



Ceyhun Köse

Gaziosmanpaşa University, ceyhun.kose@gop.edu.tr, Tokat-Turkey

Ramazan Kaçar

Karabük University, rkacar@karabuk.edu.tr, Karabük-Turkey

<http://dx.doi.org/10.12739/NWSA.2015.10.4.2A0090>

**AISI 420 MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN CO₂ LAZER IŞINI KAYNAK
YÖNTEMİYLE KAYNAK KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI**

ÖZ

Bu çalışmada, temin edildiği ve ısıl işlem uygulanmış şekliyle CO₂ lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin mekanik ve metalurjik özellikleri araştırılmıştır. Çalışma sonucunda temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin istenilen mekanik özellikleri sergilemediği belirlenmiştir. Kaynak öncesi ön tav ve kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin yapısındaki martenzitin temperlenmesi sonucu özellikle ITAB ve kaynak metalinde mikroçatlak yayılımının engellenmesi sonucunda istenilen mekanik özellikler elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Lazer Kaynağı, Martenzitik Paslanmaz Çelik, Isıl İşlem, Mikroyapı, Mekanik Özellikler

**AN INVESTIGATION OF CO₂ LASER BEAM WELDING METHOD OF AISI 420
MARTENSITIC STAINLESS STEEL**

ABSTRACT

In this study, the mechanical and metallurgical properties of AISI 420 martensitic stainless weldment that was joined with CO₂ laser beam welding as-received and heat treated condition was investigated. As a result of the study, It was determined that the as-received samples was not present desired mechanical properties. Desired mechanical properties from pre and post weld heat treated joints were obtained with the tempering of martensite in the microstructure and espacially with reducing of the microcrack propagations of weld metal and HAZ.

Keywords: Laser Welding, Martensitic Stainless Steel, Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties



1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Martenzitik paslanmaz çelikler, %11-18 Cr, %0.1-1.2 C ve az miktarlarda Mn ve Ni içerirler [1]. Bu çelikler genellikle su verilmiş ve menevişlenmiş veya tavlanmış halde kullanılırlar. Su verme ısıl işlemi kimyasal kompozisyona bağlı olarak 980-1100°C sıcaklık aralığında yapılır ve sonrasında çelik yağda veya havada soğutulur. Martenzitik paslanmaz çeliklere temperleme ısıl işlemi ise 200-700°C sıcaklık aralığında uygulanır. Bununla birlikte 400-600°C sıcaklık aralığında hassasiyete uğraması nedeniyle tokluklarında ve korozyon dirençlerinde zayıflama oluşabilir [2]. Bu çelikler yüksek mekanik özellikleri ve korozyon dirençlerinden dolayı su ve buhar valflerinde, türbinlerde, pompalarda, şaftlarda, rulmanlarda, kesici aletler ve cerrahi aletlerin üretiminde kullanılırlar [3 ve 4].

Bu çelikler endüstride yaygın bir şekilde kullanılmasına rağmen, birleştirilebilme zorluğu nedeniyle kaynaklı birleştirilmeleri genellikle tercih edilmez. Bu sebeple, literatürde martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı çalışmalarına fazlasıyla rastlanılmamasına dikkat çekilmektedir [5].

Martenzitik paslanmaz çelik, yapısı itibariyle çok yavaş soğuma halinde bile sert ve gevrek yapılı martenzit oluşumu gösterir. Martenzit fazı kaynak bölgesinde kılcal çatlakların oluşumunu tetikleyerek kaynak dikişinin kırılma eğilimi göstermesine neden olur. Bu durum bu çeliklerin kötü kaynak kabiliyetine sahip olmasına ana sebep olarak gösterilmektedir [6 ve 7]. Ancak, bu tür çeliklere kaynak öncesi ve sonrasında uygun ısıl işlem uygulanarak birleştirilebilmesine olanak sağlanabilmekte ve istenilen dayanım elde edilebilmektedir [8].

Özellikle karbon oranı %0.15'in üzerinde olan AISI 420 ve AISI 440 martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası ısıl işlemi hemen hemen her zaman gereklilik arz etmektedir. Isıl işlemler neticesinde düşük kırılma tokluğu gösteren bu çeliklerin toklukları iyileşir ve sertliği azalır. Hidrojen çatlağı hassasiyeti önlenir ve kalıntı gerilme miktarı azalır. Kaynak sonrası ısıl işlem genellikle 480-750°C sıcaklık aralığında yapılır ve ısıl işlem süresi malzeme kalınlığına bağlıdır. Genellikle 30 dakika ile 2 saat işlem süresi yeterli olduğu ifade edilir [9 ve 10].

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası ısıl işlem ile martenzitten ferrite dönüşüm ve küçük karbür oluşumlarının meydana gelmesi sonucunda toklukları ve süneklikleri iyileştiği rapor edilmiştir [9 ve 10]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası ısıl işlemi nikelsiz türleri için kritik sıcaklık olan A_{c1} sıcaklığının altında ve 500°C'nin üzerinde uygulanmasıyla karbür çökmesi oluşmakta; $M_{23}C_6$ gibi karbürlerin çökmesiyle de maksimum yumuşama elde edilmektedir [11 ve 12]. Ancak, bu çeliklerin nikelli ve molibdenli türleri için A_{c1} sıcaklığının değişiklik göstereceği gözardı edilmemelidir.

Bu amaçla çalışmada, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe kaynak öncesi ısıl işlem fırınında 300°C sıcaklıkta 60 dakika ön tav ve kaynak sonrası 660°C sıcaklıkta 75 dakika süre ile son tav ısıl işlemi gerçekleştirilmiş sonrasında da fırın içerisinde soğumaya bırakılmıştır. Aynı zamanda, temin edildiği şekliyle ısıl işlem uygulanmadan gerçekleştirilen bir uygulama da karşılaştırma amaçlı verilmiştir. Böylece, sabit lazer gücünde ve üç farklı kaynak ilerleme hızıyla CO_2 lazer yöntemiyle kaynatılan AISI 420 çelik birleştirmelerinin mekanik özelliklerine ve mikroyapısına ısıl işlemin etkisi araştırılmıştır.



2. ÇALIŞMANIN ÖNEMİ (RESEARCH SIGNIFICANCE)

Lazer kaynak yöntemiyle hızlı ve sağlam kaynaklı birleştirmeler elde edilmesi nedeniyle endüstride kullanımı gün geçtikçe artmaktadır [13-15]. Paslanmaz çelikler ise uzun yıllardır sanayinin çeşitli kollarında geniş bir yelpazede kullanılmaktadır. Paslanmaz çelik ailesinden olan martenzitik paslanmaz çeliklerin, özellikle karbon oranı %0.15 üzerinde olan türlerinin, kaynak kabiliyeti ve ısıl işlem özellikleri kaynak bilimi dünyasında ilgiyle araştırılan çalışma konularındandır. Bu konumdan yola çıkarak bu çalışmada, özellikle cerrahi kesici aletlerin yapımında kullanılan AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik sacların CO₂ lazer kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliği araştırılarak, ülkemizin özellikle cerrahi alet üretimi ve tamiri yapan medikal endüstri kuruluşlarına rehberlik etmesi amaçlanmıştır.

