



## Effect of welding current on microstructure and mechanical properties of 15% deformed TWIP steel joined with electrical resistance spot welding

Hakan Aydın<sup>1\*</sup>, Mümin Tutar<sup>2</sup>, Kemal Davut<sup>3,4</sup>, Ali Bayram<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Department of Mechanical Engineering, Bursa Uludag University, Bursa, 16059, Turkey

<sup>2</sup>Turkish National Defence University, Air NCO Higher Vocational School, 35415, Gazimir, Izmir, Turkey

<sup>3</sup>Department of Metallurgical and Materials Engineering, Atılım University, Ankara, 06830, Turkey

<sup>4</sup>Metal Forming Center of Excellence, Atılım University, Ankara, 06830, Turkey

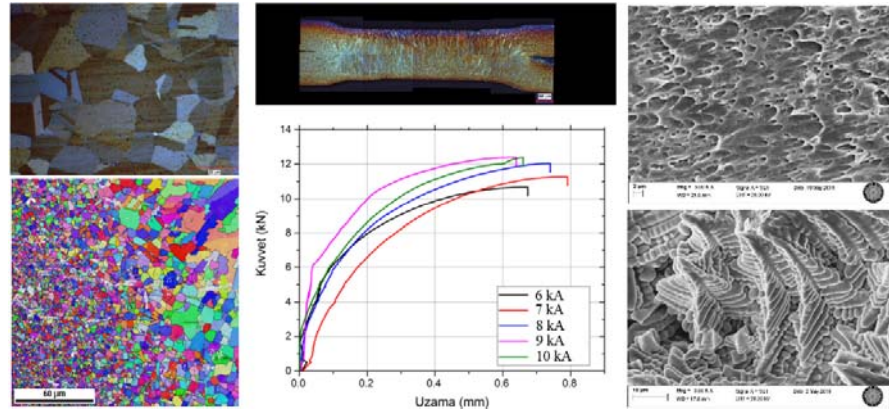
### Highlights:

- 15% deformed TWIP steel
- Welding current effect
- Microstructure and mechanical properties of the spot welds

### Keywords:

- TWIP steel
- Electrical resistance spot welding
- Microstructure
- Mechanical properties
- Fracture surface characterization

### Graphical/Tabular Abstract



**Figure A.** Microstructure and mechanical properties of 15% deformed TWIP steel joined with electrical resistance spot welding

### Article Info:

Research Article

Received: 21.02.2019

Accepted: 31.05.2019

### DOI:

10.17341/gazimmfd.530292

### Acknowledgement:

The authors are grateful to the Scientific and Technological Research Council of Turkey (TUBITAK) for its financial support to this research (Project number: MAG 213M597). The authors are also grateful to Ermetal Inc. for providing facilities for the resistance spot-welding processes.

### Correspondence:

Author: Hakan Aydın

e-mail:

hakanay@uludag.edu.tr

phone: +90 224 294 06 52

**Purpose:** The present study aims to investigate the effect of welding current on the microstructure and mechanical properties of the 15% deformed TWIP steel sheets joined with electrical resistance spot welding.

### Theory and Methods:

The commercial TWIP steel sheets with a thickness of 1.3 mm were cold rolled at room temperature using a laboratory rolling mill with 15% reduction in a final thicknesses of approximately 1.1 mm. The welding processes were carried out using a medium-frequency direct current (MFDC) resistance spot welding machine connected to an ABB robot arm. The welds were performed with welding currents of 6 kA, 7 kA, 8 kA, 9 kA and 10 kA, while keeping the other parameters constant. Optical microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), SEM/Energy Dispersive Spectroscopy (SEM-EDS) and SEM/Electron Backscatter Diffraction (SEM-EBSD) techniques were used in microstructure characterization. Microhardness measurements and tensile shear tests were performed to determine the mechanical properties. The fracture surfaces of the spot welded joints were also examined using SEM.

### Results:

Deformation twins have disappeared in the weld zone and large annealing twins have appeared in HAZ. The nugget size, the indentation depth and HAZ width increased almost linearly with the increase of welding current. Also, grain coarsening and the twin thicknesses in the HAZ increased with the increase of welding current. The welding did not cause any phase transformation in the welding zone. The hardness values in the weld zone were considerably lower than the hardness of the base metal. Tensile shear load increased with the increase of welding current. The fracture characteristics are generally a mixture of brittle-ductile fracture.

### Conclusion:

The microstructure and tensile shear properties in weld zone of 15% deformed TWIP steel have changed significantly depending on the welding current. However, although the hardness values in the weld zone were considerably lower than that of the base metal, the welding current has no significant effect on the hardness values of the weld zone.



## Elektrik direnç punta kaynağı ile birleştirilen %15 deforme edilmiş TWIP çeliğinde kaynak akımının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi

Hakan Aydın<sup>1\*</sup>, Mümin Tutar<sup>2</sup>, Kemal Davut<sup>3,4</sup>, Ali Bayram<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Bursa Uludağ Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 16059 Görükle Bursa, Türkiye

<sup>2</sup>Milli Savunma Üniversitesi, Hava Astsubay Meslek Yüksekokulu, 35415, Gaziemir, İzmir, Türkiye

<sup>3</sup>Atılım Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 06830, İncek Ankara, Türkiye

<sup>4</sup>Atılım Üniversitesi, Metal Şekillendirme Mükemmeliyet Merkezi, 06830, İncek Ankara, Türkiye

### Ö N E Ç İ K A N L A R

- %15 deforme edilmiş TWIP çeliği
- Kaynak akımı etkisi
- Punta kaynaklarının mikroyapı ve mekanik özellikleri

### Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi

Geliş: 21.02.2019

Kabul: 31.05.2019

### DOI:

10.17341/gazimmfd.530292

### Anahtar Kelimeler:

TWIP çeliği,  
elektrik direnç punta  
kaynağı,  
mikroyapı,  
mekanik özellikler,  
kırılma yüzeyi  
karakterizasyonu

### ÖZET

Çalışmada, %15 deforme edilmiş TWIP saclarının elektrik direnç punta kaynağıyla birleştirmelerinde kaynak akımının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Mikroyapı karakterizasyonunda optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), SEM/Enerji dağılımlı X-ışını Spektroskopisi (SEM-EDS) ve SEM/Elektron Geri Saçılım Kırınımı (SEM-EBSD) teknikleri kullanılmıştır. Mekanik özelliklerin belirlenmesinde, mikrosertlik ölçümleri ve çekme testleri yapılmıştır. Kaynak akımı artışı ile erime bölgesindeki kaynak boşlukları azalırken, çekirdek çapı, çökme miktarı ve ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) genişliği yaklaşık lineer bir şekilde artmıştır. Kaynak bölgesinde deformasyon izleri ortadan kalkarken, ITAB'da iri tavlama izleri ortaya çıkmıştır. Ayrıca, kaynak akımı artışıyla ITAB'daki tane irileşmesi ve ikiz kalınlıkları artmıştır. Ancak, kaynak işlemi kaynak bölgesinde herhangi bir faz dönüşümüne neden olmamıştır. Bu sebeple, kaynak bölgesi sertlik değerleri temel malzemenin sertlik değerlerinden oldukça düşük kalmıştır. Genel itibarıyla, en düşük sertlikler ITAB'da gözlenmiştir. Kaynak akımı ile kaynak bölgesi sertlik değerleri arasında herhangi bir korelasyon elde edilmemiştir. Kopma yükü kaynak akımı ile artmıştır: En yüksek kopma yükü 10 kA kaynak akımında elde edilmiştir. Düşük kaynak akımlarında ar yüzeyi kırılma meydana gelirken yüksek kaynak akımlarında buton çekirdek tipi kırılmalar ortaya çıkmıştır. Kırılma karakteristikleri genel itibarıyla gevrek-sünek kırılma karışımıdır. Daha yüksek mukavemete sahip numunelerde gevrek-sünek kırılma bölgesinde sünek kırılma, gevrek kırılma bölgesinde ise trans-granular kırılma karakteristikleri artış göstermiştir.

## Effect of welding current on microstructure and mechanical properties of 15% deformed TWIP steel joined with electrical resistance spot welding

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

- 15% deformed TWIP steel
- Welding current effect
- Microstructure and mechanical properties of the spot welds

### Article Info

Research Article

Received: 21.02.2019

Accepted: 31.05.2019

### DOI:

10.17341/gazimmfd.530292

### Keywords:

TWIP steel,  
electrical resistance spot  
welding,  
microstructure,  
mechanical properties,  
fracture surface  
characterization

### ABSTRACT

The effect of current on properties of 15% deformed TWIP sheets joined with spot welding was investigated in this study. Optical microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), SEM/Energy Dispersive Spectroscopy (SEM-EDS) and SEM/Electron Backscatter Diffraction (SEM-EBSD) techniques were used in microstructure characterization. Microhardness and tensile tests were performed to determine mechanical properties. The nugget size, indentation depth and heat affected zone (HAZ) width increased almost linearly with increased current, while the weld cavities decreased with increased current. Large annealing twins have appeared in HAZ, while deformation twins have disappeared. Grain coarsening and twin thicknesses in HAZ increased with increased current. However, the welding didn't cause any phase transformation. Therefore, hardness in weld zone was considerably lower than base metal hardness. In general, the lowest hardness was observed in HAZ. There was no correlation between current and hardness in weld zone. Fracture load increased with increased current: The highest fracture load was obtained at 10 kA. Button pullout fractures have emerged with higher currents, whereas interfacial fractures have occurred with lower currents. Fracture characteristics are generally a mixture of brittle-ductile. In weld samples with higher strength, the fracture characteristics of ductile in brittle-ductile zone and the trans-granular in brittle zone have increased.

\*Sorumlu Yazar/Corresponding Author: hakanay@uludag.edu.tr, mummin@.net, kemal.davut@atilim.edu.tr, bayram@uludag.edu.tr /

Tel: +90 224 294 06 52

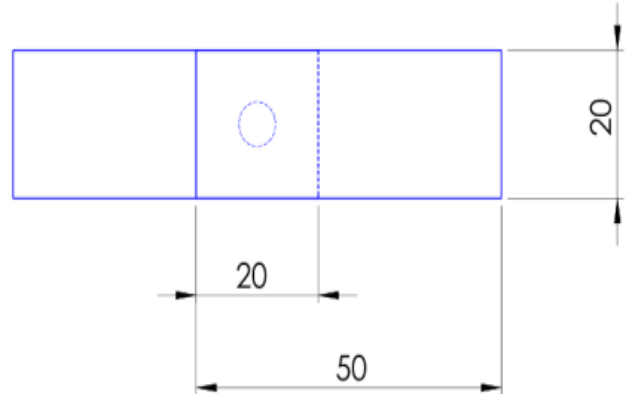
## 1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Otomotiv sektöründe, ultra yüksek mukavemetli, beklenen performansı daha ince et kalınlığı ile sağlayabilen veya mevcut kalınlıkla daha yüksek bir performans ortaya koyan, kolay şekillendirilebilir ve daha ucuz sac kullanmak mevcut rekabet koşullarında neredeyse bir zorunluluk haline gelmiştir [1]. Bu anlamda, yeni nesil inovatif nitelikte değerlendirilen TWIP (Twinning Induced Plasticity) çeliklerinin kullanımının yakın bir gelecekte otomotiv endüstrisinde yaygınlaşması öngörülmektedir. Günümüzde otomotiv sanayinde kullanılan saclar için geçerli olan “sac dayanımının artması ile sacın şekillendirilebilme kabiliyeti azalmaktadır” kuralı, TWIP yüksek mangan alaşımli ostenitik çelik saclarla ortadan kaldırılmaktadır [1-5]. TWIP saclarında şekillendirmenin etkisiyle mevcut ostenit fazında değişim meydana gelir; ancak bu değişim faz dönüşümünden ziyade sadece atomik diziliştir (ikizlenme) [1, 6, 7]. TWIP saclarında dayanımı sağlayan mekanizma, bu ikizlenme (Twinning) mekanizmasıdır [1, 8-13].

