

LAZER KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEN OTOMOTİV SAÇLARININ MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Mehtap HİDİROĞLU *^{ID}
Nizamettin KAHRAMAN **^{ID}
Onur YÜCE **^{ID}
İsmail ERDOĞAN **^{ID}

Alınma: 30.04.2024 ; düzeltme: 17.10.2024 ; kabul: 21.10.2024

Öz: Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan ve ileri mukavemet özelliklerine sahip DP800GA, DP800GI, 22MnB5 ve TBF1180 malzemelerin birbirleri ile kendi aralarında lazer kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliği araştırılmıştır. Kaynak işlemlerinde endüstride yoğunlukla kullanılan fiber lazer kaynak yöntemi tercih edilmiş ve kaynak işlemleri robotik olarak yapılmıştır. Kaynak işlemleri esnasında, malzemelerin distorsiyonunu önlemek için fikstür kullanılmıştır. Kaynak parametrelerinin belirlenmesi için pilot çalışmalar yapılmış ve kaynak işlemlerinde belirlenen en uygun parametreler uygulanmıştır. Birleştirilen numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testleri yapılmıştır. Ayrıca numunelerin kaynak bölgeleri sertlik testi ve mikroyapı incelemeleriyle karakterize edilmiştir. Kaynaklı numuneler gözle muayene edilmiş, hiçbirinde gözle görülebilir bir kaynak hatasına (gözenek, makro çatlak, kaynak kökü hataları vb.) rastlanmamıştır. Mikroyapı incelemelerinde kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzitik yapıda olduğu görülmüştür. Sertlik testlerinde birleştirmelerin birçoğunda genellikle kaynak metalinin sertliğinin diğer bölgeler göre daha yüksek olduğu ve 22MnB5 ile TBF1180 birleştirmelerinin ITAB'larının (ısı tesiri altında olan bölge) temperlenmiş bölgelerinde yumuşak bölgenin (soft zone) bulunduğu tespit edilmiştir. Çekme testleri sonucunda kopmaların bazı birleştirmelerde kaynak metalinden, bazılarında ise ITAB'dan gerçekleştiği görülmüştür. Elde edilen çekme test sonuçlarına göre, kaynaklı numunelerin verimleri %70 ila %100 olarak hesaplanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Otomotiv Endüstrisi, Fiber Lazer Kaynağı, 22MnB5, DP800, TBF1180.

Investigation of Mechanical and Microstructural Properties of Automotive Sheets Joined by Laser Welding Method

Abstract: In this study, the joinability of DP800GA, DP800GI, 22MnB5 and TBF1180 materials, which are widely used in the automotive industry and have advanced strength properties, to be joined to each other by fiber laser welding method was investigated. Pilot studies were carried out to determine the suitable welding parameters. Tensile tests were carried out to determine the mechanical properties of the samples. In addition, the weld areas of the specimens were characterized by hardness tests and microstructural examinations. The welded specimens were visually inspected and no visible weld defects (pores, macro-cracks, root defects, etc.) were found in any of the specimens. Microstructural examinations showed that the weld metal was predominantly martensitic structure. Hardness tests showed that in most joints the hardness of the weld metal was generally higher than the other regions and that there was a soft zone in the tempered regions of the HAZ of the 22MnB5 and TBF1180 joints. As a result of the tensile tests, it was

* Coşkunöz Kalıp Makina Sanayi ve Ticaret Anonim Şirketi, Bursa.

** Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Karabük.

observed that the fractures originated from the weld metal in some joints and from the HAZ in others. From the tensile test results obtained, the efficiency of the welded specimens was calculated to be 70% to 100%.

Keywords: Automotive Industry, Fiber laser Welding, 22MnB5, DP800, TBF1180.

1. GİRİŞ

Otomotiv endüstrisinde kaynaklı birleştirmeler geniş bir kullanıma sahiptir. Kullanıldığı noktalarda kaynak zorunlu bir hale gelmektedir. Yani kaynak olmadan taşıtların sütunları, kapıları gibi bir çok önemli bölgelerinde birleştirmeyi gerçekleştirmek mümkün olmamaktadır. Bu nedenle kullanılan sacların kaynak ve diğer prosesler sonrasında gösterdikleri davranışlar çok önemlidir. Kamyon, dorse ve otobüs gibi ticari araçlar için hava süspansiyon sistemleri üreten bir tesis 2020 yılı aralık ayında 266.792 adet süspansiyon üretmiştir (Değirmen ve diğ., 2023). Üretilen bu parçaları araç hareket halindeyken temas etmesi mümkün unsurlara (çamur, yağ, su) karşı korumak için tepe noktalarında koruma sacları bulunmaktadır ve bu saclar kaynak ile birleştirilmiştir. Burada otomotiv endüstrisinde kaynağın ne kadar geniş bir kullanım alanını olduğu net görülmektedir.

Dual faz (DP) çelik tanımı ilk olarak 1937 yılında Grabe'nin, yeni bir yatak malzemesinin imalatı için % 0,25 C'lu bir çeliği kritik sıcaklıklar arasındaki bölgeden soğutması sonucunda DP fazlı yapıyı elde etmesiyle ortaya çıkmıştır. Sonrasında 1947 yılında Herres ve Lorig, DP çelik üretimini kısmi ostenitleme işlemi olarak adlandırmış ve bu durumun başlangıçta yüksek alaşımli ostenit adalarının oluşumuna ve devamında da martenzit oluşumuna yol açtığını belirtmişlerdir (Umur, 2016).

Otomotiv endüstrisinde sıcak şekillendirme işleminde yaygın olarak kullanılan 22MnB5 çeliği, ultra yüksek mukavemetli çelikler (UHSS) sınıfına girmektedir. 22MnB5 çeliği ısıl işlem veya preste sertleştirme (Hot Stamping) işlemleri uygulanmadan önce 300-500 MPa çekme dayanımına sahip iken, uygulanan mukavemet artırıcı işlemler sonrasında çeliğin içerdiği düşük C oranına rağmen bünyesinde bulunan Mn ve B elementlerinin kuvvetli sertleştirme etkisiyle, 1500 MPa üzerinde çekme, 1100 MPa'ın üzerinde de akma mukavemetine sahip hale gelirler (Özcan, 2009).

TBF (TRIP aided bainitic ferrite) çelikleri geliştirilmiş 3. nesil yüksek mukavemetli çelikler sınıfında yer alan dönüşüm etkili plastisite (TRIP) katkılı beynitik-ferrit çelikleridir. Bu çelik türleri hem yüksek dayanım hem de yüksek süneklik özelliklerini birlikte barındırmasıyla oldukça ilgi çekmektedirler. Beynitik veya temperlenmiş martenzitik yapıya sahip bu çeliklerin anahtar bileşeni bünyesinde barındırdığı kararlı kalıntı ostenittir (Ebner ve diğ., 2018), (Gibbs, 2019). Bu çeliklerin yüksek dayanımını ince taneli beynitik veya temperlenmiş martenzitik yapı sağlarken yüksek sünekliliğini ise kararlı kalıntı ostenit sağlamaktadır (Bilici ve diğ., 2021).

Otomotiv sektöründe sıklıkla kullanılan DP, 22MnB5 ve TBF çelikleri kullanıldıkları yerlerde genellikle kaynakla birleştirmeye ihtiyaç duymaktadır. Günümüzde gerek düşük ısı girdisi, gerekse robotik uygulama kolaylığı nedeniyle bu malzemelerin birleştirilmesinde lazer kaynağı tercih edilmektedir. Lazer ışının bu özelliğinden dolayı kaynak bölgesindeki metalurjik dönüşümler ile çarpılma ve distorsiyon düşük olacaktır. Lazer ışınının endüstriyel bir çok türü bulunmaktadır. Bunlardan bazıları; yarı-iletken diyot lazerler, iyon lazeri, fiber lazerler CO2 lazeri, excimer lazeri, katı hal (Nd:YAG) lazeridir (Kahraman ve Gülenç 2020).

Fiber lazer kaynağı da otomotiv endüstrisi de dahil çok yaygın kullanım alanına sahip olan ergitmeli kaynak yöntemidir. Birleştirme için gerekli ısıyı oluşturan lazer ışını üretildiği osilatörden ışının çıktığı bölüme kadar fiber kablolar ile taşındığı için geçmişte kullanılan lazer

kaynak metodlarına göre çok daha az kayıp ile ışın oluşturulmaktadır. Çok güncel bir metod olan bu yöntem ülkemizde küçük çaplı işletmelerde dahi bulunmaktadır. Ergime için gerekli ısı malzeme bünyesinde ciddi çarpılmalar ile distorsiyonlara sebep olmayacak kadar dar bir ITAB (Isı tesiri altında bölge) oluşturmaktadır. Kullanımı basit olan bu yöntem otomatikleştirilmeye de çok yatkındır. Son zamanlarda 100 kW'a kadar maksimum çıkış gücüne sahip yüksek parlaklıkta güçlü, fiber lazer geliştirilmiştir. Bu lazerler, CO₂ lazerinden daha iyi emilime, daha iyi ışın kalitesine ve daha iyi elektriksel verimliliğe sahiptir. Yüksek güçlü fiber lazerle elde edilen penetrasyon derinliği ve kaynak hızı önemli ölçüde iyileştirilmiştir. Yeni fiber lazer, kalın kesitli çeliklerin endüstriyel kaynaklanması için büyük bir potansiyele sahiptir (Zhang ve diğ. 2014). Fiber lazer kesim ve kaynak makinesi üreticileri satış hacimlerini artırmak için bu süreci sürekli olarak iyileştirmektedirler. CO₂ lazer kaynağı, ilk kullanıma başlandığı dönemlerde Nd:YAG kaynağı ile karşılaştırıldığında rakip olarak gösterilirken, fiber lazer kaynağı bugün Nd:YAG kaynağının çok ötesinde bir kullanım alanına ve yüksek verime sahiptir (Yüce ve diğ. 2024).

