

KAYNAK İLERLEME HIZININ AISI 316L PASLANMAZ ÇELİK LAZER KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Ceyhun KÖSE¹, Ramazan KAÇAR²

¹Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi, Makine Müh. Bölümü, Tokat

²Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Karabük

ceyhun.kose@gop.edu.tr, rkacar@karabuk.edu.tr

(Geliş/Received: 12.06.2014; Kabul/Accepted: 27.02.2015)

ÖZET

Bu çalışmada, AISI 316L (X2CrNiMo17-12-2) östenitik paslanmaz çelik levhalar CO₂ lazer ışını kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak işlemi %50 Ar+%50 He gaz korumalı ortamda, 3500W lazer gücüyle ve 90-180-270 cm/dk farklı kaynak ilerleme hızlarında yapılmıştır. Numuneler otomatik olarak alın alına yatay pozisyonda ve ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirleyebilmek için çekme, çentik darbe ve üç nokta eğme testleri uygulanmıştır. İlave olarak kaynaklı bağlantıların sertlik ölçümü kaynak yönüne dik kesitten gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı karakteristikleri ise Optik mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS), Elemental haritalama ve X-Işını Difraksiyonu (XRD) vasıtasıyla incelenmiştir. Yapılan bu araştırmanın sonucunda, lazer kaynak ilerleme hızının artmasıyla hızlı soğuma sonucunda mekanik özelliklerin iyileştiği ve kaynak metali mikroyapı morfolojisinin değiştiği tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Lazer ışın kaynağı, AISI 316L, kaynak ilerleme hızı, mekanik özellikler, mikroyapı

EFFECT OF WELDING SPEED ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF LASER WELDED AISI 316L STAINLESS STEEL

ABSTRACT

In this study, AISI 316L (X2CrNiMo17-12-2) austenitic stainless steel plates were joined with CO₂ Laser Beam Welding (LBW) method. The welding process were carried out in 50% Ar+50% He shielding gas atmosphere by using 3500W laser power for 90-180-270 cm/min different welding speeds. The samples were joined autogenously in butt welding position without using filler metal. In order to determine the mechanical properties of welded joints, the tensile, charpy impact and three point bending tests were applied. In addition, the hardness of the welded sample was measured on the cross section. The microstructure characterization of welded samples was carried out using with optical microscope, scanning electron microscope (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS), elemental mapping and X-ray diffraction (XRD) analysis. As a result of this study, it was found that the mechanical properties of AISI 316L weldment recovered and the microstructure morphology of weld metal altered by increasing laser welding speed due to high cooling rate.

Keywords: Laser beam welding, AISI 316L, welding speed, mechanical properties, microstructure

1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Mikroyapılarına göre beş kategoride sınıflandırılan paslanmaz çeliklerde nikelin % 8'in üzerinde olması osteniti oda sıcaklığında kararlı hale getirir ve bu tür paslanmaz çelikler ostenitik paslanmaz çelik olarak isimlendirilir [1]. Bu çelikler mükemmel mekanik

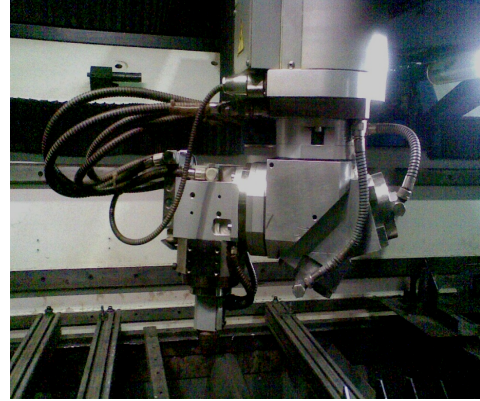
özelliklere ve korozyon dayanımına sahiptirler [2-5]. Petro-kimya, arıtma tesisleri ve medikal endüstri gibi pek çok sahada kullanım alanı bulan ostenitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynaklı birleştirmeleri endüstrinin dikkatini oldukça çekmektedir. Lazer kaynak yöntemini nitelikli kılan durum, küçük bir alan üzerine odaklanmak suretiyle yüksek güç

yoğunluğu elde edilerek kullanılabilmesi ve otomasyona uygunluğudur [6]. Lazer, tek renkli, düz, yoğun ve aynı fazlı paralel dalgalar halinde genliği yüksek, başka bir ifade ile suni radyasyon tetiklemeyle oluşturulan bir ışık demetidir [7]. CO₂ lazeri ise; yüksek ve devamlı güç (50 kW'a kadar) elde edilebilen verimi en yüksek olan bir lazer sistemidir [8-10]. Gaz lazer sistemlerinde aktif ortam olarak CO₂, N₂, He gaz karışımından faydalanılır. Lazer ışığını oluştururken, N₂ ve He molekülleri CO₂ moleküllerinin uyarılmasına yardım eder ve ışık üretiminin verimini artırır [11,12]. CO₂ lazer kaynak yöntemi düşük ısı girdisi, yüksek yoğunlaşma enerjisi, yüksek kaynak ilerleme hızı, dar kaynak bölgesi, derin nüfuziyetli birleştirmeler elde edilebilmesi, yüksek mekanik dayanım, düşük distorsiyon ve ilave metal kullanmadan kaynak yapabileme imkanından dolayı geleneksel kaynak yöntemlerinden ayrılır [13-15]. Literatürde, paslanmaz çeliklerin lazer kaynaklı birleştirmelerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine detaylı çalışmalar bulunmasına rağmen bu çalışmada kaynak ilerleme hızına bağlı olarak değişen ısı girdisinin; CO₂ lazer kaynaklı AISI 316L çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi detaylıca araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR (EXPERIMENTAL PROCEDURE)

Bu çalışmada biyo-malzeme olarak da tercih edilen kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzeme kullanılmıştır.

95x330x4mm ölçülerinde hazırlanan AISI 316L çelik levhalar Tablo 2'de belirtilen parametrelerle TRUMPF LASERCELL 1005 marka CO₂ lazer kaynak makinesiyle (Şekil 1), yatay pozisyonda, önceden hazırlanmış bağlantı kalıbına tutturularak alın altına, ilave metal kullanılmadan ve farklı kaynak ilerleme hızlarında birleştirilmiştir.