Otomotiv sanayinde kullanılan saclarda şekillendirme sonrasında kaynak işlemi kaçınılmaz bir üretim yöntemidir. Otomotiv sektörü dikkate alındığında yassı çeliklerin kullanımının söz konusu olduğu yerlerde en çok kullanılan kaynak yöntemi elektrik direnç punta kaynağıdır. Otomotiv sanayinde yaygın şekilde kullanılan IF (Interstitial-Free steel (Arayer Atomsuz çelik)), HSLA (High Strength Low Alloy steel (Düşük Alaşımli Yüksek Mukavemetli çelik)) ve DP (Dual Phase steel (İki Fazlı çelik)) gibi sacların elektrik direnç punta kaynağı ile birleştirilmesi üzerine bugüne kadar birçok detaylı araştırma ve değerlendirme yapılmış ve bu sacların punta kaynağı ile ilgili hemen hemen tüm hususları aydınlığa kavuşturulmuştur. Ancak, otomotiv sanayine yönelik yeni nesil çelik grubunda yer alan TWIP saclarının elektrik direnç punta kaynağı ile ilgili detaylı çalışmalar oldukça sınırlıdır. Bu sebeple, TWIP saclarının otomotiv sanayiye adaptasyon sürecini hızlandırmak için punta kaynağı ile ilgili temel hususları aydınlığa kavuşturmaya yönelik detaylı araştırmaların ve değerlendirmelerin yapılması gerekir. Bu amaçla, bu çalışma kapsamında, %15 soğuk deformasyona uğratılmış TWIP saclarının elektrik direnç punta kaynağıyla birleştirmelerinde kaynak akımının kaynak bölgesi içyapıları ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri detaylı bir şekilde ortaya konulmuştur. Bilindiği gibi, otomotiv sanayinde kullanılan saclara genel itibarıyla soğuk şekillendirme sonrasında kaynak işlemleri uygulanmaktadır. Bu bağlamda, soğuk şekillendirme sonrası temel malzeme özellikleri önemli ölçüde değişen TWIP çeliklerinde, deformasyon sonrası uygulanan kaynak işlemleri etkilerinin belirlenmesi daha fazla anlam kazanmaktadır. Çalışmada, kaynak bölgesi mikroyapı karakterizasyonunda optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), SEM/Enerji dağılımlı X-ışını Spektroskopisi (SEM-EDS) ve SEM/Elektron Geri Saçılım Kırınımı (SEM-EBSD) teknikleri kullanılmıştır.

## 2. DENEYSEL METOT (EXPERIMENTAL METHOD)

Bu çalışmada kullanılmak üzere 1.3 mm kalınlığındaki TWIP çelik sacı ticari olarak temin edilmiştir. Kullanılan bu çelik sac %0,28C, %15,6Mn, %1,06Si, %1,89Al, %0,564Cr, %0,1Ti ve geri kalanı da Fe'den oluşmaktadır. Bu çelik sac soğuk haddeleme ile %15 deformasyon edilerek sacın kalınlığı yaklaşık olarak 1,1 mm'ye düşürülmüştür. Soğuk deformasyon ile sacın çekme mukavemeti 982 MPa'dan 1220 MPa'a artmış olup, uzama değeri %46'dan %20'ye düşmüştür. Deforme edilen bu çelik sac kaynak numuneleri için 20x50mm boyutlarında lazer ile kesilmiştir (Şekil 1). Tüm kaynak işlemleri ABB marka kaynak robotuna bağlı MFDC (Medium-Frequency Inverter Technique) punta kaynak makinesiyle gerçekleştirilmiştir. Kaynak elektrodu olarak da 6 mm çapında bakır alaşımı elektrodlar kullanıldı. Tüm kaynaklarda 250 ms kaynak zamanı, 2250 N elektrot baskı kuvveti, 40 ms sıkma zamanı ve 40 ms kaynak sonu tutma zamanı sabit tutulmuştur. Kaynak akımı olarak 6 kA, 7 kA, 8 kA, 9 kA ve 10 kA değerleri kullanılmıştır. Kaynak parametrelerinin hassas kontrolü kaynak robotunun bağlı olduğu BOS6000 programı ile gerçekleştirilmiştir. Kaynaklar esnasında elektrod çapında meydana gelebilecek değişikliklerin deney sonuçlarına etkisini minimuma indirebilmek için belirlenen periyotlarda (ortalama her 20 dakikada sonrası) kaynak elektrotları ya yenileri ile değiştirildi ya da hassas talaşlı işleme tabi tutuldu. Numunelerin kaynak için sabitlenmesini sağlayacak, kaynak işlemini pratikleştirerek işlem hızını arttıracak, numune ölçülerine uygun bir fişkür imal edilmiş ve kaynak işlemlerinde bu fişkür kullanılmıştır. Çalışmada kullanılacak kaynak akımının maksimum hangi seviyelerde olacağı ön çalışmalarla tespit edilmiştir: Kaynak akımının 10 kA değerinden daha yüksek değerlerinde önemli düzeyde sayılabilecek sıçratma gözlemlenerek çökme miktarı endüstriyel anlamda kabul edilemez değerlere ulaşmıştır. Bu sebeple, kaynak akımının etkisini belirleme yönünde üretilen %15 deformasyon oranına sahip kaynaklı numunelerde maksimum kaynak akımı değeri olarak 10 kA değeri alınmıştır.



Şekil 1. Kaynaklı numune ölçüleri (Welded specimen dimensions)

Kaynak işlemlerinden sonra, kaynaklı numuneler, makro ve mikro yapı incelemeleri için kaynak merkezi boyunca kesiti alınacak şekilde metalografik kesme cihazı ile kesildi. Sonrasında, enine kaynak kesitleri bakalite alınıp, 0.25 µm'ye kadar parlatma işlemleri yapıldı. Kaynak makro ve mikro yapısını ortaya çıkarmak için sırasıyla %3 Nital dağılayıcısı ve Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub> solüsyonu (100 ml H<sub>2</sub>O içinde 10 g Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) ayrı ayrı 2 adımda uygulandı (renkli dağlama yöntemi). Optik mikroskop görüntüleri polarize ışık altında Clemex görüntü analiz sistemine sahip Nikon DIC mikroskobu ile alındı. Kaynak kesitlerinin optik incelemelerine ilaveten, içyapı görüntülenmesinde ve kimyasal analizde 20 kV ZEISS EVO® 40 tip SEM ve SEM-EDS'den yararlanıldı. Kaynaklı numunelerin çekirdek çapı (veya erimiş bölge boyutu) çekme testi ile koparılmış numuneler üzerinden Mitutoyo dijital kumpas kullanılarak belirlenmiştir. Ayrıca, numunelerin içyapı karakterizasyonunda elektron geri-saçılım kırınımı (EBSD) bazlı oryantasyon mikroskopisi de kullanılmıştır. EBSD tekniğinin numuneyle etkileşim derinliği 5-10 nm arasında değiştiğinden [14] numune yüzeyleri tamamen hatalardan arındırılmıştır. Ayrıca, incelenecek yüzeyde herhangi bir plastik deformasyon veya kalıntı gerilme oluşturmaktan kaçınmak için numune olabildiğince az yükü zımparalamış ve parlatılmıştır. Hatalardan ve kabartılardan arındırılmış bir yüzey elde etmek için numune yüzeyleri standart SiC zımpara kağıtlarıyla hazırlandıktan sonra 3 aşamalı (9, 3 ve 1 µm'lik) elmas solüsyonuyla kaba parlatmaya tabi tutulmuştur. Sonrasında yüzeyler 0.05 mikron çapta koloidal silis partikülleri içeren OPS (Active Oxide Polishing) solüsyonluya 10 dakika boyunca parlatılmıştır. Numune yüzeyi hazırlama işlemleri tam otomatik Struers Tegramin 25 cihazlarıyla yapılmıştır. Oryantasyon mikroskopisi Zeiss Merlin FEG-SEM taramalı elektron mikroskobuna bağlı EDAX/EDS EBSD sistemi ve Hikari EBSD kamerası kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikroskobun ivmelendirme voltajı 15 kV, demet akımı 5 nA ve de çalışma mesafesi (WD) 13 mm olacak şekilde, altıgen bir örüt oluşturarak temel malzeme için 0.1 µm; ITAB (HAZ) bölgesi için de 0.2 µm ölçüm adımı (step size) kullanılarak EBSD haritalamaları yapılmıştır. EBSD kamerası 2x2 piksel gruplama yaparak (başka bir deyişle EBSD deseni 320x240 piksel olacak şekilde) 30,3 milisaniye poz süresinde, 30 kare/s hızında çalıştırılmıştır. Tüm haritalar en düşük x400 büyütmede ölçülerek, EBSD haritasını oluşturan tüm noktaların odaklanmış olması sağlanmıştır. Ham EBSD verisi işlenirken, TSL OIM Analysis v7.2 yazılımı kullanılmıştır. Öncelikle; "tane indeksleme güveni standartlaştırması" (GCIS) yöntemi kullanılmıştır. Sonrasında indeksleme güveni 0.1'in altında olan ölçüm noktaları analizlerden çıkarılmıştır. İçyapı, EBSD desen kalitesi (image quality, IQ), ters-kutup figürleri (inverse pole figure, IPF), tane sınırları yönelim farkı açısı (misorientation angle) değerlerine ve çakışık yer kafesleri (CSL (Coincident Site Lattices)) tipi tane sınırlarına bakılarak karakterize edilmiştir. Analizlerde taneler, birbiri arasında 5 dereceden az yönelim farkı olan komşu piksellerin oluşturduğu kümeler olarak tanımlanmış ve bu tanım doğrultusunda oluşturulmuştur. Kaynaklı numunelerin

