



Laser welding of high strength (DP980, 22MnB5 and TBF1180) automotive sheets

Nizamettin Kahraman¹, Yusuf Ayan^{2*}, Mehtap Hıdıroğlu³, Onur Yüce⁴, İsmail Erdoğan⁴

¹Department of Metallurgy and Materials Engineering, Karabük University, 78050, Karabük, Türkiye

²Department of Mechatronics Engineering, Karabük University, 78050, Karabük, Türkiye

³Coşkunöz Mold Machinery R&D Center, 16140, Nilüfer, Bursa, Türkiye

⁴Department of Manufacturing Engineering, Karabük University, 78050, Karabük, Türkiye

Highlights:

- Application of fiber laser welding to automotive sheets of different properties & thicknesses
- Evaluation of the performance of laser welded AHSS materials
- Determination of the formability of the weld area by Erichsen cupping test

Keywords:

- Automotive sheet metal
- Fiber laser welding
- High strength steels
- TBF1180
- 22MnB5

Article Info:

Research Article

Received: 13.03.2024

Accepted: 10.04.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1451932

Correspondence:

Author: Yusuf Ayan

e-mail:

yusufayan@karabuk.edu.tr

phone: +90 370 418 7085

Graphical/Tabular Abstract

Nowadays, the use of advanced high strength steel (AHSS) materials in the automotive industry is preferred to reduce fuel consumption by reducing vehicle weight. In addition, the ductility-strength relations of these 3rd generation steels are also quite high. In this study, 1st and 3rd generation AHSS materials with different chemical and mechanical properties were joined by laser welding method and welded joints were characterized by tensile test, Erichsen cupping test, hardness and microstructure studies. As a result of the studies, joint efficiencies were found to be between 70% and 95% in the tensile test, and it was determined that the welding zone was successful in terms of ductility. Figure A shows the damage analysis situation in the soft zone of the welded samples.

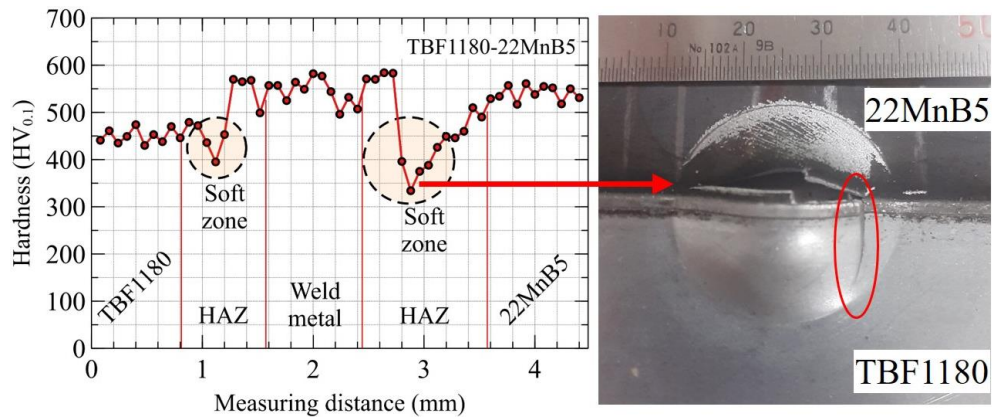


Figure A. Damage analysis areas in the soft zone of welded samples according to hardness

Purpose:

To determine the laser weldability of AHSS materials of different thicknesses with different chemical and mechanical properties used in the automotive industry. To characterize the resistance of welded zones of welded samples against static loads and their formability after welding.

Theory and Methods:

1st and 3rd generation AHSS materials with similar and dissimilar thicknesses are joined by fiber laser welding method. Tensile test was applied to determine the mechanical properties of the welded samples, and Erichsen cupping test was applied to determine the formability of the weld zone. Additionally, microstructure and hardness studies were carried out in the weld zone.

Results:

As a result of the tensile tests, efficiency of 70-95% was obtained from the joints. The soft zone in the hardness tests had a negative effect on both the tensile tests and the Erichsen cupping test.

Conclusion:

DP980, 22MnB5 and TBF1180 AHSS materials, which have been increasingly used in the automotive industry, can be joined using appropriate parameters. The fact that the damages in the weld zone of the welded samples are predominantly in the soft zone of the HAZ can be considered as a success of the study.



Yüksek mukavemetli (DP980, 22MnB5 ve TBF1180) otomotiv saclarının lazer kaynağı

Nizamettin Kahraman¹ , Yusuf Ayan^{2*} , Mehtap Hıdıroğlu³ , Onur Yüce⁴ , İsmail Erdoğan⁴

¹Karabük Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 78050, Karabük, Türkiye

²Karabük Üniversitesi, Mekatronik Mühendisliği Bölümü, 78050, Karabük, Türkiye

³Coskunöz Kalıp Makina Ar-Ge Merkezi, 16140, Nilüfer, Bursa, Türkiye

⁴Karabük Üniversitesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, 78050, Karabük, Türkiye

Ö N E Ç İ K A N L A R

- Farklı kalınlıkta ve özellikte otomotiv saclarına fiber lazer kaynak uygulaması
- Kaynaklanan yüksek dayanımlı sacların performanslarının değerlendirilmesi
- Erichsen çökertme testiyle kaynak bölgesinin şekillenme kabiliyetinin belirlenmesi

Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi

Geliş: 13.03.2024

Kabul: 10.04.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1451932

Anahtar Kelimeler:

Otomotiv sacı,
fiber lazer kaynağı,
yüksek mukavemetli çelikler,
TBF1180,
22MnB5

ÖZ

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan, ileri mukavemet özelliklerine ve farklı kalınlıklara sahip 22MnB5, DP980 ve TBF1180 malzemelerin lazer kaynak yöntemi ile kaynaklanabilirlikleri araştırılmıştır. Kaynak işlemlerinde endüstride yoğunlukla kullanılan fiber lazer kaynak yöntemi tercih edilmiş ve kaynak işlemleri robotik olarak yapılmıştır. Birleştirilen malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi, şekillendirilebilirlik özelliklerini belirlemek için ise Erichsen çökertme testleri yapılmıştır. Ayrıca numunelerin kaynak bölgeleri sertlik testi ve mikroyapı incelemeleriyle karakterize edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde tüm birleştirmelerde kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzitik yapıda olduğu görülmüştür. Sertlik test çalışmalarında tüm numunelerde ısı tesiri altında kalan bölgede (ITAB) yumuşak bir bölgenin olduğu tespit edilmiştir. Çekme testleri sonucunda kaynaklı bağlantı verimleri %70-95 olarak hesaplanmıştır. Erichsen çökertme testinde, yırtılmaların kaynak metaline paralel ancak kaynak metalinin dışından (ergime sınırı, ITAB) gerçekleştiği görülmüştür.

Laser welding of high strength (DP980, 22MnB5 and TBF1180) automotive sheets

H I G H L I G H T S

- Application of fiber laser welding to automotive sheets of different properties & thicknesses
- Evaluation of the performance of laser welded high strength sheets
- Determination of the formability of the weld zone by Erichsen cupping test

Article Info

Research Article

Received: 13.03.2024

Accepted: 10.04.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1451932

Keywords:

Automotive sheet metal,
fiber laser welding,
high strength steels,
TBF1180,
22MnB5

ABSTRACT

In this study, the weldability of 22MnB5, DP980 and TBF1180 materials, which are widely used in the automotive industry and have advanced strength properties and different thicknesses, was investigated by laser welding method. In welding processes, the fiber laser welding method, which is widely used in the industry, was preferred and the welding processes were performed robotically. Tensile tests were performed to determine the mechanical properties of the joined materials, and Erichsen cupping tests were performed to determine the formability properties. In addition, the weld zones of the samples were characterized by hardness testing and microstructure examinations. Microstructural examinations showed that the weld metal in all joints was predominantly martensitic in structure. In hardness test studies, it was determined that there was a soft zone in the heat affected zone (HAZ) of all samples. As a result of tensile tests, the joint efficiency was calculated as 70-95%. In the Erichsen cupping test, it was observed that the tearing occurred parallel to the weld metal but outside the weld metal (fusion line, HAZ).

1. Giriş (Introduction)

Son yıllarda, otomotiv sektöründe kolay şekillendirilebilir malzemeler kullanmak [1], enerji verimliliğini arttırmak ve araç ağırlığını hafifleterek yakıt tüketimini azaltmak [2] gibi konular önemli hale gelmiştir. Otomobil endüstrisi için enerji tasarrufu ve güvenlik gereksinimleri yeni gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) kullanımını gerektirmiştir [3]. Yüksek mukavemetleri ve süneklikleri [4] bu çeliklerin yakıt ekonomisi, araç ağırlığının azaltılması ve güvenliğin artırılmasını sağlamaktadır [5]. Otomotiv endüstrisinde çarpışmayla ilgili bileşenlerin çoğunda kullanılan yumuşak çeliğin yerini son yıllarda yüksek mukavemetli çelikler almıştır [6]. Son zamanlardaki çalışmalar genellikle mikro bileşen olarak östenit içeren çok fazlı mikro yapılara sahip gelişmiş AHSS kalitelerine odaklanmaktadır [7]. Çok fazlı çeliklere olan bu ilginin nedeni, yüksek süneklik, tokluk ve yorulma direnci ve yüksek mukavemet sağlayabilmesidir [8]. Bu çeliklerde yüksek mukavemet, kritikler arası tavlama (intercritical annealing) ile elde edilen iki bileşenli mikro yapı sayesinde meydana gelmektedir [9].

AHSS ailesi, çift fazlı (DP), kompleks fazlı (CP), ferritik-beynitik (FB), martenzitik (MS veya MART), dönüşüm etkili plastisite çelikler (TRIP), sıcak şekillendirilmiş çelikler (HF) ve ikizlenme etkili plastisite çelikler (TWIP) olarak sınıflandırılabilir. Dönüşüm etkili plastisite katkılı beynitik ferritik çelikler (TBF) ise AHSS grubunun 3. nesil sınıfında yer almaktadır. Bu çelik kaliteleri arasında yer alan DP çelikleri, üstün mukavemet ve şekillendirilebilirlik yeteneği dolayısıyla otomobil gövde yapılarında kullanılmaktadır [10]. DP çelikleri 500–1000 MPa dayanıma ve %5–20 uzamaya sahip [11] ilk nesil AHSS arasında yer almaktadır [12]. Ayrıca DP çelikleri, belirli bir morfoloji ve boyutta 1 GPa'a yakın çekme dayanımlarına ulaşabilen martenzit ve ferrit olmak üzere iki fazdan oluşur ve DP980 çeliği maksimum 980 MPa'lık gerilimi aşabilir [13]. AHSS ailesinde yer alan sıcak şekillendirme esnasında sertleştirilen çelikler, otomobillerin farklı sütunları gibi çarpmaya dayanıklı yapısal bileşenlerde yaygın olarak kullanılmaktadır [14, 15]. Bu çeliklerden birisi olan 22MnB5, temin edildiği durumunda yaklaşık 600 MPa gerilme mukavemetine sahiptir. 22MnB5 sıcak presleme ile sertleştirildikten sonra (Hot-stamped), martenzitik mikro yapısından dolayı yaklaşık 1550 MPa'ya varan bir dayanıma sahip olmaktadır [16, 17]. Bunu gerçekleştirebilmek için, 22MnB5 çeliğinin östenit sıcaklığına kadar ısıtılması ve ardından şekillendirme sırasında hızlı soğutulması gerekir [18].