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde kullanılan DP800, 22MnB5 ve TBF1180 çeliklerinin fiber lazer kaynağı ile birleştirilebilirlikleri araştırılmıştır. Özellikle 22MnB5 ve TBF1180 çeliklerinin ülkemizde kullanılmalarının yeni olması ve bu malzemelerin fiber lazer kaynak uygulamaları hakkında yeterli çalışma olmaması bu çalışmanın yapılmasında itici güç olmuştur. Kaynak işlemleri sonucunda kaynaklı numunelerin kaynak bölgelerinde meydana gelen değişim ve dönüşümler mikroyapı ve sertlik testleri ile analiz edilmiştir. Ayrıca kaynaklı numunelere çekme testleri uygulanarak kaynaklı numunelerin statik yükler altındaki davranışları belirlenmeye çalışılmıştır.

2. MALZEME VE METHOD

Çalışmada kullanılacak 3 farklı mekanik özelliğe sahip (DP800GA-DP800GI, 22MnB5 ve TBF1180) malzemeler kendi aralarında fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. DP800 (GA: çelik sacın tavlansının ardından galvanizleme), DP800 (GI: sıcak daldırma galvanizleme), 22MnB5, TBF1180 çelik malzemelerin birleştirilmesinde 4 kW robotik Trumpf lazer kullanılmıştır.

2.1. Malzeme

Bu çalışmaya konu olan malzemeler ticari olarak piyasadan temin edilen 1,2 mm et kalınlığında DP800 (GA) ve DP800 (GI), 1.1 mm kalınlığında 22MnB5 ve 1,5 mm et kalınlığında TBF1180 çelikleridir. DP800 (GA) ile DP800 (GI) çeliklerinin sadece yüzey kaplama metodları birbirlerinden farklıdır. 22MnB5 çeliği yüksek mukavemet özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisi gibi önemli endüstrilerde kullanımı söz konusudur. TBF çelikleri ise günümüz otomotiv endüstrisinde yakın tarihte kullanım alanı artmaya başlayan bir çelik olup fiber lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonucunda otomotiv endüstrisinde daha geniş bir kullanım alanına sahip olacağı ön görülmektedir. Kaynak işlemlerinde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 1'de verilmiştir.

Tablo 1. Malzemelerin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %) ve mekanik özellikleri.

Malzeme	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	P	S	Al	Nb	Ti	Kalan	Çekme Day. (MPa)	Uzama (%)
DP800 (GA)	0.135	0.22	1.95	0.25	-	-	0.012	0.0023	0.043	0.20	Fe		780	13.6
DP800 (GI)	0.15	0.20	1.72	0.42	-	-	0.012	0.003	0.040	0.20	Fe		780	13.6
22MnB5	0.23	0.24	1.19	0.18	0.005	0.0023	0.0015	0.0006	0.03	0.001	0.04	Fe	1490	7
TBF1180	0.23	2.0	2.9	0.6	0.005	0.040	0.010	0.020	0.15	Fe			1222	18

2.2 Kaynaklı Birleştirmeye Hazırlık

Muhtelif boyutlarda temin edilen malzemeler 100x30 mm boyutlarında soğuk kesme prosesi uygulanarak kesilmiştir. Kesilen malzemelerin kenarlarına zımparalama işlemleri uygulanıp kesim ardından oluşan çapaklar temizlenmiştir. Kesilen numuneleri birleştirmek için numune ölçülerine uygun birleştirme fikstürü oluşturulmuştur. Birleştirilecek numune kalınlıklarının az olması ve uygulama esnasında ilave metal kullanılmayacak olması nedeni ile numunelerin hiçbirine kaynak ağızı açılmamıştır. Numuneleri sabitlemek için kullanılan fikstürün referanslama işlemleri hassas ölçü aletleri ile gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde birleştirme fikstürünün robotik kaynak makinesi ile 0 ve 90 derece bağlantısı doğru olarak sağlanmıştır. Sac malzemeler fikstüre bağlanmadan önce deney malzemelerinin bağlanacağı kanalların çapakları alınmıştır.

2.3 Kaynak Uygulamaları

Bu çalışmada sacların birleştirmesinde robota adapte edilmiş 4 kW gücünde “Trumpf Trudisk 4001” fiber lazer kaynak makinesi kullanılmıştır. Koruyucu gaz kullanılmadan fiber lazer uygulamaları gerçekleştirilmiştir. Öncelikle literatür bilgileri ışığında dar bir aralıkta birleştirilecek olan sac metaller için en iyi birleştirme parametrelerini oluşturmak hedeflenmiştir. Bu bağlamda hurda malzemeler kullanılarak en uygun kaynak parametre havuzu oluşturulmuştur. Tablo 2’de ön çalışmalar sonucu belirlenen kaynak parametreleri ve ısı girdisi formülü verilmiştir. Aseton ile temizlenmiş numuneler kaynak fikstürüne yerleştirilmiş ve kaynak işlemleri robotik olarak gerçekleştirilmiştir.

Tablo 2. Uygulanan kaynak parametreleri

Numune No	Malzeme	Kaplama	Kalınlık (mm)	Güç (W)	Kaynak Hızı (mm/sn)	Isı Girdisi (kJ/mm)*
1	DP800	GA	1,2	3700	150	0,24
2	DP800	GI	1,2	3700	150	0,24
3	22MnB5	AlSi	1,1	3700	170	0,21
4	TBF1180	GI	1,5	3700	170	0,21

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

2.4. Karakterizasyon Çalışmaları

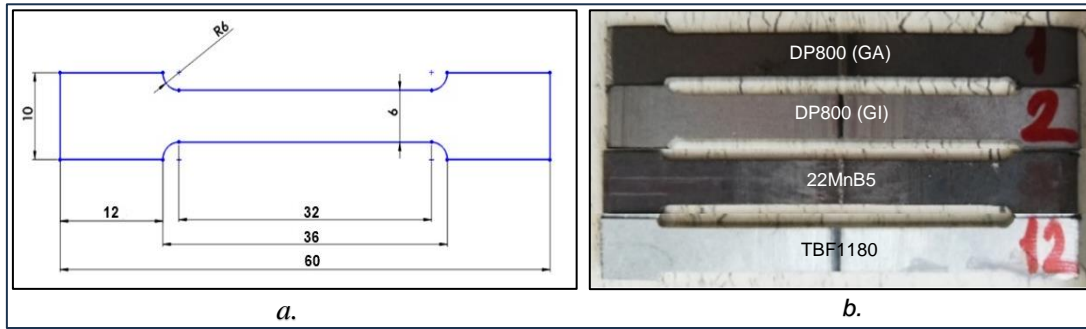
Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerin kaynak bölgesinin (kaynak metal, ITAB ve ana malzeme) karakterizasyonları için kaynaklı numunelere gözle muayene, mikroyapı incelemeleri, sertlik testi ve çekme testleri uygulanmıştır.

Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilen kaynaklı numuneler öncelikle gözle muayene testine tabi tutulmuştur. Gözle muayene işlemleri TS EN 13018 standardına göre yapılmıştır. Gözle muayeneye tabi tutulan numuneler diğer testler için 3 kW fiber lazer kesim makinesinde kesme işlemine tabi tutulmuşlardır. Numunelerin kesiminde 3 kW gücünde Amada Ensis model fiber lazer cihazı kullanılmış ve numunelerde makinenin WACS özelliği de kullanılarak diğer kesim parametrelerinin etkisi ile tamamıyla çapaksız bir kesim gerçekleştirilmiştir. WACS özelliği kesimden önce numunelere soğutma suyu uygulayan bir kesim yöntemidir.

Mikroyapı çalışmaları için 15x8 mm ölçülerinde fiber lazer kesim yöntemi ile numuneler çıkartılmıştır. Çıkartılan bu numunelere sıcak bakelite alma işlemi uygulanmıştır. Bakelite alınan numuneler standart zımparalama yöntemleri ile zımparalandıktan sonra %3 nitrik asit %97 etil alkol ile 10 saniye süre ile dağlanmışlardır. Bu işlemlerin ardından mikroyapı çalışmaları Nikon MA200 ters tip optik mikroskopta yapılmıştır. Optik mikroskop çalışmaları esnasında kaynak bölgesinin tamamında (ana malzeme, kaynak metal, ITAB) ve her bir bölgedeki morfolojik değişikliklerin kolaylıkla gözlemlenebilmesi için farklı büyütme hızlarında çalışmalar yapılmıştır. Malzemelerin sertliğinin ölçülmesi Qness QATM Q10A+ sertlik ölçüm yazılımı ile Vickers

sertlik ölçme yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Ölçümler 75 µm sabit aralıklarda, 100 g (HV0,1) yük altında tüm kaynak bölgesini kapsayacak biçimde yapılmıştır.

Fiber lazer ışın kaynağı ile birleştirilen numunelerin statik yükler altında göstereceği davranışları analiz etmek için kaynaklı numunelere çekme testi uygulanmıştır. Bir kaynak numunesinden iki adet çekme numunesi çıkartılmıştır. Ayrıca kaynaklı numuneleri kıyaslayabilmek için ana malzemelere de çekme testi uygulanmıştır. Bu şekilde deney numunelerimize birleştirme işleminin çekme mukavemeti konusunda nasıl bir etki ettiğini doğrudan analiz etmek mümkün olmuştur. Çekme işlemleri TS EN ISO 4136:2022 standardına uygun olarak 50kN kapasiteye sahip SHIMADZU marka çekme test cihazında 2 mm/dk çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 1’de uygulanacak çekme testi için kesilen numunelerin ölçüleri ve her bir birleştirmeden 1 adet örnek numune görseli verilmiştir.