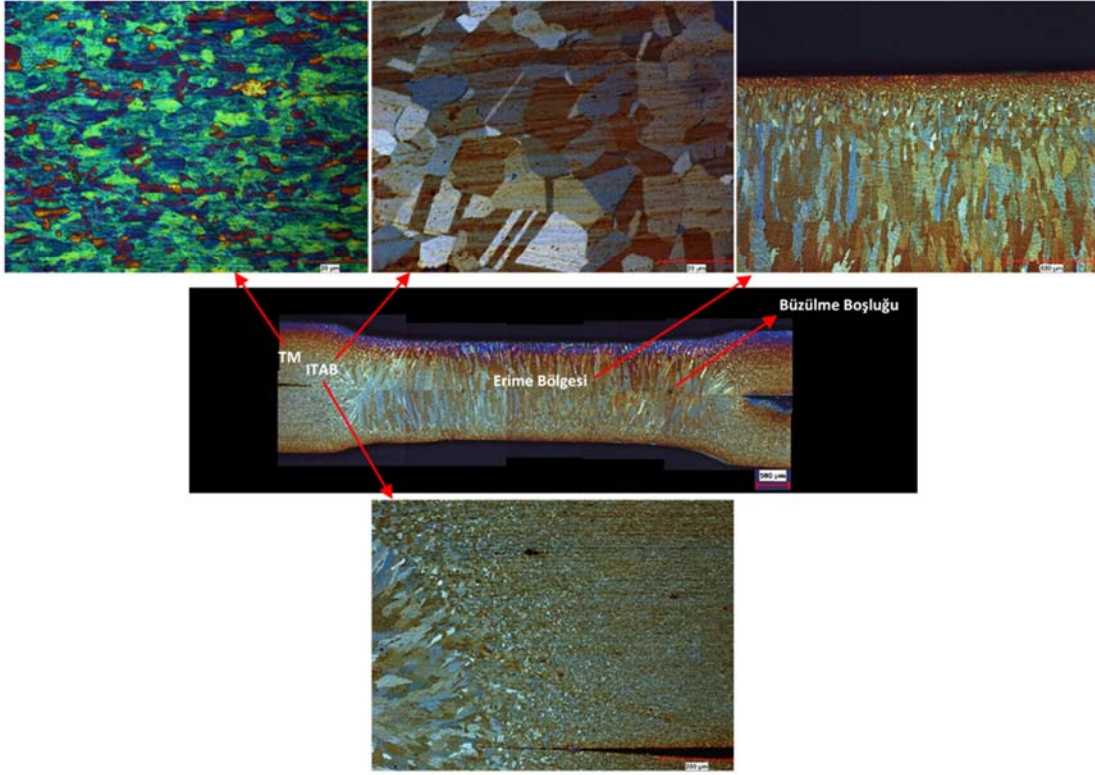
mekanik özelliklerini belirlemek için, numuneler mikrosertlik ölçümlerine ve çekme testlerine tabi tutulmuşlardır. 100 µm aralıklarla taramalı şekilde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde, özellikle erime bölgesindeki dendritler arası mikro ve makro gözenekler bu bölgede sertlik ölçümlerini önemli ölçüde engellemiştir. Yapılan birçok mikrosertlik taramasında erime bölgesinde yorumlanabilir sertlik değerlerinin elde edilememesinden dolayı her bölgenin ayrı ayrı sertlik değerlerinin alınıp yorumlanması yoluna gidilmiştir. Vickers mikrosertlik testleri metalografik numuneler üzerinden DUROLINE-M mikrosertlik cihazı ile ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB) ve temel malzemede 200 g'lık, kaba dendritik yapıya sahip erime bölgesinde ise 500 g'lık yüklemeye uygulanarak 10 sn süre ile gerçekleştirilmiştir. Kaba dendritik yapıya sahip erime bölgesinde yoğun mikro gözeneklerin varlığı 200 g'lık yüklemedeki mikrosertlik ölçümlerini önemli ölçüde etkilediğinden bu bölgede daha yüksek bir yüklemenin kullanılmasını zorunlu hale getirmiştir. Kaynaklı numuneler bilgisayar kontrollü UTEST-7014 marka üniversal çekme test cihazı kullanılarak kopma yükleri belirlenmek üzere laboratuvar şartlarında 5 mm/dak sabit uzama hızında çekme-kayma testlerine tabi tutulmuştur. Herbir parametre grubu için en az 3 deney numunesine çekme testleri uygulanarak ortalama kopma yükleri tespit edilmiştir. Ayrıca, kaynaklı numunelerin çekme testleri sonucundaki kırılma yüzeyleri de SEM ile incelenmiştir.

### 3. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR (RESULTS AND DISCUSSIONS)

Elektrik direnç punta kaynağı ile kaynak edilmiş %15 deformasyon oranına sahip TWIP çeliklerinin kaynak kesitleri 3 ana mikroyapısal bölgeden meydana gelmiştir: Erime Bölgesi (EB), Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) ve Temel Malzeme (TM) (Şekil 2). %15 soğuk deformasyon uygulanmış TWIP sacının TM mikroyapısı, genel itibarıyla haddeleme doğrultusunda yönelmiş katmanlı bantları ve daha yoğun mekanik ikizlenmeleri de içeren haddeleme doğrultusunda uzamış ince taneli ostenitlerden ibarettir [6]. Kaynak işlemi ile kaynak bölgesinin farklı bölgelerinde farklı sıcaklıkların ortaya çıkmasına bağlı olarak ostenit taneleri farklı morfolojilere sahip olmuştur. Erime bölgesi genel itibarıyla tipik kaba kolonsal dendritik döküm mikro yapısına sahipken, kaynak işlemi esnasında ısıl çevrime maruz kalan ITAB'da ise ostenit tanelerinin boyutu temel malzeme tane boyutundan oldukça büyüktür. Ayrıca, ITAB'da kaynak esnasındaki ısıl çevrime bağlı olarak iri tavlama ikizleri meydana gelmiştir.

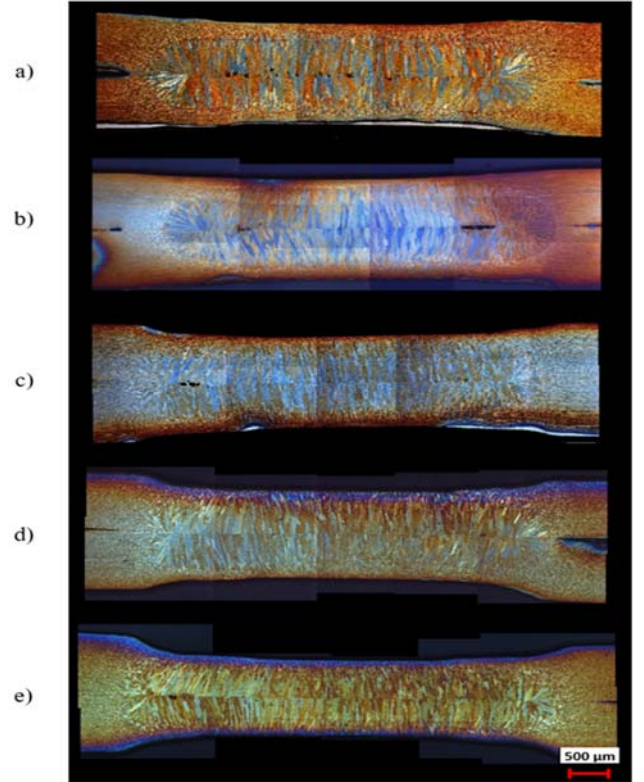
Kaynak akımının kaynaklı numunelerin makroyapılarına etkisi Şekil 3'te gösterilmiştir. TWIP çeliklerinin elektrik direnç punta kaynağında EB'nde ortaya çıkan makro boyuttaki karakteristik sıçratma esaslı herhangi bir boşluk hatasına kaynak edilen bu numunelerde rastlanmamıştır [7]. Bu da, çalışma için seçilen kaynak akımı değerlerinin oldukça uygun olduğunu göstermektedir. Ancak, kaynak numunelerinin EB'nde kaynak arayüzeyinde irili, ufaklı kaynak hatalarını da görmek mümkündür. Genel itibarıyla



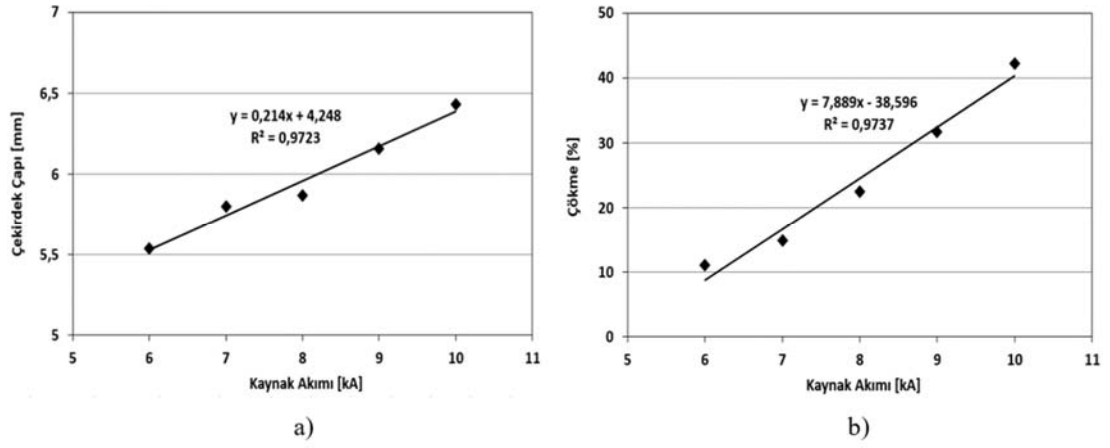


**Şekil 2.** Kaynaklı numuneleri tipik mikroyapıları (Kaynak akımı 9 kA)  
(Typical microstructures of welded samples (Welding current 9 kA))