Üçüncü nesil AHSS çelik kaliteleri, ikinci nesil kalitelere göre yüksek mukavemeti ve sünekliği daha düşük maliyetlerle gerçekleştirmektedir. TRIP destekli TBF çelikleri bu neslin gelecek vaat eden ürünleridir. Bu çeliklerin üstün mekanik özellikleri, beynit ve kalıntı östenit içeren çok fazlı bir mikro yapıyla elde edilir [19]. Bu çeliklerin mikroyapısındaki karbür içermeyen beynit ve belirli miktarda tutulan östenit TRIP etkisini sağlar [20]. Otomotiv endüstrisinde tercih edilen AHSS malzemeler genellikle benzer veya farklı bir çelik türüyle çoğunlukla gaz metal ark kaynağı (GMAK) veya lazer kaynağı gibi ergitmeli kaynak teknikleri kullanılarak birleştirilirler [21]. Özellikle otomotiv sektöründe kullanılan ince kalınlığa sahip malzemelerin alın altına kaynağı genellikle lazer kaynak yöntemi ile yapılmaktadır. Lazer kaynağındaki güç yoğunluğu, geleneksel kaynak yöntemlerine göre yüksek olabilmekte ve 10^8 W/cm² mertebesine ulaşabilmektedir [22, 23]. Lazer kaynak işlemi, yüksek verimliliği, çarpılma ve distorsiyonun azlığı [24] yüksek hız, küçük ısıdan etkilenen bölge (ITAB) ve ince malzemelere uygulanabilirliği gibi avantajları nedeniyle tercih edilmektedir [25]. Bu gibi avantajlarından dolayı fiber lazer kaynağının kullanımı popülerlik kazanmış [26] ve özellikle otomotiv sektöründe lazer kaynağının tercihi yaygınlaşmıştır [27].

Yapılan literatür araştırmalarında benzer DP980-DP980 [13] ve farklı DP780 ve DP980 [28] malzemeler ile Al-Si kaplı 22MnB5 malzemelerin [14, 29, 30] lazer kaynağı ile birleştirildiği çalışmalar mevcuttur. TBF 1200 MPa [19] ve TBF 1180 [31] malzemelerin elektrik direnç kaynak yöntemi ile birleştirildiği çalışmalar gerçekleştirilmiş olup bu çeliklerin DP980 ve 22MnB5 çeliklerine lazer kaynak yöntemi ile birleştirildiği çalışmaların oldukça sınırlı olduğu görülmüştür. Ayrıca bahsedilen çalışmaların çoğu benzer kalınlıktaki malzemeleri kapsamaktadır. Bu nedenle bu çalışma otomotiv endüstrisinde kullanılan benzer ve farklı kalınlıktaki 1. ve 3. nesil AHSS çeliklerin fiber lazer kaynağı ile kaynaklanabilirliği incelemektedir. Çalışmalar sonucunda kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mukavemeti arasındaki ilişkinin daha iyi anlaşılabilmesi için kaynaklı malzemelerin kaynak bölgeleri çekme testi, sertlik ve mikroyapı çalışmalarıyla analiz edilmiştir. Ayrıca bu çalışmayı benzerlerinden farklı kılan bir diğer özelliği de kaynaklı numunelerin şekillenebilirlik yeteneğinin belirlenmesi için uygulanan Erichsen çökertme testidir.

2. Deneysel Çalışmalar (Experimental Studies)

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan farklı kimyasal ve mekanik özelliklere sahip 1. ve 3. nesil AHSS malzemeler kullanılmıştır. Çalışmalarda kullanılan malzemeler ve kimyasal özellikleri Tablo 1'de verilmiştir.

Muhtelif boyutlarda temin edilen malzemeler 100 mm x 30 mm boyutlarında soğuk kesme prosesi uygulanarak kesilmiştir. Kesilen malzemelerin kenarlarına zımparalama işlemi uygulanıp kesim ardından oluşan çapaklar temizlenmiştir. Kaynak esnasında malzemelerde meydana gelebilecek açılacak çarpılma ve distorsiyonu oluşumunu önlemek için numune ölçülerine uygun bir fikstür (altlık üzerine 2 mm x 2 mm ebatlarında kanal bulunan ve üst iki parçaya baskı yapan) kullanılmıştır. Malzemelerin birleştirme işlemleri Coşkunöz Holding Ar-Ge merkezinde 4 kW gücünde robotik "Trumpf Trudisk 4001" fiber lazer kaynak makinasıyla gerçekleştirilmiş ve koruyucu gaz kullanılmamıştır. Birleştirme işlemleri dolgu teli kullanılmadan gerçekleştirilmiştir. Öncelikle literatür bilgileri ışığında dar bir aralıkta birleştirilecek olan her bir malzeme için parametre aralığı (lazer gücü ve kaynak hızı) araştırılmıştır. Bu bağlamda aynı tür hurda malzemeler kullanılarak 30 mm'lik kaynak dikişleri yapılmış ve gözle muayene sonucunda nüfuziyetleri en uygun olan kaynak parametreleri belirlenmiştir. Tablo 2'de ön çalışmalar neticesinde bulunan en uygun kaynak parametreleri verilmiş ve birleştirme işlemlerinde bu parametreler kullanılmıştır. Aseton ile temizlenmiş numuneler kaynak fikstürüne yerleştirilmiş ve kaynak makinesine kaynak yapılacak alanın kinematik bilgilerinin girilmesinin ardından numuneler birleştirilmiştir. Her bir kaynak parametresinden 2'şer adet sac malzeme birleştirilmiş, bunlardan bir tanesi çekme testi ve mikroyapı çalışmalarında diğeri ise Erichsen çökertme testinde kullanılmıştır. Birleştirilen numuneler kaynak sonrası açık havada soğumaya bırakılmıştır.

Birleştirme işlemi tamamlandıktan sonra birleştirilen saclara gözle muayene, mikroyapı çalışmaları, sertlik testi, çekme testi ve Erichsen çökeltme testi uygulanacağı düşünüldükçe karakterizasyon işlemleri buna göre kurgulanmıştır. Fiber lazer kaynağı ile birleştirilen saclardan numuneler 3 kW fiber lazer kesim makinesi kullanılarak alınmıştır. Kesim işleminde kesme gazı olarak azot kullanılmıştır. Lazer kesme makinasındaki WACS özelliği sayesinde numunelere kesme öncesinde soğutma suyu uygulandığından tamamıyla çapaksız bir kesim gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı numunelerin gözle muayenesi TS EN 13018 standardına göre yapılmıştır. Mikroyapı çalışmaları için 15 mm x 8 mm ölçülerinde kesilen numunelere sıcak bakelite alma işlemi uygulanmıştır. Bakelite alınan numuneler standart zımparalama

Tablo 1. Malzemelerin kimyasal bileşim (ağırlıkça %) (Chemical composition of the materials (wt.%))

Malzeme	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	P	S	Al	Nb	Ti	Fe
DP980	0,135	0,05	2,1	0,15	0,35	0,007	-	-	0,45	-	0,01	Kalan
22MnB5	0,23	0,24	1,19	0,18	0,005	0,0023	0,0015	0,0006	0,03	0,001	0,04	Kalan
TBF1180	0,23	2,0	2,9		0,6	0,005	0,040	0,010	0,020	0,15		Kalan

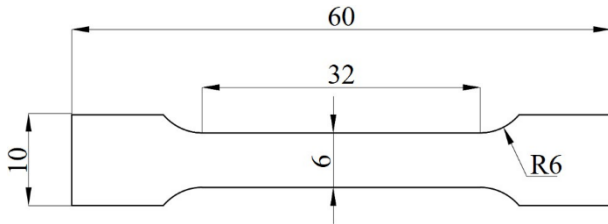
Tablo 2. Kaynak parametreleri (Welding parameters)

Numune No	Malzeme1	Malzeme2	Kaplama1	Kaplama2	Kalınlık1 (mm)	Kalınlık2 (mm)	Güç (kW)	Kaynak Hızı (mm/s)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	22MnB5	22MnB5	AlSi	AlSi	1,1	1,1	3,7	150	0,24
2	TBF1180	22MnB5	GI	AlSi	1,5	1,1	3,7	150	0,24
3	TBF1180	DP980	GI	GI	1,5	1,3	3,7	150	0,24
4	DP980	22MnB5	GI	AlSi	1,3	1,1	3,7	150	0,24

Q=P/S: Burada; Q= Isı girdisi (kJ/mm), P= Lazer gücü (kW) ve S=: Kaynak ilerleme hızı (mm/s)

yöntemleri ile zımparalandıktan sonra %3 nitrik asit ve %97 etil alkolden oluşan çözeltide 5 saniye süre ile dağlanmışlardır. Bu işlemlerin ardından mikroyapı çalışmaları Nikon MA200 ters tip optik mikroskopta yapılmıştır. Optik mikroskop çalışmaları esnasında kaynak bölgesinin tamamında (kaynak metali, ITAB ve ilave olarak ana malzemenin bir kısmı) ve her bir bölgedeki farklılıkların kolaylıkla gözlemlenebilmesi için farklı büyütmelerde çalışmalar yapılmıştır. Kaynaklı numunelerin sertlik ölçümleri Qness QATM Q10A+ sertlik ölçüm cihazı ile Vickers mikro sertlik ölçme yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Ölçümler 100 g (HV_{0.1}) yük altında kaynak metali, ITAB ve ana malzemeyi kapsayacak şekilde yapılmıştır.

Çekme testi için Şekil 1'de ölçüleri verilen boyutlarda kaynaklı numuneler kullanılmış ve testler TS EN ISO 4136-2022 standardına uygun olarak 50 kN kapasiteye sahip SHIMADZU marka çekme test cihazında 2 mm/min çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Erichsen çökertme testi bu çalışmanın özgün değerlerinden bir tanesi olarak değerlendirilebilir. Bu test hızlı ve kolay uygulanabilir olmasından dolayı hali hazırda genellikle otomotiv endüstrisinde malzemelerin şekil alma kabiliyetinin belirlenmesinde çoğunlukla kullanılmaktadır.

**Şekil 1.** Çekme test numunesinin ölçüleri (mm)
(Dimensions (in mm) of tensile test sample)

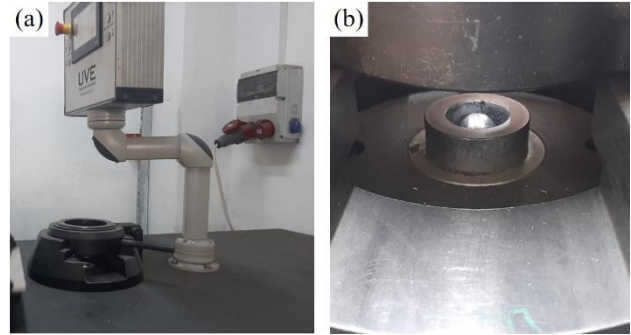
Erichsen çökertme testi TS EN ISO 20482 (Metalik malzemeler- Sac ve şeritler- Erichsen çökertme deneyi-2014) standardına göre 20 mm bilye çapı kullanılarak 10 mm/s hız ile gerçekleştirilmiştir. Testler sadece farklı kalınlıklardaki DP980-22MnB5, TBF1180-22MnB5 ve TBF1180-DP980 birleştirmelere uygulanmıştır. Şekil 2'de deney numunelerine uygulanan Erichsen çökertme testlerinin yapıldığı test cihazı ve kalıbı gösterilmektedir.

3. Sonuçlar ve Tartışma (Result and Discussion)

3.1. Gözle Muayene (Visual inspection)

Tahribatsız muayene yöntemlerinin en basit ve zorunlusu olan gözle muayene TS EN 13018 standardına göre yapılmış ve kaynaklı

numunelerin kaynak kep ve kökünde gözle görülebilir nüfuziyet eksikliği, aşırı sarkma, makro çatlak, yanma olukları vb. kaynak hatasına rastlanmamıştır (Şekil 3). Bu hataların gözlemlenmemesi seçilen kaynak parametrelerinin uygunluğunu göstermektedir. Ayrıca birleştirilen parçalarda diğer geleneksel ergitmeli kaynak yöntemlerinde (TIG, MIG-MAG ve Plazma gibi) karşılaşılabilen gözle görülebilir çarpılma ve distorsiyon hatalarına da rastlanılmamıştır.

