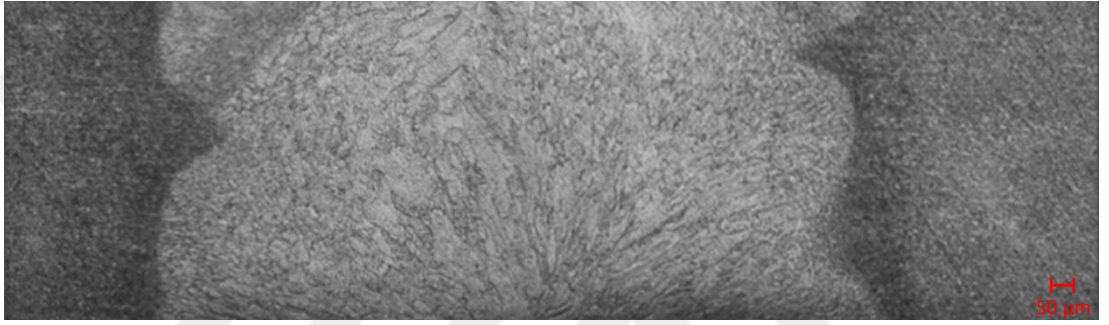
Şekil 6.4. DP600-DP600 CRYX 50X büyütmeli kaynak bölgesine ait görüntü.



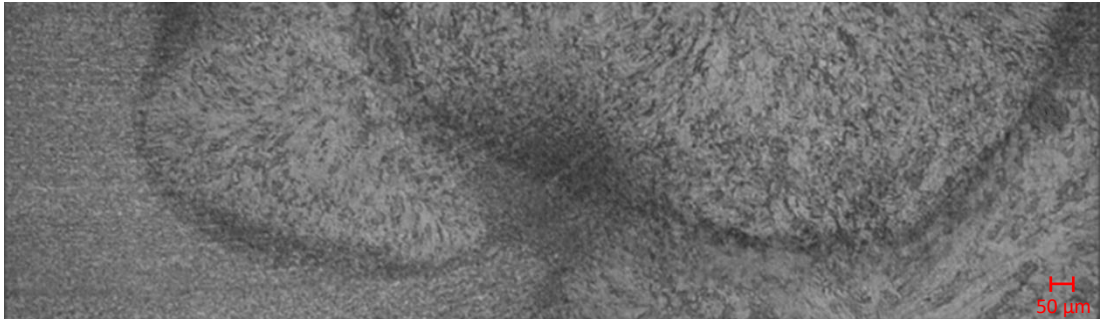
Şekil 6.5. DP600-DP600 CRY 1 50X büyütmeli kaynak bölgesine ait görüntü.



Şekil 6.6. HSLA-HSLA normal kaynak bölgesine ait makro görüntü.



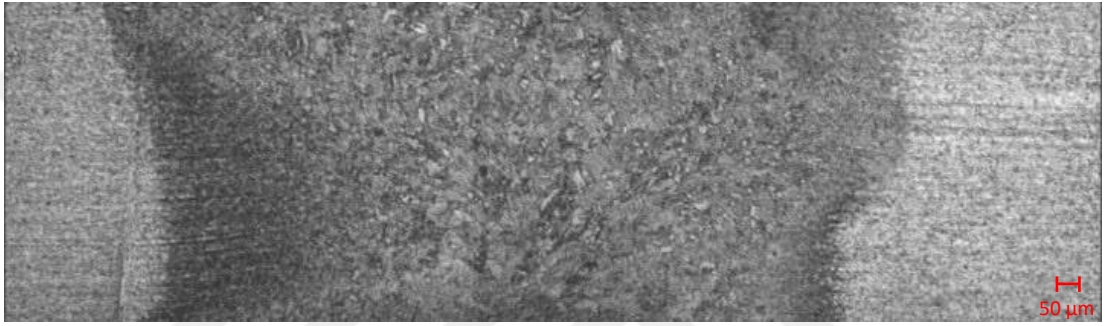
Şekil 6.7. HSLA-HSLA CRY X kaynak bölgesine ait makro görüntü.



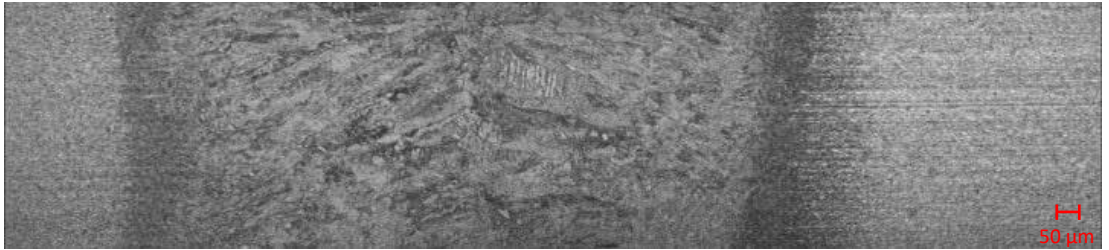
Şekil 6.8. HSLA-HSLA CRY 1 kaynak bölgesine ait makro görüntü.



Şekil 6.9. DP600-HSLA NORMAL (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.



Şekil 6.10. DP600-HSLA CRY 1 (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.



Şekil 6.11. DP600-HSLA CRY X (Sol HSLA-Sağ DP600) kaynak bölgesine ait makro görüntü.

İlk olarak lazer kaynak işlemi sonrasında numunelerin BM, dış ITAB, iç ITAB ve kaynak bölgesi 500kX formundaki OM görüntüleri birleştirilerek Şekil 6.12.'de verildiği gibi genel bir görüntü elde edilmiştir. Tüm kaynaklı profillerin mikroyapı incelemeleri yapıldığında (Şekil 6.3-6.12) genel olarak lazer kaynaklı numunelerin göreceli olarak ITAB oluşumunun dar olduğu kabul edilebilir. Makro inceleme kriterleri ile kaynak profilinin hem kaynak metali hem de ITAB bölgelerinde işlem sürecinin operatör faktörü ve çift taraflı gerçekleşmesi neticesinde bazı bölgelerde

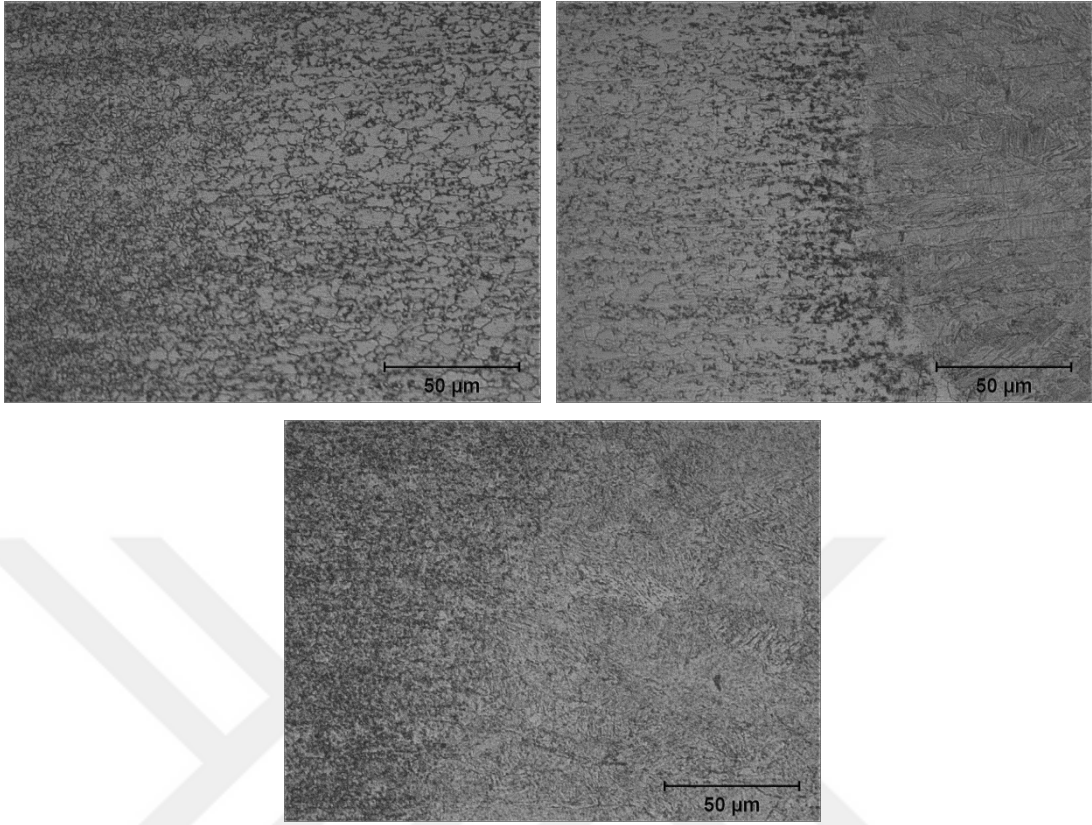
lokal genişlemeler göstermiştir. ITAB literatürde genel olarak iç, orta ve dış ITAB olarak sınıflandırılmaktadır. Ancak çalışmada ITAB'ın dar olmasından dolayı ITAB yapısı genel olarak yorumlanmıştır. Şekil 6.3.-6.12.'de görüldüğü gibi kaynak merkezinden uzaklaştıkça daha incelen bir mikroyapı söz konusudur. ITAB'a gelince Şekil 6.12.'de görüldüğü gibi çift fazlı çeliğin sertleşebilirliğin bir sonucu olarak Ac_3 sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa ulaşılan kaynak metaline yakın bölgelerde martenzitik (kahverengi) faz ağırlıklı iken bu bölgeden uzaklaştıkça ve sıcaklık gradyanının kritik sıcaklıklar arasına (Ac_1 - Ac_3) düşmesi ile lazer kaynak metalinin soğuması sırasında östenitten bir miktar protektoit ferrit dönüşümü (sıcaklık ve zamana bağlı olarak levye kuralına göre) gerçekleşmektedir. Bu ferrit miktarı kaynak bölgesinden uzaklaştıkça artmaktadır. Ana malzemeye yaklaşan kısımlarda ferrit-martenzit miktarlarının BM faz hacim oranına yakın bir görüntüsünün olduğu gözlemlenmektedir. Ayrıca katılma mekanizmaları kaynak profillerinde kaynak esnasında oluşan ısı ve soğuma şartlarıyla katılma yönleri numunelerde hem alt hem de üst taraflarda ısı kaynağına bakacak şekilde gerçekleşmiştir. Martenzit, her iki çelikte de ITAB'ın ana yapısal bileşenidir. Şekil makro görüntülerle birlikte Şekil 6.13. ve 6.14. incelendiğinde beynit, karbür veya tavlanmış martenzit kanıtı yoktur. Farklı çalışmalarda kaynak işlemi sonrasında ani soğuma ve malzemelerin bünyesinde manganez ve karbon elementlerinin bulunması nedeniyle ergitme bölgesinde ve ITAB'da, martenzit ve beynit oluşumu kaynağa yakın ITAB parçalarında, Ac_1 sıcaklığının altındaki bölgede yarı kararlı temperlenmiş bir martensit faz oluşumu bildirilmiştir [296,297]. HSLA çeliğinden farklı olarak, DP çeliğinde kaynağın saf martenzitik mikro yapısı ile ana malzeme arasındaki geçiş nispeten dar bir alanda gözlemlenebilmektedir. HSLA ITAB'a kıyasla DP600 ITAB parçasında daha büyük bir martenzit fazı hacmi oluşur. Bunun nedeni, HSLA malzemesine kıyasla DP600 malzemesi içerisinde daha yüksek miktarlarda karbon bulunmasıdır.



Şekil 6.12. DP600 kaynaklı kriyojenik işlemsiz numuneye ait 500X büyütmeli mikroyapı görsellerinin birleştirilmiş görüntüsü.



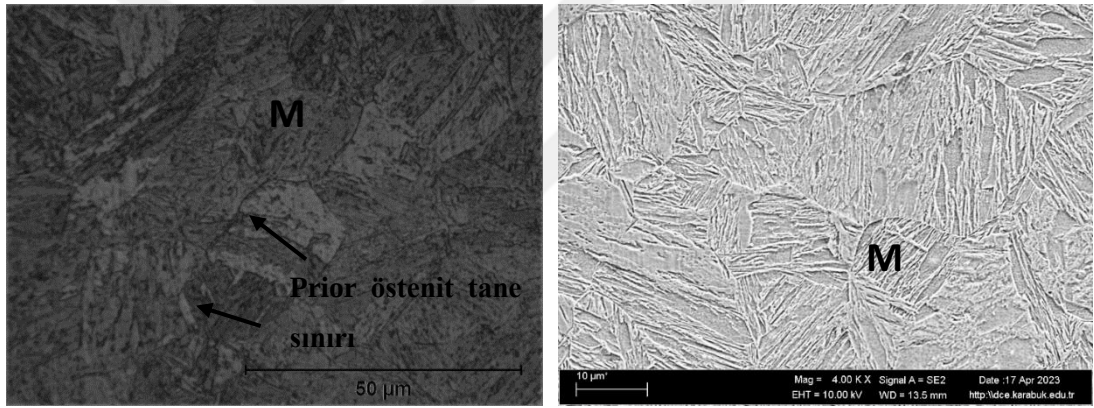
Şekil 6.13. DP600 çeliğine ait sırasıyla ITAB geçişleri a)LW, b) LWBC, c) LWAC OM görüntüleri



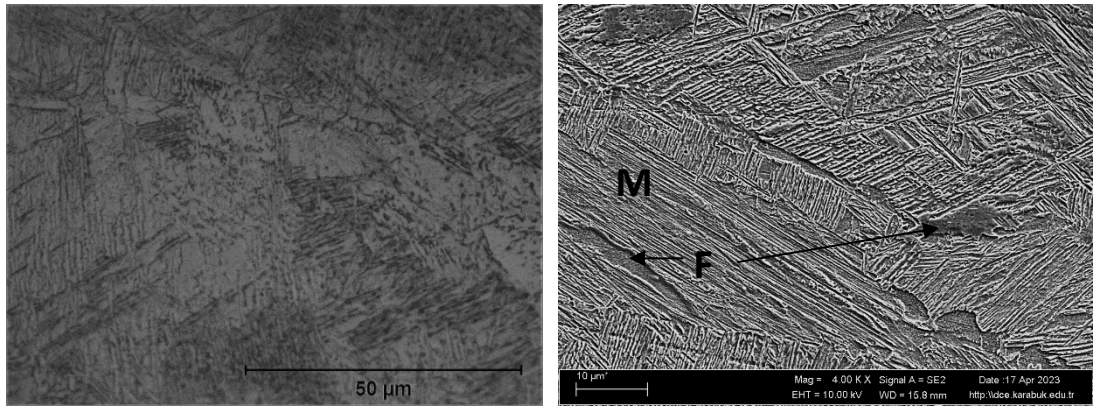
Şekil 6.14. HSLA çeliğine ait sırasıyla ITAB geçişleri a)LW, b) LWBC, c) LWAC OM görüntüleri.

Şekiller 6.15.-6.17. incelendiğinde lazer kaynaklı numunelerin kaynak bölgeleri lazer kaynağı sırasında çeliklerin hem ısınma hem de soğuma hızlarının çok yüksek olması kaynak malzemesinde martenzitik yapının oluşmasına neden olmuştur. Kaynak metalinin DP çelik numunelerinde ağırlıklı olarak yoğun bir şekilde kahverengi bir renk gösterdiği ve dolayısıyla ağırlıklı olarak martenzit olduğu: Diğer taraftan HSLA numunelerinde kaynak metalinin kahverengi renginin bir miktar bozulduğu ve dolayısıyla martenzit yoğunluğunun düşük olduğu gözlemlenmektedir. HSLA numunelerinde kaynak metal kısımlarında, HSLA çelik sacların DP çeliklerine göre daha düşük sertleşebilirlik özelliklerinden dolayı martenzit yanında karbür fazlarında (beynit-perlit) oluşabilmektedir. Kaynak işlemi sonrasında ani soğuma ve malzemelerin bünyesinde manganez ve karbon elementlerinin bulunması nedeniyle ergitme bölgesinde ve ITAB’da martenzit ve beynit oluşumu başka çalışmalarda gösterilmiştir [15]. Ayrı ayrı mikroyapı bileşenlerinin hem genişliği hem de dağılımı doğrudan kaynak koşullarından (örneğin, doğrusal enerjiye bağlı kaynak hızı)

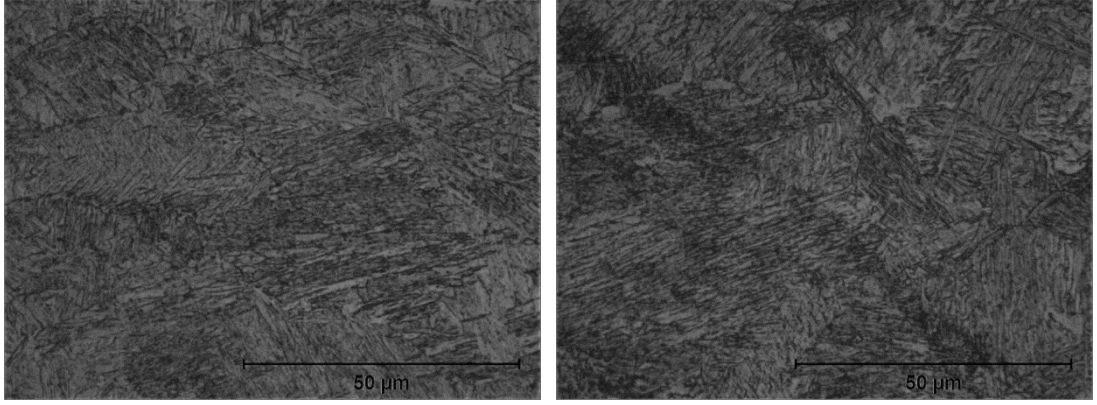
kaynaklanmıştır. Numunelerde yapısal dönüşümler farklı bir şekilde gerçekleşmiştir. Bunun nedeni kimyasal bileşimler, fazlar, morfoloji ve ısı girdisindeki farklılıklardan kaynaklanmaktadır. Ayrıca kaynak ve katılaşma işlemine özgü sütunlu mikroyapı (martenzit paket) ve çıta martenzit yapıları tüm numunelerde gözlemlenmiştir. Oluşan bu yapının sebebi lazer kaynağı sonrası hızlı soğumadan kaynaklanmaktadır [298]. Martenzit paket yapılarının kaynak bölgesinde ısı maruziyetiyle ilişkili olarak ince ve kaba yapılarda oluşmuştur. Buna bir örnek olarak Şekil 6.18. HSLA LW ve Şekil 6.19. DP600 LW numunelerine ait OM'ler incelendiğinde tane yapılarıyla ilgili kaynak bölgelerinde aşırı ısınmış yapı (solda - HSLA çeliğinde kalın çıta martensit)(sağda- DP600 çeliğinde kalın çıta martenzit) ile normalizasyona uğramış yapı (sağda - HSLA çeliğinde ince çıta martensit) (solda – DP600 çeliğinde ince çıta martensit) arasındaki yumuşak geçişleri göstermektedir.



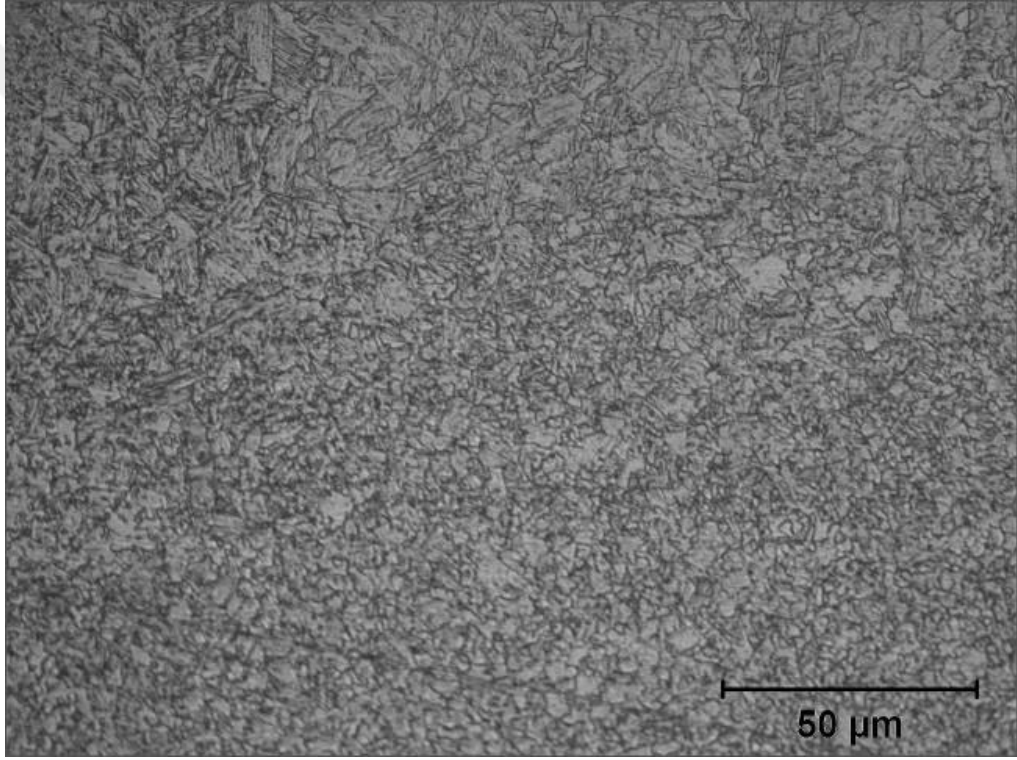
Şekil 6.15. DP600 LW çeliğine ait OMve SEM görüntüleri.



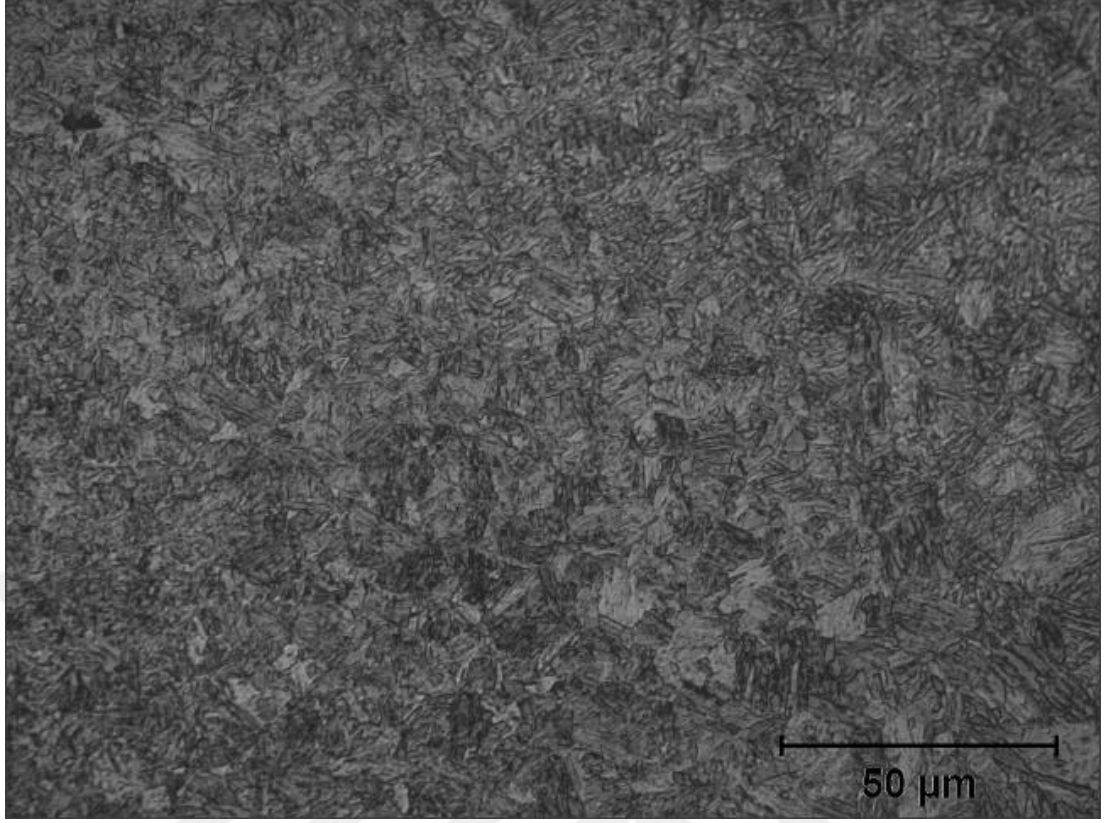
Şekil 6.16. HSLA LW çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.



Şekil 6.17. DP600-HSLA LW çeliğine ait OM görüntüleri.



Şekil 6.18. HSLA LW çeliğine ait martenzit paket boyut geçişine ait mikroyapı görüntüsü



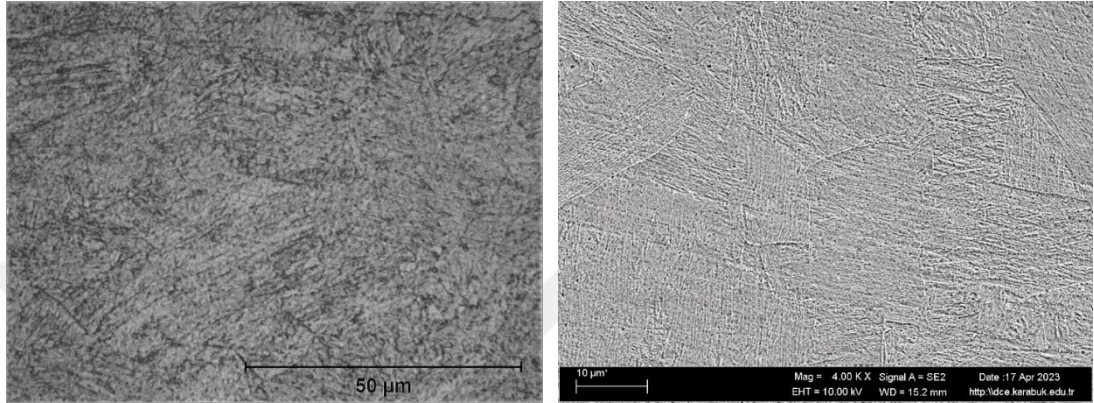
Şekil 6.19. DP600 çeliğine ait martenzit paket boyut geçişine ait mikroyapı görüntüsü

DP600 çeliğinde ısı kaynaklı tane büyümesinin az olduğu düşünülmektedir. Burada benzer bir çalışmada Kong ve ark. [17], artan lazer güçleri için ITAB'daki sıcaklık gradyanının ve dolayısıyla DP çeliklerinde tane büyümesinin sınırlı olduğunu bildirmiştir.

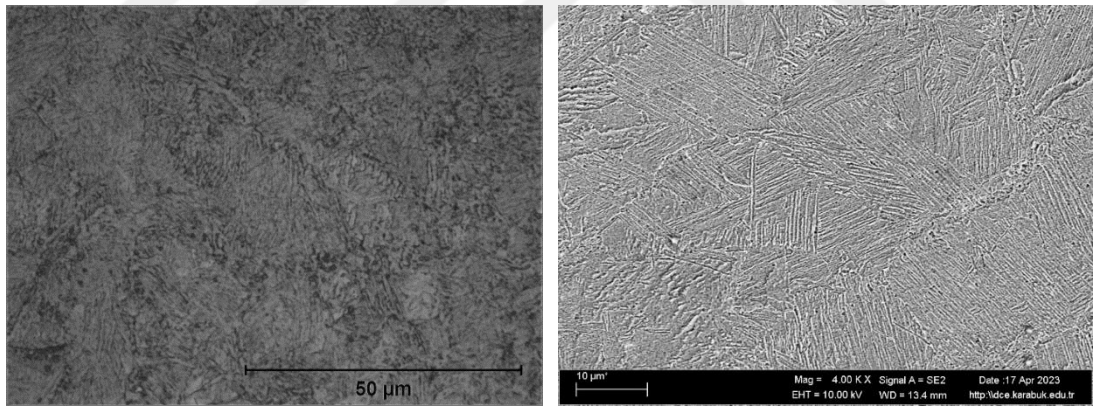
HSLA-DP600 lazer kaynak çiftlerinin kaynak bölge mikroyapıları ortak martenzitik yapı içerdiğinden belirgin bir farklılık gözlemlenmemiştir.

