



# Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi

Araştırma Makalesi

## Gaz Tungsten Ark Kaynaklı 10 mm Kalınlığındaki AISI 316L Bağlantıların İçyapı ve Mekanik Karakterizasyonu

 H. Tarık SERİNDAG<sup>a</sup>,  Gürel ÇAM<sup>b\*</sup>

<sup>a</sup> Havaçılık ve Uzay Mühendisliği Bölümü, Havaçılık ve Uzay Bilimleri Fakültesi, İskenderun Teknik Üniversitesi, İskenderun-Hatay, TÜRKİYE

<sup>b</sup> Makine Mühendisliği Bölümü, Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi, İskenderun Teknik Üniversitesi, İskenderun-Hatay, TÜRKİYE

\* Sorumlu yazarın e-posta adresi: gurel.cam@iste.edu.tr

DOI:10.29130/dubited.1015580

### ÖZ

Östenitik paslanmaz çelikler, düşük sıcaklıklarda bile çok iyi şekillendirilebilirlik, iyi mekanik özellikler ve yüksek korozyon direnci gibi özelliklere sahiptir. Bunun sonucu, tüm paslanmaz çelikler içerisinde en fazla üretilen ve kullanılan türdür. Ancak bu çeliklerin kaynağında birçok problem söz konusudur. Bunların başında, krom karbür oluşumu sonucu ısıdan etkilenmiş bölgede korozyon direncinin düşmesi gelmektedir. Bu çalışma, gaz tungsten ark kaynağı yöntemi ile AISI 316L levhalarda kaynak hatası içermeyen bağlantıların üretilmesini amaçlamaktadır. Bu amaca yönelik, 10 mm kalınlığında AISI 316L levhalar, 2,4 mm çapında ER316L dolgu teli kullanılarak beş pasoda kaynaklanmıştır. Elde edilen kaynaklı levhanın mikroyapısal ve mekanik özelliklerini araştırmak ve karakterize etmek için çekme testi yanında detaylı optik mikroskop çalışmaları ve mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Çok pasolu kaynağın mikroyapısal değişim üzerindeki etkisi ve dolayısıyla üretilen bağlantının mekanik davranışını nasıl etkilediği de araştırılmıştır. Yapılan çalışma sonucunda, kaynak bölgesinde herhangi bir hata gözlenmemiş olup, kaynaklı bağlantının çekme mukavemeti ve uzama açısından sırası ile %104 ve %58 lik bir kaynak performansı sergilediği tespit edilmiştir. Ayrıca, ergime bölgesinde ve ısıdan etkilenen bölgede sertlik artışı gözlemlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Östenitik paslanmaz çelik, 316L, Isı girdisi, Karbür çökmesi, Sıcak çatlama, Kaynak performansı

## Microstructural and Mechanical Characterization of Gas Tungsten Arc Welded 10 mm Thick AISI 316L Joints

### ABSTRACT

Austenitic stainless steels possess properties such as very good formability, good mechanical properties and high corrosion resistance even at low temperatures. As a result, it is the most produced and most widely used type among all stainless steels. However, there are many problems in welding of these steels. The most common of these problems is the decrease in corrosion resistance in the heat-affected zone as a result of the formation of chromium carbide. This study aims to produce defect-free joints in AISI 316L plates by gas tungsten arc welding method. For this purpose, 10 mm thick AISI 316L plates were welded in five passes using 2.4 mm diameter ER316L filler wire. In order to investigate and characterize the microstructural and mechanical properties of the welded plate, detailed optical microscopy studies and microhardness measurements were conducted as well as tensile testing. The effect of multi-pass welding on microstructural evolution and in turn on the mechanical behavior of the joint fabricated was also investigated. As a result of the study, no defects were observed in the weld region, and it was determined that the welded joint exhibited a weld performance of 104% and 58%, in

terms of tensile strength and elongation, respectively. In addition, an increase in hardness was observed in the fusion zone and the heat affected zone.

*Keywords: Austenitic stainless steel, 316L, Heat input, Carbide participation, Hot crack, Welding performance*

## **I. GİRİŞ**

Paslanmaz çelikler, bünyelerinde en az %12 Cr bulunan ve yüksek korozyon direncine sahip çeliklerdir. Bu yüzden, otomotiv, denizcilik, beyaz eşya, enerji, kimya, petrokimya, gıda, tıp, havacılık ve inşaat gibi çok geniş bir uygulama yelpazesinde kullanılmaktadırlar [1-5]. Östenitik paslanmaz çelikler dahil birçok paslanmaz çelikte, Cr ile birlikte yüksek oranlarda östenit fazını kararlı hale getiren Ni alaşım elementi olarak bulunur. Östenitik paslanmaz çelikler iyi korozyon direnci yanında iyi şekil verilebilirlik gibi üstün mekanik özelliklere de sahiptirler. AISI 316L tipi paslanmaz çelik tüm paslanmaz çelikler arasında bazı ortamlarda en iyi korozyon direncini gösteren türlerden biridir. Tipik uygulama alanları arasında gıda işleme, güç santralleri ve kimya endüstrisi sayılabilir. Östenitik paslanmaz çelikler ya %100 östenitik ya da çok az, yüksek sıcaklıkta oluşan, delta ( $\delta$ ) - ferrit içeren östenitik yapıdadır. Bu çeliklerde östenit fazı tüm sıcaklıklarda kararlıdır, dolayısıyla yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutulurken (su verilerek) faz dönüşümü gerçekleşmez. Martenzit fazı oluşmadığı için bu çeliklerin kaynak bölgesinde sertlik artışı söz konusu değildir.

Ancak, bu çeliklerde ısıdan etkilenmiş bölgede (IEB'de) krom karbür oluşumu sonucu korozyon direncinde düşüş ve kaynak dikişinde sıcak çatlama ve gevrek sigma fazı oluşumu gibi birçok sorunla karşılaşabilmektedir. Karbon, krom ile karbür oluşturarak korozyon dayanımını düşürdüğü için özellikle kaynak konstrüksiyonda kullanılan türlerinde düşük tutulmaktadır. L kaliteleri, üretildiği standartlara bağlı olarak en fazla %0.03 nominal karbon seviyesine sahip düşük karbonlu varyantları temsil etmektedir [6,7]. Örneğin AISI 304L ve 316L düşük karbon içerikleri sayesinde krom karbür oluşumu gerçekleşmediğinden kaynak gerektiren uygulamalarda tercih edilmektedir. Ancak, düşük C içerikli östenitik paslanmaz çelik türlerinde bile kaynak sonrası kaynak dikişinin korozyon direnci düşebilmektedir. Örneğin, Dadfar ve ark. [8] da, otojen gaz tungsten ark kaynağı (GTAK) yöntemiyle birleştirilmiş AISI 316L bağlantıların korozyon davranışını incelemiş ve ergime bölgesinde delta fazı oluşumunun ve mikro segregasyon sonucu oluşan Cr-miktarı düşük bölgelerin korozyon performansını azalttığını gözlemlemiştir. Ayrıca, kaynak sonrası çözeltiye alma ısıl işleminin, kaynaklı AISI 316L bağlantının korozyon direncini arttırdığını bildirmişlerdir. Ayrıca, 304, 316 ve 347 bazı östenitik paslanmaz çeliklerde kaynak dikişinde sıcak çatlama duyarlılığı azaltmak için içyapıda östenite ilaveten %3-10 arasında delta ferrit fazı oluşturulur. Ancak, 304L ve 316L tipi östenitik paslanmaz çeliklerde S, P, Si ve N gibi düşük ergime noktalı ötektik oluşturan elementlerin varlığı kaynak dikişinde sıcak çatlama problemini artırabilmektedir. Özellikle, C, N, Cr, Ni ve Si miktarlarındaki çok az bir artış bile sıcak çatlama problemini artırabilmektedir [7]. Dolayısıyla, kaynaklı konstrüksiyonda kullanım için bu elementlerin düşük olduğu türler tercih edilmelidir. Örneğin, James ve ark. [9] ER309L ilave tel kullanılarak GTAK yöntemiyle kaynak edilmiş çatlama dayanıklı olarak bilinen AISI 304L levhaların ergime bölgesinde dendritler arası (interdendritic) sıcak çatlama oluştuğunu gözlemlemiştir. Ayrıca, Mo miktarı AISI 316 dahil östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon performansında belirleyici bir role sahiptir [10,11]. AISI 316 paslanmaz çelikte Mo bulunması korozyon performansını ve mukavemeti artırırken, kaynak dikişinde Mo miktarının yüksek olması korozyon direncini düşürmektedir [10,12]. Ayrıca, sıcak çatlama önleyen uygun dolgu malzemeleri geliştirilmiş olmasına rağmen, dolgu malzemesinin ana malzemedeki yüksek miktarda östenit tarafından seyreltilmediği özellikle kaynaklı bağlantıların kök bölgesinde sorunlar hala ortaya çıkmaktadır.

