



**T.C.  
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ**

BİLİMSEL ARAŞTIRMA PROJELERİ KOORDİNASYON BİRİMİ

**PROJE BAŞLIĞI**

AISI 430 PASLANMAZ ÇELİK İLE HARDOKS 500 ÇELİĞİNİN CMT KAYNAK  
YÖNTEMİ (SOĞUK METAL TRANSFER) İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİN  
ARAŞTIRILMASI

**Proje No:** FYL-2021-9387

Proje Türü  
Tez Projesi, Yüksek Lisans

**SONUÇ RAPORU**

**Proje Yürütücüsü:**

Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Engin Kocadağistan  
Mühendislik Fakültesi/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Araştırmacının Adı Soyadı: Oğuzhan Çınar  
Birimi/Bölümü: Mühendislik Fakültesi/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği  
Bölümü

Mart 2023

ERZURUM



## ÖNSÖZ

Teknolojinin gelişmesine paralel olarak yüksek mukavemetli çelikler endüstrinin birçok dalında oldukça önemli bir konuma gelmiştir. Burada en önemli husus ise bu malzemelerin birbirleriyle kaynak edilebilmeleridir. Bu amaçla birçok kaynak tekniği kullanılmaktadır. Bunların içinde bir MIG/MAG prosesi olan CMT (soğuk metal transfer) tekniği günümüzde daha fazla önem kazanmıştır. Fronius tarafından geliştirilen CMT kaynak yöntemi, kaynak sırasında kullanılan malzeme türlerinin mekanik özelliklerini koruma açısından birçok avantajlar sağlamaktadır. CMT tekniğinin diğer kaynak tekniklerine göre birçok avantajı vardır. Örneğin; Düşük ısı girdisi ve distorsiyon ile daha hassas işlem yapabilme, yüksek kalitede kaynak dikişi, çapaksız çalışma, 0.3 mm'den daha ince malzemeleri ve galvanize sacları kaynakabilme ve çelik ile alüminyum birleştirme imkânı gibi. Ferritik grubuna dahil olan AISI 430 çelikleri, düşük karbonlu ve %16-18 Cr içeren bir paslanmaz çelik malzemedir. Bileşiminde bulunan farklı elementlerden dolayı kaynaklanabilirliği sınırlıdır. Korozyona dirençleri fazla değildir. Dövülebilirlik seviyesi çok düşüktür. İşlenebilme özelliği orta seviyededir. EN normuna göre 1.4016 ya da X6Cr17 şeklinde adlandırılır. ITAB bölgesinde tane büyümesi oluşumu nedeniyle, AISI 430 gibi ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaktan sonra tokluğu düşer ve taneler arası korozyona hassas olurlar. Bu nedenle kaynak esnasında özel önlemler almak gerekir. HARDOX çelikleri yüksek tokluğa, bükülebilirliğe ve iyi kaynaklanabilirlik özelliklerine sahiptir. Bu nedenle, aşınmanın yoğun olduğu alanlarda malzemelerin daha uzun ömürlü olmalarını sağlamaktadır. Sertlik özellikleri nedeniyle aşınmaya karşı dirençlidirler. Tokluk özellikleri sayesinde çatlak oluşumu olmadan bükülebilme, şekillendirilebilme ve kaynak edilebilme gibi avantajlar sağlarlar. HARDOX çeliğinin kaynağında hidrojen çatlağı oluşmaması için ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklığa ve diğer bazı parametrelere (ısı girdisi, kaynak dolgu malzemeleri, koruyucu gaz, kaynak sırası ve bağlantı arası mesafe) dikkat edilmesi gerekmektedir. Yüksek dayanımlı diğer çeliklere göre düşük karbon eşdeğerine sahip olduğu için hidrojen çatlağına daha mukavimdirler. HARDOX türü çeliklerin kaynak işlemlerinde AWS307 veya AWS 309 gibi östenitik paslanmaz çelik dolgu malzemesi kullanılabilir.

Bu çalışma Atatürk Üniversitesi BAP Koordinasyon Birimi tarafından **FYL-2021-9387** numaralı proje ile desteklenmiştir.

## İÇİNDEKİLER

|                                          | <b>Sayfa No</b> |
|------------------------------------------|-----------------|
| ÖZET.....                                | <b>7</b>        |
| ABSTRACT.....                            | <b>8</b>        |
| 1. GİRİŞ.....                            | <b>9</b>        |
| 2. GENEL BİLGİLER.....                   | <b>10</b>       |
| 2.1. Kaynak.....                         | <b>10</b>       |
| 2.2. Paslanmaz çelikler.....             | <b>11</b>       |
| 3. MATERYAL VE YÖNTEM.....               | <b>13</b>       |
| 4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....             | <b>17</b>       |
| 4.1. 10 mm kalınlığındaki numuneler..... | <b>17</b>       |
| 4.2. 6 mm kalınlığındaki numuneler.....  | <b>26</b>       |
| 5. SONUÇLAR.....                         | <b>31</b>       |
| Kaynaklar.....                           | <b>33</b>       |

## TABLÖLAR DİZİNİ

|                                                                                         | Sayfa No  |
|-----------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>Tablo 1.</b> Ferritik paslanmaz çeliklerin sınıflandırması.....                      | <b>12</b> |
| <b>Tablo 2.</b> Hardox 500 çeliğinin kimyasal bileşimi.....                             | <b>13</b> |
| <b>Tablo 3.</b> Hardox 500 çeliğinin mekanik özellikleri.....                           | <b>13</b> |
| <b>Tablo 4.</b> AISI 430 çeliğinin kimyasal bileşimi.....                               | <b>14</b> |
| <b>Tablo 5.</b> AISI 430 çeliğinin mekanik özellikleri.....                             | <b>14</b> |
| <b>Tablo 6.</b> AWS 307 kaynak telinin kimyasal bileşimi.....                           | <b>14</b> |
| <b>Tablo 7.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS analizi..... | <b>24</b> |
| <b>Tablo 8.</b> Çekme testi sonuçları.....                                              | <b>24</b> |
| <b>Tablo 9.</b> N1, N2, N3 numunelerinin XRD analiz sonuçları.....                      | <b>25</b> |
| <b>Tablo 10.</b> Çekme testi sonuçları.....                                             | <b>31</b> |

## ŞEKİLLER DİZİNİ

|                                                                                                   | Sayfa No |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------|----------|
| <b>Şekil 1.</b> CMT prosesinin şematik diyagramında oklar ile telin hareketinin gösterimi.....    | 12       |
| <b>Şekil 2.</b> Kaynaklı birleştirme şematik gösterimi.....                                       | 14       |
| <b>Şekil 3.</b> Robotik CMT kaynak makinası.....                                                  | 15       |
| <b>Şekil 4.</b> Kaynaklı birleştirilmiş deney numunelerinin çıkarılması.....                      | 15       |
| <b>Şekil 5.</b> Mikrosertlik numunesi üzerindeki sertlik ölçüm noktaları.....                     | 16       |
| <b>Şekil 6.</b> Mikrosertlik ölçüm görüntüleri.....                                               | 16       |
| <b>Şekil 7.</b> TSE 138 standardına uygun hazırlanmış çekme numunesi.....                         | 17       |
| <b>Şekil. 8.</b> Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü.....                     | 17       |
| <b>Şekil. 9.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin arakesitlerinin makroyapı görüntüleri.....            | 17       |
| <b>Şekil. 10.</b> AISI 430, HARDOX 500 ve kaynak öncesi kaynak metalinin mikro yapısı (100x)..... | 18       |
| <b>Şekil 11.</b> AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri ve ısının tesiri altında kalmış bölgeleri.....  | 18       |
| <b>Şekil 12.</b> AISI 430 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütülmüş görüntüsü.....                    | 19       |
| <b>Şekil 13.</b> HARDOX 500 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütülmüş görüntüsü.....                  | 19       |
| <b>Şekil 14.</b> N1, N2, N3 numunelerinin AISI 430 - ITAB genişliklerinin optik görüntüsü.....    | 20       |
| <b>Şekil 15.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin optik mikroyapısı.....                                | 20       |
| <b>Şekil 16.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin SEM mikroyapısı.....                                  | 20       |
| <b>Şekil 17.</b> Numunelerin SEM/EDS görüntüleri.....                                             | 21       |
| <b>Şekil 18.</b> Numunelerin mikrosertlik eğrisi.....                                             | 22       |
| <b>Şekil 19.</b> Çentik darbe testinden sonra kırılan numuneler.....                              | 22       |
| <b>Şekil 20.</b> Numunelerin darbe enerjisi grafiği.....                                          | 23       |
| <b>Şekil 21.</b> Darbe testinden sonra N1, N2, N3 numunelerinin kırık yüzey SEM görüntüleri.....  | 23       |
| <b>Şekil 22.</b> N1, N2 ve N3 örneklerinin kırık yüzey 1. nokta SEM/EDS grafiği.....              | 23       |
| <b>Şekil 23.</b> N1, N2 ve N3 örneklerinin makro görünüşleri.....                                 | 24       |
| <b>Şekil 24.</b> N1, N2, N3 numunelerinin XRD analizleri.....                                     | 25       |
| <b>Şekil. 25.</b> Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü                         | 26       |
| <b>Şekil. 26.</b> AISI 430, HARDOX 500 ve kaynak öncesi kaynak metalinin mikro yapısı (100x)..... | 26       |
| <b>Şekil 27.</b> AISI 430 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütülmüş görüntüsü.....                    | 27       |
| <b>Şekil 28.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin optik mikroyapısı.....                                | 28       |
| <b>Şekil 29.</b> N1, N2 ve N3 numunelerinin SEM mikroyapısı.....                                  | 28       |
| <b>Şekil 30.</b> Numunelerin SEM/EDS görüntüleri.....                                             | 29       |
| <b>Şekil 31.</b> Numunelerin mikrosertlik eğrisi.....                                             | 30       |
| <b>Şekil 32.</b> Çentik darbe testinden sonra kırılan numuneler.....                              | 30       |
| <b>Şekil 33.</b> Numunelerin darbe enerjisi grafiği.....                                          | 30       |
| <b>Şekil 34.</b> N1, N2 ve N3 örneklerinin makro görünüşleri.....                                 | 31       |

## ÖZET

Bu çalışmada farklı kalınlıklardaki AISI-430 ve HARDOX 500 çeliklerini Cold Metal Transfer (CMT) kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve kaynak ve ITAB bölgelerindeki mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler incelenmiştir. 4, 6, 8 ve 10 mm kalınlığında 100x130 mm boyutlarındaki AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri, şerit testere ile standart ebatlarda kesilerek, AWS 307 ilave tel kullanılarak CMT yöntemi ile birleştirilmiştir. Daha sonra kaynaklı bölgelerin özellikleri ve mikroyapısal değişimleri; Optik Mikroskop (OM), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), X-Işını Kırınımı (XRD) analizleri ile incelenmiştir. Kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için mikrosertlik, çentik darbe ve çekme testleri yapılmıştır. Deney numunelerinin çekme testinden sonra kopan yüzeyleri SEM kullanılarak incelenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda 4 ve 8 mm kalınlığındaki çeliklerde malzeme özelliklerinden kaynaklı olduğu düşünülen olumsuzluklar oluşmuş ve bu numuneler deney planından çıkarılmıştır. Kaynak işlemi 140 A, 130 A ve 120 A akımda gerçekleştirilmiştir. Koruyucu gaz olarak %97.5 Argon ve %2.5 CO<sub>2</sub> gazı kullanılmıştır. Kaynak sonrası optik görüntülerde farklı morfolojiler olduğu tespit edilmiştir. ITAB bölgelerinde kaba taneler oluşmuş fakat sınırlı kalmıştır. EDS analiz sonuçlarına göre bölgeler arasında atomların geçişleri olduğu tespit edilmiştir. Sertlik analizinde, ITAB bölgelerinde ana metallere göre 10 ve 6 mm'lik numunelerde bir miktar sertlikte düşüş olmuştur. Çekme deneyinde 10 mm kalınlığındaki N1 numunesi kaynak bölgesinden, N2 ve N3 numuneleri ise AISI 430 ana malzeme kısmından kopmuştur. 6 mm kalınlığındaki numunelerde ise 3 numunede de kopma AISI 430 ana metal kısmından kopmuştur. CMT Kaynağı ile birleştirilen AISI 430 ve HARDOX 500 çeliklerinin kaynak bölgesindeki mekanik özellikleri önemli ölçüde artmıştır ve kaynak edilebilirliğin mümkün olabileceği ortaya konmuştur.