Şekil 1. CO₂ lazer ışın kaynağı düzeneği (The CO₂ laser beam welding assembly)

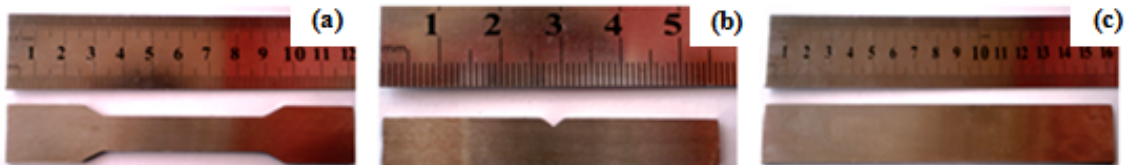
Birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirleyebilmek için kaynaklı çekme testi numuneleri ISO 4136: 2012, kaynaklı çekme testi numuneleri ISO 6892-1: 2009, çentik darbe testi numuneleri ISO 9016: 2012, eğme testi numuneleri ISO 5173: 2009 standartlarında Şekil 2a-c'de gösterilen boyutlarda hazırlanmıştır. Birleştirmelerin kaynak dikişlerinde dolgu eksikliği (underfill) giderebilmek amacıyla kalınlıkları 3

Tablo 1. AISI 316L çeliğin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık) (The chemical composition of AISI 316L stainless steel (weight%))

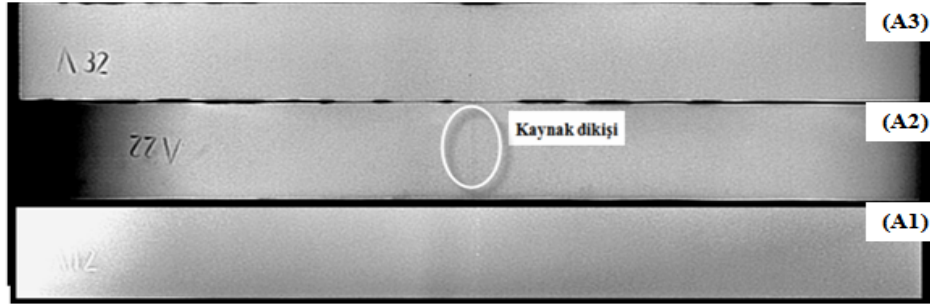
C %	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0.013	0.528	1.859	0.052	0.0010	16.94	2.065	9.336	0.0020	0.267
Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Zn	N	Fe
0.248	0.0338	0.014	0.086	0.099	0.0010	0.026	0.027	0.026	68.36

Tablo 2. Kaynak parametreleri (The welding parameters)

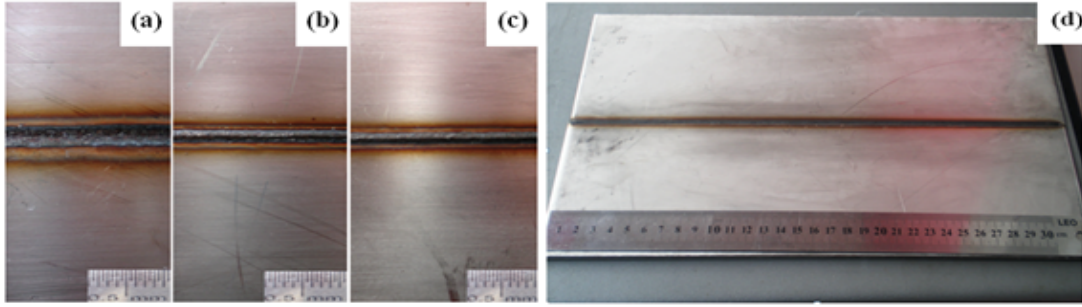
Lazer Gücü (Watt)	Kaynak Hızı (cm/min)	Koruyucu Gaz	Gaz Debisi (lt/min)	Odak Mesafesi (mm)	Isı Girdisi (kJ/mm)
3500	90	50% Ar+50% He	10	200	0,233
3500	180	50% Ar+50% He	10	200	0,116
3500	270	50% Ar+50% He	10	200	0,077



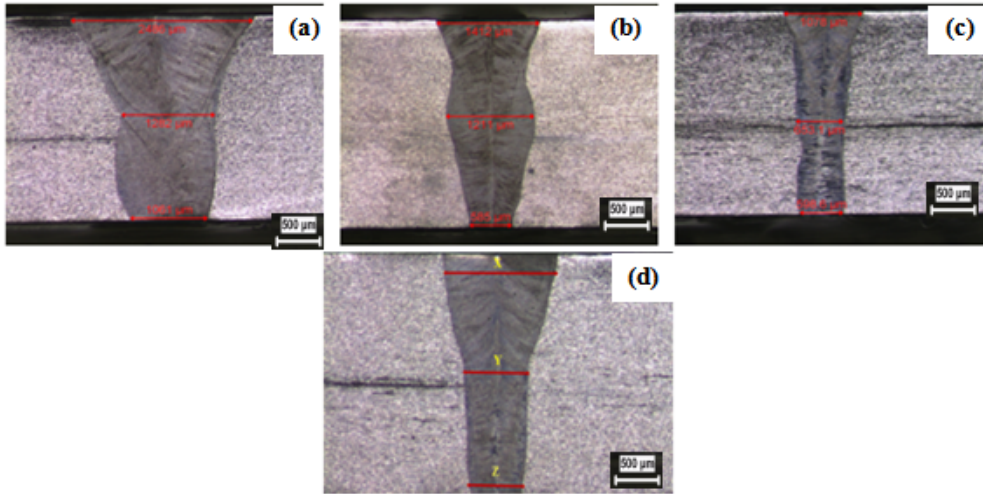
Şekil 2. (a) Çekme, (b) Charpy darbe çentik ve (c) Üç nokta eğme test numunesi ((a) Tensile, (b) Charpy V-notch impact and (c) Three point bending test sample)



Şekil 3. Radyografik muayene test numuneleri, **A1**;3500W-90cm/min, **A2**;3500W-180cm/min, **A3**;3500W-270cm/min kaynak parametreleri, (Radiographic inspection test samples, **A1**;3500W-90cm/min, **A2**;3500W-180cm/min, **A3**;3500W-270cm/min welding parameters)



Şekil 4. (a)3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min farklı kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerinin kaynak dikişi görüntüsü, (d) Kaynaklı deney numunesi görüntüsü. (The macrograph of laser weld bead of weldment joined by using different welding speed (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min, (d) The macrograph of welded sample)



Şekil 5. (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min farklı kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerin kaynak dikiş profili, (d) Dikiş boyutu ölçüm alanı, (The cross section weld bead profile of samples joined at different welding speed), (a)3500W-90cm/min, (b)3500W-180cm/min, (c)3500W-270cm/min, (d)The weld bead dimension measurement area)

mm'ye indirilmiştir. Hataları minimize etmek amacıyla her bir şart için 3 numune hazırlanmıştır. Çekme ve üç nokta eğme testi SHIMADZU AG-IS marka 100 kN kapasiteli çekme test cihazında 5 mm/dk ilerleme hızında, darbe çentik testi ise standart altı hazırlanan numunelere oda sıcaklığında OHR&FEDERAF AG PSW 13/15 marka deney cihazıyla gerçekleştirilmiştir. Sertlik ise elektrolitik dağlanan (10g oksalik asit+100 ml saf H₂O) numune üzerinde SHIMADZU marka ölçüm cihazında uca

200g yük uygulanarak ölçülmüştür. Mikroyapı incelemeleri 5X-100X büyütme OLYMPUS marka optik mikroskop, JEOL JSM 6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve (EDS) donanımı ile gerçekleştirilmiştir. XRD analizi 40 kV gerilim ve 40 mA akım değerlerinde, Cu K α radyasyon ışınımı kullanılarak 2/dk. tarama hızı ile Rigaku DMAX-2200/PC marka cihazdan yararlanılarak gerçekleştirilmiştir. Birleştirmelerin radyografik muayenesi eğme numuneleri üzerinde, 90 kV, 30 mA

enerji ile 45 sn pozlama süresinde, film kaynak uzaklığı $f_{fd}:1000$ mm olacak şekilde X ışınları uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

3. SONUÇLAR VE TARTIŞMA (RESULTS AND DISCUSSION)

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

Birleştirmelerde süreksizlik (gaz boşluğu, çatlak vb.) oluşup oluşmadığını kontrol etmek amacıyla, rastgele seçilen deney numuneleri üzerinde radyografik muayene işlemi uygulanmış elde edilen filmler Şekil 3'de gösterilmiştir.