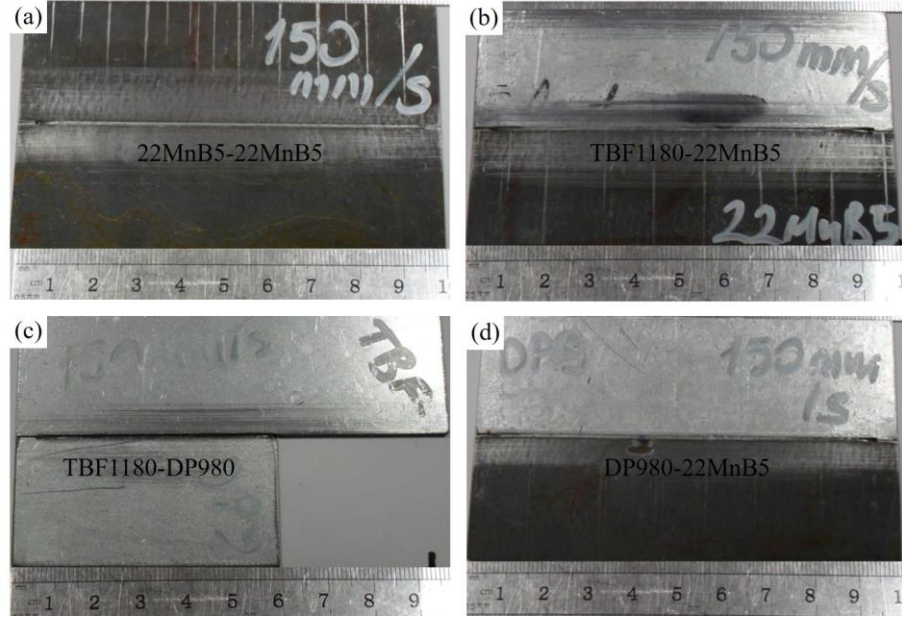
**Şekil 2.** Erichsen çökertme a) test cihazı ve b) kalıbı
(Erichsen collapse a) test device and b) its mold)

3.2. Mikroyapı İncelemeleri (Microstructure Examinations)

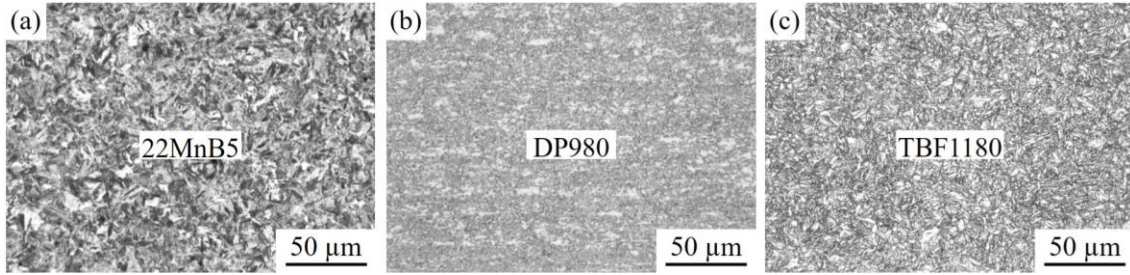
Kaynaklı numunelere yapılan mikroyapı çalışmalarının amacı kaynak sonrası kaynak bölgesinde (kaynak metali ve ısıdan etkilenen bölge) meydana gelen mikroyapı değişimlerinin incelenmesidir. Bunun için öncelikle çalışmada kullanılan ana malzemelerinin mikroyapıları incelenmiş ve Şekil 4'te gösterilmiştir.

Şekil 4a'da verilen sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemesinin yapısının martenzitik olduğu gözlemlenmektedir. Bu malzemede sıcak şekillendirme işleminden sonra ani su verilerek sertleştirme prosesi uygulandığından tanelerin geometrisinin şekilsiz olduğu görülmektedir. Şekil 4b'de verilen DP980 metalinin mikroyapısı incelendiğinde ferritik ve ağ martenzitik yapı ile kaba taneler gözlemlenmektedir. TBF1180 malzeme incelendiğinde ise (Şekil 4c) yapısında kalıntı östenit içeren beynitik ve martenzitik bir mikroyapı gözlemlenmektedir.

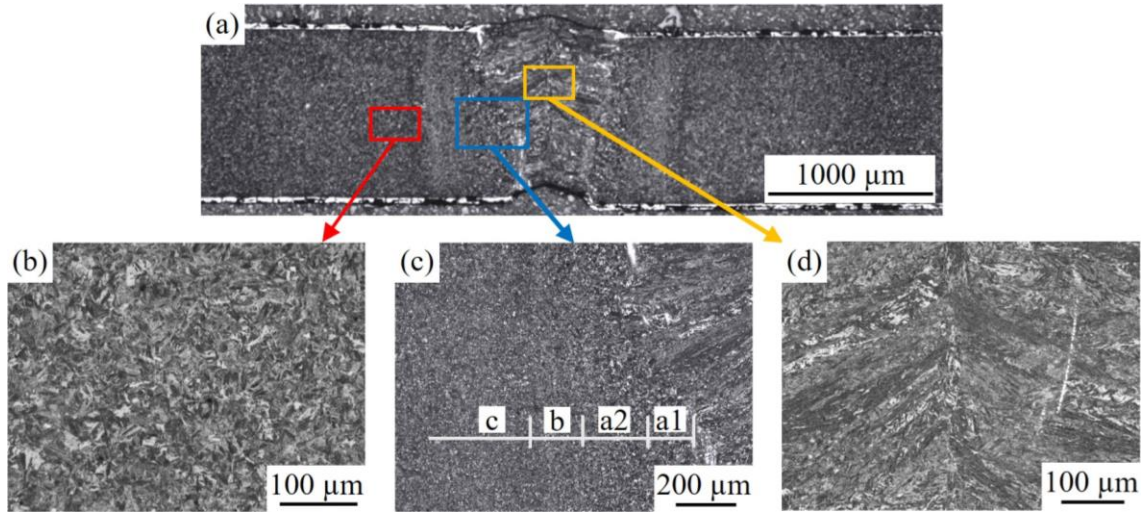
Şekil 5'te 22MnB5-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi makro ve mikroyapı resimleri verilmiştir. Şekil 5'te verilen makro ve mikroyapı resimleri dikkatli bir şekilde incelendiğinde kaynak esnasında her iki yan duvarda da tam bir birleşmenin gerçekleştiği ve hatalardan arınmış bir ergime sınırı elde edildiği görülmektedir.



Şekil 3. Kaynaklı numunelerin makro görüntüleri a) 22MnB5-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980, d) DP980-22MnB5
(Macro images of welded samples a) 22MnB5-22MnB5, b) TBF1180-22MnB5, c) TBF1180-DP980, d) DP980-22MnB5)



Şekil 4. Ana malzemelerin mikroyapı resimleri a) 22MnB5 [32], b) DP980, c) TBF1180 [33]
(Microstructure images of base materials a) 22MnB5 [32], b) DP980, c) TBF1180 [33])



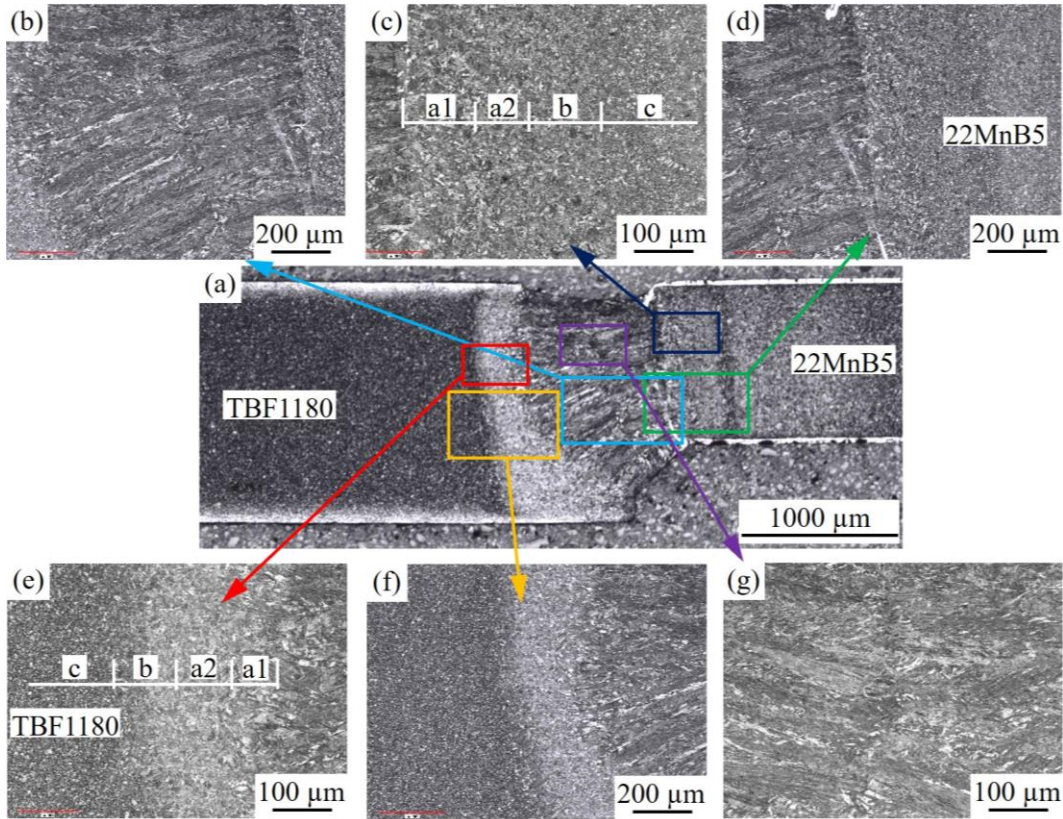
Şekil 5. 22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi a) makro yapı, b), c), d) mikroyapı resimleri
(a) Macro structure and b), c), d) microstructure images of the weld zone of 22MnB5 joint)

Ayrıca kaynak metalinin yapısının da martenzit olduğu ve kaynak metalinin kaynağın doğal katılma sonucu meydana gelen epitaksiyel katılma ile kaba taneli ve soğuma yönüne yönelmiş tanelerden meydana geldiği tespit edilmiştir. Şekil 5b’de verilen kaynaklı numunenin ITAB’ı incelendiğinde ITAB’ın üç bölgeden oluştuğu, yalnız üst kritik bölgenin de (A3 sıcaklığının üstü) hem iri (a1) hem de ince taneli (a2) olmak üzere iki bölgeden oluştuğu görülmektedir. Diğer iki bölge ise tepe sıcaklığının AC1 ve AC3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB (b) ve tepe sıcaklığının AC1’in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı (c) ITAB’dır. Yu vd. [34], nokta direnç kaynağı ile birleştirdikleri 22MnB5 malzemenin kaynak mikroyapısını incelemişler ve kaynak metal ve ana malzemenin martenzitten oluşan mikroyapıya sahip olduğunu belirtmişlerdir. Çalışmalarında ITAB’ın 3 kısımdan oluştuğunu ve A3 üzeri yüksek sıcaklığa çıkan bölgede iri taneli bir yapının oluştuğunu, ITAB’ın diğer bölgesinin temperlendiğini ve bu bölgede kaynak işlemi tepe sıcaklığı AC1’in altında olduğunu son bölgede ise işlem sıcaklığının AC1 ve AC3 arasında değiştiğini ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik bölge olduğunu belirtmişlerdir.