## ABSTRACT

In this study, AISI-430 and HARDOX 500 steels of different thicknesses were joined by Cold Metal Transfer (CMT) welding method, and the changes in the mechanical properties in the welding and ITAB regions were investigated. AISI 430 and HARDOX 500 steels with 4, 6, 8, and 10 mm thickness and 100x130 mm dimensions were cut in standard sizes with a band saw and joined by the CMT method using AWS 307 additional wire. Then the properties and microstructural changes of the welded regions; It was investigated by Optical Microscope (OM), Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersion Spectrometer (EDS), and X-Ray Diffraction (XRD) analysis. Microhardness, notch impact, and tensile tests were performed to determine the mechanical properties of the welded specimens. The ruptured surfaces of the test specimens after the tensile test were examined using SEM. As a result of the examinations made, the negativities thought to be caused by the material properties have occurred in the steels of 4 and 8 mm thickness and these samples were removed from the experiment plan. Welding was carried out at 140 A, 130 A, and 120 A currents. 97.5% Argon and 2.5% CO<sub>2</sub> gas were used as shielding gas. It has been determined that different morphologies occur in the optical images after welding. Coarse grains were formed in the HAZ regions but remained limited. According to the EDS analysis results, it has been determined that there are transitions of atoms between the regions. In the hardness analysis, there was a slight decrease in hardness in the HAZ regions compared to the base metals. In the tensile test, the N1 sample with a thickness of 10 mm broke from the weld area, and the N2 and N3 samples were broken from the AISI 430 main material part. In the samples with a thickness of 6 mm, there was no rupture in all 3 samples. The mechanical properties of AISI 430 and HARDOX 500 steels joined by CMT Welding have increased significantly in the weld zone and it has been demonstrated that weldability is possible.

## 1. GİRİŞ

CMT, cold metal transfer, yani soğuk metal transferi anlamına gelmektedir. Kaynak açısından "soğuk" kavramı görecelidir. Ancak, bu yeni proseste birleştirilecek iş parçaları ve daha da önemlisi kaynak bölgeleri geleneksel GMA'ya (gazaltı kaynağına) nispeten "daha soğuk" olacaktır. Bu proses; düşük ısı girdisi, düşük distorsiyon ve yüksek hassaslık gibi avantajları da beraberinde getirir. Bu, GMA teknolojisinde otomatik ve robot destekli uygulamalar için ayırt edici özelliklerinden yalnızca biridir. Kullanıcılar için sağlanan diğer önemli imkânlar arasında; yüksek kaliteli kaynak dikişleri, çapaksız olması, 0,3 mm'den itibaren ince plakaları kaynatabilmesi ve galvanize sacları kaynatma, hem de çeliği alüminyumla birleştirme imkânı da yer almaktadır. Bu teknoloji, kaynağın yanı sıra lehim prosesinde kullanım için de uygundur. Düşük ısı girdisinin birçok avantajı beraberinde getirdiği malzemeler veya uygulamalar vardır. Örneğin; bu sayede dikişler kökleri düşmeden kaynatılabilir, sıçramasız lehimlenebilir ya da şimdiye kadar sınırlı bir şekilde mümkün olan veya hiç mümkün olmayan bağlantılar gerçekleştirilebilir. Geleneksel MIG/MAG prosesi ile karşılaştırıldığında CMT soğuk bir prosestir. Karakteristik özelliği şudur: Sıcak, soğuk, sıcak, soğuk, sıcak, soğuk. Bu değişkenlik, Fronius tarafından yeni geliştirilen bir teknoloji ile mümkün olmuştur. Bu öncelikle tel hareketinin, proses regülasyonuna bağlanması ile sağlanmıştır (malzemebilimi.net). Teker T. ve Gençdoğan D. tarafından yapılan bir çalışmada HARDOKS 450 ve AISI 430 çeliklerin kaynaklı bağlantılar için, 125x100x10 mm<sup>3</sup> ebatlarında malzeme kullanılmıştır. Kaynaklı numuneler (0.01 m / dak) kaynak hızı, (445, 460 ve 475 A) kaynak akımları, argon koruyucu gaz akış hızı (15 l / dak) ve gerilimler (112, 115 ve 118 V), elektrot çap (Ø2,5 mm) şartlarında birleştirilmiştir. Kaynaklar Ge-Ka-Mak kaynak cihazı ile yapılmıştır. AISI 430 ve HARDOKS 450 çelikleri çift taraflı TIG ark kaynağı yöntemi ile birleştirilmiş ve kaynaklı bağlantıların faz ve kimyasal yapı karakterizasyonundaki değişiklikler araştırılmıştır (Teker ve Gençdoğan, 2020).

Östenitik paslanmaz çeliklerin birbirleriyle ve farklı malzemelerle kaynaklanabilirliği ile ilgili bir çalışmada, Lothongkum vd. (2001) östenitik paslanmaz çeliklerinin birbirleriyle birleştirilebilirliğini incelemiştir. Östenitik paslanmaz çeliğin AISI4140 ve AH36 çeliğiyle kaynak edilebilirliği sırasıyla Subhash vd. (2012) ile Yılmaz ve Tümer (2012) tarafından araştırılmıştır. Sırasıyla östenitik paslanmaz çeliğin titanyum, alüminyum ve bakırla kaynak edilebilirliği Campo vd. (2014), Manto vd. (2016) ve Shaibu vd. (2015) tarafından araştırılmış ve kaynaklı birleştirmelerinin özellikleri etraflıca incelenmiştir. Bir başka çalışmada Tümer ve Yılmaz (2016), farklı koruyucu gaz kompozisyonu kullanılarak özlü tel ile birleştirilen östenitik paslanmaz çeliklerin tokluk ve mikroyapısal özelliklerini incelemişlerdir. Koruyucu gaz içerisindeki CO<sub>2</sub> miktarı artışına bağlı olarak ısı girdisinin arttığını ve mikroyapıdaki östenit alanının genişleyerek δ-ferrit fazının morfolojisinin değiştiğini rapor etmişlerdir. Kaçar ve Baylan (2004), östenitik paslanmaz çelik ile ferritik paslanmaz çelik çiftini farklı cins östenitik ve dubleks elektrot kullanarak birleştirmiş ve her iki elektrotun birleştirme mikroyapı ve mekanik özelliklere etkilerini inceleyerek birleştirme için her iki elektrotun da kullanılabileceğini rapor etmişlerdir. Sonuç olarak; östenitik paslanmaz

Çeliklerin farklı elik ve demir dışı metallerle birleştirme uygulamaları bulunmakta ve kullanılacak olan kaynak yöntemi, ilave tel ve koruyucu gaza bağlı olarak birleştirmeler farklı özellikler sergilemektedir. Ancak stenitik paslanmaz çeliklerin aşınmaya dirençli elik birleştirmesi ile ilgili yeterli bir çalışmaya rastlanılmamaktadır. Bu amaçla çalışmada Hardoks 400- AISI 304 elik çiftinin gaz metal ark kaynak (GMAK) ve elektrik ark kaynak (EAK) yöntemleriyle birleştirilebilirliği incelenmiştir. Kaynak yöntemi farklılıklarının farklı cins Hardoks 400-AISI 304 elik birleştirmesi mekanik özelliklerine ve birleştirme mikroyapısına etkisi araştırılmıştır. Birleştirilen numunelerin statik ve ani kuvvetler etkisi altındaki davranışları çekme, eğme ve darbe çentik testi ile tespit edilmiştir. Aynı zamanda birleştirmenin sertliği ölçülerek sertlik dağılım profili oluşturulmuştur. Ayrıca farklı cins elik birleştirmesinin mikroyapısı incelenerek, mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi değerlendirilmiştir.

**Projenin Amacı:** farklı kalınlıklardaki AISI-430 ve HARDOX 500 eliklerini CMT kaynak yöntemi ile birleştirilmesi ve kaynak ve ITAB bölgelerindeki mekanik özelliklerinde görülebilecek değişimlerin incelenmesidir. AISI 430 ve HARDOX 500 elikleri, şerit testere ile standart ebatlarda kesilerek, AWS 307 ilave tel kullanılarak CMT yöntemi ile birleştirilebilirliği ve kaynaklı bölgelerin özellikleri ve mikroyapısal değişimlerinin incelenmesi; Optik Mikroskop (OM), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), X-Işını Kırınımı (XRD) analizleri yapılması amaçlanmıştır. Kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için mikrosertlik, çentik darbe ve çekme testleri yapılması planlanmıştır. Deney numunelerinin çekme testinden sonra kopan yüzeylerinin SEM kullanılarak incelenmesi hedeflenmiştir. Proje sonunda CMT Kaynağı ile birleştirilen AISI 430 ve HARDOX 500 eliklerinin kaynak bölgesindeki mekanik özelliklerindeki artışlar ve kaynak edilebilirliğin mümkün olup olmayacağı ortaya konacaktır.

## 2. GENEL BİLGİLER

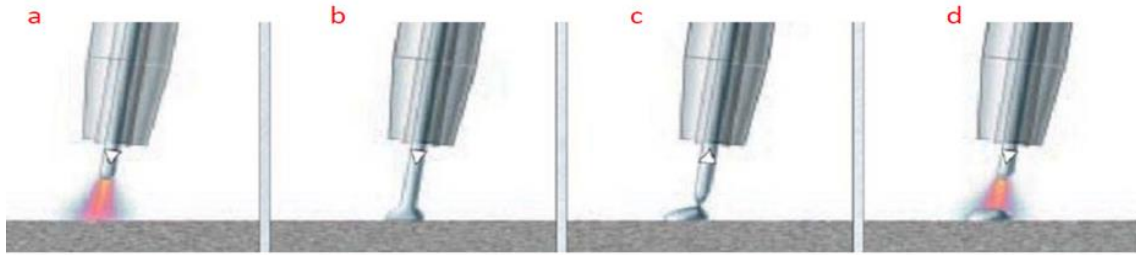
### 2.1. Kaynak

Metalik malzemeyi ısı veya basınç ile ya da ikisininide kullanarak aynı cinsten ve erime aralığı aynı ya da birbirine yakın ilave tel katarak ya da katmadan birleştirmeye metal kaynağı denir (Anık, 1993).

**Ark kaynağı:** Ark ısınmış katottan ayrılan elektronların yüksek hızda anota çarpması ile oluşur. Ortaya çıkan ısı yardımı ile metal erir ve kaynak banyosu yardımı ile birleşme gerçekleşir (Teker, 2010). Metal inert gaz kaynağı (MİG) ve Metal aktif gaz kaynağı(MAG) eriyen elektrodla yapılan gazaltı kaynak yöntemidir. MİG kaynağında koruyucu gaz olarak genelde argon kullanılır. Demir dışı metallerin kaynağında koruyucu gaz olarak argon, helyum veya ikisinin karışımı kullanılırken çeliklerde argon gazına oksijen ve karbondioksit ilave edilir. MAG Kaynağında ise argon ve helyuma göre nispeten daha ucuz olan karbondioksit gazı koruyucu gaz olarak tercih edilir. Karbondioksit gazı havadan daha ağır olup çelikle reaksiyona girerek malzeme

kayıplarına sebebiyet verebilir. Karbondioksit gazı daha derin nüfuziyet sağlar. Her iki yöntemde de kaynak prensibi benzer olup torç içerisinde otomatik beslenen tel elektrod ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde eriyen telin kaynak havuzuna geçmesi ve yine torç içerinden kaynak bölgesine koruyucu gazın üflenmesi ile oluşur (Anik, 1991).

**CMT Kaynak Tekniği-Soğuk metal transfer kaynağı (CMT):** Soğuk metal transfer kaynağı Fronious firması tarafından geliştirilen nispeten yeni gazaltı metal ark kaynağıdır. CMT prosesinin ilk geliştirme çalışmaları 1991 başlamıştır. CMT yönteminde telin beslemesine ilaveten telin geriye çekme fikri, sadece ileri besleyen geleneksel gazaltı metal ark kaynaklarından ayıran en önemli farktır. Firma 1997 yılında sıçramasız ateşleme(SFI) olarak adlandırılan teknolojiye geçmiş, 2002 yılında metalleri kaynak edebilecek bir teknoloji olduğunu ispatlamış ve 2004 yılından itibaren ticari pazara girmiştir. CMT kaynakta, kaynak telinin tükenebilir elektrot vasıtasıyla kaynak havuzuna temas ile kısa devre metal transferi gerçekleşmektedir. Metal transferi aşağıdaki Şekil 1'deki gibi metal transferi gerçekleşir. CMT kaynağının özelliklerinden birisi (ve isminde bulunan "soğuk" kelimesinden de kaynaklanan) kaynak bölgesine ısı girdisinin düşük olmasıdır. Bu proses ark kaynağıdır ve diğer gazaltı ark kaynak yöntemlerine göre "soğuk" bir prosestir.



**Şekil 1.** CMT prosesinin şematik diyagramında oklar ile telin hareketinin gösterimi

Bu yöntemde ark başladığında, erimiş metal damlacık elektrotun ucunda oluşur. Geleneksel iş parçasında olduğu gibi tel iş parçasına doğru beslenir. Elektrot kaynak havuzuna temas eder etmez kısa devre oluşur. Bu kontrol prosesin yazılımı tarafından tespit edilir. CMT yöntemi ile geleneksel MIG kaynağına kıyaslandığında CMT yönteminde daha az ısı girdisinin olması nedeniyle daha dar ITAB bölgesi ve daha az kalıntı gerilimi olduğu tespit edilmiş olup CMT yönteminin geleneksel gazaltı metal ark kaynağına göre avantajlı olduğu ortaya konmuştur (Magowan, 2017).

## 2.2. Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelikler içerisinde en az % 11 Cr içeren çeliklerdir. Paslanmaz çelikler genel olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni sistemlerinden oluşur ve koruyucu ve kalıcı bir kromoksit film tabakasına sahiptirler. Korozyon direncini artırmak amacıyla krom yanında nikel ve molibden ilavesi de yapılmaktadır (Tekler, 2010). Kromoksit tabakası amorf yapıda kimyasal olarak korozyon ortamlarında kararlı olan ince film tabakasıdır.