3. DENEYSEL ÇALIŞMA (EXPERIMENTAL STUDY)

3.1. Malzeme, Kaynak İşlemi ve Isıl İşlem Prosedürü

(Materials, Welding Process and Heat Treatments Procedure)

Bu çalışmada, endüstrinin birçok alanında tercih edilen, kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilen martenzitik paslanmaz çelik kullanılmıştır.

Tablo 1. AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu
(Table 1. The chemical composition of AISI 420 martensitic stainless steel wt%)

% C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co
0.351	0.562	0.548	0.024	0.0090	13.71	0.084	< 0.300	0.015
Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Zn	Fe
0.020	0.021	0.0046	0.091	0.019	0.0010	0.011	0.0010	84.19

Deney malzemesi 95x330x4mm ölçülerinde kaynak işlemine hazır duruma getirilmiştir. Deney numuneleri Tablo 2'de belirtilen parametrelerle, 4 kW gücüne sahip TRUMPF LASERCELL 1005 marka CO₂ lazer kaynak makinesiyle yatay pozisyonda bağlantı kalıbına sabitlenerek alın alına ve ilave metal kullanılmadan üç farklı kaynak ilerleme hızında birleştirilmiştir. Ön tav ısıl işlemi 300°C sıcaklıkta 60 dakika, gerilme giderme ısıl işlemi ise 660°C sıcaklıkta 75 dakika süreyle uygulanan numuneler oda sıcaklığına kadar fırın içerisinde soğutulmuştur.

Tablo 2. Lazer kaynak parametreleri
(Table 2. The welding parameters)

Isıl İşlem Durumu	Isı Girdisi (kJ/mm)	Odak Mesafesi (mm)	Gaz Debisi (lt/min)	Koruyucu Gaz	Kaynak Hızı (cm/min)	Lazer Gücü (W)
Temin Edildiği Şekliyle	0.342	200	10	%50 Ar + %50 He	70	4000
Isıl İşlem Uygulanmış	0.266	200	10	%50 Ar + %50 He	90	4000
	0.133	200	10	%50 Ar + %50 He	180	4000
	0.088	200	10	%50 Ar + %50 He	270	4000

Birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirleyebilmek için kaynaklı çekme testi numuneleri ISO 4136: 2012, ana malzeme çekme test numuneleri ISO 6892-1: 2009, çentik darbe test numuneleri ISO 9016: 2012, eğme test numuneleri ise ISO 5173: 2009 standartlarına göre hazırlanmıştır.

İlave metal kullanılmamasına bağlı olarak birleştirmelerin yüzeyinde meydana gelen kaynak dikişinde dolgu eksikliğini (underfill) giderebilmek amacıyla numunelerin kalınlıkları 3mm'ye indirilmiş ve hataları minimize etmek amacıyla her bir test yöntemi için 3 numune hazırlanmıştır. Ayrıca, uygulanan ısıl işleme bağlı olarak numunelerin yüzeylerinde oluşan renklenmeler keçe zımparaya temizlenmiştir.

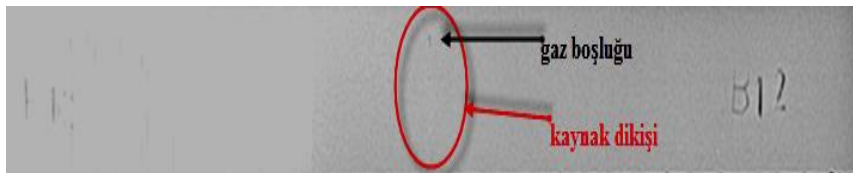
Çekme ve üç nokta eğme testi SHIMADZU AG-IS marka 100kN kapasiteli çekme test cihazında 5mm/min ilerleme hızında, darbe çentik testi ise standart altı hazırlanan numunelere oda sıcaklığında OHR&FEDERAF AG PSW 13/15 marka deney cihazıyla gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümü ise SHIMADZU marka ölçüm cihazında batıcı uca 200g yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

Birleştirmelerin iç yapısını karakterize etmek için metalografi numunelerine sırasıyla 10g oksalik asit + 100 ml saf H₂O ile elektrolitik dağlama prosedürü uygulanmıştır. Mikroyapı incelemeleri 5X-100X büyütme OLYMPUS marka optik mikroskop ve JEOL JSM 6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve (EDS) donanımı ile gerçekleştirilmiştir. İkincil faz parçacıklarının tespiti için XRD analizi 40 kV gerilim ve 40 mA akım değerlerinde, Cu K α radyasyon ışını kullanılarak 2°/dk. tarama hızı ile Rigaku DMAX-2200/PC marka cihazdan yararlanılarak gerçekleştirilmiştir. Birleştirmelerin radyografik muayenesi deney numuneleri üzerinde, 90 kV, 30 mA enerji ile 45 sn pozlama süresinde, film kaynak uzaklığı ffd:1000 mm olacak şekilde X ışınları uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

4. BULGULAR VE TARTIŞMALAR (RESULT AND DISCUSSIONS)

4.1. Tahribatsız Radyografik Muayene Testi (Non-Destructive Radiographic Test)

Kaynaklı birleştirmelerin dikiş yapısında herhangi bir süreksizlik oluşumunun meydana gelip gelmediğini belirlemek için numuneye radyografik muayene testi uygulanmıştır. Elde edilen film görüntüsü Şekil 1'de gösterilmiştir.



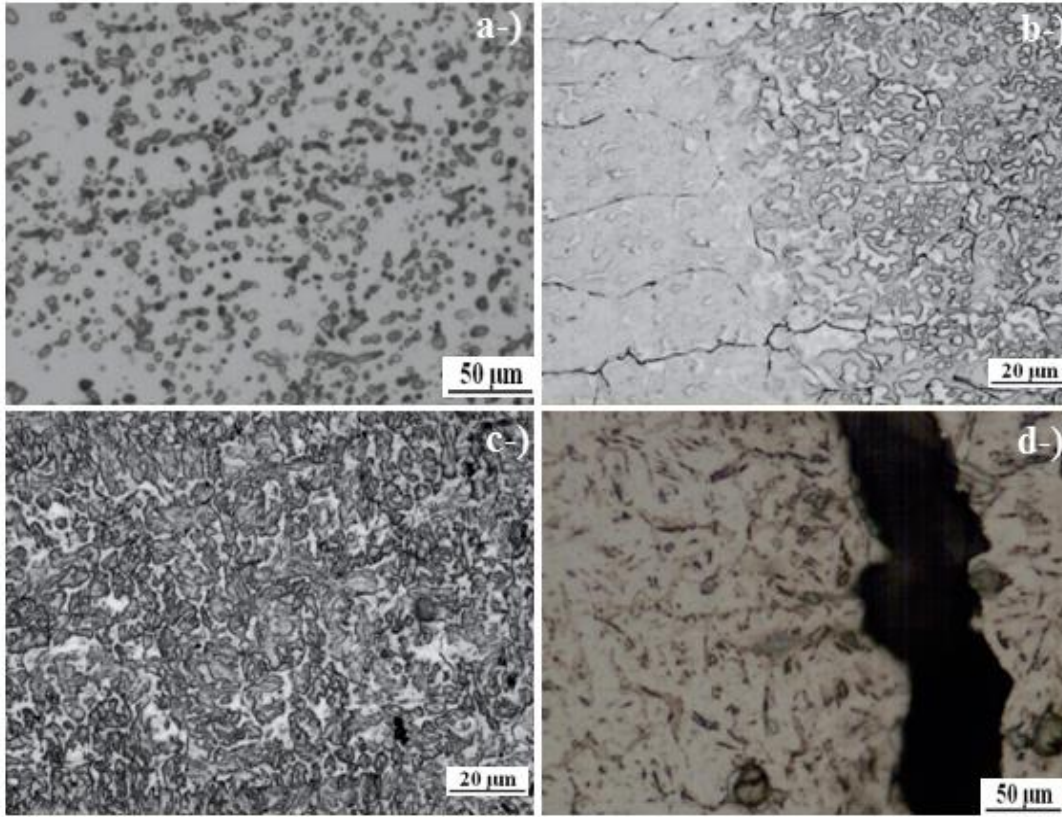
Şekil 1. Radyografik muayene test numunesi
(Figure 1. Radiographic test sample)

