



Lazer Kaynağı İle Birleştirilen AISI 410S Ferritik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Gerilme Giderme Isıl İşleminin Etkileri

Ceyhun Köse^{1*}, Ceyhun Topal²

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

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

(İlk Geliş Tarihi 4 Mart 2020 ve Kabul Tarihi 31 Aralık 2020)

(DOI: 10.31590/ejosat.698727)

ATIF/REFERENCE: Köse, C. & Topal, C. (2020). Lazer Kaynağı İle Birleştirilen AISI 410S Ferritik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Gerilme Giderme Isıl İşleminin Etkileri. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*, (20), 922-931.

Öz

Bu çalışmada, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik levhalar farklı kaynak parametreleri kullanılarak lazer kaynağı ile birleştirilmiştir. Lazer kaynaklı birleştirmelere kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmıştır. Isıl işlemli ve ısıl işlemsiz lazer kaynaklı birleştirmelerin mekanik özellikleri ve mikroyapıları karakterize edilmiştir. Kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem nedeniyle tane yapısının daha da kabalaştığı, sertlik düşüşünün devam etmesiyle birlikte çekme dayanımında da düşüş meydana geldiği belirlenmiştir. Kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem sebebiyle mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Lazer kaynak, Ferritik paslanmaz çelik, Mikroyapı, Mekanik özellikler, Gerilme giderme ısıl işlemi

Effects of Stress Relieving Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded AISI 410S Ferritic Stainless Steel

Abstract

In this study, AISI 410S ferritic stainless steel sheets were joined with laser welding method using different welding parameters. Stress relieving heat treatment was applied to laser welded joints. Mechanical properties and microstructure of heat treated and non heat treated laser welded joints were investigated. It was determined that grain structure was more coarsened due to heat treatment process and tensile strength decreased because of continuing of decrease in hardness. It was found out that mechanical properties were negatively affected because of stress relieving heat treatment applied to laser welded joints.

Keywords: Laser welding, Ferritic stainless steel, Microstructure, Mechanical properties, Stress relieving 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 çelikler genellikle %11-30 Cr ve az miktarda veya hiç Ni içermeyen, oda sıcaklığında esasen ferritik bir mikroyapıda bulunan, hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes yapısına sahip bir paslanmaz çelik grubudur [1-4]. Nikel içermemesi nedeniyle östenitik paslanmaz çeliklere göre daha ucuzdur ve östenitik paslanmaz çeliklere iyi bir alternatif malzeme türüdür. Yüksek ısı iletkenliği, doğrusal genleşmesinin az olması, stres korozyon çatlak direncinin iyi olmasının yanında klorür ortamında çukurcuk ve aralık korozyona üstün dayanımları, yüksek sıcaklık oksidasyonuna dayanımları nedeniyle özellikle otomotiv endüstrisinde, karayolu ve demiryolu taşımacılığında, güç jeneratörü, fırın parçası olarak, ısı değiştiricisi yapımında, petrol rafineri ekipmanlarında, depolama tankları yapımında, elektrikli alet yapımında, güneş enerjili su ısıtıcısı yapımında, ev aletleri yapında ve madencilik gibi alanlarda geniş bir kullanıma sahiptir [1-5]. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde kaynak süresince ITAB ve kaynak metalinde, ergiyik metalin katılması esnasında herhangi bir arafaz oluşmadan sıvı fazdan direkt ferrit fazı oluşturması ve tane irileşmesi meydana gelmesi nedeniyle, bu çeliklerin kullanım alanlarını sınırlayan ana nedenler olarak karşımıza çıkmaktadır [1-5]. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde metalurjik faz olarak ferrit fazı görülmekle birlikte, belirli şartlar altında martenzit fazı, karbürler ve nitrür oluşumları görülebilir. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları hiçbir zaman %100 ferrit fazından oluşmaz, bu çelikler yüksek sıcaklıklara ısıtıldıkları zaman, katılma veya soğuma süresince mikroyapıda bazı östenit tanesi oluşumları meydana gelir. Yüksek sıcaklıkta bulunan östenit, oda sıcaklığına soğuma sırasında (genellikle hızlı soğutma) martenzite dönüşmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapılarında martenzit oluşumunu minimize edilebilmesi ve kaynak kabiliyetinin iyileştirilebilmesi için daha düşük karbonlu ve ferrit dengeleyici elementler içeren ferritik paslanmaz çelik türleri tercih edilmesi önerilmektedir [1,3].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde daha ince taneli bir mikroyapı elde edilebilmesi için düşük ısı girdili kaynak yöntemleri önerilmektedir. Ergitmeli kaynak yöntemleri arasında düşük ısı girdisi oluşturan yöntemler arasında lazer kaynağı, TIG kaynağı, Lazer-TIG hibrit kaynağı ve plazma transfer ark kaynağı sayılabilir. Bu kaynak yöntemleri çok yüksek güç yoğunluğuna sahip olmaktadır ve düşük metalurjik distorsiyon oluşturmaktadırlar, bu yüzden yüksek kaliteli kaynaklı birleştirmeler elde edilmektedir [1,6-9]. Ark kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek enerji

yoğunluğu ve hızlı soğuma oranı oluşturması nedeniyle lazer kaynağı ile birleştirilen ferritik paslanmaz çeliklerin ITAB ve kaynak metalinde tane irileşmesi engellenebilir [2]. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında meydana gelen diğer bir problem de ITAB ve kaynak metalinde meydana gelen sigma fazı gibi ikincil faz partikülleridir. İkincil faz oluşumları kaynaklı birleştirmelerin tokluğunda ve sünekliğinde düşüşe neden olmaktadır. [1-6,10]. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini iyileştirmenin önemli yöntemlerinden bir tanesi kaynak sonrası ısıl işlemler olarak gösterilmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerine kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler ile birlikte tokluk, süneklik ve korozyon dirençleri iyileşmektedir [1,3]. Kaynak sonrası ısıl işlemin 750°C-800°C sıcaklığı aralığında yapılması kaynak kalıntı gerilmeleri azaltıcı etkisi olabileceği gibi aynı zamanda bu ısıl işlem mikroyapıda küçük bir etki oluşturmaktadır [3]. Isıl işlem ve kaynak gibi prosesler nedeniyle hassas sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında (genellikle 900°C üzerinde) hassasiyet oluşmaktadır. Bu çeliklerin tavlama işlemleri genellikle 820 °C civarında gerçekleştirilmekte ve böylelikle kromca fakir bölgeye kromun tekrar difüz olmasına imkan sağlanmaktadır [11].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde bazı problemler ile karşılaşmaktadır. Kaynak esnasında ve ısı etkisi altındaki bölgede oluşan ve kaynak dikişinin tokluğunda önemli derecede düşüşe neden olan tane büyümesi ve gevrek çatlama problemidir. Bu çalışmada lazer kaynak işlemi, kaynak hızı sabit tutularak iki farklı lazer kaynak gücüyle gerçekleştirilmiş olup farklı ısı girdisi şartlarında lazer kaynaklı ferritik paslanmaz çelik birleştirmelerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi incelenmiştir. Ayrıca, lazer kaynaklı birleştirmelere kaynak sonrası 770°C'de 60 dakika gerilme giderme ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Kaynak sonrası ısıl işlemin mekanik özellikler ve mikroyapıya etkileri karakterize edilmiştir.