Herhangi bir işlemde veya darbeye film tabakasının kırılması durumunda oksijenin olduğu bir ortamda tekrardan koruyucu oksit tabaka meydana gelir (Tapiola, 2016).

**Ferritik paslanmaz çelikler:** İlk ferritik paslanmaz çelikler korozyon, kaynaklanabilirlik gibi özellikler açısından östenitik paslanmaz çeliklerle rekabet edemezken modern ferritik çelikler ticari olarak rekabet edebilir durumdadır. Modern ferritik paslanmaz çeliklerin ısı direnci, oksidasyon ve korozyon direnci iyidir. Bu çeliklerde, östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan stres korozyon çatlakları görülmez. İlaveten östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla daha iyi ısıl iletkenlik ve daha düşük ısıl genleşme katsayıları vardır. Bu özellik ısıl döngülerde kaynaklanabilirlik ve yorulma performansını artırır. Ferritik paslanmaz çelikler yüksek ısıl iletkenlik ve düşük ısıl genleşme katsayısına sahip olduklarından kaynaklanabilirliği açısından iyidir. Çünkü kaynakta, yüksek ısıl iletkenlik kaynak bölgesinden ısı akışını sağladığından istenen bir özelliktir. Yüksek iletkenlik ısıyı etkili bir şekilde dağıtır ve kaynak bölgesi uzun süre istenmeyen sıcaklıkta kalmasını engeller. Kaynakta burulmaya sebep olan termal genleşme katsayısı karbon çeliklerine eşitken östenitik paslanmaz çelikler de bu katsayı daha yüksektir. Bu nedenle ferritik paslanmaz çeliklerin ısıl işleminde daha az distorsiyon olur. Ferritik paslanmaz çeliklerin korozyon direnci atmosferde şartlarında iyidir. Bu nedenle 'pahalı' östenitik paslanmaz çelik ile 'paslı' karbon çeliği arasında iyi bir seçimdir. Günümüzün çevresel değerleri ve geri dönüşüm maliyetleri açısından ferritik paslanmaz çelik lehinde fiyatları da düşürebilir. Modern ferritik paslanmaz çeliklerin gruplandırılması martenzit oluşumuna, stabilizatörlerin eklenmesine ve bunların arayer element içeriğine göre değişir (Anttila and Heikkinen, 2014). Uluslararası paslanmaz çelik formu modern 'ferritik paslanmaz çelik ailesini' aşağıdaki Tablo 1'deki gibi sınıflandırmıştır.

**Tablo 1.** Ferritik paslanmaz çeliklerin sınıflandırması (Anttila and Heikkinen 2014).

| 1. Grup                               | 2. Grup                        | 3. Grup                                                                                    | 4. Grup                                           | 5. Grup                                                   |
|---------------------------------------|--------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|
| %10-14                                | %14-18                         | %14-18 (Stabilize edilmiş)                                                                 | Mo eklenmiş                                       | Diğerleri                                                 |
| AISI 09,410,420<br>Cr içeriği: %10-14 | AISI 430 Cr içeriği:<br>%14-18 | AISI 430Ti,439,441<br>Cr içeriği: %14-18 Ti<br>ve Nb gibi stabilize<br>elementler eklenmiş | AISI 434,436,444<br>% 0.5 üzerinde Mo<br>eklenmiş | Krom içeriği %18-30<br>veya diğer gruplara<br>ait olmayan |

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği: İlk jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler iyi işlenebilir özelliğe sahiptirler. Fakat bunların kaynağına dikkat edilmelidir. Çünkü süneklik ve korozyon direnci azalır. Yüksek karbon ve azot içeriğinden dolayı bu çeliklerde tanelerarası korozyon, tane kabalaşması ve martenzit oluşumu gözlenir. Kaynağında ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıl işlem yapılır. İkinci jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler artan krom içeriği, alaşım elementleri ve stabilize elementlerin ilavesi kırılğan yapılar oluşur. Tamamen ferritik olan paslanmaz çelikler tane kabalaşması görülür. Üçüncü jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler düşük ve iyi kontrol edilen C, N, H, O içeriği ve ilave edilen stabilize elementler ile kaynaklanabilirliği önemli ölçüde artırır. Yapısı tamamen ferritiktir ve martenzit oluşmaz. Fakat tane

kabalaşmasına hassastır. Bu çeliklerde ön ısıtma soğumayı yavaşlattığından ön ısıtma tafsiiye edilmez.

**Hardox 500 çeliği:** Bükülebilir, kaynaklanabilir ve yüksek düzeyde aşınmaya dayanıklı çeliktir. Hardox 500, 500 HBW nominal sertliğe sahip bir çeliktir. Daha yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamalar için uygundur. Hardox 500, yük kapasitesini ve servis ömrünü artırırken, iyi işlenebilirlik ve tokluğu sürdürür. Ayrıca 4-13 mm kalınlığında plakanın karbon eş değeri 0.37 olarak tespit edilmiştir.

**Hardox çeliklerinin kaynağı:** Hardox çeliğinin kaynağında hidrojen çatlağı oluşmaması için ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklıkğa dikkat edilirken ısı girdisi, kaynak dolgu malzemeleri, koruyucu gaz, kaynak sırası ve bağlantı arası mesafe parametrelerine dikkat edilmelidir. Hardox çeliği düşük karbon eşdeğerinden dolayı diğer yüksek dayanımlı çeliklere nazaran hidrojen çatlağına dayanıklıdır. Hidrojen çatlağı oluşmaması için birinci kural; doğru ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık uygulamak, düşük hidrojen içerikli dolgu malzemesi kullanmak, kaynak bölgesini temiz tutmaktır. Kaynak bölgesindeki gerilmeleri en aza indirmek için ikinci kural ise; gerekli olunmadığı sürece yüksek dayanımlı dolgu malzemesi kullanmamak, kaynak sırasına dikkat etmek ve kaynak bağlantı aralığı maksimum 3 mm olarak ayarlamaktır. Çeliğin alaşım elementlerine bakılarak karbon eşdeğeri hesaplanmaktadır. Hardox çeliklerinin kaynağında östenitik paslanmaz çelik dolgu malzemesi kullanılabilir. İlk tercih olarak AWS 307, ikinci tercih olarak AWS 309 dolgu malzemeleri tercih edilir. AWS 307 sıcak çatlamaya karşı daha dirençlidir (Anonymous 2021).

### 3. MATERYAL VE YÖNTEM

Deneyisel çalışmada piyasadan satın alınan 600 mm uzunluğunda 400 mm genişliğinde 10 mm ve 6 mm et kalınlığında AISI 430 ve Hardox 500 malzeme çifti ve AWS 307 1.2 mm tel kullanılmıştır. Deneyde kullanılan AISI 430 ve Hardox 500 çeliklerinin mekanik özellikleri ve kimyasal bileşimleri Tablo 2-5’de verilmiştir. Tablo 6’da kaynak telinin kimyasal bileşimi verilmiştir.

**Tablo 2.** Hardox 500 çeliğinin kimyasal bileşimi

| Ürün kalitesi | C<br>(max %) | Si<br>(max %) | Mn<br>(max %) | P<br>(max %) | S<br>(max %) | Cr<br>(max %) | Ni<br>(max %) | Mo<br>(max %) | B<br>(max %) |
|---------------|--------------|---------------|---------------|--------------|--------------|---------------|---------------|---------------|--------------|
| Hardox 500    | 0.27         | 0.50          | 1.60          | 0.025        | 0.010        | 1.20          | 0.25          | 0.25          | 0.005        |

**Tablo 3.** Hardox 500 çeliğinin mekanik özellikleri

| Ürün kalitesi | Sertlik(HV) | Akma<br>dayanımı<br>(Mpa) | Çekme<br>dayanımı<br>(Mpa) | Çentik darbe<br>dayanımı | Uzama<br>(%) |
|---------------|-------------|---------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------|
| Hardox 500    | 525         | 1400                      | 1550                       | 37                       | 10           |

**Tablo 4.** AISI 430 çeliğinin kimyasal bileşimi

| Ürün kalitesi | C<br>(max %) | Si<br>(max %) | Mn<br>(max %) | Al<br>(max %) | Cr<br>(max %) | Ni<br>(max %) | Mo<br>(max %) |
|---------------|--------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| AISI 430      | 0.05         | 0.28          | 0.48          | 0.011         | 16.9          | 0.16          | 0.2           |

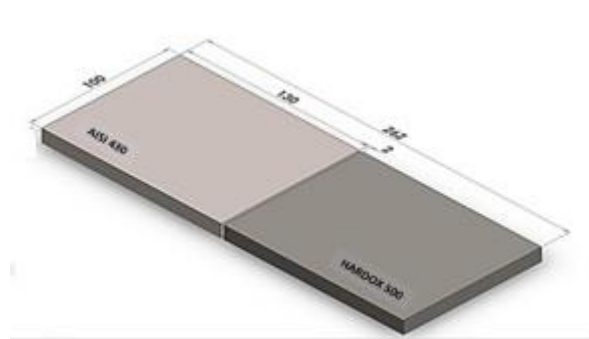
**Tablo 5.** AISI 430 çeliğinin mekanik özellikleri

| Ürün kalitesi | Sertlik(HV) | Akma<br>dayanımı<br>(MPa) | Çekme<br>dayanımı<br>(MPa) | Çentik darbe<br>dayanımı | Uzama<br>(%) |
|---------------|-------------|---------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------|
| AISI 430      | 172         | 318                       | 490                        | 22                       | 18           |

**Tablo 6.** AWS 307 kaynak telinin kimyasal bileşimi

| Ürün kalitesi | C<br>(max %) | Si<br>(max %) | Mn<br>(max %) | Cr<br>(max %) | Ni<br>(max %) |
|---------------|--------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| AWS 307       | 0.08         | 1.45          | 6.62          | 19.10         | 9.03          |

**CMT kaynağından önce deney numunelerinin hazırlanması:** Kaynak numuneleri kaynak işleminden önce 10 mm ve 6 mm kalınlıktaki parçalar 130 x 100 mm boyutlarında olacak şekilde OPTIMUM marka metal kesici şerit testerede ve Şekil 2'deki ölçülerde kesilmiştir. Daha sonra "V" şeklinde kaynak ağzı açılmış ve numuneler arasında 2 mm boşluk kalacak şekilde puntalanmıştır.

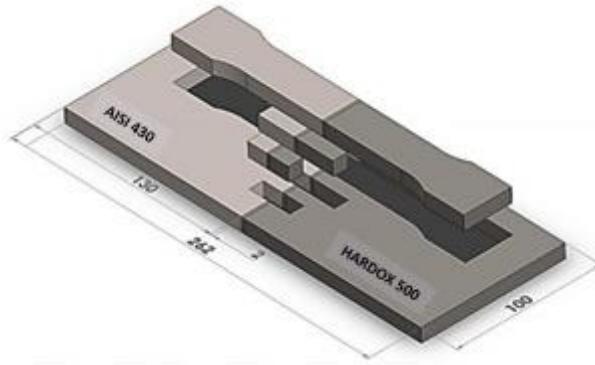
**Şekil 2.** Kaynaklı birleştirme şematik gösterimi

**CMT kaynak işlemi:** 10 ve 6 mm'lik parçaların kaynaklı birleştirmeleri Fronius İst. El. Tic. ve Ser. Ltd. Şti.'de "Fronius-Tps500i" marka kaynak makinası (Şekil 3) ile robotik olarak CMT yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde AWS 307 1.2 mm tel kullanılarak 6 pasoda kaynak gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 3.** Robotik CMT kaynak makinası

Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra Şekil 4'deki gibi kaynaklı numuneden deney numuneleri metal kesici tel testere ile çıkarılmıştır.

