



Gaz Tungsten Ark Kaynaklı 9Ni Kriyojenik Çelik Bağlantının İyapı ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi**

H. Tarık Serindağ¹, Cemal Tardu², İshak Özer Kırççek³, Gürel Çam^{*4}

ÖZ

Sıvılaştırılmış doğal gaz (LNG) olan talebin sürekli artmasına paralel olarak LNG depolama tanklarının imalinde düşük sıcaklıklarda mükemmel tokluk, yüksek süneklik ve çatlama direnci gibi olağanüstü özelliklere sahip olan %9 Ni içerikli çelik levhaların kullanımı da artmaktadır. Bu malzemelerin kaynağında, hem ergime bölgesi hem de ısıdan etkilenen bölge dahil olmak üzere tüm kaynak bölgesinde düşük sıcaklık kırılma tokluğu, kabul edilebilir bir seviyede tutulmalıdır. Bu çalışmada, Ni-bazlı bir dolgu teli kullanılarak gaz tungsten ark kaynağı (GTAK) yapılmış 10 mm kalınlığında %9 Ni içerikli düşük alaşımli kriyojenik çelik kaynaklı bağlantının kaynak bölgesinde iyapıda meydana gelen değişimler ve mekanik özellikleri sunulacaktır. Kaynak bölgesinde oluşan iyapılar optik mikroskop ile detaylı olarak incelenmiştir. Elde edilen kaynaklı bağlantının mekanik özellikleri ve kaynak performans değerleri çekme deneyi ve mikrosertlik ölçümleri ile belirlenmiştir. Ayrıca, kaynaklı bağlantının -196 °C'deki darbe enerjisi Charpy çentikli darbe deneyi ile tespit edilmiş ve esas levhanın bu sıcaklıktaki kırılma tokluğu ile mukayese edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Kriyojenik çelik, 9Ni çelik, Ni-bazlı ilave tel, kırılma tokluğu, darbe enerjisi, ısı girdisi, kaynak performansı

Determination of Microstructural and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded 9Ni Cryogenic Steel Joint

ABSTRACT

In parallel to continuously increasing demand for liquefied natural gas (LNG) which is a clean energy source, the use of 9% Ni steel plates is also increasing in the production of LNG storage tanks, due to their outstanding combination of properties such as excellent toughness, high ductility and cracking resistance at very low temperatures. During the welding of this material, low temperature fracture toughness should be kept at an acceptable level within the weld region including both fusion and heat affected zones. This study introduces the result of microstructural evolution in the weld region and the mechanical properties of the gas tungsten arc welded 10 mm thick 9% Ni containing low alloy steel joint produced by using a Ni-based filler wire. The microstructures evolved in the weld region were examined by extensive optical microscopy investigations. Mechanical properties and joint performance values of the welded joints were determined by detailed microhardness measurements and transverse tensile tests. Moreover, impact energy of the joint fabricated was also determined at -196 °C by Charpy impact test (Charpy V-notch test) and compared with the fracture toughness of the base plate at the same temperature.

Keywords: Cryogenic steel, 9% Ni steel, Ni-based filler rod, fracture toughness, impact energy, heat input, weld performance

* İletişim Yazarı

Geliş/Received : 22.09.2021

Kabul/Accepted : 18.10.2021

** 19-20 Kasım 2021 tarihlerinde Makina Mühendisleri Odası tarafından Ankara'da düzenlenen Kaynak Teknolojisi 12. Ulusal Kongre ve Sergisi'nde sunulan bu bildiri, dergimiz için yazarınca makale olarak yeniden düzenlenmiştir.

¹ Teknik Üniversitesi, Havacılık ve Uzay Bil. Fakültesi, Havacılık ve Uzay Mühendisliği Bölümü, İskenderun-Hatay
htarik.serindag@iste.edu.tr, ORCID: 0000-0003-3864-8147

² TEKFEN İmalat ve Mühendislik A. Ş., 4. Levent, 34394 İstanbul
cemal.tardu@tekfен.com.tr, ORCID: 0000-0003-2016-5083

³ TEKFEN İmalat ve Mühendislik A. Ş., 4. Levent, 34394 İstanbul
ozер.kircicек@tekfен.com.tr, ORCID: 0000-0002-5643-6554

⁴ İskenderun Teknik Üniversitesi, Müh. ve Doğa Bilimleri Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, İskenderun-Hatay
gurel.cam@iste.edu.tr, ORCID: 0000-0003-0222-9274



EXTENDED ABSTRACT

Introduction/ Background

Natural gas is usually stored in tanks in the form of LNG, which is liquefied under atmospheric pressure and temperature conditions of $-162\text{ }^{\circ}\text{C}$. Therefore, the inner wall of the LNG storage tank, which is in direct contact with the LNG, must be made of a suitable material that can withstand harsh operating conditions. LNG storage tanks are produced as-welded structures. Therefore, it is necessary to develop suitable welding procedures to produce defect-free welded joints in this cryogenic steel, as weld defects such as pores, burning grooves, and interrupted weld seam significantly reduce the fatigue strength of welded structures. In addition, the cryogenic materials used in the manufacture of LNG tanks must be tough, ductile, and resistant to cracking at even low temperatures after welding and have a high level of safety.

Objectives/ Research Purpose

It is clear from the above discussion that there is still a need to develop reliable welding procedures to obtain welded joints with sufficient low-temperature impact toughness in 9% Ni steel. To characterize the microstructural evolutions in the weld zone of the welded joint, detailed microstructural examinations and microhardness measurements were carried out on the metallography sample extracted from the welded joint using an optical microscope. To determine the mechanical properties and welding performance, the samples extracted from both the base material and the welded joint were also subjected to the tensile test. In addition, the impact energy of the welded joint was also determined by the Charpy test (Charpy V-notch impact test) at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ and compared with the fracture toughness of the base plate at this temperature.

Methods/ Methodology

In this study, 10 mm thick quenched and tempered cryogenic steel (ASTM A553 Type I MTQT) plates with 9% Ni content were joined by using the gas tungsten arc welding (GTAW) method. The welding was carried out using a 2.4 mm diameter Ni-alloy filler wire (ER307) in six passes, namely root pass, two hot passes, two fill passes and cover pass. In the welding process, the filler wire was fed at a speed of 17.5 mm/s in each pass. A maximum of $175\text{ }^{\circ}\text{C}$ was chosen as the interpass temperature. Root shielding gas was also employed during welding. To determine the microstructural evolutions in the weld zone of the welded joint and to evaluate the welding performance by mechanical tests, one metallography, four tensile, and two bending samples were extracted from the welded plate.