Birleştirmelerin genelinde ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir hataya rastlanmamıştır. Bu sonuçlar, farklı kaynak ilerleme hızında birleştirilen AISI 316L paslanmaz çeliklerin hatasız ve başarılı bir şekilde birleştirildiğine işaret etmektedir.

3.2. Makroyapı İncelemesi (Macrostructure Examination)

Şekil 4a-c'den üç farklı ilerleme hızıyla birleştirilmiş numunelerinin artan kaynak hızıyla dikiş boyutlarının ve kaynak dikişi etrafındaki renklenmenin daraldığı görülmektedir. Ayrıca kaynak dikişinde ilave metal kullanılmamasına bağlı olarak dolgu eksikliği meydana geldiği görülmektedir (Şekil a ve d). Yüksek enerjili ışınla ilave metal kullanılmadan elde edilen birleştirmelerde kaynak dikişinde dolgu eksikliği oluşabildiği rapor edilmiştir [16,17].

Farklı kaynak ilerleme hızına bağlı olarak değişiklik gösteren kaynak dikiş boyutları (Şekil 5a-d'de) gösterilmiş ve sonuçlar Tablo 3'de verilmiştir. Bulgular, artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan ısı girdisinden dolayı kaynak metalini genişliğinin daraldığına işaret etmektedir. Çünkü kaynak ilerleme hızı ısı girdisine ters yönde etki eden kaynak parametrelerinden birisidir.

3.3 Mikroyapı İncelemeleri (Microstructure Examination)

Kaynaklı numunelerin ana malzemeleri eşksenli ostenit tanelerinden oluştuğu ve bazı tanelerde

ikizlenmelerin yanı sıra bantlaşmalar Şekil 6(a-ı)'da görülmektedir. Şekil 6 (b,e ve h)'den görüldüğü üzere lazer kaynak yöntemine bağlı olarak hızlı soğuma sonucunda ana malzeme üzerinde çok dar bir ITAB oluşmuştur.

Yüksek enerji yoğunluklu, ancak düşük ısı girdili yöntemlerle birleştirilen paslanmaz çeliklerde dar bir ITAB oluştuğu başka araştırmacılar tarafından da rapor edilmiştir [18-22].

Kaynak metalini mikroyapısının soğuma rejimine bağlı olarak ostenit matris içerisinde karıncalanma (vermicular), çatısal (skeletal), ve çıta (lath) tipi morfolojili delta ferrit fazlarından oluşur [10,18,19,23]. Ostenit matris içerisinde %3-10 delta ferrit fazı bu çeliklerin katılma çatlamasına karşı direncini artırır.

İlerleme hızının kaynak metalini mikroyapı morfolojisi üzerindeki etkisi Şekil 6 (e, f ve i) görülmektedir. Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak metalinin δ -ferrit miktarı ve morfolojisi, katılma biçimi ve soğuma oranıyla ilişkilidir [24-32]. Kaynak ilerleme hızındaki değişim soğuma rejimini dolayısıyla katılma sürecini etkiler. Bunun neticesinde de kaynak metalindeki δ -ferrit miktarı değişmiş ve morfolojisinde karıncalanma, çatısal ve çıta tipi ferrit oluşumu gibi değişiklikler göstermiştir.

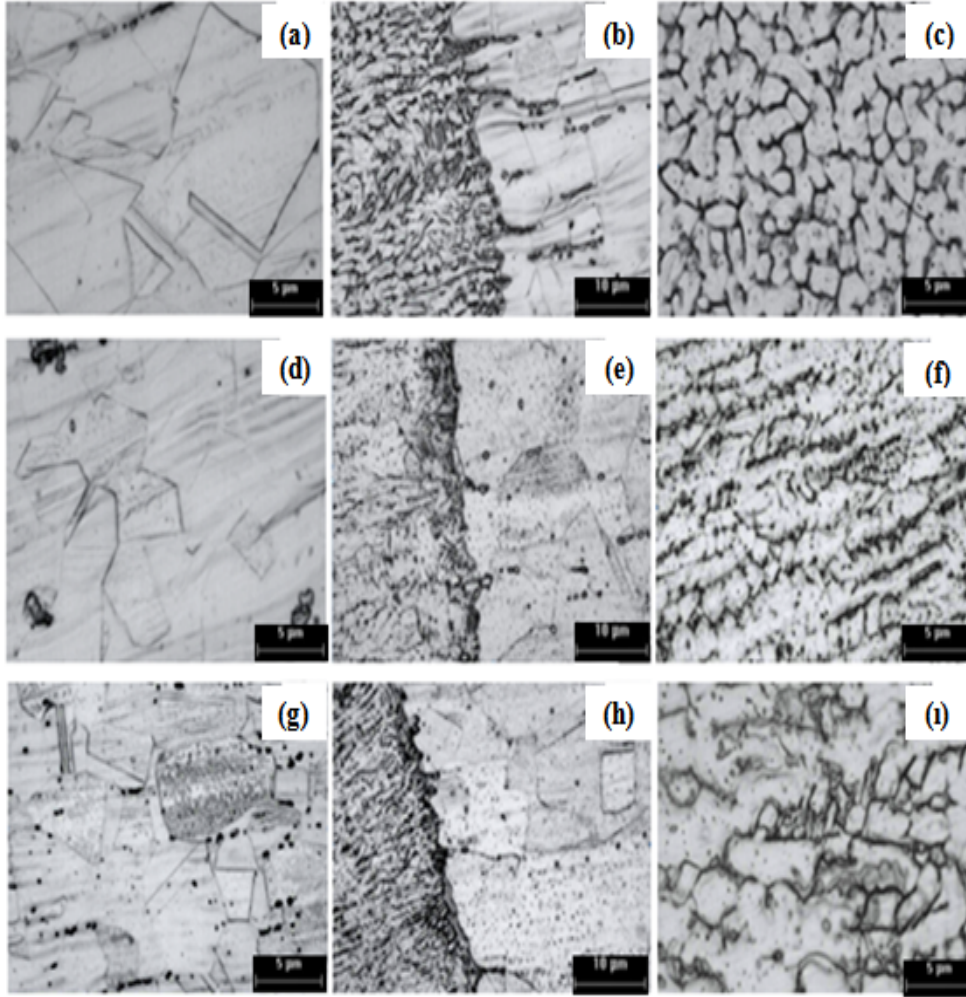
Ostenitik paslanmaz çelik kaynak metalinin katılma sürecinde ve katı-katı dönüşümünde dört farklı dönüşüm olma ihtimali olduğu rapor edilmiştir [10,30,33]. Bunlardan birisi de delta ferrit fazının birincil dönüşüm fazı olarak başladığı katılma biçimidir.