2. Materyal ve Metot

2.1. Malzeme ve Kaynak İşlemi

Bu çalışmada, AISI 410S ferritik paslanmaz çelik sac levhalar deneylerde kullanılmak üzere SILVERLINE firmasından temin edilmiştir. Malzeme 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 kimyasal bileşimi verilmiştir.

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

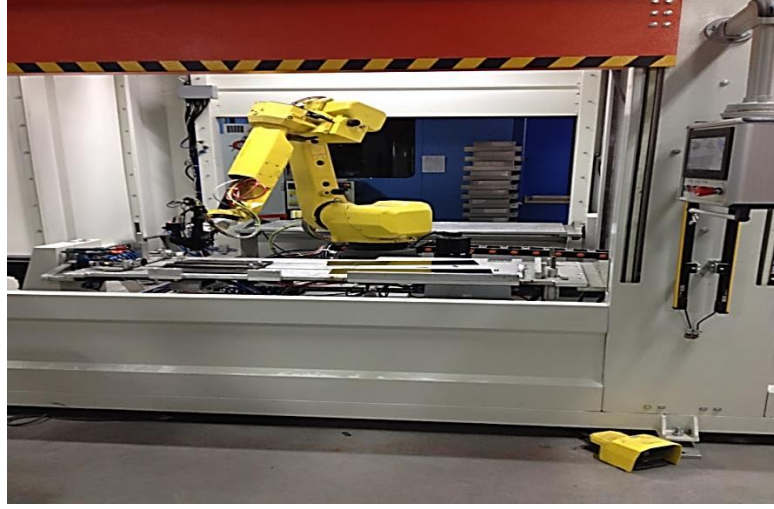
%C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Cr	Fe
0,047	0,374	0,414	0,020	0,015	<0,0001	0,060	14,065	Kalan

Ferritik paslanmaz çelik levhalar Tablo 2'de verilen parametreler kullanılarak, HAN'S Laser marka 300W gücüne sahip Nd:YAG lazer kaynak makinesine monte edilmiş 6 eksenli FANUC M-20iA marka robot yardımıyla, yatay pozisyonda ve

ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir. (Şekil 1.). Kaynak sonrası lazer kaynaklı numunelere fırın içerisinde gerilme giderme ısıl işlemi 770°C'de 60 dakika uygulanmış ve havada soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir.

Tablo 2. Lazer kaynak parametreleri.

Numune	Lazer gücü (W)	Kaynak hızı (mm/s)	Koruyucu gaz	Gaz basıncı (bar)	Odak mesafesi (mm)	Isı girdisi (kJ/mm)
A1	200	1.25	Ar	0.6	190	0.16
A2	300	1.25	Ar	0.6	190	0.24



Şekil 1. Lazer kaynak makinesi.

2.2. Deney Numunelerinin Hazırlanışı

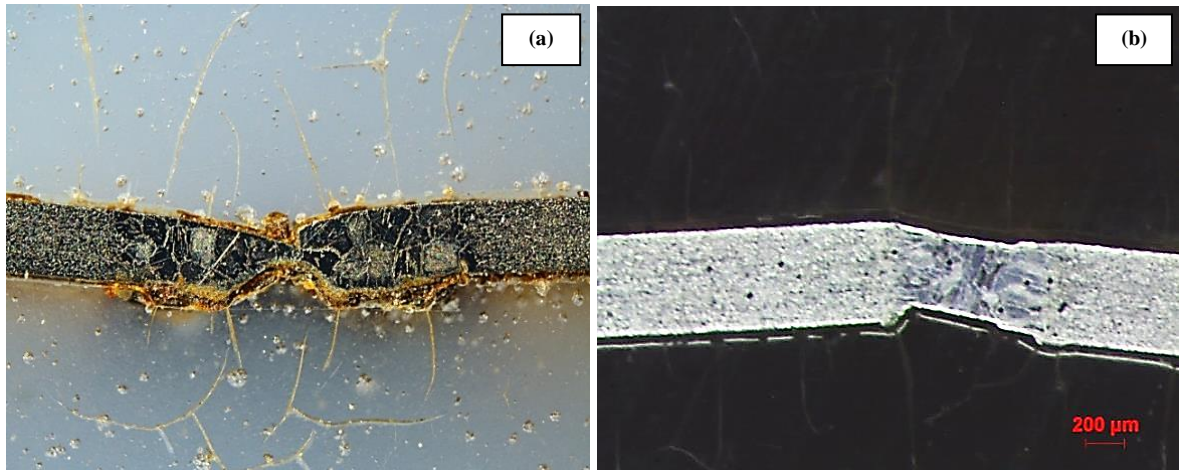
Lazer kaynağı ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mekanik ve mikroyapı özelliklerinin belirlenebilmesi için birleştirmelerden deney numuneleri lazer kesim ile hazırlanmıştır. Lazer kaynaklı numunelerin mikroyapı değişimlerini karakterize etmek için Kalling No.2 çözeltisinde (225ml alkol + 20ml hidroklorik asit + 12 gr bakır(II)oksit) 20 saniye süre ile dağlama işlemi yapılmıştır. Mikroyapı incelemeleri 50X-100X büyütmeli NIKON marka optik mikroskop, JEOL JSM 6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve (EDS) donanımı ile gerçekleştirilmiştir. Makroyapı görüntüleri ise NIKON SMZ25 marka optik stereomakroskop vasıtasıyla elde edilmiştir. XRD analizi ise, RIGAKU Smart Lab X-Işını Difraktometresi Cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyi, 100 kN kapasiteli INSTRON

marka çekme testi cihazında 10 mm/dk. çekme hızında boyuna doğrultuda gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümü ise, GALILEO marka ölçüm cihazında uca 15 saniye 200g yük uygulanarak belirlenmiştir.

3. Araştırma Sonuçları ve Tartışma

3.1. Makroyapı İncelemeleri

Farklı lazer kaynak gücüne bağlı olarak değişiklik gösteren kaynak dikiş boyutları (Şekil 2'de) gösterilmiştir. A2 numunesinde tam nüfuziyet gözlenirken (Şekil 2b), A1 numunesinde nüfuziyet eksikliği gözlenmiştir (Şekil 2a). Kaynaklı birleştirmelerin makro görüntülerinden dar bir ITAB ve kaynak dikişi profili gözlenirken, herhangi bir porozite oluşumu gözlenmemiştir.