Results/ Findings

No welding defect occurred in the welded joint obtained as a result of the welding process used. While the base material microstructure has a fine-grained ferritic microstructure containing a small amount of stable austenite, a highly heterogeneous dendritic cast structure was observed in the weld zone after welding. There is a typical dendritic microstructure in the near-top surface part of the weld seam (in the zone of the cap pass and the filler pass underneath). There is also a dendritic structure in the middle of the cross-section of the weld seam and the zone corresponding to the root pass in the lower region. However, instead of a long dendritic structure, a dendritic structure with short intervals and coarse grains was observed in these regions. In the heat-affected zone (HAZ), recrystallization took place and the microstructure of this zone is much finer than that of the base plate. An average hardness value of 241 HV was obtained in the base material. The hardness of the weld seam was slightly lower than that of the base plate, i.e. 237 HV, while it was higher in the HAZ, i.e., 250 HV. In addition, the mechanical tests showed that the base plate exhibits an average tensile strength of 778 MPa and an elongation of 24% whereas an average tensile strength of 787 MPa and an average elongation of 19% was obtained in the samples extracted from the welded plate. These results indicate that the welding process yielded a joint with a strength performance of 101% and a ductility performance of 79%. The specimens prepared from the welded joint and the base plate were also subjected to the Charpy impact test at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. The impact energy of the base plate at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ was about 180 J (3.0 J/mm²), while the samples extracted from the welded joint displayed lower toughness values at the same temperature, i.e., 64 J (1.06 J/mm²). However, this impact energy value is still well above the desired toughness value of 0.75 J/mm² at $-193\text{ }^{\circ}\text{C}$ for LNG tanks.

Discussion and Conclusions

10 mm thick quenched and tempered cryogenic steel plates with 9% Ni content were successfully welded by the GTAW method in six passes using a 1.2 mm diameter Ni-alloy filler wire (ER307). The profile of the welded joint obtained was quite good and no weld discontinuities such as porosity or crack formation were detected. A dendritic microstructure was formed in the fusion zone (FZ) of the welded joint. However, since the material undergoes different heat inputs in different regions during multi-pass welding, the microstructure formed in the fusion zone is quite heterogeneous. The hardness value of the weld seam is very close to that of the base plate but slightly lower whereas the hardness in the HAZ is slightly higher. All transverse tensile test specimens extracted from the welded joint failed away from the weld zone in the transition zone between the HAZ and the base plate. No cracking occurred in both the surface and root bending specimens extracted from the joint. The average impact energies obtained from the welded joint samples (both notched at the weld center and notched at the HAZ) at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ are lower than the base plate, but still much higher than the desired value for LNG tanks.



1. GİRİŞ

Dünya nüfusunun istikrarlı bir şekilde artması nedeniyle sürekli büyüyen ekonominin bir sonucu olarak küresel enerji tüketimi de sürekli olarak artmaktadır. Ayrıca çevre kirliliğini azaltmak için son yıllarda CO₂ emisyonlarına yönelik daha sıkı düzenlemeler de uygulanmaya konmuştur. Dolayısıyla, kömür ve petrolden daha düşük CO₂ emisyonlu çevre dostu bir enerji kaynağı olarak doğal gazın küresel talep de her geçen gün artmaktadır [1]. Bunun sonucu, sıvılaştırılmış doğal gaz (LNG) terminalleri ve LNG ile çalışan gemilerin yakıt tankları gibi çeşitli alanlarda sıvılaştırılmış doğal gaz (LNG) kullanımı hızla artmaktadır [2]. LNG çeşitli avantajlar sunmaktadır. LNG toksik (zehirli) ve korozif olmayıp, pratik, makul bir kalorifik değere sahip ve son olarak sudan yaklaşık iki kat daha hafif olan nispeten temiz bir enerjidir. Doğal gazın temizliği açısından kalitesi onu tercih edilen bir yakıt haline getirmektedir. LNG'nin buharlaşması da uygun şekilde kontrol edilebilir. İlaven, LNG depolama, kompaktlık ve tank ağırlığı açısından sıkıştırılmış doğal gazın göre avantajlar sunmaktadır [2, 3].

Doğal gaz genellikle atmosfer basıncı ve -162 °C sıcaklık koşulları altında sıvılaştırılan LNG formunda tanklarda depolanır. Bu nedenle, LNG ile doğrudan temas halinde olan LNG depolama tankının iç duvarı, zorlu çalışma koşullarına dayanabilecek uygun bir malzemeden imal edilmelidir. Bu nedenle, tankların maruz kaldığı sıvı veya gaz basıncına dayanım için yeterli mukavemet, düşük sıcaklıkta gevrek kırılmayı önlemek için yeterince yüksek çentik darbe tokluğu (yani kriyojenik tokluk) ve çatlak ilerlemesi söz konusu olduğu durumlarda çatlağı durdurma yeteneği gibi belirli mekanik özelliklere sahip çeliklere gereksinim duyulmaktadır [4]. %9 Ni içeren düşük alaşımlı çelik, çok düşük sıcaklıklarda mükemmel tokluk, yüksek süneklik ve yüksek çatlama direnci gibi mükemmel kriyojenik özelliklerinden dolayı LNG tanklarının ve boru hatlarının imalatında dünya çapında yaygın olarak kullanılmaktadır.

LNG depolama tankları kaynaklı yapı olarak üretilmektedir. Bu nedenle, gözenekler, yanma olukları ve kesintili kaynak dikişi gibi kaynak kusurlarının kaynaklı yapıların yorulma mukavemetini önemli ölçüde azaltması nedeniyle, bu kriyojenik çelikte hatasız kaynaklı bağlantılar üretebilmek için uygun kaynak prosedürlerinin geliştirilmesi gereklidir. Sıcak çatlama da üstesinden gelinmesi gereken başka bir sorundur. Ek olarak, LNG tanklarının imalatında kullanılan kriyojenik malzemelerin kaynak sonrası düşük sıcaklıklarda tok, sünek ve çatlaklara karşı dirençli kalması ve yüksek düzeyde güvenilir olması gerekir. Bu makalede kullanılan kaynak yöntemlerinin kısaltmalarında Amerikan Kaynak Derneği (American Welding Society – AWS) gösterimleri baz alınmıştır. TIG kaynağı olarak da bilinen gaz tungsten ark kaynağına (GTAK) ilaven örtülü metal (elektrot) ark kaynağı (ÖMAK) ve tozaltı ark kaynağı (TAK) bu çelik sınıflarının birleştirilmesinde kullanılan geleneksel kaynak yöntemleridir. Ancak, düşük sıcaklık darbe direncinin azalmasına neden olmayan bir dolgu teli gereklidir. Bu nedenle, LNG kargo tanklarının yanı sıra LNG ile çalışan gemilerin yakıt

tanklarının imalatında %9 nikel çelik levhaların alın kaynağı ERNiCrMo-3 (alaşım 625) dolgu çubuğu kullanılarak manuel GTAK kaynağı ile yapılabilir. Alternatif olarak, bir ENiMo13-T (Hastelloy) dolgu teli kullanılarak özlü tel ark kaynağı (ÖTAK) veya tozaltı ark kaynağı (TAK) uygulanabilir [5-7].