Ferritin birincil faz olarak katıldığı dönüşüm sonucunda ferrit-ostenit dönüşümünden karıncalanma, çatısal ve/veya çıta tipi ferrit morfolojisi meydana gelir. Örneğin; kaynak soğuma oranının orta, $Cr_{eş}/Ni_{eş}$ oranı ise düşük seviyede olduğu fakat hala ferrit-ostenit alanında bulunduğu karıncalanma ve çatısal tip ferrit morfolojisi oluşur.

Çatısal tip ferrit morfolojisindeki ferrit-ostenit tane sınırlarındaki girinti çıkıntılardan dolayı kükürt ve fosfor gibi katışkı elementlerinin bu alt tane sınırlarını ıslatması ve oluşabilecek çatlağın bu girintili çıkıntılı ferrit-ostenit arayüzeyinde ilerlemesi zordur.

Tablo 3. Kaynak dikiş profili (The weld bead profile)

Numune no	X (μ m)	Y (μ m)	Z (μ m)
A1;3500W-90cm/min	2486	1282	1061
A2;3500W-180cm/min	1412	1211	585
A3;3500W-270cm/min	1078	653	598



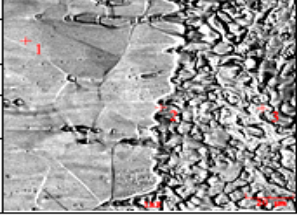
Şekil 6. Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı görüntüleri **(a)** 3500W-90cm/min, ana malzeme (1000X), **(b)** ITAB (500X), **(c)** kaynak metali (1000X), **(d)** 3500W-180cm/min, ana malzeme (1000X), **(e)** ITAB (500X), **(f)** kaynak metali (1000X), **(g)** 3500W-270cm/min, ana malzeme (1000X), **(h)** ITAB (500X), **(i)** kaynak metali (1000X), (Microstructure of welded samples **(a)** 3500W-90cm/min, Base material (1000X), **(b)** HAZ (500X), **(c)** weld metal (1000X), **(d)** 3500W-180cm/min, Base material (1000X), **(e)** HAZ (500X), **(f)** weld metal (1000X), **(g)** 3500W-270cm/min, Base material (1000X), **(h)** HAZ (500X), **(i)** weld metal (1000X))

Bu sebeple çatal tip ferrit morfolojisine sahip kaynak metali yapısının katılma çatlama karşı daha dirençli olması beklenir [33]. Ancak soğuma hızı ve Cr_{es}/Ni_{es} oranının arttığında ferrit-ostenit dönüşümü sırasında sınırlı difüzyondan dolayı çatal tip ferrit yerine çita tipi ferrit morfolojisi oluşur.

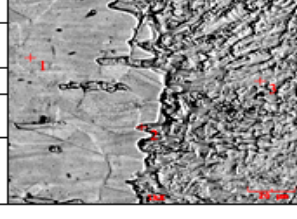
Hatta katılmanın, soğuma rejimi lazer kaynağı gibi oldukça yüksek olan uygulamalarda ferrit ostenit dönüşümünün difüzyonsuz masif dönüşüm şeklinde olabileceği ve birincil katılmanın ferritten ostenite bile kayabileceği ifade edilmiştir [33]. Ayrıca, birleştirmeler üzerinde SEM çalışmaları yapılmış ve ana malzeme, kaynak metali ve ITAB'dan noktasal EDS analizi yapılmış ve sonuçlar Şekil 7a-c'de gösterilmiştir. İlave olarak kaynak metalinden elementel haritalama yöntemi ile analizler yapılmış ve sonuçlar Şekil 8a-c'de gösterilmiştir. Sırasıyla Şekil 7a-c ve Şekil 8a-c'de gösterilen EDS analiz ve elementel haritalama sonuçları bu malzemeye ait

spektral analiz sonuçlarıyla (Tablo 1) uyumlu bulunmuştur. Kaynaktan dolayı belirgin alaşım elementi kayıplarının yaşanmadığı ve kaynak metalinde alaşım elementi miktarlarında değişim meydana gelmediği tespit edilmiştir.

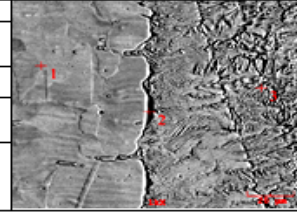
Deney numunelerinin, ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde meydana gelebilecek oluşumlar XRD yöntemi ile $5^\circ < 2\theta < 105^\circ$ ve $30^\circ < 2\theta < 105^\circ$ aralığında incelenmiş ve sonuçlar Şekil 9'da grafiksel olarak gösterilmiştir. Grafikteki ana malzemeye ait pikler ile farklı kaynak ilerleme hızlarıyla birleştirilmiş numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışlar görülmektedir. Bu durum, kaynak ilerleme hızına bağlı ısı girdisi değişimiyle numunelerin kristal kafes parametrelerinde oluşan değişikliklerle ilişkilendirilebilir.

Numune No		Element (wt%)				
A1;3500W-90cm/min		Cr	Ni	Mo	Fe	
Noktasal Ölçüm	1.Nokta	16.655	9.963	1.970	69.477	
	2.Nokta	15.909	8.294	1.980	71.308	
	3.Nokta	16.676	10.332	2.117	67.824	

(a)

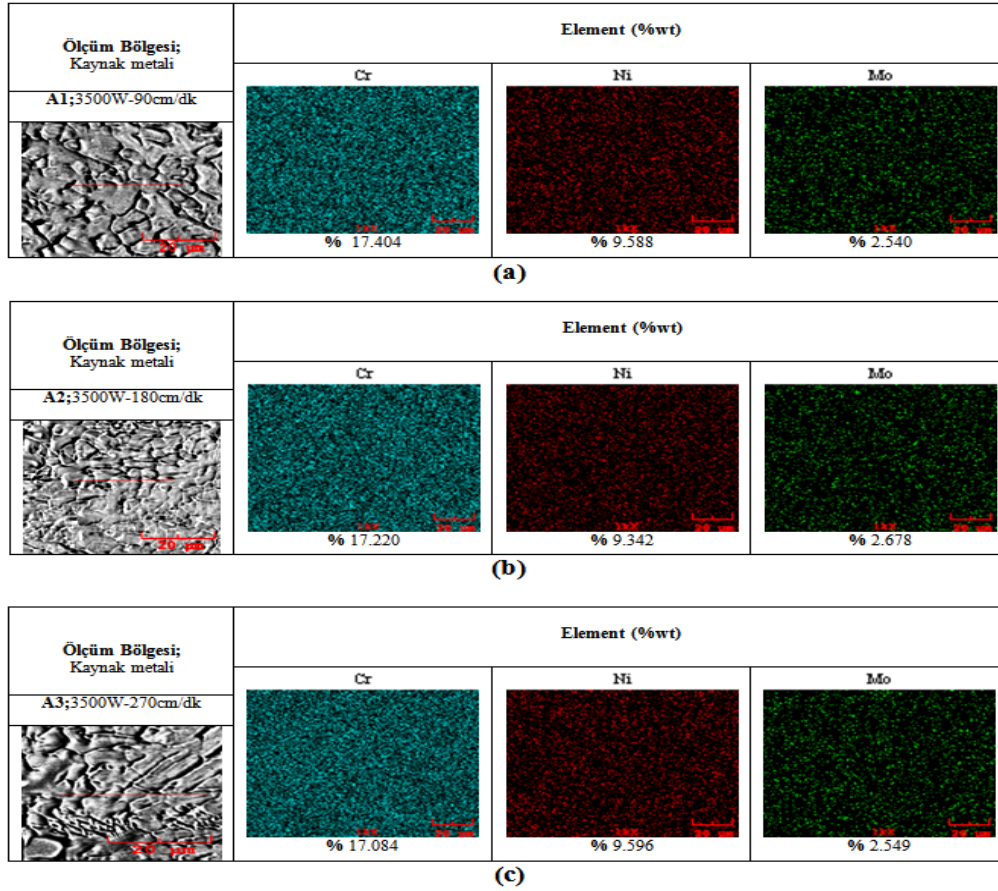
Numune No		Element (wt%)				
A2;3500W-180cm/min		Cr	Ni	Mo	Fe	
Noktasal Ölçüm	1.Nokta	16.981	8.923	2.294	69.443	
	2.Nokta	20.179	6.650	3.022	65.992	
	3.Nokta	17.401	8.983	2.451	66.964	