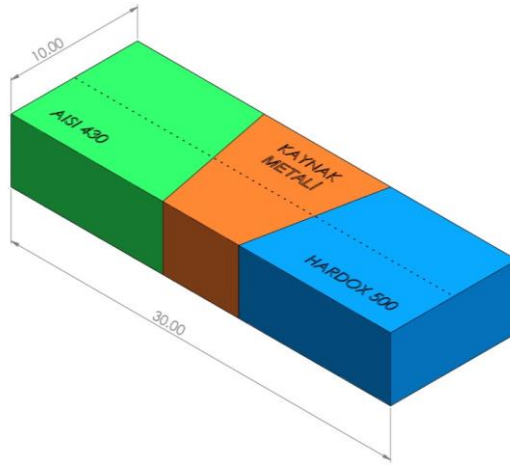


**Şekil 4.** Kaynaklı birleştirilmiş deney numunelerinin çıkarılması

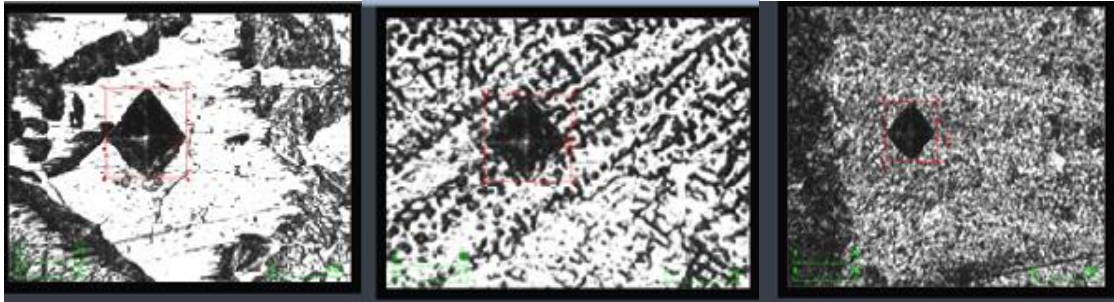
**Metalografik inceleme işlemi:** Kaynaklı birleştirmeden sonra numunelerin yüzeyleri laboratuvarda zımpara ve parlatma makinasında 4 zımparalanmış ve parlatılmış, daha sonra bu numuneler etil alkol (etanol  $C_2H_5OH$ ) içerisine 4 - 6 dakika daldırılarak parlatma sırasında oluşan empüritelerden arındırılmıştır. Numuneler kaynak işlemi sırasında oluşan mikroyapısal farklılıkları tespit edebilmek amacıyla HARDOX 500 numune tarafı %98 etil alkol ve %2 nitrik asit ile dağlama işlemine tabi tutulmuştur. AISI 430 numunesi de elektrolitik dağlama cihazında %49 etil alkol, %49 hidroklorikasit ve %2 nitrik asit içerisinde 12V gerilimde dağlama ünitesi ile dağlanmıştır. Metalografik inceleme için elde edilen numunelerin Atatürk Ü., Müh. Fak., Metalurji ve Malzeme Müh. Böl. laboratuvarında mevcut olan "Nikon LV 150" marka optik mikroskopta AISI 430 ve Hardox 500 numunelerinin bir kesit yüzeyindeki ITAB tarafları ile kaynak metali ve ana metal olmak üzere farklı bölgesinden fotoğraflar alınmıştır. Kaynaklı birleştirmelerin kaynak ve ısının tesiri altında kalan bölgelerin SEM analizleri Atatürk Üniversitesi DAYTAM ve E.T.Ü.-YÜTAM Laboratuvarında SEM cihazı ile yapılmıştır. Kaynak işlemi sonrası kaynak birleşim bölgesiyle ITAB'da oluşan faz değişiklikleri ve bileşikler  $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$  dalga boyunda

Cu-K $\alpha$  ışın kaynağı uygulanarak Atatürk Üniversitesi DAYTAM ve E.T.Ü.-YÜTAM Laboratuvarında bulunan XRD cihazı ile bulunmuştur.

**Mikrosertlik ölçümleri:** Kaynaklı bağlantılarda kaynak sonucu meydana gelen ısı dönüşümleri nedeniyle kaynak metali ve ısının tesiri altında kalan bölgelerdeki sertliklerde oluşan değişikliklerin incelenmesi için önce (daha iyi ölçüm alabilmek amacıyla) bakalit içine alınan numuneler daha sonra Atatürk Üni., Müh. Fak., Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü laboratuvarında "SHIMADZU HMV-G" marka mikrosertlik cihazı ile 100 gr'lık yükte 0.5 mm aralıklarda belirlenmiştir. Bu ölçümlerde her numunenin bir yüzeyinden ölçüm alınarak mikrosertlikler Şekil 5'de gösterildiği gibi ölçülmüş ve Şekil 6'da gösterildiği gibi mikrosertlik ölçüm cihazı görüntüsü alınmıştır.

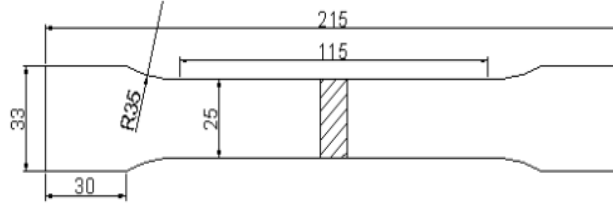


**Şekil 5.** Mikrosertlik numunesi üzerindeki sertlik ölçüm noktaları



**Şekil 6.** Mikrosertlik ölçüm görüntüleri

**Çekme testi ölçümleri:** Kaynaklı birleştirmelerin azami yük taşıma kapasitelerinin tespiti amacıyla her kaynaklı birleştirme bölgesinden OPTIMUM marka metal kesici şerit testere kullanılarak TSE 138 standardına uygun olarak çekme test numunesi çıkarılmıştır (Şekil 7). Çekme deneyleri, Atatürk Üni. Malzeme laboratuvarında 100 KN çekme kapasiteli "SHIMADZU" marka hidrolik çekme cihazında 25°C (oda sıcaklığında) gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 7.** TSE 138 standardına uygun hazırlanmış çekme numunesi

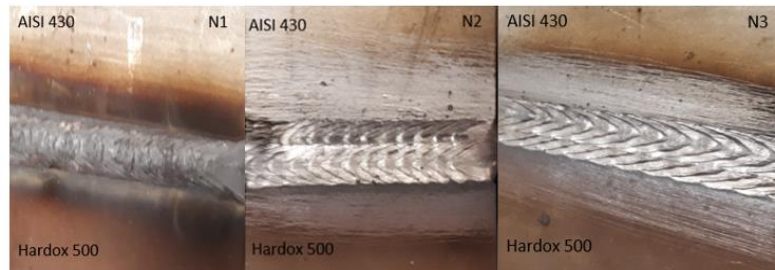
**Darbe deneyi ölçümleri:** Kaynaklı bağlantıların kırılma enerjisi Erzurum Teknik Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi laboratuvarında "Yılmaz Redüktör " marka darbe deneyi makinesinde 300 J'lük çekiş kullanarak kırma işlemi yapılmıştır. Numune boyutları TSE 269 standartına göre hazırlanmıştır.

**Kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi:** Kaynak işlemi sonrasında numunelerden kesilerek hazırlanan çekme numuneleri ile darbe deneyi sonrasındaki numunelerin kırık yüzeylerinin morfolojisi E.T.Ü.-YÜTAM ve Atatürk Üniversitesi DAYTAM Laboratuvarlarında bulunan SEM ile enerji dağılım spektroskopisi tespit edilmiştir.

#### 4. BULGULAR VE TARTIŞMA

##### 4.1. 10 mm kalınlığındaki numuneler:

CMT yöntemi ile kaynaklanarak elde edilen N1, N2 ve N3 numunelerinin makro yapıları incelenmiştir. N3 numunesinin kaynak dikişi genişliğinin N2 ve N1 numunesinden daha geniş olduğu tespit edilmiştir. Akım arttıkça kaynak dikişi genişliğinin arttığı makro yapı görüntülerinden belirlenmiştir (Şekil 8). N1, N2 ve N3 numunelerinin kesit görüntüleri Şekil 9'da verilmiştir. Her üç numunede tam nüfuziyet sağlanmış ve "V" şeklinde kaynak dikişi oluşmuştur.

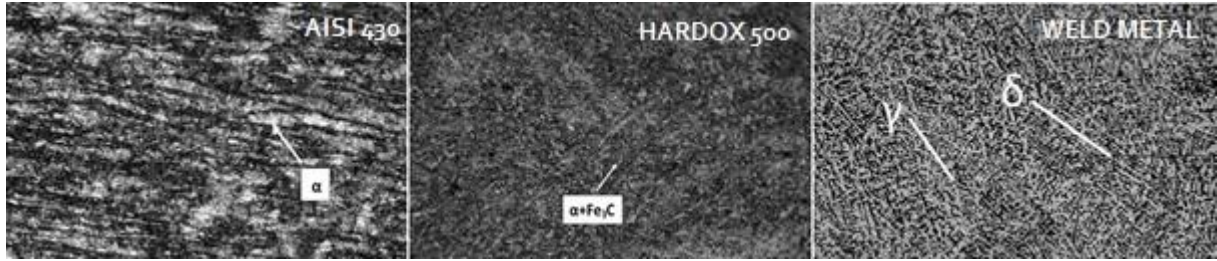


**Şekil. 8.** Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü



**Şekil. 9.** N1, N2 ve N3 numunelerinin arakesitlerinin makroyapı görüntüleri

Ayrıca, kaynak işleminden önce ve sonra HARDOX 500 ve AISI 430 çeliklerinin mikro yapılarında meydana gelen değişimler de incelenmiştir. HARDOX 500 çeliğinin yapısının perlit ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ), AISI 430 çeliğinin yapısının ise ferrit ( $\alpha$ ) fazından oluştuğu görülmüştür (Şekil 10). AISI 430 çeliğinde beyaz fazlar Ferrit ( $\alpha$ ), koyu gözüken kısımlar ise tekstürlerden oluşmaktadır. CMT kaynağı sonucunda çelik çiftlerinin kaynak metali mikroyapıları Şekil 10'da verilmiştir. Kaynak bölgesinde dentritik bir yapı olduğu tespit edilmiştir. Kaynak yapısının östenit ( $\gamma$ ) ve delta ferritlerden ( $\delta$ ) oluştuğu görülmüştür. Metal içerisinde impüriteleri absorbe ettiği için delta ferritlerin belirli oranda olmasının mekanik özellikleri iyileştirdiği bildirilmiştir. CMT kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelere ait benzer çalışmalarda kaynak bölgesinde daha düşük ısı girdisi ve daha yüksek soğuma hızları ile daha ince tanelerin oluştuğu belirtilmiştir.



**Şekil. 10.** AISI 430, HARDOX 500 ve kaynak öncesi kaynak metalinin mikro yapısı (100x)

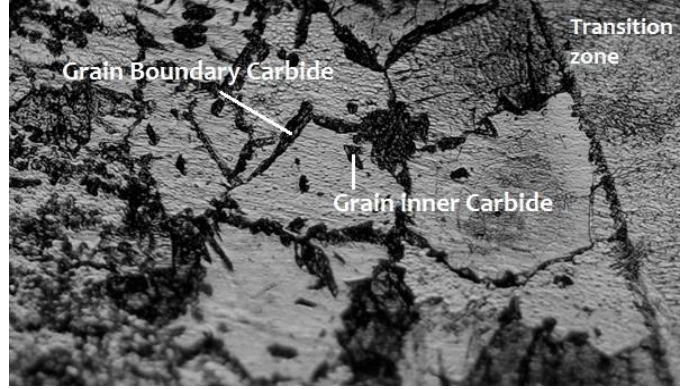
Kaynak esnasında oluşan ısının termal iletkenliği yüksek olan metale doğru yöneleceği bilinmektedir. Şekil 11'de CMT tekniği ile kaynatılan AISI 430 ve HARDOX 500 çeliklerinin ITAB bölgelerinin şematik görünüşü görülmektedir. AISI 430 metalinin ısı iletkenliği HARDOX 500'den düşük olduğundan ITAB bölgesi daha dardır. Şekilde A; AISI 430 çeliğini, H ise HARDOX çeliğini simgelemektedir. A4 kaba tanelerin, A3 daha ince tanelerin olduğu bölgelerdir. A2 kısmen dönüşmüş, A1 ise ısıdan etkilenmemiş bölgeleri temsil etmektedir. Aynı şekilde, H4 yüksek sıcaklık, H3 orta sıcaklık, H2 düşük sıcaklık, H1 ise ısıdan etkilenmemiş bölgeleri şematize etmektedir. K ise kaynak metali bölgesini temsil etmektedir.



**Şekil 11.** AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri ve ısının tesiri altında kalmış bölgeleri

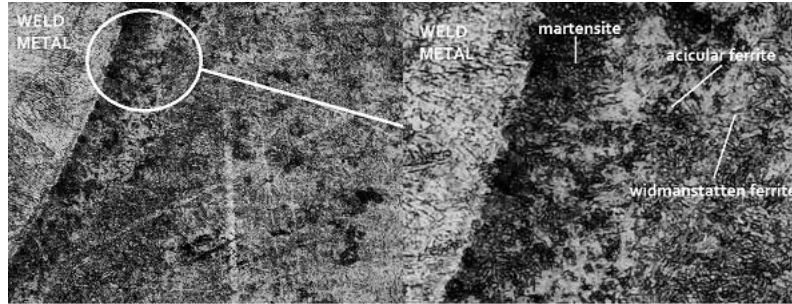
Şekil 12'de, AISI 430 numunesinin kaynak metalinin hemen yanında oluşan kaba tanelerin bulunduğu ITAB bölgesi gösterilmiştir. Büyütülmüş mikroyapı fotoğrafında tane sınırı karbürü ve tane içi karbürü gösterilmiştir. Ayrıca artan akım şiddeti ile beraber soğuma hızının arttığı, iğnemsiliği artan çıta tipi karbürler, tane içinde biberimsi karbürler ve tane sınırı karbürler oluştuğu tesbit edilmiştir. Yapılan bir

Çalışmada ITAB bölgesinde kaynak işlemi esnasında kaba tanelerin oluşmasının normal bir durum olduğu belirtilmiştir (Tümer ve Yılmaz, 2016).