Şekil 1:

a. Çekme test numune ölçüleri b. Numune görselleri

3. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

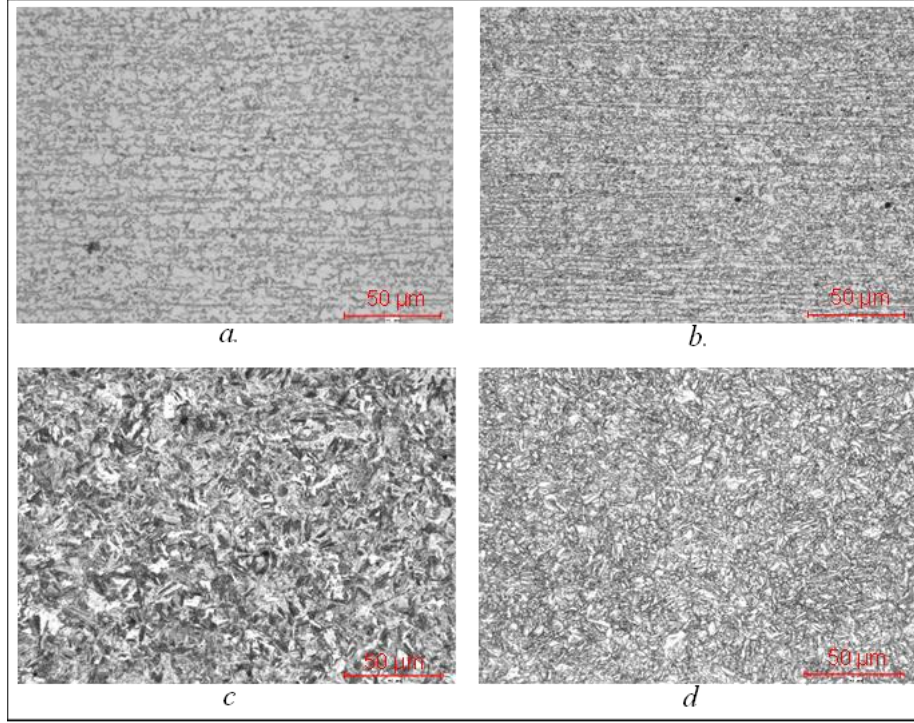
3.1 Gözle Muayene

TS EN 13018 standardına göre 4 adet numunenin hem kep hem de kök taraflarına yapılan gözle muayene incelemelerinde, hiçbir kaynaklı birleştirmede gözle görülebilir nüfuziyet eksikliği, aşırı sarkma, yenme olukları, yüzeye açık gözenek ve çatlak vb. kaynak hatasına rastlanmamıştır. Kaynaklı numunelerde olası kaynak hatalarının oluşmamasının en büyük sebebinin kaynak işlemlerinin uygun kaynak parametrelerinde, uygun bir fikstürde ve otomatik olarak yapılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

3.2. Makro/mikroyapı Çalışmaları

Kaynaklı malzemelerin kaynak bölgelerindeki makro/mikroyapı çalışmaları sonucunda elde edilecek görüntüleri değerlendirmek için öncelikle DP800(GA), DP800(GI), 22MnB5 ve TBF1180 ana malzemelerinden mikroyapı görüntüleri alınmıştır (Şekil 2). Bu şekilde ana malzeme mikroyapıları ile kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarını inceleyerek birleştirmenin numunelerin içyapılarına etkilerini analiz etmek mümkün olacaktır. Şekil 2’de verilen DP800(GA) ve DP800(GI) çift fazlı çeliklerin mikroyapısı incelendiğinde her iki yapının da martenzit ferritik olduğu gözükmemektedir. Ayrıca hem DP800(GA) hem de DP800(GI) malzeme yapılarında bantlaşmaların olduğu ancak DP800GI malzeme mikroyapısının DP800GA’ya göre daha ince taneli olduğu görülmektedir. Sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemede yapının martenzitik olduğu gözlemlenmektedir. Bu malzemede sıcak şekillendirme işleminden sonra ani su verilerek sertleştirme prosesi uygulandığından tanelerin geometrisinin şekilsiz olduğu tespit edilmiştir. TBF1180 malzeme incelendiğinde ise yapısının kalıntı östenit içeren beyritik ve martenzitik bir mikroyapı gözlemlenmektedir.

Aydın ve diğ. (2024) yüksek dayanımlı çelikler grubuna ait olan DP 800 eliklerinin ferrit ve martenzit yapılardan oluştuğunu belirtmişlerdir. Siltanen ve diğ. (2015), farklı fırın süreleri kullanılmasına rağmen 22MnB5 eliğinin mikro yapısının sıcak presleme (hot stamping) sonrasında tamamen martensitik olduğunu gözlemlemişlerdir. Stadler ve diğ. (2020) 1200 MPa ekme dayanımına sahip TBF elik ana malzemenin çok fazlı bir mikroyapıdan oluştuğunu; bu yapıların beynitik matris içerisinde ostenit adacıkları ile bir miktar martenzitik yapıya sahip olduğunu, Başer (2023) ise TBF 1180 ana malzemenin kalıntı östenit içeren beynitik ve martenzitik mikroyapıda olduğunu belirtmiştir.

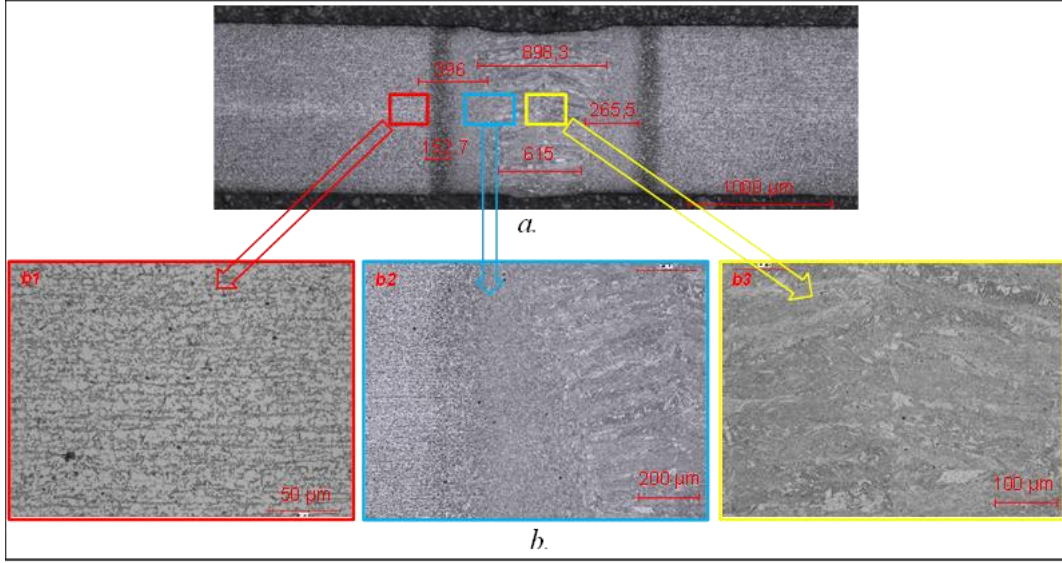


şekil 2:

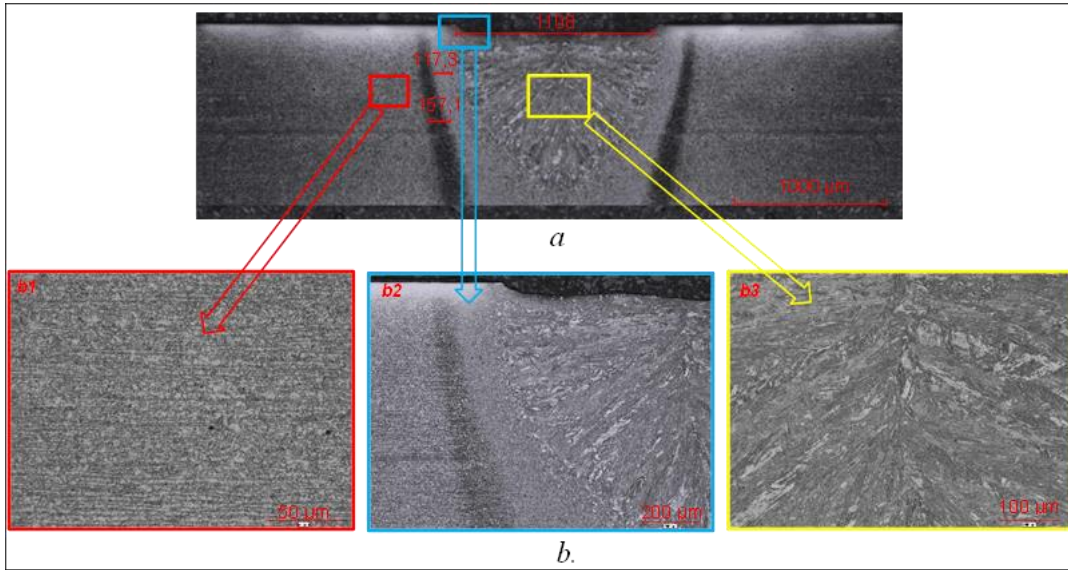
Ana malzeme mikroyapıları:

a. DP800GA, b. DP800GI, c. 22MnB5 ve d. TBF1180

1,2 mm kalınlığında DP800(GA) ile DP800(GI) malzemelerinin lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonrasında kaynak bÖlgelerinden alınan makro/mikroyapı görüntüleri sırasıyla şekil 3 ve şekil 4’de paylaşılmıştır.



