

## AISI 430 ve HARDOX 500 çeliklerinin CMT yöntemi ile kaynaklanabilirliğinin araştırılması

### Investigation of the weldability of AISI 430 and HARDOX 500 steels by CMT method

Mustafa Engin KOCADAĞIŞTAN<sup>1\*</sup> , Oğuzhan ÇİNAR<sup>1</sup> 

<sup>1</sup>Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Mühendislik Fakültesi, Atatürk Üniversitesi, Erzurum, Türkiye.  
mengink@atauni.edu.tr, ogzhn213@hotmail.com

Geliş Tarihi/Received: 26.04.2023  
Kabul Tarihi/Accepted: 11.07.2023

Düzeltilme Tarihi/Revision: 07.07.2023

doi: 10.5505/pajes.2023.45020  
Araştırma Makalesi/Research Article

#### Öz

Bu çalışmada AISI-430 ve HARDOX 500 çelikleri Cold Metal Transfer (CMT) kaynak tekniği ile kaynak edilmiş, kaynak ve ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) bölgelerindeki mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler incelenmiştir. 100x130x6 mm boyutlarındaki AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri, şerit testere ile standart ebatlarda kesilerek, AWS 307 ilave tel kullanılarak CMT yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynaklı bölgelerin mekanik özellikleri ve mikroyapısal değişimleri çeşitli analizlerle ve mikrosertlik, çentik darbe ve çekme testleriyle ve deney numunelerinin çekme testinden sonra kopan yüzeyleri SEM analizleri ile incelenmiştir. Kaynak işlemi 140 A, 130 A ve 120 A akımlarda gerçekleştirilmiştir. Koruyucu gaz olarak %97.5 Argon ve %2.5 CO<sub>2</sub> gazı kullanılmıştır. Kaynak sonrası optik görüntülerden morfolojilerdeki farklılıkların oluştuğu tespit edilmiştir. ITAB bölgelerinde kaba taneler oluşmuş, ancak bunlar CMT kaynağının düşük sıcaklık girdisi ile sınırlı miktarlarda kalmıştır. EDS analiz sonuçlarına göre bölgeler arasında atom geçişleri olduğu tespit edilmiştir. Sertlik analizinde, ITAB bölgelerinde ana metallere göre bir miktar sertlikte düşüş olmuştur. Çekme deneyinde 3 numune de AISI 430 ana malzeme kısmından kopmuştur. Uzama miktarları; 16.81 ile 17.90 mm arasında, çekme mukavemetleri de 417 ile 441 MPa arasında ölçülmüştür. Çalışma sonucunda CMT Kaynağı ile birleştirilen AISI 430 ve HARDOX 500 çeliklerinin kaynak bölgesindeki mekanik özelliklerinin önemli ölçüde arttığı ve kaynak edilebilirliğin mümkün olduğu ortaya konmuştur.

**Anahtar kelimeler:** CMT, Kaynak, AISI 430, HARDOX 500, Mekanik özellik, Mikroyapı.

#### Abstract

In this study, AISI-430 and HARDOX 500 steels were welded with Cold Metal Transfer (CMT) welding technique, and the changes in the mechanical properties in the welding and HAZ (Heat Affected Zone) regions were investigated. 100x130x6 mm AISI 430 and HARDOX 500 steels were cut in standard sizes with a band saw and joined by the CMT method using AWS 307 additional wire. The mechanical properties and microstructural changes of the welded areas were investigated by various analyses, microhardness, notch impact, and tensile tests, and the ruptured surfaces of the test specimens after the tensile test were investigated by SEM analysis. Welding was carried out at 140 A, 130 A, and 120 A current. 97.5% Argon and 2.5% CO<sub>2</sub> gas were used as shielding gas. It has been determined that there are differences in morphology from the optical images after welding. Coarse grains were formed in the HAZ regions but were limited to the low-temperature input of the CMT welding. According to the EDS analysis results, it has been determined that there are atomic transitions 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, all 3 samples broke from the AISI 430 main material part. Elongation amounts were measured between 16.81 and 17.90 mm, and tensile strengths were measured between 417 and 441 MPa. As a result of the study, it has been revealed that the mechanical properties of AISI 430 and HARDOX 500 steels combined with CMT Welding have increased significantly in the weld zone and weldability is possible.

**Keywords:** CMT, Welding, AISI 430, HARDOX 500, Mechanical property, Microstructure.

## 1 Giriş

Çelik endüstrisinin birçok dalında teknolojik gelişimlere paralel olarak yüksek mukavemetli çelikler önemli bir konuma gelmiştir [1]. Bu çeliklerin birbirleri ile kaynak edilebilmeleri açısından birçok teknik mevcuttur. Bunların içinde bir MIG/MAG prosesi olan CMT (soğuk metal transfer) tekniği günümüzde daha fazla ön plana çıkmaktadır. CMT kaynak yöntemi Fronius tarafından geliştirilmiştir. CMT, hem kaynak uygulaması hem de kaynak ekipmanı açısından tamamen yeni bir teknolojidir. CMT sadece tamamen yeni bir teknoloji değil, aynı zamanda MIG uygulama alanlarını da geliştirerek çeliğin alüminyuma ark birleştirmesini dahi sağlayabilmektedir [2]. CMT tekniği, kaynak sırasında sıçramayı, ısı girdisini ve kaynakla birleştirilen ana metallerin zarar görmesini en aza indirmeyi amaçlar ve telden damlacık ayrılması olan bir dip ark işlemidir. Kontrollü damlacık transferi nedeniyle, işlem

sıçramasız olarak bilinmektedir [3]. CMT tekniğinin kaynak işlemlerinde kullanılan malzeme türlerinin mekanik özelliklerini koruma açısından birçok avantajları bulunmaktadır. Kaynak işlemi esnasında diğer gazaltı kaynak yöntemlerine kıyasla ısı girdisi neredeyse %30 daha düşüktür. Bu özelliği sayesinde kaynak işlemi sırasında oluşabilecek çarpılma ve distorsiyon gibi istenmeyen durumlar ortadan kaldırılabilmektedir [4]. CMT işleminde tel sadece kaynak yapılacak malzemeye doğru itilmekle kalmaz, aynı zamanda iş parçasından geri çekilir ve ortalama salınım frekansı 70 Hz'e kadar olan salınımlı bir tel besleme kullanılır. Bu teknikle soğuk ifadesi bir kaynak işlemi olarak anlaşılmalıdır, ancak geleneksel MIG/MAG işlemiyle karşılaştırıldığında, CMT sıcak ve soğuk fazlar arasında değişen bir soğuk işlem anlamına gelmektedir. [2]. Ark işleminde, dolgu metali kaynak banyosuna doğru hareket eder. Arkın sönmesi için dolgu metali kaynak havuzuna daldırılır. Bu sırada kaynak akımı da azaltılır. İşlem sırasında

\*Yazışılan yazar/Corresponding author

uygulan tek damla metal, elektromanyetik sıkışmanın etkisiyle değil, mekanik geri çekme yoluyla aktarılır. Kontrollü olarak gerçekleştirilen damlacık transferi vasıtasıyla işlemin sıçramasız olduğu kabul edilmektedir. CMT tekniğinin diğer kaynak tekniklerine göre, 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 kaynatabilme ve çelik ile alüminyum birleştirme imkânı gibi birçok avantajları bulunmaktadır [5]. CMT tekniği kullanılarak yapılan bir çalışmada; özellikle gemi inşa endüstrisinde yüksek korozyon direnci ve orta dayanım nedeniyle kullanılan 5083-H111 ve 6082-T651 alüminyum alaşımları, Pulsed Robotic Cold Metal Transfer (CMT)-Metal Inert Gas (MIG) teknolojisi kullanılarak kaynatılmıştır. Yapılan analiz ve değerlendirmeler sonucunda CMT-MIG kaynağının, yüksek kaynak hızı ve iyi çekme ve yorulma ile iyi bağlantı verimliliği sağladığı ortaya konmuştur [3]. Birleştirme için soğuk metal transferinin etkili kaynak yöntemini ve çeşitli malzemelerin birleştirilmesinde son teknoloji araştırmasına yönelik yapılan bir başka çalışmada, soğuk metal transfer birleştirme mekanizması, farklı metalleri birleştirme yetenekleri ve performansları gözden geçirilmiştir. Farklı metallerin soğuk metal transferi ile birleştirilmesi konusundaki araştırma yöntemlerini geliştirmek için yöntemler ve diğer teknolojik parametreler açıklanmıştır [6].

