



Plazma Ark Kaynağıyla Birleştirilen AISI 410S Ferritik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Isıl İşlemin Etkisi

Ceyhun Köse^{1*}, Ceyhun Topal²

¹ Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Tokat, and Türkiye (ORCID: 0000-0002-3907-2226)

² Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Mekatronik Mühendisliği Bölümü, Tokat, and Türkiye (ORCID: 0000-0001-8820-9316)

(İlk Geliş Tarihi 10 Nisan 2020 ve Kabul Tarihi 23 Mayıs 2020)

(DOI: 10.31590/ejosat.717786)

ATIF/REFERENCE: Köse, C. & Topal, C. (2020). Plazma Ark Kaynağıyla Birleştirilen AISI 410S Ferritik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Isıl İşlemin Etkisi. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*, (19), 201-212.

Öz

Bu çalışmada, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik saclar farklı kaynak parametreleri kullanılarak plazma ark kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Plazma ark kaynaklı birleştirmelere kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlemli ve ısıl işlemsiz birleştirmelerin mekanik özellikleri ve mikroyapısı incelenmiştir. Çalışma sonucunda, artan ısı girdisine bağlı olarak tane yapısının irileşmesi nedeniyle kaynaklı birleştirmelerin çekme dayanımı ve sertliğinde azalma meydana gelmiştir. Ayrıca ısıl işlem uygulanan kaynaklı birleştirmelerin sertlik ve çekme dayanımı ısıl işlemsiz birleştirmelere göre daha düşük bulunurken, sünekliğin arttığı belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Plazma ark kaynağı, Ferritik paslanmaz çelik, Mikroyapı, Mekanik özellikler, Isıl işlem.

Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Plasma Arc Welded AISI 410S Ferritic Stainless Steel

Abstract

In this study, AISI 410S ferritic stainless steel sheets were joined with plasma arc welding method by using different welding parameters. Heat treatment was applied to plasma welded joints. This study investigated mechanical properties and microstructure of heat treated and non heat treated plasma welded joints. The study revealed that, there have been decreases in tensile strength and hardness of welded joints because of grain coarsening caused by increasing heat input. Hardness and tensile strength of heat treated welded joints were lower and ductility was increasing compared to the ones of non heat treated welded joints.

Keywords: Plasma arc welding, Ferritic stainless steel, Microstructure, Mechanical properties, Heat treatment.

* Sorumlu Yazar: Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Tokat, Türkiye (ORCID: 0000-0002-3907-2226), ceyhun.kose@gop.edu.tr

1. Giriş

Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları baskın bir şekilde ferrit fazından oluştuğu için paslanmaz çelik grupları içerisinde bu çelikler ferritik paslanmaz çelik olarak adlandırılmaktadırlar [1]. Ferritik paslanmaz çeliklerin, gerilmeli korozyon çatlağı, aralık korozyon ve çukurcuk korozyon dirençleri oldukça iyidir. Nikelsiz türlerinin östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla fiyatı uygundur ve bu çeliklere iyi bir alternatif malzeme grubudur [1-4]. Mekanik özelliklerinden (dayanım, tokluk ve süneklik) ziyade iyi korozyon özellikleri nedeniyle pek çok endüstride kullanım alanı bulmaktadır. Düşük kromlu (%10,5-12,5 Cr) ferritik paslanmaz çelikler özellikle otomotiv egzoz sistemlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ferritik paslanmaz çeliklerin ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) ve kaynak metalinde temel tane yapısı olarak ferrit fazının yanında, bazı koşullarda martenzit, karbür ve nitrür gibi ikincil faz oluşumları da meydana gelebilmektedir [1,4]. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında ITAB, kaynak metalinde ergiyik metalin katılması sürecinde doğrudan ferrit oluşması ve bunun yanında tane irileşmesinin yaşanması bu çeliklerin kullanım alanlarını kısıtlamaktadır [1,2]. Ferritik paslanmaz çeliklerin ince taneli bir kaynak mikroyapısından oluşabilmesi için düşük ısı girdisi elde edilebilen kaynak teknikleri önerilmektedir [1,4]. Ergitmeli kaynak teknikleri arasında düşük ısı girdisine bağlı hızlı katılma oluşturan lazer kaynağı, TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı, Lazer-TIG hibrit kaynağı ve plazma transfer ark kaynak yöntemleri sayılabilmektedir [4,5].

Geleneksel ark kaynak teknikleriyle kıyaslandığında yüksek enerji yoğunluğu ve çabuk katılma meydana getirmesi sebebiyle plazma ark kaynağı ile birleştirilen ferritik paslanmaz çeliklerin ergime bölgesinde tane irileşmesi önlenir [4]. Plazma ark kaynağı, çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış plazma gazı sayesinde, elektrik arkının tungsten elektrodun ucundan malzemeye transfer edildiği ve böylelikle arkın oluşturulduğu bir kaynak tekniğidir [4]. Arkın oluşturduğu ısı enerjisi malzemeyi eritmektedir. Plazma ark kaynağı, düşük ısı girdisi ve yüksek soğuma oranına sahiptir. Ayrıca yüksek yoğunlaşma enerjisi, yüksek kaynak hızı, dar kaynak bölgesi, derin nüfuziyet, otomasyona uygunluk, yüksek mekanik dayanım, düşük distorsiyon ve ilave tel kullanmadan kaynak yapabilmek imkanı sağlamaktadır [3-10].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan diğer sorun da ITAB ve kaynak metalinde oluşum gösteren sigma fazıdır. Sigma fazı tokluk ve süneklilikte azalmaya sebebiyet vermektedir [1,4,11]. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini iyileştirme tekniklerinden birisi kaynak sonrası ısıl işlemler olarak gösterilmektedir [1,4]. Ferritik paslanmaz çelik birleştirmelere gerçekleştirilen ısıl işlemler ile tokluğun, sünekliliğin ve korozyon dayanımlarının arttığı vurgulanmaktadır [1]. Kaynak sonrası ısıl işlemin 750-800°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmesi kalıntı gerilmeleri azaltmakla birlikte mikroyapıyı önemli derece etkilememekte yalnızca martenzit temperlenmektedir [1,12]. Ayrıca bu ısıl işlem sıcaklık aralığı östenitin yeniden oluşması için gerekli olan sıcaklığın altında bir sıcaklıktır [1,13]. Fakat bu sıcaklıkta tutma süresi arttıkça bazı mikroyapısal dönüşümlerin oluşabileceği gözardı edilmemelidir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında bazı sorunlarla karşılaşabilmektedir. Kaynak işlemi sırasında özellikle ITAB'da oluşum gösteren ve toklukta önemli bir azalmaya sebep olan tane irileşmesi ve gevrek çatlak sorunu en önemli problemlerdendir.

Bu çalışmada, plazma kaynak prosesi iki farklı kaynak gücü ve sabit kaynak hızıyla gerçekleştirilerek ısı girdisi şartlarının ferritik paslanmaz çelik birleştirmelerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi incelenmiştir. Ayrıca birleştirmelere kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmış ve ısıl işlemin mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi araştırılmıştır.

2. Materyal ve Metot

2.1. Malzeme ve Kaynak İşlemi

Bu çalışmada, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik sac levhalar deneylerde kullanılmıştır. Bu levhalar 90×180×0.6 mm ebatlarında lazer kesim tezgahında kesilmiştir. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu spektral analiz ile belirlenmiş ve Tablo 1'de verilmiştir.