Karbon miktarı yüksek olan östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağındaki en önemli sorunların başında daha önce bahsedildiği gibi IEB'de krom karbür çökmesi sonucu paslanmazlık özelliğinin kaybı gelmektedir. Nitekim, Somervuori ve ark. [13] nokta kaynaklı AISI 304 ve 301LN östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak çekirdeği etrafında Cr-miktarı azalmış bölgelerin korozyon davranışını olumsuz

etkilediğini açıkça göstermiştir. Ayrıca, birçok araştırmacı [14,15] 316L östenitik paslanmaz çeliğin kaynağı sonrası krom karbür çökmesi oluşmasa bile kaynak dikişinde oluşan delta ferrit fazının klorür ortamında korozyon performansını olumsuz etkilediğini de rapor etmişlerdir.

Daha önce değinildiği gibi tamamen östenitik yapıdaki paslanmaz çelikler, ergitme kaynağında sıcak çatlamaya daha duyarlıdır. Genel olarak, sıcak çatlama sorununu önlemek için ergime bölgesindeki delta-ferrit içeriğinin %3-10 aralığında tutulması tavsiye edilmektedir [1,2]. Daha yüksek miktarlarda delta ferrit, faz dönüşümü nedeniyle ergime bölgesini yüksek sıcaklıklara daha duyarlı hale getirir [1,16]. Örneğin, delta ferrit miktarının çatlamaya etkisini göstermek için Kim et al. [17],  $Cr_{es}/Ni_{es}$  oranının 316L paslanmaz çelik bağlantılarının mikroyapısal değişiklikleri ve mekanik davranışı üzerindeki etkisini araştırmıştır. Yüksek  $Cr_{es}/Ni_{es}$  oranlarının AISI 316L bağlantılarının mikro yapısını önemli ölçüde etkilediğini ve delta ferrit miktarı ağırlıkça %3'ün altında olduğunda çatlamının önlenemediğini gözlemlemişlerdir. İlaveten, Muthupandi ve ark. [18] süper dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağını incelemişler ve kaynak işleminde kullanılan ısı girdisinin mümkün olduğunca düşük tutulması gerektiği sonucuna varmışlardır. Ayrıca, yüksek ısı girdilerinin  $\sigma$  (sigma) veya X (hi) gibi istenmeyen kırılma fazların çökmesine de yol açabileceğini iddia etmişlerdir.

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak işlemlerinde bir önceki paragrafta belirtildiği gibi ısı girdisi büyük önem taşımaktadır. Dolayısıyla, ısı girdisi düşük olan kaynak yöntemlerinin seçimi önem arz etmektedir. Bu bağlamda, kaynağı güç olan düşük ergime dereceli Al alaşımları [19-27], Cu alaşımları [28-30] ve saf Pb [31] gibi malzemelerin kaynağı için geliştirilmiş olan bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) tekniği, paslanmaz çelikler dahil çelikleri birleştirmek için de potansiyel sunmaktadır [32]. Bu nedenle, son 30 yılda paslanmaz çelikler de dahil olmak üzere çeliklerin SKK ile birleştirilmesi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır [32-40]. Ancak, çeliklerin SKK esnasında maksimum sıcaklık 1000 °C'nin üzerine çıkabileceğinden ve bu sıcaklıklarda yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemelerden yapılmış karıştırıcı takımlar bile zaman içinde yavaş yavaş aşınabilmektedir. Bu sorun SKK yönteminin çeliklerin kaynağında geniş çaplı kullanımını engellemektedir. Diğer taraftan, bu çeliklerin birleştirilmesinde düşük ısı girdili GTAK yöntemi [17,18,41], soğuk metal transferli (CMT) gaz metal ark kaynağı (GMAK) yöntemi [21,42] ve lazer veya elektron kaynağı [43-52] gibi yüksek enerji yoğunluklu kaynak teknikleri de kullanılabilir. Lazer ve elektron kaynağı gibi yüksek güç yoğunluğuna sahip kaynak teknikleri ile östenitik paslanmaz çelikler kaynak edildiklerinde kaynak dikişinde yine dendritik bir yapı elde edilir. Ancak, düşük ısı girdisi ve yüksek kaynak hızı, sonucu daha ince tane boyutu, diğer bir deyişle geleneksel ark kaynak işlemlerine kıyasla daha küçük dendrit aralığı oluşur ve dolayısıyla yüksek bağlantı mukavemetine ulaşılır [43].

Lazer kaynağı ile %0,1'den daha düşük karbon seviyelerine sahip düşük karbonlu östenitik paslanmaz çelik (300 serisi paslanmaz çelikler) levhalarda kaliteli birleştirmeler ve güvenilir kaynak performansı elde edilmektedir [44]. Örneğin, Gnanasekaran ve ark. [45] Nd:YAG lazer kaynağı ile birleştirilmiş 1.6 mm kalınlığındaki AISI 301 çelik levhaların mekanik performansını incelemiş ve kaynaklı bağlantıların çok iyi çekme özellikleri gösterdiğini rapor etmişlerdir. Bu yüksek çekme dayanımının nedeninin hızlı soğuma sonucu ergime bölgesinde delta ferrit fazı oluşması ve çok ince taneli bir yapı oluşumu olduğunu gözlemişlerdir. Benzer şekilde, Yan ve ark. [46] lazer kaynağı ve GTAK ile 3mm kalınlığındaki AISI 304 çelik levhaları kaynak yapmış ve elde ettikleri kaynaklı bağlantıların içyapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Lazer kaynağı ile üretilen bağlantının, ergime bölgesinde daha küçük dendrit boyutuna sahip olduğunu ve dolayısıyla GTAK tarafından üretilen bağlantıya göre daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğunu bildirmişlerdir. Yine, Çam ve ark. [47,48] 6 mm kalınlığındaki AISI 316L (1.4404) paslanmaz çelik levhaları CO<sub>2</sub> lazer kaynağı ile birleştirmişler ve ergime bölgesinde ince dendritik bir yapı gözlemişlerdir. Ayrıca, kaynaklı bağlantı baz levha mukavemeti düzeyinde mukavemet göstermiştir. Mohanty ve ark. [49] da 6 mm kalınlığındaki AISI 316L levhaları CO<sub>2</sub> lazer kaynağı ile başarılı bir şekilde kaynak yaptıklarını belirtmişlerdir. Liu ve ark. [50] da 2 mm kalınlığındaki 316L çelik levhaları fiber lazer ile kaynak etmişler ve bağlantıların iyi mekanik özellikler gösterdiğini rapor etmişlerdir. Ancak, bu tartışmalardan açıkça görüleceği üzere lazer kaynağı genel olarak ince levhalarda çalışılmıştır.

