



Elektrik Direnç Nokta Kaynak Parametrelerinin TWIP/Martenizitik Çeliklerin Kaynağında Porozite Oluşumuna Etkisi

Fatih Özen^{1*}, Erdiñ İlhan², Salim Aslanlar³

ÖZ

Bu çalışmada, AHSS çelik ailesinden iki önemli çelik olan TWIP ve Martenzitik çeliklerinin birleştirilmesi esnasında oluşan porozite problemi araştırılmıştır. Kaynak akımı ve kaynak süresinin porozite oluşumuna etkisi incelenmiştir. Porozitenin makro ve mikroskopik incelenmesi yapılmış ve porozitenin alan olarak oluşum miktarı kaynak parametreleri açısından incelenerek grafiksel olarak elde edilmiştir. Elde edilen bulgulara göre, kaynak süresi ve kaynak akımı arttıkça porozite miktarı artmıştır. En yüksek porozite miktarı 16.2% olarak 30 periyot kaynak süresi ve 12 kA kaynak akımında gerçekleşmiştir.

Anahtar Kelimeler: Elektrik direnç nokta kaynağı, porozite oluşumu, TWIP çeliği, martenzitik çelik

Effect of Resistance Spot Welding Parameters on Porosity Formation of the TWIP/Martensitic Steel Joints

ABSTRACT

In this study, the porosity problem that occurs during the joining of TWIP and Martensitic steels, which are two important steels from the AHSS steel family, was investigated. The effects of welding current and welding duration on the formation of porosity were investigated. Macro and microscopic examination of the porosity was made and the amount of formation of the porosity as an area was graphically created in terms of welding parameters. According to the results, the amount of porosity increased as the welding time and welding current increased. The highest porosity amount was 16.2% in 30 period welding time and 12 kA welding current.

Keywords: Resistance spot welding, porosity formation, TWIP steel, Martensitic steel

* İletişim Yazarı

Geliş/Received : 15.11.2021

Kabul/Accepted : 28.02.2022

¹ Batman Üniversitesi, Beşiri Org San MYO, Makine ve Metal Teknolojileri Pr., Batman
fatih.ozen@batman.edu.tr, ORCID: 0000-0002-2915-8456

² Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Sakarya MYO, Makine ve Metal Tekn. Pr., Sakarya
eilhan@subu.edu.tr, ORCID: 0000-0002-3873-1680

³ Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Müh., Sakarya
aslanlar@subu.edu.tr, ORCID: 0000-0001-6676-110X

EXTENDED ABSTRACT

Introduction

Today, many regulations, laws and articles that the automotive industry should apply in order to reduce carbon and greenhouse gas emissions have come into force [1–3]. It has been demonstrated that by reducing the weight of the car, fuel consumption and therefore carbon emissions will decrease [5]. With the development of technology, it has been sought to design steel according to the design purposes on the vehicle and advanced high strength steel (AHSS) family has been developed and still continues to be developed [6]. Martensitic steels are also the most prominent member of this family. It is a steel type whose tensile strength can reach the highest values in the AHSS [8]. Tensile strength was obtained up to the limits of 2.1 GPa in the laboratory environment [9]. TWIP steels are another important member of the AHSS family [10]. It is the only AHSS member with high tensile strength and high elongation rate [12]. Due to the high tensile strength and elongation rate, the amount of impact energy can be absorbed.

Resistance spot welding (RSW) is the most widely practiced welding method in the automotive industry [14]. Various researches have been carried out on welding metallurgy and mechanical properties of welding until today. Although the effect of porosities on weld strength is significant, the presence of porosities has never been mentioned or very few authors have mentioned the porosity issue [16].

In this study, the effect of welding parameters on porosity formation was investigated during the joining of TWIP and Martensitic steel with RSW technique. The porosity formation mechanisms was explained by macro and microscopic examinations.

Materials and Method

Mechanical and chemical contents of martensitic and TWIP steels are presented in Table 1 and Table 2. The surfaces were ultrasonically and chemically cleaned from oil and dirt. A standard welding machine with 120 kVa power with fixed jaw and pneumatic grip control was used in resistance spot welding experiments. Electrodes of Cu-Cr type, 6-mm tip diameter and TS EN ISO5182 standard were used. Electrode pressure is set to 6 bar. The welding parameters used and the test sequence are shown in Table 3. Welding parameters are entered with the machine interface and then the values are checked with DENGSHIA welding ampermeter.

Metallographic etching was executed with 5% Nital solution for 5 seconds. Microstructure images were taken with a NIKON L150 microscope. The porosity and voids in the microstructure were obtained with the CLEMEX image processing software.

Results and Discussions

SEM imaging is one of the most important tools in determining the formation of porosity for the RSW technique. Figure 1 shows SEM image of the weld nugget obtained with a welding time of 20 periods and a welding current of 7.5 kA. It was observed that the formation of porosity occurred homogeneously in the microstructure. In this case, it can be expressed that the porosity is produced due to metallurgical ingredients. Porosity formations have accumulated at the melting boundary of the weld nugget. This is the result of sequential gas formation during joule effect heating.

Figure 2 shows the SEM image of the weld nugget from the center at the magnification of 1000x. Accordingly, the porosity formations were formed in a spherical shape and at the edges of the dendritic grains. It has been observed that various holes, gaps and gaps are formed at the borders of the outer shells of the dendritic grains in their porosity. These spaces serve as a passage to another gap. In addition, it is seen that the porosity gaps converge in the section. As a result of the increase in the volume of the porosities, they can form low pressure regions and could merge with one another.

Figure 3 shows the rupture surface of a tensile shear specimen separated by interfacial rupture. Ac-



ingly, it has been observed that various macro-sized voids are formed on the rupture surface. The absence of sharp corners of the cavities and the presence of convex micro-channels indicate that a gas pressure is formed inside.

