



## Investigation of QStE 420 TM steel materials weldability using different basic electrodes by electric arc welding method

Mustafa Harman<sup>1\*</sup>, Hakan Ada<sup>2</sup>, Cemil Çetinkaya<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Construction and Technical Department, Çankırı Karatekin University, 18100, Çankırı, Turkey

<sup>2</sup>Faculty of Engineering and Architecture, Mechanical Engineering, Department, Kastamonu University, 37150, Kastamonu, Turkey

<sup>3</sup>Faculty of Technology, Metallurgical and Materials Engineering, Department, Gazi University, 06560, Ankara, Turkey

### Highlights:

- Weldability of QStE420TM
- Basic electrode compositions
- Weld zone microstructure

### Keywords:

- QStE 420 TM
- Shielded metal arc welding
- Microstructure
- Basic electrode
- Weldability

### Article Info:

Research Article  
Received: 09.03.2021  
Accepted: 26.11.2021

### DOI:

10.17341/gazimmfd.893705

### Correspondence:

Author: Mustafa Harman  
e-mail: mustafa.harman18@gmail.com  
phone: +90 376 218 9558 / 8472

### Graphical/Tabular Abstract

In this study, the weldability of the plates made of QStE420TM material by arc welding method with covered electrode with the help of basic type rod electrode with 3 different chemical compositions (code E11018-G H4, E7018-1 H4R and E7018 H8 AWS) was investigated separately. Post-weld mechanical tests (tensile, bending, notch impact and hardness examination) and macro-microstructure examinations revealed comparative results. According to the comparative results, optimum results were obtained with the E7018 H8 coded electrode at an arc voltage of 33 V and an average welding speed of 2.93 mm/sec in 4 passes.



Figure A. Test parts prepared for welding process

**Purpose:** To investigate the weldability of QStE420TM material using basic electrodes with different composition in electric arc welding method.

### Theory and Methods:

Based on international welding standards, QStE420TM material was subjected to a series of mechanical tests after joining with electric arc welding method. Mechanical test results, macrostructure, microstructure and hardness examinations were also carried out in accordance with the standards. With these tests, it was observed how the electrode composition, which is a variable parameter, affects weldability.

### Results:

In general, in the experiments where the heat input increased, the toughness decreased due to grain coarsening, and accordingly, in the tensile tests, ruptures occurred from different regions. As a result of the increase in heat input; While greater penetration and HAZ were formed in the macro structure, in the microstructures the homogeneous and point size distribution of the micro carbides was disrupted and hard and brittle phases were formed due to grain coarsening.

### Conclusion:

In terms of weldability; more optimum mechanical properties were obtained in the weld zone by using the most suitable composition (low carbon equivalent) basic electrode so that the heat input is kept low.



## QStE420TM çelik malzemelerin farklı bazik elektrodla kullanılarak örtülü elektrodla ark kaynak yöntemiyle kaynaklanabilirliğinin araştırılması

Mustafa Harman<sup>1\*</sup>, Hakan Ada<sup>2</sup>, Cemil Çetinkaya<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Çankırı Karatekin Üniversitesi, Yapı İşleri ve Teknik Daire Başkanlığı, Çankırı, Türkiye

<sup>2</sup> Kastamonu Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Kastamonu, 37150, Türkiye

<sup>3</sup> Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 06560, Ankara, Türkiye

### Ö N E Ç İ K A N L A R

- QStE420TM'nin Kaynaklanabilirliği
- Bazik elektrod kompozisyonları
- Kaynak bölgesi mikroyapısı

### Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi

Geliş: 09.03.2021

Kabul: 26.11.2021

### DOI:

10.17341/gazimmfd.893705

### Anahtar Kelimeler:

QStE 420 TM,  
örtülü elektrodla ark  
kaynağı,  
mikroyapı,  
bazik elektrod,  
kaynaklanabilirlik

### ÖZ

Savunma sanayi, otomotiv sanayi gibi sektörlerde yaygın şekilde kullanılan ince taneli ve mikro alaşımlı yapıya sahip QStE 420 TM kalitesinde imal edilmiş çelik sac plaka malzemeler, 3 farklı kimyasal kompozisyona sahip bazik tipte çubuk elektrod (E11018-G H4, E7018-1 H4R ve E7018 H8 AWS kodlu) yardımıyla örtülü elektrodla ark kaynak yöntemi kullanılarak ayrı ayrı birleştirilmiştir. Birbirinden farklı kimyasal kompozisyona sahip elektrodların belirli parametrelerde ergimesi sonrası oluşan kaynak bölgesi (ana malzeme, ısının tesiri altındaki bölge ve kaynak metali) üzerinde oluşan mekanik ve metalürjik etkiler; numunelere makroyapı ve mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilerek, aynı zamanda mekanik testlerden çekme, eğme, çentik darbe ve sertlik testleri uygulanarak incelenmiştir. Testler sonucunda kaynak bölgesinde meydana gelen mekanik ve metalürjik etkiler, makro - mikro yapı incelemeleri gerçekleştirilerek, çekme, eğme, çentik darbe ve sertlik testleri uygulanarak incelenmiştir. Bu testlerde farklı kompozisyondaki bazik elektrodlardan elde edilen kaynaklı birleştirmelerin kendinden beklenen mekanik ve metalürjik özellikleri yerine getirme durumu kaynaklanabilirlik bakımından irdelenmiştir. Karşılaştırmalı deney sonuçları baz alındığında en uygun sonuçlar; E7018 H8 kodlu elektrot ile ortalama 190 A akım şiddetinde, 33 V ark geriliminde ve ortalama 2,93 mm/sn kaynak hızında 4 pasoda birleştirilen test numunelerinden elde edilmiştir.

## Investigation of QStE 420 TM steel materials weldability using different basic electrodes by electric arc welding method

### H I G H L I G H T S

- Weldability of QStE420TM
- Basic electrode compositions
- Weld zone microstructure

### Article Info

Research Article

Received: 09.03.2021

Accepted: 26.11.2021

### DOI:

10.17341/gazimmfd.893705

### Keywords:

QStE 420 TM,  
shielded metal arc welding,  
microstructure,  
basic electrode,  
weldability

### ABSTRACT

QStE 420 TM quality steel sheet plate materials, which are widely used in sectors such as defense industry and automotive industry, are made of fine-grained and micro-alloyed structure and are joined separately using the shielded metal arc welding method with the help of basic type rod electrodes with 3 different chemical compositions (E11018-G H4, E7018-1 H4R and E7018 H8 AWS coded). Mechanical and metallurgical effects on the welding zone (base material, heat-affected zone and weld metal) formed after the melting of electrodes with different chemical compositions in specified parameters; the samples were examined by applying macrostructure and microstructure examinations, as well as mechanical tests by applying tensile, bending, notch impact and hardness tests. As a result of the tests, the mechanical and metallurgical effects occurring in the weld zone were investigated by performing macro-micro structure examinations and applying tensile, bending, notch impact and hardness tests. In these tests, the fulfillment of the expected mechanical and metallurgical properties of the welded joints obtained from the basic electrodes of different compositions was examined in terms of weldability. Based on the comparative test results, the most appropriate results are; It was obtained from test samples that were combined in 4 passes with the electrode coded E7018 H8, at an average current intensity of 190 A, an arc voltage of 33 V and an average welding speed of 2.93 mm/second.

## 1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Metalurjideki ilerlemeler sayesinde yapı çeliğine mikro alaşım elementleri (Vanadyum, Titanyum, Niyobyum) katılmış ve yapı çeliği termomekanik haddeleme prosesinden geçirilerek mikro yapısal özelliklerin kontrol altına alınması ile yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (YMDA) üretilmiştir [1]. YMDA çelikleri mukavemet artırma yöntemleri ile geliştirilmiştir. Fiziksel metalurjinin temel kurallarına dayanan bu yöntemler; rekristalizasyon sıcaklığı altında soğuk deformasyon, çöktürmelerle (karbonitrür ve/veya nitrür) sertleştirme, katı çözültü oluşturma (örnek: nikel ile alaşımlama), denge dışı kristal yapı dönüşümü (Martensit), tane küçültme (tane sınırı miktarının artırılması) işlemlerinden oluşmaktadır [2]. Yapı çeliğine kazandırılan bu sıra dışı mekanik özellikler sayesinde üretilen YMDA çelikleri; aşınmaya, korozyona, darbeye daha dayanıklı hale gelmiştir.

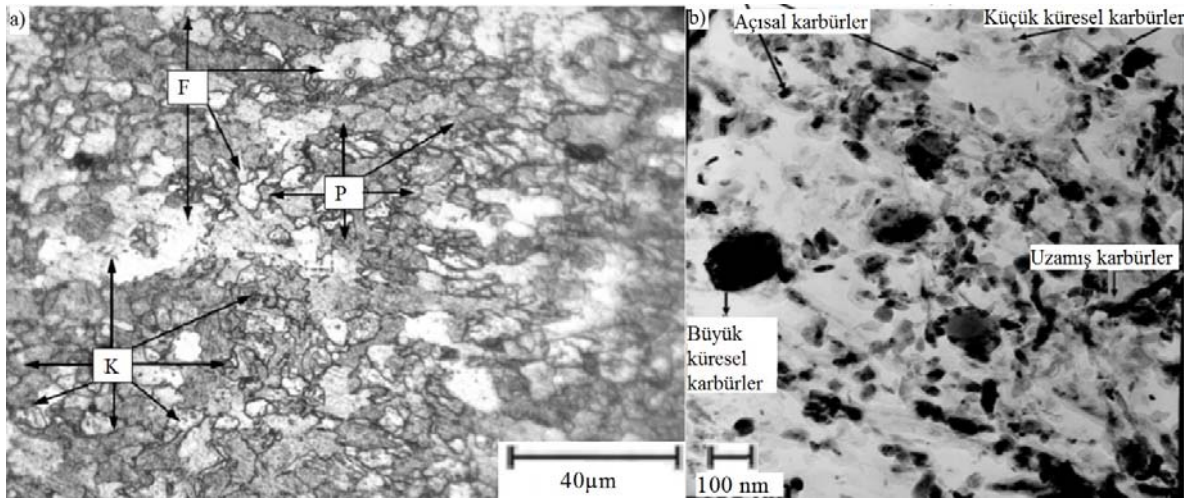
Böylece daha hafif ve daha güçlü konstrüksiyonlar üretilebilmiştir [3, 4]. YMDA çelikleri basınçlı kaplar, gemi gövdeleri, basınçlı boru iletim hatları, otomobil ekipmanları, uluslararası boğaz köprüleri, hafriyat ve madencilik ekipmanı ve diğer çeşitli stratejik savunma sanayi uygulamaları olmak üzere yaygın bir kullanım alanına sahiptir [5, 6]. YMDA çelikleri geniş bir alanda özellikle yük taşıyıcı sistemlerde olmak üzere ince cidar kalınlığının verdiği hafiflik ve iyi şekil verilebilirlik özelliği ile konvansiyonel çeliklerin yerini almıştır.

YMDA çelikleri standartlarda ve piyasada çelikte istenen mukavemete göre 3 grup altında piyasaya sunulmaktadır. Bu gruplar; 1- Normalizasyon haddelemesi yapılmış çelikler (S420N, S460N), 2- Termomekanik şekillendirilmiş çelikler [7, 8] (S420M, S460M), 3- Su verilmiş ve temperlenmiş (ıslah edilmiş) ince taneli yapı çelikleri (S460Q, S690Q, S960Q) şeklindedir [9]. Aşağıda Şekil 1a'da YMDA çeliklerinde, (F) ferrit fazını, (P) perlit fazını, (K) ise karbür yapıları göstermektedir. Şekil 1a'da mikroyapı içerisinde

görülen karbürler, tane sınırları veya tane içlerinde çökerek, heterojen çekirdeklenme yoluyla yeni faz ve tanelere sahip yapıların oluşumuna zemin hazırlarlar. Nb, Ti ve V gibi elementler çeliğin termomekanik haddeleme sürecinde ısıtılması, soğutulması esnasında östenit tanelerine iğneleme etkisi yaparak büyümelerini engellemektedir [10]. Böylece östenitin ısıtılması esnasında yeniden kristalleşme geciktirilerek, mikro karbürlerin çok sayıda tutunma noktasına (çıkıntılar ve deformasyon bantları) sahip östenit taneleri üzerinde çökmesi sağlanmaktadır [7]. Ferrit fazının çekirdeklenmesinin başladığı bu noktalarda sıcaklık kontrollü bir hızda düşürülmekte bir yandan da deformasyon kuvveti (haddeleme) uygulanmaktadır. Böylece, mikro karbürler sayesinde yeniden kristalleşmesi geciken östenit fazının daha düşük sıcaklıktan ferrit fazına dönüşümü gerçekleşmekte ve daha yüksek akma - çekme mukavemetine sahip tok bir malzeme grubu elde edilmektedir [7, 8, 11].