Diğer taraftan, kalın östenitik paslanmaz çelik levhalarda elektron kaynağı iyi sonuç vermektedir. Örneğin, Alali ve ark. [51] 20 mm kalınlığındaki AISI 316L plakaları elektron kaynağı ile başarılı bir şekilde birleştirmiş ve kusursuz kaynaklı bağlantı elde etmişlerdir. Ancak, içyapının kaynak kesitinde heterojen olduğunu, kaynak dikişinde tabana yakın kısımda mukavemetin daha yüksek olduğunu ve genel olarak kaynak dikişi mukavemetinin baz plakadan düşük olduğunu gözlemlemişlerdir. Benzer şekilde, Kumar ve ark. [52] 18 mm kalınlığındaki AISI 316 ve 316L levhaları elektron kaynağı ile birleştirmiş ve içyapının kaynak yüzeyinden tabana heterojen olduğunu gözlemişlerdir. Ayrıca, mukavemetin kaynaklı levhanın köke yakın alt kısımlarında hızlı soğumadan dolayı ince taneli bir içyapı oluştuğundan kaba taneli üst bölgelerinden daha yüksek mukavemet gösterdiğini, ancak genel olarak kaynak bölgesindeki mukavemetin baz levhadan daha düşük olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca, Xia ve ark. [53] 50 mm kalınlığında oldukça kalın AISI 316L paslanmaz çelik levhaları elektron kaynağı ile başarılı bir şekilde kaynak etmişler ve kaynak dikişinde heterojen bir içyapı oluştuğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca, kaynak dikişinde mukavemetin baz malzemeye göre düştüğünü ve çekme numunelerinin kaynak dikişi merkez çizgisi boyunca gerçekleştiğini de gözlemlemişlerdir. Kalın östenitik paslanmaz çelik levhaların kaynağındaki bu güçlükler ilaveten elektron kaynağı yöntemi çok yüksek maliyetli bir kaynak tekniği olup, bu çeliklerin kullanıldığı birçok alanda bu yüksek maliyeti nedeniyle kullanıma potansiyeli bulunmamaktadır.

Literatürde, yukarıdaki tartışmadan da anlaşılacağı üzere AISI 316L östenitik paslanmaz çelik levhaların GTAK yöntemiyle birleştirilmesi üzerine yeterli çalışma bulunmasına rağmen bu çalışmaların tamamı nispeten ince levhalar üzerine olup, özellikle de kalın (10 mm) levhaların kaynağı üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Çok değişik endüstri kollarında kullanılan AISI 316 paslanmaz çeliğin ergitme kaynağı kaçınılmazdır. Bu nedenle bu çeliklerin (özellikle kalın levhaların) birleştirilmesinde kullanılacak güvenilir kaynak prosedürlerinin geliştirilmesine hala gereksinim duyulmaktadır. Bu çalışmada, 10 mm kalınlığında AISI 316L östenitik paslanmaz çelik levhalar 2,4 mm çapında ER 316L tipi bir dolgu teli kullanılarak 5 pasoda GTAK yöntemi ile alın kaynağı yapılmıştır. Elde edilen kaynaklı bağlantının kaynak bölgesinde oluşan içyapıların karakterizasyonu için kaynaklı bağlantıdan çıkarılan metalografi numunesinde optik mikroskop kullanılarak ayrıntılı mikro yapısal incelemeler ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin ve kaynak performansının belirlenmesi için ayrıca hem baz malzemenin hem de kaynaklı birleştirmeden çıkarılan numuneler çekme testine tabi tutulmuştur.

## **II. MATERYAL VE METOD**

Bu çalışmada kullanılan 10 mm kalınlığındaki AISI 316L tipi östenitik paslanmaz çelik levhanın kimyasal kompozisyonu Tablo 1'de verilmektedir. Kaynak denemeleri için, tedarik edilen büyük 316L östenitik paslanmaz çelik levhadan 300x150 mm'lik dikdörtgen parçalar kesildi. Kesilen bu dikdörtgen parçalarda kaynaktan önce, Şekil 1'de şematik olarak gösterildiği gibi kaynak ağzı açılmıştır. Kaynak yapılacak yüzeyler birleştirme öncesi paslanmaz çelikten metal fırça ile mekanik olarak temizlenmiştir.

Daha sonra bu plakalar, TIG yöntemi olarak da bilinen gaz tungsten ark kaynağı (GTAK) işlemi ile Şekil 2'de şematik olarak gösterildiği gibi beş pasoda (kök paso, sıcak paso, iki dolgu paso ve kapak paso) kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilen 2,4 mm çapında ER 316L dolgu teli kullanılarak kaynaklanmıştır. Bu dolgu çubuğu, kaynak dikişine (ergime bölgesinde) %7,7'lik bir delta-ferrit ( $\delta$ -ferrit) içeriği sağladığından sıcak çatlamayı önlemek için seçilmiştir.

Kaynak işleminde her pasoda ilave tel 17,5 mm/s'lik bir hız ile beslenmiştir. Pasolar arası sıcaklık maksimum 175 °C olarak seçilmiştir. GTAK işlemi ile kaynak alanının yüzeyden korunmasına ek olarak, kaynağın köküne bir koruyucu gaz da beslenerek kaynak alt yüzeyi de korunmuştur. Kaynak işleminde kullanılan koruyucu gaz %99,97 saflıkta argondur. Kullanılan diğer kaynak parametreleri Tablo 2'de verilmiştir.

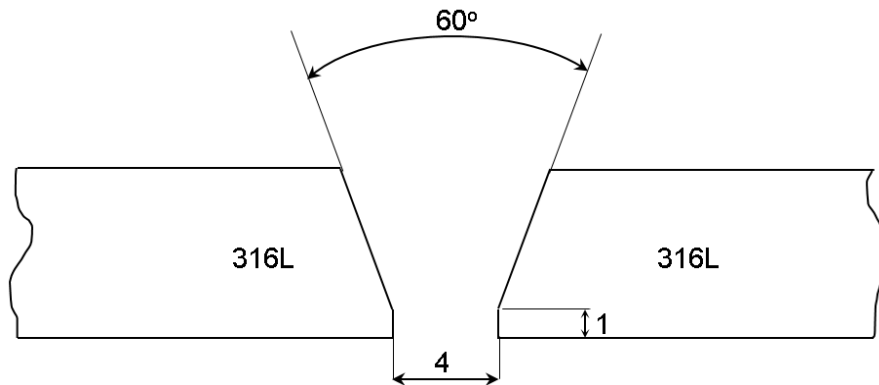
**Tablo 1.** Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çelik baz levha ve dolgu telinin kimyasal kompozisyonları.

| Malzeme               | Kimyasal Kompozisyon (ağ. %) |      |      |      |       |       |       |       |      |     |
|-----------------------|------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|-----|
|                       | C                            | Si   | Mn   | Cr   | Ni    | P     | S     | N     | Mo   | Cu  |
| Baz Levha (AISI 316L) | 0,022                        | 0,53 | 1,28 | 16,5 | 10,07 | 0,038 | 0,003 | 0,034 | 2,05 | --  |
| Dolgu Teli (ER316L)   | 0,020                        | 0,40 | 1,9  | 18,4 | 11,8  | 0,02  | 0,01  | --    | 2,6  | 0,1 |

Kaynak işlemini takiben, bağlantının kaynak bölgesindeki mikroyapısal değişimleri ve mekanik özelliklerini araştırmak için kaynaklı bağlantıdan bir metalografi numunesi, iki eğme numunesi ve dört çekme numunesi hazırlanmıştır. Karşılaştırma amacıyla baz levhadan da ASTM A370 standardına göre dört çekme numunesi çıkarılmıştır. Metalografi numuneleri, içyapı incelemeleri için zımparalama ve parlatmanın ardından yaklaşık 15 saniye boyunca 50 ml HCl ve 150 ml HNO<sub>3</sub> içeren bir solüsyona daldırılarak dağlanmışır. Bu metalografi numunesi üzerinde mikrosertlik ölçümlerinin yanı sıra detaylı bir mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Şekil 3'te şematik olarak gösterildiği gibi, metalografi numunesi üzerinde API 5L standardına göre sertlik ölçümü yapılacak lokasyonlar belirlenmiş ve 10 kg'lık bir yük kullanılarak mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu çerçevede, kaynak kesitinin üst bölgesinde, merkezinde ve kök bölgesinde olmak üzere üç farklı bölgede baz levha bölgesinde toplam altı, IEB'de toplam 18 ve kaynak dikişinde toplam 9 ölçüm alınarak bu ölçüm sonuçları ile her bir bölge için ortalama sertlik değerleri hesaplanmıştır.

**Tablo 2.** Kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri (kaynakta kullanılan akım türü ve kutuplama: DAEN).