Ağırlıklı yapısı martenzit olan çeliklerde içyapıda bulunan çita martenzit ve ferrit fazlarını içermektedir. DKİ işlemi uygulanmayan çeliklerin morfolojisinde Şekil 6.16.'da gösterildiği gibi uzun bir şerit veya yarı çokgen şeklindedir. Şekiller 6.20.-22.'de DKİ'nin uygulanmasıyla ferrit yapıları daha ince boyutlu daha homojen olarak yapıda dağıldığı ve morfolojisi, değişmeyen hacim fraksiyonları ile uzun şerritten ince asikülere dönüşmektedir. Ferrit dağılımı ve DKİ'nin ferrit morfolojisi üzerindeki arıtma etkisi burada açıkca sergilenmektedir. Ayrıca numunelerde DKİ'nin prior

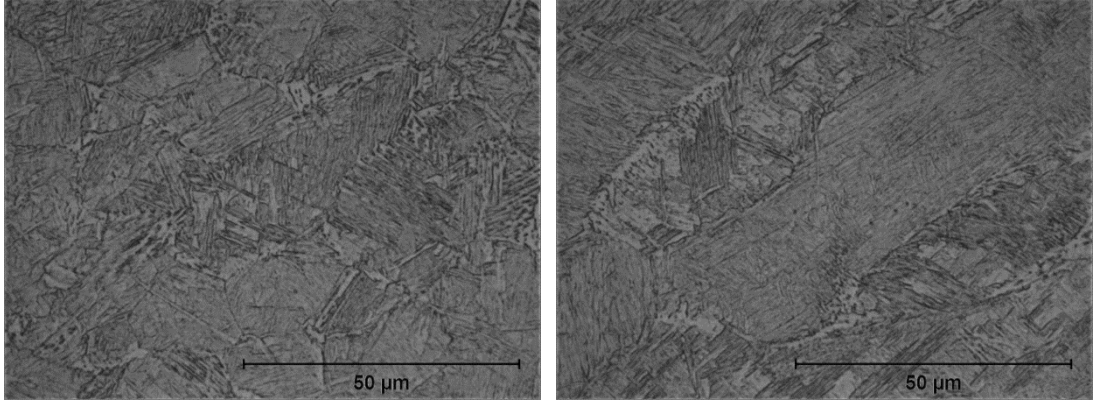
östenit tane boyutu inceltilmesi üzerinde bir etkisi yoktur. Buradaki tane boyutunda incelme sadece östenitleme sıcaklığıyla ilgilidir. Şekiller 6.23.-25.'de verilen lazer kaynağı öncesi uygulanan kriyojenik işlemli numunelerle ilgili belirgin bir farklılık gözlemlenmemiş yapıları LW numuneleri ile benzer bir morfoloji göstermiştir. Buradaki etki DKİ sonrası uygulanan lazer kaynak işlemiyle ilgilidir.



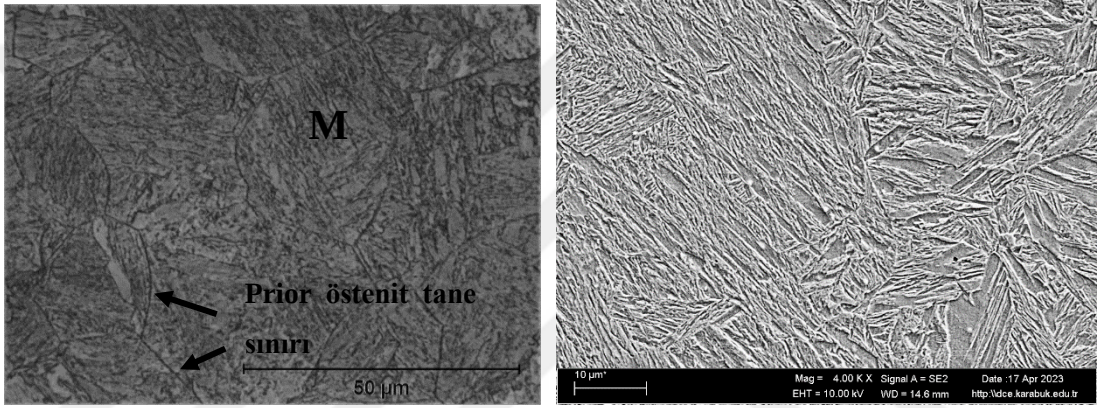
Şekil 6.20. DP600 LWAC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.



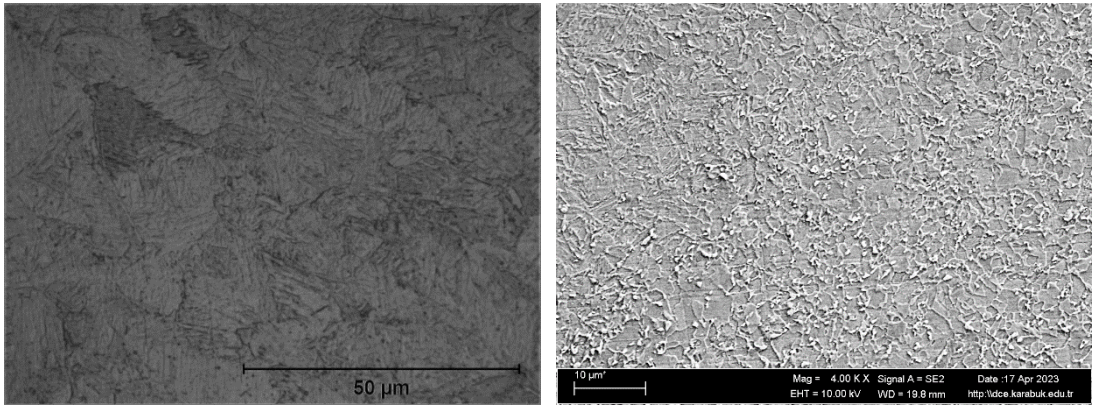
Şekil 6.21. HSLA LWAC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.



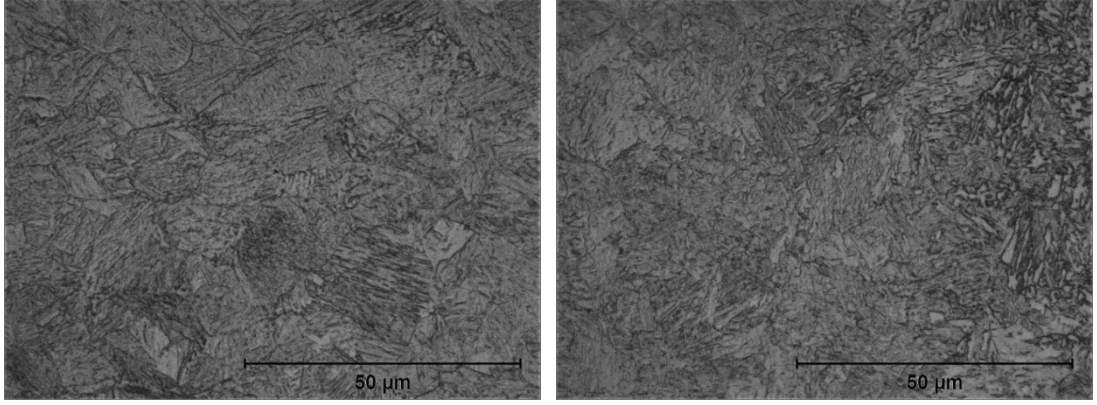
Şekil 6.22. DP600-HSLA LWAC çeliğine ait OM görüntüleri.



Şekil 6.23. DP600 LWBC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.



Şekil 6.24. HSLA LWBC çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri.

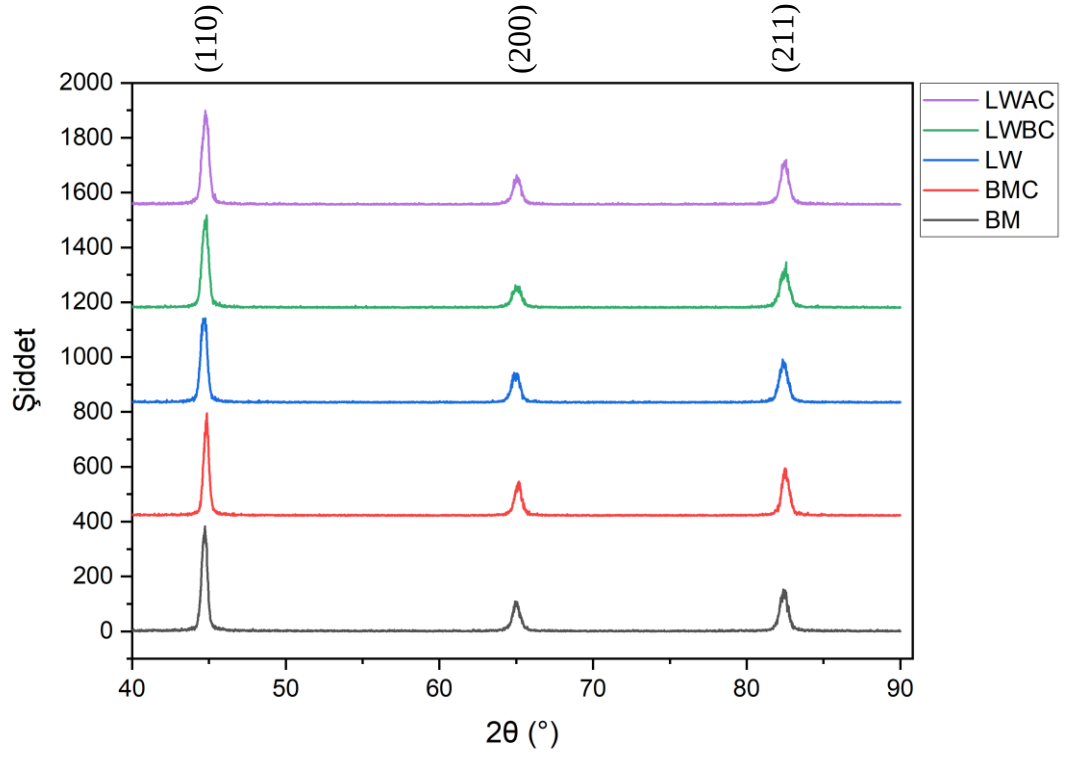


Şekil 6.25. DP600-HSLA LWBC çeliğine ait OM görüntüleri.

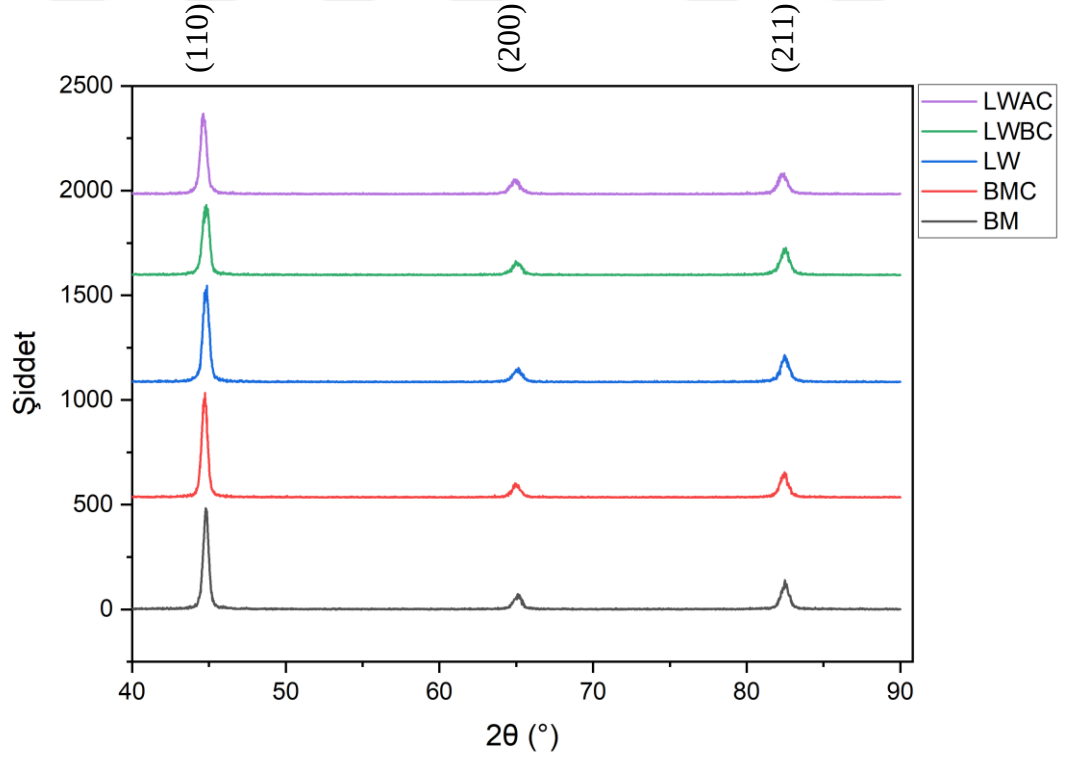
DKİ'den sonra, ferrit rafine edilir ve çıta martenzit arasına iğnemsî formda dağılır. DKİ'nin asıl geliştirici etkisinin martenzit fazında olduğu çalışmalarla desteklenmektedir [206,299]. Burada martenzit boyutlarının önemli ölçüde azaldığı ve rafine olduğu Şekil 6.20 ve Şekil 6.21'de gözlemlenmektedir. Martenzit çıta sınırlarının düz olmayışı ve numunede DKİ sonrası belirgin bir şekilde incelmelere uğramakta ve birbirleriyle paralel olarak içiçe geçmektedir. Bu geçiş neticesinde ve yeni oluşan martenzit çıta sınırlarının yüksek yoğunluklu dislokasyonlardan oluştuğunu Fan ve ark. [206] çalışmasında bildirmiştir. Bu etkinin oluşumu DKİ ile plastik deformasyonun eşlik ettiği martenzitin kafes büzülmesi nedeniyle çok sayıda dislokasyon üretildiğini gösterir. Burada bol miktarda boşluk ve atom ayrılarak yeni martenzit çekirdeklenme bölgeleri haline gelmektedir. [300,301]. Son olarak, karbon atomları ve boşlukların ayrıldığı yerdeki dislokasyonlar, yeni martensit çıtaların [300,302] çekirdeklenme noktaları olarak hizmet eder: DKİ proseslerinin ince martensit çıtaların ve daha iyi tokluğun elde edilebilmesinin nedeni de budur. DKİ ile lazer kaynak işlemi sonrası yapıda tanelerin rafine olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca yapıdaki iğnemsî martenzitik oranın arttığıda gözlemlenmektedir. Buna benzer bir çalışma olan Xu ve ark. [303] çalışmasında TC4 titanyum alaşımında numunesinde DKİ ile iğnemsî martenzitik miktarının %47.47 arttığını bildirmiştir. Ayrıca çalışmalarda martenzit paketleri ve blokları üzerindeki önemli iyileştirme etkilerinin martenzitin çok seviyeli yapısı ve tane rafine etme etkileri Hall-petch ilişkisinin etkisine dikkat çekmektedir.

6.3. XRD ANALİZİ

Kriyojenik işlemin çeliklerin içyapısında etkilerinin incelenmesi için yapılan XRD deneyi 10° - 90° tarama açıları arasında uygulanmıştır. Deney sonucunda numunelerde literatürde bulunan 3 adet demir piki sırasıyla yaklaşık olarak 44° , 65° ve 84° 2θ açılarında elde edilmiştir. Şekil 6.24. ve Şekil 6.25.'de HSLA ve DP600 çeliklerine ait XRD grafik sonuçları verilmiştir. İki çelik türüyle ilgili olarak demir pikleri sırasıyla (1 1 0) a-ferrit fazı, (2 0 0) ve (2 1 1) ferrit/martenzit piklerinin varlığı görülmüştür [304,305]. Yapılan literatür çalışmalarıyla ilgili olarak tüm bu piklerin kaynak kartları (referans kodu:00-006-0696) kullanılarak tespit edilmiştir. Pik şiddetleri incelendiğinde her iki numune içinde BM ve BMC numuneleri arasında şiddet miktarlarında bir değişiklik gözlemlenmemiştir. Lazer kaynaklı numunelerin pik şiddetleri incelendiğinde şiddet değerlerinin belirli bir artış veya azalış söz konusu değildir. Burada XRD numunelerinin ve kaynak işlemine bağlı olarak kaynak hattının genişliğiyle ilişkilendirilmektedir. Östenit piklerinin düşük yoğunluğu nedeniyle, hacim fraksiyonunu kantitatif olarak ölçmek zordur. Kalıntı östenitin tespiti için EBSD analizinin uygulanması gerekmektedir. Ayrıca faz yapılarıyla ilgili olarak DP600 çeliklerindeki (%2-9) kalıntı östenitin RA'nın martenzite dönüştüğü düşünülmektedir. Grafiklerde gösterilen bu kodlarla ilgili net bir yorum literatürde bulunmamaktadır. Tüm kafes yapısıyla ilgili olarak ortak kodlar tanımlanmış olsada piklere farklı fazlara ait bilgiler atfedilmiştir. Bunlardan biri olan Sun ve ark. [306] tüm piklere martenzitik fazı olarak tanımlamışken; diğer bir araştırmacı Nalçacı ve ark. [304] bu konuyla ilgili herhangi bir faz belirtmemişken; Berrahmoune ve ark. [305] (110) pikine a ferrit (200) ve (211) piklerine ise ferrit/martenzit plakaları olarak nitelendirilmiştir. Ancak tüm ortak nokta ve kartlardan elde edilen kodlar hepsinde ortaktır. Örnek olarak bir adet XRD kartı olan 96-500-0218 için pikler kübik ($a = b = c = 2,8610 \text{ \AA}$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^{\circ}$) olarak tanımlanmıştır. Piklere tanımlanan ve kart numaralarındaki değerler incelendiğinde h,k ve l değerlerinin karelerinin toplamı çift sayı olması hacim merkezli kübik yapıyı göstermektedir. Bu bağlamda yukarıdaki çalışmalar ve bu bilgiler ile yapıdaki piklerin a (ferrit) ve a'(martenzit) demir pikleri olduğu söylenebilmektedir.



Şekil 6.26. HSLA çeliğine ait XRD sonuçları.



Şekil 6.27. DP600 çeliğine ait XRD sonuçları.

Çizelge 6.3 Ve Çizelge 6.4.'de FWHM (maksimum yarısı tam genişlik) değerlerine ait bilgiler verilmiştir. XRD piklerin genişliği ile ilişkilendirilen FWHM değerleri ve W-H (Williamson-Hall) formüllerin kullanımı ile dislokasyon yoğunluğu, mikro gerinim ve kristalit tane boyutu hesapları yapılabilmektedir [307]. Zirve genişlemesi, derin kriyojenik işlem nedeniyle numune içinde indüklenen gerinim olasılığı hakkında bilgi veren artışlar kriyojenik işlem ve kaynak işlemi sonucunda artış göstermiştir [308].

Şekil 6.25. Ve Şekil 6.26. XRD grafiklerinden elde edilen FWHM ve W-H (Williamson-Hall) denklemleri ile mikroyapıdaki dislokasyon, kristalit tane boyutu ve mikro gerinimlerle ilgili hesaplamalar aşağıdaki (4.1), (4.2) ve (4.3) denklemleriyle elde edilmiştir.

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta} \text{ nm} \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \frac{\beta}{4 \tan \theta} \quad (4.2)$$

$$\delta = \frac{1}{D^2} \text{ nm}^{-2} \quad (4.3)$$

Burada K sabit değeri 0,9, λ X-Işını dalga boyu ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$), D: kristal boyutu, ε : kafes gerinimi, θ : kırınım açısı, δ dislokasyon yoğunluğunu β ise FWHM değeridir.

Çizelge 6.2. HSLA Çeliğine ait kristalit tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim çizelgesi.

NO	2θ (°)	FWHM	$\beta \cos \theta$	$4 \sin \theta$	Kristalit boyutu D (nm)	Dislokasyon yoğunluğu ($\delta \times 10^{-3}$) (nm^{-2})	Mikro Gerinim $\epsilon \times 10^{-3}$
BM	44,7138	0,44766	0,00722	1,5215	19,1886	2,7158921	0,80336
	65,0078	0,59302	0,00872	2,14943	15,8845	3,9632278	1,64869
	82,4227	0,63589	0,00834	2,63535	16,6069	3,6259186	2,42994
BMC	44,8276	0,41197	0,00664	1,52517	20,8595	2,2982209	0,74140
	65,1220	0,54358	0,00799	2,15278	17,3403	3,3257177	1,51456
	82,5237	0,58996	0,00774	2,63800	17,9137	3,1162163	2,25844
LW	44,1161	0,4899	0,00792	1,50218	17,4968	3,266482	0,86616
	64,4338	0,61618	0,00909	2,1325	15,2390	4,3060833	1,69420
	81,8734	0,65621	0,00865	2,6209	16,0256	3,8937524	2,48344
LWBC	44,7637	0,50562	0,00816	1,52311	16,9920	3,463449	0,90850
	65,0423	0,54358	0,0080	2,15044	17,3326	3,328669	1,51224
	82,4707	0,70469	0,00924	2,63661	14,9911	4,4497072	2,69512
LWAC	44,7770	0,53491	0,00863	1,52354	16,0623	3,8759675	0,96145
	65,0569	0,61046	0,00898	2,15087	15,4349	4,1974712	1,69878
	82,4665	0,63803	0,00837	2,63650	16,5568	3,6479195	2,440003

Çizelge 6.3. DP600 Çeliğine ait kristalit boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim çizelgesi.

NO	2θ (°)	FWHM	$\beta \cos \theta$	$4 \sin \theta$	Kristalit boyutu D (nm)	Dislokasyon yoğunluğu ($\delta \times 10^{-3}$) (nm^{-2})	Mikro Gerinim $\epsilon \times 10^{-3}$
BM	44,8057	0,4379	0,0070	1,5244	19,6218	2,5972792	0,78768
	65,0952	0,6035	0,0088	2,1520	15,6150	4,1012321	1,68079
	82,4810	0,6408	0,0084	2,6368	16,4865	3,6790754	2,4513
BMC	44,7190	0,4693	0,0075	1,5216	18,3033	2,9849543	0,84234
	65,0002	0,6318	0,0093	2,1492	14,9070	4,5000405	1,75647
	82,4266	0,655	0,0086	2,6354	16,1229	3,8468965	2,50314
LW	44,0697	0,4982	0,0080	1,5246	17,24596	3,3622127	0,896327
	64,3993	0,6871	0,0101	2,1516	13,71425	5,3168689	1,913112
	81,8713	0,6768	0,0088	2,6371	15,60956	4,104109	2,589599
LWBC	44,8055	0,5436	0,0087	1,5244	15,8057	4,0028418	0,97785
	65,0533	0,6846	0,0100	2,1507	13,7625	5,2796198	1,90505
	82,4856	0,7203	0,0094	2,6370	14,6665	4,6488676	2,75582
LWAC	44,6457	0,5088	0,0082	1,5193	16,8763	3,5110886	0,91167
	64,9391	0,7364	0,0108	2,1474	12,7863	6,1165301	2,04468
	82,3435	0,7287	0,0095	2,6332	14,4819	4,7681352	2,78094

Kristalit boyutuyla ilgili olarak detaylı sonuçlar Çizelge 6.4. ve Çizelge 6.5’de verilmiştir.

Çizelge 6.4. HSLA çeliğine ait ortalama kristalit boyutu.

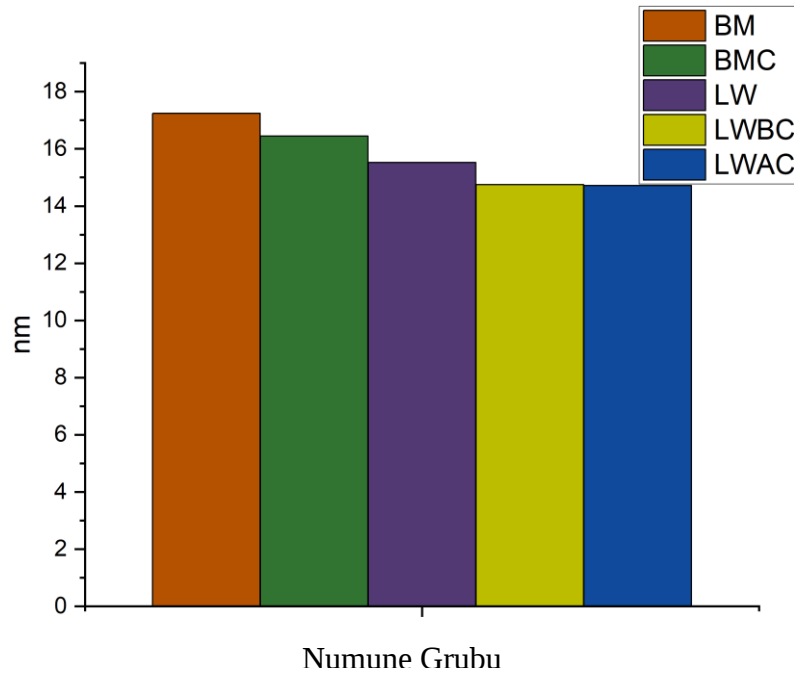
Numune Grubu	FWHM (110)	FWHM (200)	FWHM (211)	Kristalit boyutu
BM	0,44766	0,59303	0,63589	17,22671
BMC	0,41197	0,54358	0,58996	18,70453
LW	0,48999	0,61618	0,65621	16,25279
LWBC	0,50562	0,6837	0,70469	16,4386
LWAC	0,53491	0,61046	0,63803	16,01807

Çizelge 6.5. DP600 çeliğine ait ortalama kristalit boyutu.