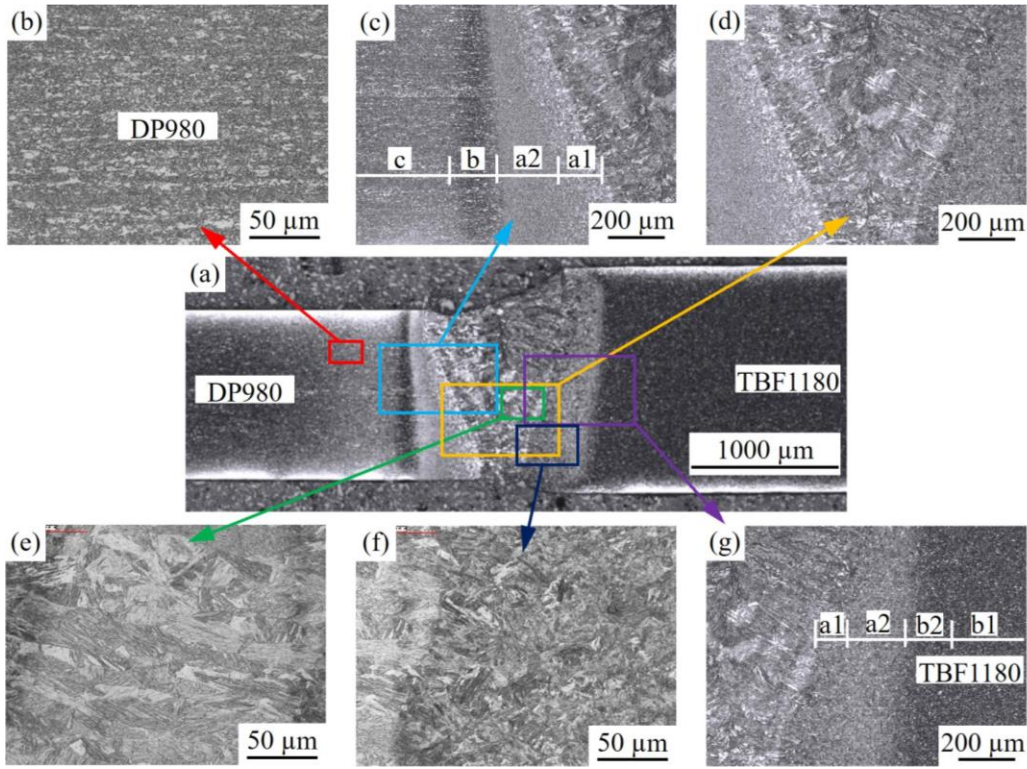
Şekil 6’da TBF1180-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi makro-mikroyapısı verilmiştir. Şekil 6a’da verilen makroyapı resmi incelendiğinde hem malzeme cinslerinin hem de malzeme kalınlıklarının farklı olmasına rağmen son derece düzgün kaynak dikiş morfolojisi elde edildiği görülmektedir. Özellikle farklı kalınlıklara sahip malzemelerin birleştirilmesinde ilave metal de kullanılmıyorsa bu dikiş formunun elde edilmesi oldukça zordur. Kaynak metalinde epitaksiyel katılma sonucu oluşan tipik kaynak metalinin yapısının oluştuğu ve yönelmelerin kaynak metalinin merkezinden soğuma

doğrultusunda olduğu görülmektedir. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı numunenin kaynak metalinin mikroyapısı incelendiğinde (Şekil 6b ve 6g) martenzit bir yapıya sahip olduğu gözlemlenmektedir. Şekil 6c’de 22MnB5 malzemenin ITAB’ı, Şekil 6e’de ise TBF1180 malzemenin ITAB’ı verilmiştir. Burada her iki ITAB’ın da benzer karakterde oldukları dolayısıyla a1, a2 bölgelerinin A3 sıcaklığının üzerinde, b bölgesinin A3-A1 sıcaklığı arasındaki sıcaklığa maruz kaldığı c bölgesinin ise A1 sıcaklığının altındaki sıcaklığa maruz kaldığı söylenebilir. Sonuç itibarıyla 22MnB5 malzemenin ITAB’ı çoğunlukla martenzitik bir yapıya sahip iken birleştirmenin TBF1180 ITAB’ı ağırlıklı martenzit olmak üzere beynitik bölümlere de sahip olduğu görülmektedir. Kaynaklı numunelerin kaynak bölgelerinde meydana gelen bu farklılıkların kimyasal bileşim, üretim ve ısıtma işlem şartları ile bölgesel ısı girdisi kaynaklı oldukları bir gerçektir.

Şekil 7’de TBF1180-DP980 birleştirmesinin kaynak bölgesi makro-mikroyapısı verilmiştir. Şekil 7a’da verilen makro resim incelendiğinde tabanı dar geniş ağız açılı V formunda bir kaynak metalinin oluştuğu ve kaynak kökünün malzeme alt kalınlığına kadar devam ettiği görülmektedir. Ayrıca farklı kalınlıktaki malzemelerin birleştirilmesinde oldukça zor elde edilen açılı kaynak metalinin yeterince düzgün formda olduğu ve yine farklı kalınlıktaki malzemelerin kaynağında sıklıkla meydana gelen yanma olukları (undercut) hatasının meydana gelmemiş olması kaynak parametresinin uygun seçildiğinin bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Kaynak metalinin mikroyapısı incelendiğinde mikroyapının kaba taneli lamellerden oluştuğu, ağırlıklı martenzit yapı içerisinde kısmi beynitik bir yapının varlığı tespit edilmiştir. Kaynak ergime sınırına bitişik her iki ITAB’da da (A3 sıcaklık üstü) tanelerin yüksek sıcaklıktan dolayı irileştiği (a bölgesi), bu bölgeye bitişik olan ve kaynak esnasında A1 ve A3 sıcaklıkları arasında kalan



Şekil 6. TBF1180-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi a) makro yapı, b), c), d), e), f), g) mikroyapı resimleri
(a) Macro structure and b), c), d), e), f), g) microstructure image of the weld zone of TBF1180 and 22MnB5 joints)



Şekil 7. TBF1180-DP980 birleştirmesinin kaynak bölgesi a) makro yapı, b), c), d), e), f), g) mikroyapı resimleri
(a) Macro structure and b), c), d), e), f), g) microstructure image of the weld zone of TBF1180 and DP980 joints)

interkritik bölgede ince taneli bir yapının oluştuğu ve son olarak A1 sıcaklığının altında kalan bölgede ise ince taneli temperlenmiş bir martenzit oluştuğu belirlenmiştir.

Şekil 8’de DP980 ile 22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi makro-mikroyapısı verilmiştir. Farklı malzeme cinsi ve farklı kalınlıktaki (DP980 1,3 mm ve 22MnB5 1,1 mm) iki malzemenin birleştirildiği bu numune kaynak metal yapılarının (d ve e) martenzit olduğu belirlenmiştir. Bu iki farklı malzemenin birleştirilmesinde ilave metal kullanılmadığı için burada kaynak metal tipik olarak yaklaşık %50-%50 karışım sonucu meydana gelmiştir. Burada her iki ana malzeme yapısının da martenzitik olması kaynak sonrası oluşacak yapının ne olacağını işaret etmektedir. Burada kaynak metal tanelerinin her iki malzemeye doğru yönlendikleri, katılaşmanın ergime sınırından merkeze doğru olduğunun bir sonucu olarak değerlendirilir. Bir başka ifade ile burada katılaşma türü epitaksiyel katılaşmanın tipik özellikleri sergilenmektedir. Kaynak metal yapılarının genel olarak aşırı derecede kabalaşmış martenzit lamellerinden oluştuğu gözlemlenmiştir. ITAB’ın mikroyapısı incelendiğinde ise yapının martenzit, temperlenmiş martenzit ve ince taneli ferritten oluştuğu görülmektedir.

Farklı kalınlık ve farklı malzeme cinsi ile yapılan DP980 ile 22MnB5 birleştirmesinin ITAB’ı incelenecek olursa her iki malzeme yüzeyinde de ergime sınırına bitişik bölgede iri tanelerin oluştuğu, bölgeden uzaklaştıkça tane irileşmesinin azaldığı görülmektedir. Bu birleştirmede göze çarpan en belirgin özelliğin birleştirmenin her iki ITAB’ının da oldukça geniş olmasıdır. Ayrıca burada bir başka dikkat edilmesi gereken durum 22MnB5 tarafındaki ITAB’ın birleştirmenin diğer tarafındaki ITAB’a göre daha geniş olmasıdır. Bu birleştirmede ortalama kaynak metal genişliği yaklaşık 650-700 µm ölçülürken birleştirmenin 22MnB5 ITAB’ında bu değer yaklaşık 800-850 µm, DP980 ITAB’ında ise yaklaşık 750-800 µm’dir. Burada ITAB genişliğinin kaynak metal genişliğinden daha fazla olmasının sebebi

kaynak esnasında ana malzemelerin bir kısmının düşük sıcaklıklarda temperlenmesinden dolayı gerçekleştiği düşünülmektedir.

Şekil 8’de verilen mikroyapı resimlerinde dikkat çeken özelliklerden birisi de her iki malzemenin ITAB’larının 4 bölgeden oluşmasıdır. Burada a1: KT-ITAB (Kaba taneli ısı tesiri altındaki bölge (A3 sıcaklığının üstü), a2: İT-ITAB (İnce taneli ısı tesiri altındaki bölge (A3 sıcaklığının üstü), b: İK-ITAB (İnter kritik ısı tesiri altındaki bölge (A1-A3 sıcaklıkları arası) ve c: AK-ITAB (Alt kritik ısı tesiri altındaki bölge (A1 sıcaklığının altı))’dır. Burada kaynak metaline yakın olan ve a ile gösterilen kısım A3 sıcaklığının üzerinde oluşan KT-ITAB’ı ifade etmektedir. ITAB’da b ile gösterilen kısım yine A3 sıcaklığının üzerinde oluşan İT-ITAB’ı tarif etmektedir. Kaynak metal ile ana malzeme orta kısmında yer alan c kısmı ise İK-ITAB’dır. İK-ITAB’da kaynak sırasında ısı girdisinin neden olduğu sıcaklık A1-A3 sıcaklıkları arasına kadar yükselmektedir. Ana malzemeye bitişik ve kaynak metaline en uzak olan kısım d ise A1 sıcaklığının altında kaldığı AK-ITAB’ı göstermektedir. Kaynaklı malzemelerde ITAB’ın 4 bölgeden oluşmasının nedeni kaynak esnasında ana malzemenin ergime sınırından uzaklaştıkça farklı sıcaklık aralıklarına maruz kalmasıdır. Ergime sınırına bitişik bölge yüksek sıcaklıklara maruz kalmakta dolayısıyla tane irileşmekte, bunun aksine ergime sınırına uzak bölgelerde ise normalizasyon, yeniden kristalleşme ve temperleme ısı işlemleri sonucunda taneler ince kalabilmektedir. Sonuç itibarı ile kaba taneli ITAB genellikle martenzitten oluşurken interkritik ITAB ferrit ve martenzitten, alt kritik ITAB ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluşmaktadır. Bu malzemelerin kullanıldığı farklı çalışmalarda da sonuçların uyumluluk sağladığı görülmüştür. Guo vd. [35] DP980 çeliğini fiber kaynak ile birleştirmiş ve mikroyapı özelliklerini incelemişlerdir. İncelemelerinde kaynak metalinin martenzit, kaynak metaline yakın olan tarafta ITAB’ın martenzit, ana malzemeye yakın ITAB’ın temperlenmiş martenzit, ferrit ve kalıntı östenitten oluştuğu gözlemlenmiştir. Tuncel vd. [36] çalışmalarında DP1000 ve 22MnB5

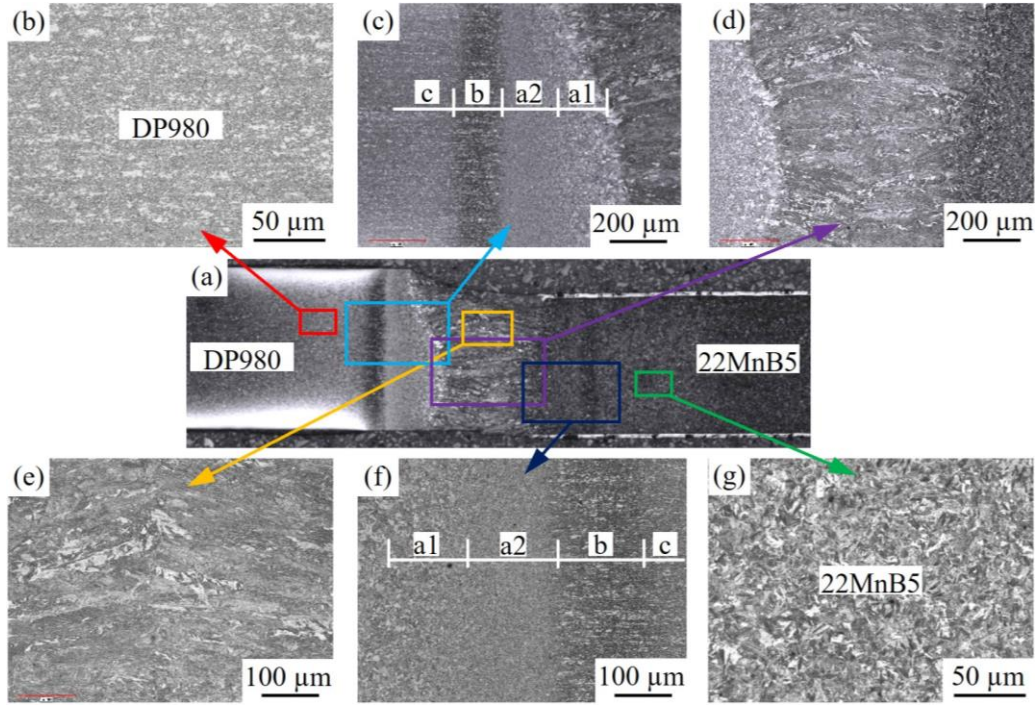
malzemeleri lazer kaynak yöntemi ile birleştirmiş ve mikroyapı çalışmaları sonucunda kaynaklı malzemenin ITAB'ının 4 bölgeden oluştuğunu rapor etmiştir. Çalışmaları sonucunda üst kritik ısı tesiri altındaki ITAB bölgesinde (Üst kritik ITAB=KT-ITAB ve İT-ITAB) genel itibariyle martenzitten oluşan bir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