Aşağıda gösterilen Şekil 1a'da tane sınırlarında ve tane içlerinde de Şekil 1b'de belli boyutlarda olan noktasal karbürler, östenitin ferrite dönüşümü öncesinde östenit tane içi ve tane sınırlarında dönüşüm sıcaklığına ve soğuma hızına bağlı olarak belli boyutlarda belli fazlar içinde çökelen tane büyümesine engel olan denge dışı yapılarıdır. Literatürde yapılmış benzer çalışmalarda bu tip karbürler takım çeliklerinde de rastlanmıştır. Şekil 1b'de detaylı TEM mikroyapı görüntülemesi verilen karbürler; biçimsel büyüklükleri 6 nm ile 300 nm arasında değişir, tane içinde ve tane sınırlarına çökerek mukavemeti artırır. Bu karbürler açılı, küçük dairesel, büyük dairesel veya uzatılmış formlardadır [11].

Yüksek mekanik özellikler, plastik deformasyon kabiliyeti, hafiflik ve aynı zamanda kolay kaynaklanabilirlik gibi mühendislik çalışmalarında aranan üstün özelliklere sahip termomekanik haddeleme ile üretilen, QStE 420 TM çeliğinde, kaynak sonrası yüksek mukavemet ve mekanik özelliklerin sürdürülebilir olması için teknik kuralların



Şekil 1. (a) QStE 420TM YMDA Mikroyapısı (b) Karbür biçimleri [11] (Microstructure of QStE 420 TM HSLA, (b) Carbide forms)

tümüne uyulması gerekmektedir [9]. Bu çelikten imal edilecek makine, konstrüksiyon, savunma aracı ve gereçleri gibi ürünlerden öngörülen düzeyde mukavemet, uygun geometrik boyut ve toleranslarda olma, en az süreksizliklere sahip olma ve hafiflik gibi birtakım özelliklere sahip olması beklenmektedir. Günümüzde kaynak işlemlerinin hâlâ çoğunlukla elle veya ancak kısmen mekanize şekilde uygulanması nedeniyle ürünlerin kalitesi, diğer bir imalat yöntemlerinde olmadığı kadar kaynakçıya ve onun maharetine bağlıdır. Bu maharetin süreklilik oluşturacak şekilde bir kural dâhilinde yapılan işin kalitesine yansıtılabilmesi gerekmektedir. Kaynakçıların yeterlilikleri kullanılan kaynak yöntemine, kaynak parametrelerine, kaynaklanacak olan malzemenin kaynak edilebilirlik kriterlerine göre değişmektedir. Dolayısıyla her zaman sabit sonuçlar elde etmek için insan faktörünün minimum seviyeye indirilmesini sağlayacak tedbirler (kaynak prosedürleri, kaynak yöntem testleri, kaynakçı yeterlilik sınavı) [14, 15] gerekmektedir.

Kaynak yöntem parametrelerinin doğruluğunun yöntem testleri ile doğrulanması, kaynak parametreleri ile malzemenin mekanik özellikleri, kimyasal kompozisyonu ve kaynak dikişinden beklenen statik ve dinamik zorlanma direnci (mukavemet ve tokluk gibi) arasında bir ilişkinin kurulabilmesi, işletme açısından kaynakta sürdürülebilir kalite güvence sisteminin kurulabilmesi (TS EN ISO 3834-2) için önemlidir [16]. Böylece fire verilmeden konstrüksiyon veya üründe kaynağa bağlı olarak ortaya çıkan olumsuzlukların (yüksek ısı girdisi, çatlama, çarpılma, iç gerilme, vb.) önüne geçilebileceği gibi, aynı zamanda kaynaklı bağlantının ve ürünün güvenilirliği sağlanarak, üretim hızı ve verimliliği artırılmış olacaktır. Ayrıca kaynak akım şiddetinin yüksek tutulmasına bağlı gereksiz ısı girdisinin neden olduğu çarpılmalar, ana malzemede dayanım kayıpları ve gereğinden fazla metal yığıma oranı ile çalışma nedeniyle ürünün kullanılamaz duruma gelmesi, verimliliğin düşmesi ve maliyetlerin artması gibi olumsuzluklar da engellenmiş olacaktır. YMDA çeliklerinin açık arazi koşullarında (boru hatları ve köprülerin birleştirilmesi gibi) ve fabrika gibi kapalı alanlarda örtülü elektrodla ark kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilmesi en çok tercih edilen yöntemdir [17, 18]. YMDA çelikleri alanında günümüze kadar yapılan çalışmalarda ergitmeli ve ergitmesiz kaynak yöntemlerinde kaynaklı bölgeler üzerinde mekanik ve mikroyapısal incelemeler ile kaynaklanabilirliğin laboratuvar ortamında test edildiği kaynak termal çevrim simülatörleri (Smitweld, Gleeble, Thermorestor) [19, 20] ile yapılmış bazı çalışmalar bulunmaktadır. Ancak QStE 420 TM çeliğinin gerçek şartlarda örtülü elektrodla ark kaynak yöntemiyle kaynak edilmesinde elektrod türünün metalurjik ve mekanik özelliklere etkisinin belirlenmesini konu alan herhangi bir literatür çalışmasına rastlanılmamıştır.

Bu çalışmada, hem literatüre katkı sunmak hem de yukarıda bahsedilen olumsuzlukları ortadan kaldırmak için, QStE 420 TM çeliğinin örtülü elektrodla ark kaynak yönteminde farklı üç ilave metalde ortaya çıkan metalurjik ve mekanik

özellikleri kaynaklanabilirlik bakımından irdelenmiştir. 8 mm kalınlığındaki test plakalarına 3 farklı tipte bazik elektrod ile farklı ısı girdisinde yapılan kaynaklı birleştirmelerin mekanik ve metalurjik özelliklerinin belirlenmesi için uluslararası standartlarca belirlenmiş kurallardan [16] faydalanılmıştır. Kaynaklı birleştirmelerden elde edilen numuneler tahribatlı muayenelerden sonra elde edilen sonuçlar ile birlikte değerlendirilerek ilave metal türünün kaynak metaline ve ana malzemeye olan etkileri detaylı incelenmiştir.

## 2. MALZEME VE METOD (MATERIAL AND METHOD)

Bu çalışmada QStE 420 TM çeliği örtülü elektrodla ark kaynak yöntemi kullanılarak 3 farklı deneyde kaynak edilmiştir. Kaynak bölgelerinin mikroyapı incelenmesinde, 400X büyütme sağlayan mikroskopik inceleme metodu kullanılmıştır. Kaynak edilen plakaların kaynak bölgelerinden alınan çeşitli tiplerde numuneler çekme, eğme, çentik darbe, sertlik testleri ve makroyapı - mikroyapı inceleme işlemlerinden geçirilmiştir.

### 2.1. Malzeme (Material)

Çalışmada birleştirme işlemlerinde kullanılan QStE 420 TM (1.098) çeliğinin kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri Tablo 1'de verilmiştir. Tablo 1'deki değerler Spectromax optik emisyon spektrometre analiz edici cihazdan sağlanmıştır. QStE 420 TM malzemenin genel olarak savunma sanayi başta olmak üzere makine imalat sektörü ve örtülü elektrodla ark kaynağı uygulamalarında yoğunlukla tercih edilen 8 mm kesit kalınlık çalışmamızda tercih edilmiştir. Tablo 1'de özellikleri verilen QStE 420 TM çeliği örtülü elektrodla ark kaynak yöntemiyle 3,25 mm çapında, Tablo 2'de özellikleri verilen 3 farklı kimyasal özellikte bazik elektrod kullanılarak birleştirilmiştir. Birleştirme işlemleri örtülü elektrodla ark kaynağında DC (+) akım ve kutuplama türünde, E11018-G H4 (Deney 1), E7018-1 H4R (Deney 2), E7018 H8 (Deney 3) AWS kodlu bazik elektrodlar kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan elektrodların EN standardına göre kodlaması Tablo 2'de ayrıca verilmiştir.

Belirtilen standartta H4, H4R ve H8 olarak belirtilen kodlar elektrodların içerdiği maksimum hidrojen miktarını ifade etmektedir. Söz konusu kodlar; 100 gram kaynak metalinde oluşabilecek hidrojen miktarını ml cinsinden ifade eder. Bu kapsamda H4 ile ifade edilen elektrodlar 100 gram kaynak metalinde maksimum 4 ml hidrojen bulunma ihtimalini, H8 ile ifade edilen elektrod ise 100 gram kaynak metalinde maksimum 8 ml hidrojen bulunma ihtimalini ortaya koymaktadır. H4R ile ifade edilen R kodu ise; elektrodun Hidrojene karşı daha dirençli olduğunu ifade etmektedir [21, 22].

### 2.2. Metod (Method)

DeneySEL çalışmalarda; birleştirme metodu olarak örtülü elektrodla ark kaynak yönteminde alın altına birleştirme türü

**Tablo 1.** QStE 420 TM çeliğinin kimyasal analizi ve mekanik özellikleri  
(Chemical analysis and mechanical properties of QStE 420 TM steel )

Kimyasal analizi								
Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
(% Ağırlık) değerleri	0,0659	0,0165	1,33	0,0167	0,0056	0,0403	0,0041	0,0334
	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
	0,0298	0,0112	0,0204	0,0392	0,0146	0,0052	<0,0050	0,0015
	Sn	As	Zr	Bi	Ca	Ce	Sb	Se
	0,0109	<0,0010	0,0012	0,004	0,0006	0,0042	<0,0010	<0,0020
	Ta	B	Zn	La	N	Fe	Te	Çeş
	<0,007	0,00087	0,0028	<0,00030	0,0056	98,3	<0,0010	0,301
Mekanik özellikler								
Akma Mukavemeti (MPa)	Kopma Mukavemeti (MPa)		Minimum Toplam Uzama (%)		0°C'deki Darbe Enerjisi (Joule)			
≥420	480-620		19		202			

**Tablo 2.** Kaynak işlemlerinde kullanılan E11018-G H4, E7018-1 H4R ve E7018 H8 bazik elektrodların kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri

(Chemical composition and mechanical properties of E11018-G H4, E7018-1 H4R and E7018 basic electrodes used in welding processes)

E11018-G H4 (AWS) / E 69 6 Mn2NiCrMo B 42 H5 (EN)						
Kimyasal kompozisyon						
Element (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
	0,05	0,3	1,6	0,4	1,9	0,45
Mekanik özellikler						
Test Şekli	Akma Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çekme Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Uzama A5 (%)	Çentik Darbe Dayanımı ISO-V (J)		
Kaynak Sonrası	700	850	18	-60°C → 50		
E7018-1 H4R (AWS) / E 42 5 B 42 H5 (EN)						
Kimyasal kompozisyon						
Element (%)	C	Si	Mn			
	0,07	0,4	1,25			
Mekanik özellikler						
Test Şekli	Akma Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çekme Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Uzama A5 (%)	Çentik Darbe Dayanımı ISO-V (J)		
Kaynak Sonrası	500	580	26	-60°C → 60      -46°C → 90		
E7018 H8 (AWS) / E 42 3 B 42 H10 (EN)						
Kimyasal kompozisyon						
Element (%)	C	Si	Mn			
	0,075	0,4	1,10			
Mekanik özellikler						
Test Şekli	Akma Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çekme Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Uzama A5 (%)	Çentik Darbe Dayanımı ISO-V (J)		
Kaynak Sonrası	500	570	27	-30°C → 90      -40°C → 80		

tercih edilmiştir. Kaynak işlemleri Makina ve Kimya Endüstrisi Kurumu (MKEK) fabrikalarında bulunan Oerlikon marka GL 320 RE model elektrik ark kaynak makinası ile gerçekleştirilmiştir. 8 mm kalınlığındaki QStE 420 TM ana malzemeden üretilen plakalar 150 x 350 mm son ölçülere işlenerek kaynak işlemi için hazırlanmıştır. Kaynak ağız hazırlığında kaynak kök yüksekliği ve geometrisi kaynağın kalitesi açısından önem arz etmektedir. Kaynak ağız hazırlama esnasında mekanik metodlarla açılan kaynak ağızlarında kalan çapak veya keskin uç, köşe, kenar gibi yapıların alınması veya bunlara pah kırılması, radyus çekilmesi gerekmektedir. Aksi halde bu yapılar kaynak ısısı altında ergimek yerine yanacağı [23] ve kaynak metalinden

çıkamayan bu oksit kalıntıları kaynaktan beklenen mukavemeti almamıza engel olacağından kaynak ağız hazırlığı Şekil 2b'de görülen ölçülere göre yapılmış ve kaynak işlemi esnasında endüstriyel fırçalar ve temizlik ekipmanları kullanılmıştır.