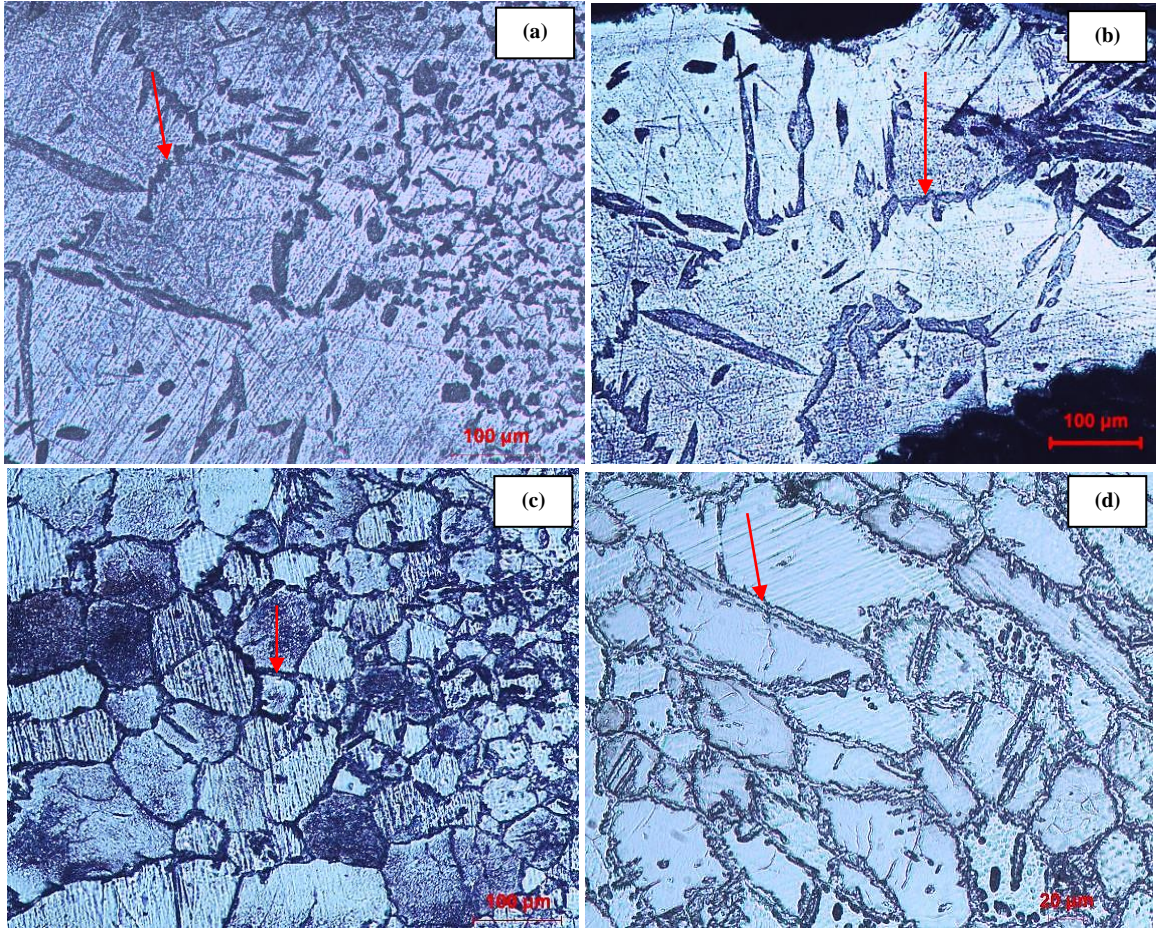


Şekil 2. (a) A1 ve (b) A2 numunelerinin kaynak dikiş profili.

3.2. Mikroyapı İncelemeleri

AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin farklı ısı girdileriyle birleştirilmesini içeren mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, ilave kaynak metali kullanılmamasına bağlı olarak ITAB ve kaynak metali mikroyapısının ana metalin ergitilmesi ile oluşum gösterdiği bir mikroyapı görülmektedir (Şekil 3a-d). Bu şartlarda, alaşımın kimyasal kompozisyonuna ve soğuma oranına göre mikroyapı şekil almaktadır. İlave kaynak metali kullanılması durumunda ise, ITAB ve kaynak metali mikroyapısında ana metale göre büyük farklılıklar oluşacağı bilinmektedir [1]. Lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı hızlı soğuma neticesinde, kaynak bölgesinde ince taneli mikroyapı oluşumu meydana gelmektedir. Ancak, yüksek lazer gücü veya çok yavaş kaynak hızıyla gerçekleştirilen birleştirmelerde tane irileşmesi beklenebilir. Farklı ısı girdisi ile birleştirilen numunelerin ITAB'ında açık bir şekilde tane irileşmesinin meydana geldiği (Şekil 3a,c), tane büyüklüğünün kaynak metali tane yapısından daha iri oldukları

görülmektedir (Şekil 3a-d). Kaynak metali mikroyapısının ise kısmen sütunsal ve eşeksenli ferrit tane yapısından meydana geldiği gözlenmiştir (Şekil 3b,d). Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak metali her zaman başlangıçta birincil ferrit taneleri biçiminde katılaşmaktadır [3,12]. Kaynak termal çevriminin erken evrelerinde, çift fazdan ($\alpha + \gamma$) soğutulduklarında ITAB'da östenit çekirdeklenmesi baskılanabildiği ve tamamen ferritik mikroyapı modu elde edilebileceği araştırmacılar tarafından vurgulanmaktadır [6]. Kaynak metali tamamen ferritiktir ya da ferrit ve martenzit tanelerinden oluşum gösterebilmektedir. Martenzit ise, ferrit tane sınırlarında konumlanmaktadır. Düşük lazer kaynak gücüyle yani düşük ısı girdisi ile birleştirilen A1 numunesinin (0.16 kJ/mm) mikroyapısı yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinin (0.24 kJ/mm) mikroyapısına kıyasla daha ince ferrit tanelerinden oluşum gösterdiği Şekil 3a-d'den anlaşılmaktadır. Düşük ısı girdili A1 numunesinin kaynak bölgesinde hızlı soğumanın meydana gelmesi nedeniyle ince taneli bir mikroyapı elde edilmiştir.