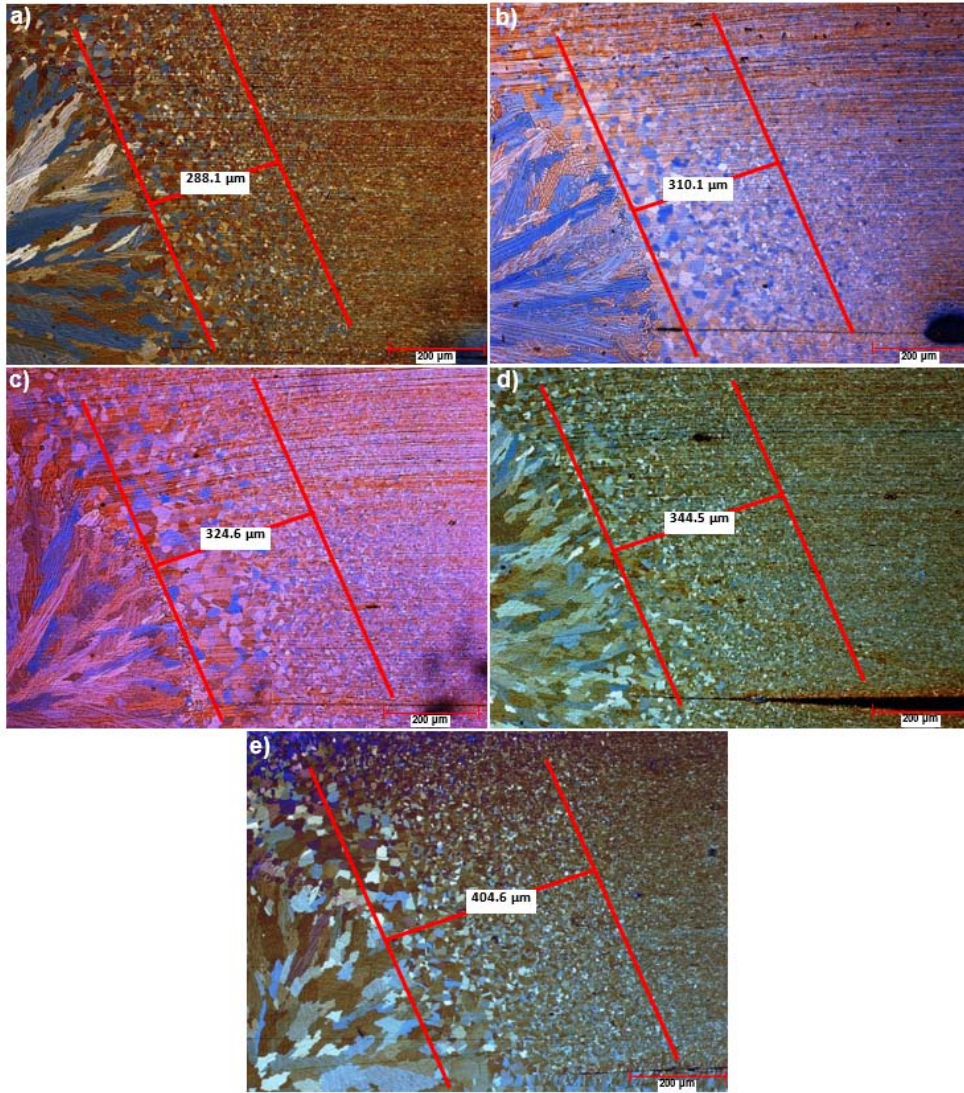
artan kaynak akımı ve buna bağlı olarak da artan ısı girdisi ile bu kaynak hatalarının azaldığı olduğu görülmektedir. Bunun sebebi, daha yüksek ısı girdisine bağlı olarak EB'nde daha düşük soğuma hızı gösterilebilir. Yani, kaynak bölgesindeki soğuma hızı azaldıkça bu kaynak hataları da azalmaktadır. Bu anlamda, soğuma hızı ile ilişkili olan bu kaynak hataları büzülme esaslıdır. Ayrıca, kaynaklı numunelerin makroyapılarından kaynak akımı artışı ile dolayısıyla ısı girdisi artışıyla çökme miktarında da bir artış meydana geldiği görülmektedir (Şekil 3). Elektrik direnç punta kaynağı ile kaynak edilmiş %15 deformasyon oranına sahip TWIP çeliklerinde kaynak akımı ile çekirdek çapı ve çökme miktarı arasındaki ilişki Şekil 4'de verilmiştir. Kaynak akımı artışı ile ısı girdisi artışına bağlı olarak çekirdek çapı ve çökme miktarı hemen hemen lineer şekilde artmıştır: Her ikisi içinde lineer korelasyon kararlılık katsayısı ( $R^2$ ) 0,97 olarak elde edilmiştir. Maksimum çekirdek çapı ve çökme miktarı değeri artan ısı girdisine bağlı olarak maksimum kaynak akımında elde edilmiştir. Kaynak akımının ITAB genişliğine ve ITAB mikroyapısına etkisi Şekil 5-7'de verilmiştir. ITAB genişliği kaynak akımı artışı ile ısı girdisi artışına bağlı olarak lineere yakın bir şekilde artmaktadır: ITAB genişliği ve kaynak akımı arasındaki lineer korelasyon kararlılık katsayısı ( $R^2$ ) 0,91 olarak elde edilmiştir (Şekil 6). Kaynaklı numunelerin ITAB mikroyapılarına bakıldığında ise, kaynak akımı artışıyla ısı girdisi artışına bağlı olarak genel itibariyle tanelerin irileşmekte ve tavlama ikozlerinin kalınlıkları artmaktadır (Şekil 7). Kaynaklı numunelerin ITAB mikroyapıları SEM-EBSD haritalaması ile de incelenmiştir.



**Şekil 3.** Kaynak akımının makroyapıya etkisi a) 6 kA b) 7 kA c) 8 kA d) 9 kA e) 10 kA  
(Effect of welding current on macrostructure)

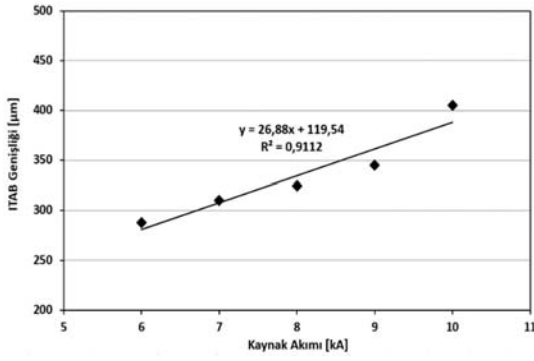


Şekil 4. Kaynaklı numunelerde a) çekirdek çapı ve b) çökme miktarının kaynak akımı ile değişimi  
(Change of (a) nugget diameter and (b) indentation depth with welding current in welded samples)



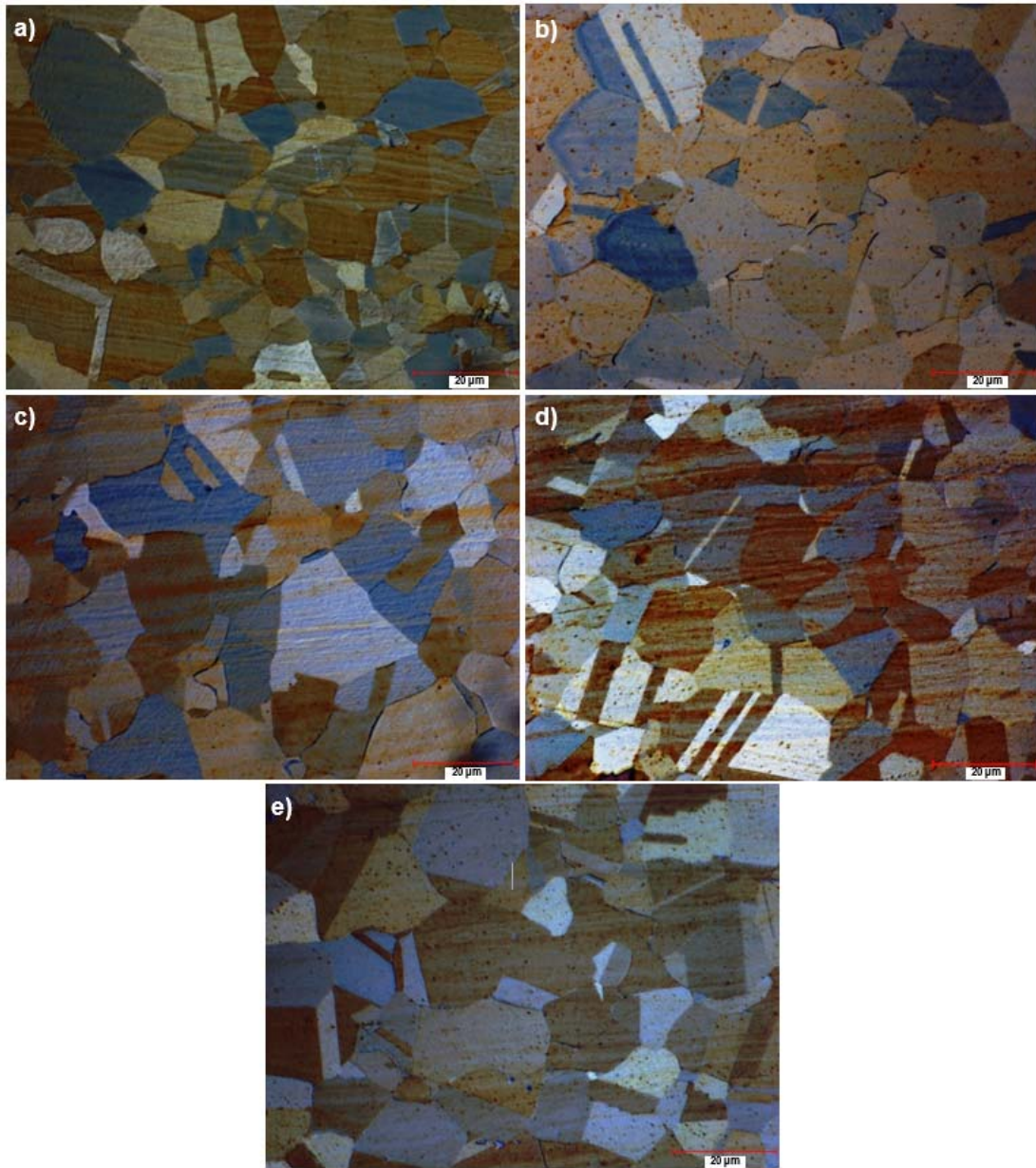
Şekil 5. Kaynak akımının ITAB genişliğine etkisi a) 6 kA b) 7 kA c) 8 kA d) 9 kA e) 10 kA  
(Effect of welding current on HAZ width)



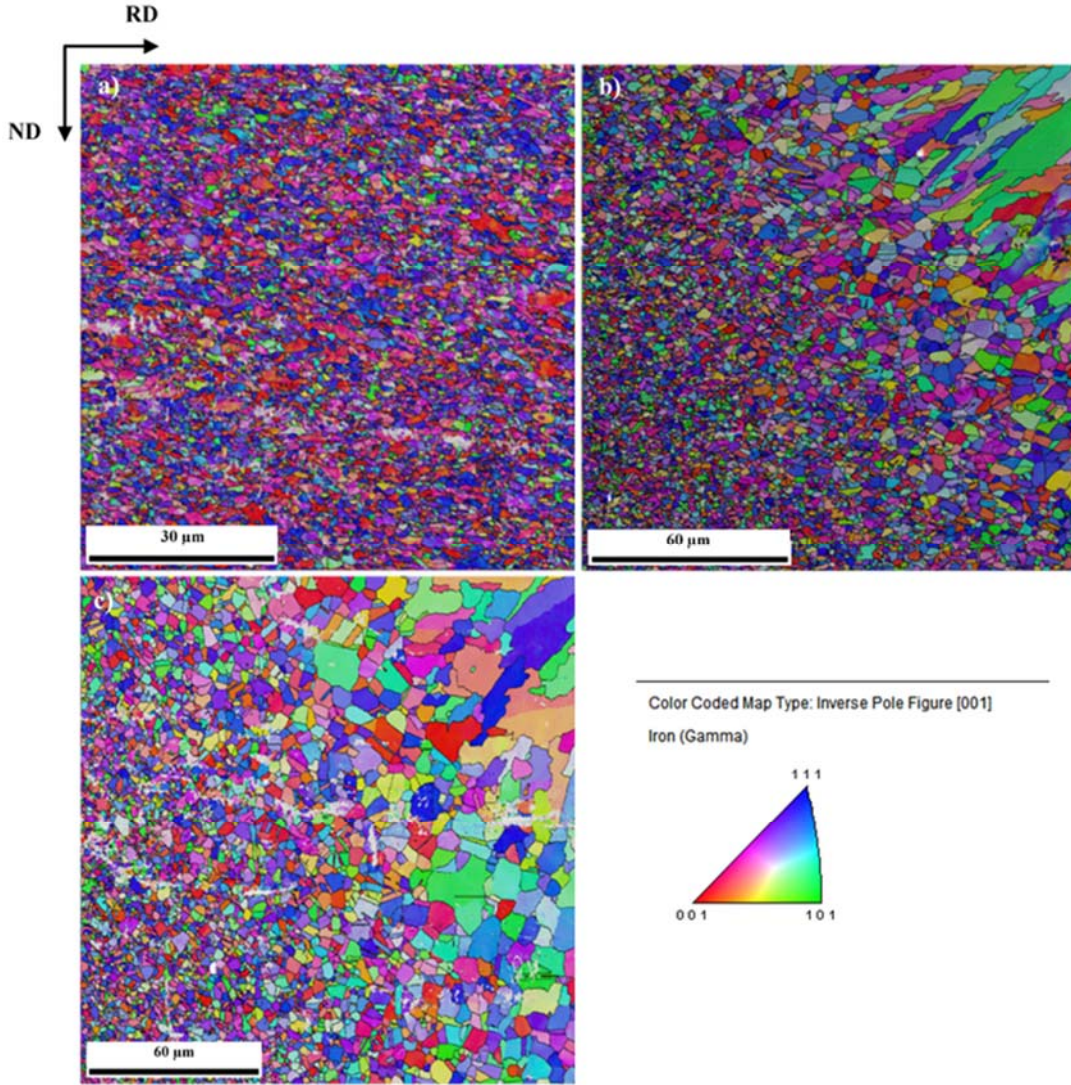


**Şekil 6.** ITAB genişliğinin kaynak akımı ile değişimi  
(Change of HAZ width with welding current)

İleri karakterizasyon yöntemlerinden biri olan SEM-EBSD tekniği, çelik mikroyplarının güvenilir ve nicel olarak da açıklanabilmesine imkân tanımaktadır [15-16]. Şekil 8'deki SEM-EBSD haritalamasından da ısı girdisi artışına bağlı olarak ITAB genişliği artışı, ITAB'daki tavlama ikizlerini de içeren yeniden kristalleşme taneleri, ITAB'daki tane irileşmesi ve tavlama ikiz kalınlıklarının artışı net olarak görölmektedir. Ayrıca, ısı girdisi artışıyla ITAB'daki tane irileşmesine istinaden tavlama ikiz boylarının artması sonucuna da ulaşılabilir. Ancak, SEM-EBSD görüntülerinden kaynaklı numunelerde ısı girdisi artışına bağlı olarak tavlama ikizleri yoğunlukları ile ilgili net bir şey söylenememektedir (Şekil 8). Ayrıca, TM mikroyapisında 100 nm ölçüm adımı (step size) kullanılmasına rağmen