Numunenin kaynak dikişinde koyu renkle görülen küçük boyutlu süreksizliklerin olduğu görülmektedir (Şekil 1). Bu süreksizlikler, derin nüfuziyetli lazer ışın kaynaklarında oluşması muhtemel gaz boşlukları olarak nitelendirilebilirler. Dikiş altında oluşan bu boşlukların boyut ve miktarı bağlantıların dayanımını etkilemesi bakımından önemli olduğu vurgulanmaktadır [12, 16 ve 18].

4.2. Mikroyapı İncelemeleri (Microstructural Examinations)

Temin edildiği şekliyle birleştirilen kaynaklı numunenin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde (Şekil 2a-d), ısıl işlem görmüş şekliyle temin edilen ana malzeme ferrit matris içerisindeki

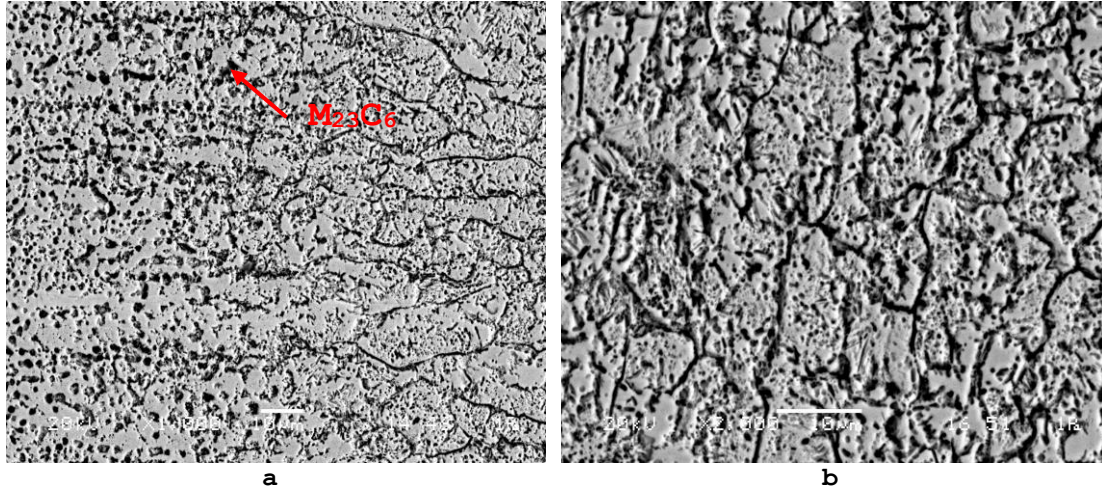
karbürlerden oluşmaktadır (Şekil 2a). Isı girdisinin etkisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde dar bir ITAB oluşumuyla birlikte azda olsa tane irileşmesinin meydana geldiği (Şekil 2b), kaynak metalinde ise hızlı soğuma sonucunda yapısal dönüşümlerin gerçekleşebilmesi için gerekli zaman olmadığı için ağırlıklı martenzit ve az miktarda delta ferrit fazlarından oluşan bir iç yapı elde edilmiştir (Şekil 2c). Kaynak metalinin baskın bir şekilde martenzit fazından oluşması soğuk çatlak yayılımını tetikleyerek çatlak oluşumuna neden olduğu düşünülmektedir (Şekil 2d). Bu çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde, lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde çok dar bir ITAB oluşumu, kaynak metalinde ise ağırlıklı dendritik martenzit ve az miktarda δ -ferrit fazlarından oluşan mikroyapı elde edildiği araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [9 ve 20].



Şekil 2. Temin edildiği şekliyle ısıl işlemlenmiş lazer kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri; a- Ana malzeme, b- ITAB, c- Kaynak metal, d- Kaynak metalinde çatlak oluşumu
(Figure 2. The microstructure of as-received and non-heat treated aser welded samples, a- Base metal, b-HAZ, c- Weld metal, d- Cold cracking in weld metal)

Isıl işlem uygulanmış numunenin mikroyapı incelemeleri, kaynak bölgesine iletilen ısı girdisi derecesi, kaynak öncesi ve sonrası ısıl işlem uygulanmasına bağlı olarak özellikle ITAB'da tane büyümesinin olduğu ve karbür çökeltilerinin meydana geldiği görülmektedir (Şekil 3 a ve b). Uygulanan kaynak sonrası 660 °C'de 75 dakika temperleme ısıl işlemi ve fırın içerisinde soğutma sürecine bağlı olarak, kaynak metalinde temperlenmiş martenzit, az miktarda kalıntı δ -ferrit

fazlarının yanı sıra küçük miktarlarda karbür ($Cr_{23}C_6$, $M_{23}C_6$, M_7C_3 gibi) çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir.

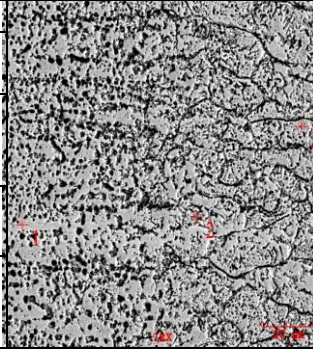


Şekil 3. Isıl işlem uygulanmış lazer kaynaklı numune mikroyapısı,
a-ITAB, b-Kaynak metal
(Figure 3. The microstructure of heat treated laser welded sample,
a-HAZ, b-Weld metal)

Martenzitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin soğuma süreci ele alındığında, delta ferrit yapısı, katılaşma sürecinin ilk mikroyapısal oluşumudur. δ -ferrit fazı daha sonra $1100^{\circ}C$ sıcaklığının altında tamamıyla östenite dönüşmektedir. Soğuma daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşirse ve soğuma oranı yeterliyse, östenit fazın martenzite dönüşümü meydana gelir. Soğuma sonrasında bir miktar ferrit fazı dönüşümü de oluşabilir. Oluşan ferrit fazı ferrit oluşturu elementlerce zenginse, bir miktar ferrit fazı östenit fazına dönüşmeden önce tane sınırlarında kalıntı δ -ferrit şeklinde kalacaktır. Sonuç olarak, ağırlıklı olarak martenzit fazından oluşan kaynak metalinde kalıntı delta ferrit oluşumu muhtemel bir durum olmaktadır. Ancak, belirli oranların üzerinde delta ferrit fazının oluşumu bu çeliklerin kaynak metalinde istenilmeyen bir durumdur. Aksi takdirde, Lin yc ve ark., tarafından yürütülen çalışma raporunda da belirtildiği gibi soğuk çatlak yayılımını tetikler ve arttırır [3].