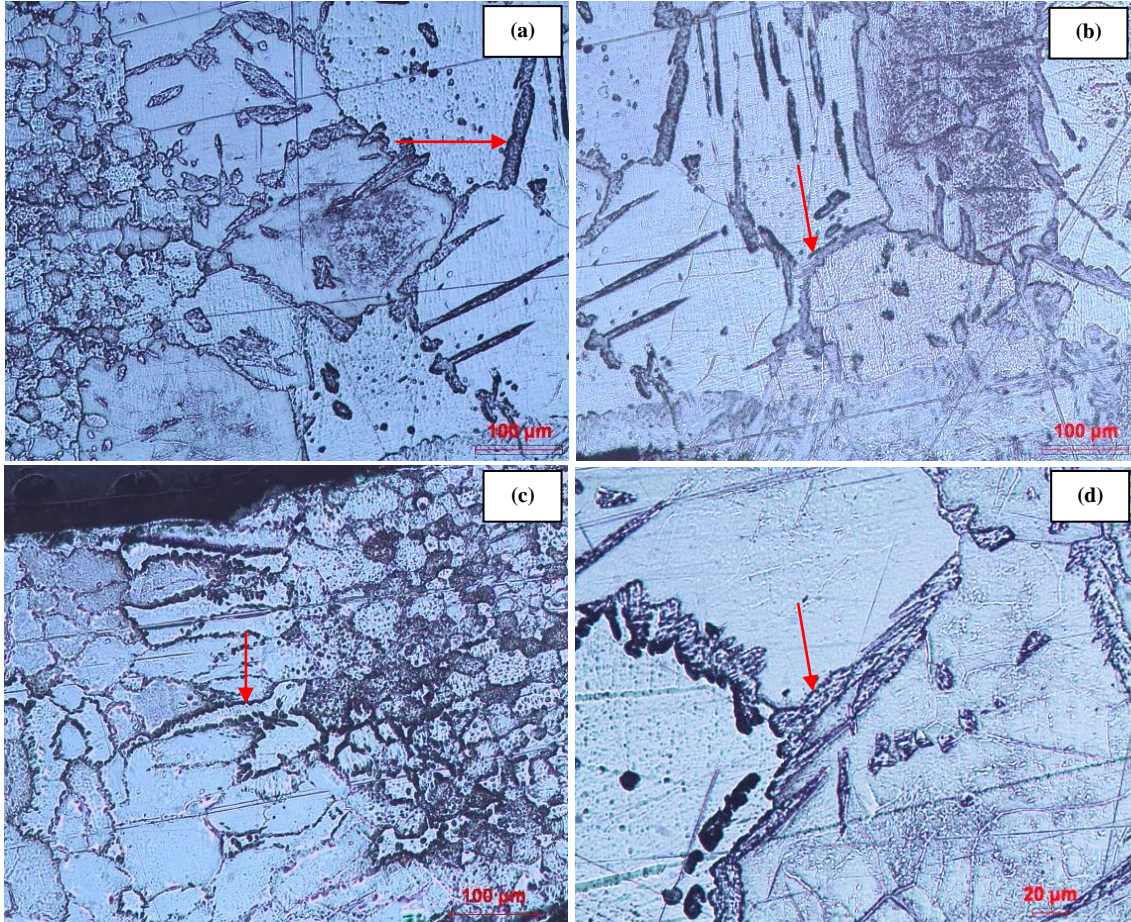
Şekil 3. (a), (b) A1 numunesinin ITAB ve kaynak metali görüntüsü, (c), (d) A2 numunesinin ITAB ve kaynak metali görüntüsü, tane sınırı martenziti kırmızı oklar ile gösterilmiştir.

Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinin ITAB'ında ana malzemeye göre bir miktar tane irileşmesinin meydana geldiği ancak bu irileşmenin sınırlı boyutlarda kaldığı (Şekil 3a), kaynak metali mikroyapısının ise ITAB'a kıyasla daha homojen ve neredeyse tamamen ince ferrit tanelerinden meydana geldiği (Şekil 3b), ferrit tane sınırlarında küçük hacim oranlarına sahip martenzit oluşumu gözlenmiştir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinin kaynak metali ve ITAB mikroyapısı incelendiğinde ise (Şekil 3c,d), kaynak termal çevrimin uzun

sürmesi ve düşük soğuma hızı oluşmasına bağlı olarak, ITAB'da tane irileşmesi, kaynak metalinde ise sütunsal bir tane morfolojisi oluşum göstermiştir. Isı girdisi değişimlerine bağlı olarak, özellikle de yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin kaynak metali mikroyapısında sütunsal ferrit ve tane sınırı martenzit oluşumlarının hacim oranlarının değişiklik gösterdiği, hacim oranının açık bir şekilde arttığı gözlenmiştir (Şekil 3d). Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin soğuma oranı önemli bir faktördür, hızlı soğuma oranlarında martenzitik

mikroyapı oluşumu gerçekleşebilmektedir [1]. Yüksek ısı girdisiyle birleştirmelerde ise daha yavaş bir soğuma oranı meydana gelmesine ve geniş bir kaynak havuzuyla birlikte kompleks bir katılaşma yapısının oluşmasına neden olacağı araştırmacılar tarafından vurgulanmaktadır [6]. Araştırmacılar ayrıca, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında yüksek sıcaklığın etkisiyle tamamen ferritik bir içyapı oluşmazsa, küçük bir hacim oranında östenit taneleri oluşabileceği, bu küçük hacim oranına sahip östenit taneleri de kaynak termal çevriminin ya da soğuma hızına bağlı olarak martenzite dönüşebileceğine işaret etmektedirler [13]. Martenzit oluşumu gerçekleşmeyen kaynaklı birleştirmelerde ısı girdisinin etkisiyle aşırı tane büyümesi gerçekleşerek kaynaklı birleştirmelerin dayanımında düşüşler yaşanacağına da araştırmacılar dikkat çekmektedir (gevrekleşme mekanizması oluşumu) [13]. Birleştirmelere ait kaynak metali ve ITAB'da herhangi bir boşluk veya gözenek oluşumu ya da çökelti oluşumları gözlenmemiştir. Çökelti ve bazı ikincil faz oluşumlar kaynaklı birleştirmelerin tokluğunda ve sünekliğinde düşüşe neden olan ve kaynak mikroyapısında istenilmeyen yapılarıdır.