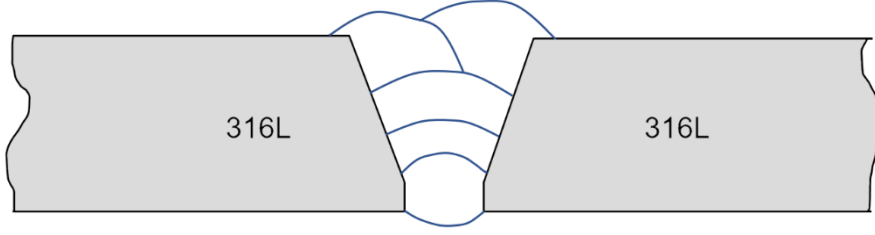
| Paso Sayısı                      | Akım (A) | Voltaj (V) | Kaynak hızı (mm/dk) | Koruma gazı debisi (l/dk) | Kök gazı debisi (l/dk) |
|----------------------------------|----------|------------|---------------------|---------------------------|------------------------|
| Kök pasosu (1) ve sıcak paso (1) | 85-95    | 9-10       | 75-90               | 14                        | 8                      |
| Dolgu pasosu (2)                 | 130-145  | 13-14      | 130-145             | 14                        | 8                      |
| Kapak pasosu (1)                 | 100-125  | 10,5-12,5  | 95-105              | 14                        | 8                      |



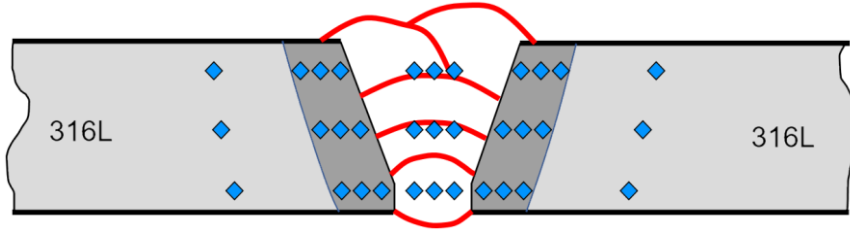
**Şekil 1.** Kaynak denemeleri için plakaların hazırlanması (kaynak ağızı detayları).

Kaynaklı bağlantının mekanik özellikleri, kaynaklı bağlantının mekanik performansı ve kaynak kalitesini belirlemek için hem baz levha hem de kaynaklı bağlantıdan çıkarılan çekme test numuneleri, ISO 6892-1'e göre 0,0025 1/s'lik bir deformasyon hızı ile test edilmiştir. İlaveten, elde edilen kaynaklı

bağlantının kaynak bölgesinde çatlama olup olmadığını belirlemek için iki adet bükme numunesi de çıkarılmıştır. Bu bükme numunelerinden biri yüzey bükme durumunda, diğeri ise kök bükme konfigürasyonunda bükülmüştür. Bükme numuneleri kaynak merkezi orta konumda olacak şekilde yaklaşık 150 dereceye kadar bükülmüştür.



*Şekil 2. GTAK yöntemiyle 5 pasoda yapılan kaynak işleminin şematik gösterimi.*



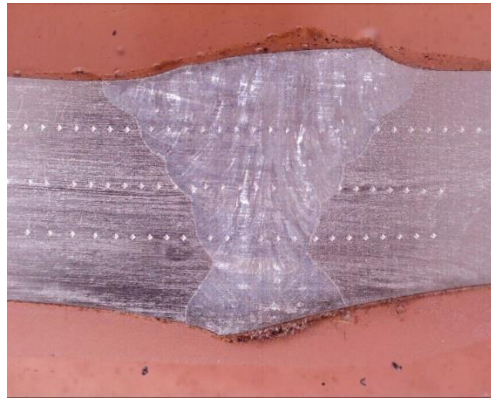
*Şekil 3. Kaynak kesitinde baz levha, IEB ve ergime bölgesinde mikrosertlik ölçümlerinin yapıldığı noktaları gösteren şematik çizim.*

### **III. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA**

Bu çalışmada elde edilen bulgular aşağıda mikroyapı ve mekanik özellikler başlıkları altında iki alt bölümde tartışılacaktır.

#### **A. MİKROYAPI**

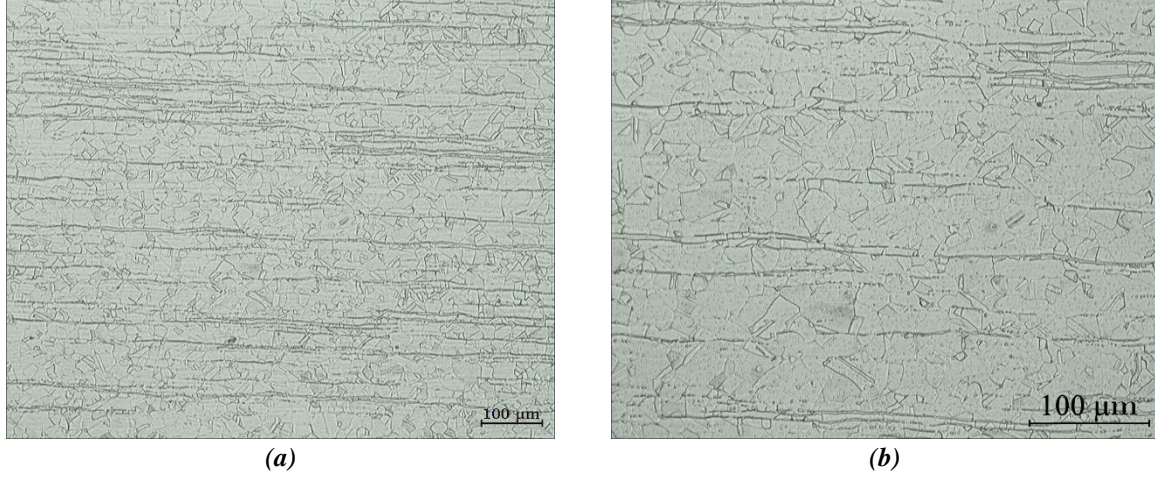
Elde edilen bağlantının kaynak kesitini gösteren makro resim Şekil 4'te verilmiştir. Şekilden görüleceği üzere kaynak bölgesinde porozite, çatlak, vb. herhangi bir kaynak hatası gözlenmemiştir. Kaynaklı bağlantıda herhangi bir kaynak kusuru olup olmadığı ayrıca radyografi ile de kontrol edilmiş ve herhangi bir kaynak hatası gözlenmemiştir.



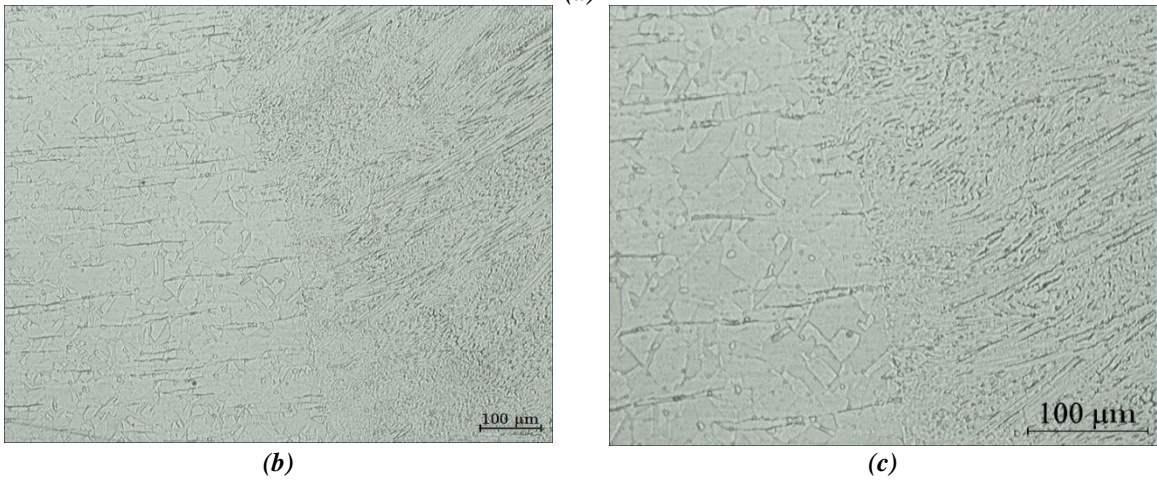
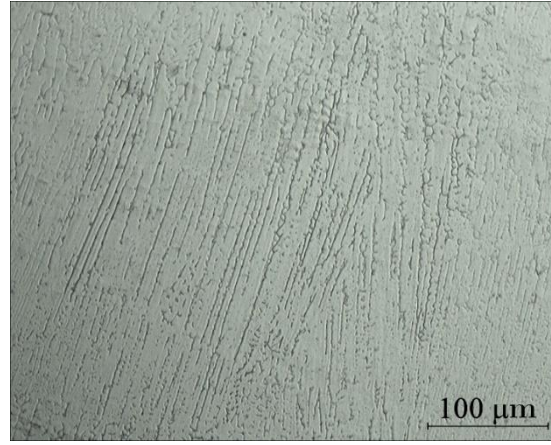
*Şekil 4. Elde edilen kaynaklı bağlantının kesitini gösteren makro resim.*



Şekil 5, baz levha mikro yapısını vermektedir. Şekilden görüldüğü gibi AISI 316L kalite östenitik baz levha, östenit tanelerinden oluşan bir mikro yapıya sahiptir. İçyapıda ikiz sınırları da gözlenmiştir. Ayrıca, baz levha içyapısında hadde yönünde yönelmiş (uzamış) delta ferrit fazı da mevcuttur.