Farklı mikroyapılara, mekanik özelliklere ve kullanım alanlarına sahip çelikler endüstrinin birçok alanında kullanılmaktadır. Fakat korozif özelliklerin ön plana çıktığı endüstriyel alanlarda paslanmaz çeliklerden çok daha fazla yararlanılmaktadır [7]. Özellikle ağır sanayide ihtiyaç duyulan yüksek mukavemet dayanımı ancak yüksek mukavemetli malzemelerle karşılanmaktadır. Bu malzemelerin temin edilme sıkıntısı ve maliyeti yüzünden farklı malzeme çiftlerinin birlikte kullanımı ortaya çıkmıştır [8]. Ferritik grubuna dâhil olan AISI 430 çelikleri, düşük karbonlu ve %16-18 Cr içeren bir paslanmaz çelik malzemedir. Bileşiminde bulunan farklı elementlerden dolayı kaynaklanabilirliği sınırlıdır. 430-(1.4016) tipi çelikler nikel ve molibden içermez. Korozyona dirençleri fazla değildir. Dövülebilirlik seviyesi çok düşüktür. İşlenebilirlik 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 [9],[10]. Bu çelikler genelde, gaz altı kaynağı ile birleştirmeler yapılmasına rağmen özel elektrotlarla, elektrik ark kaynağı ile de uygulamalar yapılmaktadır [11]. HARDOX türü çelikleri ise, yüksek sertlik özellikleri sayesinde aşınmaya dirençleri yüksektir. Yüksek tokluğa, bükülebilirliğe ve iyi kaynaklanabilirlik özelliklerine sahiptir. Tokluk özellikleri sayesinde çatlak oluşumu olmadan bükülebilir, şekillendirilebilir ve kaynak edilebilir 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 [12],[13] <https://www.ssab.com.tr/products/brands/hardox-10.05.2021>.

Yapılan bir çalışmada AISI 430 ve HARDOX 450 çelikleri çift taraflı TIG ark kaynağı yöntemi ile birleştirilmiş ve kaynaklı birleştirmelerin faz ve kimyasal yapı karakterizasyonundaki değişimler incelenmiştir. Çalışma sonunda kaynaklı bölgelerde fiziksel bir kusur tespit edilmemiş ve AISI 430'un ITAB bölgesinde biberimsi krom karbürler ve tane sınırı karbürleri gözlenmişken, HARDOX 450'nin ITAB bölgesinde iğnemsiz ferrit, widmanstatten ferrit ve martensit görülmüştür [14]. Bir başka çalışmada AISI 430/AISI 1030 çelik çiftlerinin sinerjik Kontrollü Darbe (GMAW-P) ve Manuel Gaz Metal Ark (GMAW) kaynak teknikleri ile kaynaklanabilirliği incelenmiştir. GMAW-P ile kaynak edilen çelik çiftlerinin ITAB bölgeleri, GMAW ile kaynak edilenlerin ITAB bölgelerine göre daha dar ve tane büyümesi de daha az olduğu belirlenmiştir. 10 mm kalınlığındaki AISI 430/AISI 1030 çelik çiftlerin birleştirilmesi GMAW-P tekniği ile başarılı bir şekilde yapılmıştır [15]. Başka bir çalışmada AISI 430 ve HARDOX 450 çelikleri çift taraflı tungsten asal gaz kaynağı yöntemi kullanılarak birleştirilmiştir. Kaynak akımındaki artış sayesinde, kaynak havuzuna ısı girişinde, penetrasyon derinliğinde ve boncuk boyutunda önemli bir artışın olduğu belirlenmiştir. AISI 430 çeliği ile HARDOX 450 karışımı kaynak metalinde Cr7C3, Cr3Ni3, C23C6, martensit, Cr1.36 Fe0.52 gibi yeni fazlar oluşturmuştur. Martensit ve karbürlerin miktarı ve bileşiminin kaynak ısı çıkışı ve soğuma derecesine bağlı olduğu belirlenmiştir [16].

Tel ark katkılı imalat (WAAM) tekniği ile yapılan karbon çeliği silindirik bileşenlerin mekanik ve metalürjik özelliklerine kaynak işlemlerinin etkisi üzerine yapılan çalışmada CMTAW işlemiyle yapılan silindirik bileşen, GMAW bileşeninden daha üstün gerilme özellikleri ve daha yüksek darbe tokluğu gösterdiği belirlenmiştir. Ayrıca Benzer şekilde CMTAW bileşeni, GMAW silindirik bileşeninden daha yüksek sertlik sergilediği görülmüştür [17]. Magowan (2017) yaptığı çalışmada ferritik paslanmaz çeliğin CMT, CMT puls ve GMAW yöntemleri ile kaynak edilmesini araştırmıştır. Yapılan çalışmada sadece CMT yöntemi ile yapılan kaynakların CMT pulse yöntemine kıyasla ITAB'ında daha kaba tanelerin oluştuğu tespit edilmiştir [18].

Bu çalışmada 6 mm kalınlıktaki AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri soğuk metal transfer (CMT) kaynağı ile birleştirilmiştir. Bu çeliklerin kaynak ve ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) bölgelerinin mekanik özellikleri ve mikro yapıları incelenmiştir.

## 2 Materyal ve yöntem

### 2.1 Materyal

Bu çalışmada 600x400x6 mm ölçülerinde AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri ile AWS 307 1.2 mm tel kullanılmıştır. Bu malzemelere ait mekanik özellikler ve kimyasal bileşimler Tablo 1, 2 ve 3'te verilmiştir. Deneylerde kullanılacak çelik malzemelerin kesim işlemleri metal kesici şerit testerede (Tel erozyon kesme makinesi) gerçekleştirilmiştir. 6 mm ebatlarında hazırlanan numuneler "Fronius-Tps500i" marka kaynak makinasında robotik olarak CMT yöntemi ile kaynak edilmiştir. Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra, deney için kullanılacak numuneler Şekil 1'de gösterildiği gibi, kaynaklı numuneden kesilmiş ve deneylere hazır hale getirilmiştir. Numune yüzeylerini parlatma işleminde zımpara makinası, etil alkol, nitrik asit ve hidroklorik asit kullanılmıştır. Dağlama işleminde 12V gerilimli dağlama ünitesi kullanılmıştır. Metalografik inceleme için "Nikon LV 150" marka optik mikroskopu kullanılmıştır.

Tablo 1. HARDOX 500 ve AISI 430 çeliklerinin kimyasal bileşimi.