Numune Grubu	FWHM (110)	FWHM (200)	FWHM (211)	Kristalit tane boyutu
BM	0,4379	0,6035	0,6408	17,24117
BMC	0,4693	0,6318	0,655	16,44446
LW	0,49826	0,68715	0,67687	15,52326
LWBC	0,5436	0,6846	0,7203	14,74494
LWAC	0,50887	0,73643	0,72876	14,7149

Çizelge 6.5. ve Çizelge 6.6.’daki hesaplama sonuçlarına göre test numunelerinde kaynak bölgesinin ince olmasına karşın HSLA ve DP600 numunelerinde kaynak işlemi sonrası kristalit tane boyutu DP600 için %9,96 HSLA için %5,65 azalmıştır. Ayrıca Şekil 6.29. incelendiğinde DKİ neticesinde DP600 numunelerinde kristalit tane

boyutlarında azalışlar gözlemlenmektedir. Burada BM-BMC arasında DKİ ile %4,62'lik bir kristalit tane boyutunda azalma gözlemlenmiştir. LW-LWAC için %5,20 ve LW-LWBC %5,01 numuneleri arasında lazer kaynak öncesi ve sonrası fark etmeksizin kristalit boyutunda azalmalar gözlemlenmiştir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğuyla ilgili olarak kriyojenik işleme bağlı olarak DP600 LW-LWAC numunelerinde %12,74 artış gözlemlenmiştir. Ancak LWAC numunelerinde LWBC numunelerine kıyasla kristalit boyutunda azalışın biraz daha fazla olması DKİ'nin kaynak bölgesindeki yapıda tane inceltme etkisini destekleyebilmektedir. Ancak lazer kaynak bölgesindeki kristal tane boyutunun detaylı bir inceleme yapılabilmesi için daha büyük bütün kaynak bölgelerinin incelenmesi gerekliliği gözlemlenmiştir. HSLA numunelerine yapılan incelemelerde ise kristalit boyutuyla ilgili tutarlı bir sonuç elde edilememiştir. Ancak çalışma sonucuyla benzer olarak kaynaklı birleştirme işlemleriyle ilgili yapılan araştırmalarda tane boyutunun kaynaklı birleştirme işlemi neticesinde düştüğü ve bu düşüşünde doğrudan kristalit tane boyutuyla ilişkilendirilmektedir [309]. Numunelerdeki kaynak işlem sonrası kristalit boyutundaki düşüş bu durumla ilişkilendirilebilmektedir.



Şekil 6.28. DP600 çeliğine ait kristalit tane boyutları

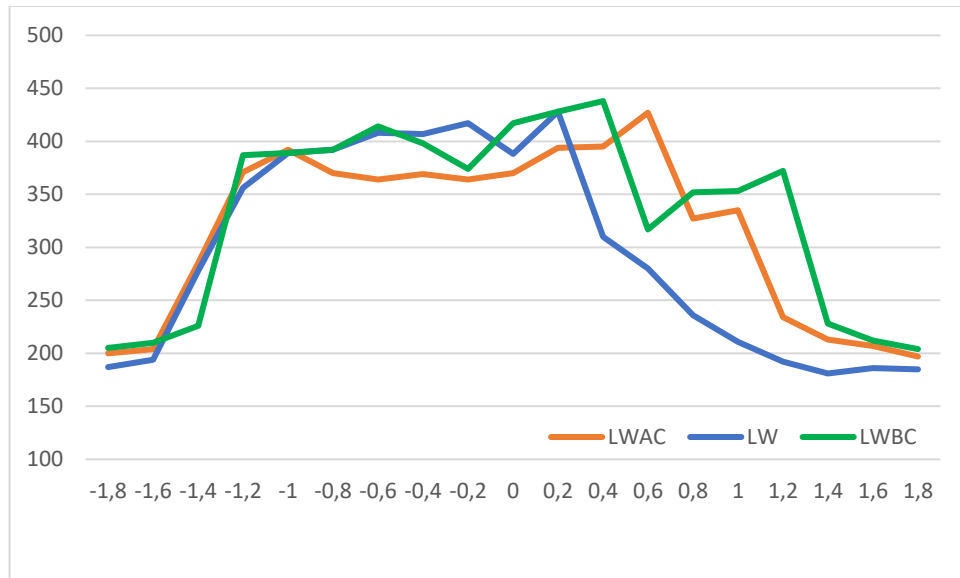
Ayrıca kristalit tane boyutuna ters orantılı olan dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim değerleri ters orantılı olarak kristalit boyutundaki azalışa karşın artmıştır. Kristalit tane boyutunda azalış, dislokasyon ve mikro gerinimlerindeki artışın varlığı DKİ'nin mekanik özelliklerdeki geliştirici özelliğini destekler niteliktedir. Martenzit yoğunluğunun artmasının, malzemelerin derin kriyojenik işlemleri sırasında numunelerin içinde oluşan ikizler ve dislokasyonlar gibi kusurların bir sonucu olduğu ve ayrıca derin kriyojenik işlem sırasında karbür faz arıtmasının arıtılmasına da yardımcı olduğu tartışılabilir. Buna örnek olarak bir çalışmada Kapoor ve ark. [310] DKİ işlemi neticesinde XRD sonuçlarını FWHM değerleri ile kristalit tane boyutu ve diğer bir çalışmada Antony ve ark. [299] dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinim değerlerinin hesaplarını gerçekleştirmişlerdir.

Dislokasyon miktarının DP600 çeliğinde HSLA'ya kıyasla artışı BM'deki martenzit varlığıyla ilişkili olduğu düşünülmektedir. Literatürdeki çalışmalarda artan bir dislokasyon yoğunluğuna ve daha büyük miktarlarda martenzitte karbon ayrışma işleminin aktivasyonuna bağlanabildiği ve geçiş karbürlerinin çökmesi, martensitin düşük sıcaklıkta şartlandırılmasıyla da artırıldığı bildirilmiştir. Ayrıca Gavriljuk ve ark. [311] taze martensitin düşük dörtgenliliğinin, yani düşük sıcaklıklarda martensitin plastik deformasyonu sırasında kayma dislokasyonları ile karbon atomlarının tutulmasının nedenlerini de açıklamışlardır. Ayrıca DKİ işlemi sırasında yapı, yapısal büzülme ve fazların farklı genleşme katsayıları nedeniyle yüksek gerilime maruz kalmaktadır [312]. Bu özelliği ile yüksek gerilim, dislokasyonların hareketi için yeterince büyük bir itici güç sağlamaktadır. Bu dislokasyonlar, diğer dislokasyonlar, arayer atomları ve tane sınırları ile etkileşime girerek yeni dislokasyon ağları oluşturacaktır. Diğer bir açıklamayla, DKİ'nin özellikle kalıntı östenitten martensite dönüşü sırasındaki plastik deformasyonu dislokasyonların ve dislokasyon kaymasının oluşumunu takiben karbonun ayrışması veya karbon atomlarının tutulması daha yüksek dislokasyon miktarının sebebidir [313]. Böylelikle dislokasyon yoğunluğunun artması numunelerde DKİ işlemi sonrası plastisitenin iyileştirilmesine katkıda bulunabilecek mikropistik deformasyona karşı direncini geliştirecektir ve bu özelliğe yönelik gelişmeler çekme testi başlığı altında açıklanmıştır.

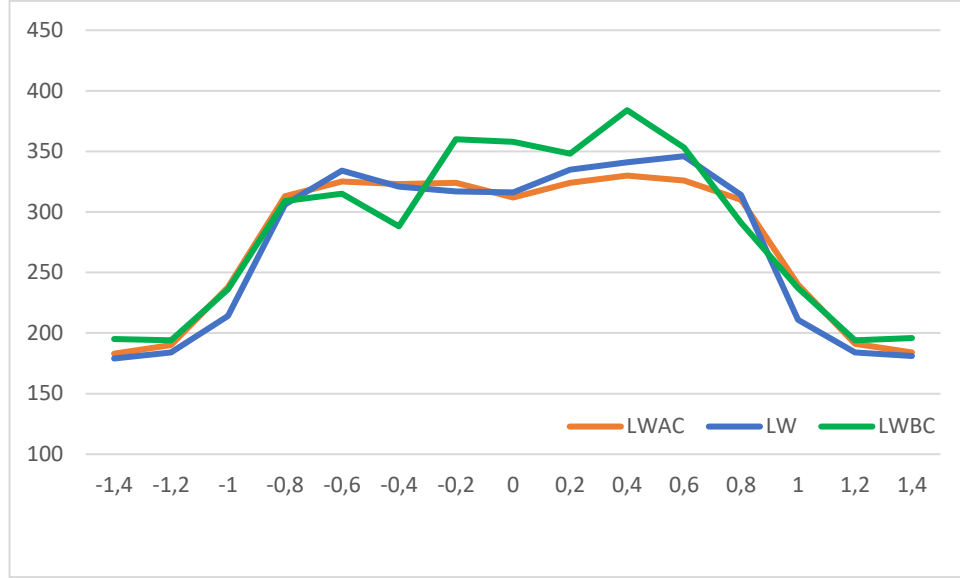
6.4. SERTLİK TESTİ

Sertlik testi sonucunda elde edilen veriler Şekiller 6.29-6.31.'de verilmiştir. Grafiklere yönelik ilk incelemeler ile kaynak işlemleri çift taraflı gerçekleştiği için ergimiş kaynak havuzunun genişliği değişimine bağlı olarak düzensizlik gözlemlenmektedir. Bu yüzden kaynak hattı boyunca alınan değerlerde grafiklerin birbiri üzerine oturmaması ihmal edilebilecek bir değerdir. Sertlik testi sonuçlarına yönelik değerlendirmeler sırasıyla genel olarak, BM, ITAB ve lazer kaynak bölgeleri (KB) için yorumlamalar yapılmıştır. Genel olarak ilk yorumlamada sertlik ölçümlerinde DP600 numunesinde kimyasal kompozisyon farklılığı ve sertleşebilirlik kabiliyetiyle ilişkili olarak sertlik değerlerinin HSLA numunelerine göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Test numunelerinde, martenzit fazının arttığı kaynak bölgesinde, ana metal ve ısıdan etkilenmiş bölgeye göre daha yüksek sertlik değerleri tespit edilmiştir.

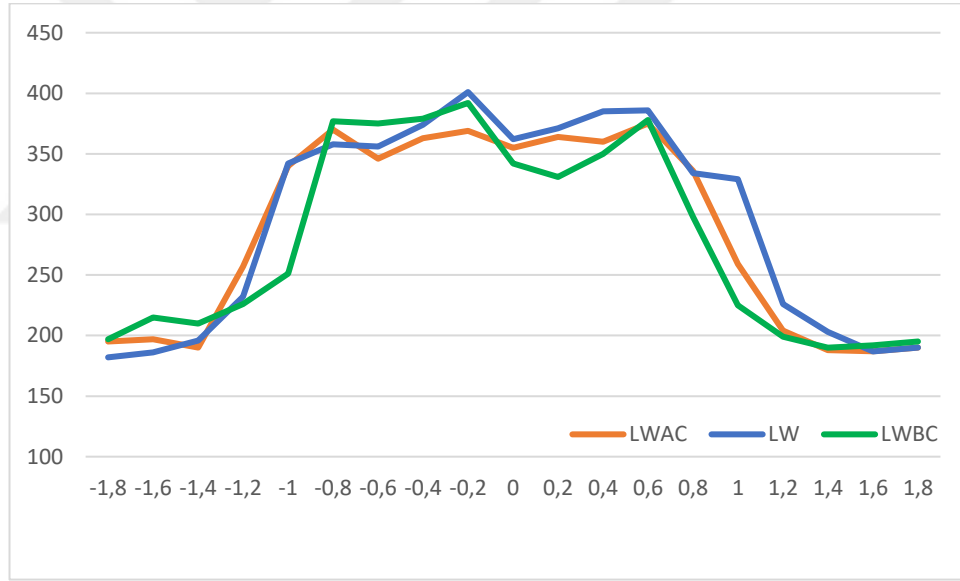
Çeliklerin BM kısımları incelendiğinde LWAC ve LWBC işlemleri uygulanan numunelerde LW numune grubuna kıyasla sertlik değerleri yaklaşık olarak DP600 LWAC %6.5, DP600 LWBC %7 , HSLA LWAC % 2,8 HSLA LWBC %7 değerinde artmıştır.



Şekil 6.29. DP600-DP600 lazer kaynaklı lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri.



Şekil 6.30. HSLA-HSLA lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri.



Şekil 6.31. DP600-HSLA lazer kaynaklı lazer kaynaklı (LW), (LWAC), ve (LWBC) sac numunelere ait sertlik değerleri (sol taraf DP600, sağ taraf HSLA).

ITAB'da sertlik değerlerinde belirgin bir düşüş gözlemlenmemiştir. Bu bağlamda lazer kaynağının ITAB'da sertlik için belirgin bir zayıflatmaya neden olmadığı sonucuna varılmaktadır. ITAB bölgesinde kriyojenik işlemin etkileri incelendiğinde sertlik değerlerinin BM'deki duruma benzer şekilde ilerdiği ancak bu durum KB'ye kadar geçerli olduğu gözlemlenmiştir.

KB'yle ilgili olarak lazer kaynak işleminin etkileri incelendiğinde önceki çalışmalarda bahsedildiği gibi yüksek ısıtma ve soğutma hızı ve mikroyapıdaki değişimler incelendiğinde çoğunlukla martenzitik yapısı nedeniyle yüksek sertlik artışları gözlemlenmektedir [47,114]. Burada iki farklı çelik türünün kaynaklarıyla ilgili olarak kaynak bölgesinin BM'e göre sertlik artış değerleri normal kaynaklı işlem durumlarında DP600 için % 101, HSLA için % 78 artış göstermiştir.

Ortalama olarak LWAC numunelerinde sertlik değerleri LW numunelerine göre DP600 için %4,2 ve HSLA numuneleri için %1,6 azalmıştır.

LWBC numunelerine yönelik kaynak bölgesi incelemeleri sonucunda sertlik değerlerinin dalgalanmalı olduğu ayrıca HSLA VE DP600 kalite çelikler için en yüksek sertlik değerlerinin bu numunelerde olduğu tespit edilmiştir. Sertlik değerleri kaynak hattı boyunca dalgalı ilerlemesi nedeniyle LWAC numunelerine uygulanan kaynak öncesi kriyojenik işleminin homojenleştirilmesiyle ilgili bir yorum yapılamamaktadır. Ayrıca LWBC numunelerinde düzenli bir dağılım göstermediği için sertliği artırdığı veya azalttığı konusunda yüzdesel bir veri elde etmek mümkün olmamıştır.

Bu doğrultuda DKİ işleminin DP600 ve HSLA çelik grubuyla ilgili olarak öncesinde veya sonrasında uygulaması fark etmeksizin sertlik değerlerini artırdığı tespit edilmiştir.

Sonuç olarak LWAC işleminin numunelerde sertlik değerleri üzerinde etkisi yüksek değildir. Önceki literatür çalışmalarında bildirildiği üzere sertlik değerlerinde değişikliklerin minimal düzeyde olduğu bilgisi bu durumu desteklemektedir [189].

Tüm sertlik sonuçları incelendiğinde kriyojenik işlemin minimal ancak belirgin etkileri bulunmaktadır. Bu doğrultuda DKİ işleminin DP600 ve HSLA çelik gruplarında BM kısımlarındaki sertlik değerlerini doğrudan arttırması kaynak bölgesi dışında da DKİ'nin sertliği arttırdığını göstermektedir. ITAB'a yönelik sertlik incelemelerinde ise belirgin bir düşüşün olmaması geçiş bölgesinin darlığıyla ilgili olduğu düşünülmektedir. Literatür taramalarında lazer kaynağının birleştirme

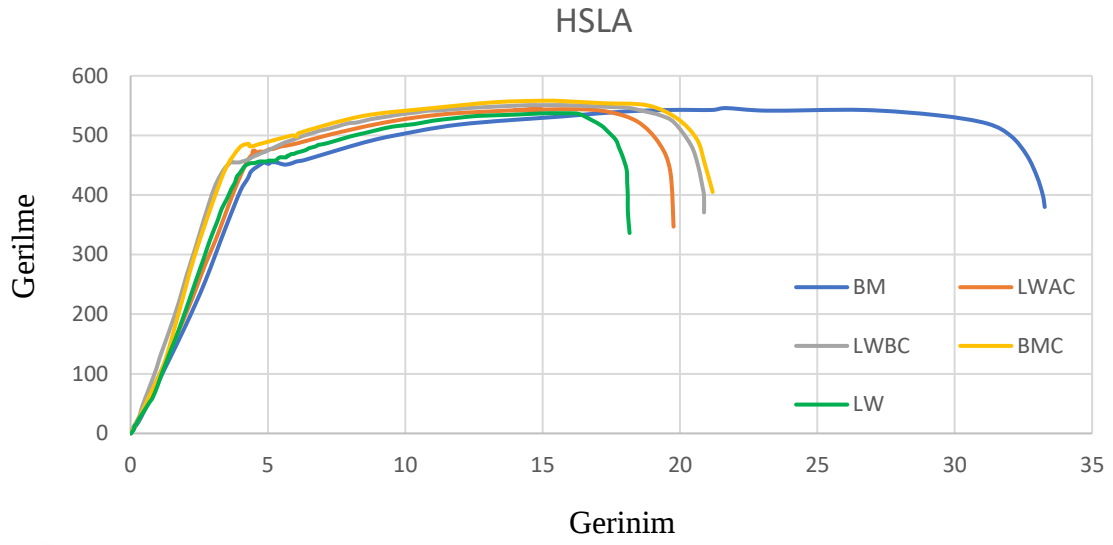
işlemleri için dar ITAB'ın bu üstün özelliği çeşitli çalışmalarda görülmektedir [122,171]. Ancak bazı çalışmalarda lazer kaynaklı birleştirmelerde ITAB'da minimal düşüşlerin olduğuda bildirilmiştir [314].

LWAC numunelerinde sertlik değerlerinin diğer gruplardan farklı olarak daha dengeli, daha yakın ve homojen değerler göstermesi DKİ'nin içyapı düzenleyici etkisi ve homojenleştirme etkisiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. Mani ve ark. [315] SS 316L numunesine yönelik kaynaklı birleştirme sonrası DKİ uyguladığı çalışmasında, benzer bir sonuç olarak ITAB'da ve BM kısımlarında sertlikte artış ve kaynak bölgesinde benzer ve yakın sertlik değerleri bulmuşlardır. Ancak bununla ilgili yeterli bir açıklama oluşturmamışlardır. Bu yapının oluşması DKİ'nin mikroyapıyı tane inceltici özelliğiyle ve karbür çökmesiyle de ilişkilendirilebilir. Kriyojenik işlem ile martenzitik paket yapılarının düzenli bir hale gelmeside diğer bir etken olarak düşünülmektedir. Tane inceltici yapı ise dislokasyon miktarını artırdığı ve neticede karbürler için çökme alanını artırmaktadır. Çökelen karbürlerinde homojen dağılımı sertlik değerlerinin yakın bulunmasıyla ilişkilendirebilmektedir.

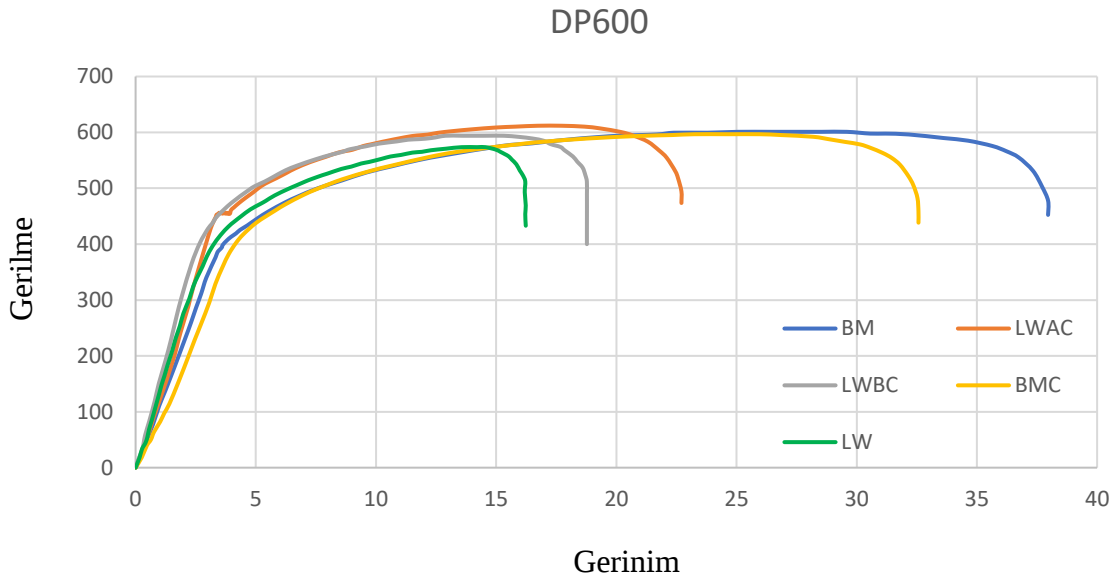
Ancak LWAC numunelerindeki sertlik değerlerindeki düşüş sac çeliklerinin düşük miktarda karbon içermesi ve bu karbon atomlarının DKİ neticesinde martenzitik fazdan ayrılarak dislokasyon yoğunluğu fazla olan alanlarda karbürlere hareket etmesiyle ilişkilendirilmektedir [316]. Martenzit fazında sertliği doğrudan kafes yapısındaki karbon ile ilişkilendirildiği için neticede karbon kaybetmesi ile sertlik değerinin düşmesine neden olmaktadır [317].

6.5. ÇEKME TESTİ

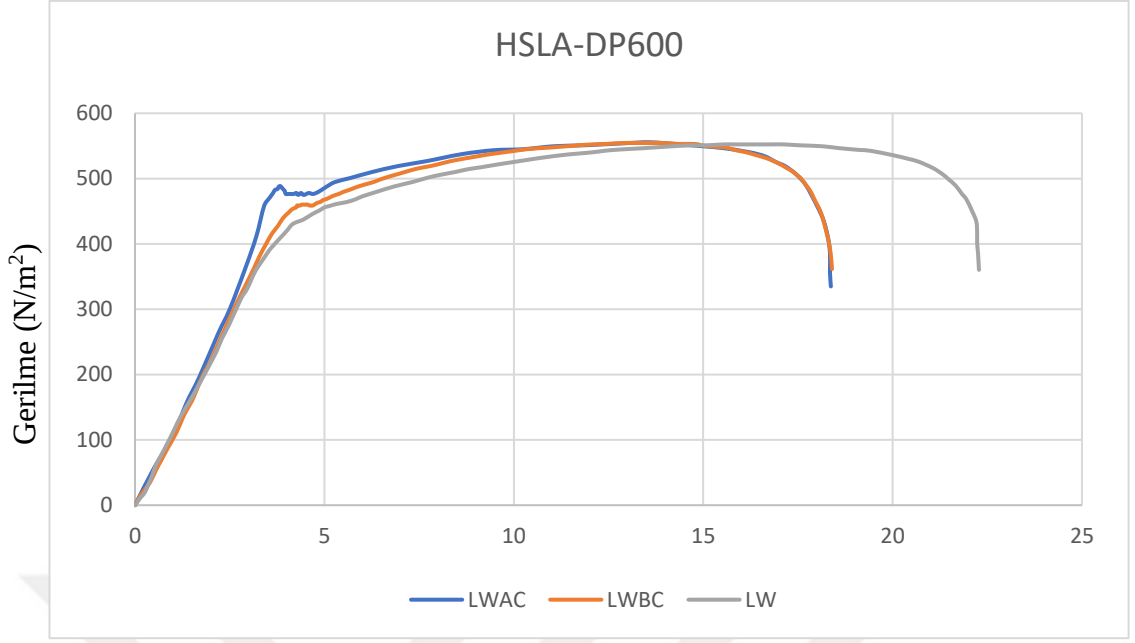
Lazer kaynaklı ve kaynaksız ana metal numunelerin tümüne uygulanan çekme testi sonuçlarına ait akma dayanımı, çekme dayanımı, uzama değerleri ve kırılma davranışları bu başlık altında incelenmiştir. Çekme testleri malzemeler tamamen kopuncaya kadar çekme kuvveti uygulanmış, deneysel aşamalarda belirtilen çekme hızı olan dakikada 1 mm olacak şekilde kuvvet-uzama grafikleri Şekil 6.32- Şekil 6.34.'de gösterilmiştir.



Şekil 6.32. HSLA çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri



Şekil 6.33. DP600 çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri



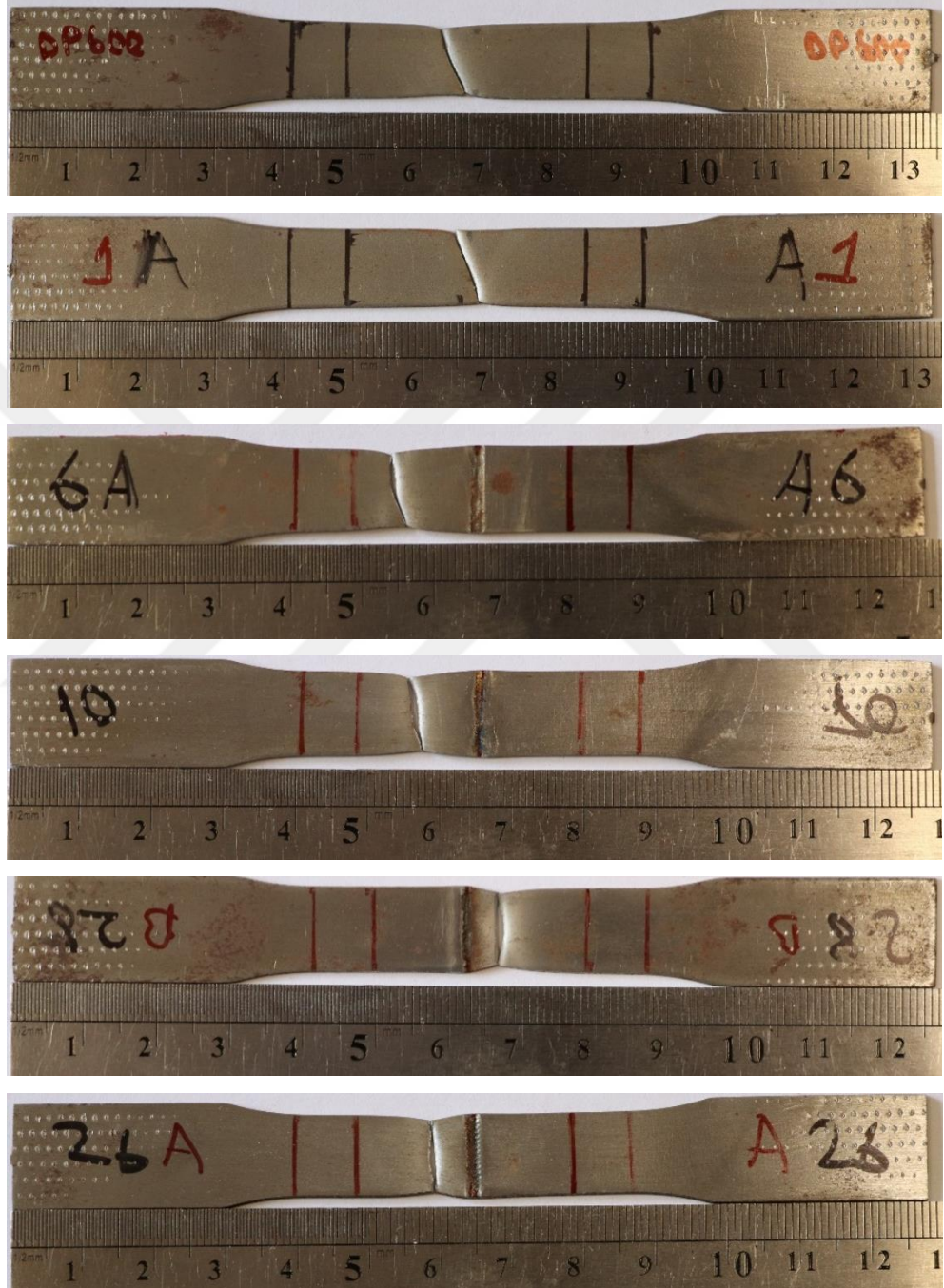
Şekil 6.34. Lazer kaynaklı HSLA-DP600 çeliklerine ait çekme testi kuvvet uzama grafikleri

Şekil 6.35.'de çekme testi numunelerinden bazılarının işlem öncesi boyutlarının kumpas yardımıyla ölçümüne ait görseller verilmiştir.



Şekil 6.35. Çekme testi öncesi bazı numunelere ait uzunluk ölçüm görselleri.