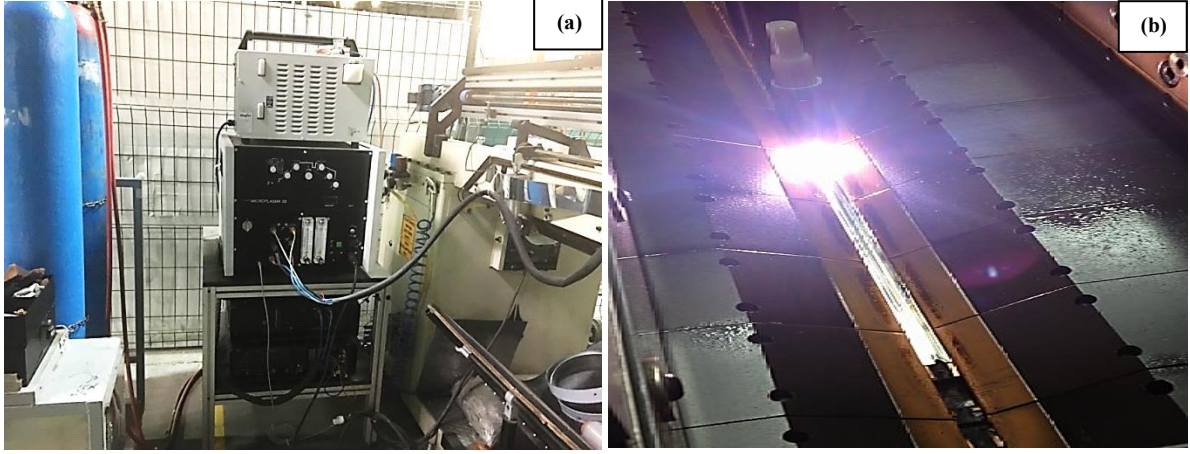
Tablo 1. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).

%C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Cr	Fe
0,047	0,374	0,414	0,020	0,015	<0,0001	0,060	14,065	Kalan

Ferritik paslanmaz çelik levhalar Tablo 2'de verilen parametreler kullanılarak, 50 A akıma sahip EWM marka Inverter Microplasma 50 plazma ark kaynak makinesi yardımıyla, yatay pozisyonda ve ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir (Şekil 1). Kaynak sonrası plazma kaynaklı numunelere fırında 770 °C'de 60 dakika ısıl işlem yapılmıştır ve numuneler fırından çıkarılarak soğumaya bırakılmıştır.

Tablo 2. Plazma ark kaynak parametreleri.

Numune	Plazma ark gücü (A)	Kaynak hızı (mm/s)	Koruyucu gaz / plazma ve destek gazı	Gaz debisi (lt/dk)	Isı girdisi (kJ/mm)
B1	20	1	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.48
B2	22	1	Argohid-5 / Saf Argon	20	0.52



Şekil 1. (a) Plazma ark kaynak makinesi, (b) kaynak işlemi.

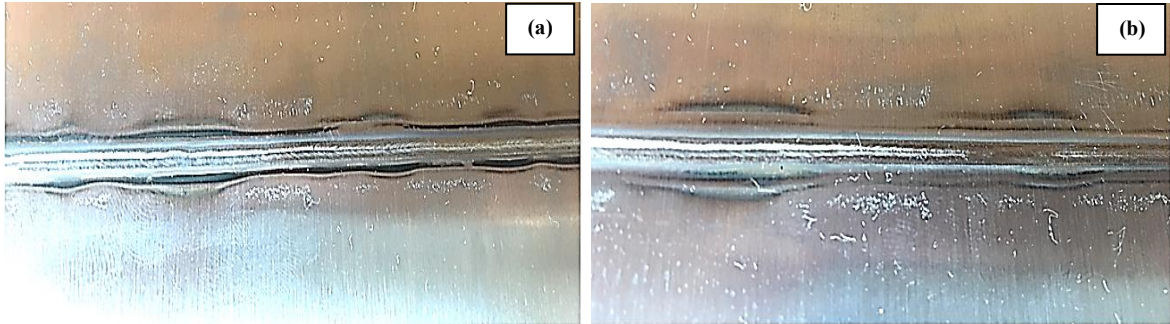
2.2. Mikroyapı ve Mekanik Özellikler

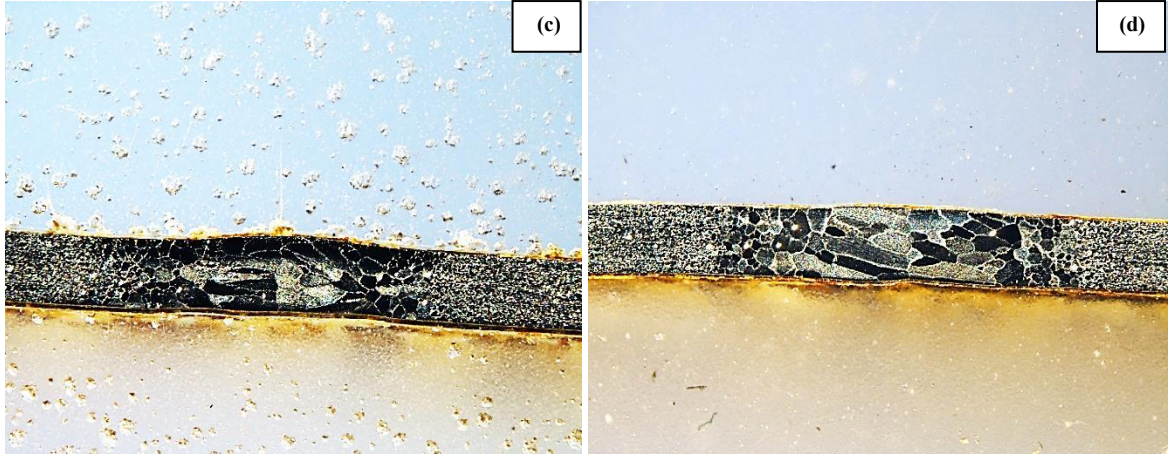
Lazer kesimle elde edilen deney numunelerinin mikroyapı incelemeleri için Kalling No.2 çözeltisinde 20 saniye süreyle dağlama uygulanmıştır. Mikroyapı incelemeleri NIKON marka optik mikroskop, JEOL JSM 6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS) donanımıyla gerçekleştirilmiştir. Makroyapı incelemeleri ise NIKON SMZ25 marka optik stereoskop ile belirlenmiştir. X-Işını Difraksiyonu (XRD) analizi RIGAKU Smart Lab cihazı ile elde edilmiştir. Çekme testi için her bir parametreden üçer adet numune hazırlanmış ve çekme testi INSTRON marka çekme testi cihazıyla 10 mm/dk. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertlik ölçümü ise, WILSON Hardness 402MVD marka Vickers sertlik ölçüm cihazı ile belirlenmiştir.