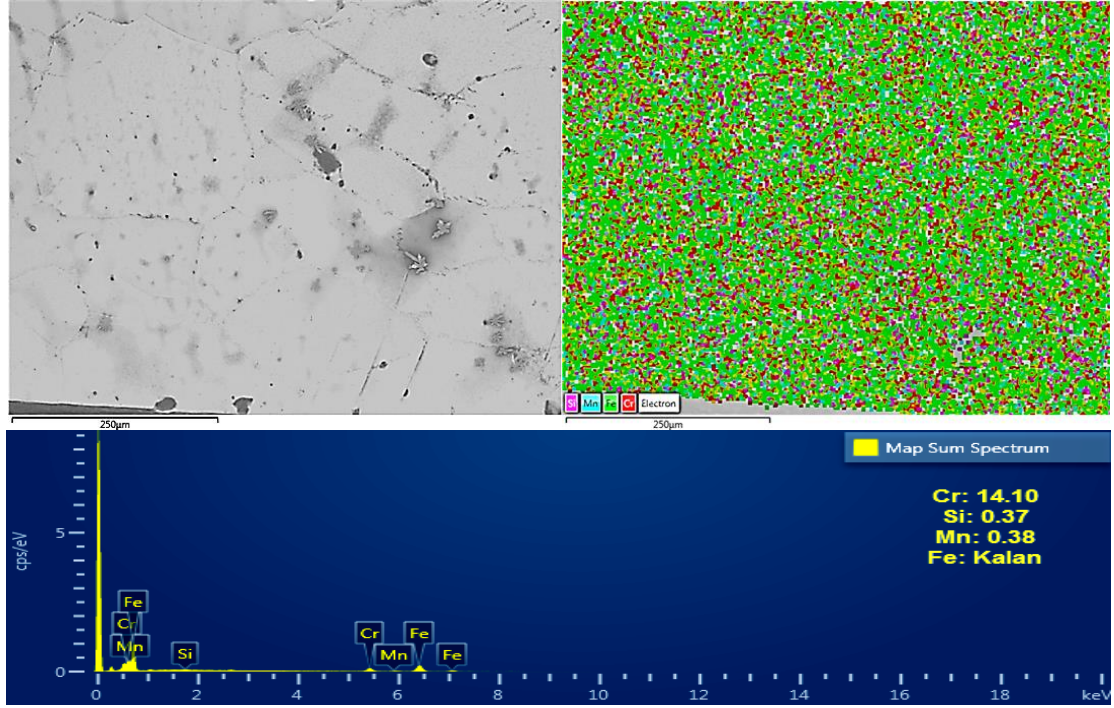
Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin (ısı işlemli numuneler H harfi ile kodlanmıştır) mikroyapı görüntüleri Şekil 4a-d'de verilmiştir. Yüksek ısı girdisiyle (A2H) ve düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin (A1H) ITAB ve kaynak metali mikroyapıları incelendiğinde, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB'ında yüksek sıcaklığın ve bu sıcaklıkta tutmanın etkisiyle lokal olarak sütunsal tane irileşmesinin gerçekleştiği gözlenmiştir (Şekil 4c). Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin ITAB'ında tane irileşmesinin yanısıra, ısıl işlemin etkisiyle kaynak metalinin sütunsal ve iri taneli ferrit morfolojisinden meydana geldiği ve tane sınırlarında martenzit tanelerinin oluştuğu görülmüştür (Şekil 4d). Kaynaklı birleştirmelerin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde oluşumları istenilmeyen yapılar olan krom karbür ($Cr_{23}C_6$) gözlenmemiştir. Ferritik paslanmaz çeliklerde ısıl işlem ve kaynak gibi prosesler nedeniyle hassas sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında (genellikle $900^{\circ}C$ üzerinde) karbür çökelmelerinin oluşabileceği araştırmacılar vurgulanmaktadır [11].



Şekil 4. (a), (b) A1H numunesinin ITAB ve kaynak metali görüntüsü, (c), (d) A2H numunesinin ITAB ve kaynak metali görüntüsü, tane sınırı martenziti kırmızı oklar ile gösterilmiştir.

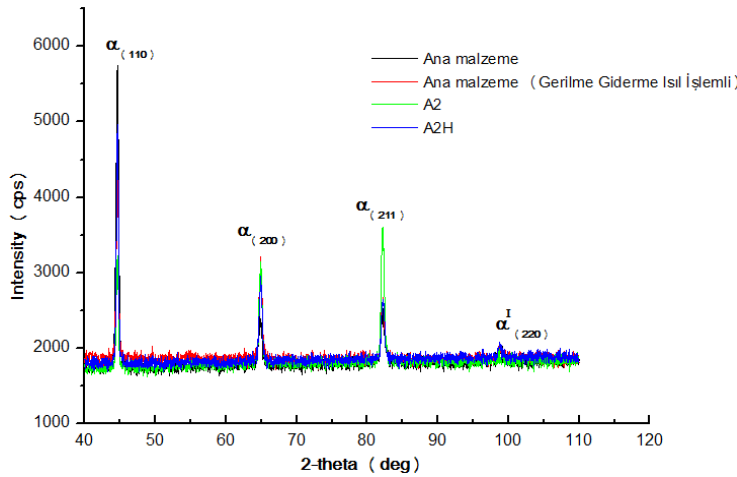
Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen ve ısıl işlem uygulanan A2H numunesinin kaynak metali EDS analiz sonucu incelendiğinde (Şekil 5.) bu malzemeye ait spektral analiz sonuçlarıyla (Tablo 1.) uyumlu olduğu anlaşılmaktadır. Kaynak

işlemi ve ısıl işlem prosesinden dolayı belirgin alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı ve alaşım elementi miktarlarında önemli bir değişim meydana gelmediği tespit edilmiştir.



Şekil 5. A2H numunesine ait SEM-EDS analizi.

Isıl işlem uygulanan ve ısıl işlem uygulanmayan ana malzeme ve yüksek ısı girdisiyle birleştirilen lazer kaynaklı numunelerin XRD cihazıyla analizi yapılmıştır (Şekil 6). XRD karakterizasyon incelemelerinden elde edilen verilere göre, çalışmada kullanılan AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerde ferrit (α), ve martenzit (α') fazlarının varlığı dışında herhangi bir faz oluşumu tanımlanmamıştır. AISI 410S ferritik paslanmaz çelik ana malzemeye ait pikler ile farklı parametrelerle birleştirilmiş numuneler ile ısıl işlemlili kaynaklı numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışların meydana geldiği gözlenmiştir. Krom karbür, nitrür gibi çökelti oluşumları XRD vasıtasıyla tespit edilmemiştir.

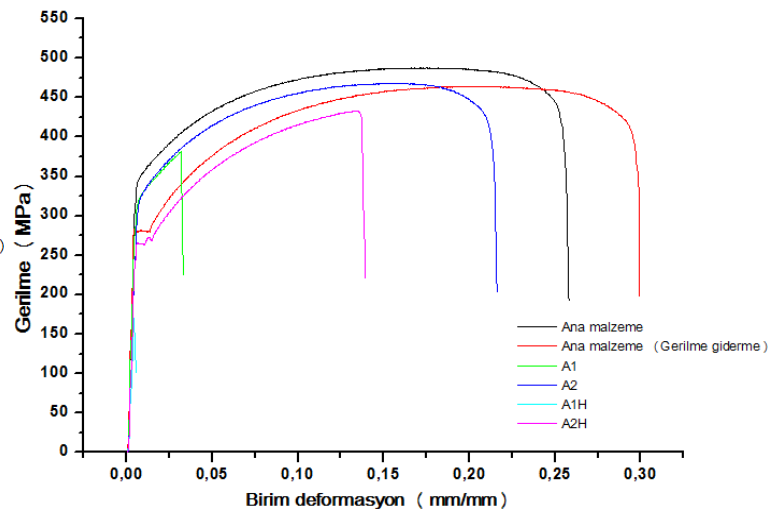


Şekil 6. XRD analizi.