(b)

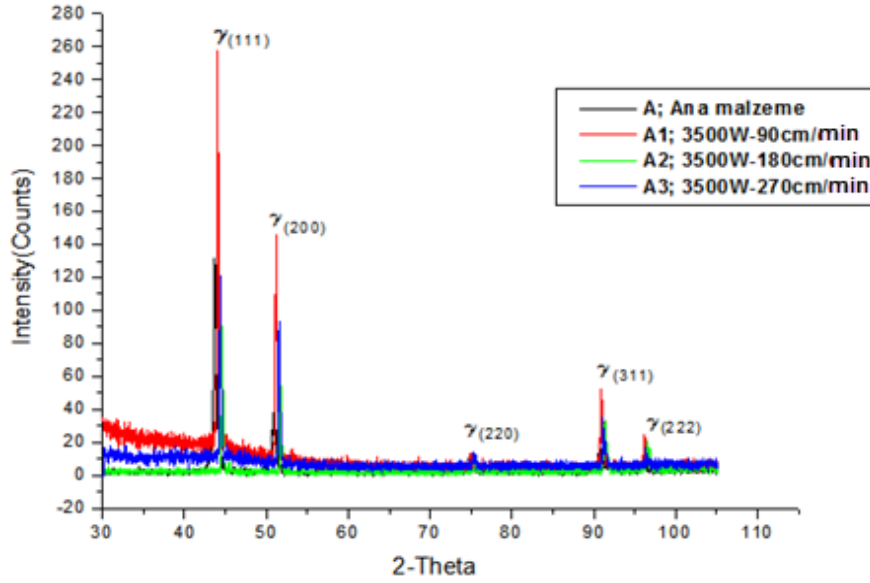
Numune No		Element (wt%)				
A3;3500W-270cm/min		Cr	Ni	Mo	Fe	
Noktasal Ölçüm	1.Nokta	16.974	9.099	1.809	66.268	
	2.Nokta	17.050	8.593	0.836	61.909	
	3.Nokta	16.132	8.434	1.659	64.921	

(c)

Şekil 7. Numunelerin EDS analiz sonuçları (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min, (EDS analysis results of samples, (a) 3500W-90cm/min., (b) 3500W-180cm/min., (c) 3500W-270cm/min)



Şekil 8. Numunelerinin elemental haritalama analiz sonuçları (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min, (Elemental mapping analysis result of samples, (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min)



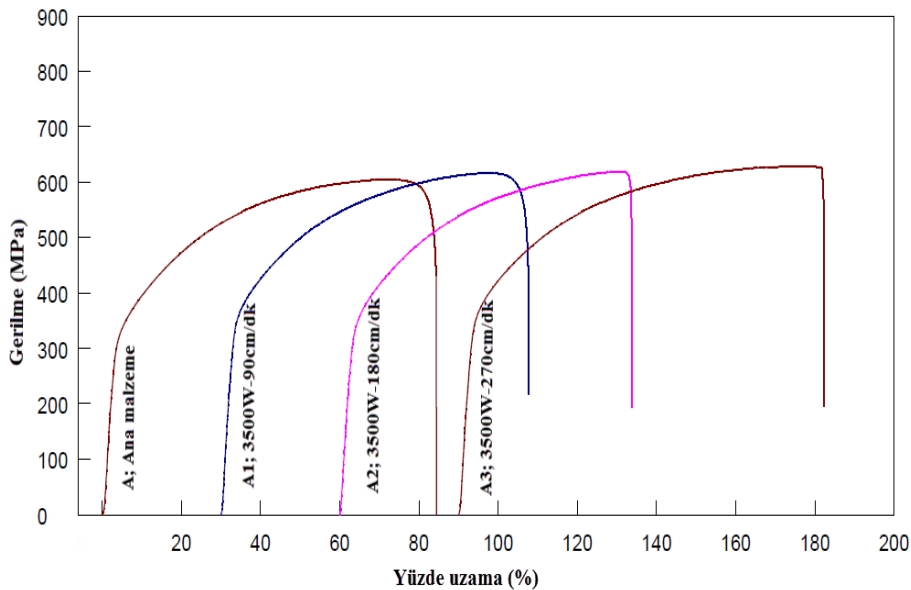
Şekil 9. XRD analizi sonucu (XRD analysis result)

Ancak difraksiyonun elde edildiği düzlemlerin indis değerlerinin tümünün tek veya tümünün çift sayı oluşu bu malzemenin östenitik yapıda olduğuna işaret etmektedir. XRD grafiklerinde ITAB ve kaynak metalinde ikincil faz çökeltileri, intermetalik sigma (σ) fazı, krom-karbür çökeltmesi ($M_{23}C_6$) gibi oluşumlar 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 XRD analiziyle az miktarlarda oluşan ikincil faz oluşumlarının tespit edilememesi de göz ardı edilmemelidir.

3.4. Çekme Deneyi (Tensile Testing)

Farklı kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen

numunelerin ve ana malzemenin mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanmış ve sonuçlar Şekil 10'da gösterilmiştir. Çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ortalama akma dayanımı 298 MPa, çekme dayanımı 605 MPa, uzama değeri %59 olarak bulunmuştur. En düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen (3500W-90cm/min) numunenin akma dayanımı 315 MPa, çekme dayanımı 616 MPa, uzama değeri %57 olarak tespit edilmiştir. En yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen (3500W-270cm/min) numunenin akma dayanımı 319 MPa, çekme dayanımı 629 MPa, uzama değeri %56 olarak bulunmuştur. Çalışmada 3500W-180cm/min ilerleme hızıyla elde edilen numunenin akma dayanımı 311 MPa, çekme dayanımı 619 MPa, uzama değeri ise %48 olarak tespit edilmiştir.