3. Araştırma Sonuçları ve Tartışma

3.1. Makroyapı İncelemeleri

Plazma kaynağı yüksek enerji yoğunluğu ve düşük ısı girdisine sahip bir proses olması nedeniyle, kaynak dikişlerinde katılma çok hızlı bir şekilde gerçekleşmekte ve yüksek nüfuziyet/genişlik oranları meydana gelmektedir. Kaynak havuzundaki ısı ve sıvı akışı, sıcaklık değişimleriyle önemli oranda etkilenmekte ve kaynak havuzundaki sıvı akışı ve taşınımı ısı transferi sonucunda ergime bölgesinin son şekli ve nüfuziyet oranı elde edilmektedir [4]. Farklı kaynak gücüne bağlı olarak değişiklik gösteren kaynak dikiş boyutları Şekil 2'de gösterilmiştir. Artan plazma kaynak gücüne bağlı olarak artan ısı girdisinden dolayı kaynak dikişinin genişlediği gözlenmiştir.

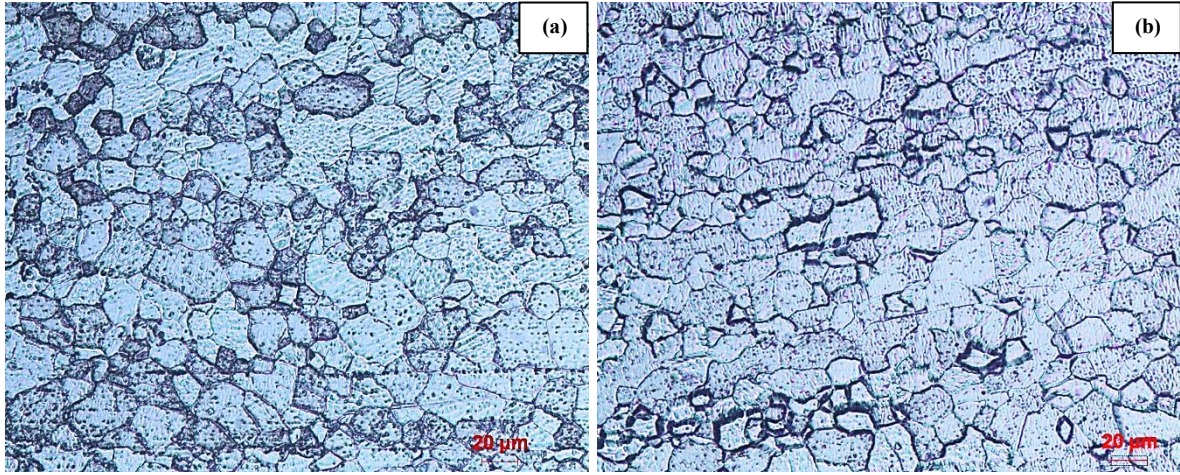




Şekil 2. B1 ve B2 numunelerinin makro görüntüsü ve kaynak dikiş profili, (a) B1 numunesinin makro görüntüsü, (b) B2 numunesinin makro görüntüsü, (c) B1 numunesinin kaynak dikiş profili, (d) B2 numunesinin kaynak dikiş profili.

3.2. Mikroyapı İncelemeleri

Ana malzeme mikroyapı görüntüleri incelendiğinde baskın bir şekilde eş eksenli ferrit tanelerinden meydana geldiği gözlenmektedir (Şekil 3).

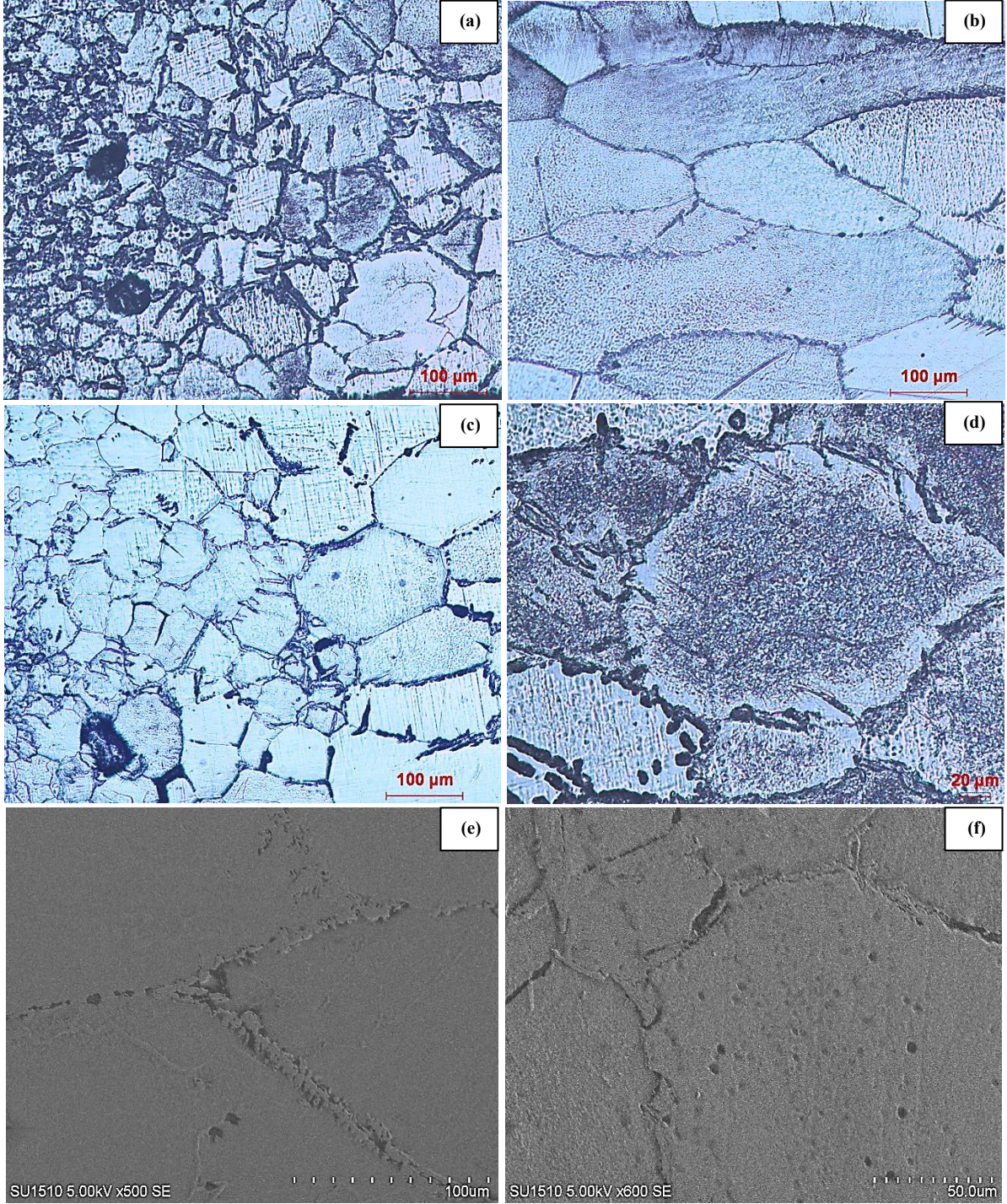


Şekil 3. AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı; (a) ısı işlemsiz, (b) ısı işlemlili ana malzeme görüntüsü.