Ayrıca kaynak ağız hazırlığı, kaynak dikişinin görüntüsünün düzgünlüğü, kaynak dikişinin konstrüktif çentik etkisinin azaltılması ve ergiyen kaynak banyosunun daha kararlı ve sabit hızla hareket ettirilmesi açısından önemlidir [18]. Kaynaklı birleştirme aşamasında; QStE 420 TM çeliği için TS EN 10025-6+A1 [23] standardına göre metalurjik özellikler ve SEW 088:1993 [24] standardında göre bilimsel

veriler ile kaynaklanabilirlik tavsiyelerinden faydalanılmıştır. Tablo 3'teki kaynak parametreleri EN ISO 14731'e göre yetkili personel tecrübeleri dahilinde ön testler sonunda hazırlanmış ve bu parametrelere göre kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Birleştirme işlemlerinde kullanılan kaynak plakası ölçüleri, kaynak ağız geometrisi ve paso sıralaması ise her bir kaynak metodu için ayrı ayrı Şekil 2'de verilmiştir.

Tablo 3'te deneylerde kullanılan elektrodların kimyasal kompozisyonunun birbirinden farklı olması nedeniyle, test öncesi gerçekleştirilen ön deneyler sonucunda, kaynak banyosunda aynı akışkanlığı ve ergimeyi sağlayabilmek için her bir elektrod  $\pm 10$  farklı akım değerleri kullanılarak ergitilmiştir. Bu yüzden, kaynak hızı ve ortalama ısı girdisi değerlerinde de  $\pm 10$  sapmalar meydana gelmiştir.

Test parçaları 151 x 351 mm (işleme paylı) ölçülerinde, kaynak ağızında ısıdan etkilenmiş bölge oluşturmayan su jeti ile kesildikten sonra talaşlı imalatta Şekil 2a ve Şekil 2b'de verilen ölçülere uygun şekilde  $30^\circ$  kaynak ağızı açılmıştır. Kaynaklı birleştirme işlemlerinde kullanılan tüm bazik elektrodlar kaynak öncesi  $350^\circ\text{C}$ 'de 2 saat elektrod kurutma fırınında kurutulmuştur. Kaynaklı birleştirme işlemlerinde Şekil 2c'deki paso sıralamasına uygun kaynak işlemine geçebilmek için, test plakaları işkenceler yardımıyla ve 4 mm kalınlıkta bakır altlıkla kök tarafı desteklenmiş biçimde Şekil 3'te gösterilen şekilde bağlanarak Tablo 3'te belirlenen parametreler dâhilinde kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde minimum ön ısıtma sıcaklığı  $100^\circ\text{C}$  ve pasolar arası maksimum sıcaklık  $200^\circ\text{C}$  olacak

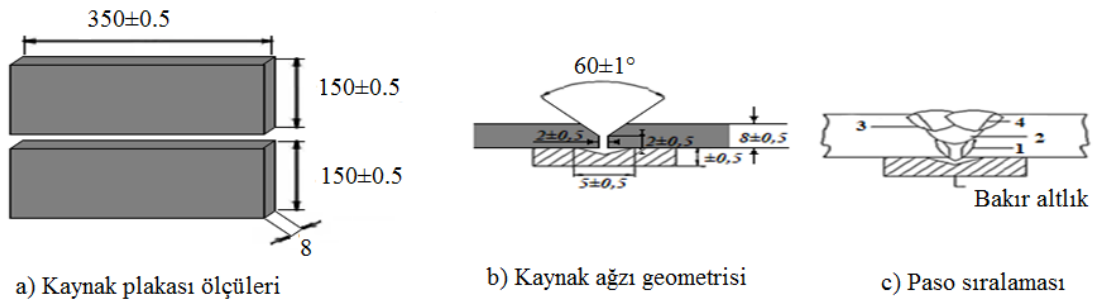
şekilde uygulanmıştır. TS EN 14731 standardına uygun olarak test parçalarından Şekil 4'te gösterilen bölgelerden 4'er adet çekme numunesi, 3'er adet (2 takım) çentik darbe numunesi, 2'şer adet eğme numunesi ve 1'er adet sertlik ve makroyapı -mikroyapı inceleme numuneleri olmak üzere 39 adet numune su jeti ile kesilerek çıkarılmıştır [25,26].

Yapısal inceleme işlemleri ile sertlik, çekme, çentik darbe, eğme testleri MKEK laboratuvarlarında makroyapı, mikroyapı ve sertlik incelemeleri için numune hazırlama ve inceleme işlemleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

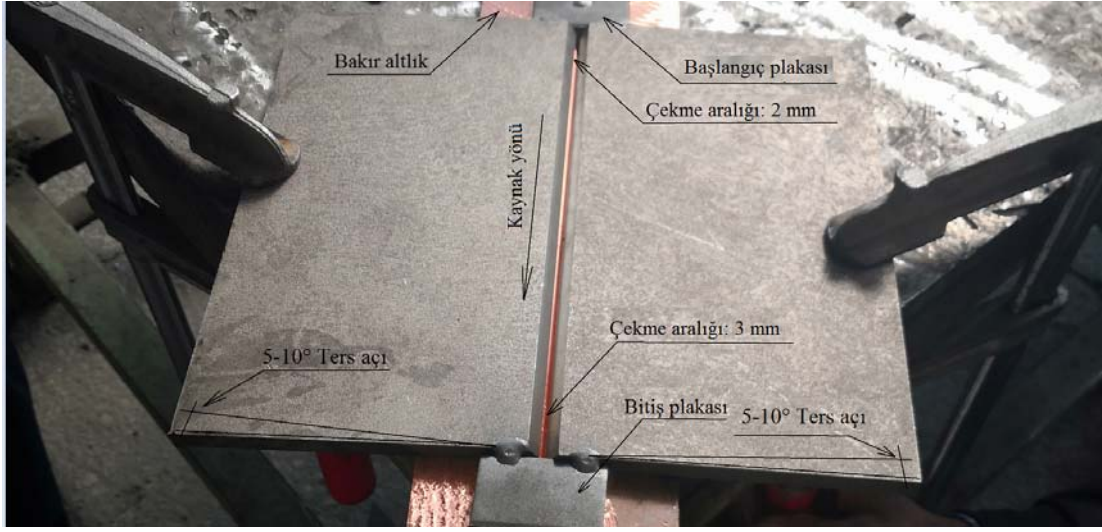
Birleştirmelerin sertlik davranışlarını kontrol etmek, makroyapı ve mikroyapı analizlerini belirlemek için metalografik test numuneleri alınmıştır. Alınan numuneler, TS EN ISO 17639 [27] standardı ve metalografik numune hazırlama kurallarına uygun olarak sırasıyla 200, 400, 600, 800 ve 1200 gritlik zımparalarla zımparalanmış, daha sonra ise sırayla 6, 3 ve  $1\ \mu\text{m}$ 'lik keçe ve uygun solüsyonlar ile parlatılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler %5 Nital (5 ml  $\text{HNO}_3$ , 95 ml Etil alkol) çözeltisiyle dağlanmıştır. Dağlanan numunelerin makroyapı – mikroyapı analizleri ve sertlik test işlemleri, Qness sertlik ölçme ve makroyapı-mikroyapı görüntü alma cihazında gerçekleştirilmiştir. Sertlik uygulamaları TS EN ISO 9015-2011 [28] standardına göre  $10\ \text{kg}$ 'lık yük ile Vickers cinsinden ölçümlerle belirlenmiştir. Aşağıda Şekil 5'te şematik görüntüsü verilen bölgelerde kep ve kök yüzeylerinin 2 mm kadar altından, 3 adet ana malzemeden, 3 adet ITAB'dan, 3 adet de kaynak

**Tablo 3.** Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri (Welding parameters according to the experiments)

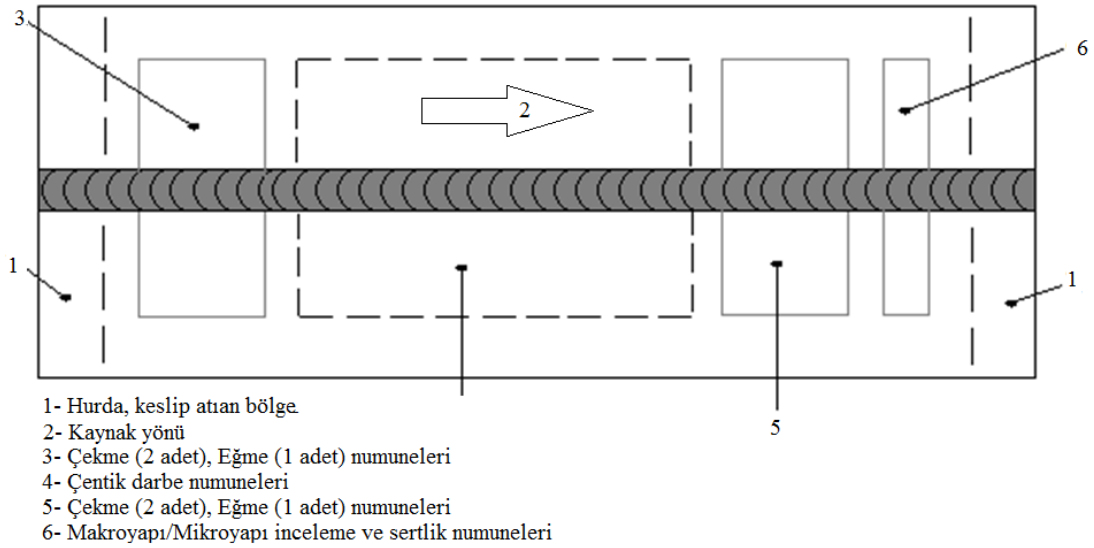
Deney no	Paso no	Dolgu Metali	Elektrod Çapı (mm)	Akım ve kutuplama	Akım şiddeti (A)	Gerilim (V)	Kaynak hızı (mm/sn.)	Isı girdisi kJ/mm	
								Tek Paso	Ort.
1	1	E11018-G H4 (Deney 1)	3,25	DC (+)	190	33	1,78	2,82	2,2
	2		3,25	DC (+)	185	33	2,18	2,24	
	3		3,25	DC (+)	185	33	2,52	1,94	
	4		3,25	DC (+)	185	33	2,60	1,88	
2	1	E7018-1 H4R (Deney 2)	3,25	DC (+)	190	33	1,85	3,00	2,1
	2		3,25	DC (+)	185	33	2,65	2,04	
	3		3,25	DC (+)	180	33	3,12	1,70	
	4		3,25	DC (+)	180	33	3,24	1,63	
3	1	E7018 H8 (Deney 3)	3,25	DC (+)	200	33	2,13	2,48	1,8
	2		3,25	DC (+)	190	33	2,57	1,95	
	3		3,25	DC (+)	190	33	3,47	1,45	
	4		3,25	DC (+)	190	33	3,55	1,42	



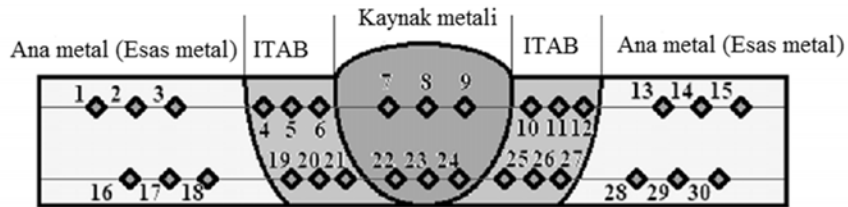
**Şekil 2.** a) Kaynak plakası ölçüleri, b) Kaynak ağızı geometrisi, c) Paso sıralaması  
(a. Dimension of weld piece, b. Joint design c. Sequence of passes).