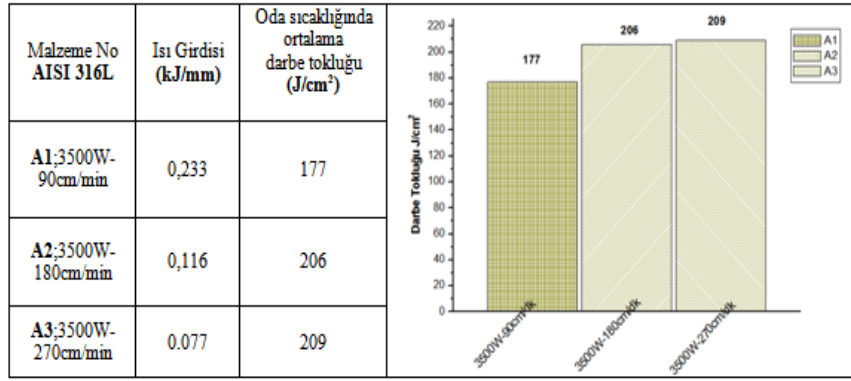
Şekil 10. Numunelerin gerilme-uzama grafiği (Stress-strain graphic of samples)

Kaynaklı numunelerin çekme dayanımı ana malzemenin çekme dayanımından az da olsa daha yüksek olduğu Şekil 10'dan görülmektedir. Sonuçlar tüm kaynak ilerleme hızları için kaynak edilebilirlik açısından kabul edilebilir değerlerdedir. İlerleme hızının artmasıyla birleştirmelerin çekme dayanımlarının az da olsa iyileştiği görülmektedir. Bu durum hatasız kaynak dikişlerine, ITAB daralmasına ve kaynak metal mikroyapı morfolojisine (ostenit matris içerisinde karıncalanma, çatsal veya çita tipi ferrit fazına) atfedilebilir. Yüksek dayanım elde edilmesinde, tam nüfuziyetli kaynak dikişleri, mikroçatlak ve porozite gibi hatalar oluşmaması ve ITAB daralmasının etkili olduğu rapor edilmiştir [6,12].

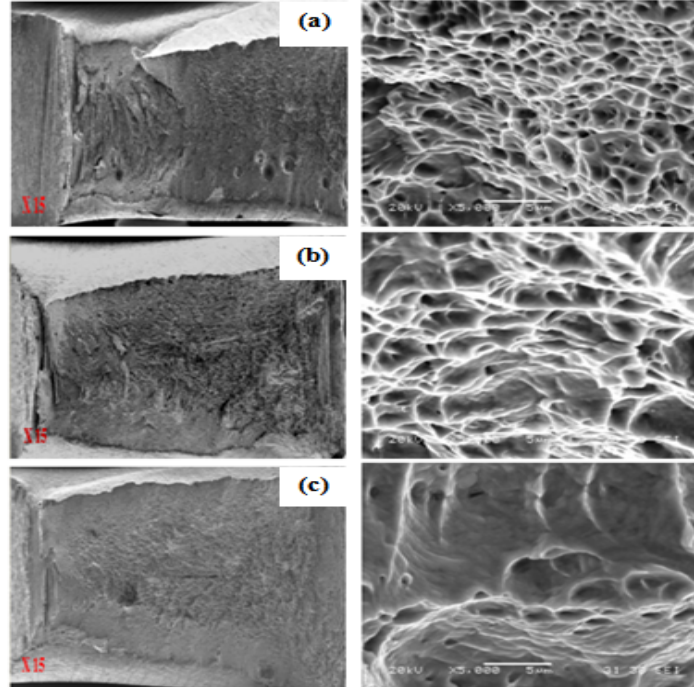
3.5. Çentik Darbe Deneyi (Charpy V-Notch Impact Testing)

Kaynaklı birleştirmelerin ani bir kuvvet karşısındaki

davranışlarını belirlemek için darbe testi uygulanmış sonuçlar grafiksel olarak Şekil 11'de gösterilmiştir. Sonuçlardan, darbe dayanımının kaynak ilerleme hızı artışına, diğer bir ifadeyle kaynak ısı girdisi azalmasına bağlı olarak belirgin olarak arttığı tespit edilmiştir. Soğuma rejimine bağlı olarak kaynak metalinde delta ferrit fazının miktarının değişimi ve düşük soğuma rejiminde oluşan karıncalanma tipi ferrit yerini yüksek soğuma rejiminde çatsal ve çita tipi ferrit morfolojisine bırakarak kaynak metalinin tokluğunda iyileşmeye neden olduğu düşünülmektedir. Yüksek enerji yoğunluklu düşük ısı girdili kaynaklarda birleştirme üzerinde kalıntı gerilmelerin daha az oluşumu tokluk artışının bir diğer sebebi olabilir. İbrahim ve arkadaşları, tokluk düşüşünü δ -ferrit oranının artışına bağlamış ve artan kalıntı gerilmelerin darbe enerjisi değerlerini azalttığını rapor etmiştir [34]. Darbe çentik numunelerinin kırılma yüzeyleri incelenmiş ve sonuçlar Şekil 12a-c'de gösterilmiştir. Numunelerin



Şekil 11. Darbe V-çentik deneyi sonucu (Results of Charpy V-Notch impact test).



Şekil 12. Çentik darbe deney numunelerinin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180m/min, (c) 3500W-270cm/min (The fracture surface of Charpy V-Notch test samples (a) 3500W-90cm/min, (b) 3500W-180cm/min, (c) 3500W-270cm/min).

sünek kırılma davranışı sergileyerek kırıldığı görülmektedir. Artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan ısı girdisiyle numunelerin yüzeylerinde daha parlak düzgün, düzlemsel tipi ayrılmaların yanısıra meydana gelen çukurların derinliği daha yüzeysel ve çukur içerisinde herhangi inklüzyon oluşmadığı görülmektedir. Çatlak başlangıcına sebep olan bu oluşumların meydana gelmemesi bağlantıların tokluğunu olumlu yönde etkileyen sebeplerden bir tanesidir. Tokluğun iyi olmasına etki eden sebeplerden birisi de yapının yüzey merkez kübik (YMK) kafes yapısına sahip olması sebebiyle şekillendirilebilirliğin iyi olmasından kaynaklanmaktadır.

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

Farklı kaynak ilerleme hızları ile birleştirilen numunelerin şekillendirilebilirliği üç nokta eğme deneyi ile belirlenmiştir. Deney sürecinde numuneler 140°'ye kadar katlanmıştır. Kaynak birleştirmelerinde herhangi bir çatlak oluşmamıştır (Şekil 13). Sonuçlar lazer kaynaklı birleştirmelerin servis şartlarında rahatlıkla şekillendirilebileceğine işaret etmektedir.

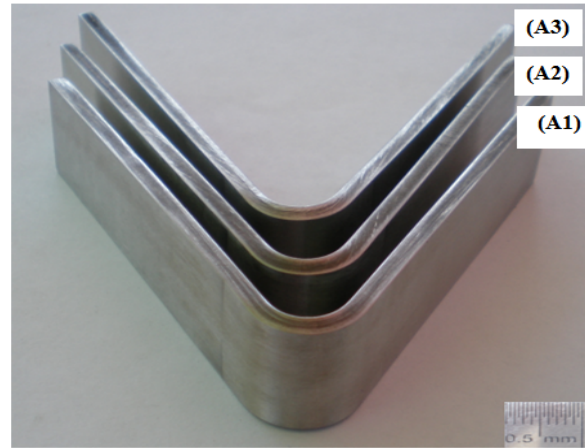
AISI 316L çeliklerin yapıları itibarıyla şekillendirilebilirlikleri oldukça iyidir. Yüksek enerji yoğunluklu, düşük ısı girdili kaynak uygulamalarında birleştirmelerin termal süreçlerden daha az etkilenmesi, bu çeliklerin doğası gereği allotropik dönüşüme uğramaması sebebiyle sertliğinin artmaması, çok dar bir ITAB oluşması sebebiyle şekillendirilebilirliğinin iyi olması beklenen bir sonuçtur.