**Şekil 5.** Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çelik baz levha içyapısı: (a) X100 büyütme ve (b) X200 büyütme.



**Şekil 6.** Kaynaklı bağlantının muhtelif bölgelerindeki içyapıları gösteren mikro resimler: (a) baz levha, (b) ve (c) IEB, sırasıyla X100 ve X200 büyütme.

Diğer taraftan, elde edilen kaynaklı bağlantının kaynak dikişi (ergime bölgesi - EB) ve ısıdan etkilenmiş bölgede (IEB) oluşan içyapıları gösteren mikro resimleri Şekil 6 da verilmiştir. Kaynaklı bağlantının EB'nde, östenitik paslanmaz çelikler için çok yaygın olan, döküm yapısına benzer ince bir dendritik yapı gözlenmiştir (Şekil 6a). Bu dendritik yapı, östenit dendritlerinden (açık renkli bölgeler) ve birincil ve ikincil dendrit kolları arasındaki interdendritik (dendritler arası)  $\delta$ -ferritten (koyu bölgeler) oluşur. Dendritik yapı %7.7 delta ferrit fazı içeren östenit fazından oluşmaktadır. Ergime bölgesinde benzer dendritik döküm yapısına benzer içyapı oluşumu TIG kaynaklı AISI316 bağlantılarda birçok araştırmacı tarafından da gözlenmiştir [42-44,46]. Ayrıca, kaynaklı bağlantının IEB'inde herhangi bir karbür çökmesi gözlenmemiştir. Ancak, IEB'nin ergime çizgisine yakın kısmında kaynak sonrası bu bölgede meydana gelen yeniden kristalleşme sonucu yeni eşeksenli östenit taneleri oluşmuş ve östenit taneleri içerisinde hadde yönünde uzamış delta ferrit fazının azaldığı gözlenmiştir. Ayrıca, östenit tanelerinde bir miktar irileşme (kabalaşma) de tespit edilmiştir (Şekil 6b ve c).

## B. MEKANİK ÖZELLİKLER

Tablo 3, Şekil 3'te şematik olarak gösterildiği gibi API 5L standardına göre yapılan sertlik ölçümleri sonucu elde edilen sertlik değerlerini vermektedir. Tablodan da görüleceği üzere, baz levhanın ortalama sertliği 200 HV civarındadır. Kaynaklı bağlantının hem kaynak dikişinde (ergime bölgesinde) hem de IEB'de sertlik değeri baz levha ortalama sertliğinden belirgin bir şekilde daha yüksek olup, en yüksek ortalama sertlik değeri 218 HV ile ergime bölgesinde tespit edilmiştir. Bu da kaynaklı bağlantının kaynak dikişinde bir sertlik artışı ve dolayısıyla yaklaşık %10'luk bir mukavemet artışı (strength overmatching) olduğunu göstermektedir.

*Tablo 3. Metalografi numunesi üzerinde kaynak kesitinde Şekil 3'te gösterilen noktalarda yapılan mikrosertlik ölçümleri ile edilen sertlik değerleri ile bu ölçümlerden hesaplanan baz levha, IEB ve kaynak dikişi bölgelerinin ortalama sertlik değerleri.*

|                                | Baz Malzeme<br>(BM) | Kaynak Dikişi<br>(KD) | Isıdan Etkilenmiş Bölge<br>(IEB) |
|--------------------------------|---------------------|-----------------------|----------------------------------|
| <b>Mikrosertlik<br/>(HV10)</b> | 201; 195; 202       | 214; 213; 218         | 209; 211; 213                    |
|                                | 202; 196; 203       | 217; 217; 219         | 213; 208; 215                    |
|                                | <b>(Ort.: 200)</b>  | 224; 214; 226         | 201; 205; 212                    |
|                                |                     | <b>(Ort.: 218)</b>    | 211; 204; 196                    |
|                                |                     |                       | 198; 201; 206                    |
|                                |                     | 215; 211; 197         |                                  |
|                                |                     | <b>(Ort.: 215)</b>    |                                  |

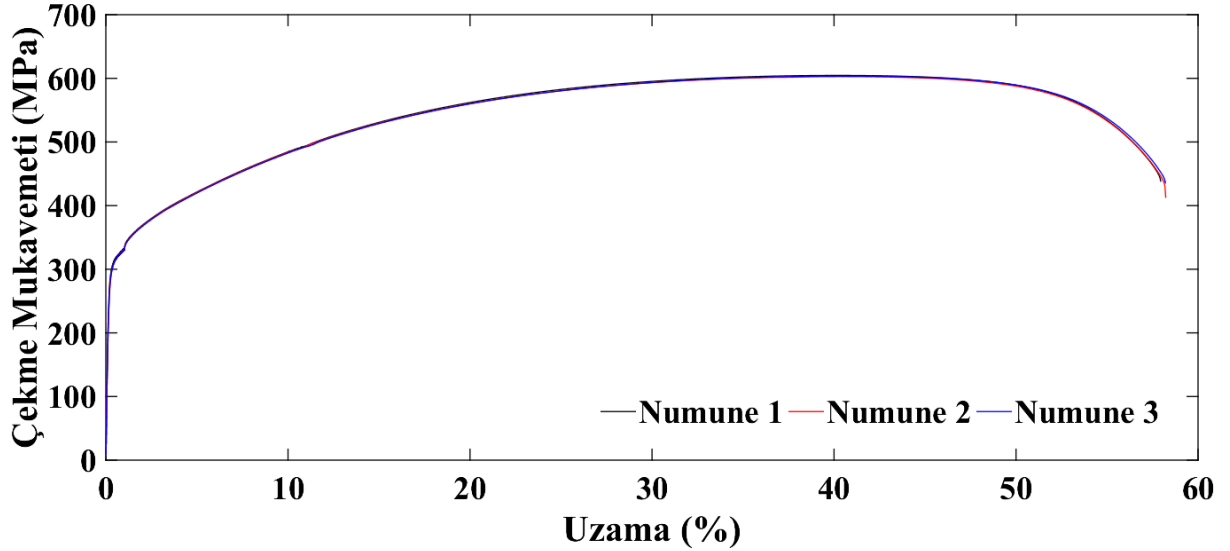
Baz levhadan hazırlanan numunelerin ve kaynaklı birleştirmeden çıkarılan numunelerin çekme testi sonuçları Tablo 4 ve Şekil 7'de özetlenmiştir. Bu çalışmada kullanılan AISI 316L baz levha; 308 MPa'lık bir akma mukavemeti, 603 MPa'lık bir çekme mukavemeti ve yaklaşık %58'lik uzama sergilemiştir. Tablo ve şekilden açıkça görüldüğü gibi, kaynaklı bağlantı baz levhaya göre daha yüksek çekme mukavemeti sergilemiştir, nitekim bağlantının mukavemet performansı yaklaşık %104 olup, oldukça yüksektir. Diğer bir deyişle, kaynaklı bağlantıdan çıkarılan çekme numuneleri kaynak bölgesinde mukavemetin daha yüksek olması nedeniyle (strength overmatching) baz levha numunelerinden daha yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Şekil 8, bağlantılardan çıkarılan tüm çekme testi numunelerindeki kırılma konumlarını göstermektedir. Bu şekilde görüldüğü gibi, tüm numuneler kaynak bölgesinden çok uzakta baz levhadan kırılmıştır. Bu, kaynak kalitesinin, dolayısıyla bağlantının mukavemeti performansının oldukça iyi olduğunu açıkça göstermektedir. Bu sonuç, kaynaklı bağlantıda herhangi bir kaynak kusuru olmadığı ve kaynak bölgesindeki sertlik değerinin baz levha sertliğinden daha yüksek olduğu için oldukça makuldür. Diğer taraftan, Şekil 9'dan net bir şekilde görüleceği üzere, kaynaklı bağlantı baz levhaya göre daha çok düşük %uzama göstermiş olup, kaynaklı bağlantının süneklik performansı oldukça düşüktür (yaklaşık %72). Bu durum kaynaklı