Farklı ısı girdisi ile birleştirilen numunelerin ITAB'ında belirgin olarak tane büyümesinin gerçekleştiği ve tane büyüklüğünün kaynak metali tane yapısından daha iri olduğu görülmektedir (Şekil 4). Kaynak metalinin ise kısmen sütunsal ve eşeksenli ferrit tanelerinden oluştuğu gözlenmiştir. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak mikroyapısı çoğunlukla birincil ferrit şeklinde oluşmaktadır [1]. Kaynak metalinin tamamı ferrit veya ferrit ve martenzit tanelerinden oluşmaktadır. Martenzit, ferrit tane sınırlarında tane sınırı martenziti şeklinde yerleşmektedir [1,14]. Düşük kaynak gücü yani düşük ısı girdisiyle birleştirilen B1 numunesinin (0,48 kJ/mm) mikroyapısı yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B2 numunesinin (0,52 kJ/mm) mikroyapısına göre daha küçük ferrit tanelerinden meydana gelmiştir (Şekil 4). B1 numunesinin kaynak bölgesinde hızlı soğuma gerçekleşmesi sebebiyle ince taneli bir mikroyapı elde edilmiştir. Kaynak termal döngüsünün ilk safhalarında, ikili faz ($\alpha + \gamma$) soğutulduklarında ITAB'da östenit çekirdeklenmesinin engellenebildiği ve tamamen ferritik mikroyapı modu elde edilebileceği ifade edilmektedir [4].

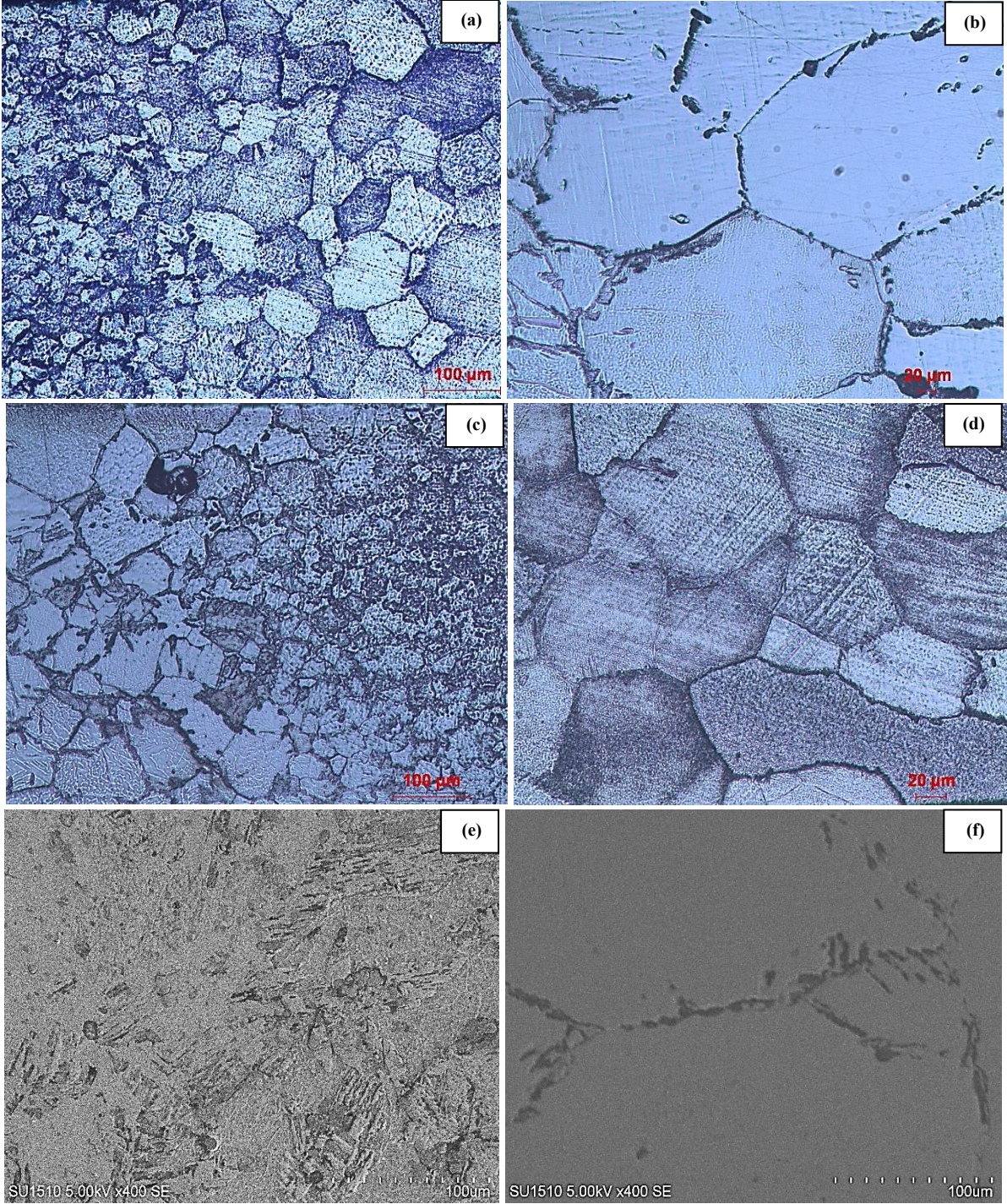
B1 numunesinin ITAB'ında ana malzemeye kıyasla küçük bir oranda tane büyümesinin oluştuğu, bu tane büyümesinin sınırlı olduğu, kaynak metalinin ise ITAB'a göre daha homojen ve ince ferrit tanesinden meydana gelmiştir. Ayrıca, tane sınırlarında küçük oranlara sahip martenzit gözlenmiştir. B2 numunesinin mikroyapısı incelendiğinde ise düşük katılma oranına bağlı olarak, ITAB'ın daha iri tanelerden oluştuğu, kaynak metalinin ise sütunsal bir tane morfolojisinden meydana geldiği görülmüştür. İri tane yapısından meydana gelen kaynaklı birleştirmelerde zayıf mekanik özellikler elde edilmektedir. Isı girdilerindeki farklılık sebebiyle, özellikle de yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede sütunsal ferrit ve tane sınırı martenzitin hacim oranları değişmiş ve hacimlerinin belirgin olarak artmıştır. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin katılma hızı önemli bir yer tutmaktadır. Hızlı katılma durumunda martenzit tane yapısı meydana gelmektedir [15]. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde artan ısı girdisine, artan ısı işlem sıcaklığına ve bu yüksek sıcaklıkta uzun süre bekleme şartlarında %100 ferritik bir mikroyapı oluşmaz ise küçük hacimli östenit oluşabilir. Küçük hacimli östenit de, ısı girdisine bağlı olarak değişen katılma oranı sonucunda martenzite dönüşeceği araştırmacılar

tarafından vurgulanmaktadır [16]. Eğer martenzit dönüşümü gerçekleşmez ısı girdisinin etkisiyle aşırı tane irileşmesi meydana gelirse, mekanik özelliklerin azalacağı araştırmacılar tarafından özellikle rapor edilmiştir [16]. Kaynak metali ve ITAB'da herhangi bir gözenek, süreksizlik veya çökelti oluşumları gözlenmemiştir. İkincil faz oluşumlarının tokluk ve süneklik değerlerinde azalışa sebep olacağı bilinmektedir.