**Şekil 7.** ITAB mikroyapisının kaynak akımı ile değişimi a) 6 kA b) 7 kA c) 8 kA d) 9 kA e) 10 kA  
(Change of HAZ microstructure with welding current)



**Şekil 8.** Numunelerin desen kaliteli ters-kutup figür haritaları (IPF with IQ maps) a) %15 deforme edilmiş TM b) 6 kA kaynak akımına sahip numuneye ait ITAB c) 10 kA kaynak akımına sahip numuneye ait ITAB  
(ND Normal Doğrultu RD Hadde Doğrultusu)

(The IPF + IQ maps of specimens a) 15% deformed base metal b) the HAZ of the joint welded at 6 kA c) the HAZ of the joint welded at 10 kA.  
(ND Normal Direction RD Rolling Direction))

deformasyon ikizlerinin görüntülenmesi de mümkün olmamıştır. Bu da, TM mikroyapısındaki deformasyon ikiz kalınlıklarının 100 nm'nin altında olduğuna işaret etmektedir. TWIP çelikleri üzerine yapılan birçok EBSD çalışmasında da deformasyon ikizlerinin SEM-EBSD tekniği ile haritalanamadığı belirtilmiştir [17-19]. Ancak, SEM-EBSD analizlerinden ters kutup figürlerden (IPF) alınan verilerden (tekstur veya yönelmeden) yararlanılarak da numunelerdeki deformasyon ikizleri ile ilgili bilgi edinilebilmektedir [20, 21]. Bilindiği üzere, soğuk olarak deforme edilmiş TWIP çeliklerinin içyapısında deformasyon yoğunluğuna bağlı olarak dislokasyon ve deformasyon ikiz yoğunluğu artar. Tane içerisindeki bu dislokasyon ve ikizlenme oluşumları (substructures) kristalografik yönelmeye sıkı bir şekilde bağlıdır. Urrutia ve Raabe [20] tarafından yapılan bir çalışmada, yüksek deformasyon

oranlarında, deformasyonun seviyesine bağlı olarak teksturun  $\langle 001 \rangle$ - $\langle 111 \rangle$  yönelmesinde keskinleşeceği ifade edilmiştir. Beklendiği gibi, TM'nin SEM-EBSD haritalamasından elde edilen görüntüde içyapıdaki tekstur  $\langle 001 \rangle$ - $\langle 111 \rangle$  doğrultularında keskinleşmektedir (Şekil 8a). Ayrıca, Urrutia ve Raabe [20] ve Urrutia vd. [21] yaptıkları çalışmalarında taneler için üç tip deformasyon oluşumu tanımlamışlardır: Tip 1,  $\langle 001 \rangle$ //Uzama Eksen (UE) doğrultularına yakın bir şekilde yönelmiş tanelere karşılık gelir ve gelişmiş dislokasyon hücre yapısını ve düşük deformasyon ikizlenme aktivitesini gösterir. TM'nin SEM-EBSD görüntüsünde içyapıdaki  $\langle 001 \rangle$  doğrultusuna yakın yönelmiş (kırmızı tonlarında) taneler net bir şekilde görülmektedir (Şekil 8a). Bu taneler, %15 deformasyona bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu artmış taneler olarak değerlendirilmektedir. Tip 2 taneleri,  $\langle 001 \rangle$ //UE ve

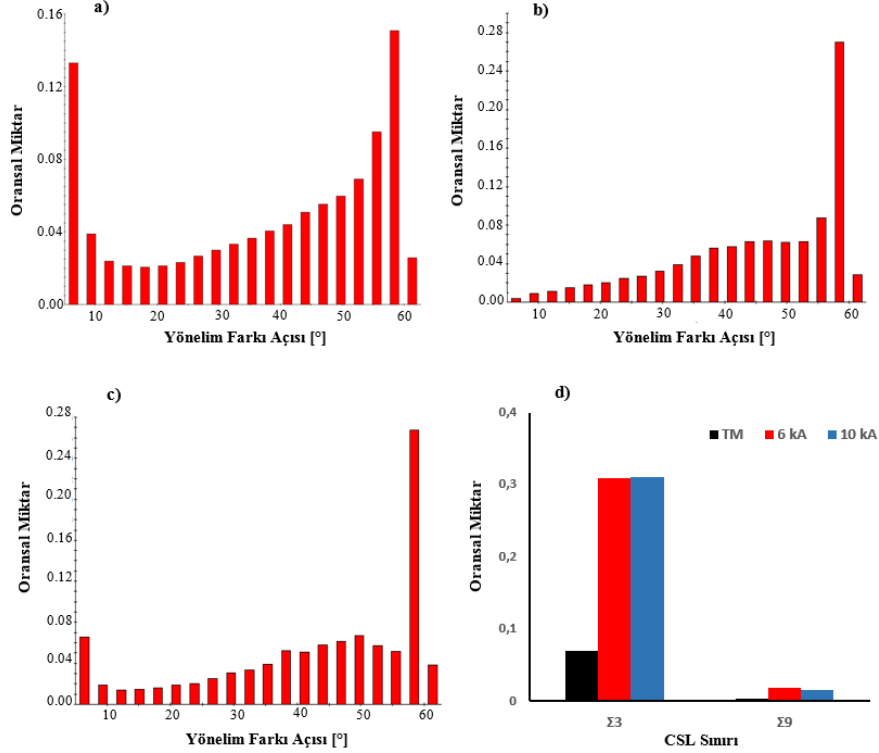


$\langle 111 \rangle // UE$  kristalografik doğrultuları arasında yönlenmişlerdir ve bu taneler ikizlenme için en yüksek Schmid faktörüne sahip primer ikizlenme sistemi boyunca lamelli ikiz yapısına sahiptir. Bu bağlamda, Şekil 8a'daki içyapıda  $\langle 001 \rangle$  ve  $\langle 111 \rangle$  doğrultuları arasında yönlenmiş (pembe tonlarında) tanelerin primer ikizlenme sistemine ait ikizleri içerdiği söylenebilir. Tip 3 taneleri ise,  $\langle 111 \rangle // UE$  kristalografik doğrultularına yakın yönlenmişlerdir ve önemli bir şekilde deformasyon ikizlenmesini ve dislokasyon aktivitesini göstermektedir. Bu anlamda, TM'nin SEM-EBSD görüntüsünde içyapıdaki  $\langle 111 \rangle$  doğrultusuna yakın yönlenmiş (mavi tonlarında) taneler önemli miktarda deformasyon ikizleri içeriyor denilebilir (Şekil 8a). Bunlara ilaveten, deformasyona uğramış tanelerde  $\Sigma 3$  (Sigma 3) CSL ( $60^\circ \langle 111 \rangle$ ) ve  $\Sigma 9$  (Sigma 9) CSL ( $38,9^\circ \langle 111 \rangle$ ) tipi sınırlar ikiz sınırlarına işaret etmektedir [20-25]. Buna istinaden bu numune, deformasyon ikizlenmesinden kaynaklı  $\theta \sim 60^\circ$  de pik vermiştir (Şekil 9a).

Deforme olmuş tanelerde deformasyon ikizlenmesinin analizinde bir diğer kriter de düşük açılı tane sınırlarıdır ( $\theta \sim 5^\circ$ ): Deformasyon oranı ile düşük açılı tane sınırları artmaktadır [24-25]. Nitekim, %15 deformasyon oranına sahip TM'nin oldukça yüksek oranda düşük açılı tane sınırlarına sahip olduğu görülmektedir (Şekil 9a). Diğer taraftan, yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerinde tavllanmış tanelerde yüksek açılı  $\Sigma 3$  CSL ( $60^\circ \langle 111 \rangle$ ) ve  $\Sigma 9$  CSL ( $38,9^\circ \langle 101 \rangle$ ) tipi sınırlar tavlama ikizlerinin yanısıra

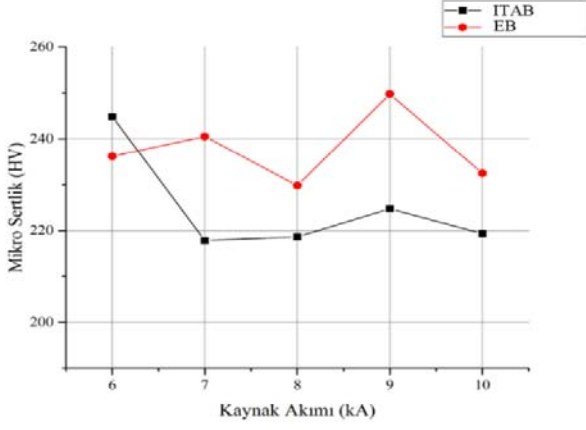
toparlanan (kendine gelen) ve yeniden kristalleşmiş tanelere de işaret etmektedir [22, 23]. Kaynaklı numunelerin yönelim farkı açısı dağılımlarında yüksek açılı  $\Sigma 3$  CSL ( $60^\circ \langle 111 \rangle$ ) ve  $\Sigma 9$  CSL ( $38,9^\circ \langle 101 \rangle$ ) tipi sınırları oranının TM'ye göre oldukça yüksek olması yüksek açılı yeniden kristalleşme tanelerinden ve tavlama ikizlenmesinden kaynaklanmaktadır (Şekil 9). Kaynaklı her iki numune de  $\Sigma 3$  CSL tipi sınır oranı %30'unda üzerindedir (Şekil 9d).