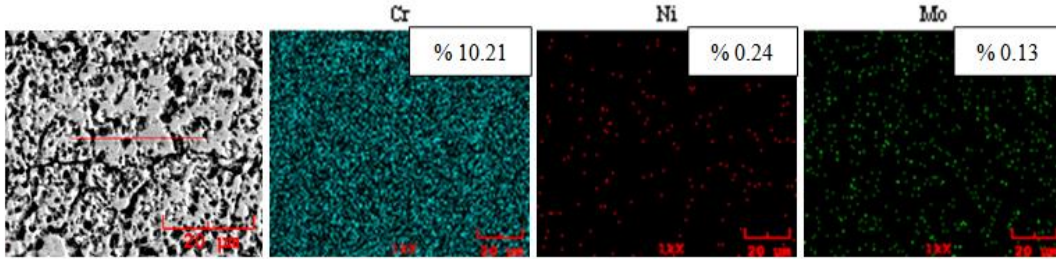
Bu çeliklerin lazer kaynaklı birleştirmelerinde çok yüksek soğuma oranından dolayı yeterli zaman olmadığından delta ferrit fazından östenite dönüşümün tamamıyla gerçekleşemeyeceği araştırmacılar tarafından da özellikle vurgulanmaktadır [9 ve 10]. Isıl işlem uygulanan numunenin mikroyapı görüntülerinden anlaşıldığı kadarıyla, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir çatlak ve gözenek oluşumu gözlenmemiştir. Bu durum delta ferrit oluşumu miktarının sınırlar dahilinde olduğuna bir işaret olarak değerlendirilebilir. Carrouge ve arkadaşları, Gooch ve Ginn, ITAB'ın yüksek sıcaklık bölgelerinde faz dönüşümü sonucunda küçük miktarlardaki delta ferrit tanelerinin yerini kaba taneli delta ferrit tanelerine bırakması sonucu düşük karbonlu yarı-ferritik ve martenzitik çeliklerin darbe dayanımlarını azaltacağına dikkat çekmişlerdir [21 ve 22]. Bu sebeple martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak metal mikroyapısında delta ferrit oluşum ve hacim miktarı oldukça önemlidir. Ayrıca, ısıl işlem uygulanmış kaynaklı numune üzerinden ana malzeme, kaynak metal ve ITAB'dan noktasal EDS analizi yapılmış ve sonuçlar Şekil 4'te

gösterilmiştir. İlave olarak kaynak metalinden elemental haritalama yöntemi ile analiz yapılmış ve sonuçlar Şekil 5’de gösterilmiştir.

Numune		Element (% ağırlık)				
4000W-90cm/dk		Cr	Ni	Mo	Fe	
Noktasal Ölçüm	1.Nokta -Ana malzeme	9.281	0.582	0.351	78.783	
	2.Nokta -ITAB	8.291	0.494	0.241	82.552	
	3.Nokta -Kaynak metali	9.400	0.406	0.335	76.670	

Şekil 4. Isıl işlem uygulanmış kaynaklı birleştirmenin EDS analiz sonuçları

(Figure 4. EDS analyze result of heat treated sample)



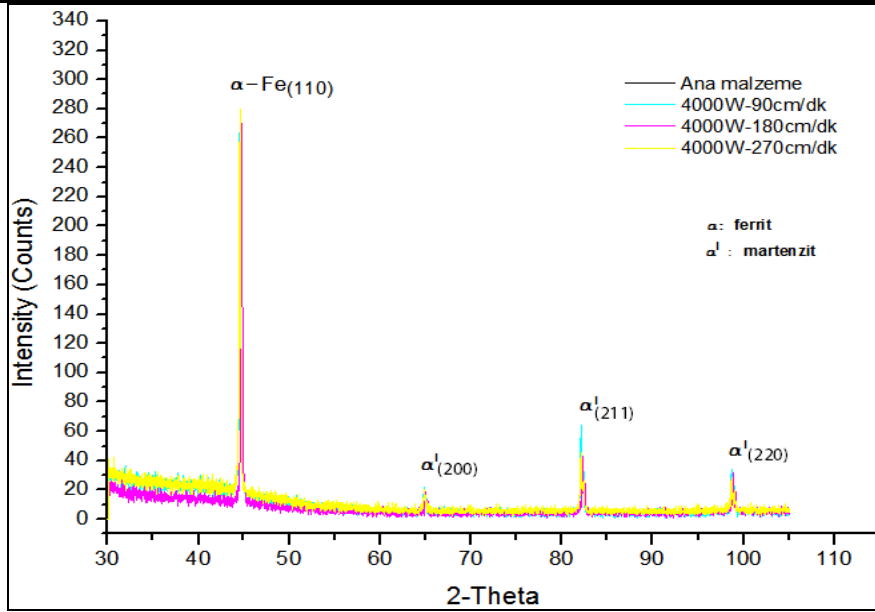
Şekil 5. Isıl işlem uygulanmış kaynaklı birleştirmenin elemental haritalama sonuçları

(Figure 5. Elemental mapping analyze result of heat treated weldment)

Şekil 4 ve Şekil 5’den EDS analiz ve elemental haritalama sonuçlarından görüldüğü gibi bu çeliğe ait spektral analiz sonuçları (Tablo 1) karşılaştırıldığında, kaynak işleminden dolayı belirgin alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı düşünülmektedir. Ancak, noktasal EDS analiz sonucu, kaynak işlemi sonrası yapılan temperleme ısıl işlemi neticesinde ve numunenin fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğuma sürecinde, kaynak metalinde ve ITAB’da meydana gelen karbür ($M_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$ gibi) çökeltileri kaynak metalindeki Cr miktarında belirgin azalmaya neden olduğu tespit edilmiştir.

EDS noktasal analize göre daha geniş kapsamlı bir bölgeyi analiz ederek veri alınan elemental haritalama sonuçlarına göre kaynak metalinde Cr elementinin daha yüksek değerlerde olduğu belirlenmiştir. EDS ve elemental haritalama sonuçlarına göre deney numunesinin ITAB alanının kaynak metaline göre yeni karbürler oluşturarak Cr elementini biraz daha fazla tükettiği söylenebilir. Karbür oluşumları, tane sınırlarında Cr içeriğinde azalmaya yol açarak bu bölgelerde özellikle çukurcuk korozyonu hassasiyetine neden olarak bu çeliklerin korozyon dirençlerini azalttığı bilinmektedir.

Martenzitik paslanmaz çeliklere 300-650°C üzerinde temperleme işlemi uygulandığında kromca zengin M_3C ve $M_{23}C_6$ oluşumu gerçekleşerek korozyon hassasiyeti meydana geldiği belirtilmiştir [23]. Isıl işlem uygulanmış deney numunesinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde meydana gelebilecek ikincil faz oluşumları XRD yöntemi ile $30^\circ < 2\theta < 105^\circ$ aralığında incelenmiş ve sonuçlar Şekil 6’da grafiksel olarak gösterilmiştir.