3.3. Sertlik Testleri (Hardness Tests)

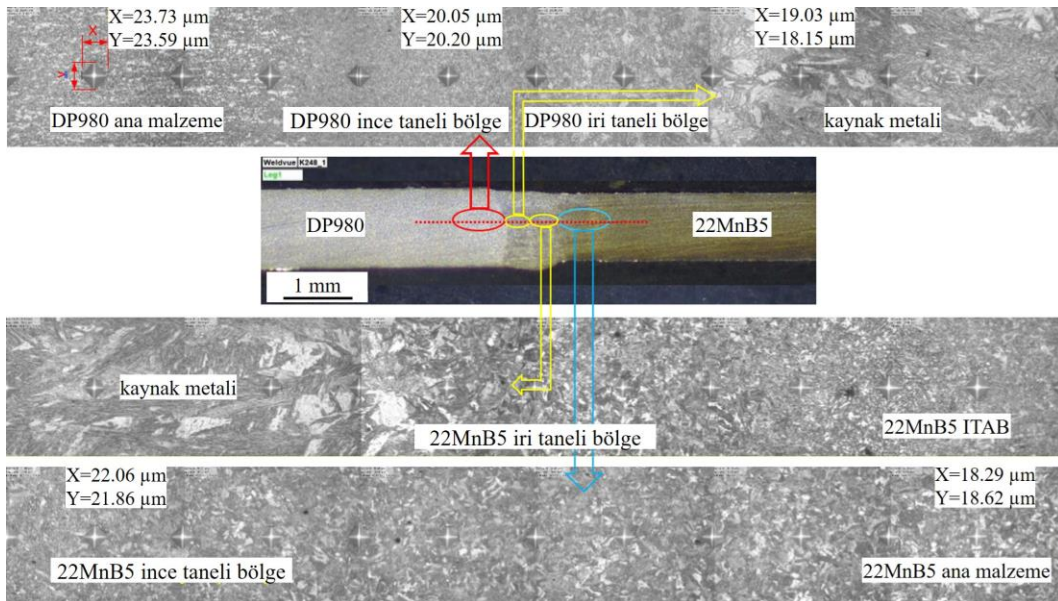
Farklı malzeme çeşitleri ve farklı kalınlıklarda lazer kaynağı ile birleştirilen otomotiv saclarının kaynak bölgesinin plastik

deformasyona karşı direncini öğrenmek amacıyla sertlik testleri uygulanmıştır. Şekil 9'da kaynak bölgesinden yapılan sertlik ölçümünde izlenen prosedürü gösteren bir mikroyapı görseline yer verilmiştir. Ayrıca şekilde verilen mikroyapıda sertlik izleri üzerinden okunan x ve y koordinat değerleri ile sertlik izleri de gösterilmiştir. Şekil 10'da ise kaynaklı numunelerden otomatik olarak ölçülen sertlikler sonucunda elde edilen değerlerden oluşturulan grafikler verilmiştir.

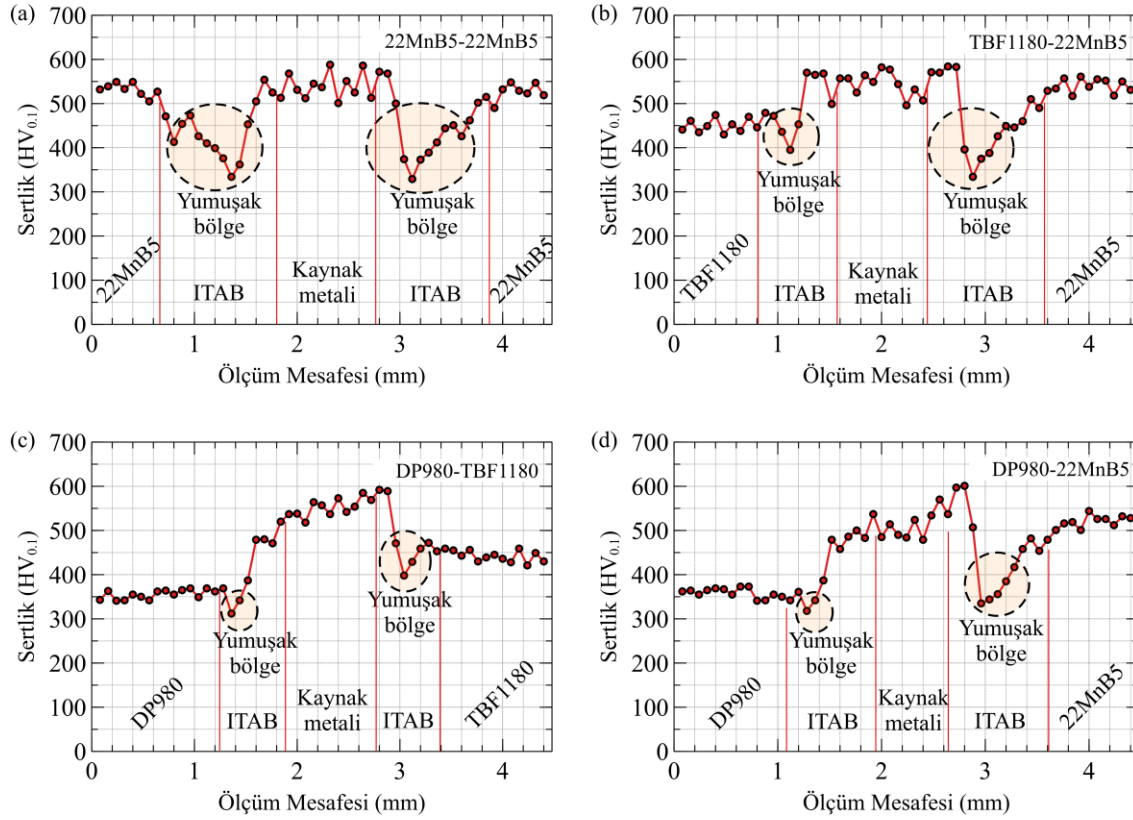
Şekil 10 incelendiğinde tüm birleştirmelerden elde edilen sertlik eğrilerinin birbirlerine benzer düzende değiştiği görülmektedir. Kaynak işlemleri için kullanılan malzemelerin tümünün yüksek



Şekil 8. DP980 ile 22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesi a) makro yapı, b), c), d), e), f), g) mikroyapı resimleri
(a) Macro structure and b), c), d), e), f), g) microstructure image of the weld zone of DP980 and 22MnB5 joints)



Şekil 9. DP980-22MnB5 birleştirmesinin kaynak bölgesinden alınan sertlik ölçümü
(Hardness measurement from the weld zone of the DP980-22MnB5 joints)



Şekil 10. Kaynaklı numunelerin sertlik grafikleri a) 22MnB5-22MnB5, b) TF1180-22MnB5, c) DP980-TBF1180, d) DP980-22MnB5 (Hardness graphs of welded samples a) 22MnB5-22MnB5, b) TF1180-22MnB5, c) DP980-TBF1180, d) DP980-22MnB5)

Tablo 3. Çalışmada kullanılan ana malzemelerin çekme test sonuçları (Tensile test results of the main materials used in the study)

Malzemeler	Çekme dayanımı (MPa)		Uzama (%)	
	Katalog	Ölçülen	Katalog	Ölçülen
22MnB5	1490	1486,4	7	6,1
DP980	1005	1013,6	16,6	10,0
TBF 1180	1222	1227,9	18	16,6

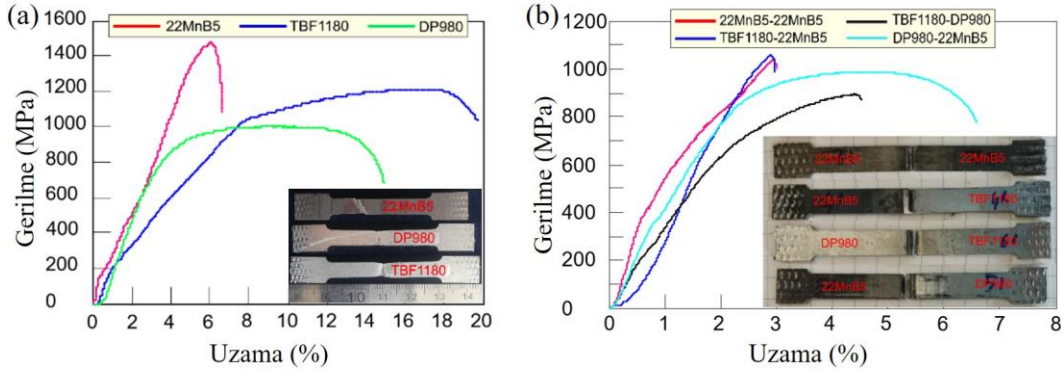
Tablo 4. Birleştirilen numunelere uygulanan çekme testlerinin sonuçları (Tensile test results of joined samples)

Numune No	Birleştirme adı	Ölçüm no	Çekme dayanımı (MPa)	Ortalama	Ölçüm No	Uzama (%)	Ortalama	Kopma yeri	Verim (%)
1	22MnB5-22MnB5	1. ölçüm	1042,89	1045,63	1. ölçüm	2,95	2,93	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1048,38		2. ölçüm	2,91		22MnB5 ITAB	
2	TBF1180-22MnB5	1. ölçüm	1054,69	1047,51	1. ölçüm	3,03	2,97	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1040,33		2. ölçüm	2,91		22MnB5 ITAB	
3	TBF1180-DP980	1. ölçüm	900,82	900,03	1. ölçüm	4,36	4,49	Kaynak metali	90
		2. ölçüm	899,23		2. ölçüm	4,62		Kaynak metali	
4	DP980-22MnB5	1. ölçüm	993,70	995,33	1. ölçüm	4,73	4,78	DP980 ITAB	95
		2. ölçüm	996,96		2. ölçüm	4,83		DP980 ITAB	

mukavemetli malzeme olması ve benzer mikroyapıya sahip olması bu sonucun bulunmasında büyük bir etken olmuştur. Sertlik grafikleri incelendiğinde 22MnB5 ana malzemesi ile kaynak metali sertliklerinin birbirlerine yakın olduğu, DP980 ve TBF1180 malzemelerde ise kaynak metali sertliklerinin ana malzemelerden daha yüksek olduğu görülmektedir. Burada 22MnB5 ana malzeme sertliği 500-540 HV aralığında ölçülürken aynı malzemenin kendi arasında birleştirildiği (Şekil 10a) numunede kaynak metali sertliği 524-588 HV aralığında ölçülmüştür. 22MnB5-22MnB5 birleştirmesinde ITAB sertlikleri ise 333-601 HV aralığında değişmektedir. TBF1180-22MnB5 birleştirmesinde ise kaynak metali sertliği 496-582 HV arasında ölçülürken bu birleştirmenin TBF1180

ITAB'ı 395-570 HV, 22MnB5 ITAB'ı ise 334-584 HV aralığında bulunmuştur. DP980-TBF1180 birleştirmesinde ise en düşük sertlik DP980 ana malzeme ITAB'ından (342 HV) ölçülürken en yüksek sertlik ise TBF1180 malzeme ITAB'ından (592 HV) ölçülmüştür.