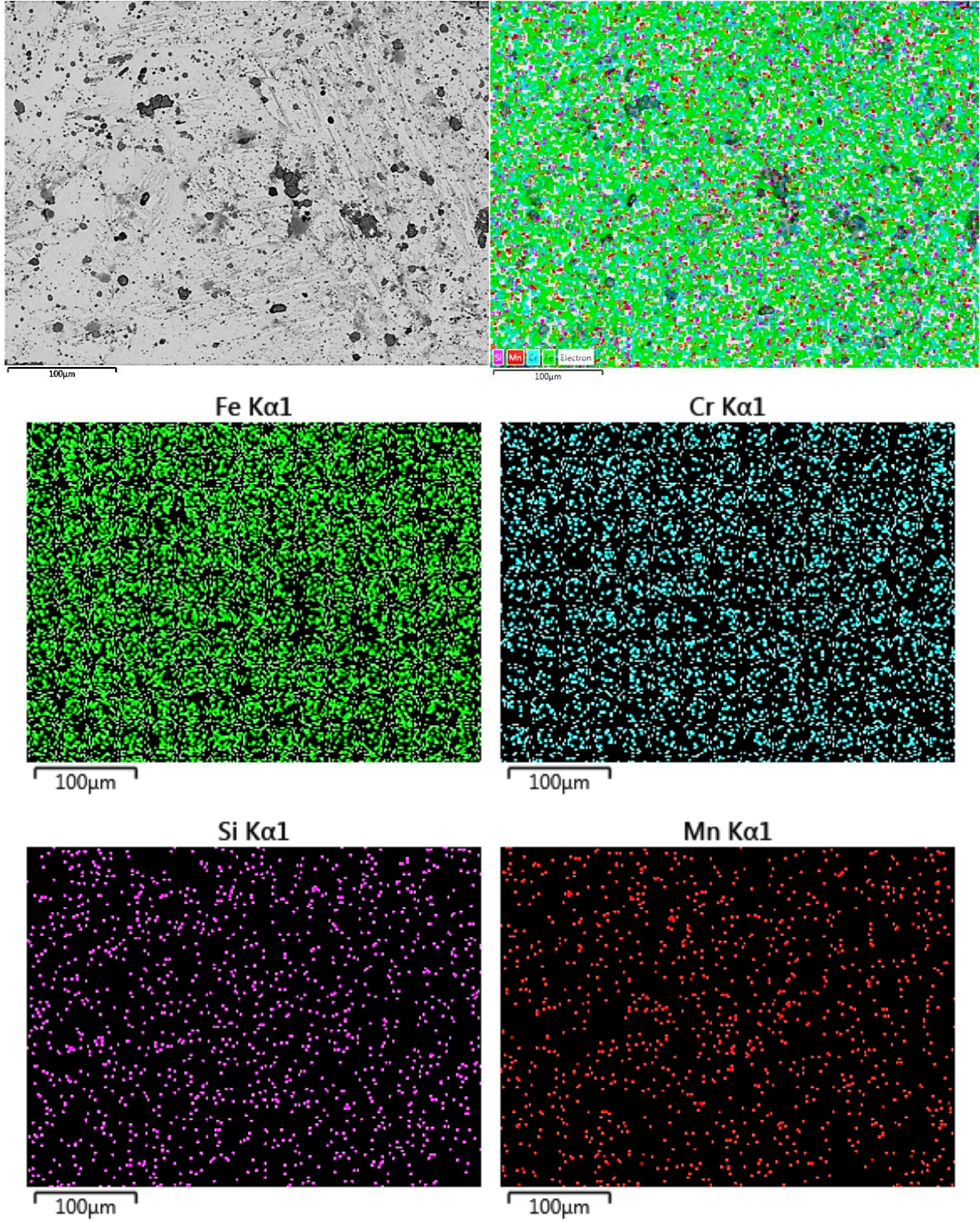
Şekil 4. (a), (b) B1 numunesinin ITAB ve kaynak metali optik mikroskop görüntüsü, (c), (d) B2 numunesinin ITAB ve kaynak metali optik mikroskop görüntüsü, (e), (f) B1 ve B2 numunelerinin kaynak metali SEM görüntüsü.

Isıl işlem uygulanan kaynaklı birleştirmelerin (ısı işlemlenmiş numuneler H harfi ile kodlanmıştır) optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 5'de verilmiştir. Yüksek ısı girdisi (B2H) ve düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin (B1H) mikroyapıları incelendiğinde, B2H numunesinin ITAB'ında artan ısı girdisine, ısıl işlem sürecine ve bu sıcaklıkta tutmanın etkisiyle sütunsal tane irileşmesi görülmüştür (Şekil 5c). B2H numunesinde, ısı girdisi etkisinin yanında ısıl işlemin etkisiyle de kaynak metalinde sütunsal ve iri yapıli ferrit tanelerinin oluştuğu ve tane sınırlarında martenzit meydana geldiği gözlenmiştir (Şekil 5d). Ayrıca birleştirmelerde krom karbür gibi yapıların meydana gelmediği mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır. Bu sonuçlardan anlaşılabileceği üzere, ısıl işlemlenmiş numunelerin mikroyapılarında ısıl işlemlenmiş numunelere kıyasla belirgin olarak tane büyümesi oluşmuştur.



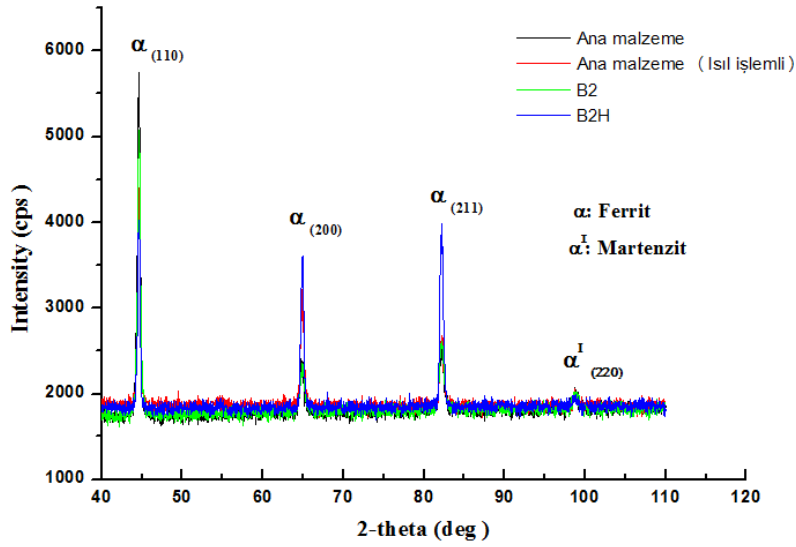
Şekil 5. (a), (b) B1H numunesinin ITAB ve kaynak metali optik mikroskop görüntüsü, (c), (d) B2H numunesinin ITAB ve kaynak metali optik mikroskop görüntüsü, (e), (f) B1H ve B2H numunelerinin kaynak metali SEM görüntüsü.

Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen ve ısıl işlemlenmiş B2H numunesinin kaynak metali EDS analiz sonucu incelendiğinde (Şekil 6.), Tablo 1’de verilen spektral analiz sonucuyla uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Plazma ark kaynağı ve ısıl işlem nedeniyle belirgin bir alaşım elementi kaybının oluşmadığı belirlenmiştir.



Şekil 6. B2H numunesinin kaynak metalı bölgesinin SEM-EDS analizi sonuçları.