Ancak, çok farklı bir kimyasal bileşime sahip bir dolgu teli kullanıldığından, ilave tel ve baz plakasının kimyasal bileşimleri, mikro yapıları ve termo-fiziksel özellikleri arasındaki büyük farklılık nedeniyle % 9 nikel çeliğinin kaynağı nispeten zordur. Örneğin, Yoon ve ark. [8] Ni-esaslı sarf malzemesi kullanarak örtülü metal ark kaynağı (ÖMAK) ile % 9 Ni çelik kaynaklı bağlantılar imal ettiler ve elde ettikleri bağlantıların baz plakaya eşdeğer çatlak direnci sergilediğini bildirdiler. Bununla birlikte, dolgu teli ile baz plaka arasındaki kimyasal bileşim, mikroyapı ve kristalografik yapı, genleşme katsayısı ve akma mukavemetindeki farkın ergime arayüzeyini zayıf bir bölge haline getirdiğini de gözlemlemişlerdir. Benzer şekilde, diğer araştırmacılar tarafından, östenitik dolgu metalinin ferritik baz levha ile seyreltilme derecesinin, tokluğun düşmesinde önemli bir rol oynadığını öne sürülmüştür [9,10]. Ayrıca, El-Batahy ve ark. [7] kriyojenik tokluğun sadece ergime bölgesi mikro yapısından değil, aynı zamanda kaynak kesitindeki sertleşen bölgenin genişliğinden ve kaynaklı bağlantıdaki mekanik uyumsuzluğunun derecesinden de etkilendiğini göstermiştir.

Diğer önemli bir husus da, LNG depolama tankı için belirtilen minimum Charpy darbe enerjisinin $-193\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de $0,75\text{ J/mm}^2$ 'den az olmaması gerektiğidir [11]. % 9 Ni çelik kaynaklı bağlantılarda bu düzeyde bir düşük sıcaklık tokluğu (kriyojenik tokluk) elde etmek için genellikle Ni-bazlı dolgu teli olarak kullanılmaktadır. Ancak, Ni-esaslı dolgu metali kullanımının kaynak bölgesindeki mikroyapısal değişim ve dolayısıyla kırılma tokluğu üzerindeki etkisi çok dikkatli bir şekilde kontrol edilmelidir. İlaveten, kaynak işlemindeki ısı girdisi de sıkı bir şekilde kontrol edilmelidir.

Özlü tel ark kaynağı yöntemi (ÖTAK) yöntemi, iyi verimlilik ve uyarlanabilirlik gibi önemli avantajlarına ve LNG tanklarındaki uygulamalarının iyi performans göstermesine rağmen, ÖTAK ve tozaltı ark kaynağı (TAK) yöntemlerinde kaynak verimliliğindeki artış, kullanılan düşük akımlar nedeniyle minimal düzeydedir. Ayrıca, % 9 nikel çeliği şiddetli miknatıslanma gösterdiğinden, ÖMAK ve ÖTAK gibi kaynak işlemlerinde ark üfleme problemi yaşanabilir ve bu da ergime eksikliği (yetersizliği) gibi kaynak kusurlarına yol açabilir. Bu kaynak teknikleriyle ilgili bir başka sorun da, kaynak dikişinde cüruf inklüzyonuna yol açabilen ve bunun sonucu zayıf mekanik özelliklere neden olan cüruf yapıcı toz kullanımınıdır [12]. Ayrıca, Mu ve ark. [6] Ni-Cr-Mo-Nb alaşımı dolgu çubuğu kullanılarak özlü tel ark kaynağı ile üretilen % 9 Ni çelik bağlantının kaynak dikişinde Laves fazlarının ve NbC partiküllerinin de çökeldiğini rapor etmişlerdir. Çökelti fazların miktarının kaynak işleminde kullanılan paso sayısının 4'ten 5'e çıkarılmasıyla önemli ölçüde arttığı da belirtilmiştir. İlaveten, ergime bölgesinde artan çökteltilerin kırılma tokluğunu azalttığı ve çökteltilerin kırılma



tokluğu üzerindeki olumsuz etkisinin kriyojenik ortamda (düşük sıcaklıklarda) daha da şiddetli hale geldiği görülmüştür [6]. Dolayısıyla, % 9 Ni çeliği için kaynak kalitesini (yani kabul edilebilir kriyojenik tokluk değerini) garanti ederken aynı zamanda kaynak verimliliğini artıran uygun bir kaynak işlemine hala ihtiyaç bulunmaktadır [12].

Isı girdisi, %9 Ni çelik kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesindeki mikroyapıda meydana gelen değişimleri önemli ölçüde etkiler. Bu nedenle, %9 Ni içeren kriyojenik çelik kaynaklı levhalarda arzu edilen özellikleri elde etmeye yönelik pratik bir yaklaşım, kaynak dikişindeki çökelti miktarını en aza indirmek için daha düşük ısı girdisi kullanımınıdır. Bu bağlamda, düşük ısı girdili bir kaynak işlemi olarak gaz tungsten ark kaynağı (GTAK), bu çeliklerin kaynağında kullanılabilir, dolayısıyla ark üfleme sorunu ortadan kaldırmak veya en azından minimize etmek için önlemler alınmalıdır. Nitekim, El-Batahgy ve ark. [7] GTAK yöntemi ile ERNiCr-3 dolgu teli kullanarak %9 Ni çelik kaynaklı bağlantılar üretmiş ve elde edilen bağlantının $-193\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de arzu edilen 0.75 J/mm^2 'nin biraz üzerinde yaklaşık 0.78 J/mm^2 'lik bir kırılma tokluğu gösterdiğini belirtmişlerdir. İlaveten, P22 çelik plakaların birleştirilmesi plakaların yüzeyine cüruf yapıcı toz uygulandıktan sonra, daha az ısı üretimi nedeniyle geleneksel GTAK tekniğinin daha düşük bir ısı girdili bir versiyonu olan, A-GTAK yöntemi ile de denenmiştir [13]. Bu çalışma, A-GTAK tekniği ile üretilen bağlantının kaynak sonrası ısıl işleme gerek kalmadan iyi darbe tokluğu değerleri sergilediğini ortaya koymuştur.

Ayrıca, son zamanlarda bağlantı verimliliğini (performansını) artırmak için bazı yeni kaynak yöntemleri de denenmiştir. Örneğin, Kim ve ark. [14] 9Ni çelik levhalarda düşük ısı girdili otojen elektron kaynağı (EK) ile bağlantılar üretmiş ve elde ettikleri bağlantının düşük sıcaklıklardaki tokluğunu incelemişlerdir. Ancak, kaynak metalinin $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de düşük bir darbe tokluğu değeri (25-55 J arası) sergilediğini rapor etmişlerdir. Benzer şekilde, Khodir ve ark. [15] %3-%9 arası Ni içeren düşük alaşımlı çelik levhaları elektron kaynağı ile birleştirmişlerdir. Bu çalışma kapsamında yürütülen içyapı incelemeleri, Ni içeriğinin % 4'ü aşması durumunda östenitik tanelerin hızlı bir şekilde kabalaştığını açıkça göstermiştir. Bunun da, darbe tokluğunda $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 126 J 'dan 40 J 'a hızlı bir düşüşe neden olduğu tespit edilmiştir.