Şekil 3. Kaynak işlemi için levhaların sabitlenmesi (Test parts prepared for welding process)



Şekil 4. Plakadan çıkarılan test numunelerine ait yerler (Locations of test specimens removed from the plate)



Şekil 5. Sertlik ölçüm bölgelerinin şematik gösterimi (Schematic illustration of hardness measurement zones)

metalinden olmak üzere simetrik olarak toplamda 30 noktadan Vickers (HV10) sertlik ölçümü yapılmıştır. Sertlik ölçümleri, cihazda bulunan 10 kg'lık yük uygulayan taban alanı kare şeklinde olan ve karşılıklı yüzeyleri arasında 136° açı bulunan düzgün piramit şeklindeki elmas batıcı uç yardımıyla yapılmıştır. Çekme numuneleri TS EN 4136 [29]

standardına göre hazırlanarak 150 kN çekme kapasiteli Instron marka çekme cihazında test edilmiştir. Deneylerde maksimum akma, çekme mukavemeti ve % uzama değerlerine bakılarak, ortalama değerler belirlenmiştir. Çentik - darbe testleri için numunelere TS EN ISO 9016:2012 [30] standardına göre 2 mm derinlikli 45° açılı,

0,25 mm V çentik açıldıktan sonra sıvı azot banyosu içerisinde 0°C sıcaklıkta 5 dakika kadar bekletilerek, numunenin ısınmasına zaman tanınmadan teste başlanmıştır. Çentik darbe testlerinde 300 Joule enerji ölçebilen çarpma hızı 5.5 m/s olan Galdabini marka cihaz kullanılmıştır.

Eğme testlerinde, TS EN ISO 5173:2010/A1 [31] standardı kurallarına göre hazırlanan 240 mm uzunluğundaki numuneler çekme cihazında 16 mm çapında eğme mandreli kullanılarak, 90 mm mesnet merkezleri arası açıklıkta, 5 mm/dk deformasyon hızında, 180° açığa kadar kök eğme (root bend) ve kep eğme (face bend) gerçekleştirilmiştir.

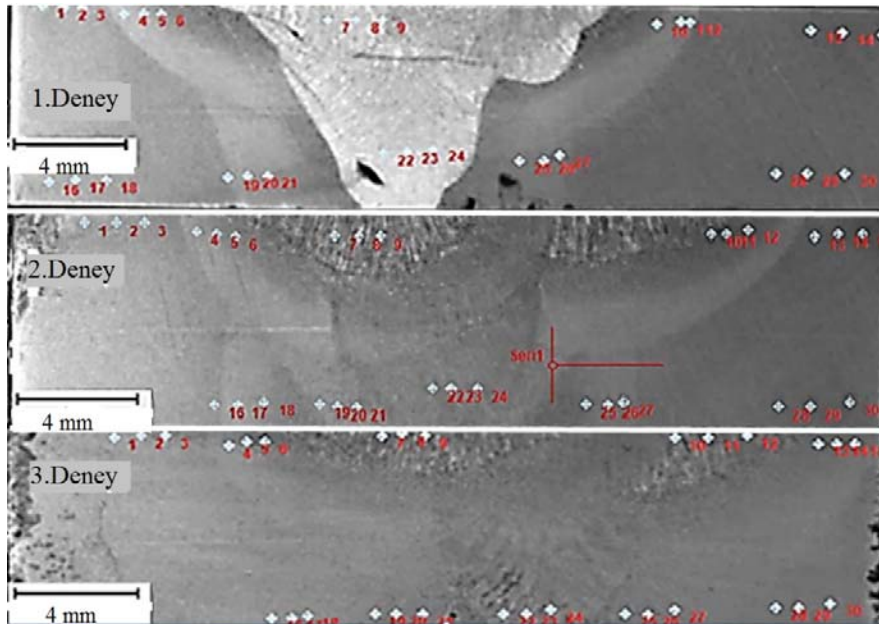
### 3. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA (EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION)

TS EN ISO 17639 [27] standart metalografik numune hazırlama kurallarına uygun olarak hazırlanan ve kaynak test plakalarından Şekil 4'te 6 numara ile gösterilen alandan çıkarılan numuneler, makroyapı, sertlik, mikroyapı incelemelerine tabi tutulmuştur.

Makroyapı ölçümlerini de ifade eden makroyapı görüntüleri Şekil 6'da verilmiştir. Makroyapı fotoğraflarında homojen ve ince tane yapılı ana malzeme, geçiş bölgesinin karakteristik özelliklerini gösteren ITAB ve sütünsal tane yapısına sahip kaynak metali bölgeleri net olarak görülmektedir. Her 3 deneye ait makroyapı fotoğrafında 4 pasonun yer aldığı 3 dikiş katmanı bulunmaktadır. Deney 1'de ortalama ITAB genişliği yaklaşık 4,00 mm iken, Deney 2'de 3,75 mm ve Deney 3'te ise 3,50 mm'dir. Her üç makroyapıda bulunan ITAB genişliklerinin paso sayısına bağlı toplam ısı girdisi (kJ/mm) ile orantılı olarak [42] aşağıdan yukarı doğru genişlediği görülmektedir. Deney 1'in 1. pasosunda 1,00 mm ve 0,25 mm'lik yetersiz ergime

kusuru sonucu birleşme noksanlığı süreksizlikleri görülmektedir. Bu süreksizlikler TS EN 6520-1 metalik malzemelerde geometrik kusurların sınıflandırılması standardına göre [18] hata boyutunda değildir. 2. deneyin makroyapı fotoğrafında orta katmanlarda tane yapısı normalizasyon etkisi ile incelmıştır. 3. ve 4. pasolarda yüzeye doğru yönlü katılma görülmektedir. Deney 3'te ITAB kaynak orta ekseninin sol ve sağ tarafında açık tonda fark edilmektedir. Kök pasoda ITAB'dan kaynak metali ortasına doğru ve kep yüzeyine yakın yerlerde yönlü katılma çizgileri görülmektedir. Bu katılmanın zamana bağlı soğuma sıcaklık gradyanının tersi yönde dendritik tane büyümesi ile oluştuğu düşünülmektedir. Kaynak metali ortasında üstteki iki pasonun verdiği kısmi östenitleme ve uzaklığa bağlı olarak normalizasyon etkisiyle kep yüzeyinden kaynak merkezine doğru tane yapısı incelmektedir.

Her üç deneyde de; aynı ana iki metalin veya farklı metallerin birbirleriyle kaynaklandığı durumlarda ilave metal kullanılarak yapılan katılma türlerinden "epitaksiyel olmayan katılma" yani homojen veya heterojen olarak ayrılan katılma görülmektedir. Bu durumda ergime çizgisinde heterojen bölgelerde ana metalle ilave metalin taneleri etkileşmekte, rastgele yönelme ile karşılaştıkları ana metal tanesinin spesifik büyüme yönü oryantasyonuna uyum sağlayarak epitaksiyel olmayan bir katılma oluşturmaktadır [32]. Deneylerde son pasoların (3. ve 4. paso) alttaki pasolara yaptığı normalizasyon etkisi sonucu taneler döküm katılmasına benzer yapıdan, normalizasyon işlemi uygulanmış ince tane yapısına dönüşmüştür. Makroyapı fotoğraflarında meydana gelen kaynak metalindeki katılmalara ve ITAB'da soğuma esnasında meydana gelen faz dönüşümleri sonucunda Şekil 5'te görülen farklı sertlik ölçüm bölgeleri oluşmuştur.



Şekil 6. Kaynaklı bağlantıların makroyapı görüntüleri, büyütme faktörü: 10X  
(macrostructure images of welded joints magnification rate :10 X)



Şekil 7’de ana malzeme ve kaynak bölgelerini (kaynak metali ve ITAB) ifade eden bölgelerden alınan mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Ayrı bölgelerden alınan mikroyapı fotoğrafları ile kaynak işleminin her bir deney için mikroyapıya etkileri açıklanmaya çalışılmıştır.

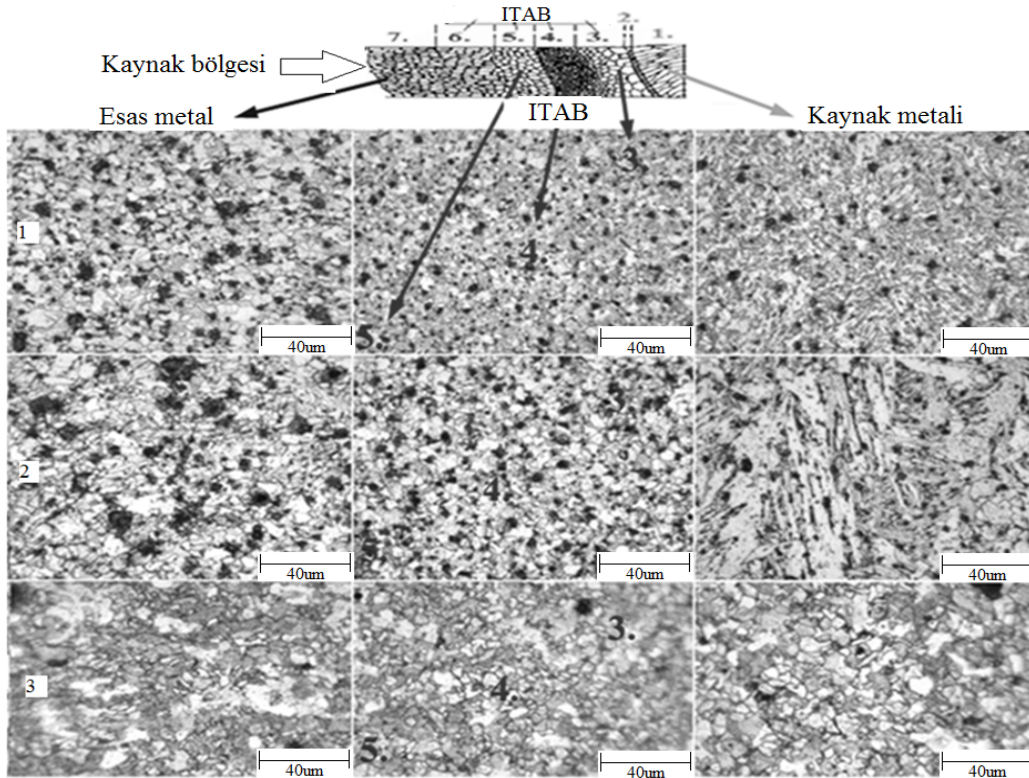
Şekil 7’de deneylere ait ana malzeme mikroyapıları birbiri arasında kıyaslandığında; ısı girdisinin etki derecesine bağlı olarak yassı tane yapısının sırasıyla en az ısı girdisi [33] uygulanan Deney 3’ten en çok ısı girdisi uygulanan Deney 1’e doğru yuvarlak formlara dönüştüğü, ITAB mikroyapılarında ise genel olarak karbür ağı çökelmeleri, ısı girdisinin yükseldiği durumda (Deney 2) topaklanmış daha büyük çökelmeler şeklinde görülürken, ısı girdisinin azaldığı durumda (Deney 3) mikron boyutunda [12] tane sınırlarında ve tane içlerinde homojen biçimde dağıldığı görülmektedir.