Şekil 3:
DP800GA malzemenin kaynak bölgesi;
a. Makroyapı b. Mikroyapı görüntüleri



Şekil 4:
DP800GI malzemenin kaynak bölgesi;
a. Makro ve b. Mikroyapı görüntüleri

Şekil 3’de verilen DP800GA numunesine ait makroyapı incelendiğinde kaynak metali ve ITAB’ının farklı görünüm sergilediği, kaynak metalinin ana malzeme kalınlığı boyunca ve simetrik bir şekilde oluştuğu görülmüştür. Ayrıca kaynak kepinde DP800GI birleştirmesi hariç (DP800GI birleştirilmesinde kepte az miktarda kepte çökme mevcut) çökme, kaynak kökünde ise sarkmanın olmaması iyi bir birleştirme kesitinin elde edildiğini göstermektedir. Birleştirmenin ITAB’ı incelendiğinde ise yaklaşık olarak kaynak metali genişliğinin yarısına yakın (yaklaşık 400 µm) olduğu ve kaynak esnasındaki termal çevrim dolayısıyla farklı görünüm sergilediği gözlemlenmiştir. Aynı numunenin mikroyapıları incelendiğinde ise ana malzeme ile kaynak

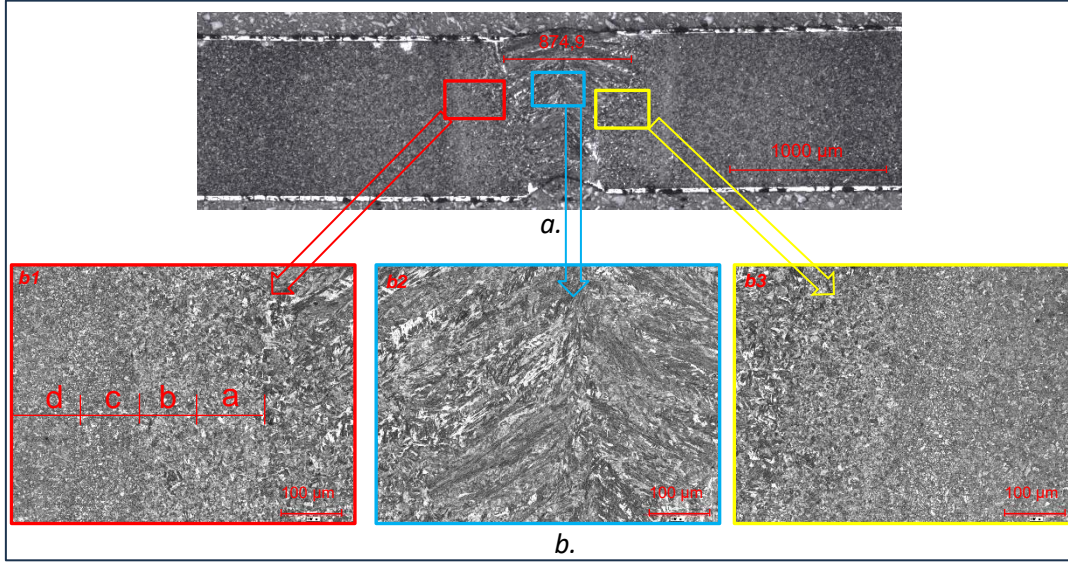
bölgesinin (kaynak metali ve ITAB) mikroyapı görüntülerinin oldukça farklı oldukları görülmektedir. Burada bir kaynaklı bağlantının en kritik bölgesi olan ITAB'ın kaynak esnasında farklı ısı çevrimlere maruz kalması bu bölgede farklı mikroyapıların ve farklı tane büyüklüklerinin oluşmasına neden olmaktadır. Bir başka ifade ile kaynak ergime çizgisine yakın olan kısımlarda yüksek sıcaklıktan dolayı iri taneli bir yapı oluşurken onun devamında normalizasyon sıcaklığına maruz kalan bölgede ince taneli bir yapı oluşmaktadır. Bu bölgedeki en kritik noktalardan birisi de kaynak esnasında ITAB ile kaynak metali arasında kalan ergime sınırı denilen kısımda meydana gelen kaynak hatalarıdır. Yapılan incelemelerde kaynak metali ile ITAB arasında düzgün bir geçiş sağlamış ve ergime sınırında herhangi bir olumsuzluk tespit edilmemiştir.

Şekil 3b'de verilen mikroyapılar incelendiğinde ergime sınırına bitişik ITAB'da (*b1*) tane irileşmesi görülürken bu bölgeye bitişik kısımda ise martenzit-ferrit yapının yanında temperlenmiş martenzitik bir yapı görülmüştür. Kaynak esnasında ergiyip katılaştıran bölge olan kaynak metali (*b3*) incelendiğinde ise bu kısmın ana malzeme ile ITAB'dan oldukça farklı görünümde olduğu göze çarpmaktadır. Bu kısım kaynak esnasında bölgesel olarak yüksek sıcaklıklara maruz kalmakta dolayısıyla katılma ana malzemeden kaynak merkezine doğru olmaktadır. Ayrıca bu bölgede kaynak merkezi soğuma hızı ile ergime sınırına bitişik bölgedeki soğuma hızları farklılık gösterdiğinden mikroyapıda da farklılıklar görülmektedir. Burada katılmanın epitaksiyel katılma olması, soğumanın kaynak merkezinden ana malzemeye doğru gerçekleşmesi oluşan tanelerin kaynak merkezine doğru yönelmesine sebep olmuştur. Lazer kaynağında anlık ısı girdisinin yüksek olması nedeniyle kaynak metali hızlı soğumakta dolayısıyla da yapı martenzit yapıya sahip olmaktadır.

Şekil 4'de verilen DP800GI birleştirmesinin kaynak bölgesinin makroyapısı (*a*) incelendiğinde kaynak metali ve ITAB'ın simetrik bir şekilde ve fincan biçiminde oluştuğu görülmektedir. Aynı birleştirmenin mikroyapısı (*b*) incelendiğinde ise kaynak metalinde martenzit yapının oluştuğu DP800GA malzemesine benzer şekilde bir ITAB ve ergime sınırı oluştuğu tespit edilmiştir. Şekil 3 ve Şekil 4 birlikte değerlendirildiğinde malzemelerin aynı malzemeler olması (DP800) adede malzeme yüzeylerinin farklı kaplamalara (GA ve GI) sahip olması gerek ITAB'da gerekse kaynak metalinde benzer yapıların oluşmasına sebep olduğu görülmüştür.

Tuncel (2020) DP800 malzemeleri Nd:YAG lazer yöntemi ile birleştirmiş ve birleştirmelerin mikroyapı çalışmalarında kaynak metalinin genel itibariyle martenzitten oluşan içyapılarda olduğunu belirtmiştir. A3 sıcaklığının üzerinden A1 sıcaklığının altına kadar geniş bir sıcaklık aralığında değişen ITAB'ın ise martenzit, temperlenmiş martenzit, kalıntı ostenit ve ferritten oluşan yapıları içerdiğini ve bu bölgede iri taneli yapıların oluştuğunu rapor etmiştir.

Şekil 5'de lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş 22MnB5 numuneye ait kaynaklı bölgenin makro/mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

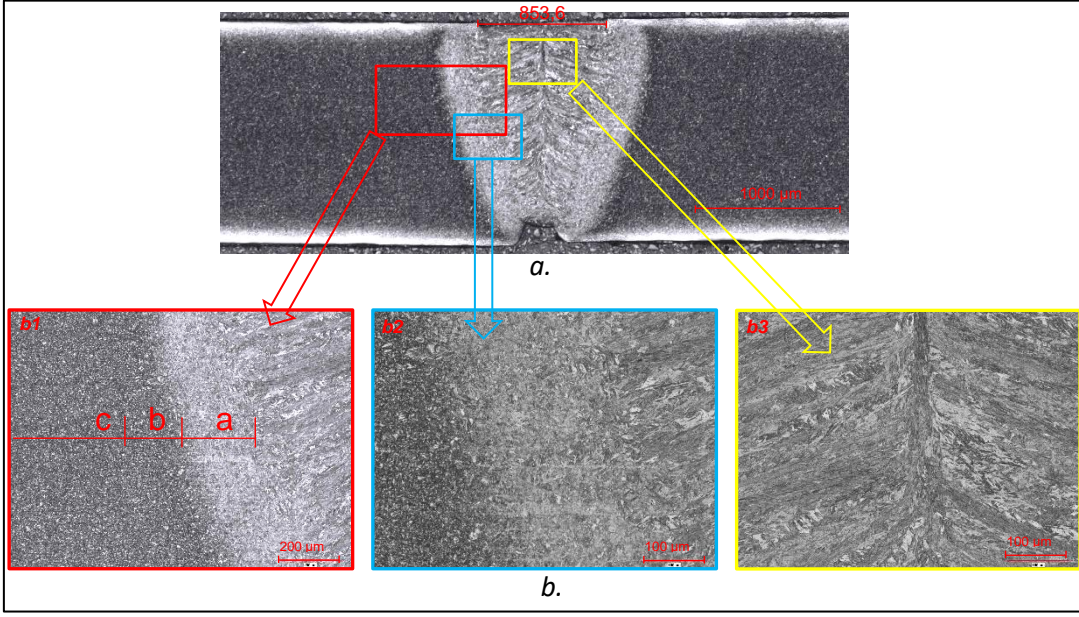


Şekil 5:
22MnB5 malzemenin kaynak bölgesi;
a. Makro b. Mikroyapı görüntüleri

Şekil 5a’da verilen 22MnB5 kaynaklı numune makroyapısı incelendiğinde iki yan duvarda da tam bir birleşmenin gerçekleştiği ve hatalardan arınmış bir ergime sınırı elde edildiği görülmektedir. Ayrıca kaynak metalinin yapısının martenzit olduğu aynı zamanda kaynak metalinin kaynağın doğal katılaşma sonucu meydana gelen epitaksiyel katılaşma ile kaba taneli ve soğuma yönüne yönlendirilmiş iri sütunsal tanelerden meydana geldiği tespit edilmiştir (Şekil 5b2).

Şekil 5b’de verilen kaynaklı numunenin ITAB’ları incelendiğinde ITAB’ın üç bölgeden oluştuğu, yalnız üst kritik bölgenin de (A3 sıcaklığının üstü) hem iri (b1-a) hem de ince taneli (b1-b) 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 (b1-c) ve tepe sıcaklığının Ac1’in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı (b1-d) ITAB’tır.

Sonuç olarak sıcak şekillendirme öncesi ferrit-perlit mikroyapıya sahip 22MnB5 malzemeler, ısıtma-sıcak şekillendirme ve su verme aşamasından sonra martenzitik ve az miktarda beynitik ve ferritik yapıya sahip olmaktadır. Bu malzemenin kaynak metalinde ağırlıklı olarak martenzitten oluşan mikroyapı, ITAB’da ise ferrit ve temperlenmiş martenzit fazından oluşmuş yapılar görülmüştür. Kurumahmut (2009), 22MnB5 malzemelerin sıcak şekillendirme sonrası, başlangıçta ferrit-perlit mikroyapısına sahip 22MnB5 sacının sertlik ve dayanımdaki güçlü artışla tamamına yakınının martenzit veya martenzit-beynit gibi iki farklı yapıya dönüştüğünü gözlemlemiştir. Benzer şekilde Yu ve diğerleri (2011), nokta direnç kaynaklı 22MnB5 malzemenin kaynak mikroyapısını incelemişler ve ana metaldeki mikroyapının martenzitten oluştuğunu belirtmişlerdir. ITAB’ın üç bölgeden oluştuğunu A3 üzeri yüksek sıcaklığa çıkan bölgede iri taneli bir yapının oluştuğunu, ITAB’ın diğer bölgesinin temperlenmiş bölge olduğu ve kaynak işlemi tepe sıcaklığı Ac1’in altında olduğu rapor çalışmaları edilmiştir. Son ITAB’da ise sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiğini ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik bölge olduğunu belirtmişlerdir. 1,5 mm kalınlığa sahip olan TBF1180 numunelerine uygulanan birleştirmeye ait makro-mikroyapı görüntüleri Şekil 6’da verilmiştir.