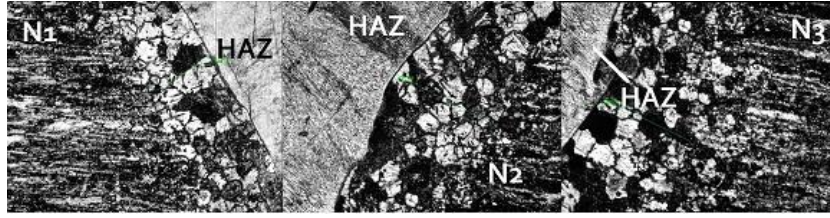
**Şekil 12.** AISI 430 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütölmüş görüntüsü

HARDOX 500 numunesinin mikroyapısına bakıldığında (Şekil 13), AISI 430'a göre daha geniş bir ITAB bölgesinin olduğu, soğuma hızının daha fazla olduğu ve martenzitlerin oluştuğu görölmektedir. Kaynak esnasında oluşan ısıl girdiler nedeniyle ITAB bölgesinde asiköler ferrit ve widmanstatten ferrit oluşumları da görölebilmektedir. N3 numunesinin mikroyapısında N1 numunesinin mikroyapısına kıyasla kısmen daha fazla asiköler ferrit oluşmuştur. Bu durum akım arttıkça soğuma hızının artmasıyla da ilişkilendirilebilir. Soğuma hızındaki artış ile birlikte yapı içerisinde çıta tipi martenzitik yapı (Tümer ve Yılmaz, 2016) ve ITAB'da daha iğnemsî martenzit bir yapı oluştuğu da görölmektedir.



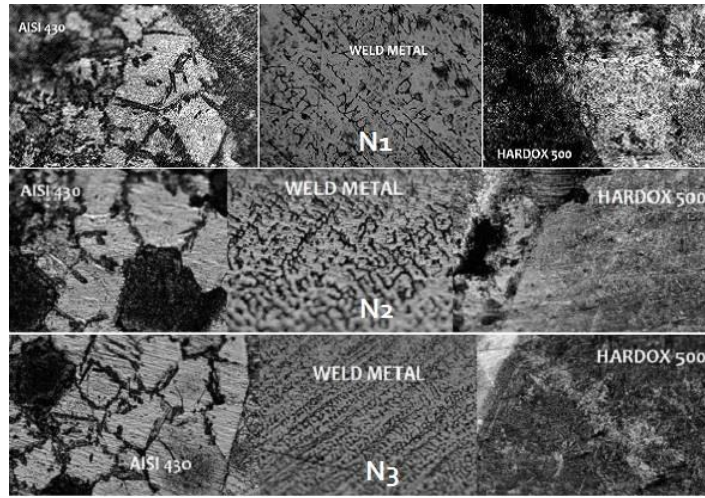
**Şekil 13.** HARDOX 500 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütölmüş görüntüsü

N1, N2 ve N3 numunelerinin "AISI 430 çeliği tarafı"nın mikro görüntüleri incelendiğinde (Şekil 14), N1 numunesinin ITAB bölgesindeki kaba taneli kısmın daha dar olduğu ve akımın artmasıyla kaba taneli bölgenin daha da genişlediği görölmektedir. N1 ve N3 numunelerinin ITAB bölgelerinin genişlikleri kıyaslandığında, belirgin bir fark oluştuğu görölmüştür. N3 ve N2 numunelerinin ITAB bölgelerinin N1 numunesinin ITAB bölgesinden (sırasıyla %44 ve %29) daha geniş olduğu belirlenmiştir. Aynı bölgelerde akım artışı ile doğru orantılı olarak tanelerin nispi kabalaştığı da tespit edilmiştir.

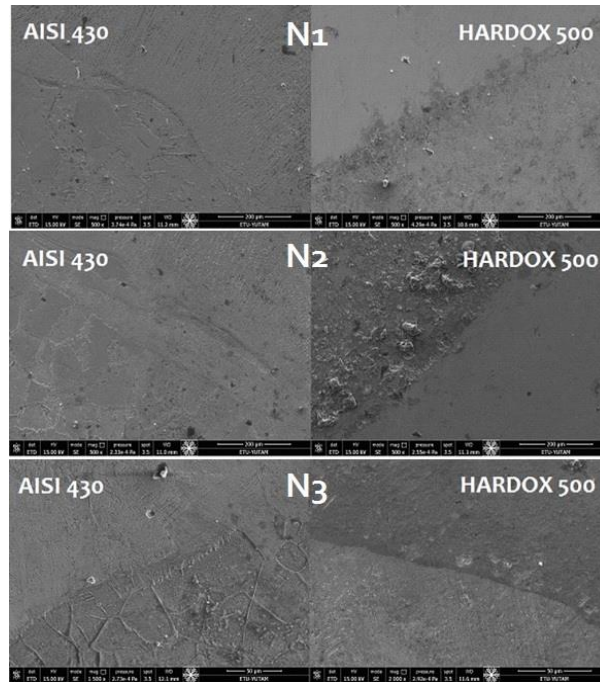


**Şekil 14.** N1, N2, N3 numunelerinin AISI 430 - ITAB genişliklerinin optik görüntüsü

Farklı amperlerde (diğer parametreler sabittir) kaynak edilen çelik çiftlerinin optik görüntüleri Şekil 15’de, SEM görüntüleri de Şekil 16’da (kaynak metali ile ITAB bölgeleri bir arada görülebilecek şekilde) verilmiştir. Optik mikroskop görüntülerinde numunelerin AISI 430 tarafı “AISI 430 – ITAB” olarak, HARDOX 500 tarafı ise “HARDOX 500 – ITAB” olarak isimlendirilmiştir.

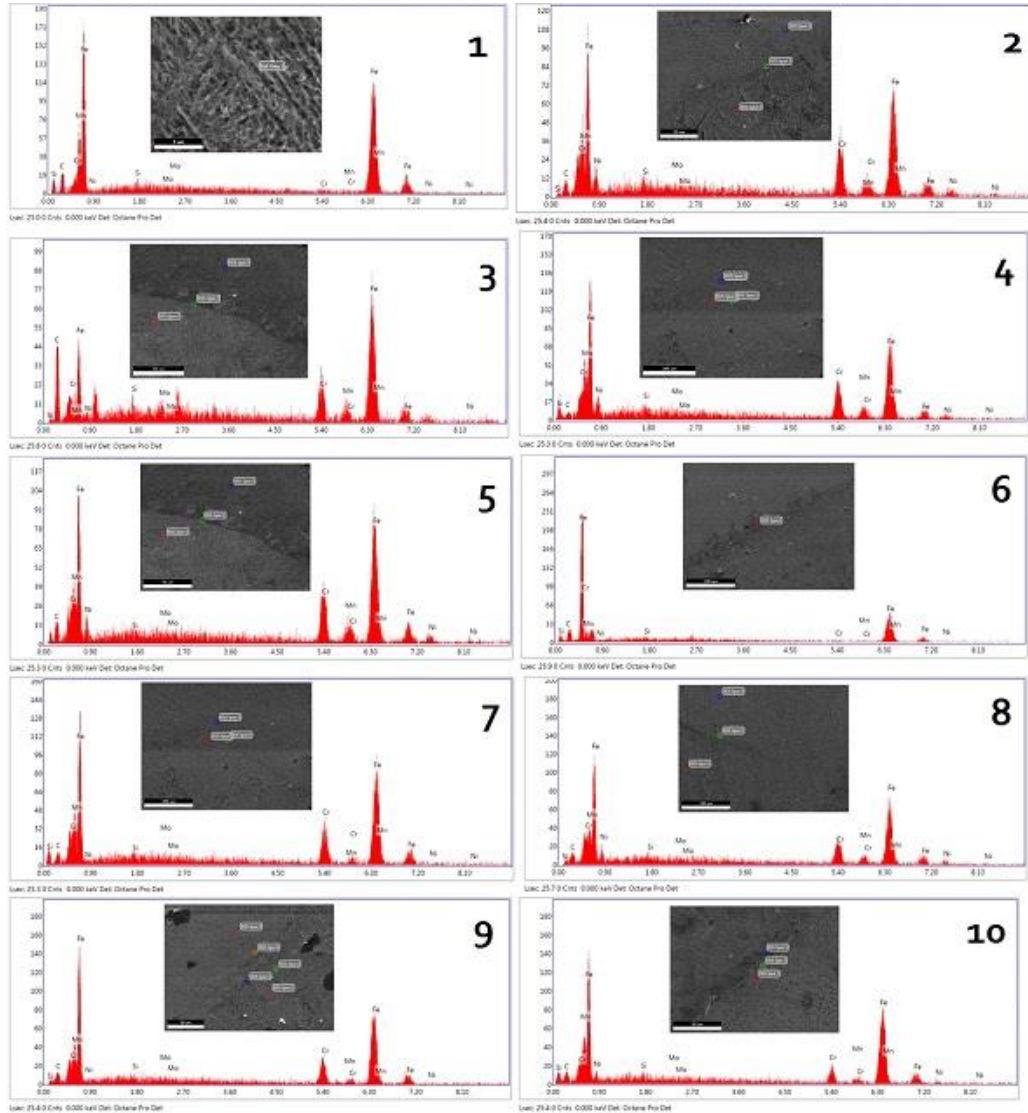


**Şekil 15.** N1, N2 ve N3 numunelerinin optik mikroyapısı



**Şekil 16.** N1, N2 ve N3 numunelerinin SEM mikroyapısı

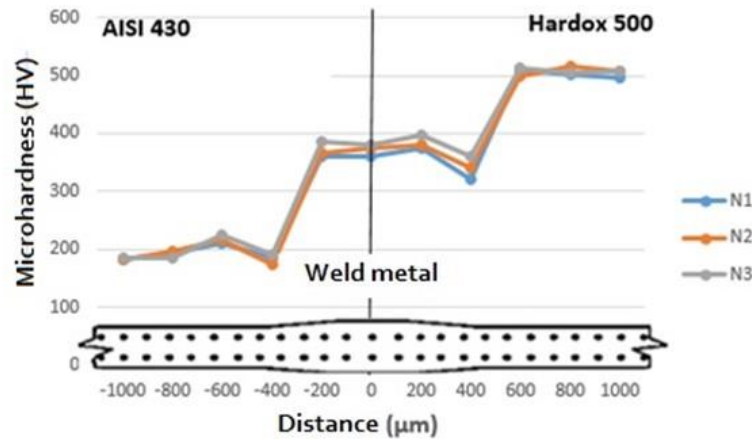
N1, N2 ve N3 numunelerinde SEM-EDS analizi ile belirlenen elementlerin max/min değerlerine ait grafikleri Şekil 17'de verilmiştir. Fe, Cr, Mn, Ni, Mo, C ve Si elementleri hem kaynak metalinde hem de ana metalde tespit edilmiştir. AISI 430-HAZ tarafındaki kaynak metalindeki elementlerin HARDOX 500-HAZ tarafına göre daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni atom yoğunluğu ile açıklanabilir. Benzer çalışmalarda, yüksek atom yoğunluğundan düşük atom yoğunluğuna doğru atomik geçişler olduğu belirtilmiştir [9]. Yapılan deneyler sonucunda kaynak işlemlerinden sonra artan akım şiddeti ile ITAB bölgesi ile kaynak metali bölgesi arasındaki eleman geçişlerinin arttığı gözlenmiştir.



**Şekil 17.** Numunelerin SEM/EDS görüntüleri

Kaynaklı çelik numunelerin sertlik değerlerinin ölçüm sonuçlarına göre en düşük sertlik N2 numunesinin AISI 430-HAZ bölgesinde 173 HV olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik N3 numunesinin HARDOX 500 esaslı metalinde 538 HV olarak ölçülmüştür (Şekil 18). Kaynak metalindeki östenitik yapı, AISI 430 esaslı metale göre daha yüksek sertliğe sahipken, HARDOX 500 esaslı metale göre daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. Kaynak metalinde karbür çökmesinin sertliği arttırdığı

düşünülmektedir. AISI 430 bazlı metalden AISI 430-HAZ bölgesine geçişte sertlik değerlerinde hafif bir düşüş gözlemlendi. Bunun nedeni, tane irileşmesine rağmen tane iç ve tane sınır bölgesinde oluşan karbürlerdir. Ayrıca kaynak metalinden baz metallerle karıştırılan nikel ve manganın krom karbür oluşumunu azalttığı düşünülmektedir. HARDOX 500 ana metalden HARDOX 500-HAZ bölgesine geçişte sertlik değerlerinde genel bir düşüş gözlemlendi. Bu duruma temperlenmiş martenzitin neden olduğu tahmin edilmektedir. Sertlik ve çekme dayanımlarındaki azalmanın nedenleri, daha büyük kaynak havuzu, daha yavaş soğuma ve iri taneli mikroyapılardır. Nagazai ve ark. (2022), bir çalışmalarında ısı girdisini azaltan ve soğutma hızını artıran CMTAW işleminin tel geri çekme mekanizması nedeniyle tane boyutunun küçüldüğünü belirtmiştir.