3.3. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

3.3.1. Çekme deneyi

Isıl işlem uygulanan ve ısıl işlem uygulanmayan ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış ve çekme testi sonucunda ortalama çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama miktarları Tablo 3.'de verilmiş olup, gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri ise Şekil 7'de gösterilmiştir.



Şekil 7. Çekme deneyi sonuçları.

Tablo 3. Çekme deneyi sonuçları.

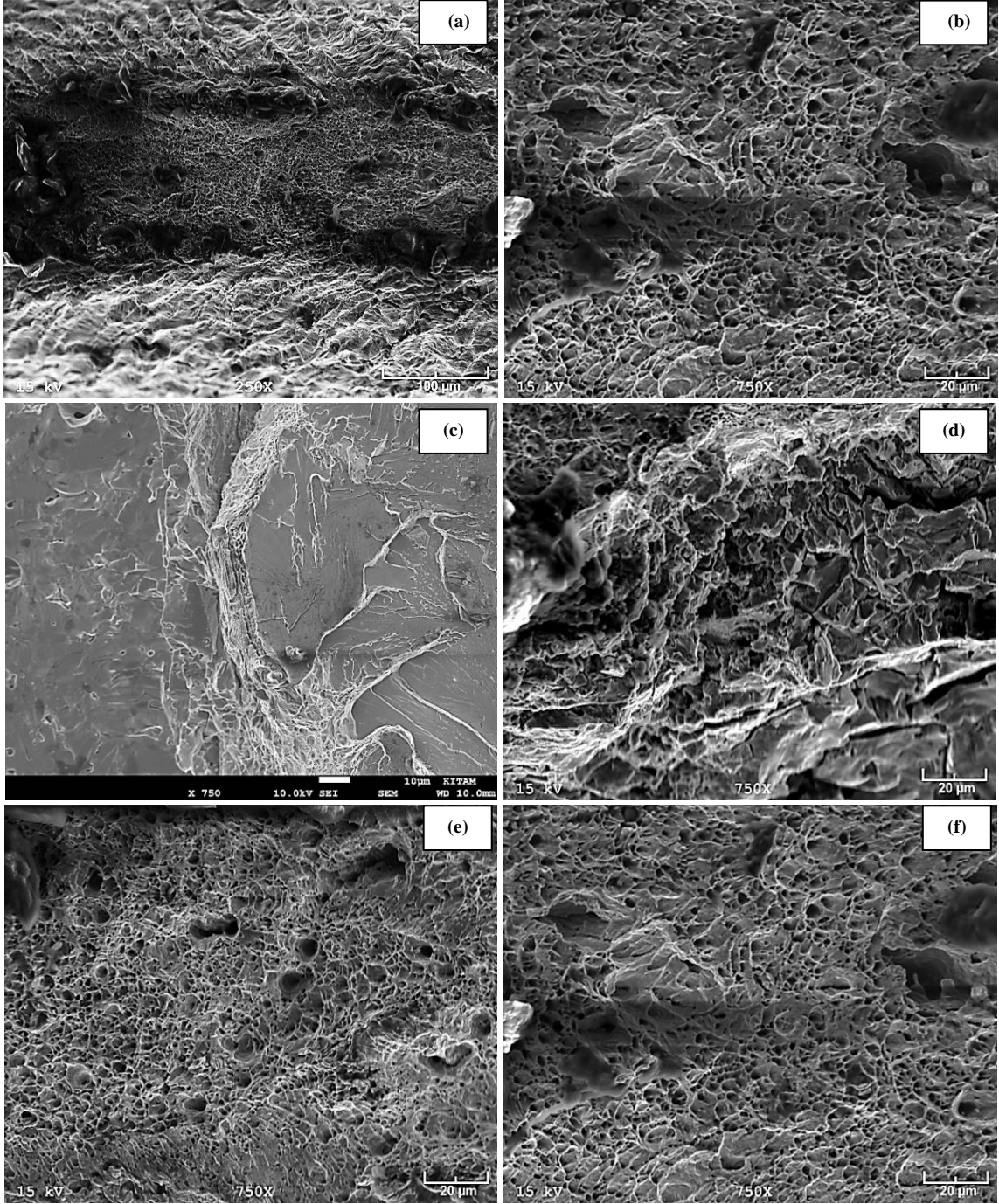
Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Uzama (%)
A (Ana malzeme-Isıl işlemsiz)	490	349	26,5
AH (Ana malzeme-Gerilme giderme)	463	290	30
A1	370	275	3
A2	465	334	21,7
A1H	160	50	1,7
A2H	435	250	12

Isıl işlemsiz lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde (Şekil 7 ve Tablo 3), ana malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve yüzde uzama değerleri, farklı ısı girdisiyle birleştirilen lazer kaynaklı numunelerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin ana malzemeye kıyasla daha düşük çıkmasının ana nedeni olarak kaynak işlemiyle birlikte kaynak dikişinde meydana gelen mikroyapısal dönüşümler sayılabilir. Kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi sonucunda, tane boyutlarında meydana gelen irileşmeler çekme ve akma dayanımında düşüşe neden olduğu düşünülmektedir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinin çekme dayanımı, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinin çekme dayanımından düşük bulunmuştur. Bu sonucun alınmasına yetersiz nüfuziyetli birleştirmenin gerçekleşmesi ana neden olarak görülmektedir. Aslında, düşük ısı girdisiyle birleştirme nedeniyle ITAB ve kaynak metalinin ince tanelerden oluşum göstermesi sebebiyle yüksek çekme dayanımı elde edilmesi beklenirdi. Aynı zamanda A1 numunesinin mikroyapı görüntülerinde de anlaşılacağı üzere, kaynak mikroyapısında meydana gelen küçük hacimli martenzit ve küçük boyutlardaki çökeltiler çekme dayanımının artışında önemli rol oynaması beklenebilirdi. Bazı araştırmacılar ise, ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ergime noktasından oda sıcaklığına kadar özünde tamamen ferritik olacağını [3,14] ve sonuç olarak, mikroyapılarında oluşabilecek küçük miktarlardaki martenzit oluşumları ya da küçük miktardaki östenitin martenzite dönüşümü, dayanım artışı üzerinde esasen önemli etkisi bulunmadığını vurgulamaktadır [3]. Özellikle karbon ve azotun varlığıyla birlikte, katı-eriyik sertleşmesiyle dayanımda bir miktar artış yaşanabileceğine dikkat çekilmektedir [3]. Ergitmeli kaynak yöntemleriyle gerçekleştirilen birleştirmelerde farklı enerji seviyeleri kaynak bölgesine iletilindiğinde tane irileşmesiyle birlikte sert ve gevrek faz olan martenzit oluştuğu, özellikle tokluk değerlerinde düşüş meydana geleceği araştırmacılar tarafından bildirilmiştir [10]. Sonuçlardan, ana malzemenin ortalama çekme dayanımı 490 MPa olarak belirlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinde yetersiz nüfuziyet oluşması nedeniyle düşük sayılabilecek mekanik dayanım elde edilmiştir. A1 numunesinin ortalama çekme dayanımı 370 MPa olarak belirlenmiştir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen ve tam nüfuziyet elde edilen A2 numunesinin ortalama çekme dayanımı 465 MPa olarak belirlenmiştir. Yüzde uzama değerleri incelendiğinde ise, kaynaklı birleştirmelerin sünekliğinin ana malzemedan daha düşük olduğu tespit edilmiştir. En yüksek çekme dayanımı elde edilen A2 numunesinin uzama değeri %21,7, ana malzemenin uzama değeri ise %26,5 olarak belirlenmiştir.