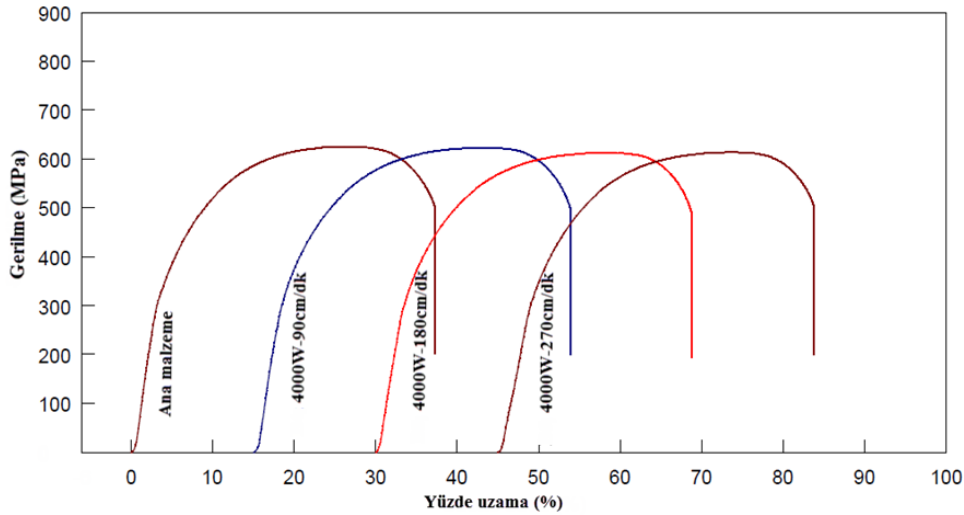
Şekil 6. XRD analizi sonucu
(Figure 6. XRD analysis result)

XRD paterninden martenzit ve ferrit fazlarının varlığını ifade eden piklerin elde edildiği görülmektedir. Elde edilen grafikteki ana malzemeye ait pikler ile ısıl işlem uygulanmış lazer kaynaklı numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışlar görülmektedir. Bu durumun oluşması, lazer kaynak gücüne bağlı ısı girdisi veya ısıl işlemin etkisiyle numunenin kristal kafes parametrelerinde oluşan değişikliklerle ilişkilendirilebilir. ITAB ve kaynak metalinde ikincil faz çökeltileri, intermetalik sigma (s) fazı, karbür çökeltmesi ($M_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$) gibi istenilmeyen yapıları ifade eden pik oluşumları tespit edilmemiştir. Düşük ısı girdisi ve yüksek enerji yoğunluğuna bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde yeterli zaman olmadığı için ikincil faz oluşumların meydana gelmesi beklenemez. Fakat metalografik incelemelerde ikincil faz, karbür oluşumlarının varlığı belirlenmesine rağmen kaynaklı deney numunesinde oluştuğu bilinen çökeltilerin XRD ile tespit edilememesi bu oluşumların miktarının %5'in altında olmasıyla ilişkilendirilebilir. Benzer şekilde Cullity; %5'in altındaki miktarlarda meydana gelen küçük boyutlardaki çökeltilerin XRD vasıtasıyla belirlenemeyeceği şeklinde açıklamaktadır [24].

4.3. Çekme Deneyi (Tensile Test)

Temin edildiği şekliyle ve ısıl işlem uygulanmış lazer kaynaklı deney numunelerinin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış ve sonuçlar Şekil 7'de gösterilmiştir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numuneler yapılarında oluşan soğuk çatlaktan dolayı çekme deneyi sonucunda dayanım göstermeden kabul edilen mekanik özellikleri sağlamadan kaynak metalinden kırılmıştır. Bu sonuca dayanarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin darbe çentik, eğilme dayanımları ve sertlik dağılımları incelenmemiştir. Isıl işlem uygulanan numunelerin gerilme uzama eğrisi incelendiğinde, çalışmada kullanılan AISI 420 martenzitik paslanmaz ana malzemenin ortalama akma dayanımı 312 MPa, çekme dayanımı 625 MPa, uzama değeri %25 olarak bulunmuştur. 4000W-90cm/dk parametresiyle (en yüksek ısı

girdisi) birleştirilen deney numunelerinin ortalama akma dayanımı 304 MPa, çekme dayanımı 623 MPa ve % kopma uzaması %26 olarak belirlenmiştir. 4000W-270cm/dk parametresiyle (en düşük ısı girdisi) birleştirilen deney numunelerinin ortalama akma dayanımı ise 303 MPa, çekme dayanımı 613 MPa ve % kopma uzaması %25 olarak tespit edilmiştir. Çekme testi sonuçlarından birleştirmelerin akma dayanımı ve yüzde uzama değerlerinin birbirine çok yakın olduğu anlaşılmaktadır. Bu yakın sonuçların elde edilmesinde ısı işlemin etkili olduğu düşünülmektedir. Çekme deneyi sonucunda kopma ana malzeme tarafından gerçekleşmiştir. Kopmanın ana malzeme tarafından gerçekleşmesi kaynak parametrelerinin ve kaynak öncesi ve sonrasında uygulanan ısı işlem basamaklarının doğru ve uygun olacak şekilde belirlendiğine işaret etmektedir. Kabul edilebilir mekanik özelliklerin elde edilmesinde kaynak metali ve ITAB'da oluşan kalıntı gerilmelerin ısı işlem yoluyla minimize edilmesinde etkisi vardır. Benzer bir çalışmada Isfahany, 200-400°C gibi düşük temperleme sıcaklıklarında uygulanan ısı işlem sonrası kaynaklı bağlantıların dayanımında düşüşler yaşanabileceğine, temperleme sıcaklığının 500°C'nin üzerine çıkıldığında ise mikroçatlakların neden olduğu çekme gerilmelerinin azaltılmasıyla dayanımda artışların olabileceğine işaret etmiştir [25].

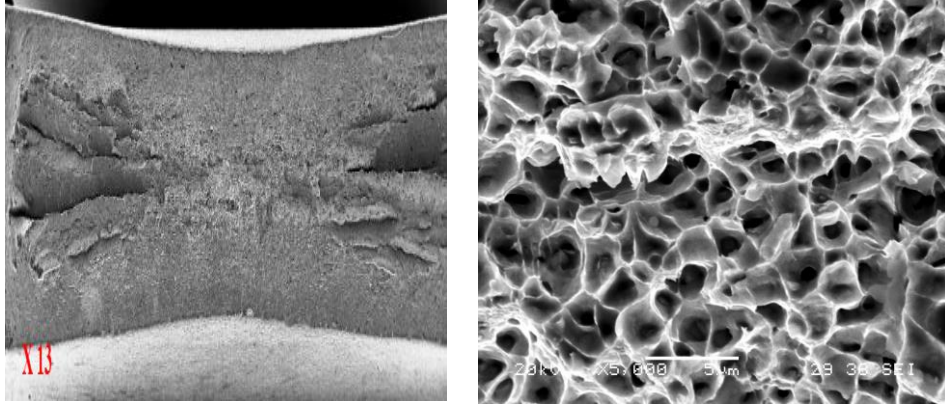


Şekil 7. Isıl işlem uygulanan deney numunelerinin gerilme-uzama grafiği

(Figure 7. Stress-strain graphic of heat treated welded samples)