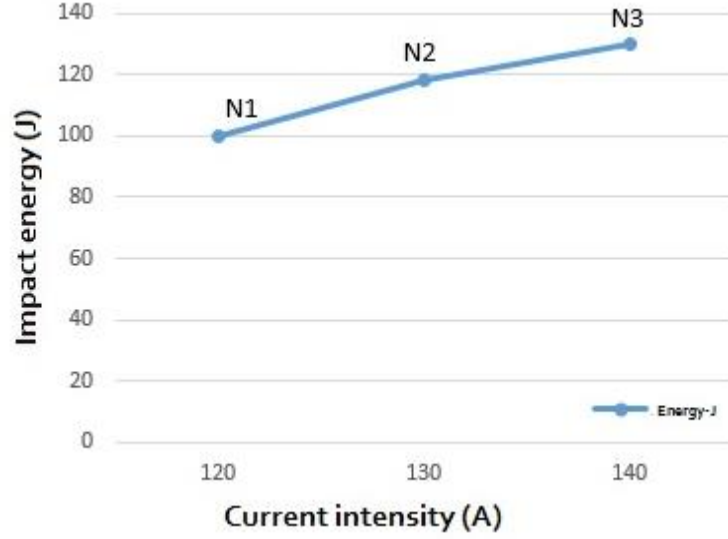


**Şekil 18.** Numunelerin mikrosertlik eğrisi

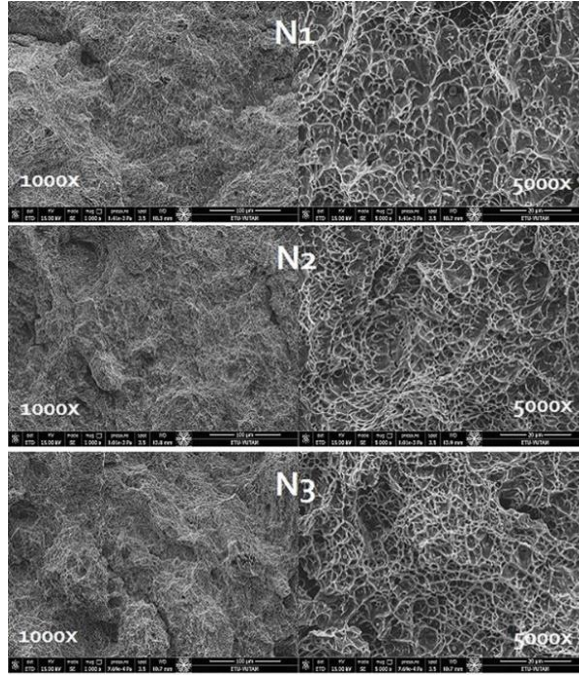
Kaynaklı çelik çiftlerinin çentik darbe testi sonuçlarına göre; Numunelerin darbe enerjileri N1=99,99 J, N2=118,43 J ve N3= 128,9 J olarak belirlenmiştir. Numunelerin makro görüntüleri Şekil 19'da, darbe enerjisi grafiği Şekil 20'de verilmiştir. Numuneler çentiğin açıldığı kaynak bölgesinden kırılmıştır. Çentik darbe testi sonucu numune yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri Şekil 21'de verilmiştir. Kırılma yüzeyi SEM fotoğrafları incelendiğinde yüzeylerin sünek ve süngerimsi bir yapıya sahip olduğu görülmektedir.



**Şekil 19.** Çentik darbe testinden sonra kırılan numuneler

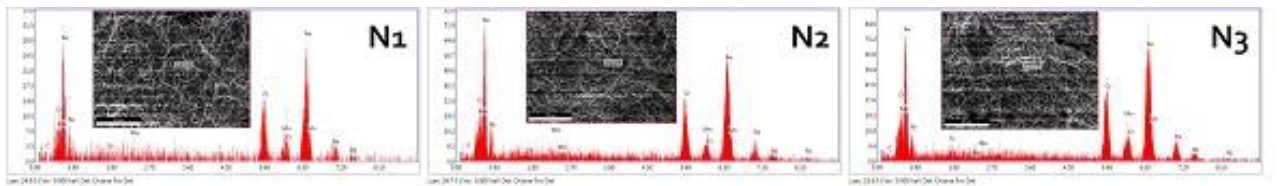


**Şekil 20.** Numunelerin darbe enerjisi grafiği



**Şekil 21.** Darbe testinden sonra N1, N2, N3 numunelerinin kırık yüzey SEM görüntüleri

Kırık yüzeylerden elde edilen EDS grafikleri Şekil 22'de, yüzde atom ağırlıkları Tablo 7'de verilmiştir. Genel olarak Fe, Cr, Mn ve Ni miktarları yüksektir. Manganezin sertliği artırıcı ve kırılma tokluğunu azaltıcı etkisi olduğu bilinmektedir.



**Şekil 22.** N1, N2 ve N3 örneklerinin kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği

**Tablo 7.** N1, N2 ve N3 numunelerinin kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS analizi

| Element | Atomik ağırlık (%) |       |       |
|---------|--------------------|-------|-------|
|         | N1                 | N2    | N3    |
| Fe      | 62.58              | 59.68 | 55.94 |
| Si      | 0.87               | 0.83  | 0.78  |
| Mo      | 0.53               | 0.42  | 0.45  |
| Cr      | 16.21              | 18.53 | 19.18 |
| Mn      | 9.09               | 6.65  | 8.15  |
| C       | 6.69               | 6.77  | 9.58  |
| Ni      | 4.03               | 7.12  | 5.92  |
| Toplam  | 100                | 100   | 100   |

Numunelerin çekme testi öncesi ve sonrası makro görüntüleri Şekil 23'de, çekme testi sonuçları Tablo 8'de verilmiştir. Çekme testi sonrasında N1 numunesi kaynak bölgesinin AISI 430 kenarından kırılmıştır. Bunun nedeni krom karbürlerin ITAB bölgesinde çökmesi ve sıvı fazdan katı ferrit fazına geçerken tane irileşmesinin meydana gelmesidir. Bunun düşük penetrasyondan da kaynaklanabileceği düşünülmektedir. N2 ve N3 numuneleri AISI 430 bazlı metalin yanından kırılmıştır. Bunun, ilave telin kaynak metalinde intermetalik fazların oluşumunu önlemesi ve AISI 430 parçasında karbür oluşumunu azaltması nedeniyle meydana geldiği tahmin edilmektedir. N2 ve N3 numuneleri belleyerek kırılırken, N1 numunesi makro boyutta bel vermeden kırılmıştır. CMT kaynak yöntemi ile MIG kaynak yöntemi karşılaştırıldığında; CMT kaynak yöntemi ile kaynak yapılan numunelerin MIG kaynak yöntemine göre daha az distorsiyona sahip olduğu bildirilmiştir.

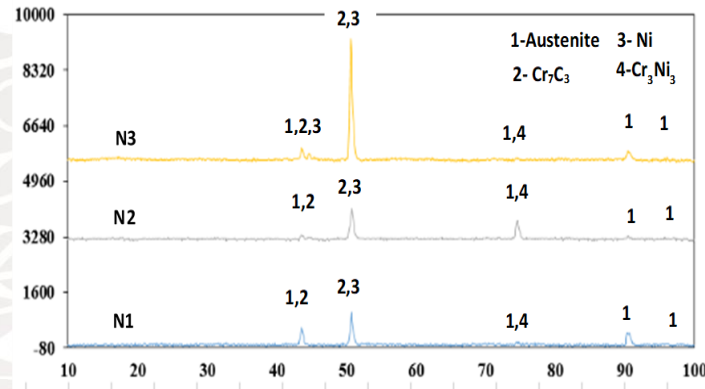


**Şekil 23.** N1, N2 ve N3 örneklerinin makro görünüşleri

**Tablo 8.** Çekme testi sonuçları

| Numune | Çekme kuvveti (MPa) | Max. uzama (mm) |
|--------|---------------------|-----------------|
| N1     | 280                 | 5.11            |
| N2     | 486                 | 15.27           |
| N3     | 493                 | 16.32           |

Çekme testlerinde N1=280 MPa, N2=486 MPa ve N3=493 MPa olarak ölçülmüştür. N2 ve N3 numuneleri ana metalden kırılmıştır. İlave tel tekniği kullanılması nedeniyle kaynak metalinde oluşan östenitik yapı krom karbür ve martenzit oluşumunu azaltmakta ve intermetalik bileşiklerin oluşumunu engellemektedir. Düşük akımlı kaynak işleminde N1 örneğinde boşluk olmadığı ve tam birleşme olmadığı gözlenmiştir. Akım arttıkça çekme dayanımının da arttığı gözlenmiştir. Kaynak sonrası N1, N2 ve N3 numunelerinin malzeme yapısında oluşan fazlar X-ışını kırınımı yöntemi ile belirlenmiş ve sonuçlar Şekil 24 ve Tablo 9'da verilmiştir. Östenit, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub>, Ni fazı ve bileşikleri ve yapıda bazı metaller tespit edildi. Bu fazlar sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Ancak Nikel yüzey merkezli kübik bir yapıya sahiptir. Bu nedenle tokluğu yüksek östenit oluşturduğu ve östenit malzemenin mekanik özelliklerini arttırdığı düşünülmektedir.



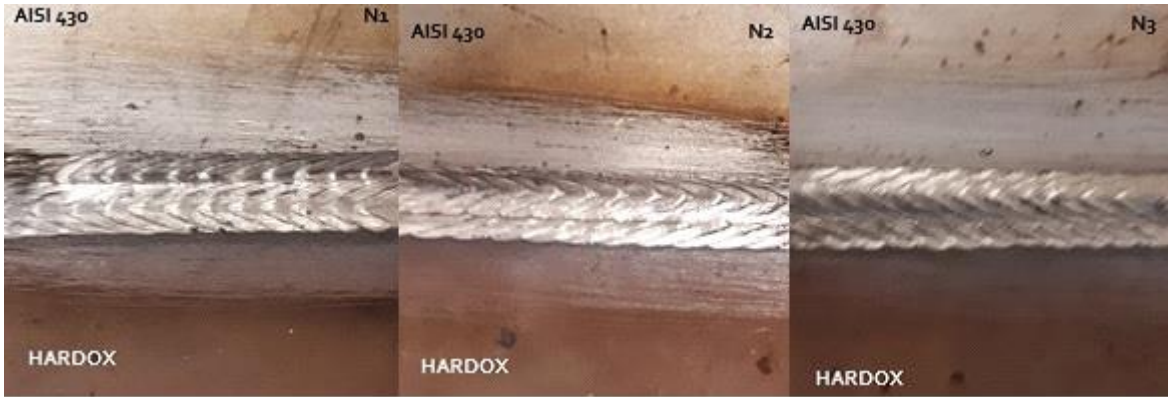
**Şekil 24.** N1, N2, N3 numunelerinin XRD analizleri

**Tablo 9.** N1, N2, N3 numunelerinin XRD analiz sonuçları

| X-RAY değeri |                                                                 |
|--------------|-----------------------------------------------------------------|
| 2θ           | Faz                                                             |
| 43.6         | Austenite-Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>                        |
| 44.6         | Ni                                                              |
| 50.9         | Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> -Cr <sub>3</sub> Ni <sub>3</sub> |
| 74.6         | Austenite-Cr <sub>3</sub> Ni <sub>3</sub>                       |
| 90.50        | Austenite                                                       |
| 95.90        | Austenite                                                       |

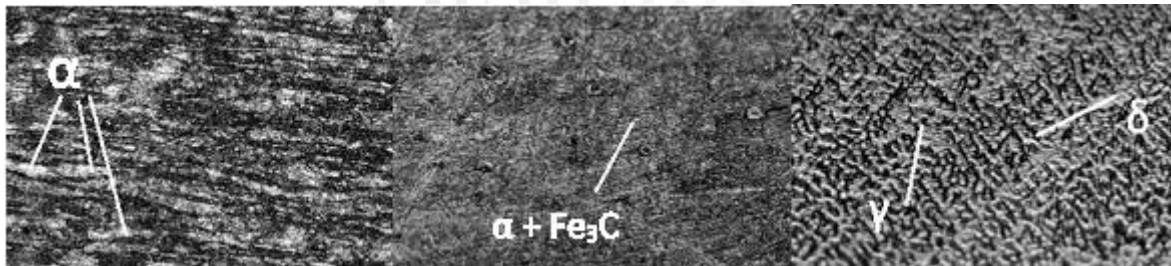
#### 4.2. 6 mm kalınlığındaki numuneler:

6 mm kalınlığındaki numunelerin CMT yöntemi ile kaynaklanmasıyla elde edilen N1, N2 ve N3 numunelerinin makro yapıları incelenmiştir. N3 numunesinin kaynak dikişi genişliğinin N1 ve N2 numunesinden daha geniş olduğu tespit edilmiştir. Akım arttıķa kaynak dikişi genişliğinin arttığı makro yapı görüntülerinden belirlenmiştir (şekil 25). Her üç numunede tam nüfuziyet sağlanmış ve "V" şeklinde kaynak dikişi oluşmuştur.