Bunun dışında, Wu ve ark. [16] % 9 Ni çelik ile AISI 304 östenitik paslanmaz çelik plakaları birleştirmek için otojen CO_2 lazer kaynağı kullanmıştır. Elde edilen bağlantının ergime bölgesindeki mikro yapının başlıca martenzit ve östenit fazlarından oluştuğunu bildirmişlerdir. Ayrıca, kalıntı östenit dağılımının heterojen olduğu da gözlenmiştir. Ek olarak, kaynak metalinin içyapısındaki kalıntı östenit içeriğinin artmasıyla bağlantının düşük sıcaklık darbe tokluğunun arttığı tespit edilmiştir. $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'deki düşük sıcaklık darbe enerjisi, 15 J 'den 44.3 J 'e önemli bir artış göstermiştir. Bunların dışında, östenit içeriğinin %25'e eşit veya % 25'ten fazla olması koşuluyla, kaynaklı

bağlantının düşük sıcaklık tokluğunun ilgili standartların gerekliliklerini karşılayabileceği sonucuna varmışlardır.

Benzer şekilde, Huang ve ark. [17] yukarıda bahsedilen ark üfleme probleminin üstesinden gelmek için % 9 nikel çelik levhaların arasında kaynak öncesi dar bir boşluk olacak şekilde Ni-bazlı bir dolgu çubuğu kullanarak lazer kaynağı edilebilirliği üzerinde çalıştı. Ancak, kaynak banyosu yüzey pürüzlülüğünün bir sorun olduğunu gözlemlədiler ve bunun ana nedeninin anahtar deliği dengesizliği (keyhole instability) olduğunu ileri sürdüler. Benzer şekilde, Xin ve ark. [18] da % 5 Ni çelik levhalarda otojen lazer kaynaklı bağlantılar ürettiler ve kaynak metali mikro yapısının düşük-sıcaklık kırılma tokluğu üzerindeki etkisini araştırdılar. Ön ısıtmanın, kaba taneli ısıdan etkilenen bölgedeki (KT-IEB) soğutma hızını değiştirmek için etkili bir yaklaşım olduğunu bildirdiler. Bu kapsamda, ön ısıtmanın kaynak metalindeki içyapı oluşum üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu, soğuma hızındaki düşüğe bağlı olarak KT-IEB'nin mikro yapısının önce iğnemesi martenzitten, iğnemesi beynit ile iğnemesi martenzitin karışımına ve sonunda granüler (taneli) beynite dönüştüğünü ortaya koydular. Ayrıca, KT-IEB'nin düşük-sıcaklık darbe direncinin en çok tane boyutundan etkilendiğini ve daha ince tane boyutunun düşük-sıcaklık kırılma tokluğunu artırdığını gözlemlədiler. -140 °C'de elde edilen maksimum düşük-sıcaklık darbe tokluğu 40 J olduğunu belirttiler. Ancak, pratik uygulamalarda % 9 Ni çelik levhaların kaynak işlemlerinde elektron ışını kaynağı veya lazer kaynağı yaygın olarak kullanılan yöntemler değildir.

Ayrıca, başlangıçta düşük ergime sıcaklığına sahip Al-alaşımaları [19-23] ve Cu-alaşımaları [24-26] için geliştirilmiş olan, düşük ısı girdili bir katı hal kaynak tekniği olan sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) da, muhtelif çelik türlerinin kaynağında kullanıma potansiyeline sahiptir [27]. Bunun bir sonucu olarak, son yıllarda çeliklerin diğer düşük girdili lazer kaynağı ve soğuk metal transferli (CMT) gaz metal ark kaynağı (GMAK) gibi kaynak teknikleri ile kaynağına [20,28] ilaveten SKK ile birleştirilmeleri üzerine son 30 yılda birçok çalışma yapılmıştır [27,29-34]. Ancak, çeliklerin SKK esnasında oluşan maksimum sıcaklığın 1000 °C'nin üzerine çıkması nedeniyle uygun karıştırıcı takım malzemesinin sınırlı olması problemi söz konusudur. Hatta yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemelerden yapılmış takımlar bile zamanla yavaş yavaş aşınmaktadır.

Yukarıdaki tartışmadan açıkça anlaşılacağı gibi, %9 Ni çeliğinde yeterli düşük-sıcaklık darbe tokluğuna sahip kaynaklı bağlantıların elde edilmesi için güvenilir kaynak prosedürlerinin geliştirilmesine hala gereksinim duyulmaktadır. İlave olarak, %9 Ni içerikli kriyojenik düşük alaşımlı çelik levhaların Ni-bazlı sarf malzemesi kullanılarak GTAK yöntemi ile birleştirilmesi konusunda bugüne kadar sınırlı sayıda çalışma yapılmıştır. Ni-esaslı dolgu teli kullanımının ergime bölgesindeki içyapı değişimine ve dolayısıyla kaynaklı bağlantının düşük-sıcaklık darbe direnci üzerindeki etkisinin tam



olarak anlaşılmasına da ihtiyaç vardır. Bu çalışmanın başlıca motivasyonu buydu. Bu amaca yönelik, 10 mm kalınlığında %9 Ni içeren düşük alaşımlı çelik levhalar 2,4 mm çapında Ni-bazlı bir dolgu teli kullanılarak 6 pasoda GTAK yöntemi ile alın kaynağı yapılmıştır. Elde edilen kaynaklı bağlantının kaynak bölgesinde oluşan iyapıların karakterizasyonu için kaynaklı bağlantıdan çıkarılan metalografi numunesinde optik mikroskop kullanılarak ayrıntılı mikro yapısal incelemeler ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin ve kaynak performansının belirlenmesi için ayrıca hem baz malzemeden hem de kaynaklı birleştirmeden çıkarılan numuneler çekme testine tabi tutulmuştur. Ek olarak, Charpy testi (Charpy V-çentikli darbe deneyi) ile elde edilen kaynaklı bağlantının -196 °C'deki darbe enerjisi de belirlenmiş ve baz levhanın bu sıcaklıkta gösterdiği kırılma tokluğu ile mukayese edilmiştir.

2. MATERYAL VE METOT

Bu çalışmada, 10 mm kalınlığındaki su verilmiş ve temperlenmiş %9 Ni içerikli kriyojenik çelik (ASTM A553 Type I MTQT) levhaların gaz tungsten ark kaynağı (GTAK) yöntemi ile kaynak edilebilirliği araştırılmıştır. Kullanılan levhanın kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilmektedir.