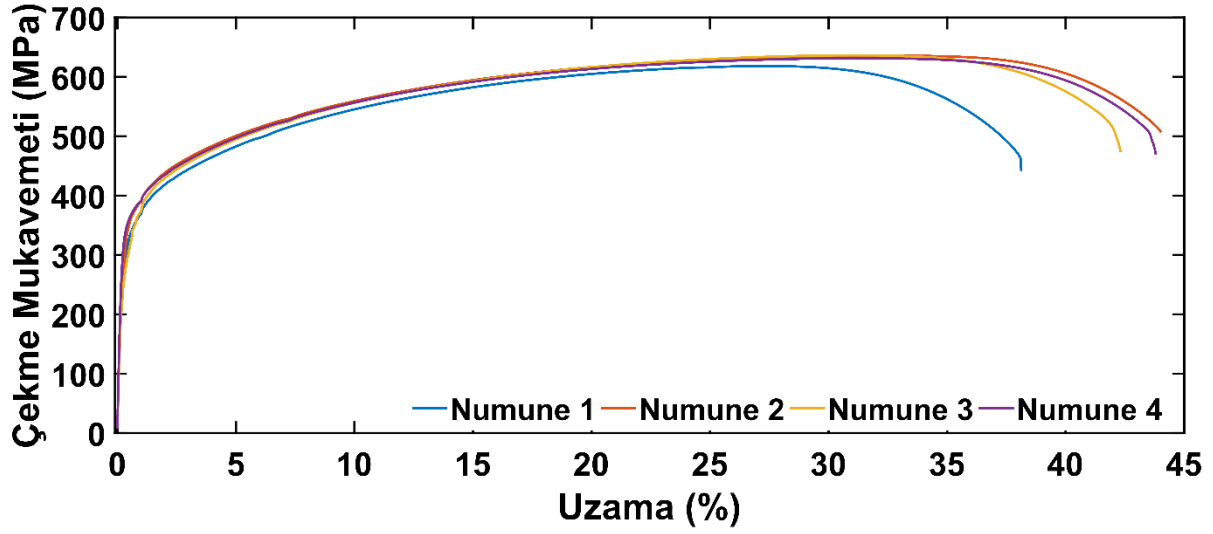
bağlantıdan çıkarılan çekme numunelerinde mukavemetin daha yüksek olduğu kaynak bölgesinde uzama olmaması ve deney esnasındaki uzamanın sadece numunelerin baz levha bölgelerinde gerçekleşmesinden dolayıdır. Diğer bir deyişle yüksek mukavemetli kaynak bölgesi deney esnasında elastik bölgede kalmakta ve % uzamaya katkı yapmamaktadır.

*Tablo 4. Çekme deneyi sonuçları.*

| Numune                 | %0,2 akma sınırı (MPa)             | Çekme mukavemeti (MPa)             | Uzama (%)                     | Mukavemet Performansı (%) | Süneklik Performansı (%) | Kırılma Yeri                         |
|------------------------|------------------------------------|------------------------------------|-------------------------------|---------------------------|--------------------------|--------------------------------------|
| Baz Levha              | 308, 307, 309<br><b>(308)</b>      | 604, 602, 603<br><b>(603)</b>      | 58, 58, 58<br><b>(58)</b>     | --                        | --                       | --                                   |
| 316L kaynaklı bağlantı | 318, 348, 299, 350<br><b>(329)</b> | 618, 636, 636, 631<br><b>(630)</b> | 38, 44, 42, 44<br><b>(42)</b> | 104                       | 72                       | Kaynak dikişinden uzakta baz levhada |



(a)



(b)

Şekil 7. Gerilme - % uzama eğrileri: (a) baz levha ve (b) kaynaklı bağlantı.

Literatürde elektron ışını kaynaklı AISI316L bağlantıların bu çalışmada elde edilen yüzde uzama değerlerinden çok daha yüksek değerler gösterdiği rapor edilmiştir [50]. Ancak elektron ışın kaynağı yöntemi yüksek enerji yoğunluklu bir yöntem olduğu ve kaynak işleminin tek pasoda yapılması sonucu kaynaklanan levhalara ısı girdisi çok daha düşük olduğundan ergime bölgesi ark kaynağına nazaran çok dar olmaktadır. Bu da mukavemet artışı artan bölgenin dar olmasına ve çekme deneyinde uzama olmayan kısmın çok dar olması sonucu daha yüksek uzama değerleri elde edilmesine yol açmaktadır. Diğer taraftan, bu çalışmaya benzer düşük süneklik performansı değerleri kaynak bölgesinde mukavemet artışı olan (strength overmatching) diğer kaynaklı bağlantılarda da rapor edilmiştir [33-36,51]. Hatta, kaynak bölgesinde mukavemet düşüşü olan (strength undermatching) Al-alışımı bağlantılarda uzama sadece çok dar kaynak bölgesinde gerçekleştiğinden çok daha düşük süneklik performansı değerleri elde edilebilmektedir [58-65].

Kaynaklı bağlantıdan çıkarılan hem yüzey hem de kök bükme numunelerinde herhangi bir çatlama meydana gelmemiştir. Bu sonuç kaynak kalitesinin oldukça iyi olduğunu ve bağlantının kaynak bölgesinin hatasız olduğunu göstermekte olup, hem metalografik çalışmalarda elde edilen sonuçlar hem de sertlik ölçümleri ve çekme deneyi sonuçları ile uyumludur.



*Şekil 8. Kaynaklı bağlantı numunelerinde kırılma bölgelerini gösteren makro resimler (Şekildeki oklar kırılma noktalarını göstermektedir).*



*Şekil 9. Baz levha ve kaynaklı bağlantı çekme numunelerindeki uzama miktarlarının karşılaştırılması*

## **IV. SONUC**

Bu çalışmada, 10 mm kalınlığında AISI 316L östenitik paslanmaz çelik levhalar, 2,4 mm çapında ER316L dolgu teli kullanılarak GTAK yöntemiyle beş pasoda kaynaklanmıştır. Elde edilen bulgular şu şekilde özetlenebilir:

- GTAK yöntemiyle AISI 316L çelik levhalarda elde edilen bağlantıda herhangi bir kaynak hatası gözlemlenmemiştir.
- Kaynaklı bağlantının ergime bölgesinde (EB) döküm yapısına benzer ince taneli bir dendritik mikro yapı elde edilmiştir. Bu dendritik yapı, östenit dendritlerinden ve birincil ve ikincil dendrit kolları arasındaki  $\delta$ -ferritten oluşmaktadır.
- Kaynaklı bağlantının IEB'inde herhangi bir karbür çökmesi gözlenmemiştir. Ancak, IEB'nin ergime çizgisine yakın kısmında yeniden kristalleşme sonucu yeni eşeksenli östenit taneleri oluştuğu ve östenit tanelerinde bir miktar irileşme (kabalaşma) tespit edilmiştir.
- Kaynaklı bağlantıdan çıkarılan tüm çekme test numuneleri EB'den oldukça uzakta baz levha içerisinden kırılmıştır.
- Kaynaklı bağlantıda yapılan mikrosertlik ölçümleri sonucunda, baz levhada ortalama 200 HV sertlik elde edilmesine karşılık olarak ısıdan etkilenen bölgede ortalama 215 HV ve kaynak dikisinde de ortalama 218 HV sertlik değerleri elde edilmiştir.
- Elde edilen kaynaklı bağlantının akma ve çekme mukavemeti sırasıyla 308 ve 603 MPa olarak tespit edilmiştir.
- Kaynaklı bağlantı, baz levhadan daha yüksek çekme mukavemeti sergilerken, bağlantının sünekliği, baz levhadan önemli ölçüde daha düşüktür. Nitekim, kaynaklı bağlantının mukavemet ve süneklik performans değerleri sırasıyla %104 ve %72 olarak hesaplanmıştır.
- Kaynaklı bağlantıdan alınan hem yüzey hem de kök bükme numuneleri, bükme testinde çatlamamıştır. Bu da kaynak kalitesinin iyi olduğunu göstermektedir.