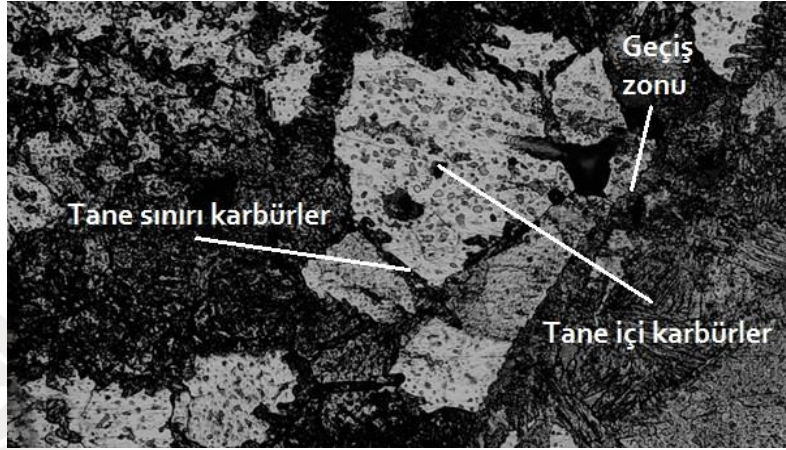
**şekil. 25.** Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü

6 mm kalınlığındaki numunelerin kaynak işleminden önce ve sonra HARDOX 500 ve AISI 430 eliklerinin mikro yapılarında meydana gelen değişimler de incelenmiştir. HARDOX 500 eliğinin yapısının perlit ( $\alpha + Fe_3C$ ), AISI 430 eliğinin yapısının ise ferrit ( $\alpha$ ) fazından oluştuğu grlmştir (şekil 26). AISI 430 eliğinde beyaz fazlar Ferrit ( $\alpha$ ), koyu gözüken kısımlar ise tekstrlerden oluşmaktadır. CMT kaynağı sonucunda elik çiftlerinin kaynak metali mikroyapıları şekil 10'da verilmiştir. Kaynak bölgesinde dentritik bir yapı olduğu tespit edilmiştir. Kaynak yapısının östenit ( $\gamma$ ) ve delta ferritlerden ( $\delta$ ) oluştuğu grlmştir. Metal içerisinde impriteleri absorbe ettiği için delta ferritlerin belirli oranda olmasının mekanik özellikleri iyileştirdiği bildirilmiştir. CMT kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelere ait benzer çalışmalarda kaynak bölgesinde daha düşük ısı girdisi ve daha yüksek soğuma hızları ile daha ince tanelerin oluştuğu belirtilmiştir.



**şekil. 26.** AISI 430, HARDOX 500 ve kaynak öncesi kaynak metalinin mikro yapısı (100x)

Şekil 27’de, AISI 430 numunesinin kaynak metalinin bitişiğinde oluşan kaba tanelerin bulunduğu ITAB bölgesinde tane sınırı karbürü ve tane içi karbürü gösterilmiştir. Ayrıca artan akım şiddeti ile beraber soğuma hızının arttığı, iğnemsiliği artan çita tipi karbürler, tane içinde biberimsi karbürler ve tane sınırı karbürlerinin 6 mm’lik numunelerde de oluştuğu tespit edilmiştir.



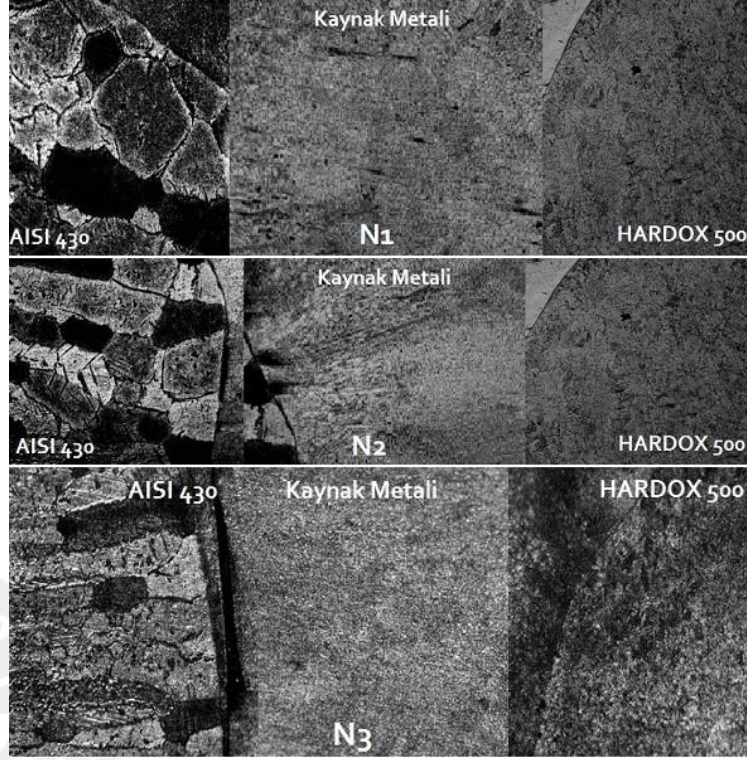
**Şekil 27.** AISI 430 ITAB mikroyapısı ve (x200) büyütülmüş görüntüsü

6 mm kalınlığındaki HARDOX 500 numunesinin mikroyapısında da, AISI 430’a ve 10 mm’lik diğer numunelere göre daha geniş bir ITAB bölgesinin olduğu, soğuma hızının daha fazla olduğu ve martenzitlerin olduğu görülmektedir. Kaynak esnasında oluşan ısı girdiler nedeniyle ITAB bölgesinde asiküler ferrit ve widmanstatten ferrit oluşumları da görülebilmektedir. N3 numunesinin mikroyapısında N1 numunesinin mikroyapısına kıyasla kısmen daha fazla asiküler ferrit oluşmuştur.

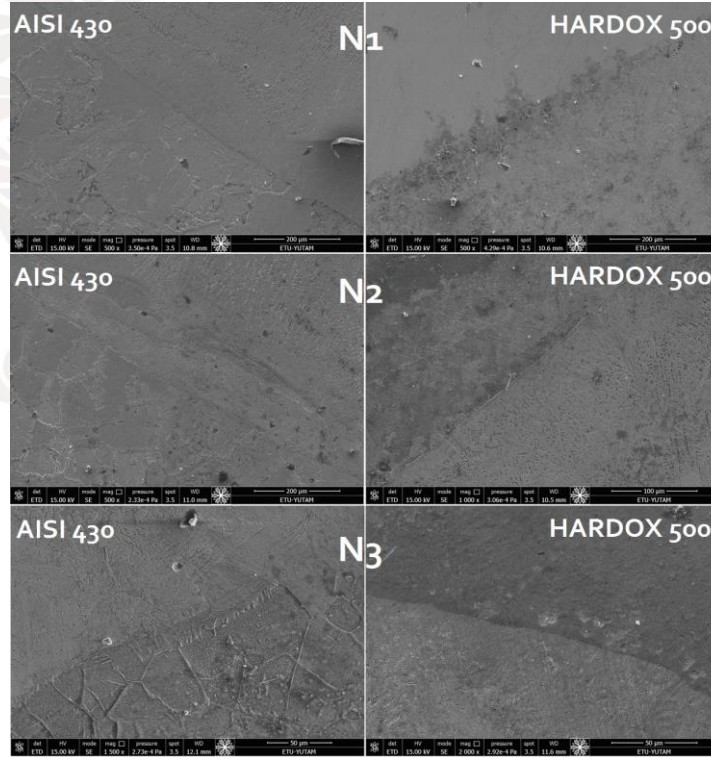
Diğer analizler sonuçlarında da 10 mm’lik numunelerde alınan sonuçlara benzer veriler elde edilmiştir.

N1, N2 ve N3 numunelerinin “AISI 430 çeliği tarafı”nın mikro görüntüleri incelendiğinde, N1 numunesinin ITAB bölgesindeki kaba taneli kısmın daha dar olduğu ve akımın artmasıyla kaba taneli bölgenin daha da genişlediği görülmektedir. N1 ve N3 numunelerinin ITAB bölgelerinin genişlikleri kıyaslandığında, belirgin bir fark olduğu görülmüştür. N3 ve N2 numunelerinin ITAB bölgelerinin N1 numunesinin ITAB bölgesinden (sırasıyla %47 ve %33) daha geniş olduğu belirlenmiştir. Aynı bölgelerde akım artışı ile doğru orantılı olarak tanelerin nispi kabalaştığı da tespit edilmiştir.

Farklı amperlerde (diğer parametreler sabittir) kaynak edilen çelik çiftlerinin optik görüntüleri Şekil 28’de, SEM görüntüleri de Şekil 29’da (kaynak metal ile ITAB bölgeleri bir arada görülebilecek şekilde) verilmiştir.



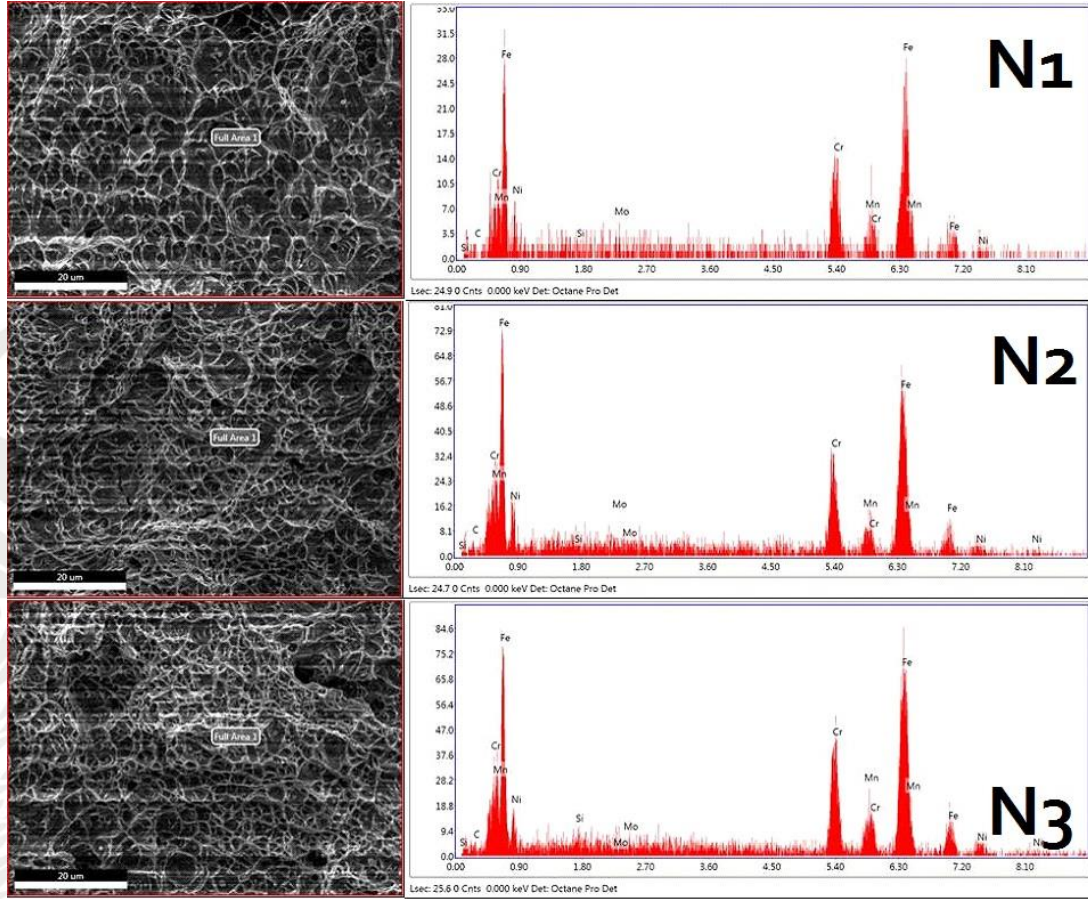
**Şekil 28.** N1, N2 ve N3 numunelerinin optik mikroyapısı



**Şekil 29.** N1, N2 ve N3 numunelerinin SEM mikroyapısı

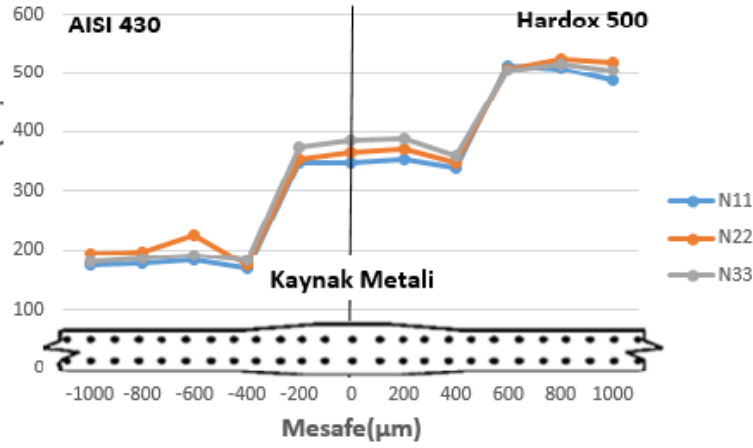
N1, N2 ve N3 numunelerinde SEM-EDS analizi ile belirlenen elementlerin max/min değerlerine ait grafikleri Şekil 30'da verilmiştir. Fe, Cr, Mn, Ni, Mo, C ve Si elementleri hem kaynak metalinde hem de ana metalde tespit edilmiştir. 10 mm kalınlığındaki

numunelerde olduğu gibi 6 mm kalınlığındaki numunelerde de AISI 430-HAZ tarafındaki kaynak metalindeki elementlerin HARDOX 500-HAZ tarafına göre daha fazla olduğu tespit edilmiştir.