Şekil 7’de ayrıca Deney 3’ten, Deney 1’e doğru gidildikçe kaynak metali kompozisyonunda artan miktarda alaşım elementi katkısı soğuma oranını düşürmüştür. Ayrıca ferrit ve kaba perlit faz yapısında çökelen mikro karbürlerin tokluk artırıcı etkisinin azalması sonucu sert ve gevrek fazların oluşumunun kolaylaştığı görülmüştür. Çünkü Deney 1’de yüksek Mn, Ni ve diğer alaşım elementlerinin Çeş’i artırıcı etkisi ile soğuma oranının düşmesi sonucu ince taneli yapı oluşurken, Deney 2 ve özellikle Deney 3’ün kaynak metalinde daha dengeli katılaşmış homojen tane yapısı görülmektedir [34, 35]. Deney 2’de kaynak metalinde Deney 3’e göre %15 daha fazla ısı girdisinin kaynak metalinde tane irileşmesine sebep olduğu görülmüştür. Bunun neticesinde

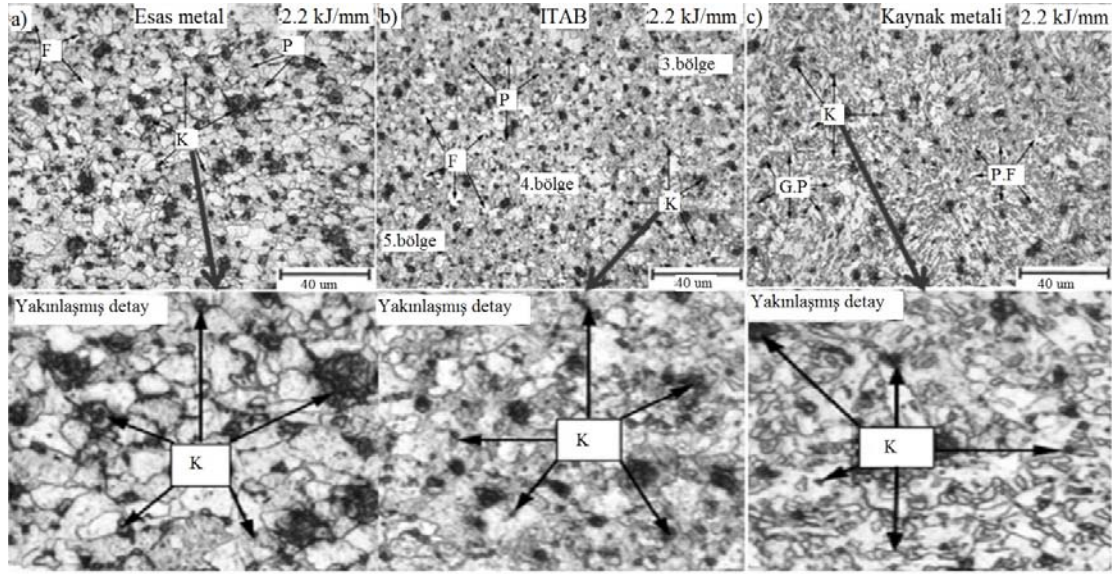
Deney 2’de Deney 3’e kıyasla kaynak metalinde yavaş soğumayla kalın dendritik yapıların oluştuğu görülmüştür. Deney 3’ün mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde kaynak metalinde ve ITAB’da eşit ve homojen büyüklükte dağılan karbür taneciklerinin östenit fazından, ince perlitik yapıya dönüşüm esnasında tane sınırlarında ve tane içlerinde homojen biçimde çökmesiyle rekristalizasyon geciktirilmiş ve böylece daha küçük yeni tanelerin oluşması sağlanmıştır. Böylece yüksek akma sınırı ve iyi süneklik özellikleri elde edilmiştir.

Şekil 8-Şekli 10’da deney numunelerinin kaynak bölgelerine ait ölçekli mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Şekil 8a’da homojen dağılmış ferritik (F) – perlitik (P) mikroyapı [36] görülmektedir. Ferrit tanelerinin perlit tanelerinden büyük olduğu mikroyapıda, ince karbür çökeltileri (K) [4, 33] tane içi ve sınırlarında yoğunlaşmıştır. Şekil 8b’de oldukça ince taneli ferritik (F) – perlitik (P) [36] yapı görülmektedir. Mikro alaşım elementi karbür bileşikleri (K) [4] normalizasyon etkisiyle incelen taneler içinde ve sınırlarında [12] küçülerek homojen biçimde çökelmiştir. Resimde sağ tarafa doğru gidildikçe taneler irileşmektedir. Şekil 8c’de poliformik ferrit (P.F) [36] matrisin ağırlıklı olduğu mikro granül perlitik (G.P) [33] yapı görülmektedir. Mikro granül tane boyutunda olan perlitik yapılar poliformik ferritler tarafından çevrilmiştir. Mikro karbürler (K) [4] granül perlitik yapılar [33] arasında görülmektedir.

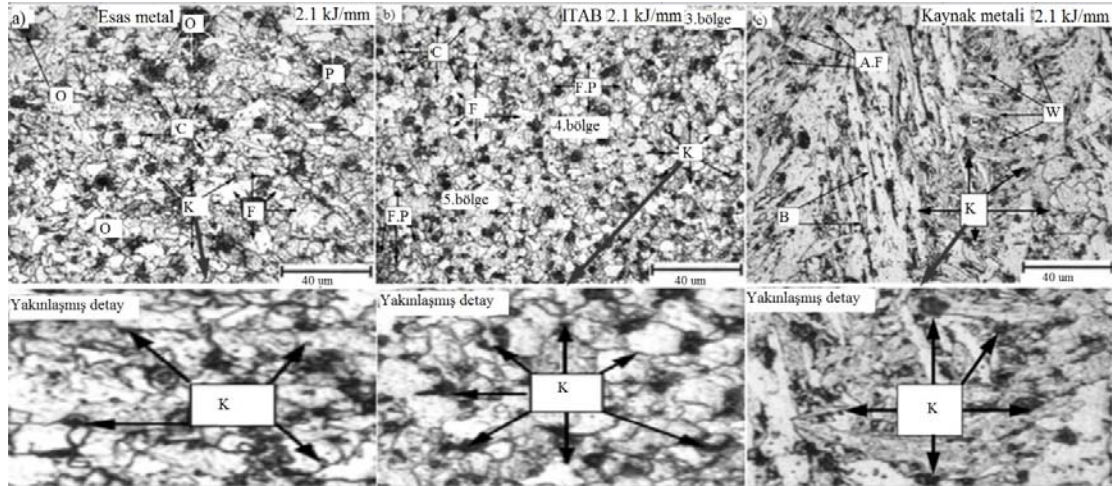
Şekil 9a’da yassı şerit yapıda ferritik (F) – perlitik (P) [36] tane yapısı görülmektedir. Tane sınırlarında ferrit ve perlit



Şekil 7. Tüm deneylere ait mikroyapı fotoğrafları (büyütme oranı :400 X)  
(all microstructure photos of experiments (magnification rate :400 X))



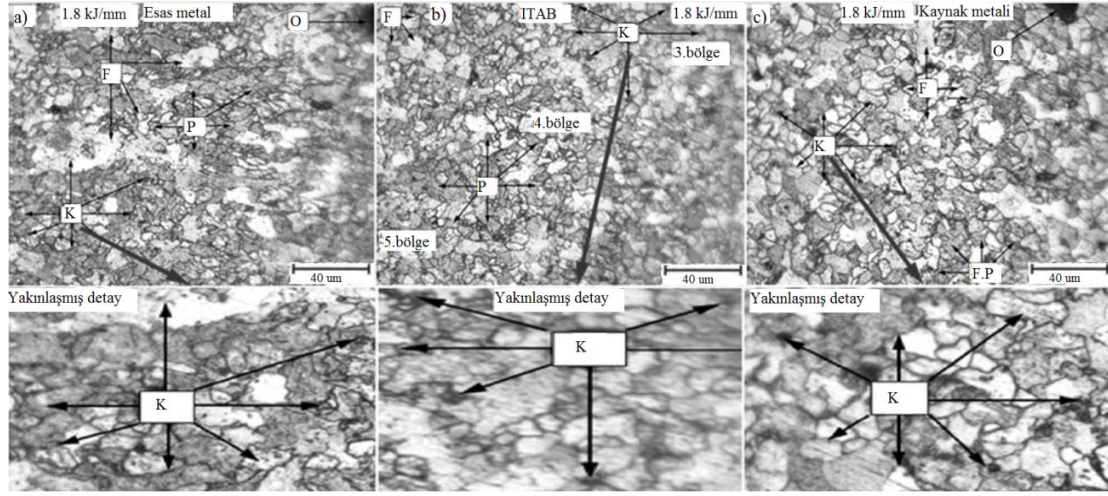
**Şekil 8.** Deney 1 mikroyapı fotoğrafları a) Ana metal, b) HAZ, c) Kaynak metali ve yakınlaştırma detayları (Büyütme oranı:400 X) (Microstructure photos a) Base metal, b) ITAB, c) Weld metal of experiment 1 and zoom details of “C” (Magnification rate :400 X))



**Şekil 9.** Deney 2 mikroyapı fotoğrafları a) Ana metal, b) ITAB, c) Kaynak metali ve yakınlaştırma detayları (Büyütme oranı:400 X) (Microstructure photos a) Base metal, b) HAZ, c) Weld metal of experiment 2 and zoom details of “C” (Magnification rate :400 X))

tane yapısı karbür, nitrür çökeltileri (K) [4] ile korunmaktadır. Tane sınırlarında belirgin bir karbür ağı ve yer yer oksit bileşikleri (O) [13] görülmektedir. Şekil 9b’de ferrit (F) ve ince perlitten (F.P) [36] oluşan homojen bir yapı görülmektedir. ITAB’da normalizasyon etkisiyle [12] tanelerin incelendiği ve sayıca arttığı ayrıca tane sınırlarında nitrür, karbür (K) [4] yapılarının da küçülerek sayıca arttığı görülmektedir. Şekil 9c’de yüzeye doğru yönelmiş kolonsu sütunsal dendritik katılaşmış tane yapısı görülmektedir. Tane içlerinde asiküler ferrit (A.F), tane sınırlarında Widmanstätten Ferrit (W) yapıları ile beyitik (B) [36] yapılar görülmektedir. Noktasal, uzun ince mikro karbürler ile çeşitli büyüklükte karbürlerin [12, 33] homojenliğinin bozulduğu görülmektedir. Şekil 10a’da ısıdan neredeyse hiç etkilenmemiş yassı tane yapısında ana malzeme yapısına en

yakın perlit (P) [36] ağırlıklı mikroyapısı görülmektedir. Karbürler (K) [4,12] nanometre boyutunda tane içi ve sınırlarında çökelmiştir. Mikron boyutunda oksit bileşiği de (O) [13] fark edilmektedir. Şekil 10b’de tanelerin ince ve homojen şekilde dağıldığı, düşük ısı girdisi neticesinde mikro alaşım elementi karbürleri (K) [4, 12] ısıdan etkilenmemiş, böylece tane büyümesi engellenerek süneklik ve tokluğu arttığı ince taneli bir mikroyapı elde edilmiştir. Soldan sağa doğru ince taneli bölgeden iri taneli bölgeye dönüşüm görülmektedir. Şekil 10c’de kaynak metali ITAB’a kıyasla iri taneli yapıdadır. İnce çizgili perlitik (F.P) yapının hakim olduğu ferrit (F) [36] yoğunluklu bir yapıdır. Homojen dağılan taneler kaynak kep yüzeyine doğru yönelmiştir. Tane sınırlarında oldukça az sayıda oksit bileşikleri (O) [13] ile tane içi ve tane sınırlarında tokluğu