Aşağıdaki Şekil 6.36.'de ise çekme testi sonrası bazı malzemelere ait uzama ölçümlerini içeren fotoğraflar verilmiştir.



Şekil 6.36. Çekme testi sonrası bazı numunelere ait uzunluk ölçüm görselleri.

Çizelge 6.6. Çekme test sonucu toplam uzama, akma ve çekme dayanımı çizelgesi.

Numune kodu	Uzama(L_i) mm	%Toplam uzama ($L_i - L_0/L_0$)	%Gerçek uzama ($\ln(1+e)$)	Akma dayanımı (MPa)	Gerçek Çekme dayanımı (MPa)
HSLA					
BM	33,51	34,02	29,28	455,41	545,93
BMC	30,28	21,14	19,18	483,480	551,29
LW	29,60	18,4	16,89	454,42	538,83
LWAC	30,15	20,58	18,72	487,23	555,26
LWBC	29,70	18,8	17,23	450,51	557,07
DP600					
BM	34,68	38,72	32,73	415,64	603,35
BMC	33,32	33,3	28,74	437,36	606,43
LW	29,21	16,84	15,56	416,45	581,24
LWAC	30,81	23,24	20,90	454,23	608,92
LWBC	29,82	19,28	17,63	421,21	613,7
DP600-HSLA					
LW	30,43	22,28	20,82	437,02	550,21
LWAC	29,84	19,37	17,70	484,64	555,26
LWBC	30,36	21,44	19,43	454,451	559,75

6.5.1. Akma ve Çekme Dayanımı

Şekil 6.7.'de verilen çekme deneyine ait veriler incelendiğinde HSLA numuneleri belirgin akma noktası göstermektedir. Buna karşın DP600 çeliğinde LWAC numunesi hariç belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Belirgin akma noktası göstermeyen numunelerde %0,2 elastik uzamaya paralel çizilen doğrular ile akma noktaları tespit edilmiştir. HSLA kalite çelik için belirgin akma dayanımı gösterme ve DP600 kalite

elik için belirgin akma dayanımı göstermeme durumu önceki literatürdeki çalışmalarla uyum göstermektedir [14,306,318].

Çizelge 6.8. incelendiğinde çekme dayanımıyla ilgili olarak lazer kaynak sonrası minimal bir azalmaya karşın kriyojenik işlemli numunelerde herhangi belirgin bir değişikler gözlemlenmemiştir. Çizelge 6.9. Akma dayanıma yönelik incelemeler yapıldığında hem DP600 hemde HSLA elik numuneleri için BMC numunelerinde herhangi bir kaynak işlemi uygulanmamasına karşın akma dayanımında kriyojenik işlem ile artış elde edilmiştir. Artışlar genel olarak yüksek olmasada BMC numunesinde BM numunesine kıyasla akma değerlerinde artış oranı HSLA’da 455,41 Mpa değerinden 483,43 Mpa değerine ve DP600’de 415,64 Mpa değerinden 437,36 Mpa değerine bir artış ile kriyojenik işlemin akma dayanımı üzerindeki geliştirici etkisini göstermiştir. LW ve LWBC numunelerinde akma dayanımları BM’e çok yakın değerler gösterdiği için bu numunelerde bir gelişme gözlemlenememiştir. LWAC numunelerinde LW numunelerine kıyasla akma dayanımı değerlerinde artış gerçekleşmiş ve numune gruplarına ait en iyi akma dayanım performansı LWAC numunelerinde gözlemlenmiştir.

HSLA-DP600 elik numune gruplarında yapılan testlerde akma ve çekme dayanımları düşük dayanımlı olan HSLA-HSLA eliğinin grafiğine benzer şekilde davranmıştır.

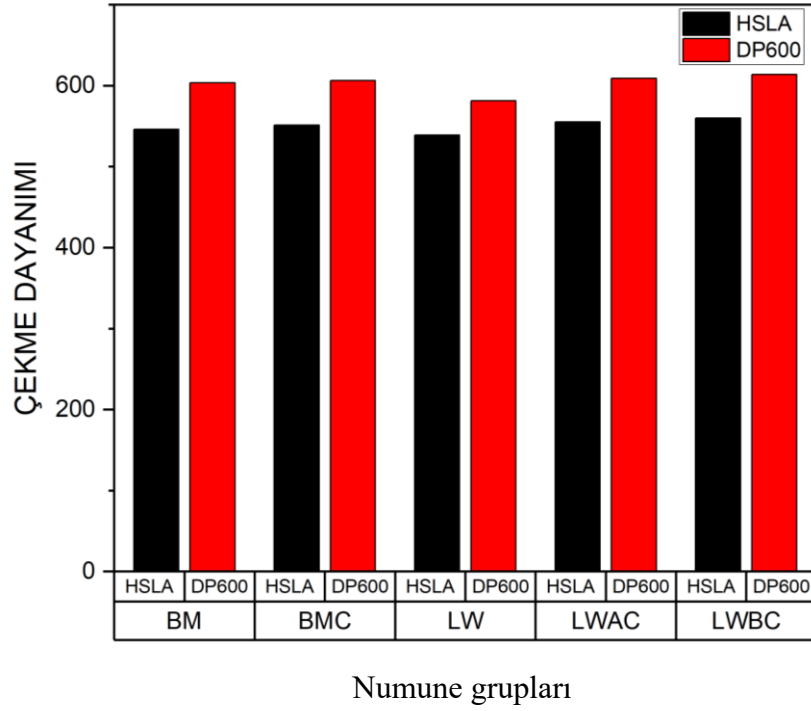
Çalışmada kullanılan farklı kalite çeliklerin akma davranışıyla ilgili olarak düşük karbonlu çeliklerden farklı olarak DP eliklerinde sürekli akma davranışı göstermesinin sebebi; martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelen hacim artışı ve gerilmelerin sonucunda, martenzit sınır ferriti içerisinde oluşan yüksek yoğunluğa sahip olan mobil dislokasyonlar ile ilişkilendirilmektedir. Mobil dislokasyonlar malzemede ana malzemeye göre daha erken gerilme düzeylerinde kaymalara neden olmaktadır. Yapıda bulunan yoğun dislokasyon varlığı arayer atomlarının deformasyon esnasında kopukluğa neden olacak şekilde yeterli cotrell atmosferi oluşmasını engellemektedir. Bu yapıyla deformasyon herhangi bir süreksizlik oluşturmadan akma davranışı göstermektedir. Ancak alışmada DP600 LWAC numunelerinde kriyojenik işleme bağlı olarak belirgin akma noktası gözlemlenmiştir. Bu yapının oluşması kriyojenik işlem neticesinde oluşan martenzit fazındaki değişime

bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun artması ve mobil dislokasyonların hareketini kısıtlaması ile ilişkilendirildiği düşünülmektedir. Dislokasyon yoğunluğu açısından incelendiğinde, BM kısmında ferrit ve martenzit komşu arayüzü arayüzünde oluşan dislokasyon yoğunluğunun DKİ ile gelişimi ile ilişkilendirilebilmektedir. Ayrıca dislokasyon sonuçlarındaki artışın XRD deneylerinde DP600 numunelerinde BM ve BMC numuneleri arasındaki artışla desteklenmektedir.

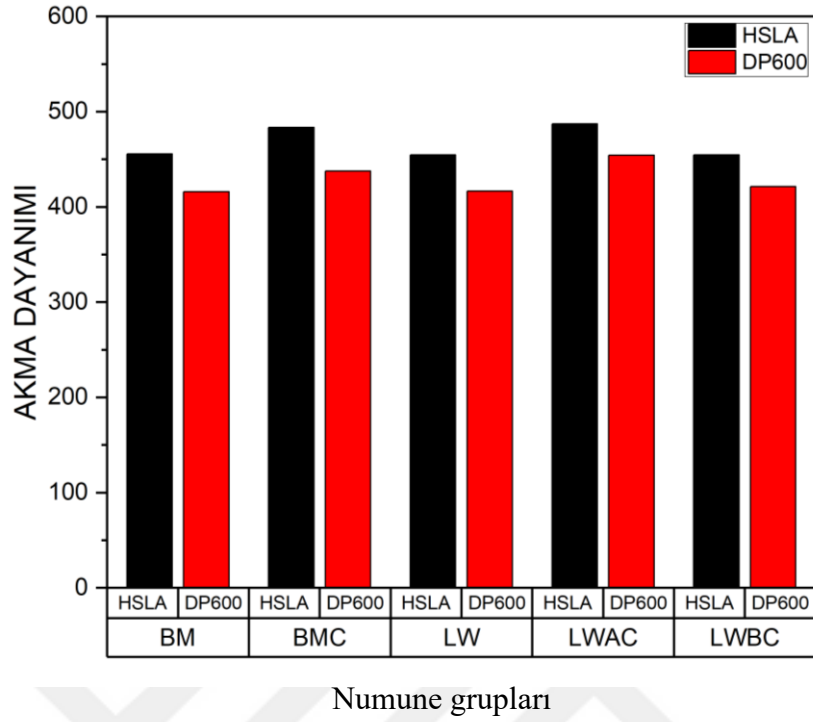
Akma dayanımlarındaki artışın kriyojenik işlem neticesinde dislokasyon yoğunluğundaki değişim, dikaynak neticesinde arayer atomlarının dislokasyon sınırlarına yerleşmesi, karbür çökelmeleri ve içyapıdaki düzenleyici etkisiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. DKİ'nin ince bir matris oluşturması ve daha yüksek dislokasyon yoğunluğu karbür çökelmeleri için daha yüksek enerjili alanlarda sağlamaktadır. Martenzitik çeliklerin akma dayanımı, öncelikle katı çözelti güçlendirmesinden, alt sınır güçlendirmesinden, dislokasyon güçlendirmesinden ve çökeltme sertleştirmesinden kaynaklanmaktadır [319]. Alt sınır güçlendirme ve dislokasyon güçlendirme kombinasyonu, çita martenzit matris güçlendirme olarak da tanımlanabilir [320]. Tüm bu mekanik etkilerin birleşmesi neticesinde dislokasyonların çatlak yakalama kabiliyetinde gelişmesi ile numunelerdeki akma dayanımları geliştiği düşünülmektedir. HSLA çeliklerinin BM kısımlarında dislokasyon yoğunluğundaki artışla ilgili bir veri elde edilmemesine karşın: Akma dayanımındaki çökeltme güçlendirmesi ve kriyojenik işlemin düzenleyici etkisi ile yüksek enerjili alanlarda karbür çökelmeleri, yüksek açılı tane sınırlarındaki artış ve alt sınır güçlendirmeleriyle ilişkili olarak dislokasyon güçlendirme kombinasyonu olduğu düşünülmektedir.

Yang ve ark. [321] aşamalı kriyojenik işlem ve yaşlandırma işlemleri sonucunda çekme testinde kriyojenik işlem neticesinde, dayanım artışını martenzitik yapının kriyojenik işlemle rafine olması ve incilmesi neticesinde yüksek açılı tane sınırlarıyla beraber dislokasyon yoğunluğundaki artış; ikincil karbürlerin rafine oluşu ve mikroyapıdaki dağılımıyla ilişkilendirmektedir. Yuan ve ark. [322] ticari saf Zr'ye yönelik kriyojenik işlem gerçekleştirmiş ve yüksek gerinim sertleştirme yeteneği göstermiştir. İçyapıdaki dislokasyon yapısına yenilerinin eklenerek dislokasyon yoğunluğunda artışın dislokasyon hareketi direncinde artış meydana getirmektedir. Bu

durum mukavemetin gelişmesine yol açarak, kriyojenik işlemin Zr'de mukavemetini arttırmanın ve iyi sünekliği korumanın iyi bir yolu olduğunu göstermiştir. Böylelikle DKİ'nin karmaşık dislokasyon ağını ortaya çıkarması mikropplastik deformasyona karşı direnci arttırmada önemli bir etkindir [303]. Bu nedenle, akma mukavemetindeki değişiklik esas olarak martenzitik matris güçlendirmesi ve Hall-Patch ilişkisiyle alt tanelerin sayısının artışıyla ifade edilebilmektedir.



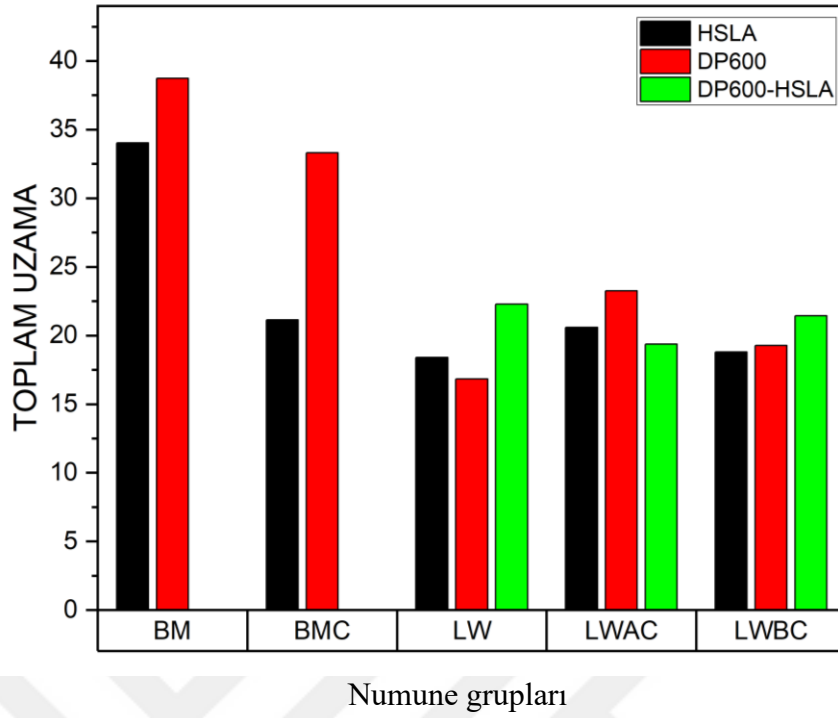
Şekil 6.37. Çekme testi akma dayanımı sonuçları.



Şekil 6.38. Çekme testi akma dayanımı sonuçları.

6.5.2. Uzama

Çizelge 6.10.'da çekme testleri sonucunda elde edilen toplam uzamalar gösterilmektedir. Tüm numune grupları için BM numunelerinde en yüksek uzama miktarları gözlemlenirken kaynak işlemi sonrasında tüm numunelerde belirgin toplam uzama miktarında azalmalar gözlemlenmektedir. Kaynak işlemi sonrasında uzama miktarındaki azalma kusursuzluğun olmaması ve plastik deformasyonun kaynak bölgesinin bir tarafında gerçekleşmesiyle ilişkilendirilmektedir. Ayrıca BMC numunelerinde herhangi bir ısıtım işlemi olmamasına karşın uzama miktarında azalmalar gözlemlenmiştir. Burada HSLA'da %37,86 DP600'de %13,99 yüzdece uzamalarda azalmalar gözlemlenmiştir. Ancak uygulanan kriyojenik işlem ile DP600 VE HSLA çifti LWAC ve LWAB numunelerinde LW numunelerine kıyasla uzama miktarlarında artış gözlemlenmiştir. Burada Ancak bunun aksine DP600-HSLA kaynaklı numunelerde en yüksek uzama miktarı LW (%22,8) numunelerinde gözükürken kriyojenik işlemli LWAC (%19,37) ve LWAB (%21,44) numunelerinde uzama miktarında bir miktar düşüş gözlemlenmiştir.



Şekil 6.39. Çekme testi uzama miktarları.

Genel olarak uzama miktarındaki düşüş çekme sırasında ferritin tam deforme olmadan gerilimin ferritten martenzite erken transfer olması sonucu martenzit parçacıkları üzerinde erken kırılmalara neden olabilmektedir. Böylece dayanım artarken uzama değerleri azalmaktadır [318]. Arockia ve ark. [323], kriyojenik olarak işlenmiş valf çelikleri En52 ve 21-4N'nin çekme özelliklerini analiz ettiği çalışmasında uzamada %2,5-7'lik önemsiz bir azalma olduğu sonucuna varmıştır. Buradaki azalışı ise daha ince karbürlerin çökmesi, çekme ve akma dayanımındaki gelişmeler ile ilişkilendirmiştir. Kang ve ark [324] yaptığı çalışmada kalıp çeliğine uyguladığı kriyojenik işlem neticesinde mekanik özelliklerde gelişmeye karşın uzama oranında %16'lık bir değerden % 5'lik bir değere düşüş gözlemlemiştir. Buradaki düşüşü ise çeliğin yüksek açılı tane sınırlarındaki artışa ve tanenin tek düzeliğiyle ilişkilendirmiştir. Diğer çalışmalarda [201,195]. DKİ'nin numunelerin uzama yüzdesi üzerinde diğer işlemlerle kıyaslandığında marjinal olarak azaldığını bildirmiş ve bu azalış kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, mukavemet artışı ve ikincil karbür çökmesiyle ilişkilendirilmiştir.

Han ve ark. [325] DKİ işleminin, esas olarak düşük sıcaklıklardaki tane inceltme ve kalıntı östenitin dönüşümü sonucunda malzemenin uzamasını olumsuz etkilemeden çekme dayanımı arttırdığını bildirmiştir. DKİ mikroyapı bölümünde bahsedilen martenzit yapının daha ince oluşmasını ve özelliklerini iyileştirebilir ve birincil martenzitin plastik deformasyonu ile ilgili olan martenzit yapısının plastik deformasyonunu aktif edebilmektedir [326]. Kriyojenik işlemin martensitik plastik deformasyonu aktive ederek ana faza bağlı olarak martensitin yayılmayan bir dönüşümüne yol açtığı düşünülmektedir. Metalografi teorisine göre [327], tutulan östenit, kriyojenik işlem ve düşük sıcaklıkta tavlamanın neden olduğu martensit yapısının stresini azaltabilir. Bu nedenle, statik gerilme-uzama eğrisinde, kriyojenik işlemden sonra gerilme eğrisinin gücü biraz iyileşir, ancak plastisite biraz azalır. Düşük sıcaklıkta temperlemekten sonra, çökeltmiş karbürlerin dağılmış dağılımı, matrisin güçlendirilmesinde önemli bir rol oynar.

Ancak çalışmada HSLA ve DP600 çeliklerinin LW numunelerinde hem LWAC hemde LWBC numuneleri için uzama miktarlarında geliştirme göstermesi lazer kaynak işleminin zayıflatıcı etkilerinin kriyojenik işlemle giderildiğini göstermektedir. Tane inceltme ve güçlendirme, hem mukavemeti hem de uzamayı iyileştirmenin ana yoludur [214]. Numunelerdeki hem martensitin varlığı, malzemelerin mukavemetini artırır ve ayrıca malzemelerin sünekliğini geliştirerek çekirdeklenme noktaları üretmektedir [70]. Bu özelliğiyle özellikle LWAC numunesinde martenzit ferrit arayüzüne sahip DP600 çeliğinde uzamanın daha fazla gelişmesi bu özelliğin etkisine işaret etmektedir. Diğer yandan ek olarak η -karbür/martensitin baskın kollokatif arayüzü, boyun verme aşamasında kriyojenik işlem görmüş çeliğin yüksek oranda uzamasına yol açan bir toklaştırma mekanizması olarak mikro çatlakların çekirdeklenmesini kısıtlamaktadır [22]. Kriyojenik işlem, ikincil faz partiküllerinin çökmesini ve dağılmasını destekleyebilir ve çözücü atomlarının dislokasyon sabitleme etkisini artırabilir [48,87]. Benzer bir çalışmada Li ve ark. [62], AZ91 magnezyum alaşımı üzerinde birkaç kriyojenik işlem uygulamış ve mukavemeti ve uzamayı önemli ölçüde iyileştiren yüksek yoğunluklu nanokristal tanecikler gözlemlemiştir.

6.5.3. Kırılma

Kırılmalar genel olarak BM metal kısımlarında kaynak bölgesine uzak dış ITAB'da gerçekleşmiştir. Farklı malzemelerin kaynaklı birleştirmelerinde ise düşük çekme dayanımına sahip olan HSLA kısmında kopmalar gerçekleşmiştir. Kaynak bölgesinde bir kopma olmaması, çift taraflı kaynak sonucunda kesit daralmasına karşın kaynak işlemlerinin başarılı gerçekleştiğini göstermektedir. Bu durumdan ötürü kırılma yorumlamaları BM bölgelerinden gerçekleştirilmektedir. Bu bağlamda hem kaynaklı bağlantılar hem de ana metal, kırılma yüzeylerinde temel olarak benzer özellikler göstermiştir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde tüm numunelerde sünek kırılma davranışı sergilenmiştir. Çukurların ve boşlukların varlığı, kırılmadan önce plastik deformasyonun açık bir kanıtıdır. Sünek kırılma davranışının belirtilerinden biri olan kesit daralması (boyunlanma), kayma açılarıyla belirli bir açıda hasar gözlemlenmiştir (örnek için Şekil 6.40.'e bakınız). Sünek bir kırılma, çatlağın ilerlemesi öncesinde ve sırasında kayda değer plastik deformasyon ile karakterize edilmektedir. Kırılma yüzeylerinde genellikle kayda değer miktarda brüt deformasyon içermektedir. Sünek kırılmaların malzemenin genellikle merkezde küçük boşluklar ile başlamaktadır. Ardından oluşan boşlukların birleşmesi ve büyümesi nihayetinde çizgiler boyunca bir kesme ayrımı ile uzaması sonucunda kırılma gerçekleşmektedir.

Şekiller 6.47.-6.50.'de verilen tüm numunelerde yoğun olarak sünek çukurcuklar (dimples) ve büyük çukurcuklar bulunmaktadır. Bu çukurcuklar malzemelerde martenzit veya inklüzyonların kırılması neticesinde oluşmuş olabilir. Çukurcuk duvarların profili dalgalı olması; çukurcukların etrafını çevreleyen ferritin gerinimin son aşaması olan kırılmaya kadar deforme olduğunu göstermektedir. Ayrıca numunelerde yüzey ayrılma kırılma tipi kopma (cleavage) gözlemlenmemiştir.

BM ve DKİ numuneleri arasındaki kriyojenik işlemin etkileriyle ilgili olarak kriyojenik işleme tabii olan numunelerde düz yüzeylerde artış, dimples ve çukur sayılarında artışlar gözlemlenmiştir. Düz yüzeylerde oransal olarak artış ve çatlak izlerinde artış gözlemlenmektedir. DKİ numunelerinde kırık yüzeylerin yakınında küçük küresel boşluklar görülür. DKİ numunelerinde çok çeşitli boyutlarda çukurlar mevcuttur. Ayrıca, DKİ numunelerinin tane yüzlerinde ve arayüzlerinde küçük mikro

boşluk birleşme bölgeleri gözlenir. DP600 çeliklerinde yüzey daha pürüzsüz ve tane boyutu daha küçüktür. Bu durum dağılmış nano-karbürlerin çökmesiyle ilişkilidir ve bu da DP600 çeliğinin mükemmel plastisiteye ve iyi dayanıklılığa sahip olmasını sağlar [325]. Ayrıca ani kırılma belirtisi gösteren çatlak hat izleri gözlemlenmiştir. Kırılma tipleri arasında mikroboşluk oluşumları da sünek kopma karakterinin tipik göstergelerindendir. Merkeze yakın kırılma yüzeyleri çoğunlukla basit çekme yüklerinin neden olduğu tipik kırılmayı gösteren eş eksenli çukurlar içermektedir. Kenara yakın kırılma yüzeyleri hem eş eksenli hem de kayma çukurlarının bir kombinasyonunu göstermiştir. Burada eş eksenli görünüme sahip çukurlu izlenimler ağına ve uzunlamasına parabolik şekle sahip çukurlara sahip olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum bu bölgede kesme hareketinin çekme yükü ile birlikte gerçekleştiği anlamına gelmektedir. Gözlenen büyük dimpleslar muhtemelen büyük kapanımlar tarafından başlatılır. DKİ numunesindeki mikro boşluklar, malzemenin mukavemetini artıran ikinci faz partiküllerinde çekirdeklenmektedir [323].

Kopma noktaları incelendiğinde mikroboşluklu yapılar martenzit veya inklüzyonlarla ilgilidir. Martenzit fazının özellikle DP600 çeliğinde mikroboşlukların martenzit fazlarının üzerinde çekirdeklenmesi ve diğer metallerde ise inklüzyonlar üzerinde mikroboşlukların çekirdeklenmeleri gösterilmektedir. Martenzit fazının üzerinde mikroboşluk oluşumunun nedeni; martenzit fazlarının bitişik yapısının ayrılması ve martenzit fazındaki lokal deformasyonu veya faz yapısındaki ferrit-martenzit arayüzeyindeki ayrışmayla ilişkilendirilmektedir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde DKİ ile mikroboşluk yoğunlukları artmaktadır. Kırılma yüzeyindeki artan yüksek gerilme neticesinde mikroboşluk yoğunluğunun artmasının nedenini açıklamaktadır [318].

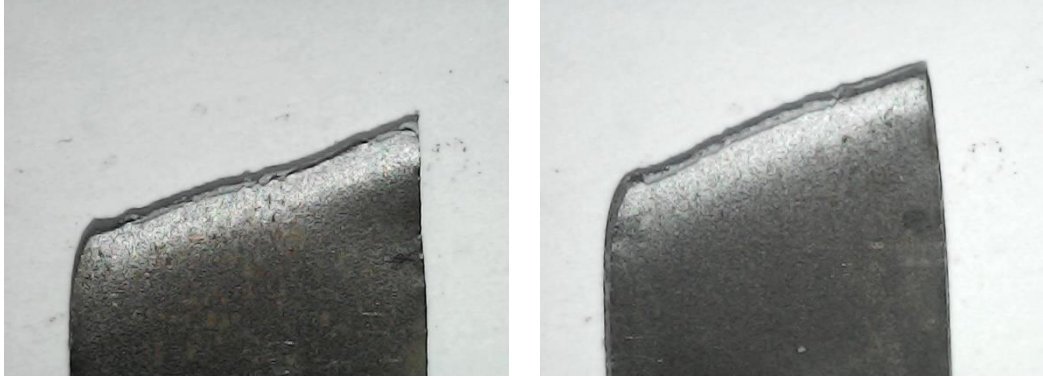
Kırılma noktasının yeriyle ilgili olarak bu kopma noktalarının farkının ise kusursuzluğun her bölgede eşit olmaması, martenzitik dönüşümü içeren güçlendirme mekanizmalarıyla ve kaynak bölgesindeki faz dönüşümüyle ilişkilendirilmektedir [214]. DP çelikleri, mikro yapısında az miktarda kalıntı östenit içermektedir. Lazer kaynağı esnasında içyapıdaki östenit miktarında martenzit fazına dönüşümü desteklenmektedir. Ayrıca kriyojenik işleminde kalıntı östeniti azaltıcı etkisiyle birlikte martenzite dönüştürerek çeliğe güçlendirme etkisinde bulunmuştur. Bu

durumun neticesinde martenzit parçacıkları dislokasyonları dahada sabitleyerek döngüsel deformasyona hakim olduğunu düşündürmektedir [318]. Buna ek olarak uygulanan gerinimin büyüklüğü neticesinde martenzit tarafından oluşturulan iğneleme kuvvetini aştığı için dislokasyonlar martenzit engellerini aşabilir ve bu da test numunelerinin gösterge daha fazla kümülatif hasara neden olmaktadır. Bu fenomen, daha yüksek seviyedeki gerilim genliklerinde, hem ana metal hem de kaynaklı birleştirmeler için gösterge bölümünde arızanın meydana gelmesinin nedeni olacaktır. Daha spesifik olarak kaynaklı numuneler için, daha düşük sertlik ve süneklik nedeniyle dış ITAB'da yorulma hatası meydana gelmektedir. Ancak gösterge bölümünün sonuna yakın alan, çentik etkisinin neden olduğu potansiyel stres konsantrasyonu nedeniyle en zayıf alan haline gelerek hasarın kaynaksız numunelerde burada oluşmasına neden olmuştur.