Kaynak sonrası gerilim giderme ısıl işlemi uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde ise, ana malzemenin çekme dayanımı farklı lazer kaynak

parametreleriyle birleştirilen numunelerin çekme dayanımından yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ana malzemenin (AH numunesi) ortalama çekme dayanımı 463 MPa olarak tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen ve yetersiz nüfuziyet gözlenen A1H numunesinin ortalama çekme dayanımı 160 MPa olarak belirlenmiştir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen ve tam nüfuziyet elde edilen A2H numunesinin ortalama çekme dayanımı 435 MPa olarak belirlenmiştir. Sonuçlardan, ısıl işlemlenmiş numunelerin çekme dayanımlarının ısıl işlemsiz numunelere göre biraz daha düşük olduğu sonuçlardan tespit edilmiştir. Kaynak sonrası fırın içerisinde 770°C'de 60 dakika tutma ile birlikte kaynak mikroyapısının yumuşaması ve mikroyapıda meydana gelen dönüşümler nedeniyle bu sonucun alındığı düşünülmektedir. Dikkati çeken sonuçlar arasında, kaynak sonrası ısıl işlem uygulaması sonrasında A1 numunesinde meydana gelen dayanım düşüşünün yaşanması sonucu olmuştur. Isıl işlem öncesi 370 MPa çekme dayanımı elde edilen A1 numunesinde, kaynak sonrası gerilim giderme ısıl işlemi sonrası 160 MPa ortalama çekme dayanımı değeri elde edilmiştir. A1H numunesinde meydana gelen dayanım düşüşü ana nedenleri olarak ITAB veya kaynak metalinde meydana gelen çok küçük boyutlarda ikincil faz çökeltileri veya ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta tutma süresi, lokal tane irileşmeleri olabileceği gibi soğutma ortamının da etkisinin olabileceği düşünülmektedir. Isıl işlemlenmiş ve ısıl işlemsiz ana malzeme ve lazer kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonrasında elde edilen sonuçları birbirleriyle kıyaslandığında ise, deneysel çalışmalarda tercih edilen ısıl işlem sıcaklığı ve süresi literatüre göre belirlenmesine karşın kaynak sonrası gerilim giderme ısıl işlemi uygulanan numunelerin ısıl işlemsiz birleştirmelere göre daha düşük çekme dayanımı, akma dayanımı ve süneklik özellikleri sergilediği belirlenmiştir. Bu sonuçlardan tespit edildiği gibi, AISI 410S ferritik paslanmaz çeliklere kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler özellikle çekme dayanımında düşüşe neden olmuştur.

Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlenmiş ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 8), yüzey morfolojisinden anlaşılacağı üzere ana malzemede ve lazer kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk yüzey morfolojisiyle birlikte klivaj kırılmanın gerçekleştiği, kırılmanın tanelerarası meydana geldiği gözlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda düşük mekanik dayanım gösteren A1 ve A1H numunelerinin ise ağırlıklı olarak klivaj kırılma modunda kırılmanın gerçekleşmesi ile birlikte lokal olarak sünek kırılma biçimini işaret eden çukurcuk şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir. A2 ve A2H numunelerinin çekme deneyi sonrası makro görüntüleri ise Şekil 9'da gösterilmiştir



Şekil 8. Isıl işlemsiz ve ısıl işlemlı ana malzemeler ve lazer kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) Ana malzeme (b) AH (Isıl işlemlı ana malzeme), (c) A1, (d) A1H, (e) A2, (f) A2H.

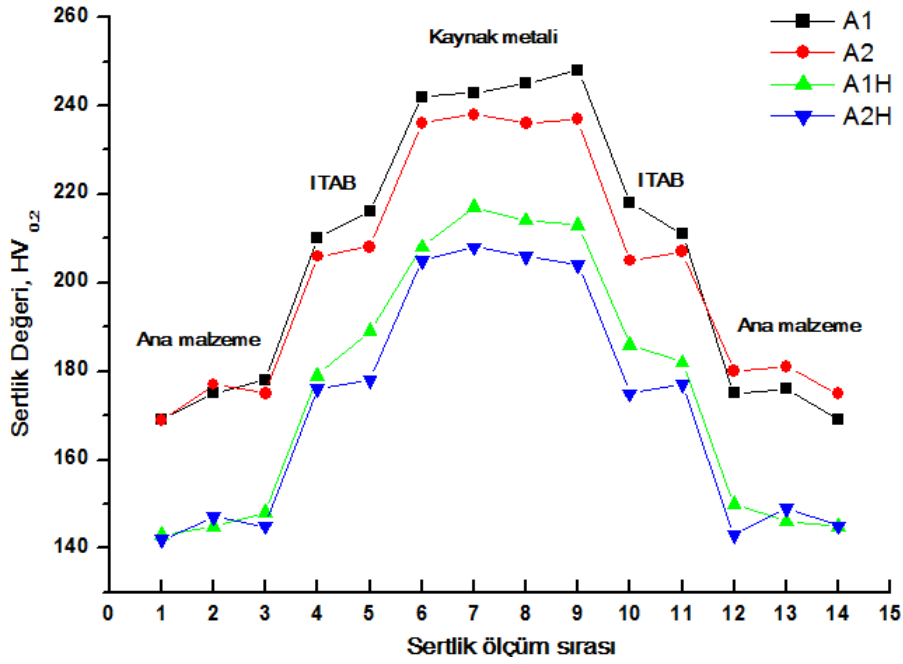


Şekil 9. A2 ve A2H numunelerinin çekme deneyi sonrası görüntüleri.