The increased electrical resistance causes the melting temperature to be high. The transition of the Mn element to the vapor phase at 2150 °C under 1 atm pressure causes an increase in volume in the weld melting zone. Mn in the molten weld core passes into the vapor phase and creates porosity. High pressure porosities due to high electrode pressure form larger pores by contacting each other or by merging. The fact that the surface takes a planar shape is proof that at this point a gas has been made to keep the surface planar under pressurized gas. Figure 3a-d is examined, it can be seen that various path cavities are formed on the dendrite or grain edges. This is explained by the sequential contact of the gas spaces creating a passage to the gas volume accumulated at a single point. As soon as the weld core is molten, these passages play a connecting role in accessing the large core that is formed. The entrance of the passages takes the form of a convex crater, due to the effect of pressure in the great cavity, the entrances of these passages are not planar, but rather hole-shaped.

The voids and porosities in the weld melting zone adversely affect the joint strength of the spot weld. Gaps in the weld core can be tolerated up to a limit. This limit has been made clear by creating various standards. According to AWS (American Welding Standards) D8.1 M2007, a spot weld melt zone can have up to 15% voids or porosity. Figure 4 shows the effect of welding parameters on the amount of porosity. As the welding current density increased, the porosity formation increased. Similarly, the amount of porosity increased as the welding time increased. It has been determined that a porosity formation is directly proportional to the heat input realized by the Joule effect.

Conclusions

As the welding current intensity and welding time increased, the amount of porosity increased. Porosity formation of 3% and above in spot resistance welding of TWIP/Martensitic steels is a direct result of Mn evaporation. The welding current intensity has an exponential effect on the porosity formation. If the welding time is 30 periods and 12 kA and above, a porosity formation of more than 15% has occurred in the weld core. During the formation of the porosity, after the contact of the porosities with each other, combined large void formations may occur. These gaps can also play the role of a passage in gas transmission.

1. GİRİŞ

Günümüzde, karbon ve sera gazı emisyonlarının düşürülmesi amacıyla otomotiv endüstrisinin uygulaması gereken birçok düzenleme, kanun ve maddeler yürürlüğe girmiştir [1–3]. Bu nedenle, otomotiv üreticileri motor teknolojilerinde yüksek derecede verim elde etseler de, ağırlık azaltmanın önemli bir role sahip olduğunun farkına varmışlardır [4]. Otomobilin ağırlığının azaltılmasıyla yakıt tüketimi ve dolayısıyla karbon emisyonlarının azalacağını ortaya koymuşlardır [5]. Teknolojinin gelişimiyle, araç üzerindeki dizayn amaçlarına göre çelik tasarlama arayışı içerisine girilmiş ve yeni nesil çelikler (AHSS) ailesi geliştirilmiştir ve halen daha geliştirilmeye devam edilmektedir [6].

Martenzitik çelikler de bu ailenin en göze çarpan bir üyesidir. Mikroyapısı martenzit ve ferritten oluşmaktadır [7]. Çekme mukavemeti, AHSS ailesi içerisinde en yüksek değerlere çıkabilen bir çelik tipidir [8]. Buna mukabil, yüzde uzama miktarları düşüktür. Laboratuvar ortamında çekme mukavemeti 2.1 GPa sınırlarına kadar elde edilmiştir [9].

TWIP çelikleri ise AHSS ailesinin bir diğer önemli üyesidir [10]. Yüksek Mn içeriği nedeniyle ostenitik mikroyapıya sahiptir [11]. Yüksek çekme mukavemeti ve yüksek uzama oranına sahip tek AHSS üyesidir [12]. Çekme mukavemetinin ve uzama oranının yüksek olması nedeniyle tokluk yüksektir. Endüstride 1000 MPa ve 49% uzama miktarına sahip TWIP çelikleri ticarileştirilmiştir [13].

Elektrik direnç nokta kaynağı (EDNK) otomotiv endüstrisinde en fazla kullanılan kaynak metodudur [14]. Ortalama bir otomobil üzerinde yaklaşık 3000-5000 adet nokta kaynağı bulunmaktadır [15]. Günümüze kadar, kaynak metalürjisi ve kaynağın mekanik özellikleri konusunda çeşitli araştırmalar yapılmıştır. Porozitelerin kaynak mukavemeti üzerine olan etkisi önemli olmasına rağmen, porozitelerin varlığından hiç bahsedilmemiş veya çok az sayıda yazar porozite konusundan bahsetmiştir [16].

Vijayan ve arkadaşları [17] DP780 çeliğinin EDNK ile birleştirilmesinde çekilme boşluklarının çekme-makaslama dayanımına olan etkisini incelemişlerdir. Çekilme boşluklarının konumunun ve büyüklüğünün çekme-makaslama dayanımı üzerine olumsuz yönde etki ettiği belirtmişlerdir. Ancak porozite oluşumundan bahsetmemişlerdir.

Ji ve arkadaşları [18] sıcak şekillendirilmiş boron çeliğine uygulanan yüzey kaplamasının EDNK üzerine olan etkisi incelemişlerdir. Birleştirilen kaynak ara yüzeyinde çeşitli boşlukların ve porozitelerin varlığından bahsetmişler ancak oluşum mekanizmasını net bir şekilde açıklamamışlardır.

Joaquin ve arkadaşları [19] EDNK ile DP600, TRIP590, CP800 çeliklerin birleştirilebilirliğini incelemişlerdir. Çalışmada, kaynak parametreleri ve elektrot yüzey çapının porozite oluşumuna etkisini incelemiş ancak oluşum mekanizması açıklanmamıştır.



Bu çalışmada, yüksek tokluk kapasitesine sahip Fe-18Mn-2.7Al-1.2C TWIP çeliği ile 1200 Mpa çekme mukavemetine sahip AHSS sınıfı Martenzitik çeliğin EDNK ile birleştirilmesi esnasında kaynak parametrelerinin porozite oluşumuna olan etkisi incelenmiştir. Porozite ve gaz boşluklarının makro ve mikroskopik incelenerek oluşum mekanizmaları açıklanmıştır.