Şekil 6:
TBF1180 malzemenin kaynak bölgesi;
a. Makro b. Mikroyapı görüntüleri

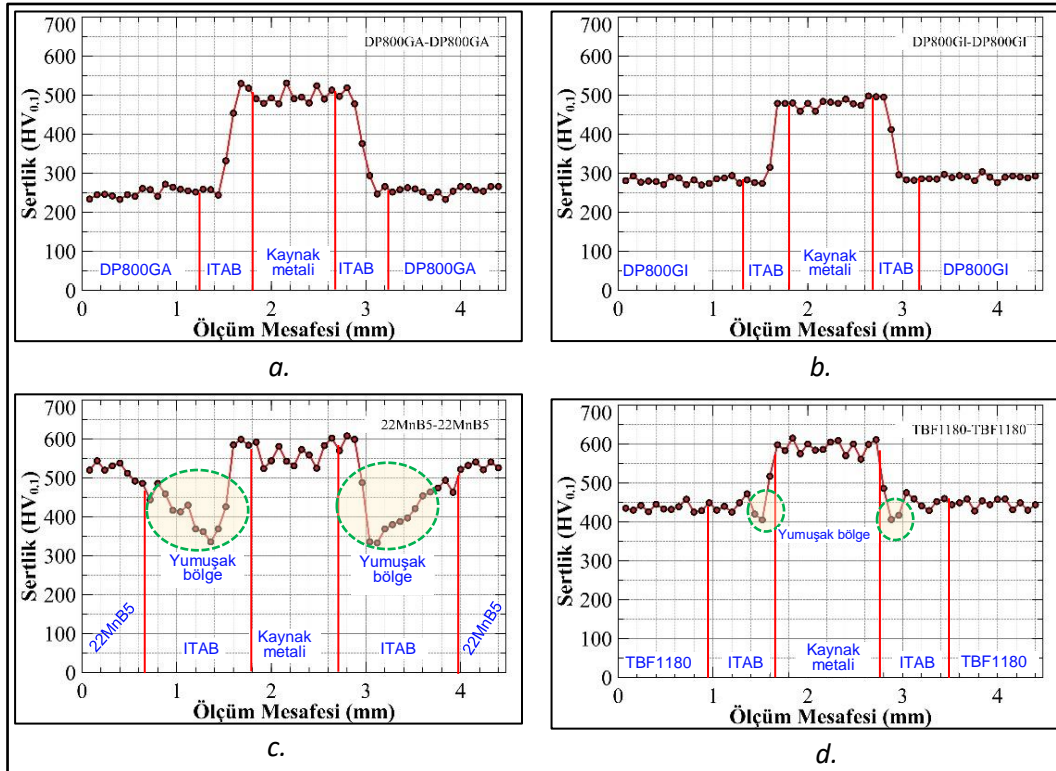
Şekil 6a'da verilen kaynaklı TBF1180 numunenin makro görüntüsü incelendiğinde kaynak metalini makro görünümünün ana malzeme görünümünden oldukça farklı olduğu gözlemlenmektedir. Kaynak esnasında lazer ışını gücü ile ana malzemeler ergimekte dolayısıyla da ilave metal kullanılmadığından kaynak metalini sadece ana malzemelerin ergime ve katılaşması sonucunda oluşmaktadır. Dolayısıyla kaynak işleminin karakteristiği olarak bölgesel ergime-katılaşma işlemine maruz kalan bölgede epitaksiyel bir katılaşma meydana gelmektedir. Epitaksiyel katılaşma da ergimiş sıvı metalin ana malzemenin devamıymış gibi katılaşma davranışı sergilemesi ve ergime sınırından başlayan katılaşmanın kaynak metalini merkezinde sonlanması sonucunda kaynak merkezine yönelmiş kaba lameller yapılarının oluşmasına sebep olmaktadır. Burada yönelmelerin kaynak sonrasında ısı akışı yönünü işaret ettiği bir gerçektir. Bu nedenle kaynak metalini yapısı ana malzemelere göre farklılık göstermektedir. Şekil 6b-b2'de verilen kaynak metalini mikroyapısının kabalaşmış lamellerden oluştuğu ve yapının martenzit-beynit olduğu görülmektedir. Kaynaktan önce ağırlıklı beynitik olan TBF 1180 ana malzeme mikroyapısı, kaynak sonrasında hızla soğumakta dolayısıyla kaynak metalinde martenzit miktarı artarken beynit miktarı azalmaktadır.

Şekil 6b incelendiğinde kaynak metaline bitişik olan (b1-a) iri taneli bölge, bu bölgenin bitişikindeki (b1-b) ince taneli bölge ve ana malzemeye yakın (b1-c) kaynak ısısından dolayı temperlenen bölgedir. Kaynak esnasında birinci bölgede A3 sıcaklığının üzerine çıkılmakta ve tamamen östenit dönüşümü gerçekleşmektedir. Dolayısıyla kaynak sonrası soğuma hızına bağlı olarak içyapı genellikle beynitik ve martenzitik olmuştur. Buradaki sıcaklık oldukça yüksek (yaklaşık 1200 °C) olduğundan tane irileşmesi kaçınılmaz olmaktadır. A3 sıcaklığına bitişik olan ince taneli bölge, bir miktar yüksek sıcaklığa (yaklaşık 900 °C) maruz kalmakta dolayısıyla östenitleme gerçekleşmekte ancak burada sıcaklık önemli ölçüde tane büyümesi için yeterli olamamakta dolayısıyla ince taneli bir yapı oluşmaktadır. Sıcaklığın A1 ile A3 arasında olduğu bölgelerde ise içyapıda beynitik ve martenzitik fazların yanında ferrit fazı da ortaya çıkmaktadır. Ayrıca bu bölgede yeniden kristalleşmenin etkisi ile taneler oldukça ince yapıdadır. ITAB'ın ana

malzemeye bitişik kısmının sıcaklığı A1 sıcaklığının altındadır dolayısıyla bu bölge sadece temperlenmiş olmaktadır.

3.3 Sertlik Testleri

DP800(GA), DP800(GI), 22MnB5, TBF1180 çeliklerinden oluşan deney numunelerinin plastik deformasyona karşı direncini öğrenmek amacıyla bu malzemelere ve bu malzemelerden oluşan kaynaklı birleştirmelere sertlik testi uygulanmıştır. Bu amaç doğrultusunda ölçülen sertlik değerine göre numuneleri bilenen fazların sertlikleri ile kıyaslayarak hangi faz yapısında olduğu tahmin edilebilir. Kaynaklı numunelerden otomatik olarak ölçülen sertlikler sonucunda elde edilen sertlik değerleri grafikleştirilmiş olarak Şekil 7’de verilmiştir.



Şekil 7:

Kaynak bölgesi sertlik grafikleri;

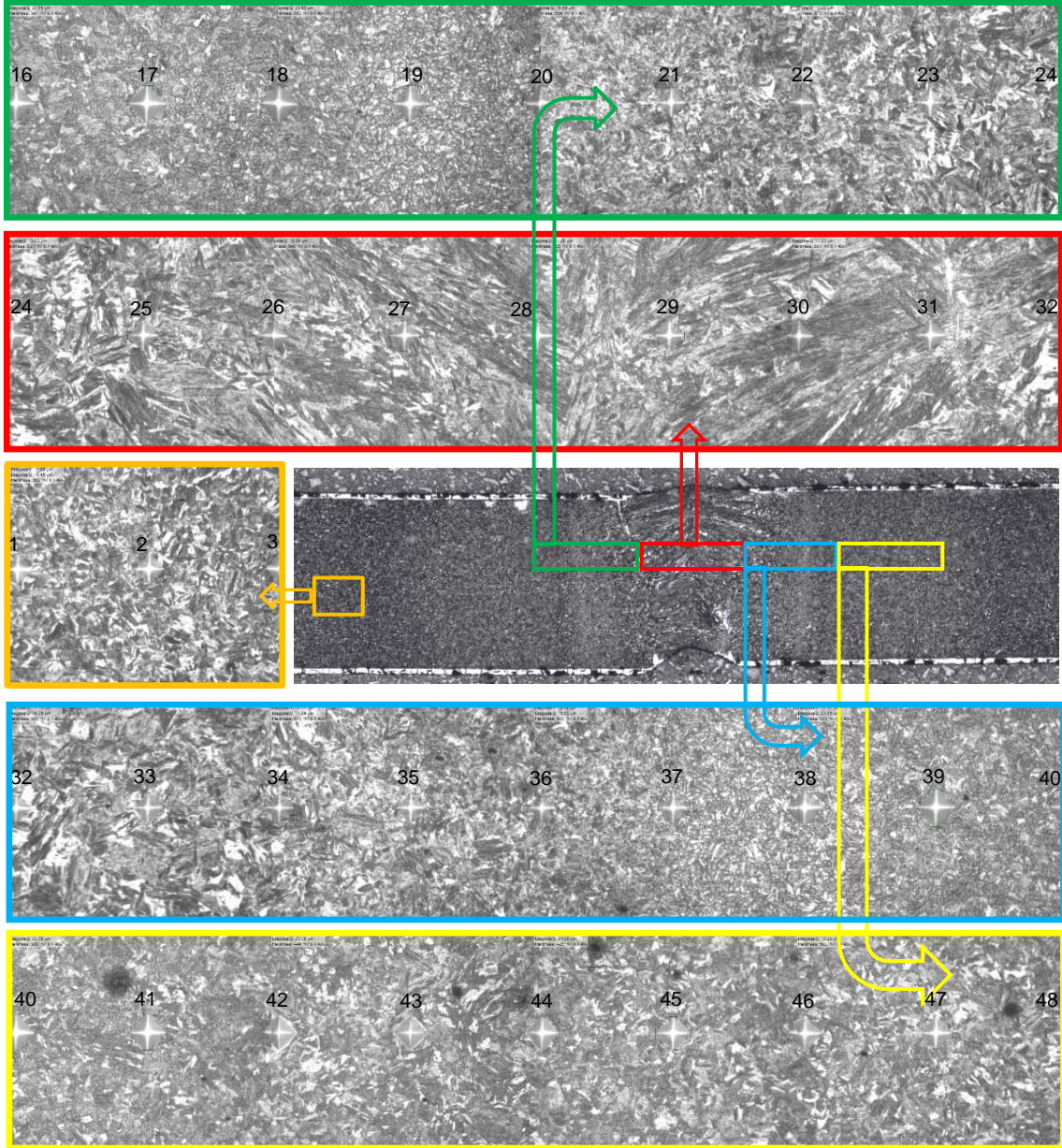
a. DP800(GA) b. DP800(GI) c. 22MnB5 d. TBF1180