Şekil 10'da verilen sertlik grafikleri bir başka açıdan incelendiğinde kaynaklı numunelerden elde edilen kaynak metali ve ITAB mesafelerinin farklı olduğu anlaşılmıştır. Özellikle 22MnB5 malzemenin olduğu tüm birleştirme kombinasyonlarında ITAB'ın diğer malzemelere göre daha geniş olduğu görülmektedir. Burada 22MnB5 malzemenin mukavemetinin artırılması ile diğer malzemelerin mukavemetinin artırılması prosedürlerinin farklı



Şekil 11. Çekme test grafikleri a) ana malzemeler ve b) kaynaklı numuneler (Tensile test graphics a) base materials and b) welded samples)

olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bir başka ifade ile bu malzemede daha düşük sıcaklıklarda temperleme ısı işlemi olmakta dolayısıyla ITAB genişlemektedir.

Şekil 10’da verilen sertlik grafiklerinde göze çarpan diğer bir önemli durum tüm birleştirmelerde her iki ana malzeme ITAB’ında yumuşak bölgenin oluşmasıdır. Yüksek mukavemetli çeliklerin ergitmeli kaynaklarında meydana gelen bu durum, kaynak esnasında uygulanan sıcaklığın etkisiyle bu bölgenin temperlenmesinden kaynaklanmaktadır. Örneğin Şekil 10a incelendiğinde yaklaşık 1 mm’nin altında bir kaynak metali genişliği elde edilirken bu genişlikler ITAB’da ortalama 1,2 mm’nin üzerinde görülmektedir. Kaynak esnasında bu kadar geniş bir ITAB’ın oluşması bazı sorunları da beraberinde getirmektedir. Yüksek mukavemetli çelik türlerin kaynağında sıklıkla görülen bu bölgede “soft zone” olarak adlandırılan bir yumuşak bölge oluşmaktadır. Bu bölgelerde kaynaklı malzemelerin dayanımını düşürmektedir. Kaynak esnasında meydana gelen ısı çevrimlerin martenzitik çeliklerin ITAB’ını kendi içinde bölgelere ayırdığı ve iç gerilmelere neden olan bu bölgelerin sertliği en düşük bölge olduğu belirtilmiştir. Daha önce mikroyapı çalışmaları kısmında belirtildiği gibi bu tür malzemelerin kaynağında ITAB’da üst kritik (AC3 üstü), inter kritik (AC3-AC1 arası) ve alt kritik (AC1 altı) diye adlandırılan üç bölge oluşmaktadır. Bu bölgelerde meydana gelen farklı mikroyapılar sertlik değerlerinin de farklı olmasına neden olmaktadır. 22MnB5 ana malzeme sertliğinin ortalama 520 HV, aynı malzemenin ITAB’ındaki en düşük sertlik değerinin yaklaşık 340 HV olduğu düşünüldüğünde ITAB’daki yumuşamanın ana malzemeye göre yaklaşık %50’den daha fazla olduğu söylenebilir. 22MnB5 malzemesinin ITAB’ında görülen bu sertlik düşüşünün diğer malzemelerin (DP980 ve TBF1180) ITAB’larında da görüldüğü ancak bu kadar yüksek değerlerde olmadığı belirlenmiştir. Bu iki malzeme ITAB’ının hem daha dar hem de sertlik kaybının az olmasının malzeme üretim prosesiyle ilgili olduğu düşünülmektedir.

Özetle kaynaklı numunelerden en yüksek ITAB sertliğinin ölçüldüğü bölge iri taneli bölge, en düşük sertliğin ölçüldüğü bölge ise ana malzemeye bitişik temperlenmiş yumuşak bölge olarak belirlenmiştir. Bir başka ifade ile kritik üstü bölgede en yüksek sertlik elde edilirken interkritik bölgede orta sertlik, kritik altı bölgede ise en düşük sertlik değerleri elde edilmiştir. Bilindiği gibi çelikler için bir kaynaklı bağlantının ITAB’ının genellikle en sert bölgesi iri taneli bölgedir. İri taneli bölge ergime çizgisine bitişik olan ve kaynak işlemi esnasında 1450 °C ile 1150 °C sıcaklıklara maruz kalan bölgedir. Metalik malzemeler yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında tane büyümesi ortaya çıkar. Tane büyümesi sonucu ortalama tane boyutu artar. Normal şartlar altında aynı kimyasal bileşime sahip iri taneli malzemelerin sertliğinin, ince taneli malzemelerden daha yumuşak olması kaçınılmazdır. Hall–Petch ilişkisi çok kristalli malzemelerde akma dayanımı ve tane büyüklüğü

arasındaki ilişkiyi eşitlik 1’deki gibi tanımlamaktadır [37]. Hall–Petch ilişkisi sertliğin yanı sıra farklı mekanik malzeme özelliklerine uygulanabilmektedir [38].

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

Eşitlik 1’de; σ_A : Akma dayanımını, d : Ortalama tane boyutunu ve σ_0 : Bireysel dislokasyonları hareket ettirmek için gereken sürtünme gerilimi, k : Malzeme sabitini göstermektedir [37]. Bu durumda kaynak esnasında ergime sınırına bitişik iri taneli bölgede sertliğin yüksek, iri taneli bölgeye bitişik olan ince taneli bölgede ise sertliğin düşük olması bu kural ile çelişmektedir. Metalurjik olarak iri taneli bölgede sertliğin yüksek olmasının sebebi ince taneli bölgeye göre daha hızlı soğumasından kaynaklanmaktadır. Bir başka ifade ile bir yerde iri tane oluşmasının sebebi yüksek ısıya (1150 °C üstü) maruz kalmasından ileri gelirken, sertliğin artması ise iri tane oluşumundan ziyade hızlı soğumadan dolayı meydana gelmektedir. Bu nedenle iri taneli bölgenin en sert olması bir çelişki değildir.

Zhang vd. [39] Al-Si kaplı 22MnB5 ile galvanizli çeliği lazer kaynağı ile birleştirmişler ve sertlik ölçümleri sonucunda birleştirmenin en yüksek ITAB sertliğinin iri taneli bölgede 561 HV, en düşük ITAB sertliğinin ise temperlenmiş bölgede (yumuşak bölgede) 342 HV olduğunu rapor etmişlerdir. Çalışmaları sonucunda birleştirmenin 22MnB5 ITAB’ında farklı ısı döngü nedeniyle farklı yapısal özellikler gözlemlendiği, iri taneli ve ince taneli bölgede, sıcaklığın AC3’ü aştığı için tam bir östenitik dönüşüm yaşandığını ve daha sonra hızlı soğumanın bir sonucu olarak martenzite dönüştüğünü belirtilmiştir. Bu bölgeye bitişik bölgede (interkritik bölge) sıcaklık AC3 ile AC1 arasında olduğundan kritik bölgenin martenzit ve ferrit karışımından olduğu ve son bölgede ise sıcaklığın AC1’den daha düşük olduğu bu yüzden martenzitik yapının temperlendiği ve bu bölgede sertliğin en düşük olduğu rapor etmişlerdir. Benzer şekilde Bandyopadhyay vd. [10] ile Huang vd. [12] DP980 malzemelerin lazer kaynağıyla, Stadler vd. [20] ve Başer [31] TBF çeliklerini nokta direnç kaynak yöntemiyle birleştirmişler ve ITAB’da hem sert hem de yumuşak bir bölgenin olduğunu rapor etmişlerdir.

3.4. Çekme Testleri (Tensile Tests)

Çekme testleri öncelikle çalışmada kullanılan ana malzemelerin katalog değerleriyle kıyaslayabilmek için yapılmış ve elde edilen sonuçlar katalog değerleri ile birlikte Tablo 3’te verilmiştir. Katalog değerleri ile ölçülen değerler kıyaslandığında çekme dayanımlarının son derece birbirlerine yakın olduğu, % uzama değerlerinde ise DP980 hariç yine yakın sonuçlar elde edilmiştir. Tablo 4’te kaynaklı numunelerden ölçülen çekme test sonuçları, Şekil 11’de ise ana malzemeler ile kaynaklı malzemelerin çekme test grafikleri verilmiştir.

Tablo 4'te verilen değerler incelendiğinde tüm çekme sonuçlarının (hem çekme dayanımı hem de % uzama) birbirlerine son derece yakın oldukları görülmektedir. Testlerden ölçülen bu değerlerin birbirlerine yakın olması, kaynaklı numunelerin her birinin uygulanan birleştirme parametreleri ve test koşullarında yüksek tekrarlanabilirlik özelliğine sahip olduğu sonucunu göstermektedir. 22MnB5 malzemelerin kendi aralarında birleştirildiği malzemelere yapılan çekme testi sonrasında bağlantının çekme dayanımı ortalama 1045,63 MPa, uzaması ise %2,93 olarak bulunmuştur. Bu birleştirmede kopmanın ITAB'da olduğu çekme dayanımının ve % uzama değerlerinin dikkate değer bir şekilde azaldığı belirlenmiştir. Bu durumda 22MnB5 ana malzeme dayanımının 1486 MPa, uzamanın ise %6,1 olduğu düşünüldüğünde kaynaklı bağlantıların veriminin yaklaşık %70 olduğu söylenebilir. Bunun nedeni daha önce de sertlik testleri sonuçlarında bahsedildiği gibi 22MnB5 gibi yüksek mukavemetli sıcak şekillendirilmiş malzemelerin kaynağında ısı etkisi ile kaynak malzemesi üzerindeki ITAB'da yumuşak bir bölge (soft zone) oluşması ve dolayısıyla çekme testi esnasında kopmaların bu yumuşak bölgeden gerçekleşmesidir. Kaynaklı malzemelerin çekme testi esnasında ana malzemenin de dahil olduğu ITAB ve kaynak metali deformasyona zorlanmaktadır. Dolayısıyla ITAB'daki yumuşak bölgenin sertliği hem ana malzemeye hem de kaynak metaline göre oldukça düşük olduğundan test esnasında deformasyon bu bölgede başlamakta, ilerlemekte ve sonlanmaktadır. Çekme test numunesinin diğer kısımlarında gözle görülebilir deformasyon olmaması bu sonucu doğrulamaktadır. Bu bölgedeki yumuşamanın sebebi bir başka açıdan değerlendirildiğinde mikroyapıda meydana gelen iki değişimden kaynaklandığı söylenebilir. İlk değişiklik, önceden var olan daha sert martenzitin daha yumuşak olan temperlenmiş martenzite dönüşmesi ve bu çeliklerin kaynak işlemi sırasında temperleme sıcaklığına ısıtılmasıyla karbürlerin çökmesi olarak gösterilebilir. Diğer değişiklik ise, bu tür çeliklerin kritik sıcaklıklara ısıtılmasıyla martenzit miktarının azalması ve daha yumuşak fazların miktarının artmasıdır. Wang vd. [40] çalışmalarında otomobil yapılarında kullanılan birçok çift fazlı çelik türünün kaynağında meydana gelen birleştirme yumuşaması (Joint softening) sebebini araştırmak için DP1000 malzemeleri lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Araştırmacılar bunu kaynak işlemi sırasında temperleme sıcaklığına ısıtıldığında karbürlerin çökmesi ve martenzit yüzdesindeki düşüş ile daha yumuşak fazların yüzdesinin artmasına bağlamışlardır.