XRD analizlerinden, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerde ferrit (α), ve martenzit (α') fazlarının dışında herhangi bir faz oluşumu tespit edilmemiştir (Şekil 7). Ana malzemeye ait pikler ile kaynaklı birleştirmelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinde keskinlik ve sıklığın yoğun olduğu ve pik şiddetlerinde belirgin artışlar olduğu görülmüştür. Ayrıca, SEM-EDS analizleri ile tespit edilemeyen krom karbür, nitrür gibi oluşumlar, XRD vasıtasıyla da belirlenememiştir.

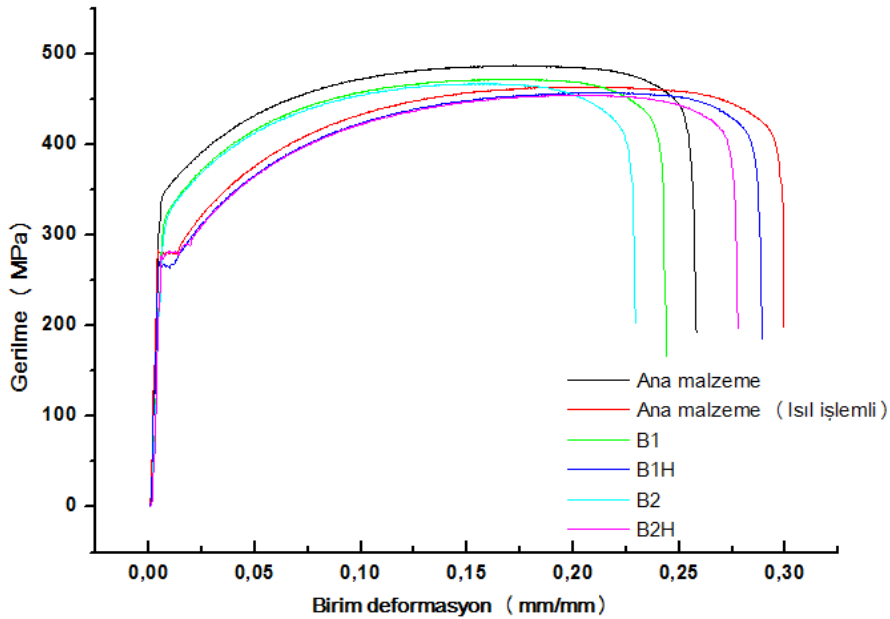


Şekil 7. XRD analizi.

3.3. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

3.3.1. Çekme deneyi

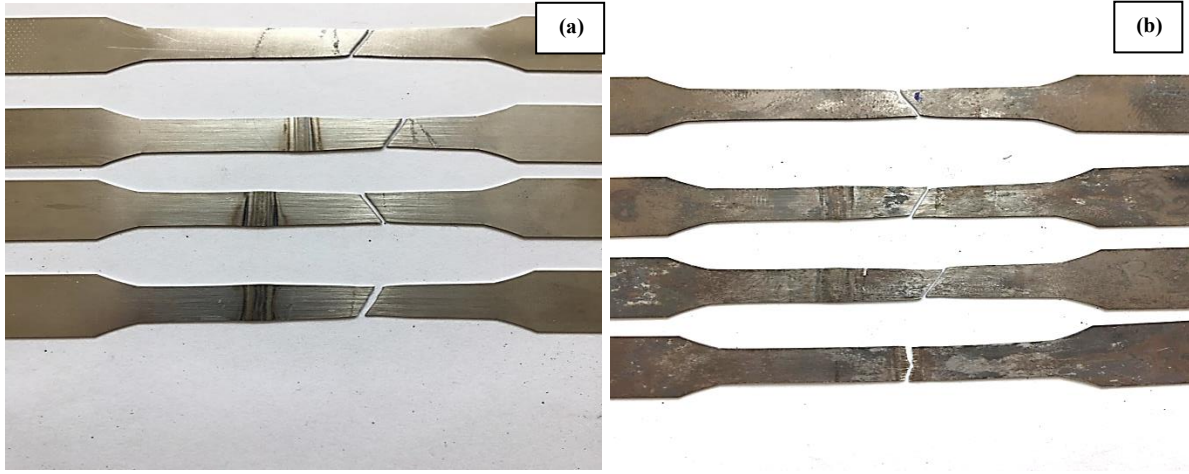
Ana malzeme ve plazma kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış, sonuçlar sırasıyla gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri olarak Şekil 8’de ve Tablo 3’te verilmiştir. B2 ve B2H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri de Şekil 9’da gösterilmiştir.



Şekil 8. Gerilme-birim şekil değiştirme diyagramı.

Tablo 3. Çekme deneyi sonuçları.

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
Ana malzeme	490	349	26.5
Ana malzeme (ısıl işlemlı)	463	290	30
B1	470	328	24.8
B1H	455	257	29
B2	465	322	22.6
B2H	452	254	27.6