Şekil 7’de verilen a ile b grafiklerinde hem DP800GA hem de DP800GI saclarının fiber lazer kaynak uygulamalarında elde edilen sertlik grafiklerinin birbirlerine son derece yakın oldukları ve en sert bölgelerin kaynak metalleri oldukları gözlenmektedir. Burada kaynak metallere sırasıyla ölçülen sertlik değerleri 478-531 HV ve 459-498 HV’dir. Birinci numune yani DP800GA-DP800GA kaynaklı birleştirmesinde ana malzemenin sertliği 233-266 HV aralığında görülürken kaynak esnasında ısı girdisi dolayısıyla soğumanın etkisiyle ısı tesiri altında kalan bölgede sertlik değeri 244-530 HV arasında ölçülmüştür. DP800(GI) birleştirmesinde de bu değerler birbirlerine yakındır. Gong ve diğ. (2016) 1,2 mm kalınlığındaki DP780 ve DP1180 kalite çeliklerini lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve birleştirmenin DP780 ana malzeme sertliğinin kaynak metali sertliğinden daha düşük olduğunu belirlemişlerdir.

Şekil 8’de lazer kaynağı ile birleştirilmiş 22MnB5 numunesinin (Şekil 7c) sertlik ölçüm noktaları ve sertlik ölçüm izlerinin olduğu mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Burada ölçümlerin hangi noktalardan yapıldığı görölmektedir. Ölçüm esnasında izler arası mesafe 75 µm olarak belirlenmiştir. Şekil üzerinde verilen iz büyüklükleri sertlik değeri hakkında bilgi vermektedir. Bir başka ifade ile iz büyüklüğu arttıkça sertlik azalmaktadır. Ayrıca resimler üzerinde izlerin ölçüldüğu mikroyapılar net olarak görölebilmektedir. Böylelikle mikroyapı-sertlik ilişkisi kolaylıkla kurulabilmektedir.

Şekil 7c’ de verilen 22MnB5 numunesine ait sertlik grafiği incelendiğinde grafikteki en belirgin özelliğin sertlik dağılımının tipik W şekli profilinde oluşmasıdır. Kaynak esnasında ilave metal kullanılmaması, kaynak işlemlerinin otomatik olarak yapılması bu şeklin oluşmasındaki en önemli faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Grafik incelendiğinde en yüksek sertlik değerlerinin ergime sınırına bitişik ITAB’ın iri taneli bölgesinden ölçüldüğu (584-601 HV), kaynak metali sertliklerinin ise bu bölge sertliklerine yakın olduğu (501-588 HV) görölmektedir. Bu birleştirmenin diğer birleştirmelerden en belirgin farkı ise ITAB genişliğinin kaynak metali genişliğinden daha fazla olmasıdır. Şekil incelendiğinde yaklaşık 1 mm’nin altında bir kaynak metali genişliği elde edilirken bu genişlikler ITAB’da ortalama 1,2 mm’nin üzerinde görölmektedir. Kaynak esnasında bu kadar geniş bir ITAB’ın oluşması bazı sorunları da beraberinde getirmektedir. Yüksek mukavemetli çelik türlerin kaynağında sıklıkla görülen bu bölgede “Soft zone” denilen bölge yumuşak oluşmakta ve bu oluşum kaynaklı malzemelerin dayanımını düşürmektedir. Bu bölgede sertlik düşüşünün sebebi martenzitik ana malzemenin temperlenmesinden kaynaklanmaktadır. Mikroyapı incelemelerinde tespit edilen ITAB’da bulunan farklı mikroyapılar sertlik değerlerinin bu bölgede farklı olmasına neden olmaktadır. ITAB’daki iri taneli bölgenin sertliğin 580-590 HV olduğu düşünöldüğünde yumuşak bölgedeki sertlik düşüşünün yaklaşık %57 (330-340 HV) olduğu söylenebilir.

Tuncel ve diğ. (2023) çalışmalarında, 22MnB5 malzemeyi fiber lazer kaynağında farklı ısı girdileri kullanarak birleştirmişler ve tüm bağlantıların sertlik dağılımının tipik W şekli profilinde olduğunu, ITAB’da tüm sertlik dağılım grafiklerinin ana malzemeye göre sertlikte önemli düşüşler sergilediğini belirtmişlerdir. ITAB’da en düşük mikrosertliğin interkritik ITAB ve krtikalıtı ITAB sınırında ölçüldüğünü ve bunun sebebinin ana malzemede var olan martensitin temperlenmesinden kaynaklandığını belirtmişlerdir. Benzer şekilde Zhang ve diğ. (2022) Al-Si kaplı 22MnB5 ile galvanizli çeliği (galvanized steel) lazer kaynağı ile birleştirmişler ve sertlik ölçümleri sonucunda birleştirmenin en yüksek sertliğinin birleştirmenin 22MnB5 ITAB’ında iri taneli bölgede 572 HV, en düşük ITAB sertliğinin ise temperlenmiş bölgede (yumuşak bölgede) 329 HV olduğunu rapor etmişlerdir. Kaynak esnasında bu bölgedeki sıcaklığın AC1’den daha düşük olduğu bu yüzden martenzitik yapının temperlendiği ve bu bölgede sertliğin en düşük olduğu rapor edilmiştir. Xi ve diğ. (2019) çalışmalarında Al-Si kaplı sıcak çekme 22MnB5 çeliğini lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve sertlik testleri sonucunda en yüksek sertliğin kaynak metalinde olduğunu, ITAB’ın ise ana malzemededen yüksek, kaynak metalinden daha düşük sertliğe sahip olduğunu tespit etmişlerdir.



Şekil 8:
22MnB5 sertlik bölgesi izleri

Şekil 7'de TBF1180 çeliğinin oluşturduğu numuneye uygulanan sertlik ölçümleri incelendiğinde elde edilen sertlik verilerinde ana malzemedede en düşük sertlik değeri 422 HV, en yüksek sertlik değeri 464 HV, ITAB'da en düşük sertlik 388 HV, en yüksek 602 HV, kaynak metalinde ise en düşük sertlik 550 HV, en yüksek sertlik 612 HV olarak ölçülmüştür. Özetle TBF1180 kaynaklı numunesine yapılan sertlik testleri sonucunda en yüksek sertliğin kaynak metalinden ölçülmüştür. Kaynaklı malzemelerin kaynak metallereinden en yüksek sertlik değerlerinin ölçülmüş olmasının sebebi kaynak sonrası kaynak metallereinde elde edilen mikroyapı ile ilgilidir. Mikroyapı çalışmalarında ana malzemenin beynitik yapısının aksine kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzitik olduğu bu nedenle sertliğinin yüksek olması normal bir durumdur.

Bu malzemelerin kaynağında ITAB'dan ölçülen değerler kıyaslandığında ITAB'da olan farklı mikroyapılara bağlı olarak en düşük sertlik ile en yüksek sertlik değerleri arasında yaklaşık

%65 fark olduğu tespit edilmiştir. Kaynak metali sınırı olan ergime sınırına bitişik bölgede en yüksek ITAB sertliği elde edilirken ana malzemeye en yakın bölgede ise ana malzemeden yaklaşık %10 düşük sertlik değerleri bulunmuştur. En yüksek ITAB sertliğinin ölçüldüğü bölge iri taneli bölge, en düşük sertliğin ölçüldüğü bölge ise ana malzemeye bitişik temperlenmiş yumuşak bölge (soft zone) olarak belirlenmiştir. Bir başka ifade ile kritik üstü bölgede en yüksek sertlik elde edilirken interkritik bölgede orta sertlik, kritik altı bölgede ise en düşük sertlik değerleri elde edilmiştir.

Stadler ve diğ. (2021) TBF1200 malzemeleri, benzer şekilde Aydın ve diğ. (2022) TBF1180 malzemeleri nokta direnç kaynağı ile birleştirmiş ve ITAB'dan ana malzemeye geçişin olduğu çok dar bir bölgede sertlik değerlerinin bir miktar azaldığını rapor etmişlerdir. Bu sertlik düşüşünün tane büyüklüğünden değil temel malzeme içyapısındaki sert fazların (martenzit ve beynit) kaynak ısı çevriminde önemli ölçüde temperlemesiyle ortadan kalkması neticesinde olduğunu belirtmişlerdir.