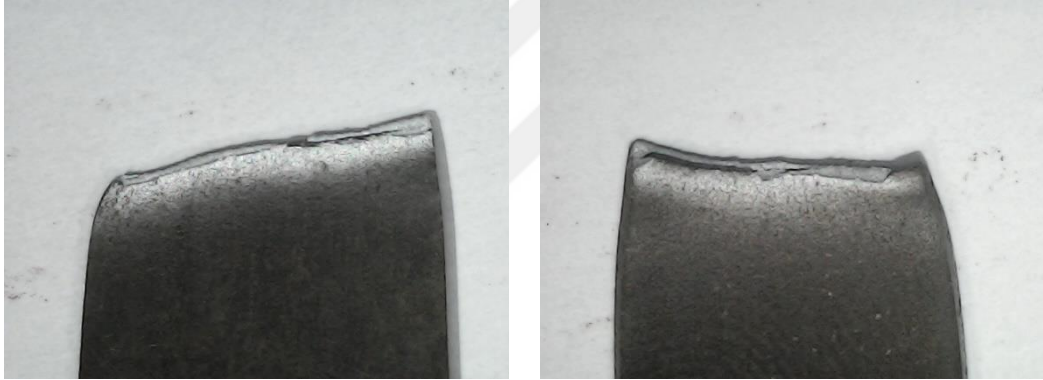
BM ve BMC numuneleri arasındaki farklar incelendiğinde artan düz yüzeylerin varlığı kırılma kırılmanın varlığını uzama miktarındaki azalış ile de desteklemektedir. Sonuç olarak kriyojenik işlemin orjinal numuneye uygulanması ile sünek kırılma davranışında azalma olurken; kaynaklı numunelere uygulama sonrası kaynak bölgesinde kopma bölgelerinde sünek davranışı artırıcı mekanizmalar göstermiştir. Mani ve ark. [315] çalışmalarında benzer olmayan kaynağın ısıtma işlem görmüş numunelerine kıyasla kriyojenik işlem görmüş numunesinde daha yüksek küçük çukur yoğunluğu ve yalnızca bir kaç büyük çukur sayısı mukavemet artışıyla ilişkilendirilmiştir. Diğer bir çalışmada Arpan Das ve ark. [328], kriyojenik işlemleri örneğinde gözlenen düşük ortalama dimples boyutlarının, daha yüksek mukavemeti gösterdiğini bildirmiştir.

Buna benzer etkilere yönelik incelemelerde BM'deki DKİ'ye bağlı numunelerde ki görsel incelemelerde düz yüzeyin artışı ve çekme testi sonuçlarıyla uzama arasındaki sonuçların tutarlılığını göstermektedir. Diğer taraftan dimples ve küçük çukur miktarındaki artış bu bağlamda akma dayanımı üzerindeki gelişmeleri destekler niteliktedir. Kontrollü martenzit oluşumunun hem sünekliği hem de mukavemeti artıracığını bildirmiştir. Martenzitin varlığı mukavemeti artırmaktadır ve aynı zamanda sünekliği artırmak için çekirdeklenme bölgeleri oluşturmaktadır [315]. Bu bağlamda özellikle DP600 çeliklerinde çukurların boyutlarında azalma ve düşük

ortalama dimples varlığı bu konuda akma mukavemetinde artışla ilişkilendirilebilmektedir.



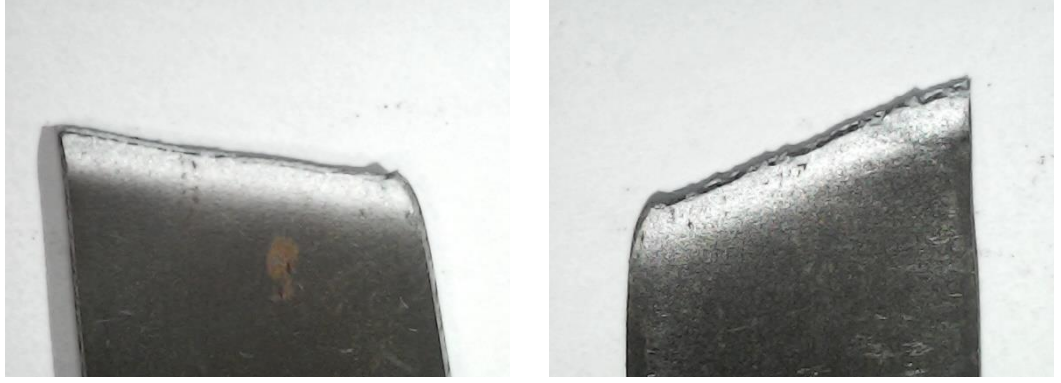
Şekil 6.40. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA BM sağdaki görsel DP600 BM.



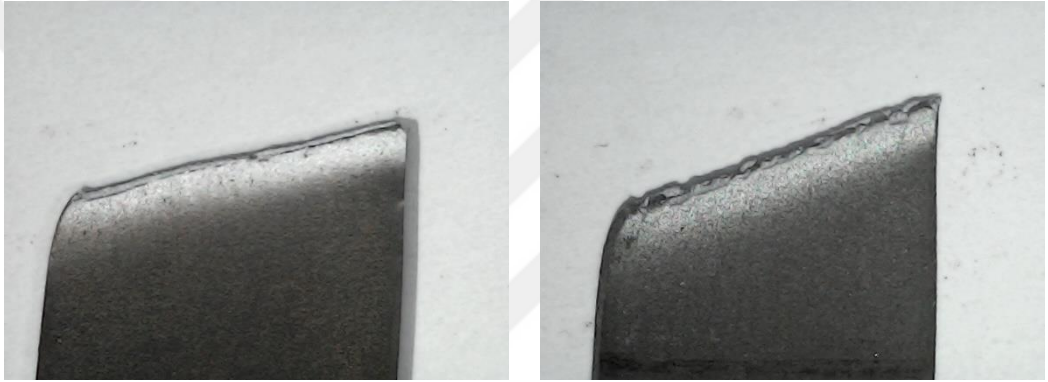
Şekil 6.41. Kırılma görüntüleri soldaki görsel DP600-HSLA LWAC sağdaki görsel DP600 LWAC.



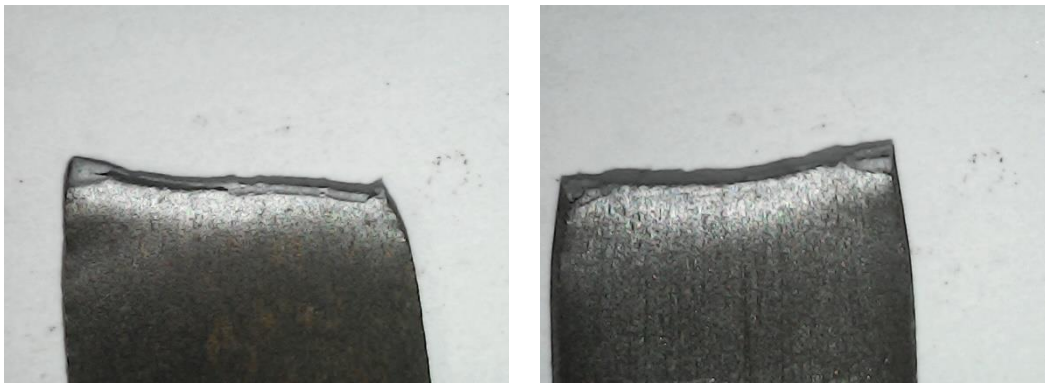
Şekil 6.42. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA LWAC sağdaki görsel DP600 LWBC.



Şekil 6.43. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA-DP600 LWBC sağdaki görsel HSLA BMC.



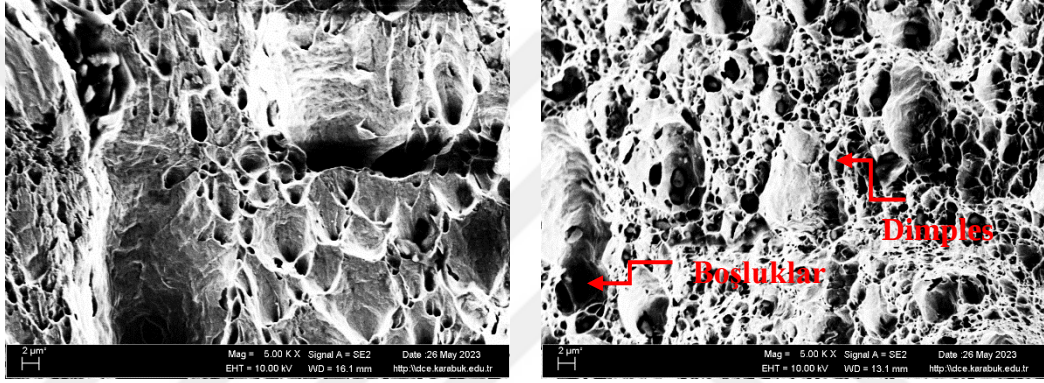
Şekil 6.44. Kırılma görüntüleri soldaki görsel HSLA LWBC sağdaki görsel DP600 BMC.



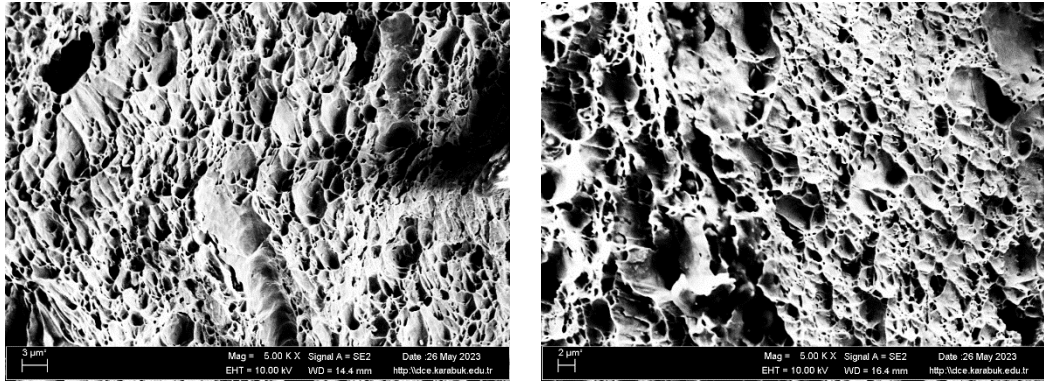
Şekil 6.45. Kırılma görüntüleri soldaki görsel DP600-HSLA LW sağdaki görsel HSLA LW.



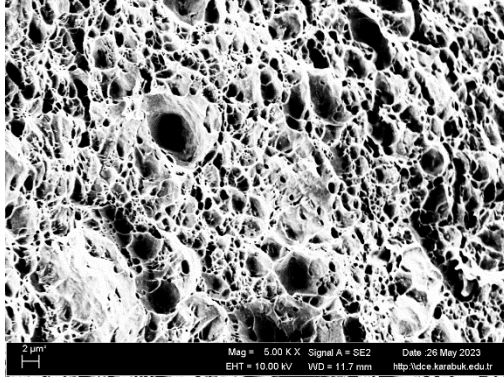
Şekil 6.46. Kırılma görüntüsü DP600 LW.



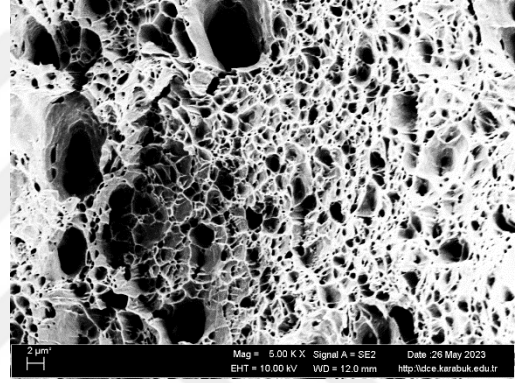
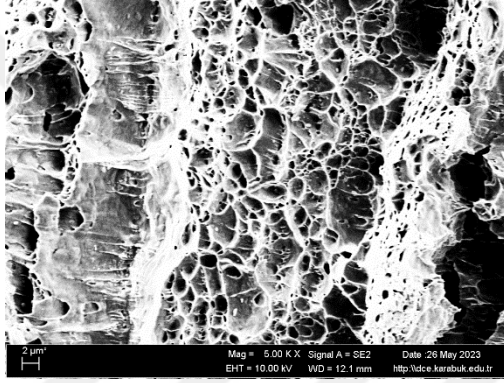
Şekil 6.47. Kırılma SEM görüntüleri DP600 BM.



Şekil 6.48. Kırılma SEM görüntüleri HSLA BM.



Şekil 6.49. Kırılma SEM görüntüleri DP600 BMC.



Şekil 6.50. Kırılma SEM görüntüleri HSLA BMC.

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada lazer kaynaklı alın pozisyonunda birleştirilen otomotiv sac çeliklerine kriyojenik işlemin etkileri araştırılmıştır. Hazırlanan numunelerin karakterizasyonu (OM ve SEM, XRF ve XRD), vickers sertlik testi ve çekme testi özellikleri incelenmiştir. Çalışmadan elde edilen genel sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Kaynak bölgesi tüm numunelerde ağırlıklı martenzitik yapı oluşturmuştur. ITAB bölgesinde genel olarak BM'den kaynak bölgesine geçişte tane incelmeleri gözlemlenmiştir. DP600'de HSLA'ya göre ITAB geçişlerinde martenzit hacim oranları daha yüksek gözlemlenmiştir. Martenzit yapılarının ısıların arttığı bölgelerde büyüdüğü kaynak bölgesinden uzaklaştıkça incelendiği gözlemlenmiştir. DKİ ile kaynak bölgesinde martenzit yapının rafine olduğu ve yapıdaki iğnemsiz martenzitik yapıyı arttırdığı varsayılmaktadır.
2. XRD sonuçlarına göre düşük alaşım içeriği nedeniyle kriyojenik işlem sonrası belirgin bir karbür fazı ve kalıntı östenit piki gözlemlenmemiş ve ferrit-martenzit demir pikleri elde edilmiştir. FWHM değerleri ile yapılan hesaplamalar neticesinde kaynak işleminin ve DKİ'nin malzemelerde dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerinimde artışa, kristalit tane boyutlarında azalmalara neden olmuştur. Lazer kaynağına bağlı olarak kristalit boyutu DP600 için %9,96 HSLA için %5,65 azalmıştır. DP600 çeliği incelendiğinde BM-BMC arasında DKİ ile %4,62'lik bir kristalit tane boyutunda azalma gözlemlenmiştir. LW-LWAC için %5,20 ve LW-LWBC %5,01 numuneleri arasında lazer kaynak öncesi ve sonrası fark etmeksizin kristalit boyutunda azalmalar varken yine aynı çeliğe ait DP600 LW-LWAC numunelerinde dislokasyon yoğunluğunda %12,74'lik bir artış gözlemlenmiştir.

3. Sertlik sonuçlarıyla ilgili olarak lazer kaynağı işlemi sonucunda FZ'de en yüksek sertlik değerleri martenzitik dönüşüme bağlı olarak artmıştır. Burada BM'e göre sertlik artış değerleri kaynak bölgesinde LW numuneleri için DP600'de % 101, HSLA'de % 78 olarak gerçekleşmiştir. Ayrıca DKİ'nin BM'deki sertlik değerleri üzerindeki etki incelendiğinde DP600'de % 6,5-7 HSLA'da ise %2,8-7'lik bir artış göstermiştir. DKİ'nin kaynak öncesi uygulandığı (LWBC) durumda en yüksek lokal sertlik değerleri elde edilmiştir. DKİ'nin kaynak sonrası uygulandığı (LWAC) durumda sertlik değerlerinde çok az miktarda bir düşüş olurken sertlik dağılımının birbirine daha yakın gerçekleşerek homojen bir dağılım göstermiştir. Ortalama olarak LWAC numunelerinde sertlik değerleri LW numunelerine göre DP600 için %4,2 ve HSLA numuneleri için %1,6 azalmıştır.
4. Çekme testi sonuçlarına göre DKİ işlemi ile BMC ve LWAC numunelerinde akma dayanımlarında artış gözlemlenirken en yüksek akma dayanımı LWAC numunelerinde gözlemlenmiştir. DP600 için %8,32 ve HSLA çelik grubu için %7,27 artış gerçekleşirken çekme dayanımlarında ortalama olarak DP600 için %4,76 iken HSLA için %3,00 artış gerçekleşmektedir. Bu artışın nedeni martenzit hacim faz hacim oranındaki artışla ilişkilendirilmiştir. DKİ'nin çekme dayanımı üzerinde gözle görülür belirgin bir artış göstermemiştir. Uzama değerleriyle ilgili olarak BMC numunelerinin BM'ye göre uzama miktarlarında azalmalar gözlemlenmiştir. Kaynak işlemi sonrası düşen uzama miktarı DP600 ve HSLA çiftlerinde DKİ işlemi görmüş numunelerde uzama miktarında artış gözlemlenmiştir. Kırılma yüzeyleri ve SEM kırılma yüzeyleri incelendiğinde sünek kırılma davranışı olan boyun verme, kayma açılarında kırılma yüzeyi, dimpsler varlığı ve büyük boşluklar gözlemlenmiştir. DKİ ile SEM kırılma yüzeylerinde görsel incelemeler ile düz yüzeylerde artış ayrıca dimples boyutlarında azalışla beraber miktarlarında artışlar olduğu düşünülmektedir.

KAYNAKÇA

- [1] X. Hu and Z. Feng, “Advanced High-Strength Steel-Basics and Applications in the Automotive Industry,” 2021. [Online]. Available: www.osti.gov
- [2] R. Kuziak, R. Kawalla, and S. Waengler, “ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING Advanced high strength steels for automotive industry.”
- [3] A. Haile, “The Parameters and Equipments Used in TIG Welding: A Review.” [Online]. Available: www.theijes.com
- [4] H. T. Wang, G. Z. Wang, F. Z. Xuan, and S. T. Tu, “An experimental investigation of local fracture resistance and crack growth paths in a dissimilar metal welded joint,” *Mater Des*, vol. 44, pp. 179–189, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.07.067.
- [5] “Weman, Klas. Welding processes handbook. Elsevier, 2011.”.
- [6] P. Jovičević-Klug, “Deep Cryogenic Treatment of High-speed (M2, M3:2 and M35), Hot Work Tool (1.2367) and Stainless Steels (AISI 431)-I. phase Seminar II Surface Analysis of Materials View project Comparing Shallow and Deep Cryogenic Treatment View project,” 2020, doi: 10.13140/RG.2.2.18264.57607.
- [7] N. Baluch, Z. Mohamed Udin, and C. Sobry Abdullah, “Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview,” *Engineering, Technology & Applied Science Research*, vol. 4, no. 4, pp. 686–689, Aug. 2014, doi: 10.48084/ETASR.444.
- [8] B. Podgornik, I. Paulin, B. Zajec, S. Jacobson, and V. Leskovšek, “Deep cryogenic treatment of tool steels,” *J Mater Process Technol*, vol. 229, pp. 398–406, Mar. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045.
- [9] R. G. Davies, “The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel.”
- [10] P. Movahed, S. Kolahgar, S. P. H. Marashi, M. Pouranvari, and N. Parvin, “The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets,”

- Materials Science and Engineering A*, vol. 518, no. 1–2, pp. 1–6, Aug. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.05.046.
- [11] “Rashid, M. S. ‘Dual phase steels.’ *Annual Review of Materials Science* 11.1 (1981): 245-266.”.
- [12] S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez, and J. J. Jonas, “Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature,” <http://dx.doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000013>, vol. 57, no. 4, pp. 187–207, Jul. 2013, doi: 10.1179/1743280411Y.0000000013.
- [13] D. J. Abson and J. S. Rothwell, “Review of type IV cracking of weldments in 9- 12%Cr creep strength enhanced ferritic steels,” *International Materials Reviews*, vol. 58, no. 8. pp. 437–473, Nov. 2013. doi: 10.1179/1743280412Y.0000000016.
- [14] “Elitas, Muhammed, and B. İ. L. G. E. Demir. ‘The effects of the welding parameters on tensile properties of RSW junctions of DP1000 sheet steel.’ *Engineering, Technology & Applied Science Research* 8.4 (2018): 3116-3120.”.
- [15] A. Ribolla, G. L. Damoulis, and G. F. Batalha, “The use of Nd:YAG laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white,” *J Mater Process Technol*, vol. 164–165, pp. 1120–1127, May 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.104.
- [16] Katayama S., *handbook of laser welding technologies*. 2013.
- [17] “Dal, Morgan, and Remy Fabbro. ‘An overview of the state of art in laser welding simulation.’ *Optics & Laser Technology* 78 (2016): 2-14.”.
- [18] D. Iordachescu, M. Blasco, R. Lopez, A. Cuesta, M. Iordachescu, and J. L. Ocaña, “Development of Robotized Laser Welding Applications for Joining Thin Sheets.”
- [19] O. TUNÇEL, H. AYDIN, and Ş. ÇETİN, “Nd:YAG Lazer Kaynağı ile Birleştirilen Farklı Türdeki DP600-DP1000 Çeliklerinde Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri,” *Afyon Kocatepe University Journal of Sciences and Engineering*, vol. 20, no. 1, pp. 155–164, Mar. 2020, doi: 10.35414/akufemubid.620768.

- [20] R. Gecu, "Combined effects of cryogenic treatment and tempering on microstructural and tribological features of AISI H13 steel," *Mater Chem Phys*, vol. 292, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.matchemphys.2022.126802.
- [21] "Collins, David N. 'Cryogenic treatment of tool steels.' *Advanced materials & processes* 154.6 (1998): H23-H23."
- [22] B. Podgornik, I. Paulin, B. Zajec, S. Jacobson, and V. Leskovšek, "Deep cryogenic treatment of tool steels," *J Mater Process Technol*, vol. 229, pp. 398–406, Mar. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045.
- [23] "Diekman, F. *Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*-ASM Handbook; ASM International: Cleveland, OH, USA, 2013; pp. 382–386."
- [24] "Dhokey, N.B.; Hake, A.R.; Thavale, V.T.; Gite, R.; Batheja, R. Microstructure and mechanical properties of cryotreated SAE8620 and D3 steels. *Curr. Adv. Mater. Sci. Res. CAMSR Microstruct.* 2014, 1, 23–27."
- [25] "N. Govindaraju; L. Shakeel Ahmed; Pradeep Murugesan; *Experimental Investigations on Cryogenic Cooling in the Drilling of AISI 1045 Steel. Materials and Manufacturing Processes* 2014, 29, 1417-1421, 10.1080/10426914.2014.930952."
- [26] "Davis, Stacy C., Susan W. Diegel, and Robert G. Boundy. 'Transportation Energy Data Book, Oak Ridge National Laboratory.' Oak Ridge, Tennessee (ORNL-6984) (2009)."
- [27] "S. C. Davis, S. W. Diegel and R. G. Boundy, *Transportation Energy Data Book - Edition 31*, Oak Ridge: U.S. Department of Energy, 2012. "
- [28] "Friedrich, K., Almajid, A. A.: *Manufacturing Aspects of Advanced Polymer Composites for Automotive Applications*, *APPL. COMP. MAT.* 20,2 (2013) 107-128".
- [29] "Gavas, M. 'OTOMOBİL AGIRLIKLARININ AZALTILMASINDA KULLANILAN SAC METALLER VE BUNLARI ŞEKİLLENDİRME TEKNİKLERİ.' *Journal of Science and Technology of Dumlupınar University* 005: 197-211."
- [30] "Hall, J. 2008 50 year Perspective of Automotive Engineering Body Materials and an Analysis of the Future. *Great Designs in Steel*."
- [31] "<https://dieselnet.com/standards/eu/ld.php>".

- [32] “Dong, D., Liu, Y., Yang, Y., Li, J., Ma, M., & Jiang, T. 2014. Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding. *Materials Science and Engineering: A*:594: 17-25.”.
- [33] “https://www.rolandberger.com/publications/publication_pdf/roland_berger_global_automotive_stamping_study_e_20170210.pdf”.
- [34] “DORUK, Emre, et al. ‘OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI TOFAŞ UYGULAMALARI.’ (2015).”.
- [35] “<https://www.mercedes-benz.com/en/#:~:text=The%20design%20process%20is%20an,so%20doing%20also%20ensure%20producibility.>”.
- [36] “(PDF) Effect of weld time and weld current on the mechanical properties of resistance spot welded IF (DIN EN 10130-1999) steel.” https://www.researchgate.net/publication/280827638_Effect_of_weld_time_and_weld_current_on_the_mechanical_properties_of_resistance_spot_welded_IF_DIN_EN_10130-1999_steel (accessed Dec. 12, 2021).
- [37] F. Hayat, “Comparing Properties of Adhesive Bonding, Resistance Spot Welding, and Adhesive Weld Bonding of Coated and Uncoated DP 600 Steel,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 18, no. 9, pp. 70–78, Sep. 2011, doi: 10.1016/S1006-706X(12)60037-5.
- [38] D. K. Matlock, J. G. Speer, D. K. Matlock, and J. G. Speer, “Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts,” 2009.
- [39] “Singh, Surinder, and Tarun Nanda. ‘A Review: Production of Third Generation Advance High Strength Steels.’ *Int. J. Sci. Res* 2.9 (2014): 388-392.”.
- [40] “Billur, Eren, Baris Cetin, and Murat Gurleyik. ‘New generation advanced high strength steels: developments, trends and constraints.’ *International Journal of Scientific and Technological Research* 2.1 (2016): 50-62.”.
- [41] A. Asghari, A. Zarei-Hanzaki, and M. Eskandari, “Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 579, pp. 150–156, Sep. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.04.106.

- [42] J. R. Shaw and B. K. Zuidema, “New High Strength Steels Help Automakers Reach Future Goals for Safety, Affordability, Fuel Efficiency and Environmental Responsibility,” 2001.
- [43] O. P. Modi, P. Pandit, D. P. Mondal, B. K. Prasad, A. H. Yegneswaran, and A. Chrysanthou, “High-stress abrasive wear response of 0.2% carbon dual phase steel: Effects of microstructural features and experimental conditions,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 458, no. 1–2, pp. 303–311, Jun. 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.12.083.
- [44] A. I. Taub and A. A. Luo, “Advanced lightweight materials and manufacturing processes for automotive applications,” *MRS Bull*, vol. 40, no. 12, pp. 1045–1054, Nov. 2015, doi: 10.1557/MRS.2015.268.
- [45] M. S. Rashid and B. V. N. Rao, “Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual Phase Steel.”
- [46] J. Wang, A. Ramazani, D. K. Matlock, J. G. Speer, E. de Moor, and P. J. Gibbs, “RECENT DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS: AN OVERVIEW Related papers Steel and Iron Based Alloys Behind the Development of Advanced High Strength Steel (AHSS) Including Stainless Steel for Automobile... sciepub.com SciEP Assessment of Advanced High Strength Steels used in Automobile Industry-A Review JESTECH RECENT DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS: AN OVERVIEW,” 2012.
- [47] I. Atílio, V. Braga, R. H. M. de Siqueira, S. M. de Carvalho, and M. S. F. de Lima, “Comparing the weldability of AA6013-T4 aluminium alloy on DP600 dual-phase steel with laser welding and resistance spot welding,” *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, vol. 42, no. 1, Jan. 2020, doi: 10.1007/s40430-019-2158-0.
- [48] Q. Le, H. T. Kang, G. Kridli, A. K. Khosrovaneh, and B. Yan, “Effect of prestrain paths on mechanical behavior of dual phase sheet steel,” *Int J Fatigue*, vol. 31, no. 4, pp. 607–615, Apr. 2009, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.028.
- [49] “Zhang, Z. R., et al. ‘Strain ratio effects on microstructure discovery and low-cycle fatigue behavior of DP600 steel under cyclic shear path.’ *Materials Science and Engineering: A* 830 (2022): 142291.”.