3.3.2. Mikrosertlik

Lazer kaynağı geleneksel kaynak yöntemlerine göre yüksek güç yoğunluğuna sahip olması nedeniyle düşük ısı girdisi ve hızlı katılaşma oluşturarak ince taneli bir mikroyapı elde edilmesini sağlamakta ve böylelikle kaynaklı birleştirmelerde yüksek sertlik değerleri elde edilmektedir. Kaynaklı birleştirmelerdeki sertlik dağılımı esasen mikroyapı ile doğrudan ilişkilidir, özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısında martenzit oluşumu, ITAB ve kaynak metalinin sertlik artışındaki önemli faktörlerdendir, ısı girdisi ise mikrosertlik değişiminde en önemli faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Küçük hacimli nitrür veya karbür oluşumları da sertlik değişimleri üzerinde

etkili olabilmektedir. Farklı lazer kaynak parametreleriyle diğer bir deyişle farklı ısı girdisi ile birleştirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde (Şekil 10), kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu gözlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinin sertlik değeri yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu sonuca, düşük ısı girdisiyle birleştirme sonucunda meydana gelen daha ince taneli mikroyapının etkili olduğu düşünülmektedir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede ise kaynak mikroyapısında tane irileşmesi meydana gelmesi sertlik düşüşün ana nedeni olarak görülmektedir.



Şekil 10. Lazer kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları.

Kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin sertlik dağılımları incelendiğinde ise, kaynak metali ve ITAB sertliğinin ana metalden daha yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1H numunesinin sertlik değerinin yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2H numunesinden yüksek olduğu tespit edilmiştir. Isıl işlemsiz ve kaynak sonrası gerilme giderme uygulanan lazer kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri karşılaştırıldığında ise, kaynak sonrası uygulanan gerilme ısıl işlemi sebebiyle ana metal, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde belirgin sertlik düşüşleri meydana geldiği tespit edilmiştir. Isıl işlem ile birlikte meydana gelen mikroyapısal dönüşümler ve kaynak mikroyapısında bulunan küçük hacimli martenzitin temperlenmesinin de sertlik düşüşüne neden olabileceği gözardı edilmemelidir.

4. Sonuçlar

1. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinin mikroyapısı neredeyse tamamen ferrit tanelerinden meydana

geldiği ve tane sınırlarında küçük hacimli martenzit tane oluştuğu, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinin tane yapısının daha iri taneli ve sütunsal bir mikroyapıdan oluşum gösterdiği gözlenmiştir. Mikroyapıda herhangi bir gözenek, gevrek çatılma veya krom karbür oluşumu gözlenmemiştir. Yüksek ısı girdisiyle birleştirilen ve ısıl işlem uygulanan A2H numunesinin kaynak metaline ait SEM-EDS analizinde önemli bir element kaybı yaşanmadığı belirlenmiştir. XRD analizleri sonucunda ise krom karbür veya nitrür oluşumları tespit edilmemiştir.

2. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1 numunesinin çekme ve akma dayanımı, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A2 numunesinden daha düşük bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin sünekliği ise ana malzemeden daha düşük bulunmuştur. Kaynak sonrası gerilim giderme ısıl işlemi uygulanan A2H numunesinin çekme ve akma dayanımı düşük ısı girdisiyle birleştirilen A1H numunesinin çekme dayanımından yüksek bulunmuştur. Kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem tane irileşmesine neden olmasına bağlı olarak kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz etkilediği belirlenmiştir. Isı girdisinin azalmasına bağlı olarak sertlik

değerlerinin artış gösterdiği ve kaynak sonrası uygulanan ısı işlem ile sertlikte belirgin düşüş yaşandığı tespit edilmiştir.

3. Çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait yüzey morfolojisi görüntülerinden, ana malzemede ve lazer kaynaklı numunelerde sünek kırılma biçimini ifade eden lokal çukurcuk yüzey morfolojisiyle birlikte klivaj kırılmanın gerçekleştiği, kırılmanın tanelerarası meydana geldiği gözlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda düşük mekanik dayanım gösteren A1 ve A1H numunelerinin ise ağırlıklı olarak klivaj kırılma modunda kırılmanın gerçekleşmesi ile birlikte lokal olarak sünek kırılma biçimini işaret eden çukurcuk şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma yüzeyi görüntülerinde herhangi bir inklüzyon oluşumu gözlenmemiştir.

Teşekkür

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

Kaynakça

- [1] Topal, C. (2019) Robotik lazer kaynak ve plazma ark kaynak yöntemleri ile birleştirilen AISI 410S ferritik paslanmaz çeliğin mekanik, mikroyapı ve kaynak sonrası ısı işlem özelliklerinin incelenmesi, Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Tokat.
- [2] Taban, E., Dhooge, A. ve Kaluç, E. (2009). Plasma arc welding of modified 12%Cr stainless steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 24, 649-656.
- [3] Lippold J C ve Kotecki DJ 2005 *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New York: A John Wiley & Sons.
- [4] Li, M., Shengsun, H., Bao, H., Junqi, S., and Yonghui, W. (2014) Activating flux design for laser welding of ferritic stainless steel. *Transactions of Tianjin University*, 20, 429-434.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] Köse, C. (2016). Weldability of 5754 aluminum alloy using a pulsed Nd:YAG micro scale laser. *Materials Testing*, 58, 963-969.
- [8] Köse, C., ve Karaca, E. (2017). Robotic Nd:YAG fiber laser welding of Ti-6Al-4V alloy. *Metals*, 221.
- [9] Köse, C., ve Karaca, E. (2018). Effect of pre and post weld heat treatments on the microstructure and mechanical properties of fiber optic beam delivery system ssisted robotic Nd: YAG laser welded Ti-6Al-4V alloy. *Archives and Metallurgy and Materials*, 63, 1225-1233.
- [10] Caetano, G. Q., Silva, C. C., Motta, F. M., Miranda, H .C., Farias, J. P., Bergmann, L.A., ve Dos Santos, J.F. (2018). Influence of rotation speed and axial force on the friction stir welding of AISI 410S ferritic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 262, 430-436.
- [11] Gordon, W. ve van Bennekom, A. (1996). Review of stabilisation of ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology*, 12, 126-131.
- [12] Kou, S. (2003). *Welding Metallurgy*. Hoboken: Second Editon A John Wiley & Sons INC. Publication.
- [13] Kah, D. H. ve Dickinson, D. W. (1981). Weldability of ferritic stainless steels. *Welding Journal*, August, 135-142.
- [14] 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.