Bu bağlamda, Şekil 8 b ve Şekil 8c'deki kaynaklı numunelerin SEM-EBSD görüntülerindeki  $\langle 111 \rangle$  ve  $\langle 101 \rangle$  doğrultularında yönlenmiş tanelerin (mavi ve yeşil tonlu), esas itibariyle toparlanan veya yeniden kristalleşmiş tanelerden oluşmaktadır. Yazarların daha önce yapmış oldukları çalışmaya istinaden, kaynak öncesi uygulanan %15'lik soğuk deformasyon oranı tavlama ikizlerini ve yüksek açılı yeniden kristalleşme tanelerini arttırmıştır.[7] Yani, kaynaklı numunelerin ITAB bölgelerinde deformasyon etkisi neredeyse tamamen ortadan kalkmıştır. Nitekim kaynaklı numunelerde düşük açılı tane sınırları ( $\theta \sim 5^\circ$ ) oranının TM'ye göre çok daha düşük değerlerde olması bu bölgedeki deformasyon etkisinin önemli ölçüde ortadan kalktığını gösterir niteliktedir (Şekil 9 b ve Şekil 9c). Ancak, 10 kA kaynak akımına sahip numune düşük açılı tane sınırlarının nispeten yüksek olması düşük açılı tane sınırlarına sahip yeniden kristalleşme tanelerine işaret etmektedir [6, 23]. Ticari olarak temin edilen TWIP çeliğinin sertliği 260 HV<sub>0.2</sub> civarlarında iken %15 deformasyon



**Şekil 9.** Numunelerin yönelim farkı açısı dağılımları (Misorientation angle) a) b) c) ve çakışık yer kafesleri (CSL) tipi sınırların dağılımı d) a) %15 deforme edilmiş TM b) 6 kA kaynak akımına sahip numune c) 10 kA kaynak akımına sahip numune (The misorientation angle profiles a) b) c) and CSL boundaries (d) of specimens a) 15% deformed base metal b) the joint welded at 6 kA c) the joint welded at 10 kA)

oranında deforme edildikten sonra TWIP çeliğinin ortalama sertlik değeri 363 HV<sub>0,2</sub> olarak elde edilmiştir. Deformasyon ile meydana gelen bu sertlik artışının temel mekanizması ikizlenmedir.

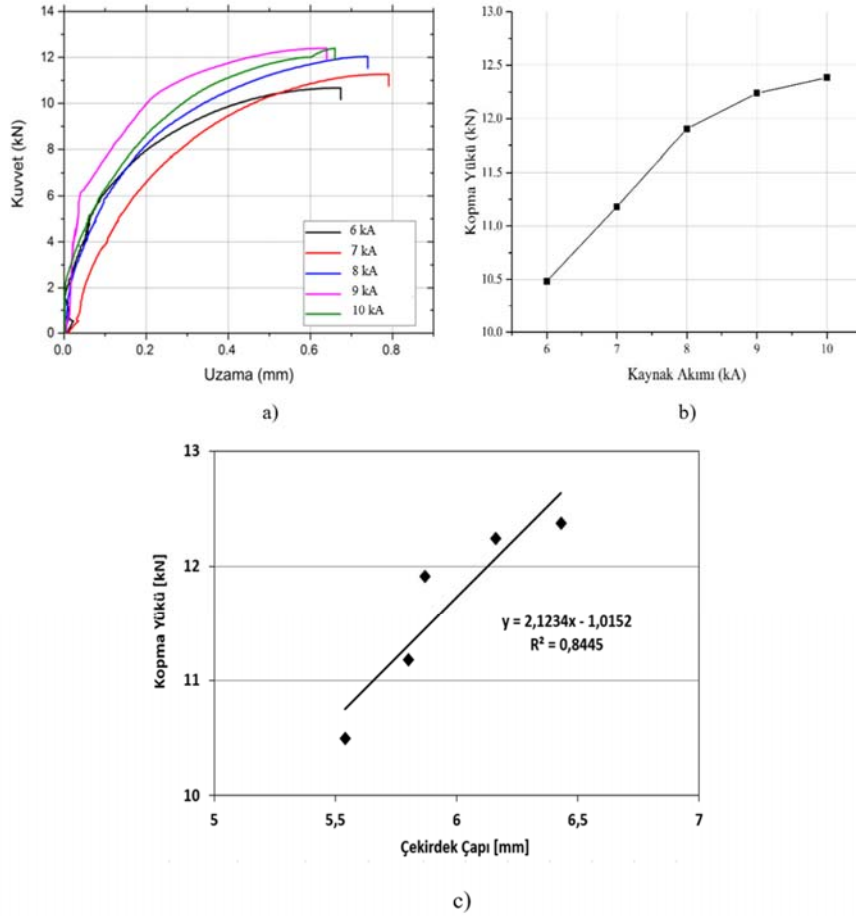


**Şekil 10.** Kaynak bölgesi sertlik değerlerinin kaynak akımı ile değişimi

(Change of hardness values in weld zone with welding current)

Mikrosertlik ölçümleri sonucunda, kaynak bölgesi sertlik değerleri temel malzemeye göre çok daha düşük değerlerde kalmıştır (Şekil 10). Hatta, kaynak bölgesindeki bu sertlik değerleri deformasyon uygulanmadan önceki TM'nin bile sertlik değerinden daha düşük değerlerdedir. Bu sonuç, kaynak bölgesinde herhangi bir martensitik dönüşümün olmadığını (veya herhangi bir faz dönüşümünün) ve deformasyon ikizlerinin neredeyse tamamen ortadan kalktığını göstermektedir. ITAB'de nispeten daha ince tane yapısına sahip 6 kA kaynak akımına sahip numunede nispeten daha yüksek ITAB sertliği elde edilmiştir. Ancak, bu numune haricinde ITAB sertlikleri EB sertliklerinden daha düşük değerlerde kalmıştır. Mikrosertlik ölçümlerine genel itibariyle bakıldığında ise kaynak bölgesi sertlik değerleri ile kaynak akımı arasında herhangi bir korelasyonun olmadığı görülmektedir.

Şekil 11'de kaynaklı numunelerin çekme eğrileri ve kaynak akımının kopma yüküne etkisi görülmektedir. Kaynak akımı artışı ile kopma yükü sürekli bir artış içerisindedir. Kaynak akımı 6 kA'den 10 kA'e artırılmasıyla kopma yükü %18 artmıştır ve maksimum kopma yükü 12,38 kN ile 10 kA'lik kaynak akımında elde edilmiştir. Bu artış çekirdek çapındaki



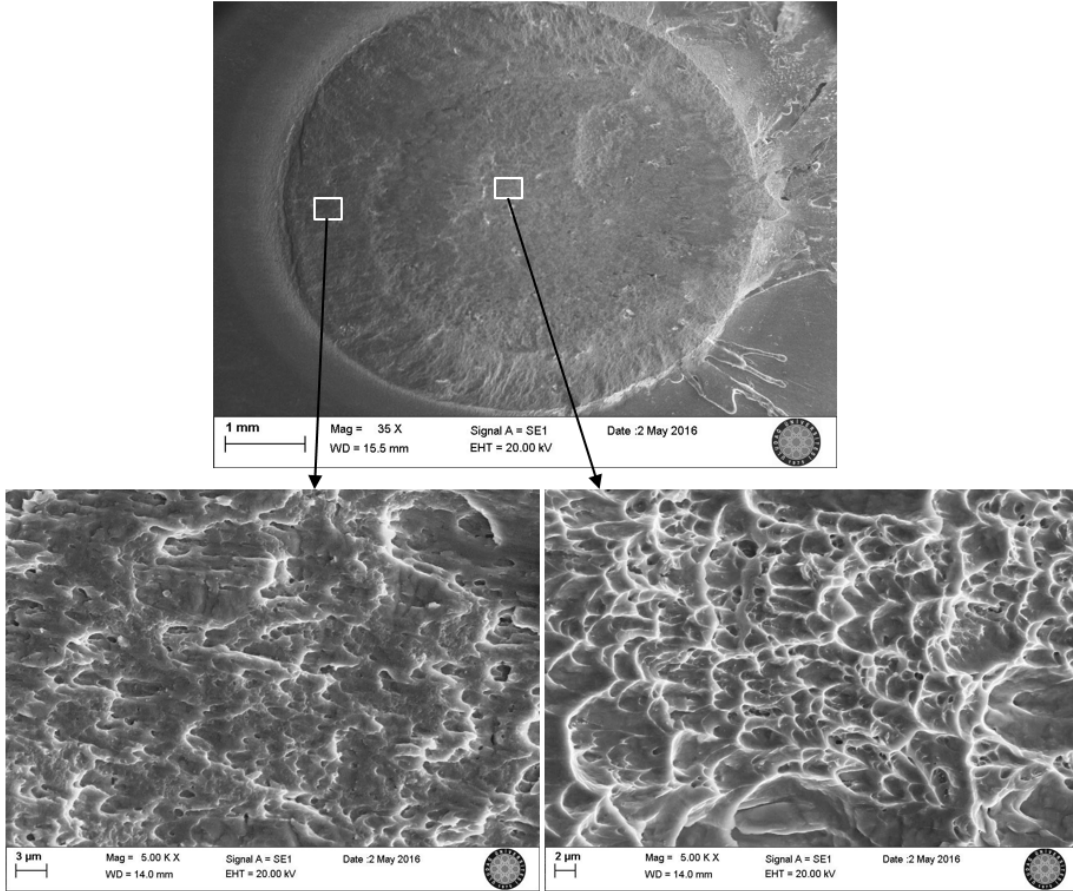
**Şekil 11.** Kaynaklı numunelerin a) kaynak akımına bağlı olarak belirlenen çekme eğrileri b) kopma yüklerinin kaynak akımına bağlı olarak değişimi ve c) çekirdek çapı ile kopma yükü arasındaki ilişki

((a) Tensile curves determined depending on the welding current of the welded samples b) change of tensile shear load depending on welding current and c) the relationship between nugget diameter and tensile shear load)