- [50] “Waterschoot, T., Kim Verbeken, and De Cooman BC. ‘Tempering kinetics of the martensitic phase in DP steel.’ ISIJ international 46.1 (2006): 138-146.”.
- [51] “Krajewski, S., and J. Nowacki. ‘Dual-phase steels microstructure and properties consideration based on artificial intelligence techniques.’ Archives of civil and mechanical engineering 14.2 (2014): 278-286.”.
- [52] “Davies R.G., "Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels", Met. Trans., vol:18A, pp: 671-679, (1978)”.
- [53] “Avtar, Ram, et al. ‘An as hot rolled approach to production of molybdenum and chromium microalloyed dual phase steels.’ Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan 26.9 (1986): 822-828.”.
- [54] “Pradhan R., ‘continuous annealing of the steel’, ASM Handbook, fifth printing, pp:56-66, (1997)”.
- [55] “WorldAutoSteel, ‘Advanced High-Strength Steels Applications Guidelines (version 6.0)’, 2017.”.
- [56] S. R. Mediratta, V. Ramaswamy, and P. R. Rao, “Low cycle fatigue behaviour of dual-phase steel with different volume fractions of martensite,” 1985.
- [57] H. Aydin, “The mechanical properties of dissimilar resistance spot-welded DP600–DP1000 steel joints for automotive applications;,” <http://dx.doi.org/10.1177/0954407014547749>, vol. 229, no. 5, pp. 599–610, Sep. 2014, doi: 10.1177/0954407014547749.
- [58] H. Chen, Z. Lv, L. Lu, Y. Huang, and X. Li, “Correlation of micro-galvanic corrosion behavior with corrosion rate in the initial corrosion process of dual phase steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 3310–3320, Nov. 2021, doi: 10.1016/J.JMRT.2021.09.123.
- [59] H. Matsuda, R. Mizuno, Y. Funakawa, K. Seto, S. Matsuoka, and Y. Tanaka, “Effects of auto-tempering behaviour of martensite on mechanical properties of ultra high strength steel sheets,” *J Alloys Compd*, vol. 577, no. SUPPL. 1, pp. S661–S667, Nov. 2013, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2012.04.108.
- [60] S. S. M. Tavares, P. D. Pedroza, J. R. Teodósio, and T. Gurova, “Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel,” *Scr Mater*, vol. 40, no. 8, pp. 887–892, Mar. 1999, doi: 10.1016/S1359-6462(99)00042-1.

- [61] “Singh, Mayank Kumar. ‘Application of steel in automotive industry.’ International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering 6.7 (2016): 246-253.”.
- [62] C. Şimşir, B. Cetin, M. Efe, K. Davut, and B. Bayramin, “A Material Perspective on Consequence of Deformation Heating during Stamping of DP Steels,” in *Journal of Physics: Conference Series*, Institute of Physics Publishing, Sep. 2017. doi: 10.1088/1742-6596/896/1/012059.
- [63] S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, and A. G. Rao, “Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints,” *Defence Technology*, vol. 11, no. 3, pp. 308–317, Sep. 2015, doi: 10.1016/J.DT.2015.06.001.
- [64] C. Wang, X. Wu, J. Liu, and N. Xu, “Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 438–440, no. SPEC. ISS., pp. 267–271, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.02.118.
- [65] X. Li, L. Shi, Y. Liu, K. Gan, and C. Liu, “Achieving a desirable combination of mechanical properties in HSLA steel through step quenching,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 772, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138683.
- [66] T. B. Hilditch, T. de Souza, and P. D. Hodgson, “Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS),” in *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Elsevier Inc., 2015, pp. 9–28. doi: 10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3.
- [67] E. Olorundaisi, T. Jamiru, and A. T. Adegbola, “Mitigating the effect of corrosion and wear in the application of high strength low alloy steels (HSLA) in the petrochemical transportation industry - A review,” *Mater Res Express*, vol. 6, no. 12, Dec. 2019, doi: 10.1088/2053-1591/ab65e7.
- [68] D. Parkes *et al.*, “Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels,” *Mater Des*, vol. 51, pp. 665–675, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.04.076.
- [69] “Şen, Nuri, İbrahim Karaağaç, and Naci Kurgan. ‘Experimental research on warm deep drawing of HC420LA grade sheet material.’ The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 87 (2016): 3359-3371.”.

- [70] C. Liu, L. Shi, Y. Liu, C. Li, H. Li, and Q. Guo, "Acicular ferrite formation during isothermal holding in HSLA steel," *J Mater Sci*, vol. 51, no. 7, pp. 3555–3563, Apr. 2016, doi: 10.1007/s10853-015-9675-8.
- [71] H. J. Jun, J. S. Kang, D. H. Seo, K. B. Kang, and C. G. Park, "Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels," *Materials Science and Engineering A*, vol. 422, no. 1–2, pp. 157–162, Apr. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2005.05.008.
- [72] Y. Shao, C. Liu, Z. Yan, H. Li, and Y. Liu, "Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: A review," *J Mater Sci Technol*, vol. 34, no. 5, pp. 737–744, May 2018, doi: 10.1016/J.JMST.2017.11.020.
- [73] K. He and T. N. Baker, "A Zr-containing precipitates in a Ti-Nb microalloyed HSLA steel containing 0.016 wt.% Zr addition," 1996.
- [74] Y. Chen, D. Zhang, Y. Liu, H. Li, and D. Xu, "Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels," *Mater Charact*, vol. 84, pp. 232–239, 2013, doi: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
- [75] L. Shi *et al.*, "Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment," *Materials Science and Engineering A*, vol. 590, pp. 7–15, Jan. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2013.10.006.
- [76] L. Shi *et al.*, "Development of ferrite/bainite bands and study of bainite transformation retardation in HSLA steel during continuous cooling," *Metals and Materials International*, vol. 20, no. 1, pp. 19–25, 2014, doi: 10.1007/s12540-014-1006-0.
- [77] L. Shi *et al.*, "Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment," *Materials Science and Engineering A*, vol. 590, pp. 7–15, Jan. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2013.10.006.
- [78] M. P. Singh, D. K. Shukla, R. Kumar, and K. S. Arora, "The structural integrity of high-strength welded pipeline steels: a review," *International Journal of Structural Integrity*, vol. 12, no. 3. Emerald Group Holdings Ltd., pp. 470–496, 2020. doi: 10.1108/IJSI-05-2020-0051.
- [79] W. Sun, J. Zhang, G. Wang, and H. Sun, "Microstructure Characterization of High-heat-input Welding Joint of HSLA Steel Plate for Oil Storage

- Construction,” 2009. [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/268348900>
- [80] R. Uemori and Y. HASEGAWA Takuya HARA Takehiro INOUE Yasuhiro SHINOHARA Hiroshige INOUE Hitoshi FURUYA, “Steels for Energy Production and Transport,” 2012.
- [81] “Maiman, Theodore H. ‘Stimulated optical radiation in ruby.’ (1960): 493-494.”.
- [82] “P. P. Sorokin, IBM J. Res. Dev. 23, 476 (1979). P. P. Sorokin, M. Stevenson, Phys. Rev. Lett. 5, 557 (1960). P. P. Sorokin, M. Stevenson, IBM j . Res. Dev. 5, 56 (1961).”.
- [83] “J. Mazumder, ‘Laser Beam Welding’, ASM Handbook, 6, 262-269.”.
- [84] “Durmuş, H., Meriç, C. ve Uzun, R.O., (2006), Al-SiC Kompozitinin Lazer Kaynağı ile Birleştirilmesi, C.B.Ü. Fen Bilimleri Dergisi, 2 (1), 67-74.”.
- [85] “Handbook of laser welding technologies, Seiji Katayama, 2013.”.
- [86] “AMADA WELD TECH, INC.,Laser Welding Fundamentals, 2020”.
- [87] “Bohren, Craig F., and Eugene E. Clothiaux. Fundamentals of atmospheric radiation: an introduction with 400 problems. John Wiley & Sons, 2006.”.
- [88] “Kneubühl, Fritz Kurt, and Markus Werner Sigrist. Laser. Springer-Verlag, 2008.”.
- [89] “Koleva E G, Mladenov G M (2011) 4.Experience on electron beam welding. Practical Aspects and Applications of Electron Beam Irradiation : 95-133.”.
- [90] X. Cao, W. Wallace, C. Poon, and J. P. Immarigeon, “Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. I. Laser welding processes,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 18, no. 1, pp. 1–22, Jan. 2003, doi: 10.1081/AMP-120017586.
- [91] X. He, “Finite element analysis of laser welding: A state of art review,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 27, no. 12. pp. 1354–1365, Dec. 01, 2012. doi: 10.1080/10426914.2012.709345.
- [92] “ÖZCAN, Muciz, and Şirzat KARAMANLI. ‘Sac malzemelerin lazer kaynak parametreleri.’ Selçuk-Teknik Dergisi 3.1 (2004): 14-25.”.
- [93] “Smith, Richard L., et al. ‘A calorimeter for high-power CW lasers.’ IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement 21.4 (1972): 434-438.”.

- [94] “Phelan Jr, Robert J., Robert J. Mahler, and Alan R. Cook. ‘High D* pyroelectric polyvinylfluoride detectors.’ *Applied Physics Letters* 19.9 (1971): 337-338”.
- [95] “Jones, Ian. ‘Laser welding for plastic components.’ *Assembly automation* 22.2 (2002): 129-135.”.
- [96] “Walsh, C. A. ‘Laser welding—literature review.’ *Materials Science and Metallurgy Department, University of Cambridge, England* 1 (2002).”.
- [97] “ S. Katayama, R. Usui, A. Matsunawa, 1999, *Proc. 5th International Conference (1998) - Trends in Welding Research*. Ed. J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International. pp 467-472.”.
- [98] “ M. Pastor, H. Zhao and T. DebRoy, 1999, *Proc. 5th International Conference (1998) - Trends in Welding Research*. Ed. J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International. pp 455-460.”.
- [99] “E. Schubert, M. Klassen, I. Zerner and G. Sepold, 1998, *Laser Magazin*, 4, 17-20.”.
- [100] “Viňáš, Ján, and Milan Ábel. ‘Analysis of laser welds on automotive steel sheets.’ *Materials Science Forum*. Vol. 818. Trans Tech Publications Ltd, 2015.”.
- [101] “Chludzinski, M., et al. ‘Pulsed laser butt welding of AISI 1005 steel thin plates.’ *Optics & Laser Technology* 134 (2021): 106583.”.
- [102] K. M. Hong and Y. C. Shin, “Prospects of laser welding technology in the automotive industry: A review,” *J Mater Process Technol*, vol. 245, pp. 46–69, Jul. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.008.
- [103] “Yan, Shi, et al. ‘CW/PW dual-beam YAG laser welding of steel/aluminum alloy sheets.’ *Optics and Lasers in Engineering* 48.7-8 (2010): 732-736.”.
- [104] “Ghaini, F. Malek, et al. ‘Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding.’ *Scripta Materialia* 56.11 (2007): 955-958.”.
- [105] “Wang, Jinfeng, et al. ‘Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding.’ *Materials & Design* 90 (2016): 642-649.”.

- [106] “Xia, Mingsheng, et al. ‘Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels.’ *ISIJ international* 48.6 (2008): 809-814.”.
- [107] “Fu, Yunlong, et al. ‘Microstructure and properties of underwater laser welding of TC4 titanium alloy.’ *Journal of Materials Processing Technology* 275 (2020): 116372.”.
- [108] “Taşkin, Mustafa, and Uğur Çaligülü. ‘AISI 430/1010 Çelik Çiftinin Lazer Kaynağında Kaynak Gücünün Birleşmeye Etkisi.’ *Firat University Journal of Engineering* 21.1 (2009).”.
- [109] “Johnson, D., Penn, W., Bushik, S., ‘Application Experiences With Laser Beam Welding’, Alabama Lazer. ”.
- [110] G. Üniv Müh Mim Fak Der, M. Mühendisliği Bölümü, M. Fakültesi, and G. Üniversitesi, “LAZERLE KAYNAK İŞLEMİNDE KAYNAK PARAMETRELERİNİN KAYNAK KALİTESİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN İNCELENMESİ Recep Onur UZUN, Ömer KELEŞ,” 2012.
- [111] S. Missori, A. Sili, and N. Ucciardello, “Process parameters optimization of laser beam welded joints by neural network,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 23, no. 2, pp. 168–173, 2008, doi: 10.1080/10426910701774692.
- [112] C. D’Amato, M. Fenech, S. Abela, J. C. Betts, and J. Buhagiar, “Autogenous laser keyhole welding of AISI 316LTi,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 25, no. 11, pp. 1269–1277, Nov. 2010, doi: 10.1080/10426914.2010.490862.
- [113] J. S. Park and K. M. Lim, “Effect of laser welding variables on the formability of 3wt% si-added steel welds,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 24, no. 4, pp. 431–437, Apr. 2009, doi: 10.1080/10426910802714332.
- [114] N. Farabi, D. L. Chen, J. Li, Y. Zhou, and S. J. Dong, “Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 4–5, pp. 1215–1222, Feb. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2009.09.051.
- [115] G. Üniv Müh Mim Fak Der, M. Mühendisliği Bölümü, M. Fakültesi, and G. Üniversitesi, “LAZERLE KAYNAK İŞLEMİNDE KAYNAK PARAMETRELERİNİN KAYNAK KALİTESİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN İNCELENMESİ Recep Onur UZUN, Ömer KELEŞ,” 2012.

- [116] “ÖZCAN, Muciz, and Şirzat KARAMANLI. ‘Sac malzemelerin lazer kaynak parametreleri.’ *Selçuk-Teknik Dergisi* 3.1 (2004): 14-25.”.
- [117] F. Qiu and V. Kujanpää, “Transformation hardening of medium-carbon steel with a fiber laser: The influence of laser power and laser power density,” *Mechanika*, vol. 17, no. 3, pp. 318–323, 2011, doi: 10.5755/j01.mech.17.3.510.
- [118] “E. Biro and A. Lee: Sheet Welding Conf. XI, AWS, Miami, FL, (2004), 5-2”.
- [119] “Akman, E. R. H. A. N., et al. ‘Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys.’ *Journal of materials processing technology* 209.8 (2009): 3705-3713.”.
- [120] L. Li, R. Eghlio, and S. Marimuthu, “Laser net shape welding,” *CIRP Ann Manuf Technol*, vol. 60, no. 1, pp. 223–226, 2011, doi: 10.1016/j.cirp.2011.03.066.
- [121] J.-K. Kim, H.-S. Lim, J.-H. Cho, and C.-H. Kim, “Weldability during the laser lap welding of Al 5052 sheets,” 2008.
- [122] “Benyounis, K. Y., A. G. Olabi, and M. S. J. Hashmi. ‘Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile.’ *Journal of materials processing technology* 164 (2005): 978-985.”.
- [123] W. A. Ayoola, W. J. Suder, and S. W. Williams, “Effect of beam shape and spatial energy distribution on weld bead geometry in conduction welding,” *Opt Laser Technol*, vol. 117, pp. 280–287, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2019.04.025.
- [124] Y. Geng, M. Akbari, A. Karimipour, A. Karimi, A. Soleimani, and M. Afrand, “Effects of the laser parameters on the mechanical properties and microstructure of weld joint in dissimilar pulsed laser welding of AISI 304 and AISI 420,” *Infrared Phys Technol*, vol. 103, Dec. 2019, doi: 10.1016/j.infrared.2019.103081.
- [125] “Larsson, Lars-Ola, et al. ‘High quality aluminium welding—a key factor in future car body production.’ *Svetsaren* 54.2 (2000): 17-24.”.
- [126] D. H. Abbott and C. E. Albright, “CO₂ shielding gas effects in laser welding mild steel,” *J Laser Appl*, vol. 6, no. 2, pp. 69–80, 1994, doi: 10.2351/1.4745339.
- [127] “Chiang, S., *Plume Attenuation Effects in CO₂ Laser Welding of Steel*. Dissertation, The Ohio State University, 1990.”.

- [128] A. Kochan, "Laser welding adapts to non-linear tailored blanks," *Assembly Automation*, vol. 21, no. 1, pp. 48–51, Mar. 2001, doi: 10.1108/01445150110381727.
- [129] C. T. Dawes, *Laser welding: a practical guide*. Woodhead Publishing. 1992.
- [130] X. Cao, M. Jahazi, J. P. Immarigeon, and W. Wallace, "A review of laser welding techniques for magnesium alloys," *J Mater Process Technol*, vol. 171, no. 2, pp. 188–204, Jan. 2006, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.068.
- [131] K. H. Leong, G. Kornecki, P. G. Sanders, and J. S. Keske, "Laser beam welding of AZ31B-H24 magnesium alloy," *Laser Institute of America*, Oct. 2018, pp. F28–F36. doi: 10.2351/1.5059180.
- [132] P. G. Sanders, J. S. Keske, K. H. Leong, and G. Kornecki, "High power Nd:YAG and CO2 laser welding of magnesium," *J Laser Appl*, vol. 11, no. 2, pp. 96–103, Apr. 1999, doi: 10.2351/1.521885.
- [133] S. Yan, Y. Shi, J. Liu, and C. Ni, "Effect of laser mode on microstructure and corrosion resistance of 316L stainless steel weld joint," *Opt Laser Technol*, vol. 113, pp. 428–436, May 2019, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2019.01.023.
- [134] L. Dong, Q. Peng, E. H. Han, W. Ke, and L. Wang, "Stress corrosion cracking in the heat affected zone of a stainless steel 308L-316L weld joint in primary water," *Corros Sci*, vol. 107, pp. 172–181, Jun. 2016, doi: 10.1016/j.corsci.2016.02.030.
- [135] V. v Semak, R. J. Steele, P. W. Fuerschbach, and B. K. Damkroger, "Role of beam absorption in plasma during laser welding," 2000. [Online]. Available: <http://iopscience.iop.org/0022-3727/33/10/307>
- [136] A. v. Quiroz, Gumenyuk, and M. Rethmeier, "Comparison between CO2 and Nd:Yag laser beam welding of high-strength CrMnNi steels for the automotive industry," *Welding in the World* 56.11, pp. 129–142, 2012.
- [137] R. Fabbro and K. Chouf, "Keyhole modeling during laser welding," *J Appl Phys*, vol. 87, no. 9, pp. 4075–4083, 2000, doi: 10.1063/1.373033.
- [138] "Beersiek, J., 'On-line Monitoring of Key Hole Instabilities During Laser Beam Welding', Prometec GmbH, Aachen, Germany, ICALEO'99, Welding Monitor, 2000".
- [139] "Lancaster, J. F., The Physics of Welding 2nd ed, Oxford, Pergamon Press, pp. 306., 1986".

- [140] “Noaker, P. M., Lasers Penetrate Fabricating. Manufacturing Engineering, October, 1993, pp. 33-40, 1993 ”.
- [141] S. C. Tam, R. Williams, L. J. Yang, S. Jana, L. E. N. Lim, and M. W. S. Lau, “A REVIEW OF THE LASER PROCESSING OF AIRCRAFT COMPONENTS,” 1990.
- [142] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar, and C. J. Kong, “Welding with high power fiber lasers – A preliminary study,” *Mater Des*, vol. 28, no. 4, pp. 1231–1237, Jan. 2007, doi: 10.1016/J.MATDES.2006.01.009.
- [143] “Tobar, M. J., et al. ‘Experimental and simulation studies on laser conduction welding of AA5083 aluminium alloys.’ Physics procedia 5 (2010): 299-308.”.
- [144] “Swinehart, Donald F. ‘The beer-lambert law.’ Journal of chemical education 39.7 (1962): 333.”.
- [145] “Masabutchi, K., 1980. Analysis of Welded Structures. Pragamon Press Ltd.”.
- [146] “Dawes, C., 1992. Laser Welding. McGraw-Hill Inc., New York. Juang, S.C., Tarng, Y.S., 2002. Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel. J. Mater. Process. Technol. 122 (1), 33–37.”.
- [147] “Anawa, E. M., and Abdul-Ghani Olabi. ‘Control of welding residual stress for dissimilar laser welded materials.’ Journal of materials processing technology 204.1-3 (2008): 22-33.”.
- [148] “Iordachescu, D., Blasco, M., Lopez, R., Cuesta, A., Iordachescu, M., Ocaña, J. L. 2011. Development of robotized laser welding applications for joining thin sheets, Proceedings of 2011 International Conference on Optimization of the Robots and Manipulators (Optirob), 26–28,”.
- [149] C. O. , and C. M. B. Brown, “‘Deep penetration laser welding.’ AWS 52nd Annual Meeting, San Francisco, California.,” Apr. 1971.
- [150] “Mazumder, Jyoti. ‘Laser-beam welding.’ ASM handbook 6 (1993): 262-269.”.
- [151] Z. Sun and J. C. Ion, “‘Review Laser welding of dissimilar metal combinations,” 1995.
- [152] “Keyence, ‘Automated Welding Basics’, Handbook ”.
- [153] “Kocak, M., and J. F. Dos Santos. ‘Laser welding technology: trends in industrial applications and quality assessment.’ Rev. Soudure 55.4 (1999): 26-35.”.

- [154] “Irving, B., Laser Beam Welding Shifts into High Gear, *Welding Journal*. Vol. 76, No. IK, pp.35-40,1997 ”.
- [155] “Buehrle, Johannes, Martin Bea, and Ruediger Brockmann. ‘Laser remote process technology on automotive manufacture.’ *Proceedings of the FISITA 2012 world automotive congress: volume 11: advanced vehicle manufacturing technology*. Springer Berlin Heidelberg, 2013.”.
- [156] “Klinger, Julius. ‘Automotive body structure assembly: mass & cost saving potential of laser welding compared to spot welding.’ (2012).”.
- [157] “Barnes, T. A., and I. R. Pashby. ‘Joining techniques for aluminium spaceframes used in automobiles: Part I—solid and liquid phase welding.’ *Journal of materials processing technology* 99.1-3 (2000): 62-71.”.
- [158] “Padmanaban, G., and V. Balasubramanian. ‘Optimization of laser beam welding process parameters to attain maximum tensile strength in AZ31B magnesium alloy.’ *Optics & Laser Technology* 42.8 (2010): 1253-1260.”.
- [159] “Schmidt, Michael, Andreas Otto, and Christian Kägeler. ‘Analysis of YAG laser lap-welding of zinc coated steel sheets.’ *CIRP annals* 57.1 (2008): 213-216.”.
- [160] “Tailor: optimisation of the manufacture and forming of tailored blanks; Koniker S.Coop; retrieved from: www.fagorarrasate.es; retrieved on June 2007”.
- [161] “Davies RW, Oliver HE, Smith MT, Grant GJ (1999) Characterizing Al tailor-welded blanks for automotive applications. *JOM* 51:46–50”.
- [162] “Assunção, Eurico, Luisa Quintino, and Rosa Miranda. ‘Comparative study of laser welding in tailor blanks for the automotive industry.’ *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 49 (2010): 123-131.”.
- [163] “Assunção, Eurico, Luisa Quintino, and Rosa Miranda. ‘Comparative study of laser welding in tailor blanks for the automotive industry.’ *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 49 (2010): 123-131.”.
- [164] “H.B. Kim and C.H. Lee, 1999, *Science and Technology of Welding*, 4(1), 51.”.
- [165] “M. Pastor, H. Zhao and T. DebRoy, 1999, *Proc. 5th International Conference (1998) - Trends in Welding Research*. Ed. J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International. pp 455-460.”.

- [166] “H.N. Bransch, D.C. Weckman and H.W. Kerr, 1994, *Welding Journal*, 73, No. 6, 141-s - 151-s.”.
- [167] “J.Y. Jeng, T.F. Mau and S.M. Leu, 2000, *J. Mat. Proc. Tech.*, 99, 207-218.”.
- [168] “N. Blundell, J. Biffin, T. Johnson and C. Page, 1999, *Proc. 5th International Conference (1998) - Trends in Welding Research*. Ed. J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International. pp 483-487.”.
- [169] “Y. Tzeng, 2000, *J. Mat. Proc. Tech.*, 100, 163-170.”.
- [170] “M. Pastor, H. Zhao and T. DebRoy, 1999, *Proc. 5th International Conference (1998) - Trends in Welding Research*. Ed. J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, T. DebRoy. Printed 1999 by ASM International. pp 455-460.”.
- [171] “Meng, Yunfei, et al. ‘Formation and suppression mechanism of lack of fusion in narrow gap laser-arc hybrid welding.’ *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 100 (2019): 2299-2309.”.
- [172] “Frostevarg, Jan, and Thilo Heussermann. ‘Dropout formation in thick steel plates during laser welding.’ *The IIW International Conference on High Strength Materials—Challenges and Applications: 02/07/2015-03/07/2015*. 2015.”.
- [173] “He Y, Tang X, Zhu C, Lu F, Cui H (2017) Study on insufficient fusion of NG-GMAW for 5083 Al alloy. *Int J Adv Manuf Technol* 92(9–12):4303–4313”.
- [174] “Tsukamoto T, Kawanaka H, Maeda Y (2011) Laser narrow gap welding of thick carbon steels using high brightness laser with beam oscillation. *30th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, ICALEO* 141–146”.
- [175] “Mirapeix, J., et al. ‘Real-time arc-welding defect detection and classification with principal component analysis and artificial neural networks.’ *NDT & e International* 40.4 (2007): 315-323.”.
- [176] P. Jovičević-Klug, M. Jenko, M. Jovičević-Klug, B. Šetina Batič, J. Kovač, and B. Podgornik, “Effect of deep cryogenic treatment on surface chemistry and microstructure of selected high-speed steels,” *Appl Surf Sci*, vol. 548, p. 149257, May 2021, doi: 10.1016/J.APSUSC.2021.149257.

- [177] Y. Yildiz and M. Nalbant, "A review of cryogenic cooling in machining processes," *Int J Mach Tools Manuf*, vol. 48, no. 9, pp. 947–964, Jul. 2008, doi: 10.1016/J.IJMACHTOOLS.2008.01.008.
- [178] F. KARA, O. ÖZBEK, N. ALTAN ÖZBEK, and İ. UYGUR, "Investigation of the Effect of Deep Cryogenic Process on Residual Stress and Residual Austenite," *Gazi Journal of Engineering Sciences*, vol. 7, no. 2, pp. 143–151, Aug. 2021, doi: 10.30855/gmbd.2021.02.07.
- [179] N. Kalsi, R. Sehgal, M. Chitrang, A. Dumasia, V. A. Kulkarni, and M. Kunal Sonar, "A Review on the Effect of Cryogenic Treatment on Metals CA Spinners IRJET-REVIEW ON CRYOGENIC T REARMEN OF ST EELS IRJET Journal Cryogenic Treat ment of Tool Mat erials: A Review A Review on the Effect of Cryogenic Treatment on Metals," *International Research Journal of Engineering and Technology*, 2017, [Online]. Available: www.irjet.net
- [180] "K. Amini, S. Nategh, A. Shafei, A. Rezaeian, *Int. J. Iron and Steel Society of Iran* 7 (2010) 12-17."
- [181] "A. Clark, Comparison of Austempering and Quench-and-tempering processes for Carburized Automotive Steel, M.Sc. Thesis, University of Windsor, Windsor, Canada, 2013."
- [182] "S. Zhirafar, *J. of Mat. Pr. Tech.* 186 (2007) 298–303."
- [183] "R.W. Thornton, 'Investigating the effect of Cryogenic Processing on the wear performance and microstructure of Engineering material', PhD Thesis, University of Sheffield, UK, 2014"
- [184] "Sonar, Tushar, Sachin Lomte, and Chandrashekhar Gogte. 'Cryogenic treatment of metal—a review.' *Materials Today: Proceedings* 5.11 (2018): 25219-25228."
- [185] "P. Paulin, *Cutting Tool Engg.* (1992) 61-66."
- [186] "P. Baldiserra, C. Delprete, *Mat. D.* 30 (2009) 1435–1440."
- [187] "D Mohan Lal; S Renganarayanan; A Kalanidhi; Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels. *Cryogenics* 2001, 41, 149-155, 10.1016/s0011-2275(01)00065-0."
- [188] "D. N. Collins; J. Dormer; Classic contributions: cryogenic treatment Deep cryogenic treatment of a D2 cold work tool steel. *International Heat Treatment and Surface Engineering* 2008, 2, 150-154, 10.1179/174951508x446376."