2. MATERYAL VE METOT

1-mm kalınlığında Martenzitik çelik ve 1.4-mm kalınlığında TWIP çeliği yerel tedarikçilerden elde edilmiştir. Martenzitik ve TWIP çeliklerinin Kimyasal ve mekanik özellikleri Tablo 1 ve Tablo 2’de sunulmuştur.

Tablo 1. TWIP ve Martenzitik Çeliğinin Kimyasal Analizi

	C	Mn	Si	Al	P	S	Ni	Ti
TWIP	1.2	18	-	2.7	-	-	-	-
1200M	0.11	1.7	0.2	0.04	0.01	0.002	0.015	0.025

Tablo 2. TWIP ve 1200M Mekanik Özellikleri

	Akma Mukavemeti [N/mm ²]	Çekme Mukavemeti [N/mm ²]	Uzama [%]
TWIP	620	1010	47
Martenzitik Çelik	950	1282	3

Martenzitik ve TWIP çelikleri 100x30 mm ölçülerinde Ermaksan abkant pres kullanılarak kesilmiştir. Yüzeylerden pas ve kirlerin uzaklaştırılması amacıyla 30-dk ultrasonik temizleme uygulanmıştır. Muhtemel olabilecek yağ tabakasının etkisini de ortadan kaldırmak için yüzeyler aseton ile silinmiştir. 120 kVa güce sahip sabit çeneli ve pnömatik çene kontrollü standart bir kaynak makinesi direnç nokta kaynağı deneylerinde kullanılmıştır. Cu-Cr tipi, 6-mm uc çapına sahip TS EN ISO5182 standardına sahip elektrotlar kullanılmıştır. Elektrot basıncı 6 bar olarak ayarlanmıştır. Kullanılan kaynak parametreleri ve deney sıralaması Tablo 3’te gösterilmektedir. Kaynak parametreleri makine arayüzü ile girilmiş ve her ardından DENGESHIA kaynak ampermetresi ile değerlerin kontrolü sağlanmıştır. Kaynak zamanı 5-30 periyotlar arasında değişmektedir. 50 Hz akım frekansı kullanıldığından 1 periyot 0.02-sn kaynak zamanına eşittir.

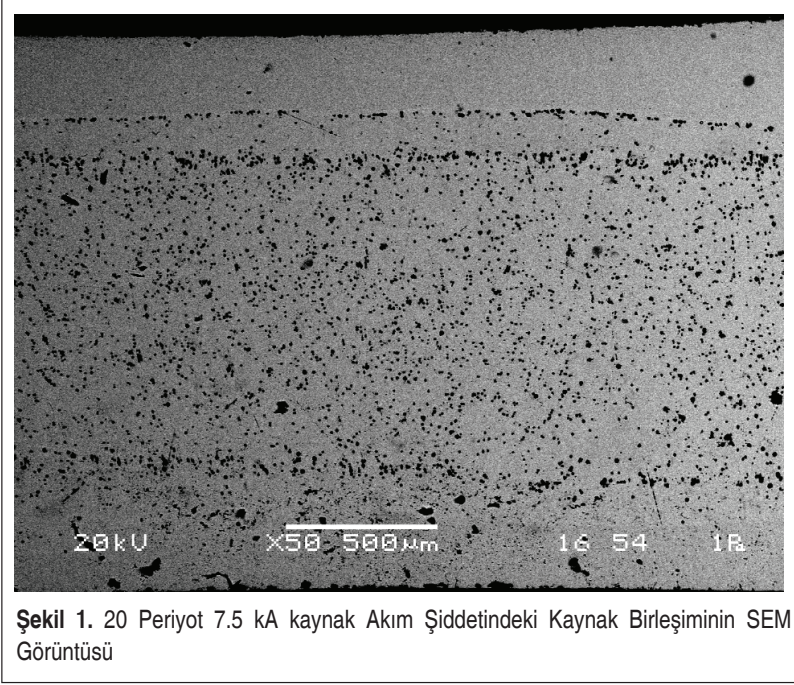
Tablo 3. Deneylerde Kullanılan Kaynak Parametreleri

		Kaynak zamanı [periyot]					
		5	10	15	20	25	30
Kaynak akım şiddeti [kA]	4		8	16	24	32	39
	6.5	1	9	17	25	33	40
	7.5	2	10	18	26	34	41
	8.5	3	11	19	27	35	42
	10	4	12	20	28	36	43
	12	5	13	21	29	37	44
	13	6	14	22	30	38	
	14.5	7	15	23	31		

Gerçekleştirilen kaynak işleminin ardından kaynak kesiti, kaynak çekirdeğinin tam ortasından işaretlenerek kesilmiştir. Elde edilen kesit numuneleri bakalite alınarak standart zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Metalografik yüzey %5 Nital solüsyonu ile 5 sn süre boyunca dağlanmıştır. Mikroyapı görüntüleri NIKON L150 mikroskobu ile çekilmiştir. Mikroyapı içerisindeki porozite ve boşluklar CLEMEX görüntü işleme programı ile elde edilmiştir. Quanta FEG marka cihazda SEM ve EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

EDNK tekniğinde porozite oluşumunu belirlemede en önemli araçlardan biri SEM görüntüleme tekniğidir. Şekil 1’de 20 periyot kaynak süresi ve 7.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilen kaynak çekirdeği görüntüsü gösterilmektedir. Porozite oluşumu mikroyapıda homojen bir biçimde olduğu görülmüştür. Bu durumda, porozitenin metalurjik içeriklerden dolayı üretildiği sonucuna ulaşılabilmektedir. Porozite oluşumları kaynak çekirdeğinin ergime sınırında bir birikim oluşturduğu gözlemlenmiştir. Joule ısınma etkisi ile ergiyen kaynak bölgesi genişleyerek kaynak süresi son-