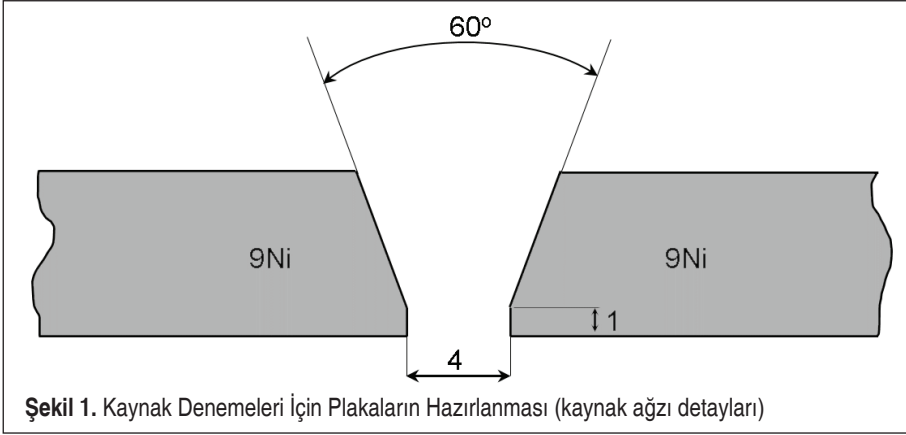
Kaynak denemeleri için, piyasadan temin edilen 1500x6000 mm ebatlarındaki plakadan 300x150 mm boyutlarında dikdörtgen şekilli parçalar çıkarılmış ve bu parçalarda Şekil 1'de gösterildiği gibi kaynak ağızı açılmıştır. Birleştirilecek yüzeyler birleştirme işleminden önce paslanmaz çelik metal fırça ile mekanik olarak temizlenmiştir. Kaynak işlemi kök paso, iki sıcak paso, iki dolgu paso ve kapak pasosu olmak üzere altı pasoda 2.4 mm çapında Ni-alaşımı bir dolgu teli (ER307) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak işleminde her pasoda ilave tel 17,5 mm/s'lik bir hız ile beslenmiştir. Pasolar arası sıcaklık maksimum 175 °C olarak seçilmiştir. Ark üflemesini önlemek için kök pasosu alternatif akım kullanılarak atılmıştır. Ayrıca, kaynak işlemi süresince şase bağlantısı ve uzatma kablosu düz pozisyonda tutulmuştur. Kaynak esnasında kök koruma gazı da kullanılmıştır. Kaynak işleminde kullanılan diğer kaynak parametreleri Tablo 2'de verilmektedir.

Kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişimleri belirlemek ve iyapıda oluşan değişimlerin mekanik özellikler üzerindeki etkisini değerlendirmek için elde edilen kaynaklı bağlantıdan bir metalografi numunesi, iki eğme numunesi ve dört çekme numunesi çıkarılmıştır. Karşılaştırma amacıyla ve bağlantı performansını değerlendirmek için baz levhadan da ASTM A370 standardına göre üç çekme numunesi çıkarılmıştır. Zımparalama ve parlatmayı takiben metalografi numunesinin kaynak dişi 50 ml HCl ve 150 ml HNO₃'ten oluşan bir çözelti kullanılarak 17 saniye süre ile ve diğer bölgeleri %2'lik nital kullanılarak dağlanmıştır. Bu numuneler üzerinde mikrosertlik ölçümlerinin yanı sıra detaylı mikroyapı incelemeleri de yapılmıştır. Şekil 2'de şematik olarak gösterildiği gibi, metalografi numunesi üzerinde API 5L standar-

Tablo 1. Bu Çalışmada Kullanılan 9Ni Kriyojenik Çelik Levhaların Kimyasal Kompozisyonu

Kimyasal Kompozisyon (ağ. %)															
Malzeme	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Cr	Mo	Nb	Cu	Ti	V	N	B
Baz Plaka (9Ni steel)*	0,024	0,178	0,537	0,003	0,0012	8,72	0,033	0,018	0,078	0,02	0,023	0,20	0,03	0,004	0,002
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Cu	Ti	Al	Fe	Nb+Ta	-
Dolgu Teli ERNiCr- Mo-3	0,001	0,06	0,04	0,006	0,001	65,0	22,4	8,6	3,4	0,02	0,2	0,13	0,4	3,5	

(*geri kalan: Fe)

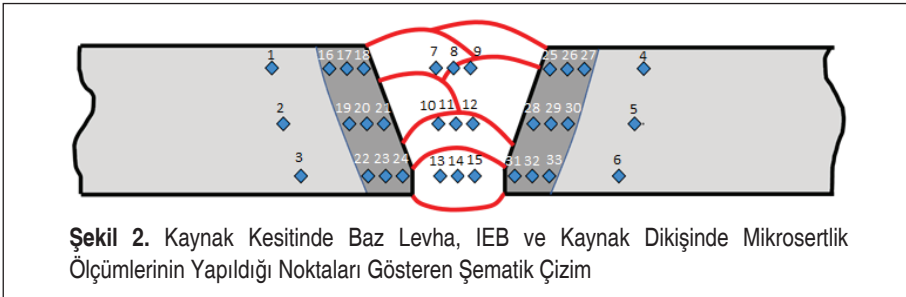


dına göre sertlik ölçümü yapılacak lokasyonlar belirlenmiş ve 980 N'luk (10 kg) bir yük kullanılarak mikrosertlik ölçümü yapılmıştır. Bu çerçevede, kaynak kesitinin üst bölgesinde, merkezinde ve kök bölgesinde olmak üzere üç farklı bölgede baz levha bölgesinde toplam altı, IEB'de toplam 18 ve kaynak dikişinde toplam 9 ölçüm alınarak bu ölçüm sonuçları ile her bir bölge için ortalama sertlik değerleri hesaplanmıştır.

Tablo 2. Kaynak İşleminde Kullanılan Parametreler (kaynak işleminde DAEN kullanılmıştır*)

Kaynak pasosu	Akım (A)	Voltaj (V)	Kaynak hızı (mm/min)	Koruma gazı besleme hızı (l/min)	Kök koruma gazı besleme hızı (l/min)
Kök Paso ve Sıcak Paso (2)	70-80	8-9	60-70	14	8
Dolgu Pasosu (2)	105-125	10,5-12,5	115-125	14	8
Kapak Pasosu	95-110	10-11	90-105	14	8

*Kök pasosu hariç, kök pasosunda ark üflemesini önlemek için alternative akım kullanılmıştır.



Ayrıca, kaynaklı bağlantının mekanik özellikleri, mekanik performansı ve kaynak kalitesini belirlemek için hem baz levha hem de kaynaklı bağlantıdan çıkarılan çekme test numuneleri, ISO 6892-1'e göre 0,0025 1/s'lik bir deformasyon hızı ile test edilmiştir. Elde edilen kaynaklı bağlantının kaynak bölgesinde çatlama olup olmadığını belirlemek için iki adet bükme numunesi de çıkarılmıştır. Bu bükme numunelerinden biri yüzey bükme durumunda, diğeri ise kök bükme konfigürasyonunda bükülmüştür. Bükme numuneleri kaynak merkezi orta konumda olacak şekilde yaklaşık 140-150 dereceye kadar bükülmüştür. Ayrıca, kaynaklı bağlantıdan çıkarılan hem çentik kaynak dikişi merkezinde hem de çentik IEB'de olan 7,5x10x55 mm boyutundaki Charpy numuneleri test edilerek kaynak dikişi ve IEB'nin -196 °C'deki darbe enerjisi tespit edilmiş ve esas levhanın bu sıcaklıktaki kırılma tokluğu ile mukayese edilmiştir.

3. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

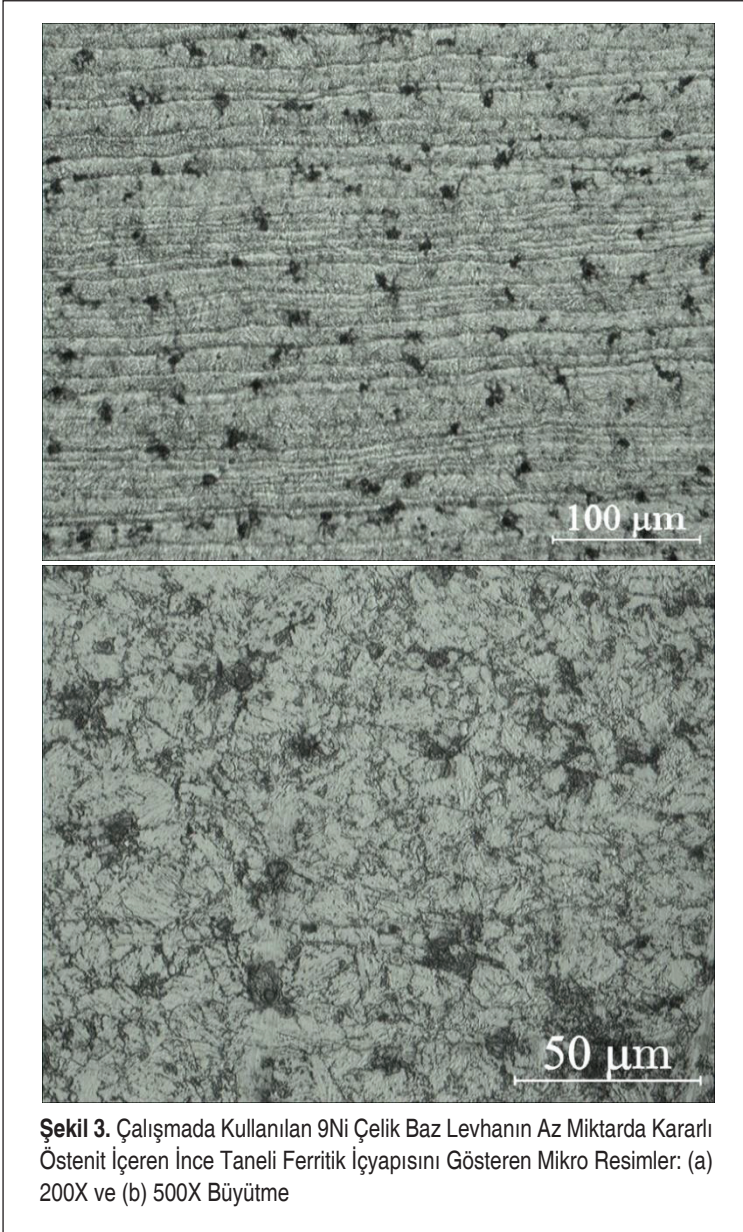
Bu çalışmada elde edilen bulgular bu bölümde iki alt başlık altında tartışılacaktır.

3.1 Mikroyapı

Bu çalışmada kullanılan 10 mm kalınlığındaki %9 Ni içerikli düşük alaşımlı kriyojenik çelik baz levhanın içyapısı Şekil 3'te verilmektedir. Şekilden görüleceği üzere baz levha tane sınırlarında az miktarda kalıntı (kararlı) östenit ve karbür çökeltileri içeren ince taneli ferritik bir içyapıya sahiptir. Bu çeliğin mükemmel düşük sıcaklık darbe direnci bu az miktarda kararlı östenit ihtiva eden ince taneli Ni-içerikli ferritik yapısından kaynaklanmaktadır.

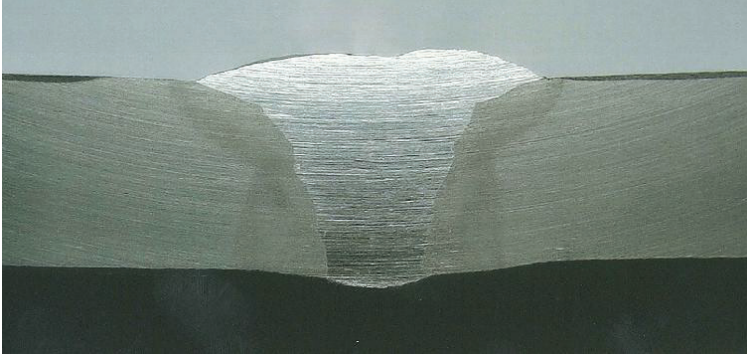
Şekil 4'te de bu çalışmada elde edilen kaynaklı bağlantının kaynak kesitini gösteren bir makro resim verilmektedir. Bu makro resimden açıkça görüleceği üzere kaynaklı bağlantının kaynak profili oldukça iyidir ve kaynak bölgesinde porozite, çatlak vb. herhangi bir kaynak süreksizliği gözlenmemiştir. Bu da kaynaklı bağlantının kaynak kalitesinin tatminkar olduğunu göstermektedir. Kaynaklı bağlantının ergime bölgesi ve kaynak dikişi ile baz levha arasındaki ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) Şekil 5'te gösterilmektedir.

Bağlantının kaynak dikişinde içyapının oldukça heterojen bir dendritik döküm yapısı gözlenmiştir (Şekil 6). Kaynak dikişinin yüzeye yakın kısmında (kapak pasosu ve altındaki dolgu pasosu bölgesinde) tipik bir dendritik içyapı bulunmaktadır (Şekil 6a). Kaynak dikişinin orta kısmında ve alt bölgedeki kök pasosuna karşılık gelen bölgede yine dendritik yapı vardır. Ancak, bu bölgelerde uzun dendritik yapı yerine kısa aralıklı ve daha iri taneli dendritik bir yapı görülmüştür (Şekil 6b). Bunun nedeni kök pasosu ve ara paso bölgelerindeki bir sonraki kaynak pasosu esnasında uygulanan ekstra ısıtma olduğu düşünülmektedir.