Bir diğer çalışmada Lin ve Chen, Takahashi ve arkadaşları martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtma ve soğutma döngüsü sürecinde metalurjik yapısı ve ikili faz yapısının (martenzit matris içerisinde kalıntı ferrit) değişebileceğini ve kaynak işlemi sürecinde bağlı olarak kaynak metalinde kalıntı çekme gerilmelerine yol açarak kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerini olumsuz etkileyeceğini bildirmişlerdir [3 ve 26]. Lin ve Chen ise, ön tavlama ve kaynak sonrası uygun ısı işlemler yapılarak kalıntı gerilmelerin azaltılmasıyla iyi mekanik özellikler elde edilebileceğini belirtmiştir. Kuo ise bu çeliklerin mekanik özelliklerine etki eden en önemli unsur malzemenin kimyasal kompozisyonu ve ısı işlem uygulamaları olduğunu vurgulamıştır [27]. Ayrıca, radyografik muayenede görülen gaz boşluğunun çekme deneyi numunelerinde dayanım düşüşüne neden olmadığı belirlenmiştir. Radyografik muayenede tespit

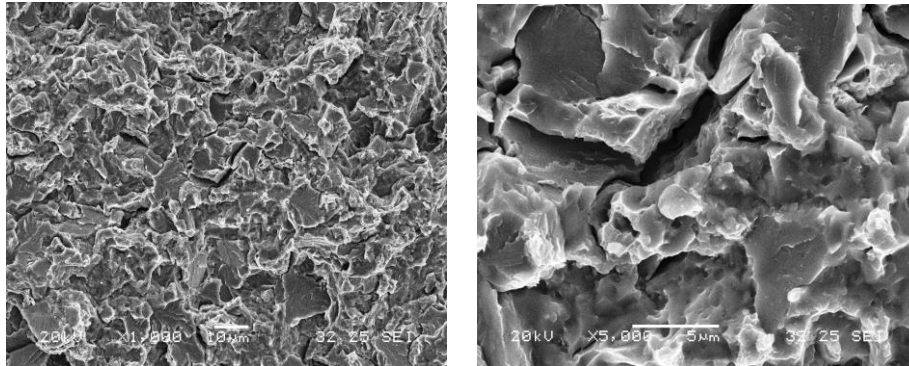
edilen boşlukların boyut ve miktarı önemsenmeyecek derecede olduğu söylenebilir. Şekil 8'de çekme testi numunesinin kırılma yüzeyi incelendiğinde, ısıl işlemin etkisiyle sünek kırılmaya işaret eden çukurcuk (dimple) şeklinde yüzey morfolojisinin olduğu görülmektedir.



Şekil 8. Çekme test numunesi kırılma yüzeyi
(Figure 8. Fracture surface of tensile test sample)

4.4. Darbe Deneyi (Charpy Impact Test)

Kaynak öncesi ön tav ve sonrasında gerilme giderme tavlama uygulanmış kaynaklı deney numunelerinin oda sıcaklığında darbe dayanımı belirlenmiştir. En düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen (4000W-90cm/dk) numunelerin ortalama darbe tokluğu $43\text{J}/\text{cm}^2$ olarak tespit edilmiştir. En yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen (4000W-270cm/dk) numunesinin ortalama darbe tokluğu $32\text{J}/\text{cm}^2$ olarak belirlenmiştir. Gerilme giderme ısıl işleminin kaynak metalinde oluşan baskın martenzit fazını temperlemesi ve oluşan kalıntı gerilmeleri gidermesi tokluğu arttırıcı ana etmenler olmuştur. Ayrıca, deney numunelerinin 660°C sıcaklıkta 75 dakika süreyle bekletildikten sonra oda sıcaklığına fırın içerisinde yavaş soğuma sürecine bağlı olarak ferrit tanelerinin miktarından daha çok tane boyutundaki değişimler darbe tokluğunu etkileyen parametreler arasında düşünülebilir. Darbe çentik numunelerinin kırılma yüzeyi incelenmiş ve Şekil 9'da gösterilmiştir.

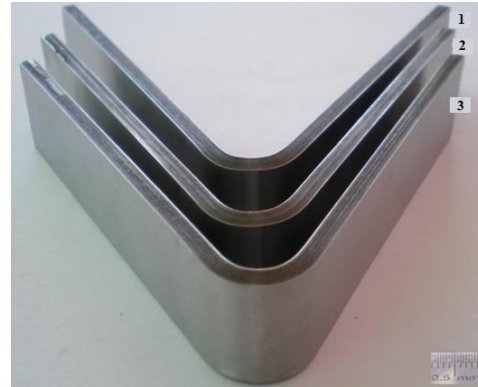
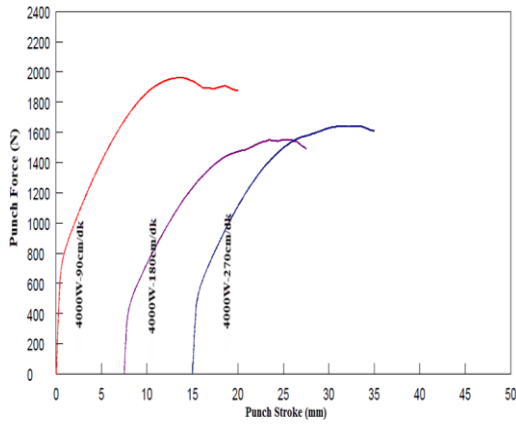


Şekil 9. Darbe çentik deney numunesinin kırılma yüzeyi
(Figure 9. Fracture surface charpy impact test sample)

Oda sıcaklığında test edilen numune kırılma yüzeyleri gerilme giderme ısıl işlemi uygulandığı için tüm şartlar için kırılmanın sünek-gevrek bir kırılma modunda gerçekleştiğine işaret etmektedir. Numune yüzeylerinde parlak görülen klivaj tane içi ayrılmalar ve mat görülen çukurcuklar kırılmanın sünek-gevrek kırılma biçiminde oluştuğunu göstermektedir. Isıl işlemle sertleşebilen lazer kaynaklı numunenin martenzit ve delta ferritten oluşan iç yapısı gerilme giderme ısıl işlemi neticesinde temperlenerek ferrite dönüşme eğilimi oluşturması tokluğun daha yüksek çıkması beklentisini uyandırmaktadır. Ancak, yapıda oluşan sert karbürler kırılma başlangıcı oluşturarak tokluğun düşük çıkmasına neden olduğu düşünülmektedir.

4.5. Üç Nokta Eğme Deneyi (Three Point Bending Test)