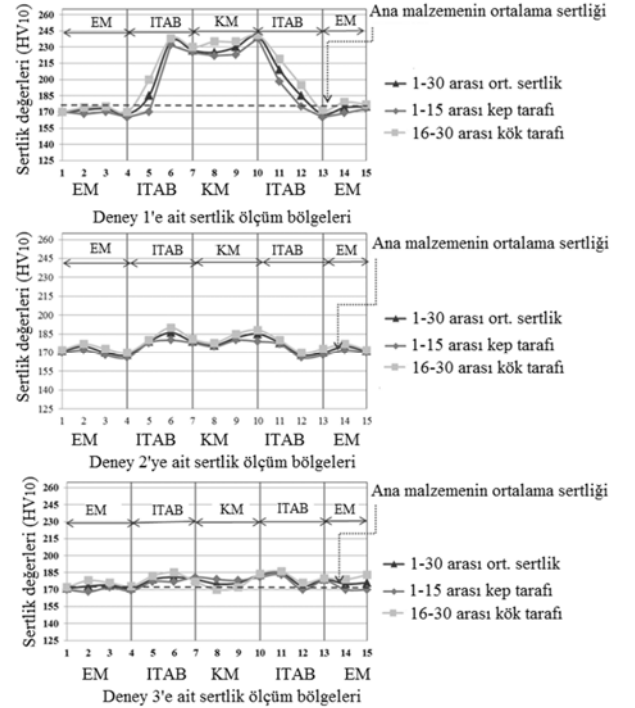


**Şekil 10.** Deneysel 3 mikroyapı fotoğrafları a) Ana metal, b) ITAB, c) Kaynak metali ve yakınlaştırma detayları (Büyütme oranı: 400 X) (Microstructure photos a) Base metal, b) HAZ, c) Weld metal of experiment 3 and zoom details of "C" (Magnification rate :400 X)

artırıcı, tane inceltici, mikro karbür çöktürücüleri (K) [4] görülmektedir. Şekil 5'te görülen ana metal ITAB ve kaynak metali bölgelerinden 3'er adet olmak üzere, kep ve kök yüzeyinin 2 mm kadar derinliğinde ve iki hat üzerinde 15'er noktadan yapılan ölçümleri ve bu ölçümlerin ortalamasını ifade eden sertlik grafikleri Şekil 11'de verilmiştir.

Şekil 11'de her üç deneyde de ana malzeme (EM – esas metal) sertliği ortalama 175 Vickers olarak ölçülmüştür. Kaynak elektrodunun kimyasal kompozisyonu ve uygulanan ısı girdilerinin farklılık göstermesi nedeniyle her üç deney için kaynak bölgelerinde farklı sertlik değerleri oluştuğu yine Şekil 11'de görülmektedir. Ortalama sertlik, kaynak metallere; Deneysel 1'de 240 Vickers civarında iken, Deneysel 2'de 185 Vickers, Deneysel 3'te ise 180 Vickers civarında ölçülmüştür. Her üç deneyde de en yüksek sertlik değerleri ITAB'ın ergime hattına yakın kısmında [19, 20, 37] oluşmuştur. Karbonca zengin olan bu bölge martenzit fazının [32, 34] oluştuğu çok dar bir bölgedir. Bu bölgeden sonra hem kaynak metali hem de ITAB yönüne gidildikçe sertlik azalmaktadır. ITAB yönündeki sertlik düşüşü ve oluşan fazlar sürekli soğuma diyagramları ile açıklanırken kaynak metali yönünde meydana gelen sertleşme ve katılaşmanın; ilave telin kimyasal bileşiminin etkili olduğu döküm yapısındaki katılaşma şartları ile açıklandığı bilinmektedir [38]. Deneysel 1'de kullanılan E11018-G H4 kalın örtülü bazik tip elektrod 690 N/mm<sup>2</sup> ye kadar akma ve 850 N/mm<sup>2</sup> ye kadar çekme dayanımına sahiptir ve kaynak metali metalurjik olarak daha homojen ve çok düşük hidrojen içermektedir. Deneysel 1'deki elektrodun % Mn oranı, Deneysel 2 ve 3'te kullanılan elektrodlardan yüksektir ve kaynak metalinin karbon eşdeğerliliğini (Ce<sub>e</sub>) yükselten Cr, Ni, Mo [35] alaşım elementleri içermesi sonucu kritik soğuma oranının düşmesi ile de kaynak metalinde sertlik artmıştır. Her üç deneyden elde edilen en düşük sertlik değeri benzer çalışmalarda olduğu gibi [39] ITAB'dan ana malzemeye geçiş kısmında ölçülmüştür. En yüksek sertlik değerinin ise; ITAB'dan elde edildiği bilinmektedir [19, 20, 39]. Kök ve kep düzleminin 2 mm kadar altından alınan sertlik

ölçümlerinde ise kaynak bölgelerinde kök düzlemi altından alınan sertlik değerlerinin iç bölgelere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni yüzeye yakın üstteki pasaların altındaki pasalara uyguladığı normalizasyon etkisinin kök pasonun bir kısmında hissedilmemesidir.



**Şekil 11.** Vickers sertlik profillerine ait çizelgeler (Charts of Vickers hardness profiles)

Şekil 11'de Deneysel 2'ye ait sertlik profili incelendiğinde, kaynak metalinde ölçülen sertliğin ana malzemeden ölçülen sertlik değerlerinden yüksek olduğu görülmektedir. Ayrıca deneyde kullanılan E7018-1 H4R kaynak elektrodunun kimyasal kompozisyonu ana malzemenin kimyasal kompozisyonuna çok yakın bileşime sahiptir. Buna göre

katılma hızı açısından bakıldığında her iki yapıda farklı tane büyüklükleri olsa bile ortalama difüzyon hızının birbirine yakın olabileceği düşünülmektedir.

Şekil 11’de Deney 3’e ait sertlik profilinde kaynak metalinde sertlik artışı görülmezken ITAB’da sertlik artışı görülmektedir. Kök bölgesinden alınan sertliklerde ITAB genişliği kep bölgesinden aşağı doğru inildikçe daraldığı için ölçümlerdeki ITAB bölgesi sertliği 10 kat makro büyütmede hassas olarak alınamamıştır. Şekil 11’de verilen tüm sertlik testleri bir arada değerlendirildiğinde E11018-G H4 (Deney 1) bazik elektrod ile yapılan birleştirme işleminde, E7018-1 H4R (Deney 2) ve E7018-1 H8 elektrod (Deney 3) ile yapılan birleştirme işlemlerine göre kaynak metali bölgesinde daha fazla sertlik artışı görüldüğü belirlenmiştir.

Kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyinden elde edilen test sonuçları  $\pm 5$  tolerans ile Tablo 4’te, sonuçların grafiği ise Şekil 12’de verilmiştir. Deney 1, Deney 2 ve Deney 3’teki birleştirmelerden ayrı ayrı alınan 4 adet numuneye ait çekme testi sonrası görüntüleri ise Şekil 13’te verilmiştir. TS EN 10025-6+A1 standardına [40] uygun olarak üretilen ana malzeme numunelerinde minimum akma mukavemeti 420 MPa, ortalama çekme mukavemeti 550 MPa (480 – 620 MPa arası), % uzama değeri ise minimum %19 olarak verilmektedir.

Aşağıda Tablo 4 ve Şekil 12 (grafik görüntüsü) birlikte incelendiğinde; E11018-G H4 kodlu örtülü elektrod ile birleştirilen (Deney 1) deneyden elde edilen sonuçlarda numunelerin ortalama 489,4 MPa akma mukavemeti, 555,7 MPa maksimum çekme mukavemeti ve %16,8 uzama sergilediği görülmüştür. Çekme işlemi gerçekleştirilen 1 numaralı deney grubuna ait numunelerin Şekil 15’teki görüntüsü incelendiğinde; uygulanan çekme işlemi sonucunda numunelerin ana malzemeden koptuğu görülmüştür. E7018-1 H4R kodlu örtülü elektrod ile birleştirilen deneyden (Deney 2) elde edilen sonuçlarda; numunelerin ortalama 450,7 MPa akma mukavemeti, 512,8 MPa maksimum çekme mukavemeti ve %17,5 uzama değeri sergilediği tespit edilmiştir. Çekme işlemi uygulanan 2

numaralı deney grubuna ait numunelerin görüntüsü Şekil 13’te verilmektedir. Fotoğraf incelendiğinde; 2 numaralı deney için uygulanan çekme işlemi sonucunda numunelerin iri taneli bölgenin ergime sınırına yakın alanlardan koptuğu görülmüştür. E7018 kodlu örtülü elektrod ile 3 numaralı deneyden elde edilen sonuçlarda; numunelerin ortalama 450,3 MPa akma mukavemeti, 516,9 MPa maksimum çekme mukavemeti ve %21 uzama değeri sergilediği tespit edilmiştir. Çekme işlemi uygulanan 3 numaralı deney grubuna ait numunelerin görüntüsü yine Şekil 13’te verilmektedir. Fotoğraf incelendiğinde; 3 numaralı deney için uygulanan çekme işlemi sonucunda numunelerin tümünün 1 numaralı deneyde olduğu gibi ana malzemeden koptuğu görülmüştür. Her 3 deneyin çekme testi sonuçları birlikte değerlendirildiğinde; kopmaların farklı bölgelerden oluşmasında deneylerde kullanılan farklı parametreler nedeniyle oluşan farklı ısı girdilerinin etkili olduğu düşünülebilir.

Şekil 12’de verilen grafik kuvvet – uzama grafiğini ortaya koymaktadır. Tablo 4’te numunelerin kesit alanlarındaki değişim hesaplama hassasiyetini etkilediğinden Şekil 12’deki grafikte gerilme-uzama yerine, kuvvet - uzama şeklinde verilmiştir. Kuvvet - uzama grafiğiyle daha hassas bir ölçüm elde edilmiştir. Gerilme mukavemet değerleri ise uygulanan kuvvetin kesit alana bölünmesi ile elde edilmiştir. Kuvvet ile mukavemet doğru orantılı olarak değiştiğinden deneylerin yorumlanmasında mukavemet değerleri yerine uygulanan kuvvet baz alınmıştır.

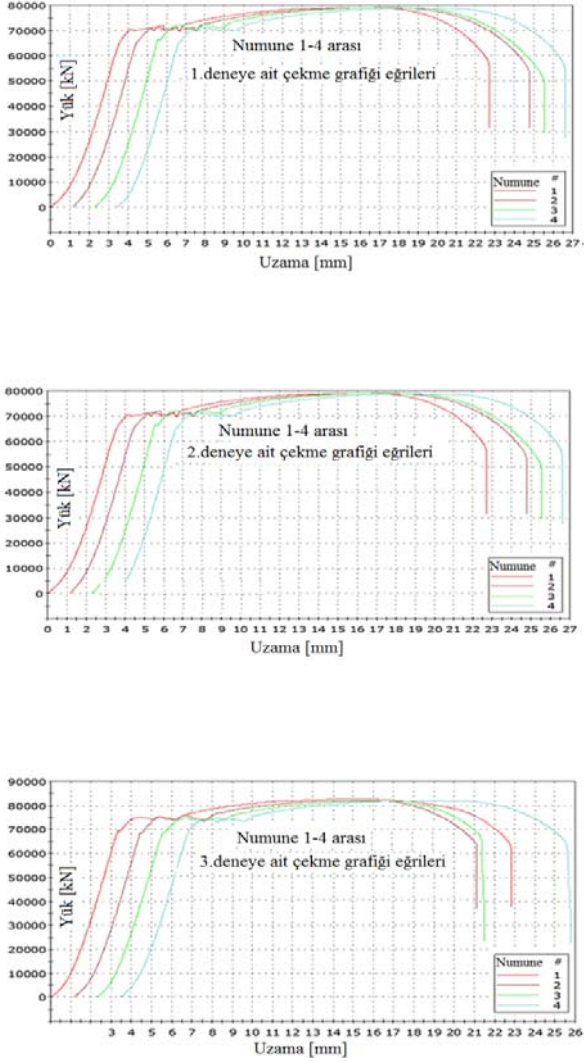
Tablo 5’te 0°C’de uygulanan çentik darbe deneylerine ait sonuçlar  $\pm 3$  tolerans ile verilmiştir. Deneyler ITAB ve kaynak metalinden alınan numunelere 3’er adet olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Her iki bölgeden alınan sonuçlar değerlendirildiğinde; ana malzemenin tokluk değerlerinin (0°C’de 202 Joule) Deney 1 ve Deney 2’den elde edilen değerlerden daha yüksek olduğu, Deney 3’ten elde edilen değerlerden ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