- [189] P. Baldissera and C. Delprete, “Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review,” 2008.
- [190] “GÖK, Dilşad AKGÜMÜŞ, and Vedat ÖZTÜRK. ‘Kriyojenik işlemin Vanadis 8 çeliğinin mekanik özellikleri ve mikroyapısı üzerindeki etkisi.’ Uluslararası Doğu Anadolu Fen Mühendislik ve Tasarım Dergisi 2.1 (2020): 22-32.”.
- [191] “Barron, R.F. How cryogenic treatment controls wear. 21st InterPlant Tool and Gauge Conference, Western Electric company, Shreveport, LA, 1982.”.
- [192] “Barron, R.F. Do treatment at temperature below-120 F help increase the wear resistance of tool steels? Here are some research findings that indicate they do. Heat Treat. 1974, 5, 14–17.”.
- [193] “Rob Thornton; Tom Slatter; Alan Jones; R. Lewis; The effects of cryogenic processing on the wear resistance of grey cast iron brake discs. Wear 2011, 271, 2386-2395, 10.1016/j.wear.2010.12.014.”.
- [194] “Ming, C.J.E.R. Cryogenic Treatment of Music Wire. Master’s Thesis, Department of Mechanical Engineering, National University of Singapore, Singapore, 2004.”.
- [195] “A. Molinari; Massimo Pellizzari; S. Gialanella; G. Straffelini; K.H. Stiasny; Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels. Journal of Materials Processing Technology 2001, 118, 350-355, 10.1016/s0924-0136(01)00973-6.”.
- [196] “F. Niessen; Matteo Villa; Matteo Villa; Martensite Formation from Reverted Austenite at Sub-zero Celsius Temperature. Metallurgical and Materials Transactions B 2018, 49, 5241-5245, 10.1007/s11661-018-4887-6.”.
- [197] “Senthilkumar, D. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys; CRC: Boca Raton, FL, USA, 2016; pp. 995–1007.”.
- [198] “Sonar, T.; Lomte, S.; Gogte, C. Materials Today; Elsevier Ltd: Amsterdam, The Netherlands, 2018; pp. 25219–25228.”.
- [199]. “D. Darwin; D. Mohan Lal; G. Nagarajan; Optimization of cryogenic treatment to maximize the wear resistance of 18% Cr martensitic stainless steel by Taguchi method. Journal of Materials Processing Technology 2008, 195, 241-247, 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.005.”.
- [200] “Kazuhiko Horioka; Hitoki Yoneda; Kazuyoshi Ohbayashi; Katsuhiko Mitobe; Koichi Kasuya; A Study on the Fornation Process of Cryogenic Flashover Ion

- Sources. A New All-Solid-State Bipolar High-Voltage Multilevel Generator for Dielectric Barrier Discharge 1987, 15, 578-582, 10.1109/TPS.1987.4316756.”
- [201] “Paolo Baldissera; C. Delprete; Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review. The Open Mechanical Engineering Journal 2008, 2, 1-11, 10.2174/1874155x00802010001.”.
- [202] “Villa, M.; Somers, M.A.J. Cryogenic treatment of steel: From concept to metallurgical understanding. In Proceedings of the 24th International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress, Nice, France, 26–29 June 2017.”.
- [203] “C. H. Surberg; Paul Stratton; K. Lingenhölle; The Effect of Cryogenic Treatment on the Properties of AISI D2. Materials and Manufacturing Processes 2009, 24, 863-867, 10.1080/10426910902917421.”.
- [204] “Oppenkowski, A., S. Weber, and W. Theisen. ‘Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels.’ Journal of Materials Processing Technology 210.14 (2010): 1949-1955.”.
- [205] “Baldissera, Paolo, and Cristiana Delprete. ‘Deep cryogenic treatment: a bibliographic review.’ The open mechanical engineering journal 2.1 (2008).”.
- [206] “Fan, Shichao, et al. ‘Effect of deep cryogenic treatment parameters on martensite multi-level microstructures and properties in a lath martensite/ferrite dual-phase steel.’ Materials Science and Engineering: A 810 (2021): 141022.”.
- [207] S. Kumar, M. Nagaraj, A. Bongale, and N. K. Khedkar, “Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of AISI D3 tool steel,” *International Journal of Materials Engineering Innovation*, vol. 10, no. 2, pp. 98–113, 2019, doi: 10.1504/IJMATEI.2019.099789.
- [208] “D. M. Rusiñol, ‘Efecto del tratamiento cryogénico en las propiedades mecánicas de los aceros de herramienta de trabajo en frío’, M.S. tesi, Escola Tècnica Superior d’Enginyeria Industrial de Barcelona, Spain, 2004”.
- [209] C. C. Wu *et al.*, “A review: Mechanical Properties of HSS Steel by deep Cryo-Treatment,” *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, vol. 376, no. 1, p. 012098, Jun. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/376/1/012098.
- [210] P. Jurčí, M. Dománková, J. Ptačinová, M. Pašák, M. Kusý, and P. Priknerová, “Investigation of the Microstructural Changes and Hardness Variations of Sub-Zero Treated Cr-V Ledeburitic Tool Steel Due to the Tempering Treatment,” *J*

- Mater Eng Perform*, vol. 27, no. 4, pp. 1514–1529, Apr. 2018, doi: 10.1007/S11665-018-3261-6/TABLES/2.
- [211] M. Pellizzari, “Influence of deep cryogenic treatment on heat treatment of steel and Cu–Be alloy,” <http://dx.doi.org/10.1179/174951410X12712449937243>, vol. 4, no. 3, pp. 105–109, Sep. 2013, doi: 10.1179/174951410X12712449937243.
- [212] S. Li, M. Xiao, G. Ye, K. Zhao, and M. Yang, “Effects of deep cryogenic treatment on microstructural evolution and alloy phases precipitation of a new low carbon martensitic stainless bearing steel during aging,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 732, pp. 167–177, Aug. 2018, doi: 10.1016/J.MSEA.2018.07.012.
- [213] “Meng, F.; Tagashira, K.; Azuma, R.; Sohma, H. Role of etacarbide precipitations in ments of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C tool the wear resistance improve-steel by cryogenic treatment. ISIJ International 1994, 34 (2), 205–210.”.
- [214] “Gao, Qi, et al. ‘Effect mechanism of cryogenic treatment on ferroalloy and nonferrous alloy and their weldments: a review.’ *Materials Today Communications* (2022): 104830.”.
- [215] “P. Jovičević-Klug, B. Podgornik, Comparative study of conventional and deep cryogenic treatment of AISI M3:2 (EN 1.3395) high-speed steel, *J. Mater. Res Technol.* 9 (6) (2020) 13118–13127.”.
- [216] “J.J. Li, X.G. Yan, X.Y. Liang, H. Guo, D.Y. Li, Influence of different cryogenic treatments on high-temperature wear behavior of M2 steel, *Wear* 376–7 (2017) 1112–1121.”.
- [217] “J. Wang, R. Fu, Y. Li, J. Zhang, Effects of deep cryogenic treatment and lowtemperature aging on the mechanical properties of friction-stir-welded joints of 2024-T351 aluminum alloy, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 609 (2014) 147–153”.
- [218] “Su YY, Chiu LH, Chen FS, Lin SC, Pan YT. Residual stresses and dimensional changes related to the lattice parameter changes of heat-treated JIS SKD 11 tool steels. *Mater Trans* 2014;55:831-7.”.

- [219] D. Senthilkumar, “Cryogenic Treatment: Shallow and Deep,” in *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, CRC Press, 2016, pp. 995–1007. doi: 10.1081/e-eisa-120052805.
- [220] “J.Y. Huang, Y.T. Zhu, X.Z. Liao, I.J. Beyerlein, M.A. Bourke, T.E. Mitchell, Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 339 (1–2) (2003) 241–244.”.
- [221] “A.I. Tyshchenko, W. Theisen, A. Oppenkowski, S. Siebert, O.N. Razumov, A. P. Skoblik, et al., Low-temperature martensitic transformation and deep cryogenic treatment of a tool steel, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 527 (26) (2010) 7027–7039.”.
- [222] “Morito, S., J. Nishikawa, and T. Maki. ‘Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys.’ *ISIJ international* 43.9 (2003): 1475-1477.”.
- [223] “Tyshchenko, A. I., et al. ‘Low-temperature martensitic transformation and deep cryogenic treatment of a tool steel.’ *Materials Science and Engineering: A* 527.26 (2010): 7027-7039.”.
- [224] “H.Z. Li, W.P. Tong, J.J. Cui, H. Zhang, L.Q. Chen, L. Zuo, The influence of deep cryogenic treatment on the properties of high-vanadium alloy steel, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 662 (2016) 356–362”.
- [225] “P. Monica, ‘ P.M. Bravo, D. Cardenas, ‘ Deep cryogenic treatment of HPDC AZ91 magnesium alloys prior to aging and its influence on alloy microstructure and mechanical properties, *J. Mater. Process Tech.* 239 (2017) 297–302”.
- [226] “P.J. Singh, B. Guha, D.R.G. Achar, Fatigue life improvement of AISI 304L cruciform welded joints by cryogenic treatment, *Eng. Fail Anal.* 10 (2003) 1–12.”.
- [227] “M. Arockia Jaswin, D. Mohan Lal, Effect of cryogenic treatment on corrosion resistance and thermal expansion of valve steels, *Int. J. Eng. Technol. Manag. Appl. Sci.* 3 (2015) 305–313.”.
- [228] “B.K. BAnil Kumar, M.G. Ananthaprasad, K. GopalaKrishna, Action of cryogenic chill on mechanical properties of nickel alloy metal matrix composites, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 149 (2016), 012116”.
- [229] “Amini K, Nategh S, Shafyei A. Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel. *Mater Des* 2010.”.

- [230] “Akhbarizadeh A, Shafyei A, Golozar MA. Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel. *Mater Des* 2009;30:3259–64.”.
- [231] “Oppenkowski A, Weber S, Theisen W. Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. *J Mater Process Technol* 2010;210:1949–55.”.
- [232] “Meng F, Tagashira K, Azuma R, Sohma H. Role of eta-carbide precipitations in the wear resistance improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C tool steel by cryogenic treatment. *Isij Int* 1994;34:205–10.”.
- [233] “Meng F, Tagashira K, Sohma H. Wear resistance and microstructure of cryogenic treated Fe-1.4Cr-1C bearing steel. *Scr Metall Mater* 1994;31:865–8.”.
- [234] “Collins, D.N.; Dormer, J. Deep cryogenic treatment of a D2 cold-worked tool steel. *Heat Treat. Met.* 1997, 24 (3), 71–74.”.
- [235] “E. Abbasi, K. Dehghani, Cryogenic treatment of CoCrFeMnNi(NbC) high-entropy alloys, *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (11) (2019) 6779–6788”.
- [236] “D.H. Jack, K.H. Jack, Invited review: carbides and nitrides in steel, *Mat. Sci. Eng.* 11 (1973) 1–27.”.
- [237] “A. Zare, H. Mansouri, S.R. Hosseini, Effect of deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of HY-TUF steel, *Met. Micro* 4 (3) (2015) 169–177”.
- [238] “X.Y. Gong, Z.S. Wu, H.Z. Zhao, Effect of deep cryogenic treatment on the microstructure and the corrosion resistance of AZ61 magnesium alloy welded joint, *Metals* 7 (5) (2017) 179,”.
- [239] “Thelning, Karl-Erik. *Steel and its heat treatment*. Butterworth-heinemann, 2013.”.
- [240] A. Idayan, A. Gnanavelbabu, and K. Rajkumar, “Influence of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of AISI 440C Bearing Steel,” in *Procedia Engineering*, Elsevier Ltd, 2014, pp. 1683–1691. doi: 10.1016/j.proeng.2014.12.319.
- [241] P. Jovicevic-Klug and B. Podgornik, “Comparative study of conventional and deep cryogenic treatment of AISI M3:2 (EN 1.3395) high-speed steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 13118–13127, Nov. 2020, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.09.071.

- [242] S. S. Gill, J. Singh, R. Singh, and H. Singh, “Effect of cryogenic treatment on AISI M2 high speed steel: Metallurgical and mechanical characterization,” *J Mater Eng Perform*, vol. 21, no. 7, pp. 1320–1326, Jul. 2012, doi: 10.1007/S11665-011-0032-Z/FIGURES/8.
- [243] P. Jovicevic-Klug, M. Jovicevic-Klug, and B. Podgornik, “Effectiveness of deep cryogenic treatment on carbide precipitation,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 13014–13026, Nov. 2020, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.09.063.
- [244] C. L. Gogte, D. R. Peshwe, and R. K. Paretkar, “Influence of cobalt on the cryogenically treated W-Mo-V high speed steel,” *AIP Conf Proc*, vol. 1434, no. 1, p. 1175, Jun. 2012, doi: 10.1063/1.4707039.
- [245] “Davies, R. G., and C. L. Magee. ‘Physical metallurgy of automotive high-strength steels.’ JOM 31 (1979): 17-23.”.
- [246] “Moyer, J. M., and G. S. Ansell. ‘The volume expansion accompanying the martensite transformation in iron-carbon alloys.’ Metallurgical Transactions A 6 (1975): 1785-1791.”.
- [247] S. Zhirafar, A. Rezaeian, and M. Pugh, “Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel,” *J Mater Process Technol*, vol. 186, no. 1–3, pp. 298–303, May 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.046.
- [248] “D. N. Collins, Heat Treat. of Met. 23 (1996) 40-42”.
- [249] “A. N. Popandopulo, L.T. Zhukova., Met. Sci. and Heat Treat. 22 (1980) 708–710.”.
- [250] “J.Y. Huang, Y.T. Zhu, X.Z. Liao, I.J. Beyerlein, M.A. Bourke, T.E. Mitchell, Mat. Sci. and Eng: A 339 (2003) 241–244.”.
- [251] “A.I. Tyshchenko, W. Theisen, A. Oppenkowski, S. Siebert, Mat. Sci. and Engg. A 527 (2010) 7027–7039.”.
- [252] “Wilson, V. Ultra-cold treatment up heavy duty tool wear. Iron Age 1971, 207 (6) 58.”.
- [253] “Bensely, A.; Prabhakaran, A.; MohanLal, D.; Nagarajan, G. Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment. Cryogenics 2006, 45, 747–754.”.

- [254] “Zhirafar, S.; Rezaeian, A.; Pugh, M. Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel. *Journal of Materials Processing Technology* 2007, 186, 298–303.”.
- [255] “Yang, H.S.; Jun, Wang; Shen, B.L.; Liu, H.H.; Gao, S.J.; Huang, S.J. Effect of cryogenic treatment on the matrix structure and abrasion resistance of white cast iron subjected to destabilization treatment. *Wear* 2006, 261 (10), 1150–1154.”.
- [256] “C. Mani, S. Balasubramani, R. Karthikeyan, S. Kannan, Digital image correlation of tensile properties for monel 400/SS 316L dissimilar metal welding joints, *Materials* 14 (6) (2021) 1560”.
- [257] “Kalsi, Nirmal S., Rakesh Sehgal, and Vishal S. Sharma. ‘Cryogenic treatment of tool materials: a review.’ *Materials and Manufacturing Processes* 25.10 (2010): 1077-1100.”.
- [258] “Xie, Sichen, et al. ‘Effect of Cryogenic Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al_{0.6}CrFe₂Ni₂ Dual-Phase High-Entropy Alloy.’ *Metals* 13.2 (2023): 195.”.
- [259] “Bensely, A.; Prabhakaran, A.; MohanLal, D.; Nagarajan, G. Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment. *Cryogenics* 2006, 45, 747–754.”.
- [260] “M.K. Vidyarthi, A.K. Ghose, I. Chakrabarty, Effect of deep cryogenic treatment on the microstructure and wear performance of Cr-Mn-Cu white cast iron grinding media, *Cryogenics* 58 (2013) 85–92”.
- [261] “Zhisheng, Wu, et al. ‘Effect of deep cryogenic treatment on electrode life and microstructure for spot welding hot dip galvanized steel.’ *Materials & design* 24.8 (2003): 687-692.”.
- [262] “Zhang, Ping, et al. ‘Effect of aging plus cryogenic treatment on the machinability of 7075 aluminum alloy.’ *Vacuum* 208 (2023): 111692.”.
- [263] “Chen, Yongli, et al. ‘Effects of cryogenic treatment on mechanical properties and crystal orientation of 0.25 C-0.80 Si-1.6 Mn steel with extraordinary strength-toughness.’ *Materials Research Express* 8.3 (2021): 036517.”.
- [264] “Chokshi A.H., Rosen A., Karch J., Gleiter H. *Scripta Mater* 1989;23: 1679”.
- [265] “Whang, Sung-Hyun, ed. *Nanostructured metals and alloys: processing, microstructure, mechanical properties and applications*. Elsevier, 2011.”.

- [266] “Peng, Jielong, et al. ‘Effect of tempering process on the cryogenic impact toughness of 13Cr4NiMo martensitic stainless steel.’ *Journal of Materials Research and Technology* 23 (2023): 5618-5630.”.
- [267] “Li, DongYue, and Yong Zhang. ‘The ultrahigh charpy impact toughness of forged AlxCoCrFeNi high entropy alloys at room and cryogenic temperatures.’ *Intermetallics* 70 (2016): 24-28.”.
- [268] “Z.H. Shen, Y. Li, Thermal stress evolution and mechanical/physical properties of 304LN weldments subjected to deep cryogenic treatment, *Mater. Res Express* 6 (9) (2019), 096536”.
- [269] “G.R. Li, T. Qin, A.G. Fei, H.M. Wang, Y.T. Zhao, G. Chen, et al., Performance and microstructure of TC4 titanium alloy subjected to deep cryogenic treatment and magnetic field, *J. Alloy Compd.* 802 (2019) 50–69”.
- [270] “Molinari, A.; Pellizzari, M.; Gialanella, S.; Straffelini, G.; Stiasny, K.H. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steel. *Journal of Materials Processing Technology* 2001, 118, 350–355.”.
- [271] “Y.J. Shen, The influence of cryogenic and heat treatment on the mechanical properties of laser-welded AZ91D, *Int J. Adv. Manuf. Technol.* 86 (9–12) (2016) 2615–2619”.
- [272] “L.Y. Xu, J. Zhu, H.Y. Jing, L. Zhao, X.Q. Lv, Y.D. Han, Effects of deep cryogenic treatment on the residual stress and mechanical properties of electron-beamwelded Ti–6Al–4V joints, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 673 (2016) 503–510,”.
- [273] “Huang JY, Zhu YT, Liao XZ, Beyerlein IJ, Bourke MA, Mitchell TE. Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel. *Mater Sci Eng A* 2003;339:241–4”.
- [274] “Alexandru, G.; Ailincăi, G.; Băciu, C. Influence of cryogenic treatments on life of alloyed high speed steels. *Mem. Etud. Sci. Rev. Metall.* 1990, (4), 283–388.”.
- [275] “Huang, J.Y.; Zhu, Y.T.; Liao, X.Z.; Beyerlein, I.J.; Bourke, M.A.; Mitchell, T.E. Microstructure of Cryogenic treated M2 tool steel. *Materials Science Engineering* 2003, A339, 241–244.”.
- [276] “Das, D.; Dutta, A.K.; Ray, K.K. Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel. *Wear* 2009, 266, 297–309.”.

- [277] “Akhbarizadeh, Amin, Kamran Amini, and Sirus Javadpour. ‘Effect of simultaneous magnetic field and deep cryogenic heat treatment on the microstructure of 1.2080 tool steel.’ *Materials & Design* 35 (2012): 484-490.”.
- [278] “D.N. Korade, K.V. Ramana, K.R. Jagtap, N.B. Dhokey, Effect of deep cryogenic treatment on tribological behaviour of D2 tool steel - an experimental investigation, *Mater. Today.: Proc.* 4 (8) (2017) 7665–7673.”.
- [279] “X. Liu, C. Zhao, K. Zhao, Microstructure evolution and mechanical/physical properties of 25# valve alloys steel subjected to deep cryogenic treatment, *Vacuum* 160 (2019) 394–401”.
- [280] “C. Yuan, Y.P. Wang, D.L. Sang, Y.J. Li, L. Jing, R.D. Fu, et al., Effects of deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of commercial pure zirconium, *J. Alloy Compd.* 619 (2015) 513–519,”.
- [281] “Fantineli, Dieison G., et al. ‘Effect of heat and cryogenic treatment on wear and toughness of HSS AISI M2.’ *Journal of Materials Research and Technology* 9.6 (2020): 12354-12363.”.
- [282] “Tabrett, C.P.; Sare, I.R.; Ghomashchi, M.R. Microstructureproperty relationship in high chromium white iron alloys. *Int. Mater.* 1996, 41 (2), 59.”.
- [283] “N. Mohan, S. Arul, Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of alloy steel 16MnCr5, *Mater. Today.: Proceed* 5 (11) (2018) 25265–25275”.
- [284] “Baldissera, P.; Delprete, C. Effects of deep cryogenic treatment on static mechanical properties of 18NiCrMo5 carburized steel. *Materials and Design* 2009, 30, 1435–1440.”.
- [285] “Y. Cai, Z. Luo, Y. Zeng, Influence of deep cryogenic treatment on the microstructure and properties of AISI304 austenitic stainless steel A-TIG weld, *Sci. Technol. Weld. Joi* 22 (3) (2016) 236–243”.
- [286] “S.H. Li, M.G. Xiao, G.M. Ye, K.Y. Zhao, M.S. Yang, Effects of deep cryogenic treatment on microstructural evolution and alloy phases precipitation of a new low carbon martensitic stainless bearing steel during aging, *Mat. Sci. Eng. A Struct.* 732 (2018) 167–177”.
- [287] “Molinari, A.; Pellizzari, M.; Gialanella, S.; Straffelini, G.; Stiasny, K.H. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steel. *Journal of Materials Processing Technology* 2001, 118, 350–355.”.

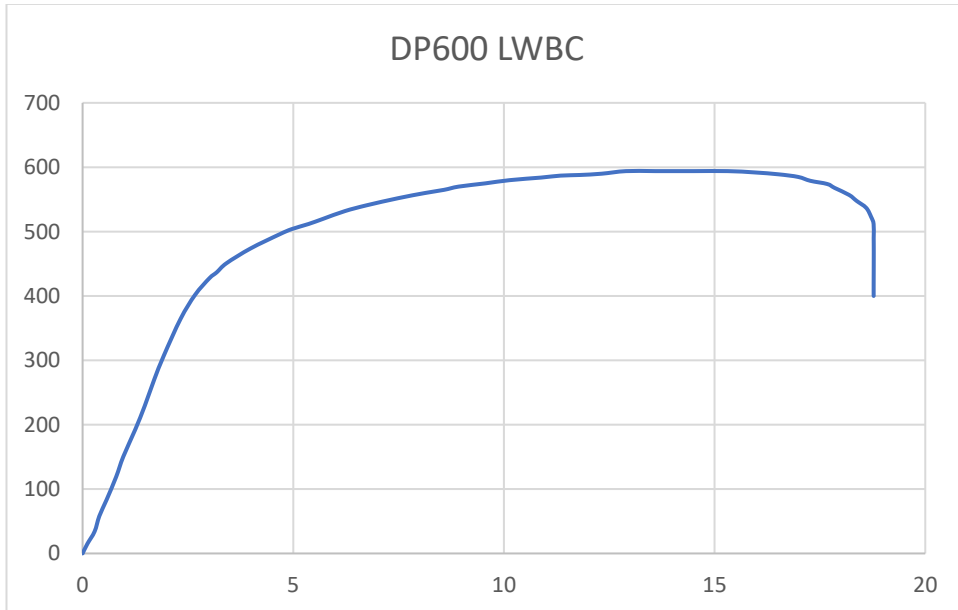
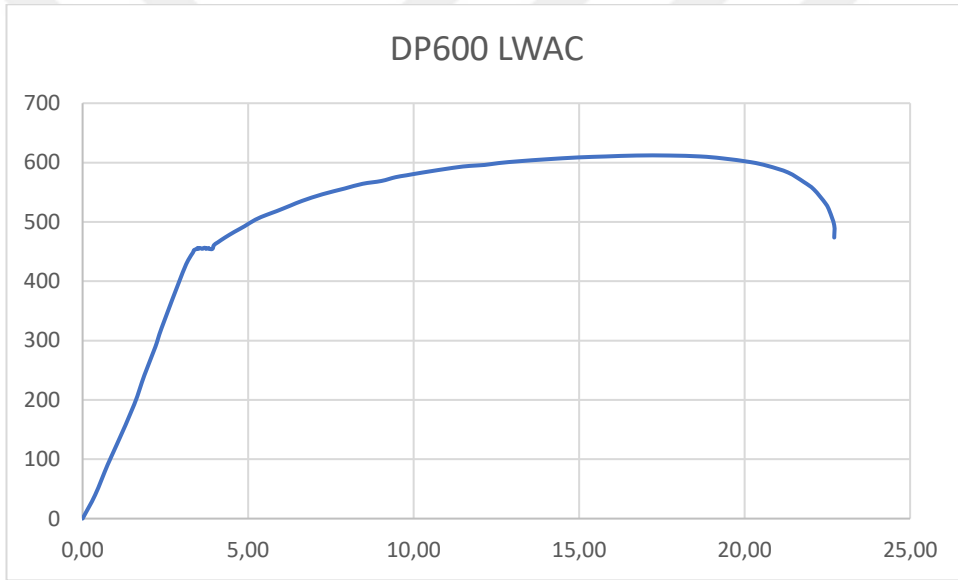
- [288] “X.N. Huang, S.B. Ding, W. Yue, Effect of cryogenic treatment on tribological behavior of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting, *J. Mater. Res Technol.* 12 (2021) 1979–1987”.
- [289] “E. Abbasi, K. Dehghani, Cryogenic treatment of CoCrFeMnNi(NbC) high-entropy alloys, *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (11) (2019) 6779–6788”.
- [290] “Bensely, A.; Venkatesh, S.; MohanLal, D.; Nagarajan, G.; Rajadurai, A.; Junik, K. Effect of cryogenic treatment on distribution of residual stress in case carburized En 353 steel. *Materials Science and Engineering* 2008, A 479, 229–235.”.
- [291] “Parrish, G. Carburizing: Microstructure and Properties; ASM International, 1999.”.
- [292] “Bensely, A.; Prabhakaran, A.; MohanLal, D.; Nagarajan, G. Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment. *Cryogenics* 2005, 45, 747–754.”.
- [293] “Surberg, C.H.; Stratton, P.; Lingenhole, E. The influence of cold treatment on case-hardened steel. *Heat Treating Progress* 2008, (3/4), 45–48.”.
- [294] “ASM Handbook, 1992, ‘metallography and microstructures’, volume:9, pp:70”.
- [295] “Farabi, N., D. L. Chen, and Y. Zhou. ‘Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints.’ *Journal of Alloys and Compounds* 509.3 (2011): 982-989.”.
- [296] “TUNÇEL, Oğuz, Hakan Aydın, and Şükriye ÇETİN. ‘Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar laser welds of dp600 and dp1000 steel sheets used in the automotive industry.’ *Turkish Journal of Engineering* 5.1 (2021): 8-14.”.
- [297] “MI, Khan, et al. ‘Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels.’ *Materials Transactions* 49.7 (2008): 1629-1637.”.
- [298] “Khan, M. S., Bhole, S. D., Chen, D. L., Biro, E., Boudreau, G., Deventer, J. (2009). Welding behaviour, microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welds between galvanized HSLA350 and DP600 steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(7), 616-625.”.