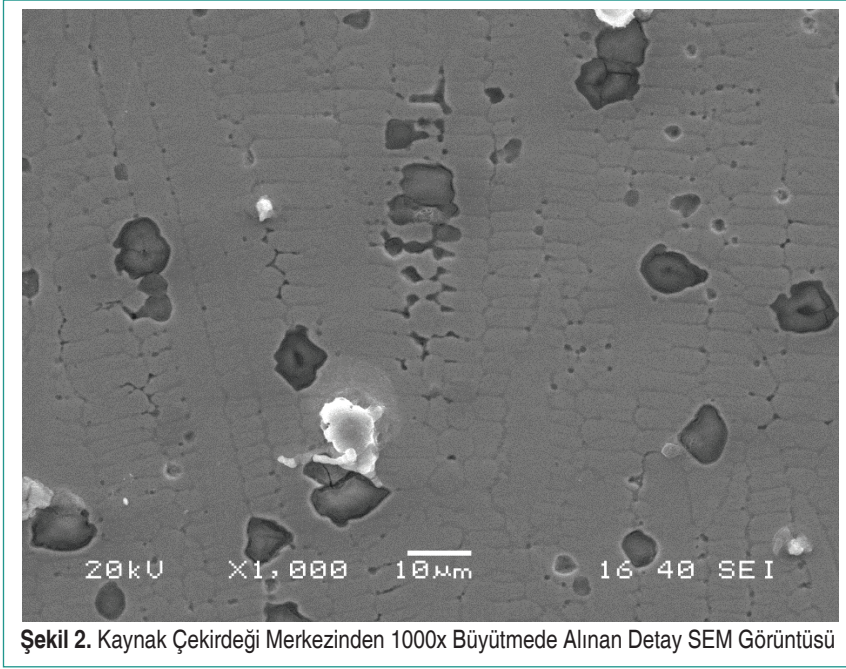


rasında nihai kaynak çekirdeğine ulaşmıştır. Bu esnada, ilk ergime ile birlikte mangan buharlaşması başlar ve kaynak zamanı bitişinde oluşan Mn buharlaşmaları biterek kesin bir sınır oluşturur.

Şekil 2’de kaynak çekirdeği merkezinin 1000x büyütmedeki SEM görüntüsü gösterilmektedir. Buna göre, porozite oluşumları küresel bir biçimde ve dentritik tanelerin kenarlarında oluşmuştur. Porozite içlerinde dentritik tanelerin sınırlarında çeşitli delikler, boşluklar ve aralıkların olduğu gözlemlenmiştir. Bu boşluklar birleşerek bazı bölgelerde bağlantı yolu görevi görmüştür. Ayrıca, porozite boşluklarının mikroyapı kesitinde de birleştiği görülmektedir (Şekil 2). Porozitelerin hacimlerinin büyümeleri neticesinde düşük basınçlı bölgeler oluşturup birleşebildiklerinin bir kanıtıdır.

Şekil 3’te kaynak çekirdeği bölgesinden 4000x büyütme ile elde edilen SEM görüntüsü ve EDS analiz sonuçları gösterilmektedir. #1 ile EDS analizi dentritin tam orasından ve #2 ile EDS analizi ise porozitenin kenarından alınmıştır. Buna göre, #1 EDS analizinde %11.29 Mn elde edilmiştir. Mn bakımından fakir Martenzitik çeliğin ve Mn bakımından zengin TWIP çeliğinin ergime bölgesinde elementlerin difüzyonundan dolayı ortalama Mn içermesi beklenir. Dentrit ortasından alınan #1 analizi bunu desteklemektedir.

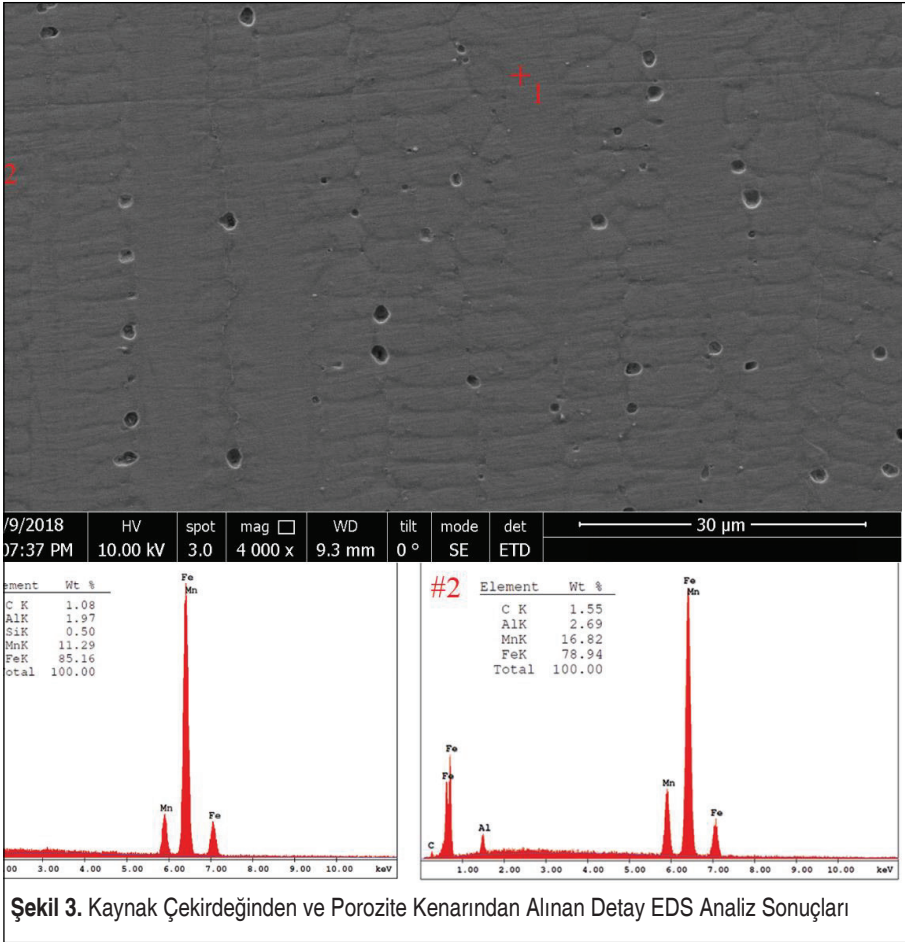
#2 EDS analizinde ise porozite kenarında %16.82 Mn elde edilmiştir. Bu durumda,