TBF1180-22MnB5 ve TBF1180-DP980 birleştirmeleri incelendiğinde de kopmaların sırasıyla 22MnB5 ITAB ve kaynak metalinden olduğu görülmüştür. Çekme testinde DP980-22MnB5 birleştirmesinde kopma kaynak metalinden olmasına rağmen bu bağlantıdan yaklaşık %90 verim elde edilmiştir. DP980-22MnB5 birleştirmesinde kopma DP980 ITAB'ında meydana gelmiş ancak çekme mukavemeti DP980 ana malzemeye yakın (ana malzeme:1013,6 MPa, kaynaklı birleştirme:995,33 MPa) değerde bulunmuştur. Burada 22MnB5 daha ince olması rağmen (DP980:1,3 mm, 22MnB5:1,1 mm) kopmanın DP980 ITAB'ından olması 22MnB5 malzemenin yumuşak bölgesinin DP980 malzemenin daha yüksek dayanım sergilediğini göstermektedir. Diğer birleştirmelerde 22MnB5 malzeme ITAB'ından kopan numunelerin değerleri incelendiğinde 22MnB5 ITAB'ındaki yumuşak bölge dayanımının (1040-1050 MPa) DP980 ana malzeme dayanımından (1013 MPa) daha yüksek olduğu görülmektedir. Dolayısıyla DP980-22MnB5 birleştirmesinde ana malzemenin yaklaşık %1,8 daha düşük dayanım elde edilmiştir. Kaynaklı numunelerin % uzama değerleri incelenecek olursa kaynak metali ve ITAB'lardan kopan numunelerde uzamaların yaklaşık %50 düştüğü tespit edilmiştir.

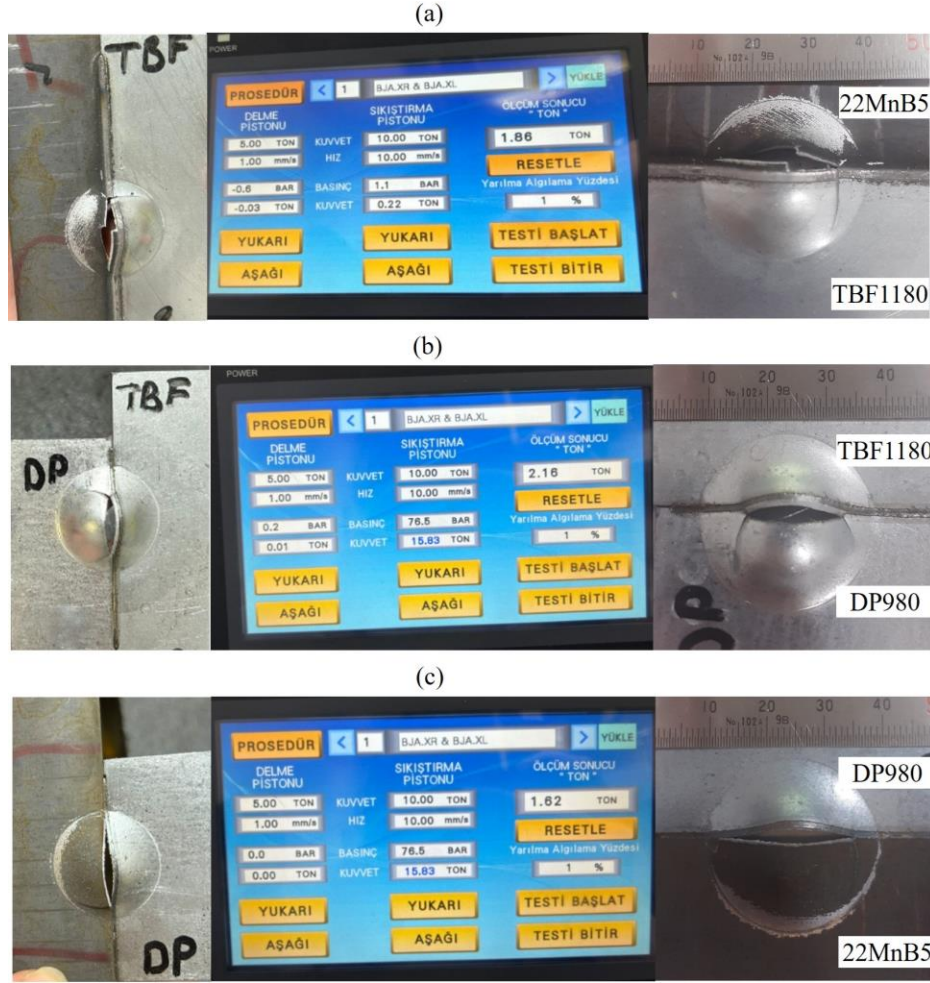
Çekme testi sonucunda elde edilen bulgular AHSS ailesine ait benzer çeliklerin birleştirildiği önceki çalışmalarda çekme test sonuçlarıyla değerlendirildiğinde sonuçların birbiriyle tutarlılık gösterdiği

görülmüştür. Cui vd. [41] 1,2 mm kalınlığa sahip DP980GA ve DP980GI malzemeleri kendi aralarında fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve kaynaklı numunelere çekme testi uygulamışlardır. Çalışmaları sonucunda DP980GI kaynaklı ana malzeme dayanımı 1083 MPa, kaynaklı numunenin çekme dayanımını ise 934 MPa olarak ölçülmüş ve bu kaynaklı bağlantıda kopma kaynak metali ile ITAB (HAZ/FZ interface) arasından gerçekleşerek %92,2 verim elde edilmiştir. Sebestova vd. [42] 22MnB5 malzemeleri lazer ve hibrit lazer kaynağı ile birleştirmişler ve çekme testi sırasında sadece lazer ile birleştirilen numunelerde kopmanın ergime bölgesinden (fusion zone), hibrit yöntem ile birleştirilen tüm numunelerde, kopmanın kritik altı ITAB'a (SC-HAZ) yakın bir yerden gerçekleştiğini rapor etmişlerdir. Zhao vd. [43] QP980 ile preste sertleştirilmiş 22MnB5 malzemeleri fiber lazer kaynak yöntemi ile farklı lazer güçlerinde birleştirmişler ve çekme testleri sonucunda lazer güçlerinin 1,8-2,0 kW arasında değiştiğinde, kopmanın QP980 malzemenin olduğunu ve en yüksek gerilme mukavemetinin 1050 MPa'ya ulaştığını, ancak 2,2 kW'da presle sertleştirilmiş 22MnB5 çeliğin ITAB'ın yumuşak bölgesinden kırılarak en zayıf bölge haline geldiğini ve son olarak lazer gücü 2,4 kW'a ulaştığında ergime bölgesinden (fusion zone) oluşan ferritin erken kırılmaya yol açtığını belirlemiştir.

3.5. Erichsen Çökertme Testi (Erichsen Cupping Test)

Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş benzer ve birbirlerine yakın kalınlıktaki kaynaklı malzemeler endüstride birleştirme sonrası çeşitli şekillendirme işlemlerine tabi tutulduğundan kaynak sonrası şekillendirme özelliklerinin bilinmesi önemlidir. Literatür bilgilerine göre Erichsen çökertme testleri, farklı kaynaklı numunelerde düzlem dışı gerilme oluşturma davranışını değerlendirmek için oda sıcaklığında gerçekleştirilir. Test sonrası kaynaklı numunelerin oda sıcaklığında şekillendirilebilirlik üzerindeki etkisini incelemek için çökme yükseklikleri ve kalınlık dağılımları ölçülür [44]. Bu amaç doğrultusunda farklı kalınlıklar dikkate alınarak kaynaklı numunelerin şekil alma yeteneğini belirlemek için kaynaklı birleştirmelere Erichsen çökertme testi uygulanmıştır. Kaynaklı numunelere uygulanan test sonrası test cihazından alınan ekran görüntüleri ile numunelerin makro resimleri Şekil 12'de gösterilmiştir.

Şekil 12'de verilen ekran görsellerindeki sonuçlar incelendiğinde en düşük yük DP980-22MnB5 birleştirmesinde 1,62 ton ölçülürken, onu sırasıyla TBF1180-22MnB5 birleştirmesi 1,86 ton ve TBF1180-DP980 birleştirmesi 2,16 ton ile takip etmiştir. Görseller incelendiğinde tüm birleştirmelerin bir hasar bölgesine sahip olduğu görülmektedir. Bu durum birbirinden farklı çeliklerin, bir başka ifade ile şekillendirme özellikleri birbirinden farklı çeliklerin birleştirilmesinin ardından uygulanan testlerde gözlemlenmesi gereken bir durumdur. Test numuneleri ayrı ayrı değerlendirildiğinde DP980-22MnB5 birleştirmesinde yırtılmanın 22MnB5 tarafında ve ITAB'ın yumuşak bölgesinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Birleştirmenin 22MnB5 sağ ve sol tarafında yırtılma bölgelerinin sonunda dikey olarak görünen çatlaklar kaynak bölgesinin yırtılmaya karşı dayanımının kolay olmadığını bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Burada 22MnB5 malzeme kalınlığının 1,1 mm, DP980 malzeme kalınlığının 1,3 mm olması yırtılmanın ince malzemenin olmasının bir diğer sebebi olarak gösterilebilir. 22MnB5-TBF1180 birleştirmesine ait resim incelendiğinde bu defa yırtılmanın küçük bir kısmının ITAB'ın yumuşak bölgesinden, geri kalan büyük kısmın ise ITAB'dan uzak ana malzeme üzerinden olması, kırılmada kaynak dikişine dik bir yırtılma olması, ayrıca birleştirmenin TBF1180 tarafında bir yırtık bulunması kaynak bölgesinin şekillenebilirliğinin iyi olduğunun bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Bu birleştirmede yükün yüksek ölçülmesinin sebebi TBF1180 malzemenin DP980 malzemeye göre daha kalın olmasından kaynaklanmaktadır. DP980-TBF1180 birleştirmesinden



Şekil 12. Erichsen çöktürme testi a) TBF1180-22MnB5, b) TBF1180-DP980, c) DP980-22MnB5
(Erichsen cupping test a) TBF1180-22MnB5, b) TBF1180-DP980, c) DP980-22MnB5)

elde edilen veriler değerlendirildiğinde ise yırtılmanın kaynak dikişine paralel ve birleştirmenin DP980 ergime sınırına bitişik bölgeden meydana geldiği ve bu durumun DP980 malzeme kalınlığının düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu birleştirmede de yırtılmanın her iki tarafında dik yırtılmaların oluşması kaynak bölgesinin şekillendirilebilirliğinin iyi olduğunu işaret etmektedir.

Di vd. [28] DP780 ve DP980 çelik malzemelere lazer kaynak işlemi gerçekleştirmişler ve Erichsen çöktürme deneyi sonucu farklı malzemelerin birleşmesinde şekillendirilebilirliğin daha kötü olduğunu bunun sebebinin de asimetrik deformasyona ve farklı yumuşama derecelerine bağlanmışlardır. Bandyopadhyay vd. [45] DP980, DP600 ve yüksek dayanımlı IF (IFHS) çeliklerini fiber lazer kaynağı ile birleştirmiş ve kaynak öncesi ana malzemeler ile kaynak sonrası kaynak bölgesinin şekillendirilebilirliği için Erichsen çöktürme testi uygulamışlardır. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin Erichsen çöktürme testi sırasında iki farklı başarısızlık modeli gözlemlenmiştir. DP980'de kaynağa yakın yumuşak bölgede lokalize boyun verme oluşmuş, kaynağa paralel yumuşak bölge civarında kırılma yayılmıştır. Yüksek dayanımlı IF çeliği ile DP600 birleştirmesinde ise yırtılmanın başladığını ve kaynak boyunca ana metale dik yönde yayıldığını rapor etmişlerdir. Ayrıca kaynağın varlığının ana metallere kıyasla tüm numunelerde çökme yüksekliğini azalttığı ve kaynaklı DP çeliklerinin şekillendirilmesinde yumuşak bölgenin varlığının zararlı olduğu belirtmişlerdir.

4. Sonuçlar (Conclusions)

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan 22MnB5, DP980 ve TBF1180 dayanıma sahip malzemeler fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve birleştirmeler çekme testi, Erichsen çöktürme test, sertlik testi ve makro/mikroyapı incelemeleri yapılarak karakterize edilmiştir. Çalışmalardan elde edilen genel sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

Kaynaklı numunelere yapılan göz ile muayene sonucunda uygulanan parametrelerin yeterli ergimeyi sağladığı, kaynak kep ve kökünün normal olduğu ve yüzeye açık herhangi bir kaynak hatasının (makro çatlak, gözenek, yanma olukları vb.) oluşmadığı saptanmıştır.