**TEŞEKKÜR:** Bu çalışmada araştırılan kaynaklı bağlantının imalini gerçekleştiren TEKFEN İmalat ve Mühendislik A.Ş., İstanbul'dan Sayın Cemal TARDU ve Sayın İshak Özer KIRÇIÇEK'e, ayrıca bu çalışma kapsamında yürütülen metalografi çalışmaları, mikrosertlik ölçümleri ve mekanik testlerin (çekme ve bükme deneyleri) yapılmasındaki desteklerinden dolayı NOKSEL Çelik Boru Sanayi A.Ş., İskenderun'dan Sedat UYSAL'a (Fabrika Müdürü) ve Tuğrul YAZGAN'a da teşekkürü bir borç biliriz.

## **V. KAYNAKLAR**

- [1] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels". 1st ed., Hoboken: John Wiley & Sons Inc., 2005.
- [2] G. Çam, "Science and Technology of Welding", 1st ed., Nobel Akademik Yayıncılık, Ankara, Turkey, 2020. (in Turkish)
- [3] M. Mukherjee, T.K. Pal, "Evaluation of microstructural and mechanical properties of Fe-16Cr-1Ni-9Mn-0.12N austenitic stainless steel welded joints", *Materials Characterization*, vol. 131, pp. 406-424, 2017.
- [4] N. Ghosh, P. K. Pal, G. Nandi, "GMAW dissimilar welding of AISI 409 ferritic stainless steel to AISI 316L austenitic stainless steel by using AISI 308 filler wire", *Engineering Science and Technology, an International Journal*, vol. 27, pp.1334-1341, 2017.

- [5] R.M. Molak, K. Paradowski, T. Brynk, L. Ciupinski, Z. Pakiela, K.J. Kurzydowski, "Measurement of mechanical properties in a 316L stainless steel welded joint", *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 86, pp. 43-47, 2009.
- [6] C. Balaji, S.V.A. Kumar, S.A. Kumar, R. Satish, "Evaluation of mechanical properties of SS 316 L weldments using tungsten inert gas welding", *International Journal of Engineering Science and Technology*, vol. 4, pp. 2053-2057, 2012.
- [7] R. Saluja, K.M. Moeed, "The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds", *International Journal of Engineering Science and Technology*, vol. 4, pp. 2206-2216, 2012.
- [8] M. Dadfar, M.H. Fathi, F. Karimzadeh, M.R. Dadfar, A. Saatchi, "Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel", *Materials Letters*, vol. 61, pp. 2343-2346, 2007.
- [9] M.N. James, L. Matthews, D.G. Hattingh, "Weld solidification cracking in a 304L stainless steel water tank", *Engineering Failure Analysis*, vol. 115, p. 104614, 2020.
- [10] F. Ostovan, E. Shafiei, M. Toozandehjani, I.F. Mohamed, M. Soltani, "On the role of molybdenum on the microstructural, mechanical and corrosion properties of the GTAW AISI 316 stainless steel welds", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 13, pp. 2115-2125, 2021.
- [11] M.G. Pujar, R.K. Dayal, T.P. Gill, S.N. Malhotra, "Evaluation of microstructure and electrochemical corrosion behavior of austenitic 316 stainless steel weld metals with varying chemical compositions", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 14, pp. 327-342, 2005.
- [12] D.J. Kotecki, "Ferrite control in duplex stainless steel weld metal", *Welding Journal*, vol. 65, pp. 273-278, 1986.
- [13] M.E. Somervuori, L.S. Johansson, M.H. Heinonen, D.H.D. van Hoecke, N. Akdut, H.E. Hänninen, "Characterisation and corrosion of spot welds of austenitic stainless steels", *Materials and Corrosion*, vol. 55, iss. 6, pp. 421-436, 2004.
- [14] J. Xiong, M.Y. Tan, M. Forsyth, "The corrosion behaviors of stainless steel weldments in sodium chloride solution observed using a novel electrochemical measurement approach", *Desalination*, vol. 327, pp. 39-45, 2013.
- [15] E. Zumelzu, J. Sepulveda, M. Ibarra, "Influence of microstructure on the mechanical behaviour of welded 316 L SS joints", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 94, iss. 1, pp. 36-40, 1999.
- [16] J. Barcik, "Mechanism of  $\sigma$ -phase precipitation in Cr-Ni austenitic steels". *Materials Science and Technology*, vol. 4, pp. 5-15, 1988.
- [17] Y.H. Kim, D.J. Lee, J.C. Byun, K.H. Jung, J.I. Kim, H.J. Lee, Y. T. Shin, Y. T. Shin, H.W. Lee "The effect of sigma phases formation depending on Cr/Ni equivalent ratio in AISI 316L weldments", *Materials and Design*, vol. 32, iss. 1, pp. 330-336, 2011.
- [18] V. Muthupandi, P. Bala Srinivasan, S.K. Seshadri, S. Sundaresan, "Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 358, pp. 9-16, 2003.
- [19] G. Çam, V. Javaheri, A. Heidarzadeh, 'Advances in FSW and FSSW of dissimilar Al-alloy plates', *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2022. (DOI: <https://doi.org/10.1080/01694243.2022.2028073>).



- [20] N. Kashaev, V. Ventzke, G. Çam, “Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications”, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 36, pp. 571-600, 2018.
- [21] G. Çam, G. İpekoğlu, “Recent developments in joining of aluminium alloys”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 91, pp. 1851-1866, 2017.
- [22] G. İpekoğlu, G. Çam, ‘Farklı Al-Alaşımı Levhaların (AA6061/AA7075) sürtünme karıştırma kaynağına temper durumunun etkisi’, *Mühendis ve Makina*, 2012, c. 53, s. 629, ss. 40-47.
- [23] G. Çam, “Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) – Al-Alaşımaları İçin Geliştirilmiş Yeni Bir Kaynak Teknolojisi”, *Mühendis ve Makina*, c. 46, s. 541, ss. 30-39, 2005.
- [24] G. İpekoğlu, G. Çam, “Effects of initial temper condition and postweld heat treatment on the properties of dissimilar friction-stir-welded joints between AA7075 and AA6061 aluminum alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 45, no. 7, pp. 3074-3087, 2014.
- [25] G. İpekoğlu, S. Erim, G. Çam, “Investigation into the influence of post-weld heat treatment on the friction stir welded AA6061 Al-alloy plates with different temper conditions”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 45, no. 2, pp. 864-877, 2014.
- [26] G. İpekoğlu, S. Erim, G. Çam, “Effects of temper condition and post weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded AA7075 Al-alloy plates”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 70, no. 1, pp. 201-213, 2014.
- [27] G. Çam, G. İpekoğlu, H.T. Serindağ, “Effects of use of higher strength interlayer and external cooling on properties of friction stir welded AA6061-T6 joints”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 19, no. 8, pp. 715-720, 2014.
- [28] T. Küçükömeroğlu, E. Şentürk, L. Kara, G. İpekoğlu, G. Çam, “Microstructural and mechanical properties of friction stir welded nickel-aluminum bronze (NAB) alloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, no. 1, pp. 320-326, 2016.
- [29] G. Çam, S. Mistikoglu, M. Pakdil, “Microstructural and mechanical characterization of friction stir butt joint welded 63%Cu-37%Zn brass plate”, *Welding Journal*, vol. 88, no. 11, pp. 225-232, 2009.
- [30] G. Çam, H.T. Serindağ, A. Çakan, S. Mıstıkoğlu, H. Yavuz, “The effect of weld parameters on friction stir welding of brass plates”, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 39, no. 6, pp. 394-399, 2008.
- [31] A. Günen, E. Kanca, M. Demir, F. Çavdar, S. Mistikoğlu, G. Çam, “Microstructural and mechanical properties of friction stir welded pure lead”, *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, vol. 25, no. 1, pp. 26-32, 2018.
- [32] G. Çam, “Friction stir welded structural materials: Beyond Al-alloys”, *International Materials Reviews*, vol. 56, no. 1, pp. 1-48, 2011.
- [33] G. İpekoğlu, T. Küçükömeroğlu, S.M. Aktarer, D.M. Sekban, G. Çam, “Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar St37/St52 joints”, *Materials Research Express*, vol. 6, no. 4, p. 046537, 2019.
- [34] T. Küçükömeroğlu, S.M. Aktarer, G. İpekoğlu, G. Çam, “Mechanical properties of friction stir welded St 37 and St 44 steel joints”, *Materials Testing*, vol. 60, no. 12, pp. 1163-1170, 2018.