Table 1. Chemical composition of HARDOX 500 and AISI 430 steels.

Ürün Kalitesi	Elementler ve içerdikleri maksimum değerler (% ağırlık)									
	C	Si	Mn	Al	P	S	Cr	Ni	Mo	B
HARDOX 500	0.27	0.50	1.60	-	0.025	0.01	1.20	0.25	0.25	0.005
AISI 430	0.05	0.28	0.48	0.01	-	-	16.9	0.16	0.2	-

Tablo 2. HARDOX 500 ve AISI 430 çeliklerinin mekanik özellikleri.

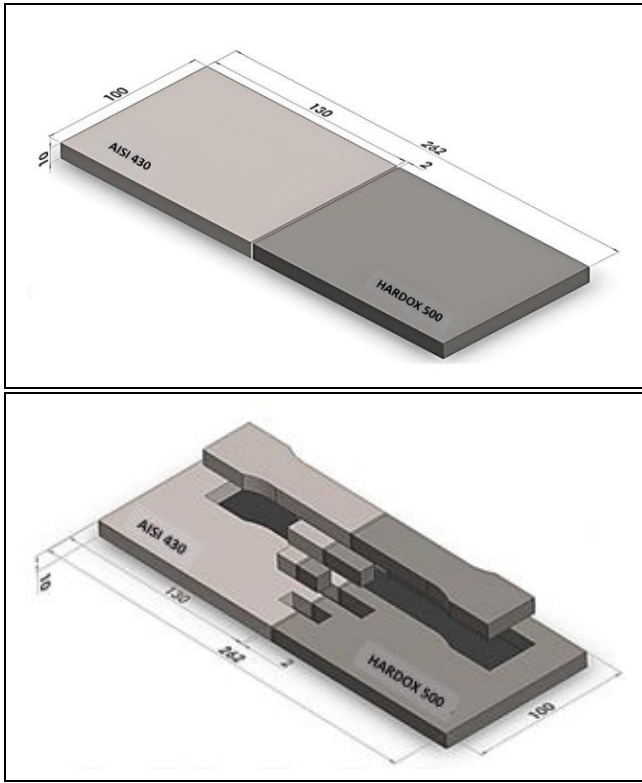
Table 2. Mechanical properties of HARDOX 500 and AISI 430 steels.

Ürün Kalitesi	Sertlik (HV)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)	Çentik Darbe Dayanımı	Uzama (%)
HARDOX 500	525	1400	1550	37	10
AISI 430	172	318	490	22	18

Tablo 3. AWS 307 kaynak telinin kimyasal bileşimi.

Table 3. Chemical composition of AWS 307 welding wire.

Kaynak teli	C (max, %)	Si (max, %)	Mn (max, %)	Cr (max, %)	Ni (max, %)
AWS 307	0.08	1.45	6.62	19.10	9.03



Şekil 1. CMT kaynağı ile birleştirilen çeliklerin metal şerit testere ile kesilerek deney numunelerinin çıkarılması.

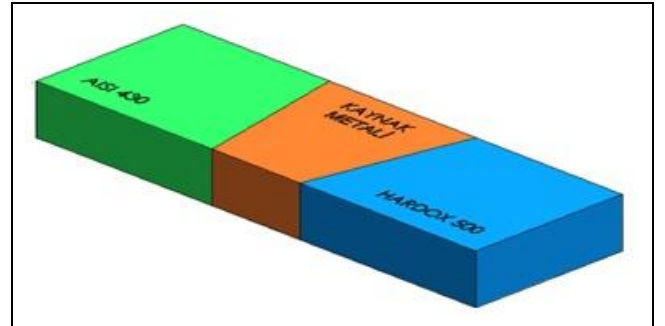
Figure 1. Removal of test specimens by cutting steels joined by CMT welding with a metal band saw.

Analizler "QUANTA-FEG 250" marka SEM ve GNR-Explorer XRD cihazı ile yapılmıştır. Sertlik ölçümleri "SHIMADZU HMV-G" marka mikrosertlik cihazı ile, çekme deneyleri ise 100 KN çekme kapasiteli "SHIMADZU" marka hidrolik çekme cihazı ile yapılmıştır. Çentik darbe deneyleri, 300 J'lük çekiç kullanılarak darbe deneyi makinesinde gerçekleştirilmiştir.

## 2.2 Yöntem

Kaynak yapılacak numuneleri önce 130x100x6 mm ölçülerinde parçalar şeklinde metal kesici şerit testerede kesilmiştir

(Şekil 1). Daha sonra bu numunelere "V" şeklinde kaynak ağızı açılmış ve numuneler arasında 2 mm boşluk kalacak şekilde puntalanmıştır (Şekil 2). 10x130 mm ölçülerindeki numuneler robotik olarak CMT yöntemi ile kaynaklanmıştır. Kaynak işlemleri AWS 307 1.2 mm tel ile 6 pasoda gerçekleştirilmiştir. Numuneler 0° torç açısı, 45cm/dk ilerleme hızı, Arco 2.5 gaz, 5.4 cm/dk tel sürme hızı parametreleri ile kaynak edilmiştir. Kaynak işleminde 1 kök paso, 3 dolgu, 2 bindirme işlemi uygulanmıştır. Her bir deney için N1, N2 ve N3 olarak üç numune hazırlanmış ve numunelerinin her biri 120, 130 ve 140 A akımda, kaynaklanmıştır.



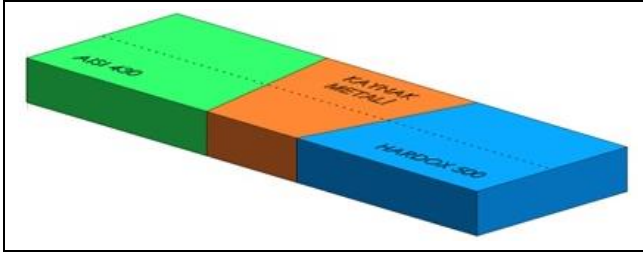
Şekil 2. Metalografik inceleme için hazırlanan numune.

Figure 2. Sample prepared for metallographic examination.

Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra numune yüzeyleri zımpara makinasında 200 rpm'de 80, 180, 240, 400'lük zımparalarla zımparalanmıştır. 500, 800, 1000 ve 1200'lük zımparalar ile yapılan zımparalama işlemleri ise 300 rpm'de gerçekleştirilmiştir. Parlatma işleminde parlatma keçesi kullanılmış ve işlem 200 dev/dk'da gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu numuneler etil alkol (etanol-C<sub>2</sub>H<sub>6</sub>OH) içerisine daldırılarak parlatma sırasında oluşan empüritelerden arındırılmıştır. Kaynak işlemi sırasında oluşan mikroyapısal farklılıkları tespit amacıyla HARDOX 500 numunesi %98 etil alkol ve %2 nitrik asit ile dağlama işlemine tabi tutulmuştur. AISI 430 numunesi de elektrolitik dağlama cihazında %49 etil alkol, %49 hidroklorik asit ve %2 nitrik asit içerisinde 12V gerilimli dağlama ünitesi ile dağlanmıştır.