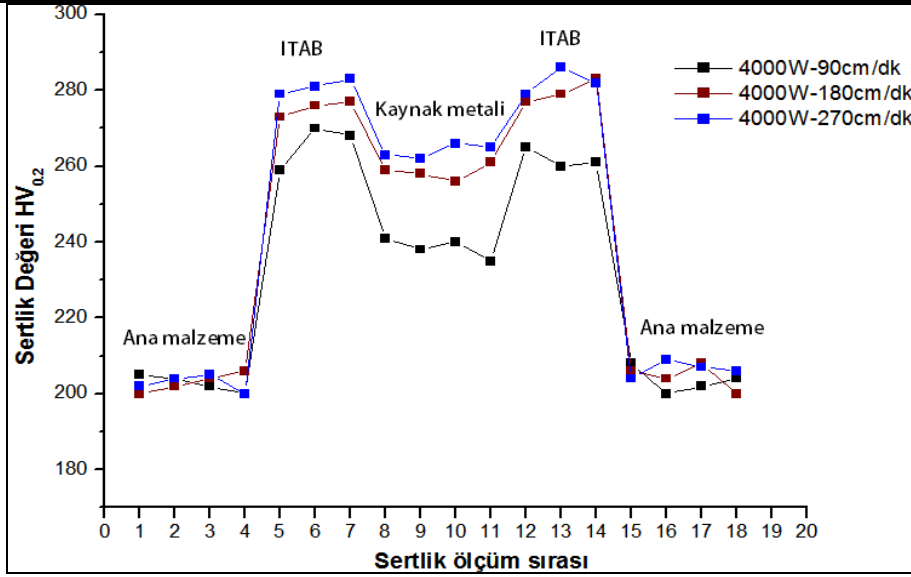
Isıl işlem uygulanan birleştirmelerin oda sıcaklığındaki şekil alabilirliklerinin belirlenebilmesi için numunelere aksel üç nokta eğme testi uygulanmıştır. Deney sürecinde numuneler 140°'ye kadar katlanmış ve aksel uygulanan kuvvete karşılık numunede meydana gelen değişim grafiksel olarak Şekil 10a'da test sonrası numune görünümü ise Şekil 10b'de gösterilmiştir. Kuvvet uzama eğrileri tüm şartlar için birleştirmelerin şekil alabilirliklerinin çok iyi olduğuna işaret etmektedir. Statik aksel yük karşısında şekil değiştirmeye zorlanan kaynaklı numunelerde herhangi bir hasar oluşmamasında birleştirmelere uygulanan gerilme giderme ısıl işleminin olumlu etkisi net olarak görülmektedir. Üç nokta eğme deneyi sonucunda kaynaklı birleştirmelerde herhangi bir çatlak oluşumu gözlenmemiştir (Şekil 10b).



Şekil 10. a-Eğme deneyi kuvvet-uzama grafiği, b-Üç nokta eğme test numunesi
(Figure 10. a-Three point bending force-stroke graphic, b-Three point bending test sample)

4.6. Sertlik Ölçümü (Hardness Measurement)

Isıl işlem uygulanmış kaynaklı deney numunelerinin ana metal, ITAB ve kaynak metali sertlik dağılımı mikrosertlik ölçümü (HV_{0,2}) ile belirlenmiş ve sonuçlar Şekil 11'de gösterilmiştir.



Şekil 11. Numunenin sertlik profili
(Figure 11. Hardness distributions of sample)

Şekil 11'den görüldüğü gibi farklı ilerleme hızıyla elde edilen birleştirmelerin kaynak metali sertliğinin ITAB'den daha düşük olduğu, görülmektedir. Kaynak termal çevriminden etkilenmeyen ana malzeme sertliği ise doğal olarak en düşük bulunmuştur. En yüksek kaynak metali sertliği yüksek ilerleme hızıyla birleştirilen numunenin kaynak metali ve ITAB'de elde edilirken, en düşük sertlik en yavaş ilerleme hızıyla, diğer bir ifadeyle daha yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede elde edilmiştir.

Birleştirmelere uygulanan ısıl işlemler martenzitik paslanmaz çelik numunelerin sert ve gevrek olan ITAB ve kaynak metalinin sertliğinin şekillendirilebilirliği fazla etkilemeyecek değerlere inmesine yardımcı olmuştur. Bilindiği üzere delta ferrit fazı, martenzit fazının sertliğinden daha düşük sertlik değerine sahiptir. Kaynak metali ve ITAB'daki delta ferrit fazının varlığı lokal yumuşamalara neden olarak sertlik düşüşünde önemli rol oynamıştır. Aynı zamanda martenzit yapısının ısıl işlemle birlikte sertliği daha düşük olan temperlenmiş martenzit yapısına dönüşmesi de sertlik düşüşüne katkı sağlayan bir gelişme olarak sayılabilir. Kaynak bölgesinde özellikle ITAB'da lokal sertlik düşüşlerine $M_{23}C_6$ gibi karbürlerin çökeltme miktarlarındaki artışlarında neden olduğunu ifade etmektedirler [9, 10, 28 ve 30].

Lippold ve Kotecki, Khan ve arkadaşları martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak metali sertlik değerinin önemine vurgu yaparak, kaynak metalinde 700 HV üzeri sertlik yüksek dayanım ve düşük süneklik sağlar. Bunun sonucunda da kaynak metali ve özellikle ITAB'da gevrek kırılmaların yaşanabilir [10 ve 29]. İsfahany ise, uygun temperleme sıcaklıklarında M_7C_3 karbürlerinin kabalaşmaya başlaması ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin kısmen dönüşümüyle kaynak metali sertliğinde azalma meydana gelebileceğini bildirmiştir [25]. Bir çalışmasında Gooch, kaynak metali sertlik değişimlerine kaynak yöntemi ve parametrelerinden daha çok uygulanan ısıl işlem ve malzemenin karbon miktarının etki ettiğine dikkat çekmiştir [31].



5. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

Yapılan çalışma sonucunda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Birleştirmelerin kaynak metali mikroyapısı ısıtıl işlem sürecinden etkilenmiştir. Uygulanan ısıtıl işlemin sıcaklık aralığına ve süresine bağlı olarak ağırlıklı olarak martenzit kaynak metali yapısı daha çok temperlenmiş martenzit yapısına dönüşüm göstermiştir.
- Kaynak işlemi öncesi uygulanan 300°C'de 30 dk. ön tavlama ısıtıl işlemi ile martenzit yapıyı kaynak dikişinin hızlı soğuma süreci kontrol altına alınarak soğuk çatlak hassasiyeti engellenmiş ve kaynaktan hemen sonra uygulanan 660°C sıcaklıkta 75 dk. gerilim giderme-temperleme ısıtıl işlemi süreci ve fırın içerisinde oda sıcaklığına soğuyana kadar sakin olarak bekletme süresince oluşması muhtemel mikroçatlak yayılımını kontrol altına alınarak istenilen ve kabuledilebilir mekanik özellikler elde edilmiştir.
- Kaynak metali ve ITAB'ın mikroyapı incelemelerine göre ısıtıl işlem sürecine bağlı olarak $M_{23}C_6$, M_7C_3 gibi küçük miktarlarda karbür çökeltilerinin oluşumu gözlenmiştir. Isıtıl işlemler sonrası oluşan karbürler kaynak metalinde ve ITAB'da lokal yumuşamalara neden olarak bu bölgelerin sertlik değerlerini azalttığı düşünülmektedir. Bu sertlik düşüşü tokluk ve şekillendirilebilirlikte iyileşmeye neden olduğuna inanılmaktadır.
- Deney numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan EDS ve elemental haritalama (Mapping) analizi sonucunda özellikle Cr elementi miktarının azalma gösterdiği belirlenmiştir. Uygulanan ısıtıl işlem sürecine bağlı olarak Cr elementi $Cr_{23}C_6$, $M_{23}C_6$ gibi karbürler oluşturarak servis şartlarında korozyon hassasiyetine yol açabileceği düşünülmektedir.
- Farklı kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelere kaynak sonrası uygulanan gerilim giderme ısıtıl işlemi nedeniyle ısıtıl girdisi değişiminin birleştirmenin mekanik özelliklerine etkisi net olarak tespit edilememiştir.

TEŞEKKÜRLER (ACKNOWLEDGEMENTS)

Bu çalışma, Karabük Üniversitesi BAP birimi tarafından desteklenmiştir. Yazarlar adı geçen birime teşekkür eder. Ayrıca, lazer kaynak işleminin gerçekleştirildiği FORMLASER şirketine, Niğde Üniversitesi değerli öğretim üyesi Serkan Toros ve araştırma görevlilerine, ısıtıl işlem fırını tahsis eden EM-TAV şirketine, tel erozyon kesimini gerçekleştiren Samet Kalıp şirketine teşekkür edilir.

KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Davis, J.R., (2003). Handbook of Materials for Medical Devices, ASM International, Ohio.
2. Tavares, S.S.M., Fruchart, D., Miraglia, S., and Laborie, D., (2000). Magnetic Properties of on AISI 420 Martensitic Stainless Steel, Journal of Alloys and Compound, Vol:312, 307-314.
3. Lin, Y.C. and Chen, S.C., (2003). Effect of Residual Stress on Thermal Fatigue in Type 420 Martensitic Stainless Steel Weldment, Journal of Materials Processing Technology, Vol:138, 22-27.
4. Okada, A., Uno, Y., McGeough, J.A., and Doi, K., (2008). Surface Finishing of Stainless Surgical Tools by Large-Area Electron Beam Irridation, CIRP Annals-Manufacturing Technology, Vol:57, 223-226.



5. Kaçar, R. and Baylan, O., (2004). An Investigation of Microstructure / Property Relationships in Dissimilar Welds Between Martensitic and Austenitic Stainless Steel, *Material Design*, Vol:25, 317-329.
6. Kurt, B., Orhan, N., Somunkıran, I., and Kaya, M., (2009). The Effect of Austenitic Interface Layer on Microstructure of AISI 420 Martensitic Stainless Steel Joined by Keyhole PTA Welding Process, *Materials and Design*, Vol:30, 661-664.
7. Badheka, V.J., Agrawal, S.K., and Shroff, N., (2009). Mode of Failure of Resistance Spot Welded Martensitic Stainless Steel-Part-II, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)*, Vol:5, No:1, 43-52.
8. Bilmes, P., Llorente, C., and Ipina, J.P., (2000). Toughness and Microstructure of 13Cr4NiMo High-Strength Steel Welds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol:9(6), 609.
9. Baghjari, S.H. and Mousavi Akbari, S.A.A., (2013). Effects of Pulsed Nd:YAG Laser Welding Parameters and Subsequent Post-Weld Heat Treatment on Microstructure and Hardness of AISI 420 Stainless Steel, *Materials and Design*, Vol 43, 1-9.
10. Lippold, C., and Kotecki, J., (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, John Wiley and Sons, p. 63-70
11. Gooch, T.G., Woollin, A., and Haynes, A.G., (1999). *Welding Metallurgy of Low Carbon 13% Chromium Martensitic Stainless Steels*, Conference on Supermartensitic Stainless Steels, Belgium.
12. Woollin, P., and Carrouge, D., (2002). Heat Affected Zone Microstructures in Supermartensitic Stainless Steels, Conference on Supermartensitic Stainless Steels, Brussels, Belgium.
13. Köse, C., and Kaçar, R., (2015). Effect of Welding Speed on The Mechanical Properties and Microstructure of Laser Welded AISI 316L Stainless Steel, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, Vol:30, 225-235.
14. Taskin, M., Caligulu, U., and Turkmen, M., (2011). X-Ray Tests of AISI 430 and 304 Stainless Steels and AISI 1010 Low Carbon Steel Welded by CO₂ Laser Beam Welding, *MP-Materials Testing-Materials and Components Technology and Application*, Vol:53, 741-747.
15. Taskin, M., Caligulu, U., and Kolukisa, S., (2009). The Effect of Welding Speed on the Laser Welding of AISI 430 Ferritic Stainless-AISI 1010 Low-Carbon Steel, *Practical Metallography*, Vol:46, 598-607.
16. Li, X.R., Heusman, J., Kvidahl, Hoyt, P., and Zhang, Y.M., (2011). *Manual Keyhole Plasma Arc Welding with Application*, *Welding Research*, Vol:90.
17. Zhou, J., and Tsai, H., (2007). Porosity Formation and Prevention in Pulsed Laser Welding, *Journal of Heat Transfer*, Vol:129, ASM.
18. Norris, J.T., Robino, C.V., Hirschfeld, D.A., and Perricone, M.J., (2011). Effects of Laser Parameters on Porosity Formation: Investigating Millimeter Scale Continuous Wave Nd:YAG Laser Welds, *Welding Research, Welding Journal*, Vol:90.
19. Madison, J.D. and Aagesen, L.K., (2012). Quantitative Characterization of Porosity in Laser Welds of Stainless Steel, *Scripta Materialia*, Vol:67, 783-786.
20. Berretta, J.R., Rossi, W., Neves, M., Almedia, I., and Junior, N., (2007). Pulsed Nd:YAG Laser Welding of AISI 304 to AISI 420



-
- Stainless Steels, Optics and Lasers in Engineering, Vol:45, 960-966.
21. Carrouge, D., Bhadeshia, H.K.D.H., and Woollin, P., (2004). Effect of δ -Ferrite on Impact Properties of Supermartensitic Stainless Steel Heat Affected Zones, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol:9, No. 5 377.
 22. Gooch, T.G. and Ginn, B.J., (1988). Heat-Affected Zone Toughness of MMA Welded 12%Cr Martensitic-Ferritic Steel, *Technical Report, Welding Institute Members Report* 373.
 23. Lu, S., Yao, K., Chen, Y., Wang, M., Liu, X., and Ge, X., (2015). The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13 wt.% Cr-type martensitic stainless steel, *Electrochimica Acta*, Vol:165, 45-55.
 24. Cullity, P.D., (1978). *Elements of X-Ray Diffraction*, Second ed., Addison-Wesley Publishing Company.
 25. Isfahany, A.N., Saghafian, H., and Borhani, G., (2011). The Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties and Corrosion Behavior of AISI420 Martensitic Stainless Steel, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol:509, 3931-3936.
 26. Takahashi, M. and Yasuda, H.Y., (2012). Variant Selection of Martensites in Steel Welded Joints with Low Transformation Temperature Weld Metals, *Journal of Alloys and Compounds* Vol:577, 601-604.
 27. Kuo, I.C., Chou, C.P., Tseng, C.F., and Lee, I.K., (2009). Submerged Arc Stainless Steel Strip Cladding-Effect of Post-Weld Heat Treatment on Thermal Fatigue Resistance, *JMEPEG*, Vol:18, 154-161.
 28. Khan, M.M.A., Romoli, L., Fiaschi, M., Sarri, F., and Dini, G., (2010). Experimental Investigation on Laser Beam Welding of Martensitic Stainless Steels in A Constrained Overlap Joint Configuration, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol:210, 1340-1353.
 29. Khan, M.M.A., Romoli, L., Fiaschi, M., Sarri, F., and Dini, G., (2012). Experimental Investigation on Seam Geometry, Microstructure Evolution and Microhardness Profile of Laser Welded Martensitic Stainless Steels, *Optics & Laser Technology*, Vol:44, 1611-1619.
 30. Köse, C. and Kaçar, R., (2014). The Effect of Preheat & Post Weld Heat Treatment on the Laser Weldability of AISI 420 Martensitic Stainless Steel, *Materials and Design*, Vol:64, 221-226.
 31. Gooch, T.G., (1995). Heat Treatment of Welded 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steels for Sour Service, *Supplement to The Welding Journal AWS*, WRC.