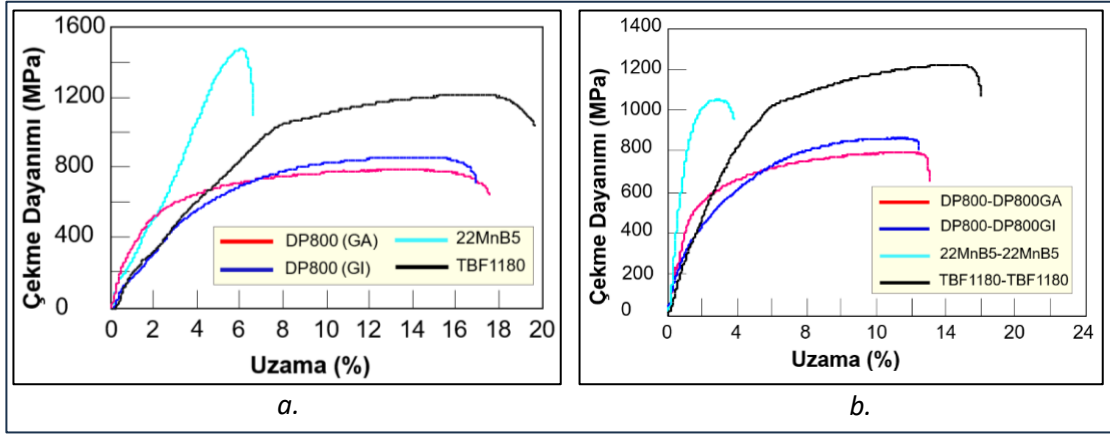
3.4 Çekme Testi

Çekme testi, bir deney numunesinin kopana kadar tek eksen doğrultusunda çekme kuvvetine maruz bırakılarak gerçekleştirilen bir testtir. Bu testin amacı numunenin MPa birimi cinsinden ne kadar kuvvete dayandığını ne kadar yüzdelik uzama gerçekleştireceğini öğrenmektir. Bu amaç doğrultusunda deney malzemelerinden olan DP800(GA), DP800(GI), 22MnB5, TBF1180 çeliklerine birleştirme olmadan çıkarılan ve birleştirme uygulamasından sonra kaynak metalinin dahil olduğu bölümden çıkarılan çekme numunelerine bu test uygulanmıştır. Her bir ana malzemelerden ve her bir kaynak parametresinden ikişer adet olmak toplamda 8+8 toplamda 16 adet numuneye çekme testi uygulanmıştır. Birleştirme olmadan sadece ana malzemelere uygulanan çekme testinin sonuçları ile bu malzemelerin katalog çekme değerleri Tablo 3'de ve bu ölçüm sonuçlarından oluşan grafikler Şekil 9a'da verilmiştir.

Tablo 3. Ana malzeme çekme sonuçları

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

Tablo 3 ve Şekil 9 (a) incelendiğinde malzemelerin katalog değerleri ile gerçekleştirilen çekme testlerinde bulunan değerlerle (DP800GI çekme dayanımı hariç) yaklaşık %95'in üzerinde benzerlik gösterdiği görülmektedir. Ayrıca kaynak işlemleri için kullanılan 4 farklı malzemeden çekme dayanımı en yüksek olan malzeme 22MnB5'tir. En yüksek yüzdelik uzama ise TBF1180 malzemeye aittir. Ölçülen çekme sonuçları ile katalog değerlerinin benzer sonuçlar vermesi çalışmanın güvenilirliğini arttırmaktadır. Sadece DP800GI malzemede çekme mukavemetinin katalog değerlerine göre yüksek bulunması deneysel çalışmaların yapılmasına herhangi bir engel teşkil etmeyecek olarak değerlendirilmiş ve çalışmalarda kullanılmıştır.



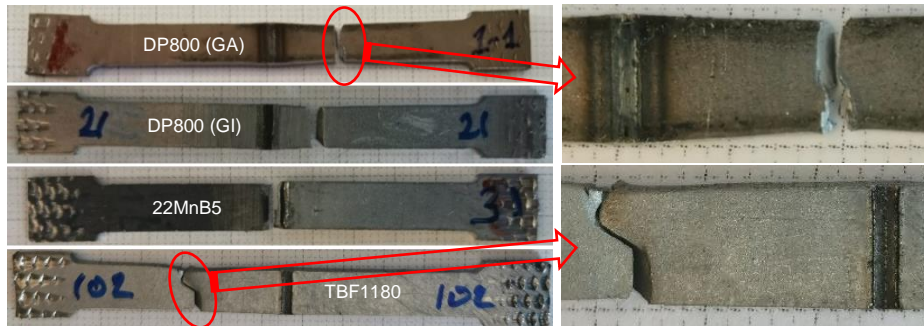
Şekil 9:
Çekme sonuçları;
a. Ana malzemeler b. Kaynaklı numuneler

Birleştirme işleminin ardından numunelere uygulanan çekme testi sonuçları ve bu sonuçlara göre hesaplanan kaynak verimleri Tablo 4’de, bu sonuçlardan oluşan grafik Şekil 9 (b)’de ve numunelere ait kopma noktaları ise Şekil 10’da verilmiştir. Kaynaklı birleştirmenin verimliliği de aşağıdaki denklem kullanılarak hesaplanmıştır (Pandey ve diğ. 2019, Ogundimu ve diğ 2019).

$$\text{Kaynak verimliliği } (\eta) = \frac{\text{Kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı}}{\text{Ana malzemenin çekme dayanımı}} \times \%100 \quad (1)$$

Tablo 4. Numunelere ait çekme sonuçları

Numune No	Birleştirme adı	Ölçüm No	Çekme Day. (MPa)	Ortalama	Ölçüm No	Uzama (%)	Ortalama	Kopma yeri	Verim η (%)
1	DP800GA-DP800GA	1. ölçüm	808,45	805,95	1. ölçüm	13,32	13,53	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	803,44		2. ölçüm	13,75		Ana malzeme	
2	DP800GI-DP800GI	1. ölçüm	877,42	873,83	1. ölçüm	13,22	13,23	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	870,24		2. ölçüm	13,23		Ana malzeme	
3	22MnB5-22MnB5	1. ölçüm	1057,88	1060,34	1. ölçüm	3,06	2,97	22MnB5 ITAB	70
		2. ölçüm	1042,80		2. ölçüm	2,89		22MnB5 ITAB	
4	TBF1180-TBF1180	1. ölçüm	1236,89	1238,15	1. ölçüm	16,51	16,72	Ana malzeme	100
		2. ölçüm	1239,42		2. ölçüm	16,93		Ana malzeme	



Şekil 10:
Kaynaklı numunelerin kopma bölgeleri.

Tablo 4’de verilen çekme değerleri inceleniğinde en belirgin özelliğin aynı parametrede birleştirilmiş kaynaklı numuneye yapılan iki çekme test değerinin birbirlerine oldukça yakın

olmasıdır. Bu bilgi ışığında robotik lazer kaynaklı malzemelerin tekrarlanabilirliklerinin yüksek olduğu sonucu çıkarılabilir. Tablo 4 ve Şekil 9 (b) ve Şekil 10 birlikte değerlendirilecek olursa kendi aralarında birleştirilen kaynaklı numunelerden DP800GA, DP800GI ve TBF1180 tüm numunelerin ana malzemelerden koptuğu görülmektedir. Burada malzeme kalınlıklarının aynı olması, kaynak mukavemetlerinin ana malzemeler ile aynı veya çok az miktarda yüksek olması sonucunu meydana getirmektedir. Bir başka ifade ile benzer malzemelerin birleştirilmesinde uygun yöntem ve parametre seçildiğinde kaynak metalinden kopma beklenmemektedir. Ancak 22MnB5 gibi yüksek mukavemetli sıcak şekillendirilmiş malzemelerin kaynağında ısı etkisi ile kaynak metali üzerinde oluşan ITAB'da yumuşak bir bölge (soft zone) oluşmakta dolayısıyla çekme testi esnasında kopmalar bu sünek bölgeden gerçekleşmektedir. Kendi arasında yapılan birleştirmelerde sadece 22MnB5 birleştirmeleri ITAB'daki yumuşak bölgeden deforme olmakta ve kopmaktadırlar. Bu nedenle tüm birleştirmelerden %100 verim elde edilirken yumuşak bölgeden kopan bu numunede verim %70 olarak ölçülmüştür. Benzer malzemelerin kaynağında ana malzemelerden gerçekleşen kopmalarda hem kaynak çekme dayanımları hem de % uzama değerleri ana malzeme değerlerine çok yakın bulunmuştur. Hatta kaynak çekme dayanımları ana malzemelerden çok az miktarda yüksek, % uzamalar ise çok az miktarda düşük değer vermişlerdir. Burada %100 verim elde edilen bağlantılarda kaynak dayanımının ana malzemelerden çok az yüksek, % uzamanın ise düşük bulunmasının sebebi kaynak bölgesinde (kaynak metali ve ITAB) meydana gelen sertlik artışıyla açıklanabilir. Çekme testi esnasında sertliği yüksek olan bölgede deformasyon zorlaşmakta dolayısıyla çekme test numunesinde homojen deformasyon yerine bölgesel deformasyon olmaktadır.

Cui ve diğ. (2016) 1,2 mm kalınlığa sahip DP980GA ve DP980GI malzemeleri kendi aralarında fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve kaynaklı numunelerin çekme testi sonucunda DP980GA malzemedeki kopma kritik altı ITAB'dan gerçekleşerek %100 verim elde edilmiştir. DP980GI malzemedeki ise kopma kaynak metali ile ITAB arasından gerçekleşerek %92,2 verim elde edilmiştir. Zhao ve diğ. (2020) QP980 ile preste sertleştirilmiş 22MnB5 malzemeleri fiber lazer kaynak yöntemi ile farklı lazer güçlerinde birleştirmişler ve çekme testleri sonucunda lazer güçlerinin 1,8 ila 2,0 kW arasında değiştiğinde, kopmanın QP980 malzemedeki olduğunu ancak 2,2 kW'da presle sertleştirilmiş 22MnB5 çeliğin ITAB'ın yumuşak bölgesinden kırılarak en zayıf bölge haline geldiğini ve son olarak lazer gücü 2,4 kW'a ulaştığında ergime bölgesinde (fusion zone) oluşan ferritin erken kırılmaya yol açtığı belirtilmiştir. Jia ve diğ. (2014) ultra yüksek dayanımlı 22MnB5 ve Q235 çelik malzemeleri fiber lazer yöntemi ile birleştirmişler ve çekme testi sonucunda 22MnB5 malzemelerin kendi aralarındaki birleştirmelerinde yüksek kaynak hızlarında yeterli nüfuziyet elde edilememiş ve kopmalar kaynak metalinden gerçekleşirken normal hızlarda kopma ITAB'ın yumuşak bölgesinden gerçekleşmiştir.