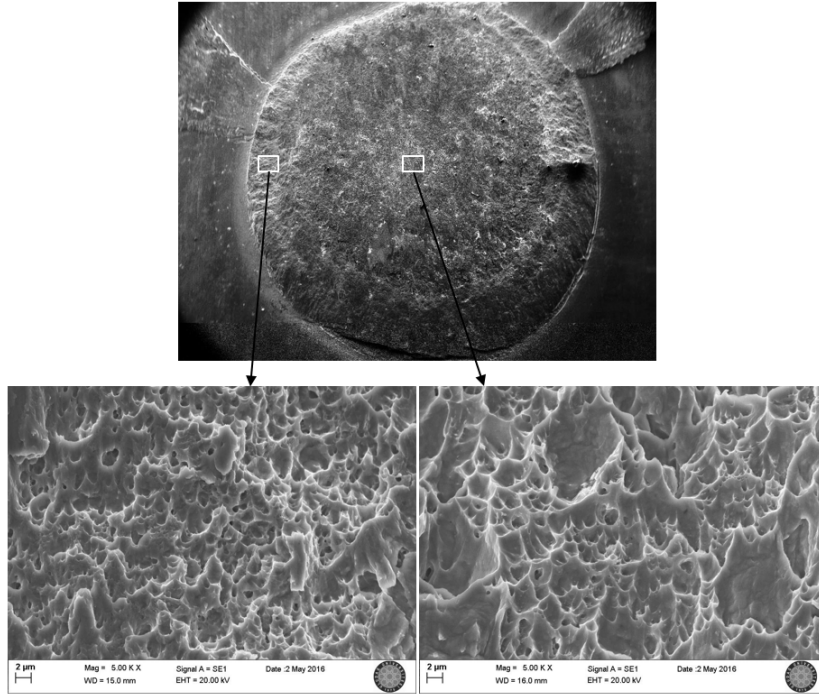


artış ile doğrudan ilişkilidir (Şekil 11c): Çekirdek çapı artışıyla kaynaklı numunelerin kopma yükleri lineere yakın bir şekilde artmıştır (lineer korelasyon kararlılık katsayısı ( $R^2$ ) 0,84 olarak elde edilmiştir). Ancak, yüksek kaynak akımlarında kopma yükündeki artış nispeten daha azdır (Şekil 11b). Bu da, nispeten çökme miktarındaki artış ile ilişkilendirilebilir (Şekil 4b). Farklı kaynak akımları kullanılarak üretilen numuneler içerisinde en düşük kaynak mukavemetine sahip 6 kA ile kaynak edilen numunenin kırılma yüzeyi SEM görüntülerinden, kırılmanın arayüzey tipinde (EB boyunca kırılma) bir kırılma şeklinde gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 12). Kırılma yüzeyinin kaynak merkezi civarı ve merkez dışı kırılmaları ayrı ayrı olarak değerlendirildiğinde, merkez dışındaki bölgede, kısmen sünek tarzda kırılma işaretlerini de (oldukça sığ mikro-çukurcuklar) içeren gevrek tarzda bir kırılmanın ön planda olduğu bir kırılma yüzeyi gözlenmektedir. Kaynak merkezi civarındaki kırılma ise, merkez dışı kırılma yüzeyine nazaran daha fazla sünek kırılma karakteristiklerini içermektedir. 7 kA kaynak akımı ile edilen numunede de kırılma arayüzey tipinde gerçekleşmiştir (Şekil 13). Şekil 13'deki kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde, bu numunenin kırılma yüzeyinin 6 kA ile kaynak edilen numuneye nazaran daha fazla sünek kırılma işaretleri içerdiğini söylemek mümkündür. Bu bağlamda, 7 kA ile kaynak edilen numune 6 kA ile kaynak edilen numuneden

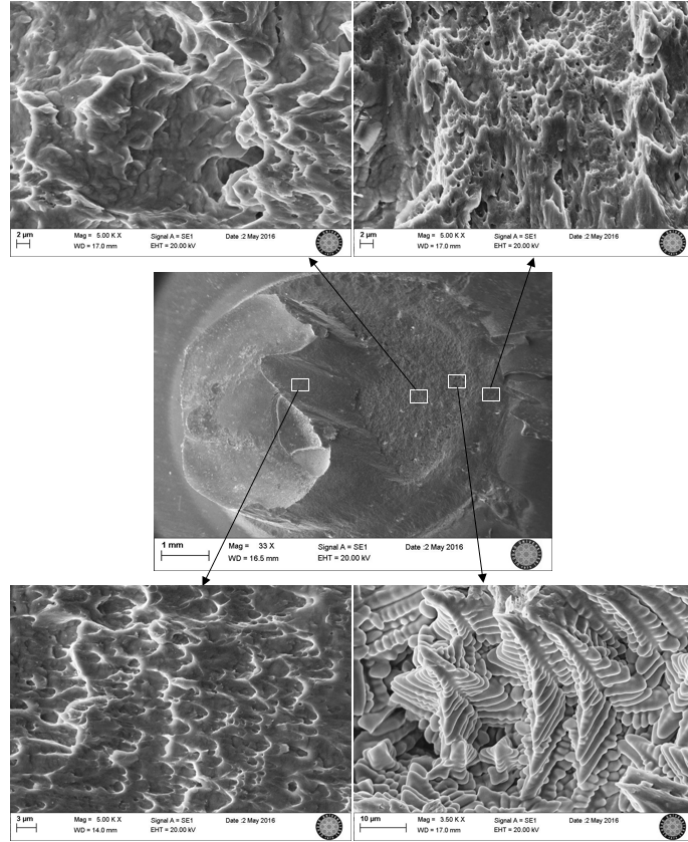
daha yüksek kaynak mukavemetine sahip olmuştur. Arayüzey kırılmasında, merkez dışındaki daha gevrek tarzdaki kırılmalar kaynak mukavemetinin daha düşük çıkmasına yol açmıştır: 6 kA ile kaynak edilen numuneden merkez dışındaki bölgede meydana gelen gevrek tarzdaki kırılmalar çekme-kayma yüklemesinde daha hızlı bir şekilde merkez bölgeye doğru yayılarak kaynaklı numunenin nispeten daha erken kırılmasına sebep olmuştur. Daha yüksek kaynak mukavemetine sahip 8 kA ile kaynak edilen numunedeki kırılma ise kısmi buton çekirdek şeklinde gerçekleşmiştir (Şekil 14). Bu numunenin arayüzey kırılma bölgesindeki kırılma karakteristikleri incelendiğinde, merkez dışındaki kırılma yüzeyi sünek kırılma karakteristiklerini de içeren gevrek kırılmanın etkin olduğu gevrek-sünek karışık kırılma tarzındadır. EB sınırları içerisindeki arayüzey kırılma bölgesindeki kırılmalar gevrek tarzda doğrudan dendritik sınırlarda ayrılmalar şeklinde gerçekleşmiştir (Şekil 14). Bu tür dendritik morfolojideki kırılmalar, EB ve ITAB arasındaki geçiş bölgesindeki sıvı çatlaklarından kaynaklanan katılma çatlakları ile ilişkilendirilmektedir [26, 27]. Bu numunenin kırılma yüzeyindeki dendritik yapısı üzerinde gerçekleştirilen SEM-EDS analizlerinde, Mn ağırlıkça oranı dendrit kolları arasında (son katılma noktaları) %17,19 iken dendrit kollarında ise %14,06 değerinde olduğu görülmüştür (Şekil 15).



Şekil 12. 6 kA ile kaynak edilen numuneye ait çekme testi sonrasındaki SEM kırılma yüzeyi görüntüleri (SEM fracture surfaces after tensile testing of the sample welded with 6 kA)



Şekil 13. 7 kA ile kaynak edilen numuneye ait çekme testi sonrasındaki SEM kırılma yüzeyi görüntüleri (SEM fracture surfaces after tensile testing of the sample welded with 7 kA)



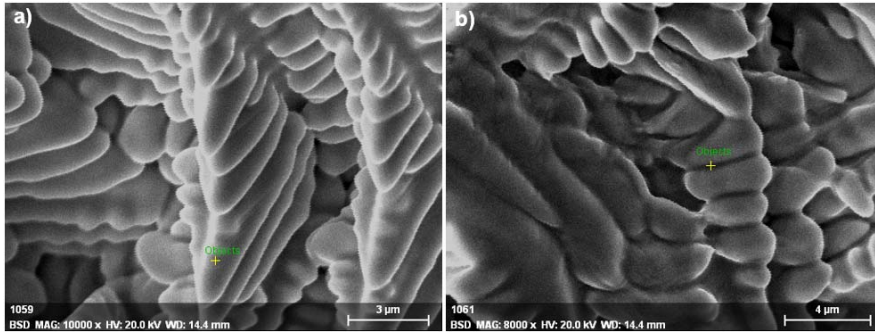
Şekil 14. 8 kA ile kaynak edilen numuneye ait çekme testi sonrasındaki SEM kırılma yüzeyi görüntüleri (SEM fracture surfaces after tensile testing of the sample welded with 8 kA)



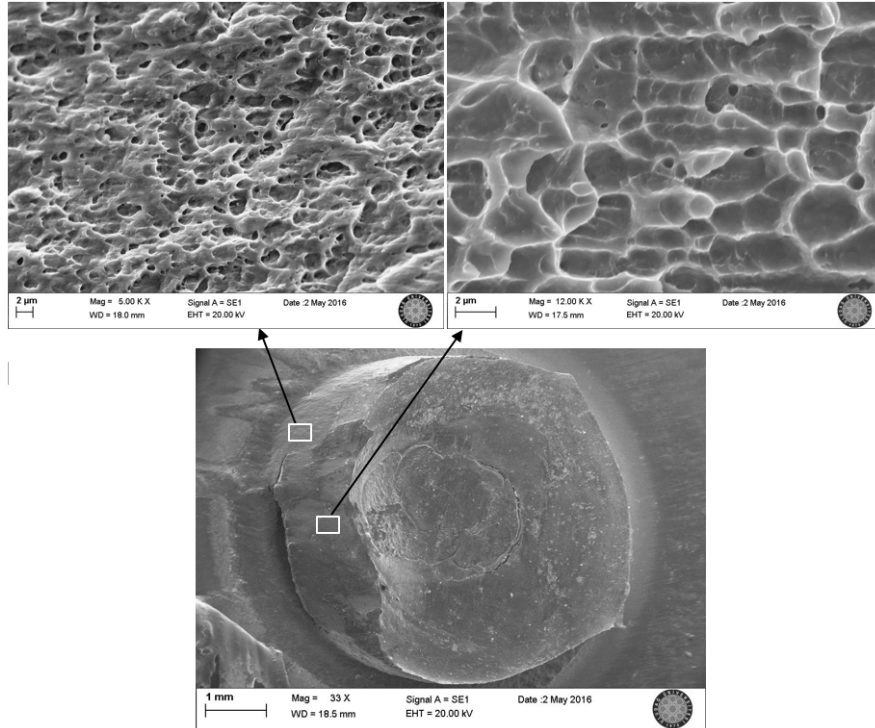
Diğer taraftan, ağırlıkça Al oranı dendrit kolları arasında %0,95 iken dendrit kollarında ise %3,15 değerindedir (Şekil 15). Temel malzeme içerisindeki ağırlıkça Mn oranı %15,60 ve ağırlıkça Al oranı %1,89 değerindedir. Temel malzeme kompozisyonu ile karşılaştırıldığında, Mn dendrit kolları arasında, Al dendrit kollarında zenginleşirken, diğer taraftan Mn dendrit kollarında, Al dendrit kolları arasında fakirleşmiştir. Mn miktarının, kaynak merkezinde de halen yüksek miktarlarda bulunması kaynak merkezindeki ostenit yapının tamamen stabil kalmasına imkan tanımıştır. ITAB'da herhangi bir erime meydana gelmediği için ITAB'daki kimyasal kompozisyon temel malzemeye eşdeğerdir. Bu suretle, ITAB tane yapısının tamamıyla stabil ostenit yapısından oluştuğunu söylemek mümkündür. 8 kA ile kaynak edilen numunenin çekirdek üzerindeki kırılma

yüzeyinde ise, sünek kırılma işaretlerini de içeren gevrek kırılmanın ön planda olduğu bir kırılma karakteristiği sergilenmiştir (Şekil 14).