Metalografik inceleme için hazırlanan numuneler optik mikroskopta incelenmiştir. AISI 430 ve HARDOX 500

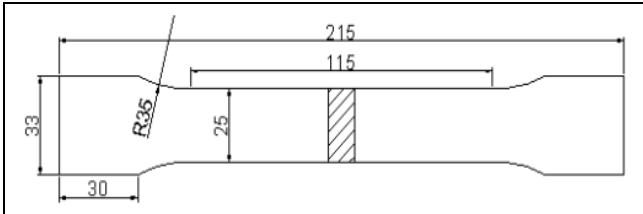
numunelerinin bir kesit yüzeyindeki ITAB kısımları, kaynak metali ve ana metal olmak üzere farklı bölgeleri seçilmiş ve buralardan görüntüler alınmıştır. Kaynak işlemi sonrası kaynak birleşim bölgesiyle ITAB'da oluşan faz değişiklikleri ve bileşikler XRD cihazında  $\lambda=1.5405 \text{ \AA}$  dalga boyunda Cu-K $\alpha$  ışın kaynağı uygulanarak tespit edilmiştir. Kaynak metali ve ITAB bölgelerinin sertliklerinde oluşan değişimlerin incelenmesi için numuneler önce bakalit içine alınmıştır. Daha sonra mikrosertlik cihazı ile 100 g'lık yükte 0.5 mm aralıklarda sertlik değerleri ölçülmüştür. Mikrosertlik ölçümleri Şekil 3'te belirlenen hat üzerinde ve her numunenin bir yüzeyinden yapılmıştır. Görüntüler de mikrosertlik ölçüm cihazı ile alınmıştır.



Şekil 3. Mikrosertlik numunesi üzerindeki sertlik ölçüm noktaları.

Figure 3. Hardness measurement points on the microhardness sample.

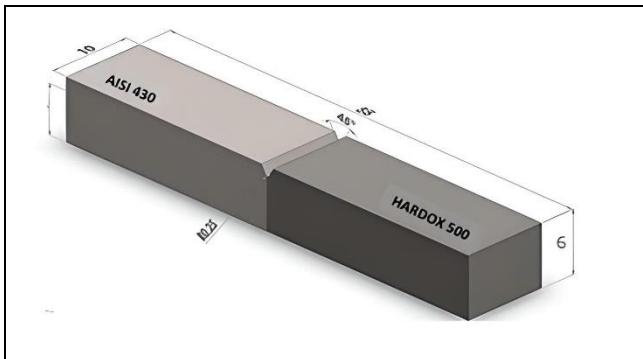
Çekme test numuneleri, kaynaklı birleştirmelerin maksimum yük taşıma kapasitelerini belirlemek için ASTM E8M-04 standardına göre kaynaklı bağlantıdan şerit testere ile kesildi (Şekil 4), [19]. Çekme deneyleri, çekme cihazında 25 °C (oda sıcaklığında) gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4. Çekme numunesi.

Figure 4. Tensile sample.

Kaynaklı bağlantıların kırılma enerjilerinin ölçülmesinde kullanılacak numuneler ASTM E23-06 standardına [20] göre hazırlanmıştır (Şekil 5). Çentik darbe deneyleri, darbe deneyi makinesinde 300 J'lük çekiç kullanarak belirlenmiştir.

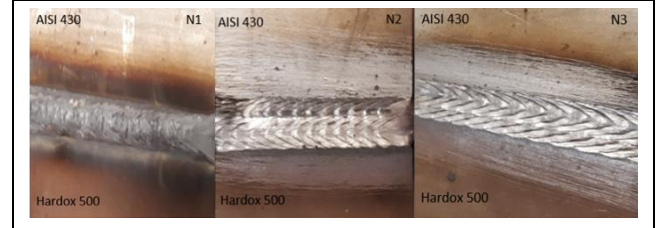


Şekil 5. Çentik darbe deneyi numunesi.

Figure 5. Notch impact test specimen.

### 3 Bulgular ve tartışma

CMT yöntemi ile kaynaklanarak 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 arttıkça kaynak dikişi genişliğinin arttığı makro yapı görüntülerinden belirlenmiştir (Şekil 6). Her üç numunede tam nüfuziyet sağlanmış ve "V" şeklinde kaynak dikişi oluşmuştur. N1, N2 ve N3 numunelerinin kesit görüntüleri Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 6. Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü.

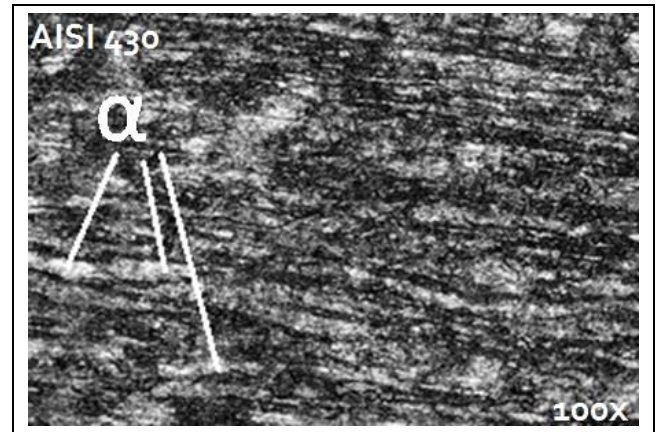
Figure 6. View of the macrostructures of the welded metal pair.



Şekil 7. N1, N2 ve N3 numunelerinin arakesitlerinin makroyapı görüntüleri.

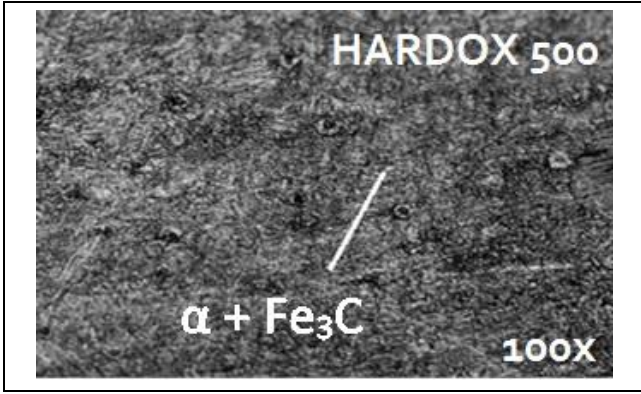
Figure 7. Macrostructure images of the intersections of N1, N2 and N3 samples.

Kaynak işleminden önce ve sonra HARDOX 500 ve AISI 430 çeliklerinin mikro yapılarında meydana gelen değişimler de incelenmiştir. HARDOX 500 çeliğinin yapısının perlit ( $\alpha+Fe_3C$ ) (Şekil 8), AISI 430 çeliğinin yapısının ise ferrit ( $\alpha$ ) fazından (Şekil 9) oluştuğu görülmüştür. 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 [21].

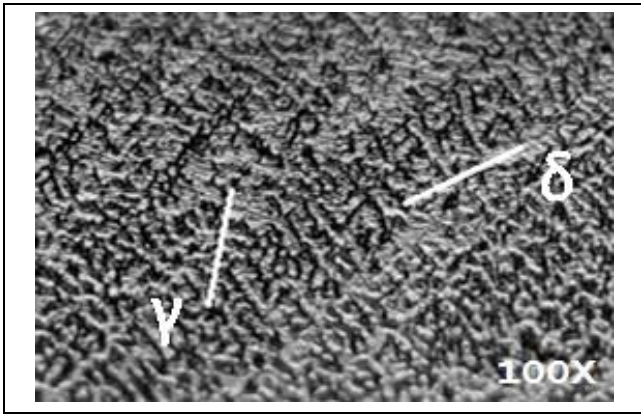


Şekil 8. AISI 430 çeliğinin kaynak öncesi mikroyapısı.

Figure 8. Microstructure of AISI 430 steel before welding.