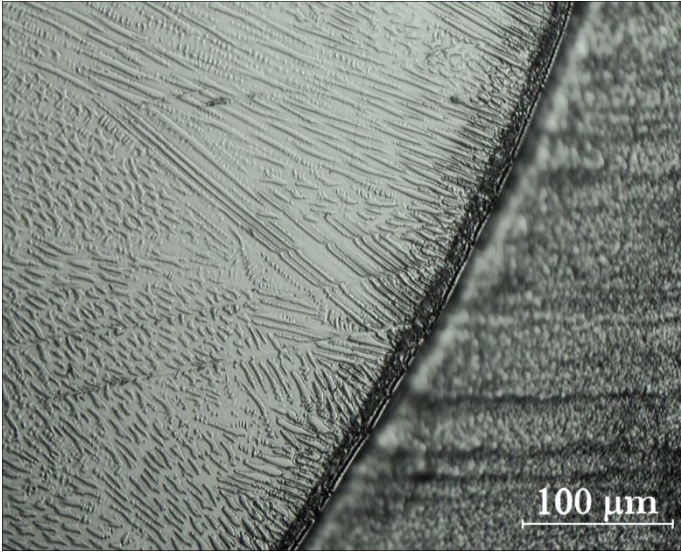


Şekil 3. Çalışmada Kullanılan 9Ni Çelik Baz Levhanın Az Miktarda Kararlı Östenit İçeren İnce Taneli Ferritik İyçyapısını Gösteren Mikro Resimler: (a) 200X ve (b) 500X Büyütme

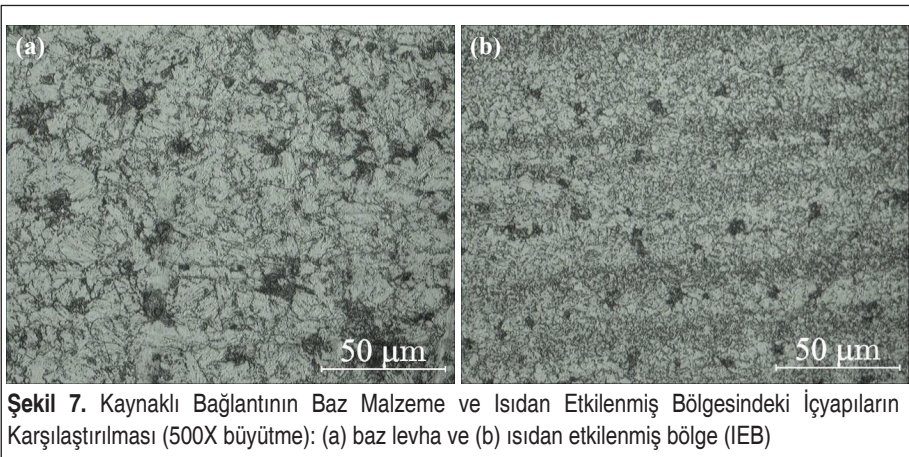
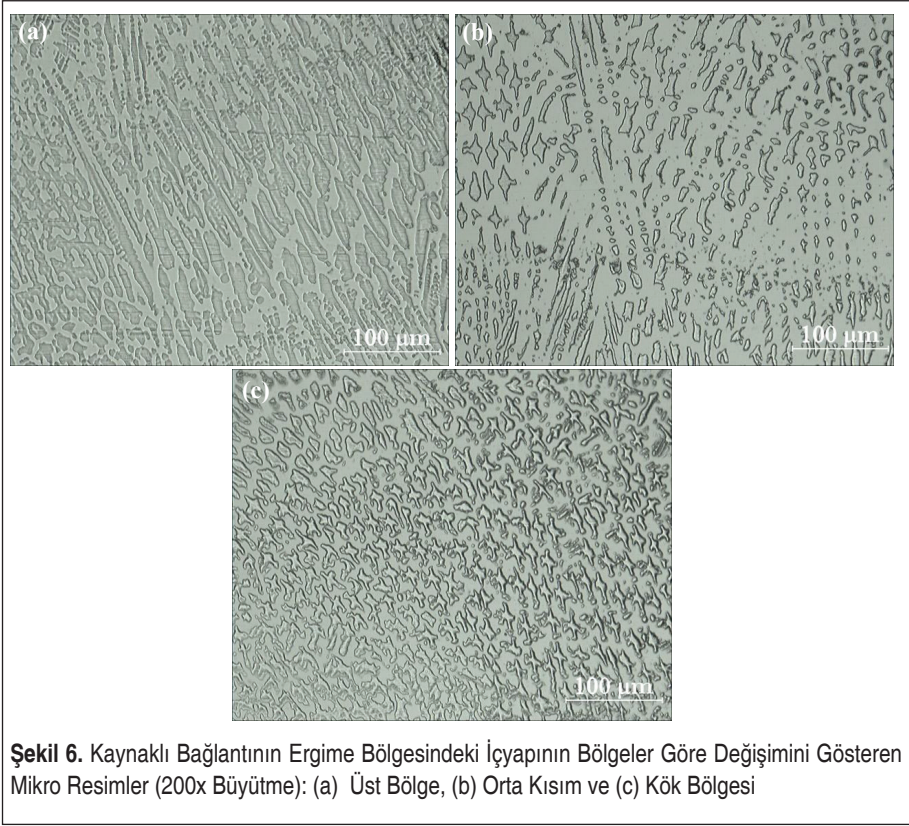
Şekil 7’de de ısdan etkilenmiş bölgedeki iyçyapı ile baz levha iyçyapısı mukayese edilmektedir. Şekilden de açıkça görüleceği üzere, ısdan etkilenen bölgede (IEB) yeniden kristalleşme gerçekleşmiş olup, bu bölgede oluşan iyçyapı baz levha iyçyapısından çok daha ince tanelidir.



Şekil 4. Elde Edilen Kaynaklı Bağlantının Kesitini Gösteren Makro Resim (levha kalınlığı: 10 mm)



Şekil 5. Kaynaklı Bağlantının Ergime Bölgesi ve Isıdan Etkilenmiş Bölge Arasındaki Geçiş Bölgesini Gösteren Mikro Resim (200X büyütme)



3.2 Mekanik Özellikler

Tablo 3'te kaynak bağlantının kesitinde Şekil 2'de gösterilen noktalarda yapılan mikrosertlik ölçümleri ile edilen sertlik değerleri ve bu sertlik değerleri kullanılarak hesaplanan baz levha, IEB ve kaynak dikişi bölgelerinin ortalama sertlik değerleri verilmektedir. Bu tablodan da görüleceği üzere, kaynak dikişinin sertlik değeri baz levha sertliğine oldukça yakın fakat biraz altında kalmıştır. Diğer taraftan, IEB'de sertlikte baz malzeme sertlik değerine oranla belirgin bir artış söz konusudur.