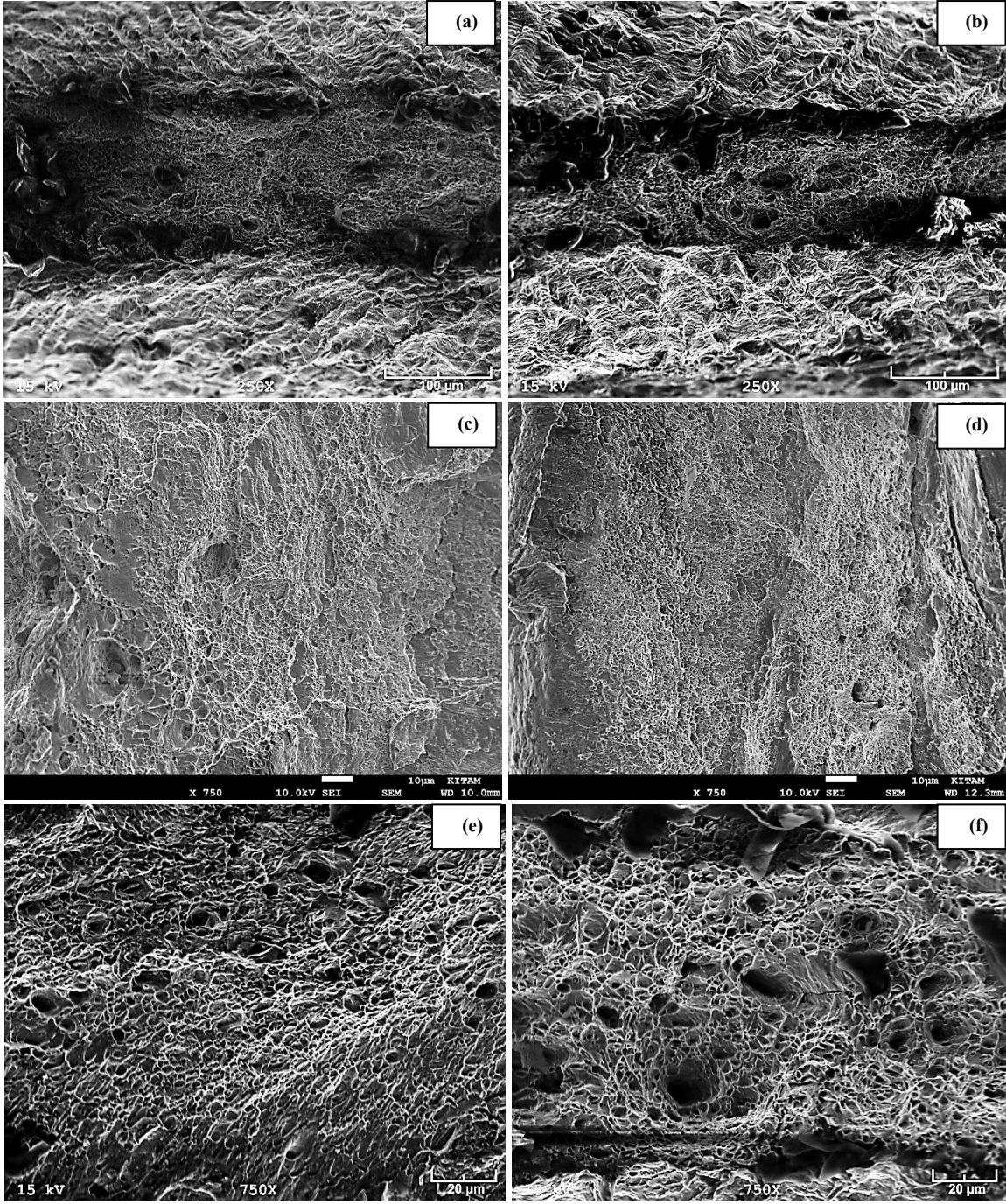


Şekil 9. (a) B2, (b) B2H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri.

Isıl işlem uygulanan birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde (Şekil 8 ve Tablo 3), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve sünekliliğinin kaynaklı birleştirmelerden daha yüksek olduğu görülmüştür. Kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerinin ana malzemeye göre düşük çıkmasının başlıca sebebinin, kaynak esnasında kaynak dikişinde oluşum gösteren morfolojik dönüşümlerdir. Kaynak bölgesine gönderilen ısı girdisinin etkisiyle, mikroyapıda meydana gelen irileşmeler çekme ve akma dayanımındaki azalmaya neden olarak düşünülmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ergime noktasından oda sıcaklığına kadar özünde tamamen ferritik olacağı araştırmacılar tarafından belirtilmektedir [1,17]. Sonuç olarak, mikroyapıda çok küçük hacim oranına sahip martenzit veya küçük orandaki östenitin martenzite dönüşümü, dayanım artışına esasen büyük bir etkisinin olmayacağı vurgulanmaktadır [1,18,19]. Özellikle karbon ve azotun varlığı sebebiyle, katı-eriyik sertleşmesiyle dayanımda belirli bir oranda artış oluşabileceği ifade edilmektedir [1,18,19]. Ancak, mikroyapıda meydana gelen martenzit hacmindeki artış ve küçük boyuttaki çökeltilerin mekanik özelliklerin artışına sebep olabileceği gözardı edilmemelidir. Çekme deneyi sonuçlarından, ana malzemenin ortalama çekme dayanımı 490MPa olarak tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen B1 numunesinin (0,48 kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 470 MPa bulunurken, B2 numunesinin (0,52 kJ/mm) ortalama çekme dayanımı 465 MPa olarak tespit edilmiştir. Uzama değerlerine bakıldığında ise kaynaklı numunelerin sünekliliğinin ana malzemeden daha düşük olduğu belirlenmiştir. Sonuçlardan ayrıca, farklı ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımlarının birbirine yakın olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirme işleminin ilave metal kullanılmadan ana metalin ergitilmesiyle gerçekleştirilmesi ve ısı girdileri arasındaki farkın çok büyük olmayışı bu sonucun alınmasına neden olduğu düşünülmektedir.

Isıl işlemlili plazma kaynaklı numunelerin çekme dayanımı sonuçları incelendiğinde ise (Şekil 8 ve Tablo 3.), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı değerleri, farklı ısı girdisiyle birleştirilen plazma ark kaynaklı numunelerden daha yüksek olduğu sonuçlardan anlaşılrsa da kaynaklı birleştirmelerin dayanımlarının ana malzemenin dayanımına çok da uzak olmadıkları tespit edilmiştir. Ana malzemenin çekme dayanımı 463 MPa olarak belirlenirken, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B2H numunesinin (0,52 kJ/mm) çekme dayanımı 452 MPa olarak, B1H numunesinin (0,48 kJ/mm) çekme dayanımı 455 MPa olarak bulunmuştur. Kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi ve kaynak sonrası uygulanan ısı işlem sebebiyle, kaynak mikroyapısında meydana gelen dönüşümler ve tane irileşmeleriyle ana malzeme dayanımına kıyasla küçük düşüşler yaşandığı düşünülmektedir. Kaynak sonrası uygulanan ısı işlem nedeniyle numunelerin süneklilik değerlerinde önemli bir düşüş yaşanmadığı sonucuna ulaşılmıştır. Yüzde uzama değerlerinin ana malzemenin uzama değerine yakın olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca ısı işlem uygulanan numunelerin dayanımlarının ısı işlem uygulanmayan numunelere kıyasla daha düşük olduğu anlaşılmıştır. Isıl işlem nedeniyle mikroyapının daha fazla yumuşaması ve morfolojik dönüşümlerin bu sonucun ana sebebi olduğu düşünülmektedir.

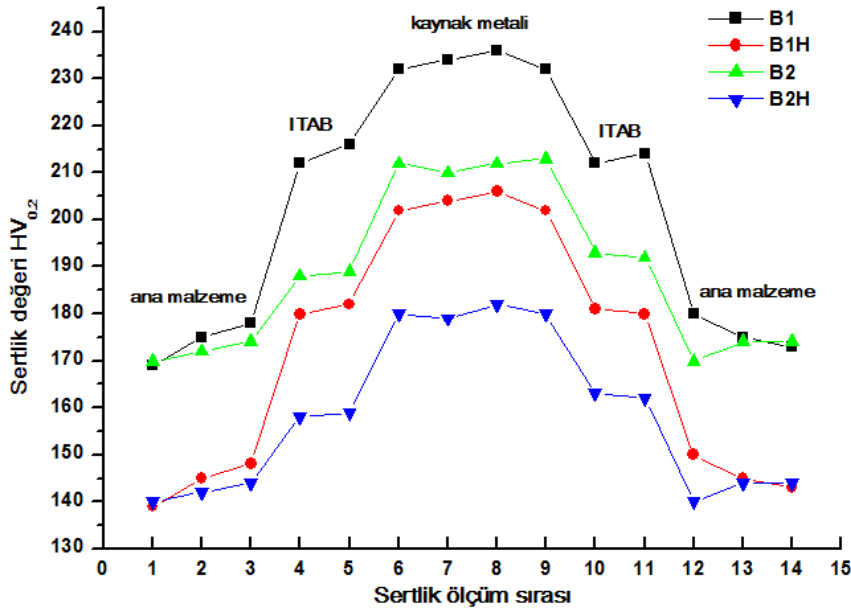
Isıl işlemsiz ve ısı işlemli ana malzeme ve plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 10), ana malzemede ve plazma kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk yüzey morfolojisiyle birlikte kırılmanın gerçekleştiği gözlenmiştir. Birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumuna rastlanmamıştır.



Şekil 10. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlili ana malzemeler ve plazma kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) Ana malzeme (b) Ana malzeme (ısıl işlemlili), (c) B1, (d) B2, (e) B1H, (f) B2H.