porozite kenarında bulunan Mn miktarı ortalama iç yapıya göre yüksektir. Porozite oluşturarak buharlaşan Mn elementinin soğuma esnasında tekrar süblimleşerek porozite kenarında yüksek Mn bileşimi oluşturmuştur [20,21]. Ayrıca, #2 EDS analizinde ölçülen karbon oranı dentrit ortasında alınan ölçümden yüksektir. TWIP çeliklerinin kaynağında $MnxC$ karbürlerinin çökeltme eğilimi nedeniyle karbon ölçümü yüksek çıkabilmektedir [22].

Şekil 4'te yüzeyler arası kopma ile ayrılan bir çekme makaslama numunesinin kopma yüzeyi gösterilmektedir. Buna göre kopma yüzeyinde makro boyutta çeşitli boşlukların oluştuğu gözlemlenmiştir. Boşlukların keskin köşelere sahip olmaması ve dışbükey mikro kanallar olması içeride bir gaz basıncının oluştuğuna işaret eder. Mn buharlaşması nedeniyle ergiyik metal içerisinde bulunan basınçlı gaz yüzeylere eşit bir basınç uygular. Bu nedenle gaz boşluklarının keskin köşelere oluşturması beklenmeyen bir durumdur [23]. Ayrıca, kopma yüzeyi incelemesinde de gaz iletim kanalları ve boşluklar daha detaylı bir biçimde incelenmiştir. Kaynak çekirdeği çevresinde şiddetli olmayan sıçrıntı izleri bulunmaktadır.

En yüksek elektrik direnci sac birleşiminin yüzeyleri arası olan TWIP ve Martenzitik çeliğin birleşim yüzeyinden gerçekleşir [24]. Yükselen elektriksel direnç, ergime sıcaklığının yüksek olmasına sebep olur [25]. Mn elementinin 1 atm basınç altında 2150 °C'de buhar fazına geçmesi kaynak ergime bölgesi içerisinde hacim artışına ne-



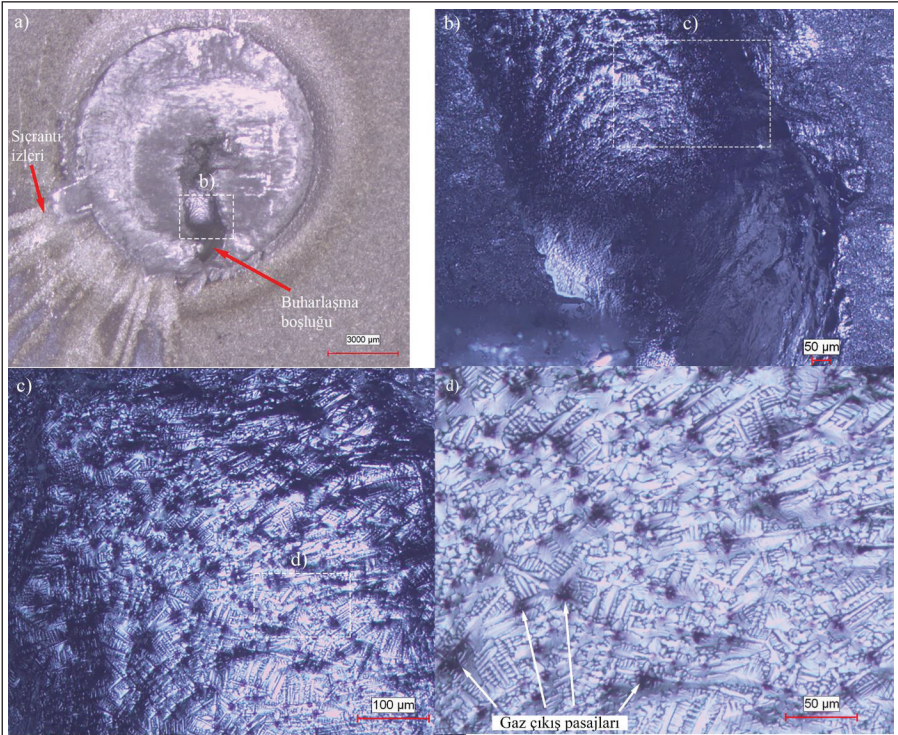
Şekil 3. Kaynak Çekirdeğinden ve Porozite Kenarından Alınan Detay EDS Analiz Sonuçları

den olur [26]. Ergiyik kaynak çekirdeği içerisinde bulunan Mn buhar fazına geçerek porozite oluşturur [27]. Oluşan porozitelerin basıncı elektrot kuvvetinden uygulanan kuvvetten ve hacim artışından dolayı yüksek oranda artar. Yüksek elektrot basıncı nedeniyle oluşan yüksek basınçlı poroziteler birbirlerine teması ile veya birleşerek daha büyük poroziteler oluşturur [28]. Yüzeyin düzlemsel bir şekil alması, bu noktada bir gazın basınç altında yüzeyin düzlemsel kalmasını sağlandığının bir kanıtıdır. Şekil 4 a-d incelendiğinde, dentrit veya tane kenarlarında çeşitli yol boşluklarının olduğu görülmektedir [29]. Bu durum, gaz boşluklarının ardışık teması tek bir noktada biriken gaz hacmine bir yol oluşturması ile açıklanmaktadır. Kaynak çekirdeğinin ergime halinde bu poroziteler oluşan büyük boşluğa erişimde bir bağlantı rolü üstlenir. Büyük boşluk içerisindeki basıncın etkisi, bu porozitelerin girişleri düzlemsel değil de dışbükey bir şekle benzemesi nedeniyle porozite dışbükey bir krater şeklini alır.