Şekil 9. HARDOX 500 malzemesi kaynak öncesi mikroyapısı.  
Figure 9. Microstructure of HARDOX 500 material before welding.

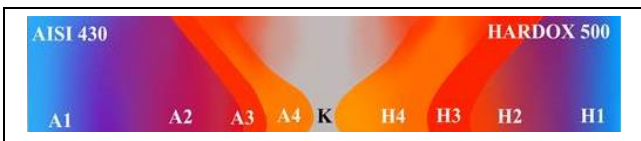


Şekil 10. Kaynak metalinin mikroyapısının optik mikroskoptan alınan görüntüsü.

Figure 10. View of the microstructure of the weld metal from an optical microscope.

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 [17].

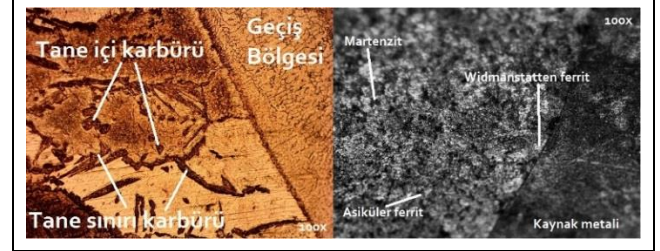
Şekil 11'de CMT tekniği ile kaynatılan AISI 430 ve HARDOX 500 çeliklerinin ITAB bölgelerinin şematik görünüşü görülmektedir. Kaynak esnasında oluşan ısının termal iletkenliği yüksek olan metale doğru yöneleceği bilinmektedir. AISI 430 metalinin ısı iletkenliği HARDOX 500'den düşük olduğundan ITAB bölgesi 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 metalini temsil etmektedir.



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

Figure 11. AISI 430 and HARDOX 500 steels and heat-affected zones of them.

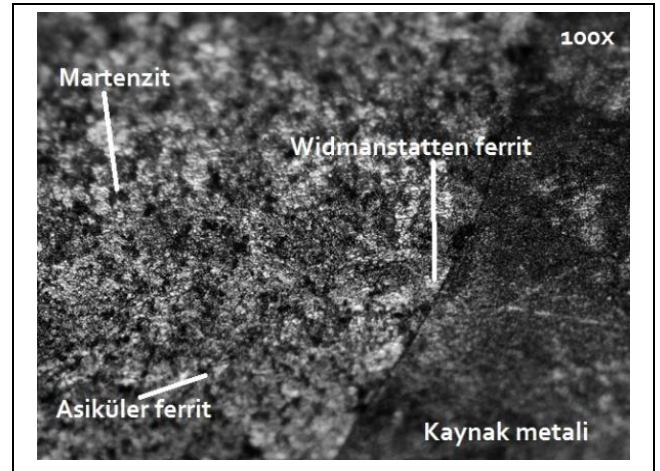
Şekil 12'de, AISI 430 numunesinin kaynak metalinin hemen yanında oluşan kaba tanelerin bulunduğu ITAB bölgesi gösterilmiştir. Büyütülmüş mikroyapı fotoğrafında tane sınırları ve tane içi karbürü gösterilmiştir. Ayrıca artan akım şiddeti ile beraber soğuma hızının arttığı, iğnemsiliği artan çıta tipi 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 [14].



Şekil 12. AISI 430 ITAB mikroyapısı.

Figure 12. AISI 430 HAZ microstructure.

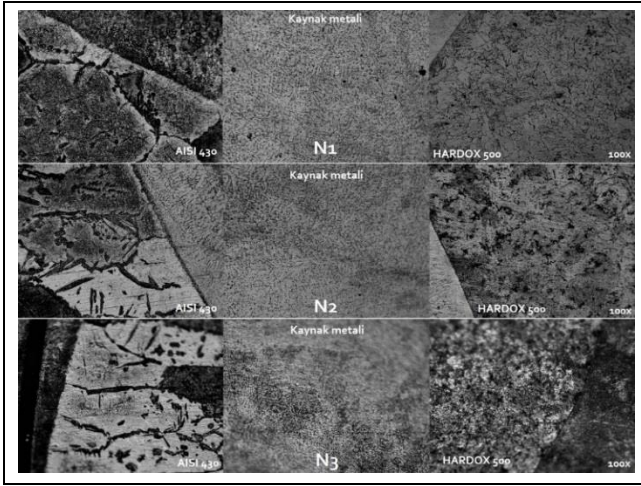
HARDOX 500 numunesinin mikroyapısına bakıldığında (Şekil 13), AISI 430'a göre daha geniş bir ITAB bölgesinin olduğu, soğuma hızının daha fazla olduğu ve martenzitlerin oluştuğu görülmektedir. Kaynak esnasında oluşan ısı girdileri nedeniyle ITAB bölgesinde asiküler ferrit ve widmanstatten ferrit oluşumları da görülebilmektedir. N3 numunesinin mikroyapısında N1 numunesinin mikroyapısına kıyasla kısmen daha fazla asiküler ferrit oluşmuştur. Bu durum akım arttıkça soğuma hızının artmasıyla da ilişkilendirilebilir. Soğuma hızındaki artış ile birlikte yapı içerisinde çıta tipi martenzitik yapı [14] ve ITAB'da daha iğnemsiz martenzit bir yapı oluştuğu da görülmektedir.



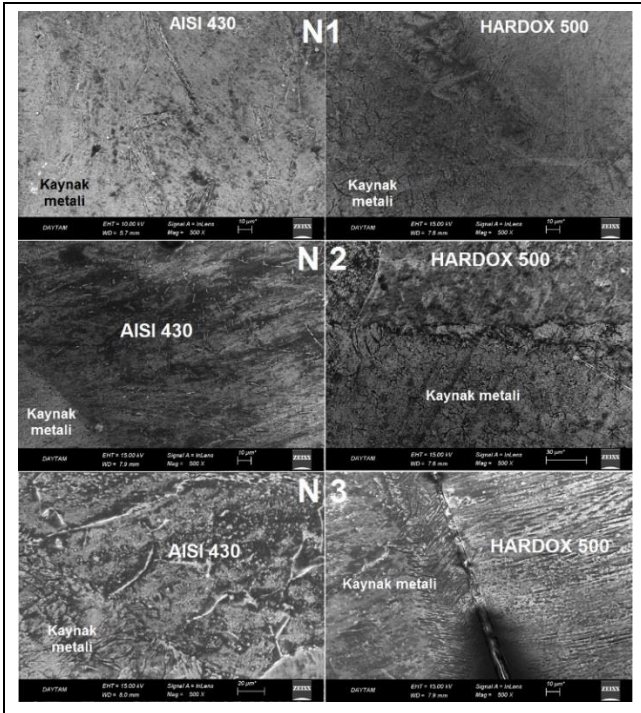
Şekil 13. HARDOX 500 ITAB mikroyapısı.

Figure 13. HARDOX 500 HAZ microstructure.

Farklı amperlerde (diğer parametreler sabittir) kaynak edilen çelik çiftlerinin optik görüntüleri Şekil 14'de, SEM görüntüleri de Şekil 15'de (kaynak metalini ile ITAB bölgeleri bir arada görülebilecek şekilde) verilmiştir. "AISI 430 çeliği tarafı"nın mikro görüntüleri incelendiğinde, N1 numunesinin ITAB bölgesindeki kaba taneli kısmın daha dar olduğu ve akım artmasıyla kaba taneli bölgenin daha da genişlediği görülmektedir. N1 ve N3 numunelerinin ITAB bölgelerinin genişlikleri kıyaslandığında, belirgin bir fark oluştuğu görülmüştür.