Tablo 5 incelendiğinde; E11018-G H4 kodlu elektrod ile yapılan birleştirmelerden (Deney 1) elde edilen ortalama

**Tablo 4.** Çekme testi sonuçları, tolerans aralığı  $\pm 5$  (Tensile test result, tolerance range  $\pm 5$ )

Parametreler	İlk boy: 90 mm Top boy: 240 mm	Akma (Ofset 0,2 %) mukavemeti	Çekme mukavemeti	Çekmede gerçek uzama (Standart)	Çekmede gerçek uzama (Standart)	Kesit Alanı	Son boy	Kopma bölgesi
Deney no	[mm]	[Mega Pascal]	[Mega Pascal]	[mm]	[%]	[mm <sup>2</sup> ]	mm	
1 (E11018-G H4)	6.1	483,3	555,3	16,5	18,3	155,5	106,5	Ana malzeme
	6.2	494,5	554,9	17,0	18,9	156,4	107,0	
	6.3	491,2	559,0	14,0	15,6	153,5	104,0	
	6.4	488,6	553,6	13,0	14,4	157,3	103,0	
	Ortalama	489,4	555,7	15,1	16,8	155,7	105,1	
2 (E7018-1 H4R)	7.1	459,2	523,6	15,0	16,7	154,0	105,0	Ergime sınırı / ITAB
	7.2	461,4	525,4	17,0	18,9	152,8	107,0	
	7.3	421,0	478,6	13,8	15,3	154,7	103,8	
	7.4	461,4	523,6	17,3	19,2	153,0	107,3	
	Ortalama	450,7	512,8	15,8	17,5	153,6	105,8	
3 (E7018-1 H8)	8.1	447,2	515,6	19,0	21,1	154,7	109,0	Ana malzeme
	8.2	453,1	518,6	19,6	21,8	153,9	109,6	
	8.3	450,7	516,2	18,8	20,9	155,1	108,8	
	8.4	450,2	517,0	18,2	20,2	153,9	108,2	
	Ortalama	450,3	516,9	18,9	21,0	154,4	108,9	

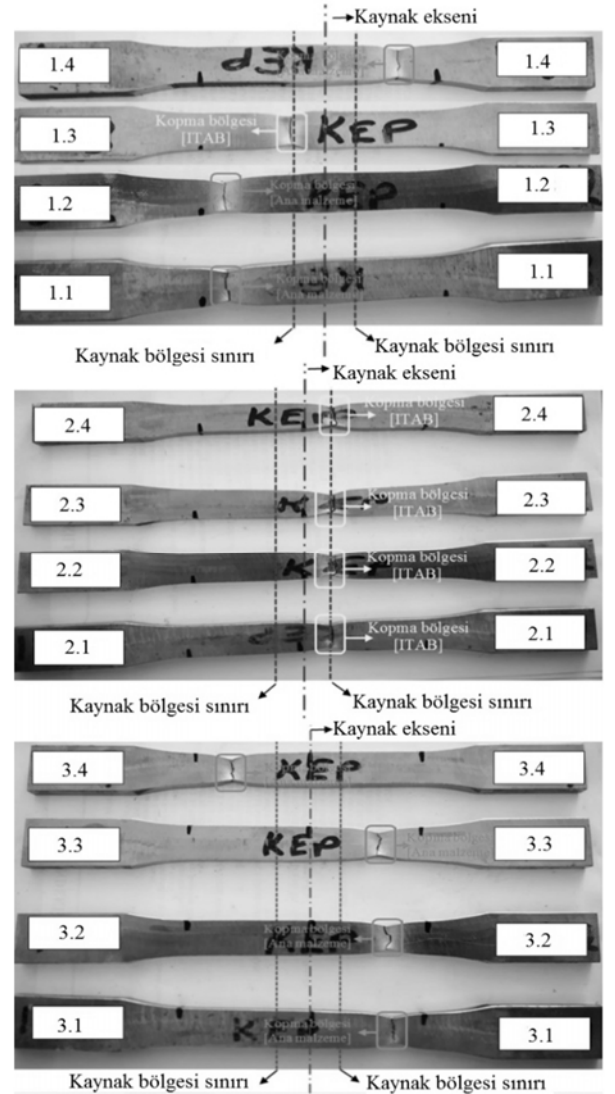
çentik - darbe enerjisi 171 Joule (Kaynak metali), 160 Joule (ITAB), E7018-1 H4R elektrod ile yapılan birleştirmelerden (Deney 2) elde edilen ortalama çentik - darbe enerjisi 190 Joule (Kaynak metali), 175 Joule (ITAB) ve E7018 elektrod ile yapılan birleştirmelerden (Deney 3) elde edilen ortalama çentik - darbe enerjisi 234 Joule (Kaynak metali), 220 Joule (ITAB) olarak ölçülmüştür. Bu değerlerin oluşmasında kullanılan ilave metal kompozisyonunun farkı ortaya çıkmaktadır.



**Şekil 12.** Kuvvet - birim uzama eğrileri  
(Load - % elongation curves)

Deney 1'de kullanılan E11018-G H4 bazik elektrodun kimyasal kompozisyonunda Mn oranı %1,60 ve Cr/ Ni/ Mo oranları sırasıyla %0,4 / %1,9 / %0,45 olup, bu oranlar kaynak metalinin karbon eş değerliğini yükseltmektedir. [34] Buna bağlı olarak kaynak metalinin soğuma oranının düşmesi sonucunda meydana gelen hızlı soğumaya bağlı olarak, sert ve gevrek fazların oluşumunun kolaylaştığı da düşünülmektedir. Daha önceki yorumlamalarda ifade edildiği üzere kaynak metalinde ve ITAB'da meydana gelen sertleşme, kaynak bölgesinde görülen tokluk değerlerini ana

malzemenin tokluk değerinin altına çekmiştir. Deney 2'deki tokluk değerinin azalma sebebi olarak: kaynak metalindeki karbür çökmesinin, yüksek ısı girdisi nedeniyle oluşan iri taneli faz dönüşümü [37] esnasında meydana gelmesi sonucu olduğu düşünülmektedir. Deney 3'te ise; kaynak metalinde elektrodun kimyasal kompozisyonunda %1,10 Mn oranının Deney 2'de kullanılan elektrodun sahip olduğu %1,25 Mn oranından daha düşük seviyede olması, Deney 3'te uygulanan ısı girdisinin diğer deneylerdeki ısı girdisi değerlerinden daha düşük seviyede uygulanmasını gerektirmiştir. Bu etkenlerin neticesinde kaynak metalinde ve ITAB'da ana malzemenin tokluk değerlerinden daha yüksek tokluk değerleri elde edilmiştir [35].



**Şekil 13.** Çekme testi numuneleri  
(Tensile test (Figure samples))

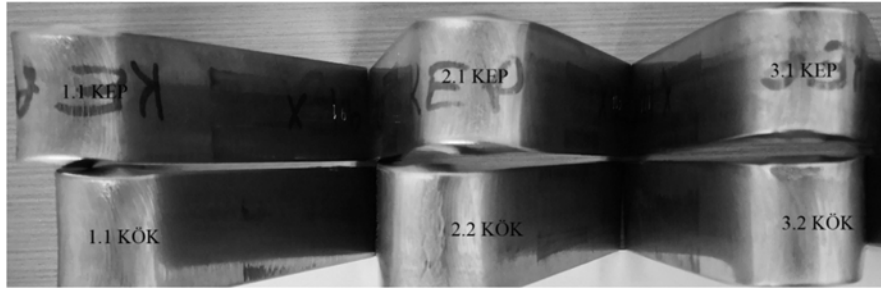
Deneylerin tümünde; ITAB bölgesinden alınan tokluk ölçümlerinde kaynak metali bölgelerine göre bir miktar düşüş gözle çarpılmaktadır. Ferrit matris içinde homojen dağılıma sahip ortalama tane boyutunun küçüldüğü

**Tablo 5.** Çentik darbe testi sonuçları, tolerans aralığı  $\pm 3$  (Notch impact test results, tolerance range  $\pm 3$ )

Deney no	Deney 1			Deney 2			Deney 3				
Numune	1.1	1.2	1.3	2.1	2.2	2.3	3.1	3.2	3.3		
Kırılma enerjileri (J) 0°C	Kaynak Metali	Tek	160	185	168	194	192	184	228	232	242
		Ortalama	171			190			234		
	ITAB	Tek	167	160	153	180	175	170	235	220	205
		Ortalama	160			175			220		

**Tablo 6.** Eğme testi sonuçları (Bending test results)

Deney no	Mesnetler arası serbest mesafe (Lf) (mm)	Mesnetler arası mesafe (Ls)	Numune genişliği	Numune kalınlığı	Kök Yüzeyi Eğme	Kep Yüzeyi Eğme			
					Eğme açısı	Sonuç	Eğme açısı	Sonuç	
1									
2	90	16	32	8	180°	Hatasız	180°	Hatasız	
3									

**Şekil 14.** Eğme numuneleri (Bending test samples)

mikroyapılarda artan tane sınırı uzunluğu sayesinde ani kırılmaya karşı gösterilen direncin (çentik darbe enerjisi) yükseldiği daha önceki çalışmalardan da bilinmektedir [1, 19, 20, 41] Ancak, ITAB içinde ergime sınırına çok yakın bölgede kaba taneli östenit fazının [37] yüksek östenitleme sıcaklıklarından soğuyarak yayınlı ve yayınlımsız dönüşümler [34] geçirdikten sonra ince taneli ve gevrek yapıda çeşitli fazlara (ince perlit, üst beynit, alt beynit, martenzit) dönüştüğü bilinmektedir. Bu fazların ITAB bölgesinde ergime sınırına yakın noktalarda sertliğin yüksek, tokluğun ise düşük çıkmasına neden olduğu bilinmektedir. Bu yüzden ITAB tokluğunun bir miktar azaldığı da düşünülmektedir.

Kılavuzlu bükme testlerine (eğme testi) ait sonuçlar Tablo 6'da, test gerçekleştirilmiş numuneler ise Şekil 14'te verilmektedir. Tablo 6'da verilen eğme testi sonuçları ile Şekil 14'te verilen eğilmiş numune görüntüleri birlikte değerlendirildiğinde; kaynaklı birleştirmelerde herhangi bir hataya rastlanmadığı, 180° kep ve kök eğme testlerinin kusursuz bir şekilde gerçekleştiği tespit edilmiştir. Şekil 14'te eğilmiş numuneler incelendiğinde kep ve kök yüzeyleri ile kenarlarında test esnasında ve test sonucunda herhangi bir yırtılmanın olmadığı, birleştirmelerin iyi bir özellikte sergilediği görülmüştür.

#### 4. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

- Makroyapı fotoğrafları incelendiğinde kaynak metalinin karbon eşdeğeri (Ceş) yükseldikçe kaynak banyosunun

akışkanlığının azaldığı ve buna bağlı olarak kaynak hızının düşmesi ile ısı girdisinin arttığı ve bunların sonucunda, sırasıyla Deney 3'ten Deney 1'e doğru nüfuziyet derinliğinin arttığı, daha derin yan duvar ergimesi olduğu ve daha belirgin geniş bir ITAB oluştuğu görülmüştür.