3.3.2. Mikrosertlik

Plazma kaynağı geleneksel ergitmeli kaynak tekniklerine kıyasla düşük ısı girdisi ve hızlı soğuma meydana getirmesi sebebiyle daha küçük tanelerden oluşan bir mikroyapı oluşturmakta ve böylece ITAB ve kaynak metalinde yüksek sertlikler elde edilmektedir. Birleştirmelerde sertlik dağılımı temelde mikroyapıyla ilişkilidir. Ferritik paslanmaz çeliklerde martenzit oluşumu sertliğin yükselişinde önemli bir yere sahiptir. Isı girdisi ise sertlik değişimlerinde en önemli faktördür. Ayrıca mikroyapıda oluşum gösteren nitrür veya karbürler de sertlik dağılımında etkili olmaktadır. B1 ve B2 numunelerinin sertlik dağılımlarına bakıldığında (Şekil 11), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek olduğu sonucuna ulaşılmıştır. B1 numunesinin sertlik değerinin B2 numunesinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. B1 numunesinin düşük ısı girdisiyle birleştirilmesi nedeniyle elde edilen ince taneli mikroyapı, bu numunenin sertliğinin daha yüksek çıkmasına ana sebep olarak görülmektedir.



Şekil 11. Plazma kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları.

Isıl işlem uygulanan B1H ve B2H numunelerinin kaynak metal ve ITAB sertliklerinin ana metalden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. B1H numunesinin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştirilen B2H numunesinden yüksek olduğu belirlenmiştir. Isıl uygulanmamış ve ısıl işlem uygulanmış numunelerin sertlik dağılımları karşılaştırıldığında ise, ısıl işlem sebebiyle ana metal, ITAB ve kaynak metalinde açık bir şekilde sertlik azalışı olduğu sonucuna varılmıştır. Isıl işlem nedeniyle, ITAB ve kaynak metalinde gözlenen küçük hacimli martenzit tanelerinin temperlenmesinin sertlik azalmasına neden olan esas sebeplerden biri olduğu düşünülmektedir.

4. Sonuçlar

1. B1 numunesinin mikroyapısının neredeyse tamamı ferrit taneleri ve tane sınırlarında küçük hacimli martenzitten meydana gelmiştir. B2 numunesinin ise daha iri taneli ve sütunsal bir morfolojiden meydana geldiği gözlenmiştir. EDS analizlerinden numunelerde önemli bir element kaybı oluşmadığı tespit edilmiştir. Optik mikroskop ve SEM görüntülerinde kaynak dikişinde herhangi bir boşluk, çatlak veya karbür gözlenmemiştir. XRD analizi sonucunda da zararlı ikincil faz oluşumlarına rastlanmamıştır.

2. B1 numunesinin çekme ve akma dayanımı, B2 numunesinden daha yüksek bulunmuştur. Bu sonucun alınmasının nedeni ise, küçük yapıli ferrit tanelerinin oluşumu ve küçük hacimli tane sınırı martenzitin bulunmasıdır. Tüm birleştirmelerin süneklik değerleri ise ana malzemeden düşük bulunmuştur. Isıl işlem, tanelerin irileşmesine sebep olarak birleştirmelerin dayanımlarını negatif olarak etkilemiştir. Düşük ısı girdisi sertlik dağılımlarını yukarı yönde etkilemiş ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemle sertlikte belirgin bir azalma olmuştur.

Teşekkür

Yazarlar, malzeme temini ve plazma kaynak prosesi desteklerinden dolayı SILVERLINE Firmasına teşekkür etmektedir.

Kaynakça

- [1] Lippold J C and Kotecki DJ 2005 *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New York: A John Wiley & Sons.
- [2] Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A. ve Kaluç, E. (2009). Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: Strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. *Materials and Design*, 30, 1193-1200.
- [3] Taban, E., Dhooge, A. ve Kaluç, E. (2009). Plasma arc welding of modified 12%Cr stainless steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 24, 649-656.
- [4] Köse, C. ve Topal, C. (2019). Effect of post weld heat treatment and heat input on the microstructure and mechanical properties of plasma arc welded AISI 410S ferritic stainless steel. *Materials Research Express*, 6, 066517.
- [5] Amuda, M. O. H. ve Mridha, S. (2011). An overview of sensitization dynamics in ferritic stainless steel welds. *International Corrosion Science*, Article ID 305793, 1-9.
- [6] Correa, E. O., Costa, S. C. ve Santos, J. N. (2008). Weldability of iron-based powder metal materials using pulsed plasma arc welding process. *Journal of Materials Processing Technology*, 198, 323-329.

- [7] Taban, E. (2008). Toughness and microstructural analysis of superduplex stainless steel joined by plasma arc welding. *Journal of Materials Science*, 43, 4309-4315.
- [8] Tan, H., Wang, Z., Jiang, Y., Han, D., Hong, J., Chen, L., Jiang, L. ve Li, J. (2011) .Annealing temperature effect on the pitting corrosion resistance of plasma arc welded joints of duplex stainless steel UNS S32304 in 1.0 M NaCl. *Corrosion Science*, 53, 2191-2200.
- [9] Kökey, C., Sezgin, S., Çavuşoğlu, N., İrizalp, S.G. ve Saklakoğlu, İ.E. (2016). İnce paslanmaz çelik sacların fiber lazer ile kaynak edilebilirliğinin incelenmesi. *Mühendis ve Makina*, 57, 66-72.
- [10] Aydın, K. ve Karaağaç, İ. (2019). Lazer kaynaklı HSLA sac malzemelerde geri esnemenin deneysel araştırılması. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 17, 29-37.
- [11] Gupta, S. K., Raja, A. R., Vahista, M. ve Yusufzai, M. Z. K. (2019). Hysteresis loop analysis of gas metal arc welded ferritic stainless steel plate. *Materials Research Express*, 6, 096110.
- [12] Abioye, T. E., Omotehinse, I. S., Oladele, I. O., Olugbade, T. O. ve Ogedengbe, T. I. (2020). Effects of post-weld heat treatments on the microstructure, mechanical and corrosion properties of gas metal arc welded 304 stainless steel. *World Journal of Engineering*, 17, 87-96.
- [13] Köse, C. ve Topal, C. (2019). Laser welding of AISI 410S ferritic stainless steel. *Materials Research Express*, 6, 0865g4.
- [14] Gordon, W. ve van Bennekom, A. (1996). Review of stabilisation of ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology*, 12, 126-131.
- [15] El-Batahgy, A. (1997). Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels. *Materials Letters*, 32, 155-163.
- [16] Kou, S. (2003). *Welding Metallurgy*. Hoboken: Second Editon A John Wiley & Sons INC. Publication.
- [17] Amuda, M. O. H. ve Mridha, S. (2013). Grain refinement and hardness distribution in cryogenically cooled ferritic stainless steel welds. *Materials and Design*, 47, 365-371.
- [18] Kah, D. H. ve Dickinson, D. W. (1981). Weldability of ferritic stainless steels. *Welding Journal*, August, 135-142.
- [19] Pekkarinen, J. ve Kujanp, V. (2010). The effects of laser welding parameters on the microstructure of ferritic and duplex stainless steels welds. *Physics Procedia*, 5, 517-523.