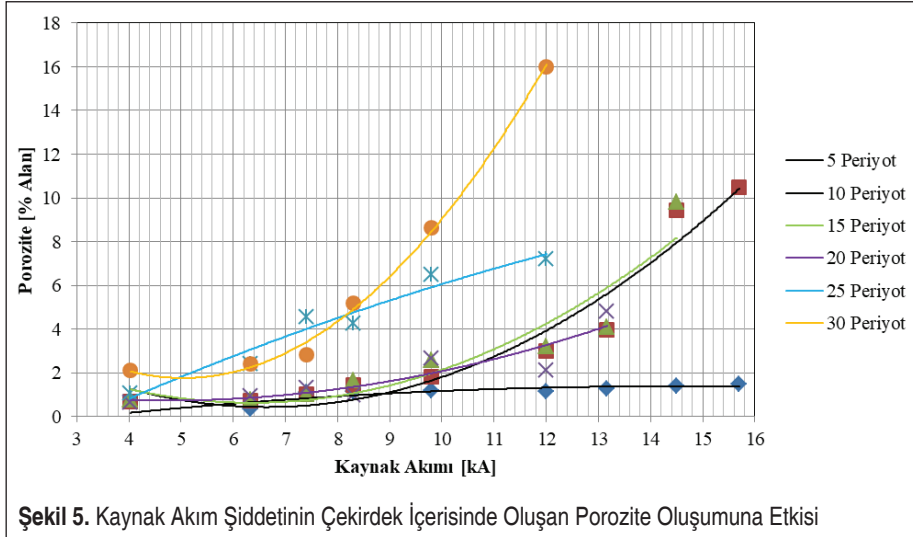
Literatürde, TWIP çeliklerinin kaynağında Mn elementinin buharlaşması bildirilmiştir. Roncery ve arkadaşları Fe–25Mn–3Al–3Si TWIP çeliğinin lazer kaynağında 1500-1600 °C ergime sıcaklıklarında 2000 ile 4770 Pa arası basınçlara ulaşabilen Mn buharlaşmalarını bildirmişlerdir [29]. Boşluklar ve porozite oluşumları yuvarlak köşeli ve küresel bir biçimde gerçekleşmiştir.

Sıçrantı oluşumu incelendiğinde, sıçrantının aslında kaynak çekirdeği içerisindeki basıncın elektrot tarafından uygulanan kuvvetinin etkisinden kurtulması sonucu oluştuğu gözlemlenmiştir. Ergiyen çekirdeğin basıncının belirttiğimiz sebeplerden dolayı artması nedeniyle yüzeyler arasında bulunan en küçük zayıf bölgeden ergiyik metalin fıskırmasına sebep olur. Böylelikle, sıçrantılar meydana gelir. Elektrot yüzeyinin temas alanı ve elektrot tarafından uygulanan kuvvet ne kadar büyükse birleşim yüzeyinde elde edilen sızdırmazlık artar. Böylece, sıçrantının azalması sağlanmış olur.

Kaynak ergime bölgesinde bulunan boşluk ve poroziteler nokta kaynağı birleşim mukavemetini olumsuz yönde etkilemektedir. Kaynak çekirdeği içerisindeki boşluklar bir sınıra kadar tolere edilebilmektedir. Çeşitli standartlar oluşturularak bu sınır belirgin hale getirilmiştir. AWS (American Welding Standards) D8.1 M2007'ye göre, nokta



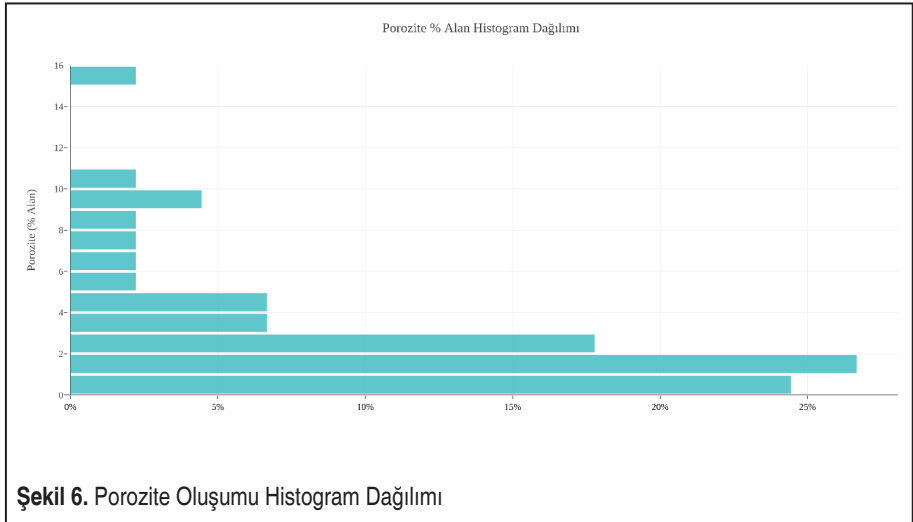
Şekil 4. Farklı Büyütmelerde Gösterilen Çekirdek Bölgesinde Oluşan Porozite Davranışı



Şekil 5. Kaynak Akım Şiddetinin Çekirdek İçerisinde Oluşan Porozite Oluşumuna Etkisi

kaynağı ergime bölgesinde en fazla 15% oranında boşluk veya porozite olabilir. Aksi takdirde, elde edilen nokta kaynağı kabul edilmemesi gerekir. Doğru ölçüm için, kaynak çekirdeği ile ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) çevresinden 15% içeri bir sınır çekilerek boşlukların tüm alana olan oranı alınır. Standartta göre kaynak çekirdeğinin ITAB ile olan sınırı göz ardı edilir.