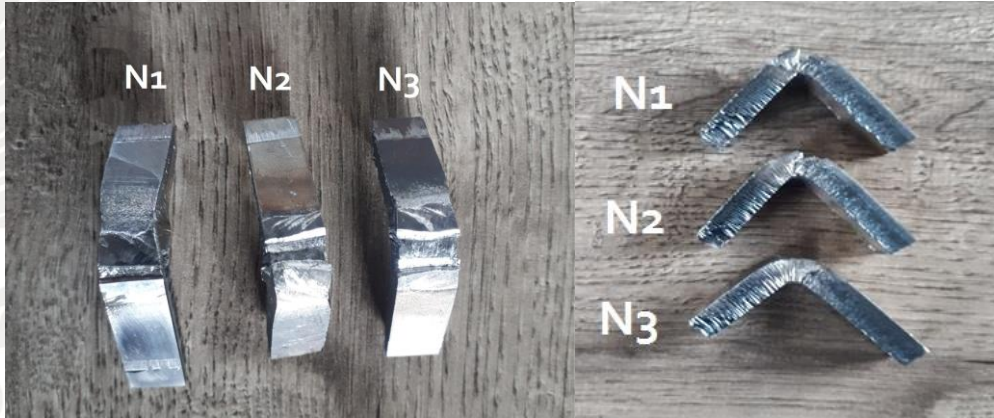
**şekil 30.** Numunelerin SEM/EDS görüntüleri

Kaynaklı  elik numunelerin sertlik değerlerinin ölüm sonuçlarına göre en düşük sertlik N1 numunesinin AISI 430-HAZ bölgesinde 174 HV olarak  l lm şt r. En yüksek sertlik N2 numunesinin HARDOX 500 esaslı metalinde 528 HV olarak  l lm şt r (şekil 31). Kaynak metalindeki östenitik yapı, AISI 430 esaslı metale göre daha yüksek sertliğe sahipken, HARDOX 500 esaslı metale göre daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. 10 mm'lik numunelerde olduğu gibi 6 mm'lik numunelerde de AISI 430 bazlı metalden AISI 430-HAZ bölgesine geçişte sertlik değerlerinde hafif bir düşüş gözlendi. HARDOX 500 ana metalden HARDOX 500-HAZ bölgesine geçişte sertlik değerlerinde genel bir düşüş gözlendi.

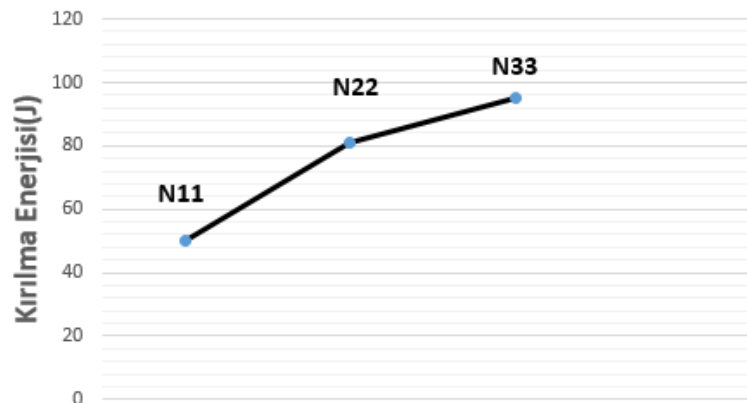


**Şekil 31.** Numunelerin mikrosertlik eğrisi

Kaynaklı çelik çiftlerinin çentik darbe testi sonuçlarına göre; Numunelerin darbe enerjileri  $N1=49,86$  J,  $N2=84,76$  J ve  $N3= 95,12$  J olarak belirlenmiştir. Numunelerin makro görüntüleri Şekil 32'de, darbe enerjisi grafiği Şekil 33'de verilmiştir. Numuneler çentiğin açıldığı kaynak bölgesinden kırılmamıştır. Tam kopma olmadığı için Çentik darbe testi sonucu numune yüzeylerinden SEM görüntüleri alınamamıştır.



**Şekil 32.** Çentik darbe testinden sonra kırılan numuneler



**Şekil 33.** Numunelerin darbe enerjisi grafiği

Numunelerin çekme testi sonrası makro görüntüleri Şekil 34'de, çekme testi sonuçları Tablo 10'da verilmiştir. Çekme testi sonrasında N1, N2 ve N3 numuneleri kaynak bölgesinin AISI 430'un ana metal kısmından kopmuştur. Bunun, ilave telin kaynak metalinde intermetalik fazların oluşumunu önlemesi ve AISI 430 parçasında karbür oluşumunu azaltması nedeniyle meydana geldiği tahmin edilmektedir.



**Şekil 34.** N1, N2 ve N3 örneklerinin makro görünümüleri

**Tablo 10.** Çekme testi sonuçları

| Numune | Çekme kuvveti (MPa) | Max. uzama (mm) |
|--------|---------------------|-----------------|
| N11    | 441                 | 16,81           |
| N22    | 417                 | 17,90           |
| N33    | 436                 | 17,43           |

Çekme testlerinde çekme dayanımları N1=441 MPa, N2=417 MPa ve N3=436 MPa olarak ölçülmüştür. N1, N2 ve N3 numuneleri ana metalden kırılmıştır. Akım arttıkça çekme dayanımının da arttığı gözlenmiştir.

## SONUÇLAR

Bu çalışmada, farklı mekanik ve kimyasal özelliklere sahip 10 ve 6 mm kalınlığındaki HARDOX 500 ve AISI 430 çelikleri ilave tel kullanılarak CMT kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Gaz akışı, besleme hızı, torç açısı, tel besleme hızı ve ark uzunluğu gibi parametreler sabit tutulmuştur. HARDOX 500 ve AISI 430 metal çiftleri sadece 120 A,

130 A, 140 A'da birbirine kaynatılmıştır. Kaynak sonrası mikro yapı ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimler incelenmiş ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerin yan yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri incelenmiş ve numunelerin ITAB bölgelerinde herhangi bir çatlak ve boşluk gözlenmemiştir. AISI 430-ITAB'da intragranüler krom karbürler ve tane sınırı karbürler, HARDOX 500-ITAB'da ise iğnemsî ferrit, widmanstatten ferrit ve martensit gözlemlendi. Mikroyapıda istenen tane küçülmesi elde edildi. Kaynak bölgesinde dendritik bir yapı elde edilmiştir. Kaynak yapısının östenit ( $\gamma$ ) ve delta ferritlerden ( $\delta$ ) oluştuğu gözlemlenmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerde yapılan EDS analizi sonuçlarına göre genel olarak akım arttıkça ITAB bölgelerinde demir (Fe) elementinin azaldığı gözlemlenmiştir. Cr, Mn, Ni ve Mo'nun AISI 430 metalinden kaynak metaline, C'nin ise kaynak metalinden AISI 430 metaline geçtiği belirlendi. Aynı şekilde kaynak metalinden HARDOX 500 metaline Cr, Mn, Ni ve Mo atomlarının geçtiği, HARDOX 500 metaline ise kaynak metalinden C geçişi olduğu belirlenmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerin mikrosertlik ölçümlerinde ITAB bölgelerinin sertlikleri incelendiğinde kaynak metalinden AISI 430 metaline ve HARDOX 500 metaline geçişte azalmalar olduğu tespit edilmiştir. 10 mm kalınlığındaki numunelerde en düşük sertlik N2 numunesinin AISI 430-HAZ bölgesinde 173 HV olarak ölçülmüştür. N3 numunesinin HARDOX ana metalinde en yüksek sertlik 538 HV olarak ölçülmüştür. 6 mm kalınlığındaki numunelerde en düşük sertlik N1 numunesinin AISI 430-HAZ bölgesinde 174 HV olarak ölçülmüştür. N2 numunesinin HARDOX ana metalinde en yüksek sertlik 528 HV olarak ölçülmüştür. Bu veriler ışığında kaynak metalinde sert yapıların ve sünek fazların oluştuğu ve dolayısıyla kaynak metalinin mukavemetinin arttığı belirlenmiştir. Ayrıca kaynak metalinde tespit edilen martensit ve krom karbür oluşumlarının da mukavemet artışında etkili olduğu gözlemlenmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerin çentik darbe testi analiz sonuçlarında genellikle birbirine yakın sonuçlar elde edilmiştir. 10 mm kalınlığındaki numunelerde en yüksek darbe enerjisi N3 örneğinde 128,9 J, en düşük darbe enerjisi ise N1 örneğinde 99,99 J olarak belirlenmiştir. 6 mm kalınlığındaki numunelerde en yüksek darbe enerjisi N3 örneğinde 95,12 J, en düşük darbe enerjisi ise N1 örneğinde 49,86 J olarak belirlenmiştir. Akım arttıkça darbe enerjilerinin arttığı gözlemlendi. Kırılma yüzeyi SEM görüntülerinden yüzeylerin sünek bir kırılma gösterdiği belirlendi.

Çekme testleri sonucunda 10 mm kalınlığındaki numunelerde çekme dayanımları N1 numunesi AISI 430-ITAB bölgesinden 280 MPa çekme kuvveti ve 5,12 mm uzama ile kırılmıştır. N2 ve N3 numuneleri sırasıyla 486 MPa ve 493 MPa çekme dayanımlarında

AISI 430 ana metalden kırılmıştır. N2 numunesi 15,27 mm uzarken, N3 numunesinin uzama miktarı 16,32 mm olmuştur. Çekme testleri sonucunda 6 mm kalınlığındaki numunelerde çekme dayanımları N1 numunesi AISI 430 ana metalden 441 MPa çekme kuvveti ve 16,81 mm uzama ile kırılmıştır. N2 ve N3 numuneleri de sırasıyla 417 MPa ve 436 MPa çekme dayanımlarında AISI 430 ana metalden kırılmıştır. N2 numunesi 17,9 mm uzarken, N3 numunesinin uzama miktarı 17,48 mm olmuştur.

Bu veriler ışığında yapılan çalışma sonucunda AISI 430 ile Hardox 500 çeliklerinin CMT kaynak tekniği ile kaynak edilebilirliği ortaya konmuştur. Kaynak sonrası çelik çiftlerinin ve kaynak metalinin mikroyapılarında beklenen iyileşmeler elde edilmiştir.

## Kaynaklar

<https://malzemebilimi.net/cmt-soguk-metal-transferi-kaynagi.html>

Teker, T., Gençdoğan, D. "Phase and chemical structure characterization in double sided TIG arc welding of HARDOKS 450 and AISI 430 steel", Cumhuriyet Science Journal, 41(4) 987-994 ISSN: 2587-2680, <http://dx.doi.org/10.17776/csj.742964>, 2020.

Lothongkum G., Viyalit E., Bhandhubanyong P., Study on the effects pulsed TIG welding parameters on delta ferrite content, shape factor and bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate, Journal of Materials Processing Technology, 110, 233-238, 2001.

Subhash Chander G., Madhusudhan Reddy G., Venugopal Rao A., Influence of rotational speed on microstructure and mechanical properties of dissimilar metal AISI 304-AISI 4140 continuous drive friction welds, Journal of Iron and Steel Research International, 19 (10), 64-67, 2012.

Yılmaz, R., Tümer, M., Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI316L and AH36 steels by FCAW, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 67, 5- 8, 1433-1447, 2012.

Campo K.N., Campanelli L.C., Bergmann L., Fernandez J.D.S., Bolfarini C., Microstructure and interface characterization of dissimilar friction stir welded lap joints between Ti-6Al-4V and AISI304, Materials & Design, 56, 139-145, 2014.

Mahto R.P., Bhoje R., Pal S.K., Joshi H.S., Das S., A study on mechanical properties in friction stir lap welding of AA 6061-T6 and AISI 304, Materials Science and Engineering: A, 652, 136-144, 2016.

Shaibu V.B., Sahoo S.K., Kumar A., Computational modeling of dissimilar metal CO2 laser welding: applied to copper and 304 stainless steel, Procedia Engineering, 127, 208-214, 2015.

Tümer M., Yılmaz, R., Characterization of microstructure, chemical composition, and

- toughness of a multipass welded joint of austenitic stainless steel AISI316L, *Int J Adv Manuf Technol*, 87, 2567–2579, 2016.
- Kaçar R, Baylan O., An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels, *Material Design*, 25, 317–329, 2004.
- Teker, T. (2010). AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin araştırılması/Investigation of microstructure and mechanical properties of AISI 430/AISI 1040 steel couple welded by keyhole plasma welding technique. , (Doktora tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü ,Metalurji Eğitimi Ana Bilim Dalı, (ELAZIĞ)
- Anik, S. (1991). Kaynak Tekniği El Kitabı. In Gedik Eğitim Vakfı.
- Magowan, S. (2017). Effects of cold metal transfer welding on properties of ferritic stainless steel. Sheffield Hallam University (United Kingdom).
- Tapiola, J. (2017). Cold metal transfer cladding of wear and corrosion resistant coatings in engine applications (Master's thesis, Tampere University of Technology, (Finland)
- Anttila, S., & Heikkinen, H.-P. (2014). Structural Applications of Ferritic Stainless Steels (SAFSS) (Vol. 1, Issue March).
- K. Bensaid, H. Dhiflaoui, H. Bouzaïene, H. Yahyaoui, N.B. Fredj, Effects of the cooling mode on the integrity and the multi-pass micro-scratching wear resistance of HARDOX 500 ground surfaces. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, (2021) 113(9) 2865-2882.
- Nagasai, B.P., Malarvizhi S, Balasubramanian V. Effect of welding processes on mechanical and metallurgical characteristics of carbon steel cylindrical components made by wire arc additive manufacturing (WAAM) technique. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, (2022), 36 100-116.

**Bu proje için bir adet makale hazırlanmış, Ocak 2023 tarihinden itibaren birkaç dergiye gönderilmiş ve son olarak “Welding in the World” adlı dergide editör incelemesindedir. Yayınlandığı takdirde sisteme yüklenecektir. Makalede Atatürk Üniversitesi BAP tarafından finanse edilmiştir ifadesi eklenmiştir.**