Şekil 14. N1, N2 ve N3 numunelerinin optik mikroyapıları.  
Figure 14. Optical microstructures of N1, N2 and N3 samples.

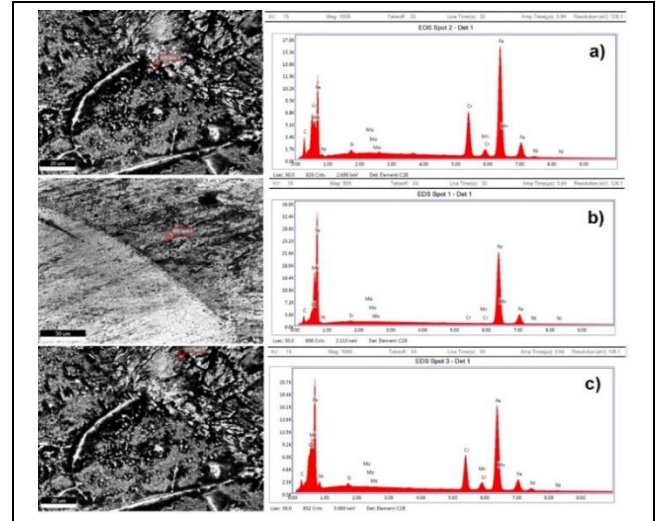


Şekil 15. N1, N2 ve N3 numunelerinin SEM mikroyapısı.  
Figure 15. SEM microstructure of N1, N2 and N3 samples.

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 kabalığı da tespit edilmiştir.

Geleneksel gaz metal ark kaynağı (GMAW) ile CMT kaynağının kıyaslandığı benzer çalışmalarda, CMT ile kaynak yapıldığında GMAW'ye göre kaynak dikişi bölgesinde daha ince tanelerin oluştuğu, bu bölgenin daha fazla ferrit içerdiği ve AISI 430-ITAB bölgesindeki taneler içinde biberimsi karbürlerin oluştuğu belirtilmiştir. Bunun sebebinin ise soğuma anında oluşan karbürlerden kaynaklandığı zikredilmiştir [17], [22]. Akım artışı ile soğuma hızının artması, kaynak metalinin mikroyapısında daha kaba dentritik bir yapı oluşturmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin hiçbirinde herhangi bir çatlak gözlenmemiştir.

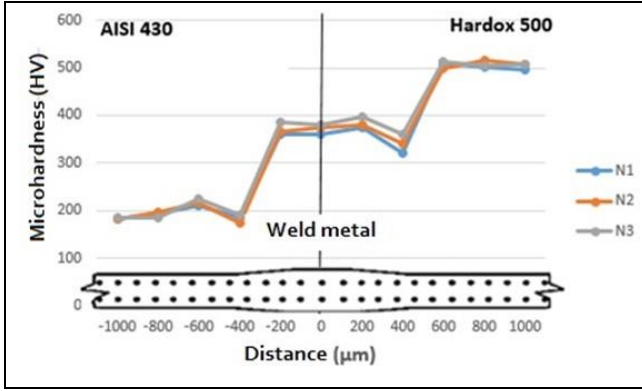
Deney numunelerinin bir yüzünün alt ve üst bölgelerinin farklı noktalarından ölçümler alınmış ve N3 numunesinin ölçümler sonucunda elde edilen EDS sonuçları Şekil 16'da verilmiştir. N3 numunesinin SEM-EDS görüntüleri ve analizleri incelendiğinde (Şekil 15); maksimum Fe, C, Ni, Cr ve Mn değerleri ağırlıkça sırasıyla %90.34, %15.4, %7.65, %18.22 ve %5.82 olarak tespit edilmiştir. Minimum Fe, C, Ni, Cr ve Mn değerleri ise sırasıyla %49.15, %3.09, %0.11, %0.06 ve %0.04 olarak bulunmuştur. Genel olarak Maksimum Cr, Ni ve Mn değerleri HARDOX 500 kaynak metalinde, Maksimum Fe AISI 430 ana metalinde, maksimum C HARDOX 500 ana metalinde görülmüştür. Minimum Ni ve Cr değerleri AISI 430 ana metalinde, minimum Fe, C ve Mn değerleri de sırasıyla HAROX 500 geçiş bölgesinde AISI 430 kaynak metalinde ve HARDOX 500 ana metalinde görülmüştür. Hem kaynak metalinde hem de ana metalde Fe, Cr, Mn, Ni, Mo, C ve Si elementleri tespit edilmiştir. AISI 430-HAZ tarafındaki kaynak metalindeki elementler HARDOX 500-HAZ tarafına göre daha fazladır. Bunun nedeni atom yoğunluğu ile açıklanabilir. Benzer çalışmalarda, yüksek atom yoğunluğundan düşük atom yoğunluğuna atomik geçişler olmuştur [14]. Artan akım şiddeti ile ITAB bölgesi ile kaynak metali bölgesi arasındaki eleman geçişleri artmıştır. Kullanılan telin içeriğinden dolayı en fazla Ni AISI 430 kaynak metalinde tespit edilmiştir.



Şekil 16(a): N3'ün HARDOX 500 HAZ bölgesi SEM/EDS grafiği.  
(b): N3'ün AISI 430 bölgesi SEM/EDS grafiği. (c): N3'ün kaynak metali bölgesi SEM/EDS grafiği.

Figure 16(a): SEM/EDS graphic of the HARDOX 500 HAZ region of the N3. (b): SEM/EDS graphic of the AISI 430 region of the N3. (c): SEM/EDS graphic of the weld metal region of the N3.

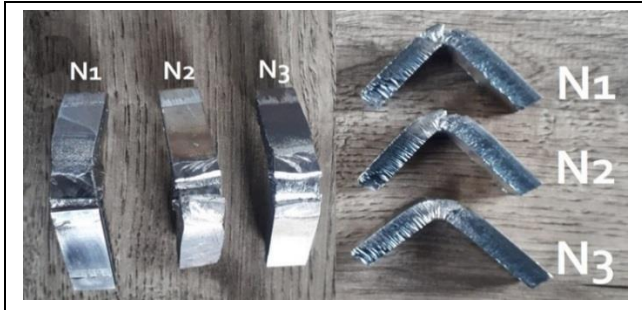
Kaynaklı çelik numunelerinin sertlik değerleri ölçüm sonuçlarına göre en düşük sertlik, N2 numunesinin AISI 430-ITAB bölgesinde ve 174 HV olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik, N3 numunesinin Haradox 500-ana metalinde ve 528 HV ölçülmüştür (Şekil 17). Kaynak metalindeki östenitik yapı AISI 430 ana metalinden yüksek bir sertliğe sahipken, HARDOX 500-ana metalinden daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. Kaynak metalinde çökelen karbürlerin sertliği artırdığı düşünülmektedir [23]. AISI 430-ana metalden AISI 430-ITAB bölgesine geçişte sertlik değerlerinde bir miktar azalma gözlenmiştir. Bu durum, tane kabalığına rağmen tane içi ve tane sınırı bölgesinde oluşan karbürlerden kaynaklanmaktadır. Ayrıca kaynak metalinden ana metallere karışan nikel ve manganın, krom karbür oluşumunu azalttığı da düşünülmektedir.



Şekil 17. Numunelerin mikrosertlik grafiği.