TBF malzemelerin kaynağında ITAB'da meydana gelen yumuşak bölge diğer yüksek mukavemetli çeliklere göre hem çok az hem de dar bir alanda meydana gelmektedir. Bu nedenle 22MnB5 gibi kaynaklı çeliklerin çekme testinde kopma ITAB'ın yumuşak bölgesinde meydana gelirken kaynaklı TBF1180 malzemelerin çekme testinde kopma ana malzemedeki olabilmektedir. Bu farklılığın çekme testi esnasında TBF malzeme ITAB'ında dar ve düşük bir miktarda olan bu yumuşak bölgenin hızla pekleşerek ana malzeme özelliklerine ulaşmasından kaynaklanabileceği düşünülmektedir.

3. SONUÇ

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan yüksek mukavemetli DP800(GA), DP800(GI), 22MnB5 ve TBF1180 malzemeler fiber lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve birleştirmeler çekme testi, sertlik testi ve makro/mikroyapı incelemeleri yapılarak karakterize edilmiştir. Çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- Kaynaklı numunelere yapılan göz ile muayene sonucunda uygulanan parametrelerin yeterli ergimeyi sağladığı, kaynak kep ve kökünün normal olduğu ve yüzeye açık herhangi bir kaynak hatasının (makro çatlak, gözenek, yenme olukları vb.) oluşmadığı saptanmıştır.
- Makro/mikroyapı çalışmaları sonucunda tüm birleştirmelerde kaynak metalinin simetrik olduğu ve kaynak metali, ITAB ve ana malzemelerin farklı tane morfolojilerine sahip oldukları tespit edilmiştir.
- Mikroyapı çalışmaları sonucunda ITAB'ının 4 bölgeden oluştuğunu görülmüştür. (Bu bölgeler; 1 ve 2- üst kritik ısı tesiri altındaki ITAB bölge (Üst kritik ITAB=Kaba taneli ITAB ve ince taneli ITAB), 3- inter kritik ITAB ve 4- kritik altı ITAB'dır.) Burada üst kritik ITAB genel itibariyle martenzitten oluşurken, interkritik ITAB ferrit ve martenzitten, kritik altı ITAB ise temperlenmiş martenzit ve ferritten oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca TBF1180 birleştirmeleri hariç diğer kaynak metallerinin ağırlıklı olarak martenzitik olduğu tespit edilmiştir.
- Sertlik testleri sonucunda en yüksek sertliklerin genellikle kaynak metallerinden ölçüldüğü görülmüştür. DP800 malzemeler hariç diğer birleştirmelerin ITAB'larında hem sert bölge hem de yumuşak bölge gözlemlenmiştir. Bu yumuşak bölge 22MnB5 malzemelerin kaynağında TBF1180'e göre geniş bir bölgede oluşmuş ve bu bölgenin sertliği de dikkate değer derecede düşük bulunmuştur.
- Çekme testlerinde 22MnB5 kaynaklı malzeme hariç diğer birleştirmelerin tamamında kopma ana malzemelerden gerçekleşmiş ve bu birleştirmelerden %100 verim elde edilmiştir. 22MnB5 malzeme kaynağında ise kopma ITAB'ın ergime sınırına bitişik yumuşak bölgesinde meydana gelmiş ve bağlantı verimi %70 olarak belirlenmiştir.

ÇIKAR ÇATIŞMASI

Yazarlar, bilenen herhangi bir çıkar çatışması veya herhangi bir kurum/kuruluş ya da kişi ile ortak çıkar bulunmadığını onaylamaktadır.

YAZAR KATKISI

Mehtap HİDİROĞLU: Parametre optimizasyonu ve test numunelerinin üretimi, araştırma, inceleme ve düzenleme. Nizamettin KAHRAMAN: Yazma – inceleme ve düzenleme, orijinal taslak, Denetim, Metodoloji, Kavramsallaştırma. Onur YÜCE: Araştırma, Koordinasyon. İsmail ERDOĞAN: Testlerin gerçekleştirilmesi ve görselleştirme.

KAYNAKLAR

1. Aydın, H., Yılmaz, İ. Ö., Bilici, A. Y. (2022) 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. doi: 10.17341/gazimmfd.808950
2. Aydın, K., Hidroğlu, M., Kahraman, N. (2024) Enhancing weld strength in high-strength steels: the role of regional preheating in RSW, *Materials Testing*, (Article in pres) doi.org/10.1515/mt-2023-0241

3. Başer, A.T. (2023) Resistance spot welding of Zn-Coated third generation automotive steels using Mid-Frequency direct current technology, *Trans Indian Inst Met*, 76(1):49–57. doi: 10.1007/s12666-022-02771-7
4. Bilici, A. Y., Yılmaz, İ. Ö., Aydın, H. (2021) Yeni nesil TBF ve HSLA300 sac metal çiftlerinin punta kaynak özelliklerinin incelenmesi. *10th International Automotive Technologies Congress*, 6-7, Bursa.
5. Cui, Q.L., Parkes, D., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Zhou, Y., Liu, D., Goodwin, F., Bhole, S., Chen, D.L. (2016) Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels, *Materials and Design*, 90; 516-523. doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.098
6. Değirmen D., Hasdemir I., Şanlı, E., G. (2023) Otomotiv ve gıda sektöründe enerji verimliliğini ve karbon emisyonunu azaltımı ile ilgili bir çalışma, *Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 28(3), 940. doi: 10.17482/uumfd.1340246
7. Ebner, S., Suppan C., Schnitzer R., Hofer C. (2018) Microstructure and mechanical properties of a low C steel Subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments, *Materials Science and Engineering: A*, 735 (26), 1-9. doi: 10.1016/j.msea.2018.08.026
8. Gibbs P.K. (2019) Strain path effect on austenite transformation and ductility in TBF 1180 steel, *Master of Science*, School of Technology Brigham Young University, Utah, USA.
9. Gong, H., Wang, S., Knysh, P., Korkolis, Y. P. (2016) Experimental investigation of the mechanical response of laser-welded dissimilar blanks from advanced- and ultrahigh-strength steels, *Materials and Design*, 90, 1115 – 1123. doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.057
10. Jia, J., Yang, S., Ni, W., Bai, J., Lin, Y. (2014) Microstructure and properties of fiber laser welded joints of ultrahigh-strength steel 22MnB5 and its dissimilar combination with Q235 steel, *ISIJ International*, 54(12) 2881–2889. doi: 10.3788/CJL201441.1003002
11. Kahraman, N., Gülenç, B. (2020). Modern Kaynak Teknolojisi, *Epa-Mat Basım Yayın Ltd. Şti*, 4. Baskı, Ankara, 134-294.
12. Kurumahmut, O. (2009) 22MnB5 çelik sacların elektrikli ısıtma ile sıcak şekillendirilebilmesinin deneysel analizleri, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 30-41.
13. Ogundimu, E. O., Akinlabi, E. T., Erinsho, M. F. (2019) An Experimental Study on the Effect of Heat Input on the Weld Efficiency of TIG-MIG Hybrid welding of Type 304 Austenitic Stainless Steel, *Journal of Physics: Conference Series*, 1378, 022075, Doi:10.1088/1742-6596/1378/2/022075
14. Özcan, İ. (2009) 22MnB5 çelik sacların elektrikli ısıtma ile preste sertleştirme işleminin metalurjik analizi ve mekanik davranışlara etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 24-38.
15. Pandey, C., Mahapatra, M.M., Kumar, P., Daniel, F. Adhithan, B. (2019) Softening mechanism of P91 steel weldments using heat treatments, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 19, 297–310, Doi: 10.1016/j.acme.2018.10.005
16. Siltanen, J., Minkkinen, A., Lepikko, E., Järvenpää, M. (2015) Preliminary laser welding tests of 22MnB5 steel with a butt joint and lap joint configurations, *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*, Atlanta, USA, 799-808.
17. Stadler, M., Gruber, M., Schnitzer, R., Hofer, C. (2020) Microstructural characterization of a double pulse resistance spot welded 1200 MPa TBF Steel, *Welding in the World*, 64; 335-343. doi: 10.1007/s40194-019-00835-9

18. Stadler, M., Schnitzer, R., Gruber, M., Hofer, C. (2021) Improving the mechanical performance of a resistance spot welded 1200 MPa TBF steel, *International Journal of Materials Research*, 112:262-265. doi: 10.1515/ijmr-2020-7962. doi: 10.1515/ijmr-2020-7962
19. Tuncel, O. (2020) Lazer kaynağı ile birleştirilmiş farklı türdeki yüksek mukavemetli çeliklerde mekanik ve mikroyapı ilişkilerinin incelenmesi, *Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa*, 41-63.
20. Tuncel, O., Aydın, H., Davut, K. (2023) Effect of heat input on HAZ softening in fiber laser welding of 22MnB5 steel, *Optics and Laser Technology*, 164, 109560. doi: 10.1016/j.optlastec.2023.109560
21. Umur, Y. (2016) Dual fazlı çelik saclarda geri yaylanma probleminin deneysel olarak incelenmesi, *Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa*, 3-5.
22. Xi, He, Youqiong, Q., Wenxiang, J. (2019) Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 hot stamping steel, *Journal of Materials Processing Tech.*, 270: 285-292. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.006
23. Yu, Y., Wang, C., Chen, S., Lu, Z., (2011) Study on Intermediate Frequency Spot Welding Process of Hot Stamping High Strength Steel, *Adv. Mater. Res.*, 339: 375-378, doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.339.375
24. Yüce, O., Hıdıroğlu, M., Erdoğan, İ., Kahraman, N. (2024) TBF1180 Çeliğin Fiber Lazer Uygulamaları, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 12(1), 267-281, Doi: 10.29109/gujsc.1385871
25. Zhang, D., Qin, Y., Zhao, F., Liang, M. (2022) Microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 hot stamping steel and galvanized steel, *Journal of Mater. Engineering and Performance*, 31(2) 1346–1357, doi:10.1007/s11665-021-06291-1
26. Zhang, M., Chen, G., Zhou, Y., Liao, S. (2014) Optimization of deep penetration laser welding of thick stainless steel with a 10 kW fiber laser, *Materials & Design*, 53, 568-576, Doi: 10.1016/j.matdes.2013.06.066