3.7. Mikrosertlik Ölçüm Sonucu (Microhardness Measurement Result)

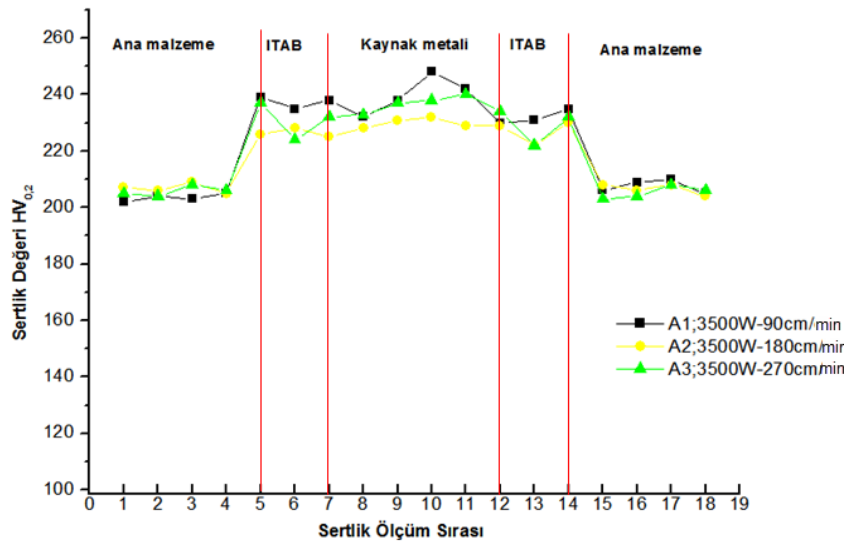
Numunelerin sertlik dağılımları belirlenmiş sonuçlar Şekil 14'de gösterilmiştir. Şekil 14'den görüldüğü gibi kaynak metali ve ITAB sertlikleri birbirine yakın,

ana metalin sertliği ise daha düşük bulunmuştur. Kaynak metali sertliğinin ana malzemeye göre daha yüksek bulunmasının sebebi düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma ve katılaşma neticesinde elde edilen ince taneli kaynak metali mikroyapısı ile ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Literatürde ince taneli kaynak metali sertlik artışının sebebi olarak verilmiştir [20,35]. Ancak, farklı kaynak ilerleme hızının birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB sertlik dağılımında belirgin bir etkisi olmadığı bulunmuştur. Bu beklenen bir durumdur. Çünkü ostenitik paslanmaz çelikler dönüşüme uğramadıkları için yapılarında martenzit gibi sert faz oluşmaması sebebiyle tüm numunelerin kaynak metali sertlik değerleri birbirine yakın bulunmuştur. Literatürde de farklı ısı girdisinin ostenitik paslanmaz çelik kaynak metali ve ITAB sertliğini önemli derecede etkilemediği rapor edilmiştir [12,36].



Şekil 13. Üç nokta eğme deneyi numuneleri, A1;3500W-90cm/min, A2;3500W-180cm/min, A3;3500W-270cm/min, (Three point bending test samples A1;3500W-90cm/min, A2;3500W-180cm/min, A3; 3500W-270cm/min).



Şekil 14. Numunelerinin sertlik profili (The hardness profile of samples).

4. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

- Kaynak ilerleme hızının kaynak metali mikroyapı morfolojisi üzerinde etkili olduğu bulunmuştur. Düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerde soğuma hızındaki azalmaya paralel olarak kaynak metali içerisindeki karıncalanma tipi delta ferrit morfolojisi yerini yüksek ilerleme hızlarındaki hızlı soğumaya bağlı olarak oluşan çatlak ve çita tipi ferrite bıraktığı tespit edilmiştir.
- Kaynaklı numunelerin dayanımı ana malzemenin çekme dayanımından daha yüksek bulunmuştur. İlerleme hızının artmasıyla birleştirmelerin çekme dayanımlarının az da olsa iyileştiği görülmektedir. Bu durum ısıdan etkilenen bölgenin daralmasına ve kaynak metali morfolojisinin değişimine yani girintili çıkıntılı ferrit-ostenit tane arayüzüne atfedilebilir. Böyle arayüzelerde çatlak ilerlemesi daha düz tane sınırlarına göre güç oluşur.
- AISI 316L birleştirmelerin kaynak metali darbe dayanımının kaynak ısı girdisi azalmasına bağlı olarak kaynak metali mikroyapı morfolojisinin değişimiyle iyileştiği tespit edilmiştir. Birleştirme üzerinde kalıntı gerilimlerin daha az oluşumu tokluk artışının diğer bir sebebidir.
- Darbe çentik numuneleri sünek kırılma davranışıyla kırıldığı ancak artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin kırılma yüzeylerinde daha parlak düzgün, düzlemsel tipi ayrılmalar tespit edilmiştir.
- Kaynak metali ve ITAB sertlikleri birbirine yakın, ana metalin ise biraz daha düşük bulunmuştur. AISI 316L paslanmaz çelikler ısı işlem yoluyla sertleştirilemediklerinden dolayı ilerleme hızının birleştirmelerin sertliğinde etkisi olmadığı bulunmuştur.
- Tüm kaynak ilerleme hızları için birleştirmelerin şekillendirilebilirliklerinin iyi olduğu eğme deneyi ile tespit edilmiştir.
- SEM, EDS, elementel haritalama ve XRD analizleri sonucunda ITAB ve kaynak metalinde alaşım elementi kaybı ve difüzyonuna ve ikincil faz oluşumuna rastlanılmamıştır.

Sonuçlar; endüstride çok geniş bir yelpazede kullanım alanı olan AISI 316L paslanmaz çeliklerin CO₂ lazer ışını kaynak yöntemi ile uygun kaynak parametreleriyle başarılı bir şekilde birleştirilebileceğini, diğer ergitmeli kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında birleştirmelerin termal çevrimden daha az etkileneneğine işaret etmektedir. Bu durum medikal alanda biyo-malzeme olarak da kullanılan AISI 316L birleştirmelerin korozyon

özelliklerini de olumlu yönde etkileyeceği düşünülmektedir.

TEŞEKKÜR (ACKNOWLEDGEMENTS)

Bu çalışma Karabük Üniversitesi BAP birimince KBÜ-BAP-13/2-DR-009 Numaralı proje kapsamında desteklenmektedir, adı geçen birime teşekkür edilir. Ayrıca, numunelerin lazer kaynaklı birleştirmelerinin yapıldığı Formlaser firmasına teşekkür edilir.

KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. ASM, **Introduction to Stainless Steels, Materials Park**, Ohio, USA, 2000.
2. Davis, J.R., **Stainless Steels**, ASM International, OHIO, USA, 1994.
3. Smith, W.F., **Paslanmaz Çelikler, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri**, Cilt 1, Ankara, 169-214, 2000.
4. Tülbentçi, K., Kaluç, E., Geçmişten Günümüze Paslanmaz Çelikler, **META**, No 20, 47-52, 1992.
5. Cross, H.J., Beach, J., ve Levy, L.S., **Manufacture, Processing and Use of Stainless Steel**, Institute of Occupational Health, Birmingham University, B 15 2TT, UK., 1999.
6. Benyounis, K.Y., Olabi, A.G., ve Hashmi, M.S.J., “Multi-Response Optimization of CO₂ Laser-Welding Process of Austenitic Stainless Steel”, **Optics & Laser Technology**, Cilt 40, No 1, 76-87, 2008.
7. Csele, M., **Fundamentals of Light Sources and Lasers**, John Wiley & Sons, Hoboken, 2004.
8. Singh, C.S., Zeng, H., Guo, C., ve Cai, W., **Lasers: Fundamentals, Types and Operations**, Nanomaterials: Processing and Characterization With Lasers, First Edition, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2012.
9. Durmuş, H., **CO₂ Lazer Kaynağıyla Birleştirilmiş Al. Matriksli Kompozitlerin Kaynak Bölgesinin Mekanik Özellikleri**, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006.
10. Kou, S., **Welding Metallurgy**, Second Edition, A John Wiley & Sons, INC., Publication, Hoboken, 2003.
11. Çelen, S., “**Paslanmaz Çeliklerin Lazer Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Dayanım ve Korozyon Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi**”, Yüksek Lisans Tezi, 9 Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006.
12. El-Batahy, A., “Effect of Laser Welding Parameters on Fusion Zone Shape and Solidification Structure of Austenitic Stainless Steels”, **Materials Letters**, Cilt 32, No 2-3, 155-163, 1997.
13. Cunaç, P., **The Welding of Stainless Steel**, Materials and Applications Series, Cilt 3, Second Edition, Euro Inox, Cilt, Luxembourg, 2007.
14. Balasubramanian, K.R., Siva Shanmugam, S., ve Buvanashakaran G., “Numerical and

- Experimental Investigation of Laser Beam Welding of AISI 304 Stainless Steel, **Advances and Production Engineering & Management**, Cilt 3, No 2, 93-105, 2008.
15. Duley, W. W., **Laser Processing and Analysis of Materials**, Plenum Press, New York, 1983.
 16. Pawlak, S.J. ve Dudek, S., "The High Alloy Precipitation Hardening Martensitic Steels and Their Suitability for Welding", **Archives of Materials Science and Engineering**, Cilt 41, No 2, 69-76, 2010.
 17. Ren, D., Liu, L., ve Li, Y., "Investigation on Overlap Joining of AZ61 Magnesium Alloy: Laser Welding, Adhesive Bonding, and Laser Weld Bonding" **Int J Adv Manuf Technol**, Cilt 61, No 1-4, 195–204, 2012.
 18. Ventrella, A., Berretta, J.R., ve Rossi, W., "Pulsed Nd:YAG Laser Seam Welding of AISI 316L Stainless Steel Thin Foils", **Journal of Materials Processing Technology**, Vol 210, No 14, 2010.
 19. Missori, S. ve Koerber, C., "Laser Beam Welding Austenitic–Ferritic Transition Joints", **Welding Research Supplement**, Cilt 76, No 3, 1997.
 20. Kwok, C.T., Fong, S.L., Cheng, F.T ve Man, H.C., "Pitting and Galvanic Corrosion Behavior of Laser-Welded Stainless Steels", **Journal of Materials Processing Technology**, Cilt 176, No 1-3, 168–178., 2006.
 21. Köse, C. ve Kaçar, R., "Mechanical Properties of Laser Welded 2205 Duplex Stainless Steel", **Materials Testing**, Cilt 56, No 10, 779-785, 2014.
 22. Köse, C. ve Kaçar, R., "The Effect of Preheat & Post Weld Heat Treatment on the Laser Weldability of AISI 420 Martensitic Stainless Steel", **Materials and Design**, Cilt 64, 221-226, 2014.
 23. Dadfar, M., Fathi, M.H., ve Saatchi, A., "Effect of TIG Welding on Corrosion Behavior of 316L Stainless Steel", **Materials Letters**, Cilt 61, No 11-12, 2343–2346, 2007.
 24. Samanta, S.K., Mitra, S.K., ve Pal, T.K., "Microstructure and Oxidation Characteristics of Laser and GTAW Weldments in Austenitic Stainless Steels", **JMEPEG**, Cilt 17, No 6, 908–914, 2008.
 25. Venkataraman, S. ve Devletian, H., "Rapid Solidification of Stainless Steels by Capacitor Discharge Welding", **Supplement to The Welding Journal, AWS Welding Research**, Cilt 67, No 6, June 1988.
 26. ASM Handbook, **Welding, Brazing and Soldering**, ASM International, Cilt 6, 1187, 1993.
 27. Gill, T.P.S., Vijayalakshmi, M., Gnanamoorthy, J.B., ve Padmanabhan, K.A., "Transformation of Delta-Ferrite during the Postweld Heat Treatment of Type 316L Stainless Steel Weld Metal", **Welding Research Supplement**, Cilt 65, No 5, 1986.
 28. Inoue, H., Koseki, T., Okhita, S., ve Tanaka, T., "Effect of Solidification and Subsequent Ferrite to Austenite Massive Transformation in an Austenitic SS Weld Metal", **ISIJ Int.**, Cilt 35, No 10, 1995.
 29. Sutala, N., Takalo T., ve Moio, T., Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds, **Met. Trans. A**, Cilt 11, No 5, 1980.
 30. Leone, G.L., ve Kerr, H.W., "The Ferrite to Austenite Transformation in Stainless Steels", **Welding Research Supplement**, Cilt 61, No 1, 1982.
 31. Shankar, V., Gill, T.P.S., Mannan, S.L., ve Sundaresan, S., "Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds, *Sadhana*", Cilt. 28, No 3-4, 359–382, 2003.
 32. Olson, D.L., "Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties", **Welding Research Supplement**, Cilt 64, No 10, 1985.
 33. Lippold, J.C., ve Kotecki, D.J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", **John Wiley and Sons**, 2005.
 34. Ibrahim, O., Ibrahim, S., ve Khalifa, T.A.F., "Effect of Aging on the Toughness of Austenitic and Duplex Stainless Steel Weldments", **J.Mater. Sci. Technol.**, Cilt 26, No 9, 810-816, 2010.
 35. Sathiya, P. ve Jaleel, A., "Measurement of the Bead Profile and Microstructural Characterization of a CO₂ Laser Welded AISI 904L Super Austenitic Stainless Steel", **Optics & Laser Technology**, Cilt 42, No 6, 960–968, 2010.
 36. Uzun, R.O. ve Keleş, Ö., "Investigation Effect on Welding Quality of Laser Welding Parameters", **Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University**, Cilt 27, No 3, 509-517, 2012.
 37. Çam, M., Erim, S., ve Koçak, M., "Determination of Mechanical and Fracture Properties of Laser Beam Welded Steel Joints", **Supplement to The Welding Journal, AWS Welding Research**, Cilt 78, 193, 1999.