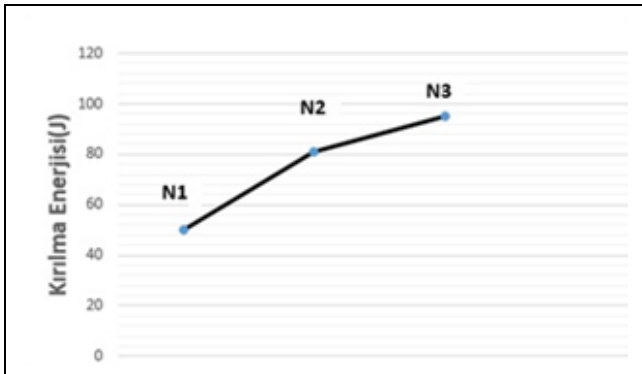
Figure 17. Microhardness graphic of specimens.

Hardox 500-ana metalinden Hardox 500-ITAB bölgesine geçişteki sertlik değerlerinde genel bir azalma görülmüştür. Bunun sebebinin de temperlenmiş martenzitten kaynaklandığı tahmin edilmektedir [24]-[27]. Sertlik ve çekme kuvvetindeki düşüşün nedenleri, daha geniş kaynak havuzu, daha yavaş soğuma ve daha iri taneli mikro yapılarıdır. Nagasai ve arkadaşlarının yapmış olduğu bir çalışmada ısı girdisini azaltan ve soğutma hızını artıran CMTAW işleminin tel geri çekme mekanizması nedeniyle tane boyutunu küçülttüğü belirlenmiştir [17]. 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 18'de, darbe enerjisi grafiği Şekil 19'da verilmiştir. Numuneler çentiğin açıldığı kaynak bölgesinden kırılmamıştır. Tam kopma olmadığı için Çentik darbe testi sonucu numune yüzeylerinden SEM görüntüleri alınamamıştır.



Şekil 18. Çentik darbe testinden sonra kırılan numuneler.

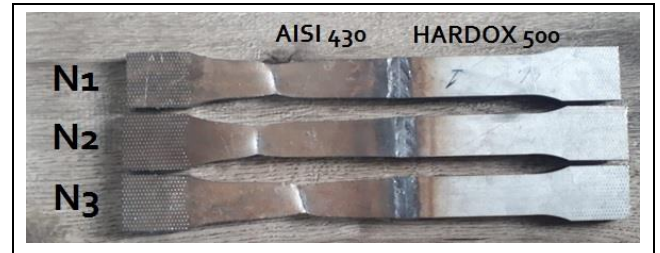
Figure 18. Fractured specimens after notch impact test.



Şekil 19. Numunelerin darbe enerjisi grafiği.

Figure 19. Impact energy graph of samples.

Numunelerin çekme testi sonrası makro görüntüleri Şekil 20'de, çekme testi sonuçları Tablo 4'te verilmiştir. Çekme testi sonrasında N1, N2 ve N3 numuneleri AISI 430 çeliğinin ama metal kısmından kopmuştur. Bunun nedeni ITAB bölgesinde kromkarbürlerin çökmesi ve sıvı fazdan direk katı ferrit fazına geçmesi ile tane kabalaşması oluşmasındandır [27]. Diğer bir faktörün de nüfuziyetin yeterince olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bunun, ilave telin kaynak metalinde intermetalik fazların oluşumunu önlemesi ve AISI 430 parçasında karbür oluşumunu azaltması nedeniyle meydana geldiği tahmin edilmektedir [28], [29]. Çekme testlerinde çekme dayanımları N1=441 MPa, N2=417 MPa ve N3=436 MPa olarak ölçülmüştür. Akım arttıkça çekme dayanımının da arttığı gözlenmiştir. CMT kaynak yöntemi ile MIG kaynak yöntemi karşılaştırıldığında CMT kaynak yöntemi ile kaynatılan numuneler MIG kaynak yöntemine göre daha az distorsiyona sahiptir.



Şekil 20. Çekme deneyi sonrası N1, N2 ve N3 numunelerinin makro görünüşleri.

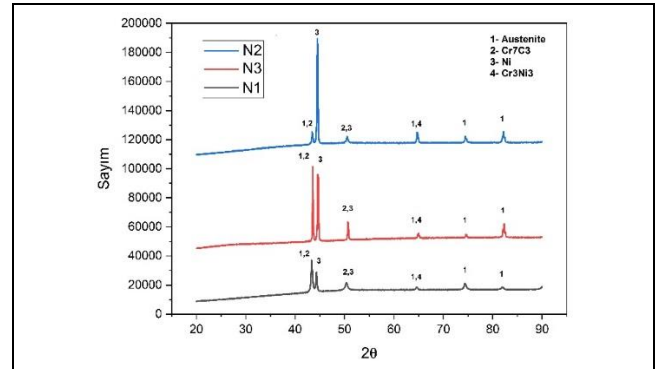
Figure 20. Macro views of N1, N2 and N3 samples after tensile test.

Tablo 4. Çekme deneyi sonuçları.

Table 4. Tensile test results.

Numune	Çekme kuvveti (MPa)	Max. uzama (mm)
N1	441	16.81
N2	417	17.90
N3	436	17.43

Kaynak sonrası N1, N2 ve N3 numunelerinin malzeme yapısında meydana gelen fazlar X ışını kırınımı yöntemi ile tespit edilmiştir. XRD deney sonuçları Şekil 21'de verilmiştir. Yapı içerisinde östenit, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub>, Ni faz ve bileşikler ile bazı metaller tespit edilmiştir. Bu fazlar sert ve kırılğan bir yapıya sahiptir. Fakat Nikel yüzey merkezli kübik bir yapıya sahiptir. Bu nedenle yüksek tokluğa sahip östenit oluşturduğu ve östenit malzemenin mekanik özelliğini artırdığı düşünülmektedir [14].



Şekil 21. N1, N2 ve N3 numunelerinin XRD sonuçları.

Figure 21. XRD analysis graphic of N1, N2, N3 samples.

## 4 Sonuçlar

Bu çalışmada farklı mekanik ve kimyasal özelliklere sahip 6 mm kalınlıktaki HARDOX 500 ve AISI 430 çelikleri ek tel kullanılarak CMT kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve şu sonuçlar elde edilmiştir;

CMT'nin düşük ısı girişi, mikro yapıda istenen tanecik azalmasını sağlamıştır. Daha az bozulma ve yüksek kaliteli bağlantılar meydana gelmiştir.

Numunelerin ITAB bölgelerinde herhangi bir çatlak ve boşluk gözlenmemiştir.

Kaynak metalinde en yüksek sertlik N3= 528 HV olarak ölçülmüştür. Kaynak metalinden AISI 430 ve HARDOX 500 metallerine geçişte kaynaklı birleştirmelerin mikrosertliği azalmıştır. Kaynak metalinde tespit edilen martensitler ve krom karbür oluşumları mukavemet artışında etkili olmuştur.

Darbe tokluğu 49.86 ila 95.12 J aralığında ölçülmüştür. Akım arttıkça darbe enerjileri de arttı.

N1, N2 ve N3 numuneleri sırasıyla 441 MPa, 417 MPa ve 436 MPa çekme dayanımlarında AISI 430 ana metalden kırılmıştır. N1 Örneği 16.81 mm uzarken, N2 Örneğinin uzama miktarı 17.90 ve N3 örneğinin uzama miktarı da 17.43 mm olmuştur.

## 5 Conclusions

In this study, 6 mm thick HARDOX 500 and AISI 430 steels with different mechanical and chemical properties were joined by the CMT welding method using additional wire. The following results were obtained.