Şekil 5'te kaynak parametrelerinin porozite miktarı üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Kaynak akım yoğunluğu arttıkça porozite oluşumunda artış gerçekleşmiştir. Benzer şekilde, kaynak zamanı arttıkça da porozite miktarı artmıştır. Joule etkisi ile



Şekil 6. Porozite Oluşumu Histogram Dağılımı

gerçekleşen ısı girdisi ile doğru orantılı bir porozite oluşumunun gerçekleştiği saptanmıştır. Her bir kaynak zamanı seviyeleri içerisinde, akım şiddeti arttıkça yaklaşık olarak karesel olarak bir artış meydana gelmiştir. Porozite oluşum grafiği incelendiğinde (Şekil 5), ısı girdisinin manganın buharlaştırma enerjisinden düşük olduğu durumlarda çok az miktarlarda boşluk oluşumu gözlemlenmiştir.

Deneylerde elde edilen porozite oluşumunun histogram dağılımı Şekil 6'da verilmiştir. Histogram dağılımı incelendiğinde, elde edilen porozitenin %68.4'ünün %3 ve altında gerçekleştiği saptanmıştır. Bu sınıra kadar oluşan boşluklar çekilme, impürite kaynaklı, taneler arası segregasyon boşlukları ile Mn buharlaşması içeren boşluklardır [30]. %3 sınırından daha yüksek porozite oranı Mn buharlaşmasının belirgin bir sonucudur [31]. AWS D8.1 M2007 standardına göre %15 oranını aşan tek kaynak şartı 30 periyot kaynak süresinde 12 kA kaynak akımıdır [32]. Geri kalan parametreler kaynak yapılabılır aralığın içindedir.

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada, iki önemli AHSS sınıfı çeliği olan Fe-18Mn-2.7Al-1.2C TWIP çeliği ile 1200 Mpa çekme mukavemetine sahip 1200M Martenzitik çeliğinin EDNK ile birleştirilmesinde porozite oluşumu farklı kaynak parametreleri altında incelenmiştir. Her kaynak şartına ait kaynak birleşimlerinin mikroyapıları incelenmiş ve porozite oranları hesaplanmıştır. Elde edilen bulgular ışığında aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

- 1- Yüksek Mn içeriği nedeniyle, TWIP çeliklerinin Martenzitik çelikler ile EDNK'da kaynak akım şiddeti ve kaynak süresi arttıkça porozite miktarı artmıştır. Bu durum ısı girdisinin direkt bir sonucudur.
- 2- TWIP/Martenzitik çeliklerin nokta direnç kaynağında %3 ve üzeri porozite oluşumu Mn buharlaşmasının direkt ve belirgin bir sonucudur.
- 3- Yüksek ısı girdilerinde porozite oluşumu üzerinde üstsel bir etkiye sahiptir.
- 4- Porozite oluşumu esnasında porozitelerin birbirleriyle teması ardından birleşik büyük boşluk oluşumları meydana gelebilmektedir. Bu boşluklar, gaz iletiminde bir iletim yolu rolü de üstlenebilmektedir.
- 5- Yüksek ısı girdisi olmayan birleşimlerde, porozite oluşumu AWS D8.7'ye göre belirlenen %15 sınırını geçmemektedir.

KAYNAKÇA

1. **Safanama, D.S., Marashi, S.P.H., Pouranvari, M.** 2012. "Similar and dissimilar resistance spot welding of martensitic advanced high strength steel and low carbon steel: metallurgical characteristics and failure mode transition", Science and Technology of Welding & Joining, vol.17, pp.288–294.