Makro/mikroyapı çalışmaları sonucunda benzer ve farklı kalınlıktaki tüm birleştirmelerde kaynak metalinin simetrik olduğu ve kaynak metali, ITAB ve ana malzemelerin farklı tane morfolojilerine sahip oldukları tespit edilmiştir. Ayrıca kaynak bölgesi (kaynak metali ve ITAB) genişliklerinin malzeme özelliklerine göre değişiklik gösterdiği belirlenmiştir.

Mikroyapı çalışmaları sonucunda birleştirme ITAB'larının 4 farklı bölgeden oluştuğu görülmüştür. (Bu bölgeler; 1 ve 2- üst kritik ısı tesiri altındaki ITAB bölge (Üst kritik ITAB=Kaba taneli ITAB ve ince taneli ITAB), 3- inter kritik ITAB ve 4- kritik altı ITAB'dır.) Burada üst kritik ITAB'ın genel itibarıyla martenzitten oluştuğu,

interkritik ITAB'ın ferrit ve martenzitten, kritik altı ITAB'ın ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluştuğu belirlenmiştir.

Sertlik testleri sonucunda 22MnB5 ana malzeme sertliği ile kaynak metali sertliklerinin birbirlerine yakın oldukları, DP980 ve TBF1180 ana malzeme sertliklerinin ise kaynak metali sertliklerinden daha düşük olduğu görülmüştür. Ayrıca tüm birleştirmelerin ITAB'larında yumuşak bir bölgenin oluştuğu tespit edilmiştir.

Uygulanan çekme testlerinde kopma TBF1180-DP980 birleştirmesinde kaynak metalinden diğer birleştirmeler ise ITAB'dan meydana gelmiştir. Kaynaklı numunelerde kopma bölgesinin belirleyicisi olarak; malzeme kalınlığı ve kaynak yapılan malzemenin ITAB'ında oluşan yumuşak bölge etkili olmuştur. Çekme testleri sonucunda kaynaklı bağlantılarda verim %70 - %95 arasında değişim göstermiştir.

Kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinin kaynak sonrası şekillenebilirliğini ölçmek için yapılan Erichsen çökertme testi sonrasında yırtılmalar genellikle kaynaklı numunelerin ITAB'larının yumuşak bölgesinde boylamasına oluşmuştur. Bu oluşum kaynak bölgesinin şekillendirmeye karşı dayanımının iyi olduğunu göstermiştir.

Kaynaklar (References)

- Aydın H., Tutar M., Davut K., Bayram A., Effect of welding current on microstructure and mechanical properties of 15% deformed TWIP steel joined with electrical resistance spot welding, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 35 (2), 803–817, 2020.
- Aydın H., Yılmaz İ. Ö., Bilici A. Y., Investigation of microstructure and mechanical properties of dissimilar electrical resistance spot welded TBF/DP600 steel sheets, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 37 (2), 609–624, 2022.
- Zhao B., Wang Y., Ding K., Wu G., Wei T., Pan H., Gao Y., Enhanced Cross-Tension Property of the Resistance Spot Welded Medium-Mn Steel by In Situ Microstructure Tailoring, *International Journal of Steel Structures*, 21 (2), 666–675, 2021.
- Esquivel A. S., Nayak S. S., Xia M. S., Zhou Y., Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51 (3), 328–335, 2012.
- Smith S., Vrenken J., Veldt T. V., Structural performance of adhesive and weld-bonded joints in AHSS, *Weld World*, 57, 147–156, 2013.
- Billur E., Karabulut S., Yılmaz İ. Ö., Erzincanoğlu S., Çelik H., Altınok E., Başer T., Mechanical Properties of Trip Aided Bainitic Ferrite (TBF) Steels in Production and Service Conditions, *Hittite Journal of Science and Engineering*, 5 (3) 231–237, 2018.
- Erişir E., Bilir O. G., Sözer Y. E., Ararat Ö., Davut K., Partial austenitisation and TBF steel composed of ferrite, bainitic ferrite, and austenite, *Materials Science and Technology*, 39 (1), 105–116, 2023.
- Bhattacharya D., Cho L., Marshall D., Walker M., Van der A. E., Pichler A., Ghassemi-Armaki H., Findley K. O., Speer J. G., Liquid metal embrittlement susceptibility of two Zn-Coated advanced high strength steels of similar strengths, *Materials Science & Engineering A*, 823, 141569, 2021.
- Hernandez V. H. B., Kuntz M. L., Khan M. I., Zhou Y., Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds, *Science and Technology of Welding and Joining*, 13 (8), 769–776, 2008.
- Bandyopadhyay K., Panda S. K., Saha P., Optimization of Fiber Laser Welding of DP980 Steels Using RSM to Improve Weld Properties for Formability, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25 (6), 2462–2477, 2016.
- Guo W., Wana Z., Jia Q., Ma L., Zhang H., Tan C., Peng P., Laser weldability of TWIP980 with DP980/B1500HS/QP980 steels: Microstructure and mechanical properties, *Optics and Laser Technology*, 124, 105961, 2020.
- Huang J., Li S., Zhong H., Xia, S., Li D., Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Behavior of Laser-Welded Dissimilar Joints Between DP980 and QP980 Steel, *Steel research international*, 93, 2100541, 2022.
- Ferreira C. C. A., Braga V., Siqueira R. H.M., Carvalho S. M., Lima M. S. F., Laser beam welding of DP980 dual phase steel at high temperatures, *Optics and Laser Technology*, 124, 105964, 2020.
- Lin W., Li F., Hua X., Wu D., Effect of filler wire on laser welded blanks of Al-Si-coated 22MnB5 steel, *Journal of Materials Processing Tech*, 259, 195–205, 2018.
- Huang R., Tan C., Sun Y., Gong X., Wu L., Chen B., Zhao H., Song X., Influence of processing window on laser welding-brazing of Al to press-hardened 22MnB5 steel, *Optics and Laser Technology*, 133, 106566, 2021.
- Khan M. S., Razmpoosh M. H., Macwan A., Biro E., Zhou Y., Optimizing weld morphology and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 by surface application of colloidal graphite, *Journal of Materials Processing Tech*, 293, 117093, 2021.
- Khan M. S., Razmpoosh M. H., Biro E., Zhou Z., A review on the laser welding of coated 22MnB5 press-hardened steel and its impact on the production of tailor-welded blanks, *Science and Technology of Welding and Joining*, 25 (6) 447-467, 2020.
- Güler M. A., Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Sıcak Şekillendirme Tekniğinin İncelenmesi, *Mühendis ve Makine*, 56 (660) 41-51, 2015.
- Stadler M., Gruber M., Schnitzer R., Hofer C., Microstructural characterization of a double pulse resistance spot welded 1200 MPa TBF steel, *Welding in the World*, 64, 335–343, 2020.
- Stadler M., Schnitzer R., Gruber M., Hofer C., Improving the mechanical performance of a resistance spot welded 1200 MPa TBF steel, *Int. Journal of Mater. Res.*, 112 (4), 262-270, 2021.
- Perka A. K., John M., Kuruveri U. B., Menezes P. L., Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications: Arc and Laser Welding Process, Properties, and Challenges, *Metals*, 12 (6), 1051, 2022.
- Nemecek S., Muzik T., Misek M., Differences between laser and arc welding of HSS steels, *Physics Procedia*, 39, 67-74, 2012.
- Kahraman N., Gülenç B., Modern Kaynak Teknolojisi, Epa-Mat Basım Yayın Ltd. Şti, 4. Baskı, Ankara, 210-224, 2020.
- Forouzan F., Vuorinen E., Mücklich F., Post weld-treatment of laser welded AHSS by application of quenching and partitioning technique, *Materials Science & Engineering A*, 698, 174-182, 2017.
- Zhao Y. Y., Zhang Y. S., Hu W., Effect of welding speed on microstructure, hardness and tensile properties in laser welding of advanced high strength steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 18 (7), 581-590, 2013.
- Razmpoosh M.H., Macwan A., Biro E., Zhou Y., Effect of coating weight on fiber laser welding of Galvanneal-coated 22MnB5 press hardening steel, *Surface & Coatings Technology*, 337, 536–543, 2018.
- Özgültekin A. G., Başer T., Tekelioğlu O., Tamer E., Aydın B., Alpaly B., Effects of different laser welding parameters on the microstructural and mechanical properties of an advanced dual phase steel grade, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University* 37 (1), 455-468, 2022.
- Di H., Sun Q., Wang X., Li J., Microstructure and properties in dissimilar/similar weld joints between DP780 and DP980 steels processed by fiber laser welding, *Journal of Materials Science & Technology*, 33, 1561–1571, 2017.
- Xu W., Tao W., Luo H., Yang S., Effect of welding speed on microstructure and mechanical behavior of laser welded Al-Si coated 22MnB5 steel, *Optics & Laser Technology*, 154, 108344, 2022.
- Sun Y., Wu L., Tan C., Zhou W., Chen B., Song X., Zhao H., Feng J., Influence of Al-Si coating on microstructure and mechanical properties of fiber laser welded 22MnB5 steel, *Optics and Laser Technology*, 116, 117–127, 2019.
- Başer A.T., “Resistance spot welding of Zn-Coated third generation automotive steels using Mid-Frequency direct current technology”, *Trans Indian Inst Met*, 76 (1), 49–57, 2023.
- Hidroğlu M., Kahraman N., Yüce O., Erdoğan İ., Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen otomotiv saclarının mekanik ve mikroyapı özelliklerinin araştırılması, *Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 29 (3), 893–912, 2024.
- Yüce O., Hidroğlu M., Erdoğan İ., Kahraman N., TBF1180 çeliğin fiber lazer uygulamaları, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi, Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 12 (1), 267–281, 2024.
- Yu Y., Wang C., Chen S., Lu Z., Study on Intermediate Frequency Spot Welding Process of Hot Stamping High Strength Steel, *Adv. Mater. Res.*, 339, 375–378, 2011.

35. Guo W., Wan Z., Peng P., Jia Q., Zou G., Peng Y., Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 256, 229–238, 2018.
36. Tuncel O., Aydın H., Davut K., Effect of heat input on HAZ softening in fiber laser welding of 22MnB5 steel, *Optics and Laser Technology*, 164, 109560, 2023.
37. Masumura R. A., Hazzledine P. M., Pande C. S., Yield stress of fine grained materials, *Acta Materialia*, 46 (13), 4527–4534, 1998.
38. Lehto P., Remes H., Saukkonen T., Hänninen H., Romanoff J., Influence of grain size distribution on the Hall–Petch relationship of welded structural steel, *Materials Science and Engineering: A*, 592, 28–39, 2014.
39. Zhang D., Qin Y., Zhao F., and Liang M., Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Al-Si Coated 22MnB5 Hot Stamping Steel and Galvanized Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31 (2) 1346–1357, 2022.
40. Wang, W., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H., A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints, *Materials and Design*, 97, 118–125, 2016.
41. Cui Q. L., Parkes D., Westerbaan D., Nayak S. S., Zhou Y., Liu D., Goodwin F., Bhole S., Chen D.L., “Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels”, *Materials & Design*, 90, 516–523, 2016.
42. Šebestová H., Horník P., Mikmeková S., Mrna L., Doležal P., Novotný J., Microstructural Characterization of Laser Weld of Hot-Stamped Al-Si Coated 22MnB5 and Modification of Weld Properties by Hybrid Welding, *Materials*, 14, 3943, 2021.
43. Zhao H., Huang R., Sun Y., Tan C., Wu L., Chen B., Song X., Li G., Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980/press-hardened 22MnB5 steel joint, *Journal of Materials Research and Technology*, 9 (5), 10079–10090, 2020.
44. Dinda S.K., Sk M.B., Roy G.G., Srirangam P., Microstructure and mechanical properties of electron beam welded dissimilar steel to Fe–Al alloy joints, *Materials Science & Engineering A*, 677, 182–192, 2016.
45. Bandyopadhyay K., Panda S. K., Saha P., Investigations Into the Influence of Weld Zone on Formability of Fiber Laser-Welded Advanced High Strength Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 1465–1479, 2014.