- [35] T. Küçükömeroğlu, S.M. Aktarer, G. İpekoğlu, G. Çam, “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded St52 steel joints”, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 25, no. 12, pp. 1457-1464, 2018.
- [36] T. Küçükömeroğlu, S.M. Aktarer, G. İpekoğlu, G. Çam, “Investigation of mechanical and microstructural properties of friction stir welded dual phase (DP) steel”, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 629, p. 012010, 2019.
- [37] L. Cui, H. Fujii, N. Tsuji, K. Nogi, “Friction stir welding of a high carbon steel”, *Scripta Materialia*, vol. 56, pp. 637-640, 2007.
- [38] P. Chansoria, P. Solanki, M.S. Dasgupta, “Parametric study of transient temperature distribution in FSW of 304L stainless steel”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 80, pp. 1223-1239, 2015.
- [39] H. Kokawa, S.H.C. Park, Y.S. Sato, K. Okamoto, S. Hirano, M. Inagaki, “Microstructures in friction stir welded 304 austenitic stainless steel”, *Welding in The World*, vol. 49, pp. 34-40, 2005.
- [40] A.P. Reynolds, W. Tang, T. Gnaupel-Herold, H. Prask, “Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds”, *Scripta Materialia*, vol. 48, no. 9, pp. 1289-1294, 2003.
- [41] A. Durgutlu, T. Fındık, B. Gülenç, B. Çevik, Y. Kaya, N. Kahraman, “Effect of continuous and pulsed currents on microstructural evolution of stainless steel joined by TIG welding”, *Practical Metallography*, vol. 52, pp. 627-637, 2015.
- [42] G. Chandrasekar, C. Kailasanathan, D.K. Verma, K. Nandagopal, “Optimization of welding parameters, influence of activating flux and investigation on the mechanical and metallurgical properties of activated TIG weldments of AISI 316 L stainless steel”, *Trans Indian Inst Met*, vol. 70, no. 3, pp. 671-684, 2017.
- [43] R. Silverstein, D. Eliezer, Th. Boellinghaus, “Hydrogen-trapping mechanisms of TIG-welded 316L austenitic stainless steels”, *J Mater Sci*, vol. 53, pp. 10457-10468, 2018.
- [44] A. Kulkarni, D.K. Dwivedi, M. Vasudevan, “Microstructure and mechanical properties of A-TIG welded AISI 316L SS-Alloy 800 dissimilar metal joint”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 790, p. 139685, 2020.
- [45] S. Selvi, A. Vishvakshnan, E. Rajasekar, “Cold metal transfer (CMT) technology - An overview, Cold metal transfer (CMT) technology - An overview”, *Defence Technology*, vol. 14, pp. 28-44, 2018.
- [46] H.M. Soltani, M. Tayebi, “Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd:YAG laser welding”, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 767, pp. 112-121, 2018.
- [47] J. Yan, M. Gao, X. Zeng, “Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding”, *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 48, pp. 512-517, 2010.
- [48] S. Rajasekhara, L.P. Karjalainen, A. Kyröläinen, P.J. Ferreira, “Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, pp.1986-1996, 2010.

- [49] S. Gnanasekaran, S.S. Kumar, N. Venugopal, M. Upadhyaya, T.C. Manjunath, S.J.S. Chelladurai, G. Padmanaban, "Effect of laser power on microstructure and tensile properties of pulsed Nd:YAG laser beam welded AISI 301 austenitic stainless steel joints", *Materials Today: Proceedings*, vol. 37, pp. 934-939, 2021.
- [50] A. Kumar, B. Singh, S.S. Sandhu, "Effect of thermal aging on metallurgical, tensile and impact toughness performance of electron beam welded AISI 316 SS joints", *Fusion Engineering and Design*, vol. 159, p. 111949, 2020.
- [51] G. Çam, Ç. Yeni, S. Erim, V. Ventzke, M. Koçak, "Investigation into properties of laser welded similar and dissimilar steel joints", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 3, no. 4, pp. 177-189, 1998.
- [52] G. Çam, S. Erim, Ç. Yeni, M. Koçak, "Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints", *Welding Journal*, vol. 78, no. 6, pp. 193-201, 1999.
- [53] S. Mohanty, M. Arivarasu, N. Arivazhagan, K.V.P. Prabhakar, "The residual stress distribution of CO<sub>2</sub> laser beam welded AISI 316 austenitic stainless steel and the effect of vibratory stress relief", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 703, pp. 227-235, 2017.
- [54] B. Liu, W. Jin, A. Lu, K. Liu, C. Wang, G. Mi, "Optimal design for dual laser beam butt welding process parameter using artificial neural networks and genetic algorithm for SUS316L austenitic stainless steel", *Optics and Laser Technology*, vol. 125, p. 106027, 2020.
- [55] A. Kumar, B. Singh, S.S. Sandhu, "Influence of thermal aging on metallurgical, mechanical and corrosion performance of electron beam welded 18mm thick AISI 316", *Fusion Engineering and Design*, vol. 161, p. 112092, 2020.
- [56] M. Alali, I. Todd, B.P. Wynne, "Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel", *Materials & Design*, vol. 130, pp. 488-500, 2017.
- [57] X. Xia, , J. Wu, , Z. Liu, H. Ji, X. Shen, J. Ma, P. Zhuang, "Correlation between microstructure evolution and mechanical properties of 50 mm 316L electron beam welds", *Fusion Engineering and Design*, vol. 147, p. 111245, 2019.
- [58] G. İpekoğlu, G. Çam, "Formation of weld defects in cold metal transfer arc welded 7075-T6 plates and its effect on joint performance", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 629, p. 012007, 2019.
- [59] G. İpekoğlu, S. Erim, B. Gören Kırıl, G. Çam, "Investigation into the effect of temper condition on friction stir weldability of AA6061 Al-alloy plates", *Kovove Materialy*, vol. 51, no. 3, pp. 155-163, 2013.
- [60] G. İpekoğlu, B. Gören Kırıl, S. Erim, G. Çam, "Investigation of the effect of temper condition friction stir weldability of AA7075 Al-alloy plates", *Materiali in Tehnologije*, vol. 46, no. 6, pp. 627-632, 2012.
- [61] G. Çam, 'Prospects of producing aluminum parts by wire arc additive manufacturing (WAAM)', *Materials Today: Proceedings*, vol. 62, pp. 77-85, 2022.
- [62] G. Çam, M. Koçak, "Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded Al-alloy 7020", *Journal of Materials Science*, vol. 42, no. 17, pp. 7154-7161, 2007.

- [63] G. Çam, V. Ventzke, J.F. dos Santos, M. Koçak, G. Jennequin, P. Gonthier-Maurin, “Characterisation of electron beam welded aluminium alloys”, *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 4, no. 5, pp. 317-323, 1999.
- [64] G. Çam, S. Güçlüer, A. Çakan, H.T. Serindağ, “Mechanical properties of friction stir butt-welded Al-5086 H32 plate”, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 40, pp. 638-642, 2009.
- [65] G. Çam, , V. Ventzke, , J.F. dos Santos, M. Koçak, G. Jennequin, P. Gonthier-Maurin, M. Penasa, C. Rivezla, “Characterization of laser and electron beam welded Al-alloys”, *Practical Metallography*, vol. 37, no. 2, pp. 59-89, 2000.