2. **Cora, Ö.N., Koç, M.** 2014. "Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Automotive Industry" , 7th Automotive Technologies Congress (OTEKON 2014), pp.1–8.
3. **Onar, V., Özen, F., Kekik, M., Aslanlar, Y.S., Özderin, Y., Aslan, H., et al.** 2019. "Effect of current and welding time on tensile-peel strength of resistance spot welded TWIP 1000 and martensitic steels" , Indian Journal of Chemical Technology, vol.26,.
4. **Macke, A., Schultz, B.F., Rohatgi, P.** 2012. "Metal matrix: Composites offer the automotive industry an opportunity to reduce vehicle weight, improve performance" , Advanced Materials and Processes, vol.170, pp.19–23.
5. **Şahin, S., Hayat, F., Çölgeçen, O.C.** 2021. "The effect of welding current on nugget geometry, microstructure and mechanical properties of TWIP steels in resistance spot welding" , Welding in the World, vol.65, pp.921–935.
6. **Baluch, N.** 2014. "Advanced High Strength Steel in Auto Industry : an Overview" , Engineering, Technology & Applied Science Research, vol.4, pp.686.
7. **Pouranvari, M., Mousavizadeh, S.M.** 2013. "Failure mode of M130 Martensitic Resistance Spot Welds" , Materiali in Tehnologije, vol.47, pp.771–776.
8. **Venezuela, J., Liu, Q., Zhang, M., Zhou, Q., Atrens, A.** 2015. "The influence of hydrogen on the mechanical and fracture properties of some martensitic advanced high strength steels studied using the linearly increasing stress test" , Corrosion Science, vol.99, pp.98–117.
9. **Cooman, B.C. De, Chin, K., Kim, J. n.d.** "High Mn TWIP Steels for Automotive Applications."
10. **Rajinikanth, V., Mukherjee, K., Chowdhury, S.G., Schiebahn, a, Harms, A., Bleck, W., et al.** 2013. "Mechanical property and microstructure of resistance spot welded twinning induced plasticity-dual phase steels joint" , Science and Technology of Welding and Joining, vol.18, pp.485–491.
11. **Scott, C., Cugy, P.** 2009. Vanadium additions in new ultra high strength and ductility steels. in: ArcelorMittal Res. Int. Symp. Automob. Steel", pp. 211–221.
12. **Wang, M.M., Tasan, C.C., Ponge, D., Dippel, A.C., Raabe, D.** 2015. "Nanolaminate transformation-induced plasticity-twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance" , Acta Materialia, vol.85, pp.216–228.
13. **Özen, F., Aslanlar, S.** 2021. "Mechanical and microstructural evaluation of resistance spot welded dissimilar TWIP/martensitic steel joints" , The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,.
14. **Espinel Hernández, A., Sánchez Roca, A., Carvajal Fals, H., Antonio Ferraresi, V., Oliveira Vilarinho, L.** 2016. "Influence of polarity on mechanical properties of dissimilar resistance spot welds of DP 600/AISI 304 steels" , Science and Technology of Welding and Joining, vol.21, pp.607–613.
15. **Akkas, N.** 2017. "Welding time effect on tensile-shear loading in resistance spot welding of SPA-H weathering steel sheets used in railway vehicles" , Acta Physica Polonica A, vol.131, pp.52–54.
16. **Vijayan, V., Murugan, S.P., Ji, C., Son, S.-G., Park, Y.-D.** 2021. "Factors affecting shrinkage voids in advanced high strength steel (AHSS) resistance spot welds" , Journal of Mechanical Science and Technology, vol.35, pp.1–6.
17. **Vijayan, V., Murugan, S.P., Son, S.G., Park, Y. Do** 2019. "Shrinkage Void Formation



- in Resistance Spot Welds: Its Effect on Advanced High-Strength-Steel Weld Strength and Failure Modes” , Journal of Materials Engineering and Performance, vol.28, pp.7514–7526.
18. **Ji, C.W., Jo, I., Lee, H., Choi, I.D., do Kim, Y., Park, Y. Do** 2014. “Effects of surface coating on weld growth of resistance spot-welded hot-stamped boron steels” , Journal of Mechanical Science and Technology, vol.28, pp.4761–4769.
 19. **Joaquin, A., Elliott, A.N.A., Jiang, C.** 2007. “Reducing shrinkage voids in resistance spot welds” , Welding Journal (Miami, Fla), vol.86, pp.24–27.
 20. **Yang, G., Zhu, F., Dong, S.** 2011. “Fabrication of ferromagnetic GaMnSb by thermal diffusion of evaporated Mn” , Journal of Crystal Growth, vol.316, pp.145–148.
 21. **Chu, J., Bao, Y., Li, X., Wang, M., Gao, F.** 2021. “Kinetic study of Mn vacuum evaporation from Mn steel melts” , Separation and Purification Technology, vol.255, pp.117698.
 22. **Dahmen, M., Lindner, S., Petring, D.** 2017. “Perspectives of laser-beam welding of ultra-high steels” pp.1–10.
 23. **Vahiddastjerdi, H., Rezaeian, A., Toroghinejad, M.R., Dini, G., Ghassemali, E.** 2019. “Optimizing pulsed Nd: YAG laser welding of high-Mn TWIP steel using response surface methodology technique” , Optics and Laser Technology, vol.120, pp.105721.
 24. **Aslanlar, S.** 2006. “The effect of nucleus size on mechanical properties in electrical resistance spot welding of sheets used in automotive industry” , Materials and Design, vol.27, pp.125–131.
 25. **Lim, Y., Morisada, Y., Liu, H., Fujii, H.** 2021. “Ti-6Al-4V/SUS316L dissimilar joints with ultrahigh joint efficiency fabricated by a novel pressure-controlled joule heat forge welding method” , Journal of Materials Processing Technology, vol.298, pp.117283.
 26. **Ma, L. li, Wei, Y. hui, Hou, L. feng, Yan, B.** 2014. “Microstructure and mechanical properties of TWIP steel joints” , Journal of Iron and Steel Research International, vol.21, pp.749–756.
 27. **Lun, N., Saha, D.C., Macwan, A., Pan, H., Wang, L., Goodwin, F., et al.** 2017. “Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel” , Materials and Design, vol.131, pp.450–459.
 28. **Mujica, L., Weber, S., Pinto, H., Thomy, C., Vollertsen, F.** 2010. “Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels” , Materials Science and Engineering A, vol.527, pp.2071–2078.
 29. **Mújica Roncery, L., Weber, S., Theisen, W.** 2012. “Welding of twinning-induced plasticity steels” , Scripta Materialia, vol.66, pp.997–1001.
 30. **Rajeshkumar, R., Niranjani, V.L., Devakumaran, K., Banerjee, K.** 2021. “Structure-property correlation of weld metal zone and interface regions of cold metal transfer welded dissimilar Al-Mg-Mn alloys joint” , Materials Today: Proceedings, vol.46, pp.2498–2509.
 31. **Ahmed, M.M.Z., Ahmed, E., Hamada, A.S., Khodir, S.A., El-Sayed Seleman, M.M., Wynne, B.P.** 2016. “Microstructure and mechanical properties evolution of friction stir spot welded high-Mn twinning-induced plasticity steel” , Materials and Design, vol.91, pp.378–387.
 32. **Mohamadizadeh, A., Biro, E., Worswick, M., Zhou, N., Malcolm, S., Yau, C., et al.** 2019. “Spot weld strength modeling and processing maps for hot-stamping steels” , Welding Journal, vol.98, pp.241S-249S.