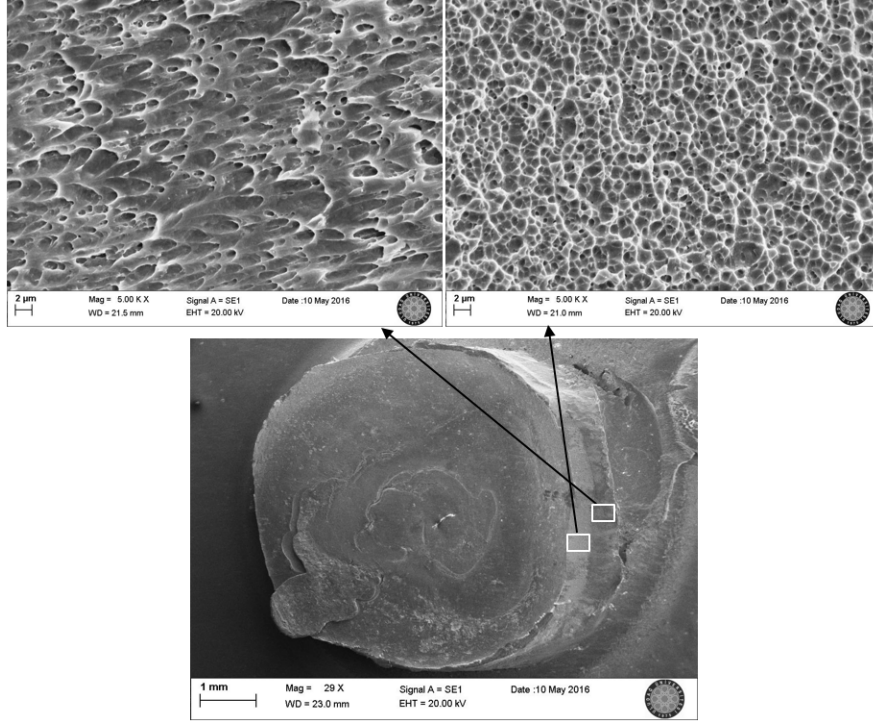
Buton tipi çekirdek veren nispeten yüksek kaynak mukavemetine sahip 9 kA ve 10 kA ile kaynak edilen numunelerin kırılma yüzeyleri de Şekil 16 ve Şekil 17'de verilmiştir. 9 kA ile kaynak edilen numunenin çekirdek üzerindeki kırılma karakteristikleri incelendiğinde, iki farklı bölge dikkat çekicidir: Gevrek-sünek tarzda kırılma bölgesi ve trans-granular gevrek klevaj kırılmanın ön plana çıktığı kırılma bölgesi (Şekil 16). 10 kA ile kaynak edilen numunenin çekirdek üzerindeki kırılma karakteristikleri de 9 kA ile kaynak edilen numune ile benzerlik taşımaktadır (Şekil 17). Ancak, gevrek-sünek tarzdaki kırılma bölgesinde



**Şekil 15.** 8 kA ile kaynak edilen numuneye ait kırılma yüzeyi üzerinden gerçekleştirilen SEM-EDS analizi a) Dendrit kolları üzerinden b) Dendrit kolları arasından (SEM-EDS analysis on the fracture surface of the sample welded with 8 kA a) On the dendrite arms b) On the between of the dendrite arms)



**Şekil 16.** 9 kA ile kaynak edilen numuneye ait çekme testi sonrasındaki SEM kırılma yüzeyi görüntüleri (SEM fracture surfaces after tensile testing of the sample welded with 9 kA)



**Şekil 17.** 10 kA ile kaynak edilen numuneye ait çekme testi sonrasındaki SEM kırılma yüzeyi görüntüleri (SEM fracture surfaces after tensile testing of the sample welded with 10 kA)

daha sünek tarzda kırılmalar ve gevrek kırılma bölgesinde daha etkin trans-granular kırılma dikkat çekmektedir. Ayrıca, bu numunede de EB ve ITAB geçişindeki katılma çatlaklarından kaynaklanan dendritik yapıyı ortaya çıkaran doğrudan ayrılmalarda söz konusu olmuştur.

#### 4. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

Bu çalışmada, %15 soğuk deformasyona uğratılmış TWIP saclarının elektrik direnç punta kaynağıyla birleştirmelerinde kaynak akımının kaynak bölgesi içyapıları ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

Erimе bölgesinde büzülme esaslı kaynak boşlukları ortaya çıkmaktadır. Kaynak akımı artışı ile erime bölgesindeki bu kaynak boşlukları azalma eğilimindedir. Çekirdek çapı, çökme miktarı ve ısı tesiri altındaki bölge genişliği kaynak akımı artışı ile yaklaşık lineer bir şekilde artmaktadır. Kaynak bölgesinde temel malzemenin içerdiği deformasyon izikleri tamamen ortadan kalkmaktadır. Isı tesiri altındaki bölgede kaynak esasındaki ısı çevrime bağı olarak yeniden kristalleşme ve iri tavlama izikleri meydana gelmektedir. Kaynak akımı artışı ile ısı tesiri altındaki bölgede tane irileşmesi ve izik kalınlıkları artmaktadır. Uygulanan kaynak işlemi kaynak bölgesinde herhangi bir faz dönüşümü meydana gelmemektedir. Kaynak bölgesinde de temel malzemede olduğu gibi ostenit fazı mevcuttur. Kaynak bölgesi sertlik değerleri temel malzemenin sertlik değerlerinden oldukça düşük kalmaktadır. Genel itibariyle,

en düşük sertlik değerleri ısı tesiri altındaki bölgede elde edilmektedir. Kaynak akımı ile kaynak bölgesi sertlik değerleri arasında herhangi bir korelasyon mevcut değildir. Kaynak akımı artışı ile kaynaklı bağlantıların kopma yükü artmaktadır. En yüksek kopma yükü 10 kA kaynak akımı ile elde edilmiştir. Düşük kaynak akımlarında (6-7 kA) ar yüzey tipi kırılma meydana gelirken yüksek kaynak akımlarında (9-10 kA) buton çekirdek tipi kırılmalar ortaya çıkmaktadır. 8 kA kaynak akımı ile elde edilen kaynaklı bağlantılardaki kırılmalar ise kısmi buton çekirdek kırılması (karışık kırılma) şeklinde gerçekleşmektedir. Kırılma karakteristikleri genel itibariyle gevrek-sünek karışımıdır. Daha yüksek mukavemete sahip numunelerde gevrek-sünek kırılma bölgesinde sünek kırılma, gevrek kırılma bölgesinde ise trans-granular kırılma karakteristikleri artış göstermektedir.

#### TEŞEKKÜR (ACKNOWLEDGEMENT)

Bu çalışma, MAG 213M597 proje numarası ile TÜBİTAK "Başlangıç Ar-Ge Projeleri Destekleme" Programı kapsamında finansal olarak desteklenmiştir. Yazarlar olarak, bu desteklerinden dolayı TÜBİTAK'a teşekkür ederiz. Ayrıca, yazarlar olarak, kaynakların yapılmasında yardımlarını esirgemeyen Bursa Ermetal A.Ş.'ye de teşekkürlerimizi sunmaktayız.

#### KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Tutar M., Aydın H., Bayram A., The optimisation of welding parameters for electrical resistance spot-welded



1. TWIP steels using a taguchi method, Pamukkale University Journal of Engineering Sciences, 24 (4), 650-657, 2018.
2. Bouaziz O., Allain S., Scott C.P., Cugy P., Barbier D., High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 15, 141-168, 2011.
  3. Chen L., Zhao Y., Qin, X., Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 26, 1-15, 2013.
  4. Cornette D., Cugy P., Hildenbrand A., Bouzekri M., Lovato G., Ultra high strength FeMn TWIP steels for Automotive Safety Parts, SAE Technical Paper 2005-01-1327, 2005.
  5. De Cooman B.C., Estrin Y., Kim S.K., Twinning-induced plasticity (TWIP) steels, *Acta Materialia*, 142, 283-362, 2018.
  6. Aydın H., Tutar M., Bayram A., Strain effect on the microstructure, mechanical properties and fracture characteristics of a TWIP steel sheet, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71 (7), 1669-1680, 2018.
  7. Tutar M., Aydın H., Bayram A., Effect of weld current on the microstructure and mechanical properties of a resistance spot-welded TWIP steel sheet, *Metals*, 7, 519, 2017.
  8. Saha D.C., Cho Y., Park Y., Metallographic and fracture characteristics of resistance spot welded TWIP steels, *Science and Technology of Welding and Joining*, 18 (8), 711-720, 2013.
  9. Ma L., Wei Y., Hou L., Yan B., Microstructure and mechanical properties of TWIP steel joints, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 21 (8), 749-756, 2014.
  10. Jin J.E., Lee Y.K., Strain hardening behavior of a Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 527 (1-2), 157-161, 2009.
  11. Anand K.K., Mahato B., Haase C., Kumar A., Chowdhury S.G., Correlation of defect density with texture evolution during cold rolling of a Twinning-Induced Plasticity (TWIP) steel, *Materials Science and Engineering: A*, 711, 69-77, 2018.
  12. Xiong T., Zheng S.J., Zhou Y.T., Pang J.C., Jin Q.Q., He G.L., Zheng X.D., Yang L.X., Beyerlein I.J., Ma X.L., Enhancing strength and thermal stability of TWIP steels with a heterogeneous structure, *Materials Science and Engineering: A*, 720, 231-237, 2018.
  13. McCormack S.J., Wen W., Pereloma E.V., Tomé C.N., Gazder A.A., Saleh A.A., On the first direct observation of de-twinning in a twinning-induced plasticity steel, *Acta Materialia*, 156, 172-182, 2018.
  14. Zaefferer S., On the formation mechanisms, spatial resolution and intensity of backscatter Kikuchi patterns, *Ultramicroscopy*, 10, 254-66, 2007.
  15. Gourgues A.F., Flower H.M, Lindley, T.C., Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures, *Materials Science Technology*, 16, 26-40, 2000.
  16. Petrov R., Kestens L., Wasilkowska A., Houbaert Y., Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique, *Materials Science and Engineering: A*, 447, 285-297, 2007.
  17. Niendorf T., Rubitschek F., Maier H.J., Niendorf J., Richard H.A., Frehn A., Fatigue crack growth-Microstructure relationships in a high-manganese austenitic TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 527, 2412-2417, 2010.
  18. Yang H.K., Zhang Z.J., Zhang Z.F., Comparison of twinning evolution with work hardening ability in twinning-induced plasticity steel under different strain rates, *Materials Science and Engineering: A*, 622, 184-188, 2015.
  19. Hwang J.K., Yi I.C., Son I.H., Yoo J.Y., Kim B., Zargaran A., Kim N.J., Microstructural evolution and deformation behavior of twinning-induced plasticity (TWIP) steel during wire drawing, *Materials Science and Engineering: A*, 644, 41-52, 2015.
  20. Gutierrez-Urrutia I., Raabe D., Study of Deformation Twinning and Planar Slip in a TWIP Steel by Electron Channeling Contrast Imaging in a SEM, *Materials Science Forum*, 702-703, 523-529, 2011.
  21. Gutierrez-Urrutia I., Zaefferer S., Raabe D., The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe-22wt.% Mn-0.6wt.% C TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 527- 15, 3552-3560, 2010.
  22. Kumar B.R., Das S.K., Mahato B., Das A., Chowdhury S.G., Effect of large strains on grain boundary character distribution in AISI 304L austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 454-455, 239-244, 2007.
  23. Saleh A.A., Gazder A.A., Pereloma E.V., EBSD observations of recrystallisation and tensile deformation in twinning induced plasticity steel, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 66,5-6, 621-629, 2013.
  24. Yuan X., Chen L., Zhao Y., Di H., Zhu F., Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 217, 278-285, 2015.
  25. Haase C., Barrales-Mora L.A., Molodov D.A., Gottstein G., Tailoring the mechanical properties of a twinning-induced plasticity steel by retention of deformation twins during heat treatment, *Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 44- 10, 4445-4449, 2013.
  26. Saha D.C., Cho Y., Park, Y.-D., Metallographic and fracture characteristics of resistance spot welded TWIP steels, *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(8), 711-720, 2013.
  27. Saha D.C., Han S., Chin K.G., Choi I., Park Y.-D., Weldability evaluation and microstructure analysis of resistance-spot- welded high-Mn steel in automotive application, *Steel Research International*, 83 (4), 352-357, 2012.