- Sırasıyla Deney 3'ten Deney 2 ve Deney 1'e doğru gidildikçe kaynak metalinin kimyasal kompozisyonunda karbon eşdeğeri (Ceş) yükseldiği için yeterli ergimenin sağlanabilmesi için kaynak hızı düşürülmüş ve bunun sonucunda da ısı girdisi artmıştır. Mikroyapı fotoğraflarında ısı girdisinin artmasıyla kaynak metalinde mikro karbürlerin homojen ve noktasal boyutlu dağılımının bozulduğu, bu bozulma sonucu Deney 2'de tane irileşmesinin meydana geldiği, Deney 1'de ise matriste karbon oranı yüksek sert ve gevrek fazların oluştuğu tespit edilmiştir.
- Sertlik alınan noktalar, bu noktaların makroyapıları ve mikroyapıları ile ölçüm yapılan bölgelere uygulanan ısı girdileri birlikte değerlendirildiğinde; ısı girdisinin yükseldiği deneylerde yavaş soğuma oranına bağlı olarak kaba taneli yapılar oluşurken, ısı girdisinin azaldığı deneylerde hızlı soğuma oranına bağlı olarak ince taneli yapılar oluşmaktadır. Hızlı soğuma sonucu oluşan martenzit fazı mukavemeti artırsa da, tokluk ve sünekliği düşürmektedir. Kaynak metalini ile ITAB arasında yükselen sertlik farkı nedeniyle kaynak bölgesinde oluşan kırılma riski Deney 1'de maksimum düzeyde iken, Deney 3'te minimum düzeydedir.
- Deneylerde en yüksek sertlik değerlerinin ITAB'ın ergime çizgisine yakın olduğu bölgede oluştuğu ve bu bölgede

zamandan bağımsız dönüşümler sonucu martenzit gibi sert ve gevrek fazların meydana gelmesiyle sertliğin maksimum düzeye çıktığı belirlenmiştir. Ortalama tane büyüklüğünün kaynaklı birleştirmelerde ana malzemeden daha ince olduğu, ITAB'da sertliğin kaynak metalinden ve ana malzemeden daha yüksek olduğu görülmüştür. Deney 1'de kaynak metalinin kimyasal kompozisyonunun Çeş'e bağlı olarak yükselmesi sonucu sert ve gevrek fazların oluşumu kolaylaşmış, böylece kaynak metali ve ITAB'ın ortalama sertliği ana malzemeye oranla daha yüksek çıkmıştır.

- Her üç deneyde de kaynaklı birleştirmelerden ana malzemenin minimum akma mukavemetinin üzerinde akma mukavemeti değerleri elde edilmiştir.
- Çekme testlerinde 1 ve 3 numaralı deneylerin ana malzemeden, 2 numaralı deneyin ise iri taneli bölgenin ergime sınırına yakın alanlarından koptuğu tespit edilmiştir.
- Çekme testlerinde kopmaların farklı bölgelerden olması, deneylerde uygulanan farklı ısı girdileri ile ilişkilendirilebilir.
- Genel olarak ısı girdisinin arttığı deneylerde tane irileşmesine bağlı olarak tokluk azalmıştır. Deney 3'te düşük ısı girdisi ile tane büyüklüğü kontrol altında tutulmuş, dolayısıyla tokluk diğer deneylerden daha yüksek değerler sergilemiştir.
- Eğme deney sonuçlarında kep ve kök yüzeylerinde herhangi bir yırtılmanın oluşmaması birleştirmelerin çatlağa neden olacak boyutta gözenek ya da herhangi bir kalıntı içermediğini göstermektedir.
- Karşılaştırmalı deney sonuçları baz alındığında; sağladığı mekanik özellikler bakımından, E7018 H8 kodlu bazik elektrot kullanılarak birleştirilen Deney 3'ten alınan numunelerden elden edilen sonuçlar optimum olarak değerlendirilmiştir.

#### KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Türker, M., The Effect of Welding Parameters on Microstructural and Mechanical Properties of HSLA S960QL Type Steel with Submerged Arc Welding, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 21 (3), 673-682, 2017.
2. İnternet: Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Üretimi Ve Sınıflandırılması. URL: <http://docplayer.biz.tr/58749677-Yuksekk-mukavemetli-celiklerin-uretimi-ve-siniflandirilmesi-dr-caner-batigun.html> Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
3. Aktarer, S.M., Küçükömeroğlu, T., The microstructure and mechanical properties of FSPed HSLA steel, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 75 (2), 55-60, 2016.
4. Taş, Z., Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde metalürjik mukavemet artırma, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 28 (2), 97-101, 2012.
5. İnternet: Ympress S420mc Teknik Özellikleri. Tata Steel. URL: [http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fwww.tatasteleurope.com%2Fstatic\\_files%2FDownloads%2FGeneral%2520Industry%2520Strip%2FStrip%2520Products%2FEnglish%2FTata%2520Steel%2520-%2520YMPRESS%2520S420MC%2520-%2520data%2520sheet.pdf&date=2019-03-0](http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fwww.tatasteleurope.com%2Fstatic_files%2FDownloads%2FGeneral%2520Industry%2520Strip%2FStrip%2520Products%2FEnglish%2FTata%2520Steel%2520-%2520YMPRESS%2520S420MC%2520-%2520data%2520sheet.pdf&date=2019-03-0), Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
6. İnternet: S420 Steel Plate. Leeco Steel. URL: <https://www.leecosteel.com/s420-steel-plate/> Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
7. İnternet: Termomekanik haddeleme prosesi, Nb etkisi. URL: <http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fispatguru.com%2Fthermo-mechanical-control-processing-in-rolling-mills%2F&date=2019-04-09> Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
8. İnternet: Termomekanik haddeleme. URL: <https://www.leonghuat.com/articles/Thermomechanical%20Control%20Process.htm> Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
9. İnternet: YMDA Kaynağı. Mesleki Eğitim Platformu. URL: <http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fwww.e-mep.com%2Fwp-content%2Fuploads%2F2017%2F02%2FY%C3%BCksek-Mukavemetli-D%C3%BCC%C5%9F%C3%BCk-Ala%C5%9F%C4%B1ml%C4%B1-Celiklerin-Kaynagi-Ozlem-Karaman.pdf&date=2019-03-04>, Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
10. Yalçın, M. İnce Taneli Yüksek Mukavemetli Yapı Çeliklerinde Kaynaklı Bölgenin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı, 2008.
11. N. Mebarki, N. Lamesle, P. Delagnes, D. Levaillant, C. Delmas, F. Relationship Between Microstructure and Mechanical Properties Of A 5%Cr Hotwork Tool Steel, 6th International Tooling Conference, France, 737-754, 2002.
12. J.G.Silva, F., Santos, J., Gouveia, R., Dissolution Of Grain Boundary Carbides By The Effect Of Solution Annealing Heat Treatment And Aging Treatment On Heat-Resistant Cast Steel, Hk30. Metals, 7 (251), 1-12, 2017.
13. Kendirci, M. F., İnce Taneli Yüksek Mukavemetli Yapı Çeliklerinde Kaynaklı Bölgelerin Isıl İşlem Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı, 2008.
14. TS EN 9606-1, Kaynakçıların Yeterlilik Sınavı-Ergitme Kaynağı - Bölüm 1: Çelikler, 2017.
15. Dündar, B., Tozaltı Kaynak Yönteminde Altlık Olarak Kullanılan Kaynak Yöntemlerinden Kaynak Yeterliliklerinin ve Maliyetlerinin Karşılaştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2010.
16. TS EN 3834-2, Metalik malzemelerin ergitme kaynağı için kalite şartları - bölüm 2 : Kapsamlı kalite şartları, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, 2007.
17. Ada, H., Apı Borularının Kaynaklı Birleştirmelerinde Kaynak Parametrelerinin Taguchi Metodu İle Optimizasyonu, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2017.

18. Elektronik Kitap, Uluslararası Kaynak Mühendisliği Eğitim Notları, O.D.T.Ü K.T.M.-GSI-SLV-TR, Ankara, 2013.
19. Dunder, M., Vuherer, T., and Samardžić, I., Weldability of microalloyed high strength steels tste 420 and s960 ql. *Metalurgija*, 53 (3), 335-338, 2014.
20. Samardžić, I., Čikic, A., Dunder, M., Accelerated Weldability Investigation Of Tste 420 Steel By Weld Thermal Cycle Simulation, *Metalurgija*, 52 (4), 461-464, 2013.
21. TS EN 18275, Kaynak sarf malzemeleri- Yüksek mukavemetli çeliklerin- Elle metal ark kaynağı için örtülü elektrotlar- Sınıflandırma, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, 2018.
22. TS EN 2560, Kaynak sarf malzemeleri - Alaşimsız ve ince taneli çeliklerin elle yapılan metal ark kaynağı için örtülü elektrotlar – Sınıflandırma, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, 2008.
23. Komaç, E., Teknik Eğitim El kitabı, Askaynak, 6-8, Kocaeli, 2009.
24. SEW088:1993, Weldable Fine Grained Steels; Guidelines For Processing, Particular For Fusion Welding, 1993.
25. TS EN 14731, Kaynak koordinasyonu - Görevler ve sorumluluklar, 2010.
26. Akkurt, A., Waterjet Cutting Systems And Assesment of Their Industrial Applications, *Journal of Polytechnic*, 7 (2), 129-139, 2004.
27. TS EN 17639, Metalik Malzemelerdeki Kaynaklarda Tahribatlı Muayene - Kaynakların Makroskopik ve Mikroskopik Muayenesi, 2014.
28. TS EN 9015-1, Metalik Malzemelerdeki Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler-Sertlik Deneyi-Bölüm 1: Ark Kaynaklı Birleştirmelerde Sertlik Deneyi, 2011.
29. TS EN 4136, Metalik Malzemelerin Kaynakları Üzerinde Tahribatlı Deneyler-Enine Çekme Deneyi, 2013.
30. TS EN 9016:2012, Metalik malzemelerde kaynaklar üzerinde tahribatlı deneyler - Vurma deneyleri - Deney numunesi yeri, çentik yönü ve muayene, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, 2012.
31. TS EN 5173:2010/A1, Metalik Malzemelerde Kaynak Dikişleri Üzerinde Tahribatlı Muayeneler- Eğme Deneyleri, 2012.
32. İnternet: Basic Metallurgy of Fusion Welding The National Programme on Technology Enhanced Learning (NPTEL).URL:<http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fnptel.ac.in%2Fcourses%2F112101005%2Fmodules%2Flec4-3%2F1.3.html&date=2019-02-21>, Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
33. Dong, H., Hao, X., Deng, D., Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint, *Springer Science+Business Media*, 3, 138-146, 2014.
34. D. Callister, W., G. Rethwisch, D., Malzeme bilimi ve mühendisliği 8. basımdan çeviri, Nobel Akademik Yayıncılık Eğitim Danışmanlık Tic.Ltd.Şti, Ankara, 343-390, 2014.
35. Zhang, Z., Farrar, R.A., Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals, *Welding Research Supplement*, 183-196, 1997.
36. İnternet: Türedi, E. (2012). Mikroyapısal Görüntüleme ve Tanı Ek Ders Notları. URL: <http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fdocplayer.biz.tr%2F13903329-Mikroyapısal-goruntuleme-ve-tani.html&date=2019-02-08>. Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
37. İnternet: Importance of Austenitic Grain-Size of Steels. URL:<http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fwww.engineeringenotes.com%2Fmetallurgy%2Fsteel%2Faustenitic-grain-size-of-steel-metallurgy%2F25901&date=2019-04-11>. Son Erişim Tarihi: 09.03.2021.
38. Kang, B.Y., Kim, H.J., Hwang,S.K, “Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals”, *ISIJ International*, 40 (12), 1237–1245, 2000.
39. Faes K., Maas F., De Waele W., De Baets P.,Verstraete M.,Delbaere D.,Van Der Donckt E., “Weldability of Micro-Alloyed High-Strength Pipeline Steels Using a New Friction Welding Variant”, The 2nd South-East European IIW International Congress, Sofia, Bulgaria, 2010.
40. TS EN 10025-6+A1, Sıcak Haddelenmiş Yapı Çelikleri - Bölüm 6: Suverilmiş ve Temperlenmiş Durumdaki Yüksek Akma Dayanımlı Yapı Çeliklerinden İmal Edilmiş Yassı Mamullerin Teknik Teslim Şartları, 2013.
41. Popović, O., Prokić, C., Burzić, R.M., Milutinović, Z., The Effect of Heat Input on the Weld Metal Toughness of Surface Welded Joint, 14th International ResearchExpert Conference, Mediterranean Cruise, 61-64, 2010.
42. A. Hakan, T. Mümin, D. Kemal, Bayram. A, Effect of welding current on microstructure and mechanical properties of 15% deformed TWIP steel joined with electrical resistance spot welding, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 35 (2), 803-81, 2020.