The low heat input of CMT provided the desired grain reduction in the microstructure. Less distortion and high-quality joints occurred.

No cracks and gaps were observed in the HAZ zones of the specimens.

The highest hardness in the weld metal was measured as N3= 528 HV. The microhardness of the welded joints decreased in the transition from weld metal to AISI 430 and HARDOX 500 metals. Martensites and chromium carbide formations detected in the weld metal had an effect on the increase in strength.

Impact toughness changed from 49.86 to 95.12 J. The impact energies increased as the current increased.

The N1, N2, and N3 specimens were broken from AISI 430 base metal at 441 MPa, 417 MPa, and 436 MPa tensile strength, respectively. While the N1 Specimen elongated by 16.81 mm, the elongation amount of the N2 Specimen was 17.90 mm, and N3 Specimen was 17.43 mm.

## 6 Yazar katkı beyanı

Mustafa Engin KOCADAĞIŞTAN deneysel tasarım, ölçümlerin yapılması ve metin kompozisyonu, analiz ve sonuçların yorumlanması, Oğuzhan ÇİNAR, ölçümler ve deneylerin yapılmasında katkı sunmuştur.

## 7 Etik kurul onayı ve çıkar çatışması beyanı

"Hazırlanan makalede etik kurul izni alınmasına gerek yoktur".  
"Hazırlanan makalede herhangi bir kişi/kurum ile çıkar çatışması bulunmamaktadır".

## 8 Kaynaklar

- [1] Yürük A. "TIG kaynak parametrelerinin AISI 316L paslanmaz çeliğinin mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisi". *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 29(1), 76-85, 2023.
- [2] Kannan AR, Shanmugam NS, Naveenkumar S. "Effect of arc length correction on weld bead geometry and mechanical properties of AISI 316L weldments by cold metal transfer (CMT) process". *Materials Today: Proceedings*, 18(7), 3916-392, 2019.
- [3] Güngör B, Kaluc E, Taban E, Sık AŞŞ. "Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys". *Materials and Design*, 54, 207-211, 2014.
- [4] Bellamkonda PN, Sudersanan M, Visvalingam B. "Mechanical properties of wire arc additive manufactured carbon steel cylindrical component made by cold metal transferred arc welding process". *Materials Testing*, 64(2), 260-271, 2022.
- [5] Selvi S, Vishvakshen A, Rajasekar E. "Cold metal transfer (CMT) technology-An overview". *Defence Technology*, 14(1), 28-44, 2018.
- [6] Venukumar S, Cheepu M, Vijayababu T, Venkateswarlu D. "Cold Metal Transfer (CMT) Welding of Dissimilar Materials: An Overview". *Materials Science Forum*, 969, 685-690, 2019.
- [7] Çuğ H, Dağlar F. "AISI304L ve AISI430 kalite paslanmaz çeliklerin nokta direnç kaynak kabiliyetine ilave yapıstırıcının etkisi". *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 8, 1586-1603, 2020.
- [8] Savaş A. MIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen HARDOX 400, AISI 304L VE ST52 Kalite Çeliklerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi." Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, 2021.
- [9] Lakshminarayanan AK, Shanmugam K, Balasubramanian V. "Effect of autogenous arc welding processes on tensile and impact properties of ferritic stainless steel joints". *Journal of Iron and Steel Research International*, 16(1), 62-68, 2009.
- [10] Salman BA, Ali HM, Mohammed SS. "Influence of welding process and electrode material on the corrosion characteristics of AISI 304 and AISI 316 weldments". *Engineering Research Journal (ERJ)*, 1(459), 7-12, 2020.
- [11] Ongun A, Uzun İ, Turgut OK. "Elektrik ark ve gazaltı kaynağı (MIG) ile birleştirilmiş AISI 1040 çeliğinin mekanik özelliklerine, çeşitli ısı işlemlerin etkisinin incelenmesi". *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 23(1), 1-5, 2017.
- [12] Mezrag B, Deschaux-Beaume F, Benachour M. "Control of mass and heat transfer for steel/aluminium joining using cold metal transfer process". *Science and Technology of Welding and Joining*, 20(3), 189-198, 2015.
- [13] Bensaïd K, Dhiflaoui H, Bouzaïene H, Yahyaoui H, Fredj NB. "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*, 113(9), 2865-2882, 2021.
- [14] Teker T, Gençdoğan D. "Phase and chemical structure characterization in double sided TIG arc welding of HARDOX 450 and AISI 430 steel". *Cumhuriyet Science Journal*, 41(4), 987-994, 2020.



- [15] Teker T, Kurşun T. "Weldability of AISI 430/AISI 1030 steel couples via the synergic controlled pulsed (GMAW-P) and manual gas metal ARC (GMAW) welding techniques". *Materials and Manufacturing Processes*, 26, 926-932, 2011.
- [16] Teker T, Gençdoğan D. "Heat affected zone and weld metal analysis of HARDOX 450 and ferritic stainless steel double sided TIG-joints". *Materials Testing* 63(10), 923-928, 2021.
- [17] Nagasai BP, 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*, 36, 100-116, 2022.
- [18] Magowan S. Effects of Cold Metal Transfer Welding on Properties of Ferritic Stainless Steel. PhD Thesis, Sheffield Hallam University, United Kingdom, 2017.
- [19] American Society for Testing and Materials. "E8M-04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials". West Conshohocken, ASTM International, PA, USA, 2004.
- [20] American Society for Testing and Materials. "E23-06. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials". West Conshohocken, ASTM International, PA, USA, 2006.
- [21] Verma J, Taiwade RV, Khatirkar RK, Kumar A. "A Comparative study on the effect of electrode on microstructure and mechanical properties of dissimilar welds of 2205 austeno-ferritic and 316L austenitic stainless steel". *Materials Transactions*, 57(4), 494-500, 2016.
- [22] Lin C, Liu J, Tsai H, Cheng C. "Evolution of microstructures and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy weldment with active oxide fluxes and GTAW process". *Journal of the Chinese Institute of Engineers*, 34(8), 1013-1023, 2011.
- [23] Alizadeh-Sh M, Marashi SPH, Pouranvari M. "Resistance spot welding of AISI 430 ferritic stainless steel: phase transformations and mechanical properties". *Materials and Design*, 56, 258-263, 2014.
- [24] Westraadt JE, Goosen WE, Kostka A, Wang H, Eggeler G. "Modified Z-phase formation in a 12% Cr tempered martensite ferritic steel during long-term creep". *Materials Science and Engineering: A*, 855, 143857, 2022.
- [25] Kostka A, Tak KG, Hellmig RJ, Estrin Y, Eggeler G. "On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels". *Acta Materialia*, 55(2), 539-550, 2007.
- [26] Teker T. "The effect of austenitic interlayer on microstructure and mechanical behaviors in keyhole plasma transfer arc welding of ferritic stainless steel couple". *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69(5), 1833-1840, 2013.
- [27] Sathiya P, Aravindan S, Noorul Haq A. "Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel". *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 31(11), 1076-1082, 2007.
- [28] Muralimohan CH, Muthupandi V. "Friction welding of type 304 stainless steel to Cp titanium using nickel interlayer". *Advanced Materials Research*, 794, 351-57, 2013.
- [29] Teker T. "Effect of melt-in and key-hole modes on the structure and mechanical properties of AISI 430 steel welded using plasma transfer arc welding". *Physics of Metals and Metallography*, 119(7), 669-677, 2018.