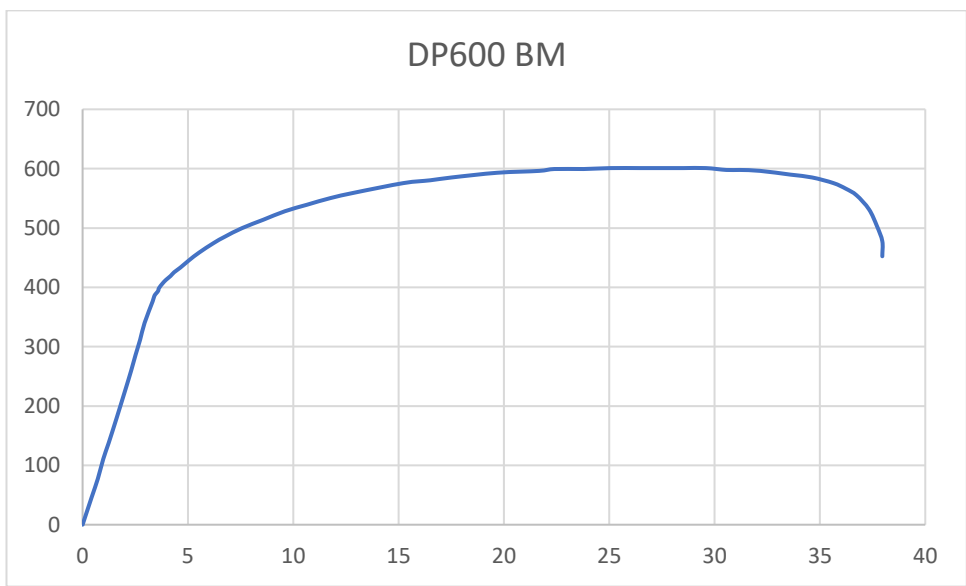
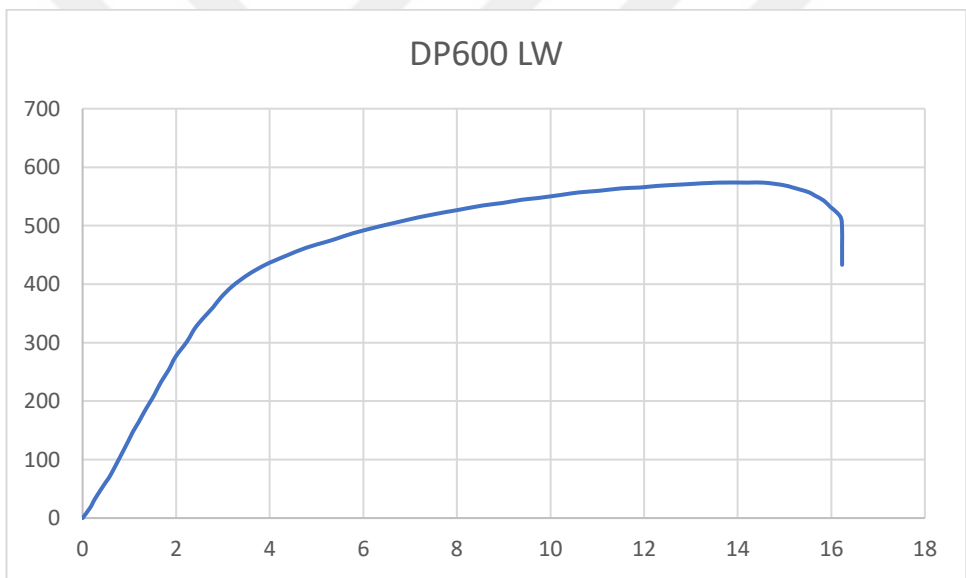
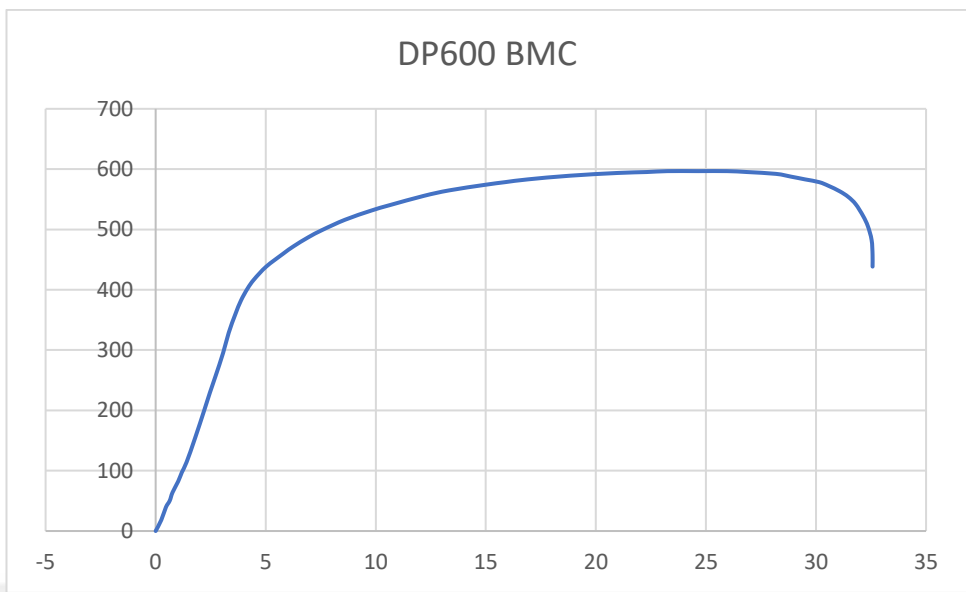
- [299] “Antony, Ajesh, et al. ‘Quantification of the dislocation density, size, and volume fraction of precipitates in deep cryogenically treated martensitic steels.’ *Metals* 10.11 (2020): 1561.”.
- [300] “Li, Shaohong, et al. ‘Effects of heat treatment influencing factors on microstructure and mechanical properties of a low-carbon martensitic stainless bearing steel.’ *Materials Science and Engineering: A* 605 (2014): 229-235.”.
- [301] “Starink, M. J. ‘Dislocation versus grain boundary strengthening in SPD processed metals: Non-causal relation between grain size and strength of deformed polycrystals.’ *Materials Science and Engineering: A* 705 (2017): 42-45.”.
- [302] “Z.J. Weng, K.X. Gu, K.K. Wang, X.Z. Liu, J.J. Wang, The reinforcement role of deep cryogenic treatment on the strength and toughness of alloy structural steel, *Mater. Sci. Eng., A* 772 (2020) 1–8.”.
- [303] “L.Y. Xu, J. Zhu, H.Y. Jing, L. Zhao, X.Q. Lv, Y.D. Han, Effects of deep cryogenic treatment on the residual stress and mechanical properties of electron-beamwelded Ti–6Al–4V joints, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 673 (2016) 503–510”.
- [304] “NALÇACI, Burak, Volkan KILIÇLI, and M. E. H. M. E. T. Erdoğan. ‘Çift fazlı (α + M) küresel grafitli dökme demirlerde martenzit hacim oranı-mekanik özellikler-dislokasyon yoğunluğu arasındaki ilişkilerin incelenmesi.’ *Politeknik Dergisi* 25.3 (2022): 1225-1234.”.
- [305] “Berrahmoune, M. R., et al. ‘Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel.’ *Materials Science and Engineering: A* 378.1-2 (2004): 304-307.”.
- [306] “Sun, G. F., et al. ‘Microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel repaired by laser metal deposition.’ *Surface and Coatings Technology* 351 (2018): 198-211.”.
- [307] “Abudaia, F.B.; Fessatwi, E.A. Effectiveness of Cryotreatment on Steel with Low Potential for Carbide Precipitation and Austenite Retention. *Al-Ostath*. August 2015, pp. 41–51. Available online: https://cryogenictreatmentdatabase.org/article/effectiveness_of_cryotreatment_on_steel_with_low_potential_for_

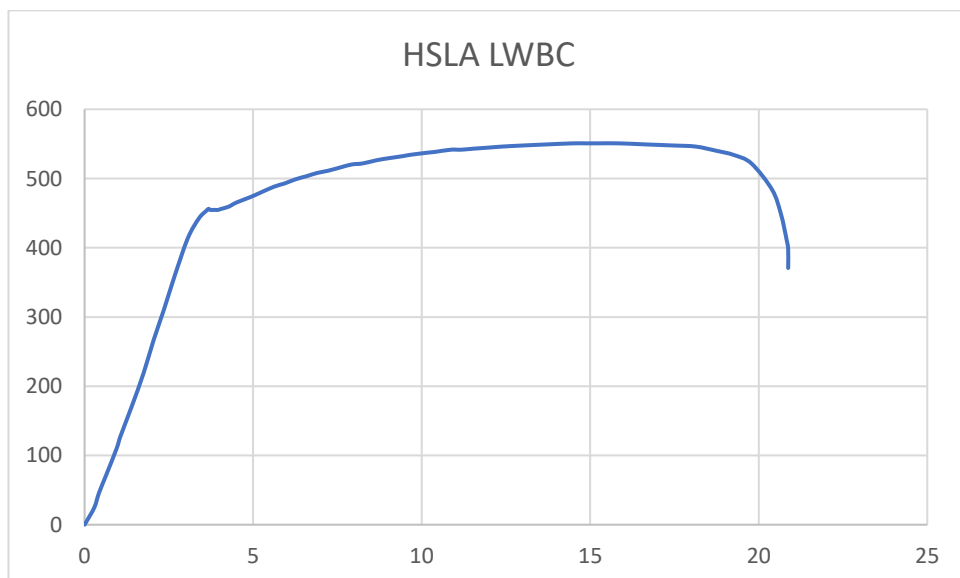
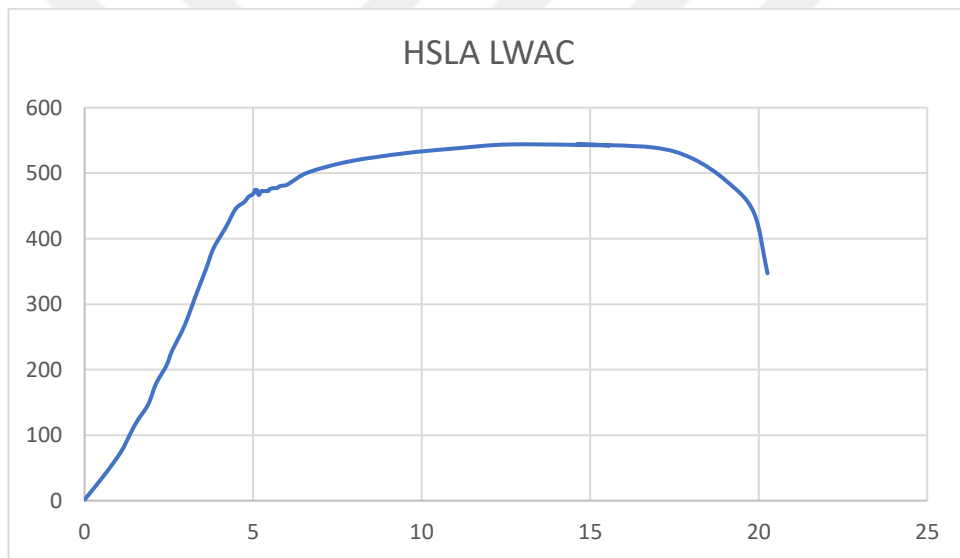
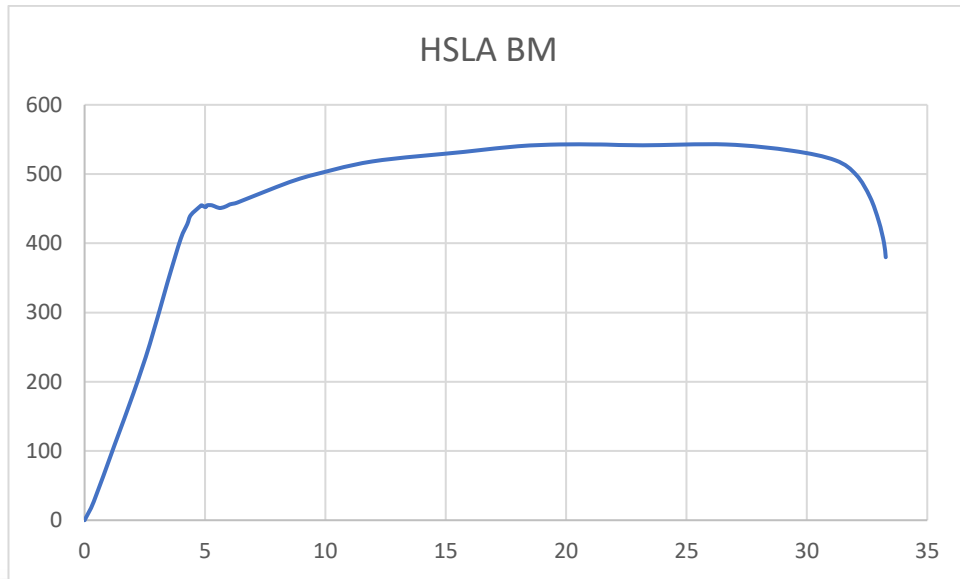
- carbide_precipitation_and_austenite_retention/ (accessed on 22 November 2020).”.
- [308] “J. Mazur, Investigation on austenite and martensite subjected to very low temperatures, *Cryogenics* 4 (1964) 36.”.
- [309] “T. M. Sabine, R. B. Von Dreele and J.-E. Jørgensen: *Acta Crystallogr. Sec. A* 44 (1988) 374–379.”.
- [310] “Kapoor, Jatinder, Sehijpal Singh, and Jaimal Singh Khamba. ‘Effect of cryogenic treated brass wire electrode on material removal rate in wire electrical discharge machining.’ *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 226.11 (2012): 2750-2758.”.
- [311] “Gavriljuk VG, Theisen W, Sirosh VV (2013) Low-temperature martensitic transformation in tool steels in relation to their deep cryogenic treatment. *Acta Mater* 61:1705–1715”.
- [312] “T. Vignesh Kumar; Rama Thirumurugan; B. Viswanath; Influence of cryogenic treatment on the metallurgy of ferrous alloys: A review. *Materials and Manufacturing Processes* 2017, 32, 1789-1805, 10.1080/10426914.2017.1317790.”.
- [313] “Preciado, M., and Massimo Pellizzari. ‘Influence of deep cryogenic treatment on the thermal decomposition of Fe–C martensite.’ *Journal of Materials Science* 49 (2014): 8183-8191.”.
- [314] A. Hamada, M. Ali, S. Ghosh, M. Jaskari, M. Keskitalo, and A. Järvenpää, “Mechanical performance and formability of laser-welded dissimilar butt joints between medium-Mn stainless steel and high-strength carbon steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 831, p. 142200, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2021.142200.
- [315] “C. Mani, S. Balasubramani, R. Karthikeyan, S. Kannan, Digital image correlation of tensile properties for monel 400/SS 316L dissimilar metal welding joints, *Materials* 14 (6) (2021) 1560”.
- [316] “Nofal, Adel. ‘Advances in the metallurgy and applications of ADI.’ *Journal of Metallurgical Engineering* 2.1 (2013).”.

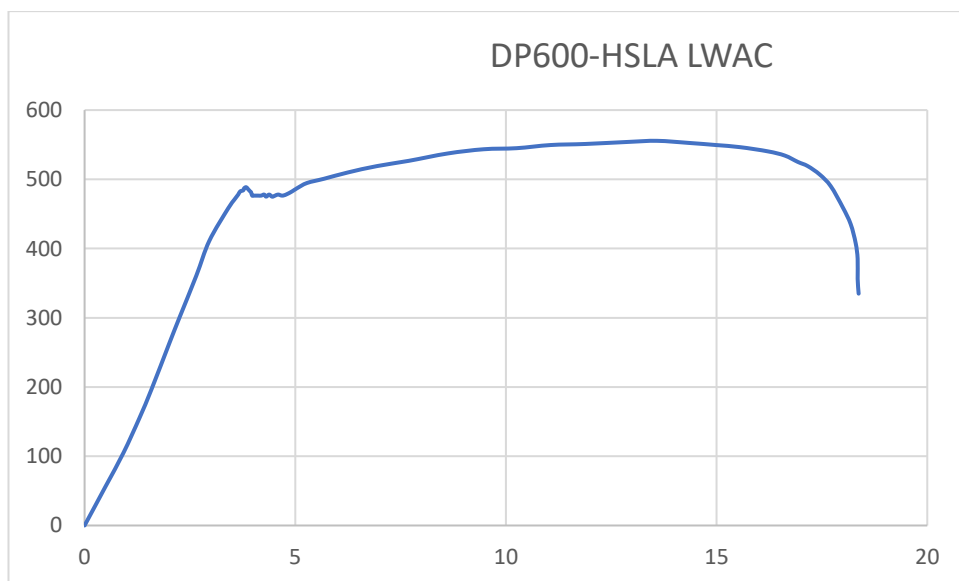
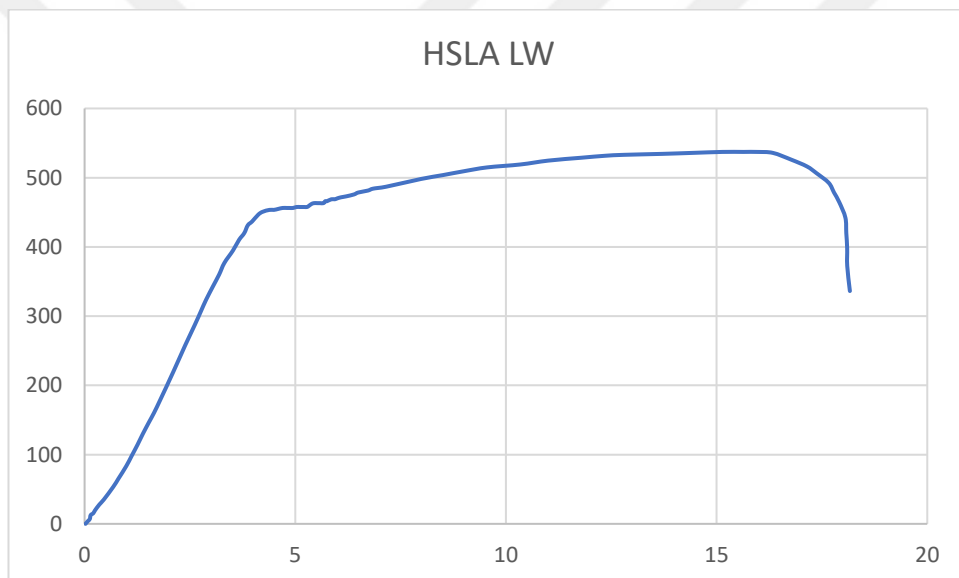
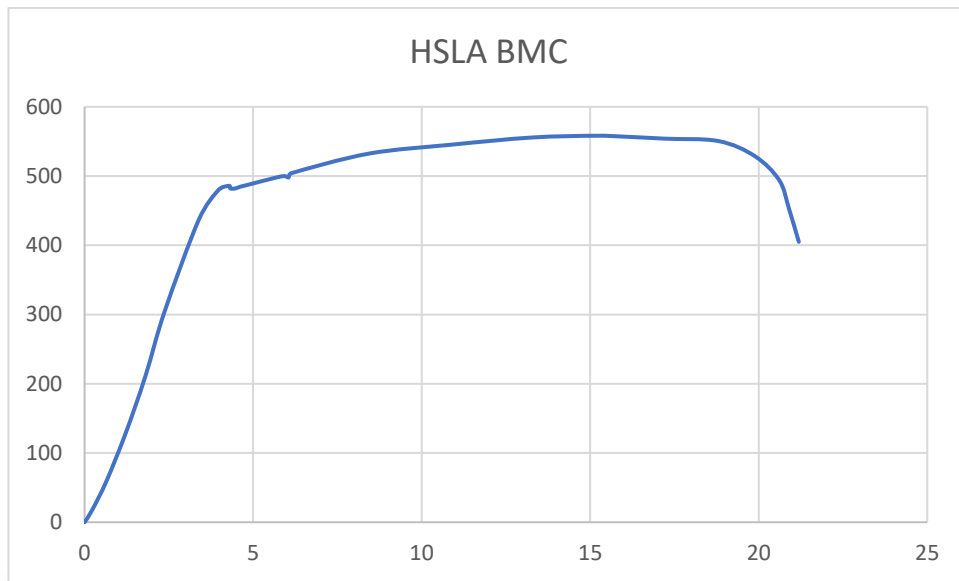
- [317] “Mola, Javad, and Bruno C. De Cooman. ‘Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels.’ *Metallurgical and Materials Transactions A* 44 (2013): 946-967.”.
- [318] “DEMİR, B., Ereğli D.Ç. Fabrikalarında Sürekli Tavlama Hatlarında Çift-Fazlı Çelik Üretimi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara 2003. ”.
- [319] “Abe, Fujio. ‘Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants.’ *Science and Technology of Advanced Materials* 9.1 (2008): 013002.”.
- [320] “Niu, Mengchao, et al. ‘Precipitate evolution and strengthening behavior during aging process in a 2.5 GPa grade maraging steel.’ *Acta Materialia* 179 (2019): 296-307.”.
- [321] “Yang, Zhe, et al. ‘Elucidating the role of secondary cryogenic treatment on mechanical properties of a martensitic ultra-high strength stainless steel.’ *Materials Characterization* 178 (2021): 111277.”.
- [322] “C. Yuan, Y.P. Wang, D.L. Sang, Y.J. Li, L. Jing, R.D. Fu, et al., Effects of deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of commercial pure zirconium, *J. Alloy Compd.* 619 (2015) 513–519”.
- [323] “Arockia Jaswin M, Mohan Lal D. Effect of cryogenic treatment on the tensile behavior of En52 and 21-4N valve steels at room and elevated temperatures. *Mater Design.* 2011;32:2429–2437.”.
- [324] “Kang, Congpeng, et al. ‘Effect of cryogenic treatment on microstructure evolution and mechanical properties of high nitrogen plastic die steel.’ *Journal of Materials Research and Technology* 15 (2021): 5128-5140.”.
- [325] “Effect of cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of selected laser melted H13 steel”.
- [326] “Ning A, Mao W, Chen X, et al. Precipitation behavior of carbides in H13 hot work die steel and its strengthening during tempering. *Metals* 2017;7(3):70.”.
- [327] “Das D, Dutta A, Toppo V, et al. Effect of deep cryogenic treatment on the carbide precipitation and tribological behavior of D2 steel. *Mater Manuf Process* 2007;22(4):474e80.”.
- [328] “Das, A.; Tarafder, S. Geometry of dimples and its correlation with mechanical properties in austenitic stainless steel. *Scr. Mater.* 2008, 59, 1014–1017”.

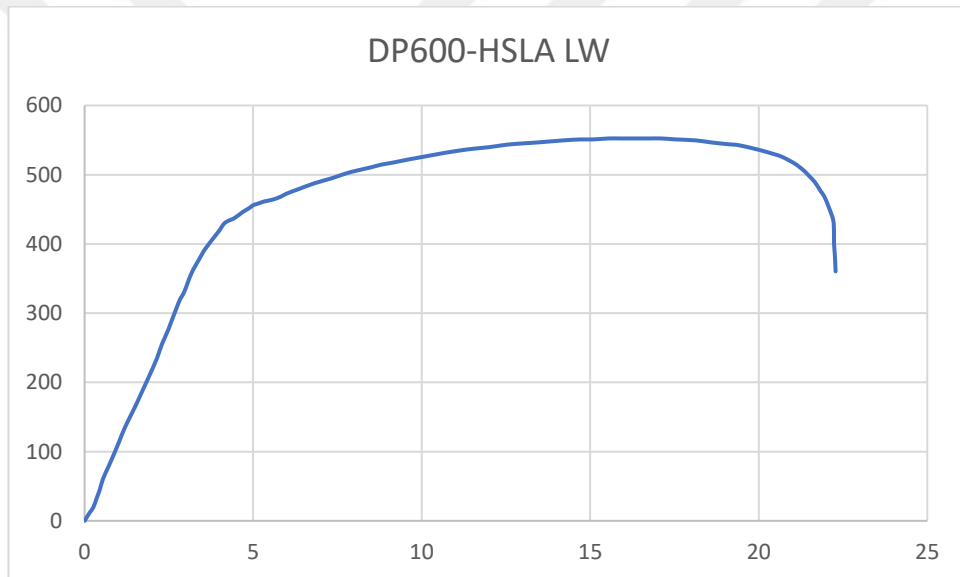
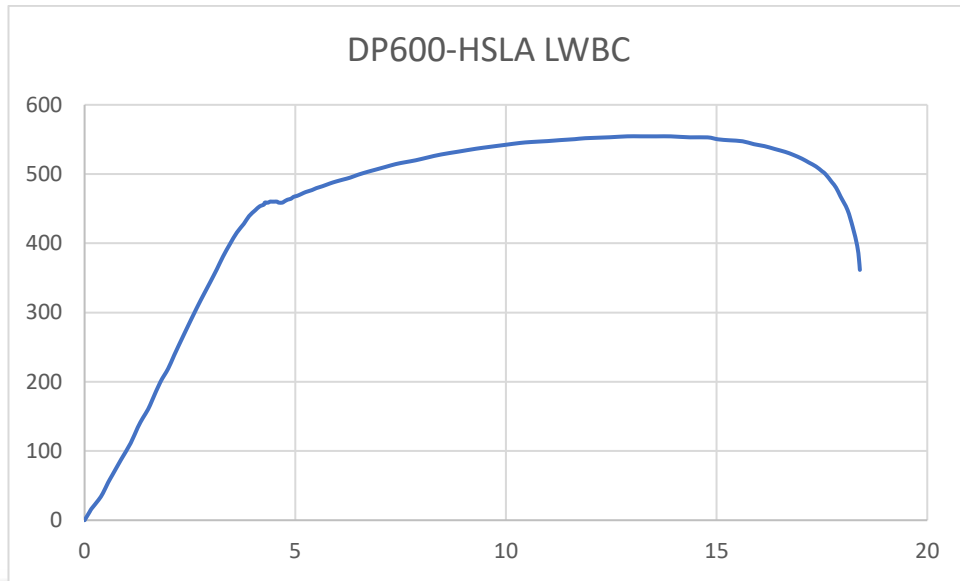
EKLER (ÇEKME GRAFİKLERİ)











ÖZGEÇMİŞ

Yusuf ÖZDEMİR, 2015 yılında Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünü kazandı ve 2020'de "onur" derecesi ile mezun oldu. 2021 yılında Karabük Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine başladı. Yüksek lisans eğitim sürecinde iki adet bildiri gerçekleştirdi ve bir bildirisi makale olarak kabul edildi.