Tablo 3. Metalografi Numunesi Üzerinde Kaynak Kesitinde Şekil 2'de Gösterilen Noktalarda Yapılan Mikrosertlik Ölçümleri ile Edilen Sertlik Değerleri ve Bu Ölçümlerden Hesaplanan Baz Levha, IEB ve Kaynak Dikişi Bölgelerinin Ortalama Sertlik Değerleri

	Baz Malzeme (BM)	Kaynak Dikişi (KD)	Isıdan Etkilenmiş Bölge (IEB)
Mikrosertlik (HV10)			302; 279; 286
		243; 234; 238	247; 232; 241
	242; 238; 240	243; 230; 234	237; 236; 235
	242; 240; 246	238; 234; 236	275; 260; 256
	(Ort.: 241)	(Ort.: 237)	236; 243; 245
			231; 230; 233
			(Ort.: 250)

Baz levha ve kaynaklı bağlantıdan çıkarılan çekme numunelerinden elde edilen çekme deneyi sonuçları Tablo 4'te özetlenmektedir. Tüm kaynaklı bağlantı numuneleri, Şekil 8'den görüleceği üzere, kaynak bölgesinden dışında IEB ile baz levha arasındaki geçiş bölgesinden kopmuştur. Bu da kaynak kalitesinin oldukça iyi olduğunu ve kaynak bölgesinde herhangi bir kusur olmadığını göstermekte olup, bu sonuç içyapı incelemeleri ve sertlik profilleri ile uyumludur. Ayrıca, çizelgeden görüleceği üzere kay-

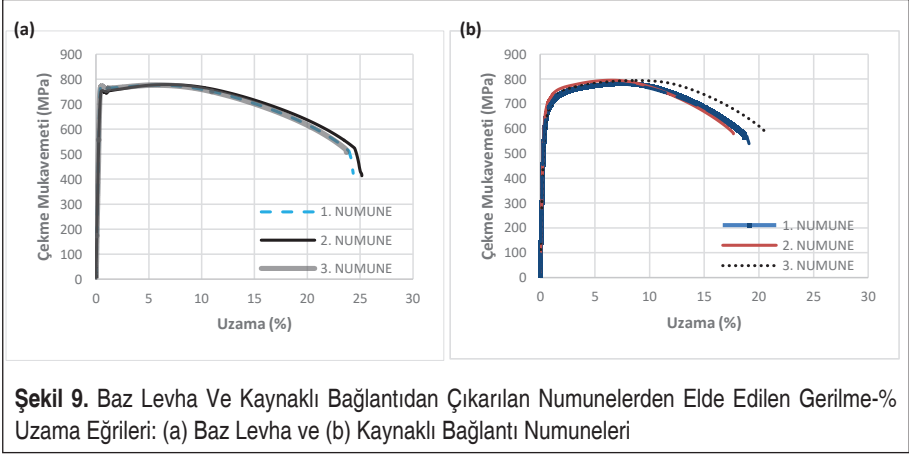
Tablo 4. Çekme Deneyi Sonuçları

Numune	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Uzama (%)	Mukavemet Performansı (%)	Akma Performansı (%)
Baz Levha	774; 752; 771 (766)	777; 778; 778 (778)	24; 25; 24 (24)	--	--
Kaynaklı Numune	650; 673; 627 642 (648)	781; 795; 793; 780 (787)	19; 21; 18 19 (19)	101	79

naklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme mukavemeti baz levha numunelerinin gösterdiği çekme mukavemetinin biraz üzerinde olup, kaynaklı bağlantı numunelerinin gösterdiği mukavemet cinsinden kaynak performansı değerleri %101 civarındadır. Bu da kaynak bölgesinde herhangi bir mukavemet kaybı olmadığını göstermektedir. Bu durum, Şekil 9'da verilen baz levha ve kaynaklı bağlantı numunelerinden elde edilen gerilme-% uzama eğrilerinden de açıkça görülmektedir. Benzer veya daha yüksek kaynak performansı değerleri lazer kaynaklı östenitik paslanmaz çeliklerde [28,35] ve hatta sürtünme karıştırma kaynaklı çelik bağlantılarda kaynak dikişinde sertlik artışının daha yüksek olması sonucu çok daha yüksek kaynak performansı değerleri rapor edilmiştir [27,29-34]. Diğer taraftan, Tablo 4'ten görüleceği üzere kaynaklı bağlantı numuneleri baz levhadan daha düşük akma gerilmesi göstermişlerdir. Ayrıca, Şekil 9'dan görüleceği üzere baz levha numuneleri belirgin akma mukavemeti gösterirken kaynaklı numunelerde belirgin bir akma mukavemeti değeri söz konusu olmayıp % 0,2 akma gerilmesi değerleri belirlenmiştir. Ek olarak, kaynaklı bağlantı numuneleri baz levha numunelerinden yaklaşık %5 civarında daha düşük % uzama değerleri



Şekil 8. Kaynaklı Bağlantıdan Çıkarılan Kaynağa Dik Çekme Deneyi Numunelerinde Kırılmanın Kaynak Dikişi Dışında Gerçekleştiğini Gösteren Makro Resimler



göstermiştir. Bu kaynaklı bağlantı numunelerinin homojen olmamasından ve kaynak bölgesinde özellikle IEB’de sertlik artışı sonucu kaynak bölgesinin deney sonuna kadar elastik bölgede kalması (diğer bir ifadeyle plastik şekil değiştirmemesi) sonucu % uzamaya katkıda bulunmamasından kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla, kaynaklı bağlantının süneklik performansı % 80 civarında tespit edilmiştir. Bu durum, diğer bir deyişe düşük süneklik performansı, kaynak bölgesinde mukavemet artışı olan (strength overmatching) kaynaklı bağlantılarda normal bir durumdur [27-35]. Ayrıca, kaynak bölgesinde mukavemet düşüşü olması sonucu sadece kaynak bölgesinin plastik şekil değiştirdiği yüksek mukavemetli Al-alajını kaynaklı bağlantılarda [19-23,36-39] ve difüzyon kaynaklı farklı malzemelerin kaynağında [40,41] genellikle daha da düşük süneklik performansı değerleri gözlenmektedir.

Bunlara ilaveten, kaynaklı bağlantıdan çıkarılan hem yüzey bükme hem de kök bükme deneyinde herhangi bir çatlama gözlenmemiş olup, bu durum da kaynak kalitesinin arzu edilen düzeyde olduğunu göstermektedir. Ayrıca, hem kaynaklı bağlantı numuneleri hem de baz levha numunelerinin -196 °C sıcaklıktaki Charpy darbe deneyi sonuçları Tablo 5’te özetlenmiştir. Bu tablodan da görüleceği üzere baz levhanın -196 °C’deki darbe enerjisi yaklaşık 180 J (3,0 J/mm²) iken kaynaklı bağlantıdan çıkarılan

Tablo 5. -196 °C’deki Charpy Çentikli Darbe Deneyi Sonuçları (Numune boyutları: 7,5x10x55 mm)

Numune	Kırılma Tokluğu (J)	Ortalama (J)
Baz levha	180,4; 183,0; 176,2	179,87
Kaynak dikişi	89,2; 114,5; 94,7	99,47
Isıdan etkilenmiş bölge (IEB)	61,8; 64,5; 64,5	63,60



numuneler aynı sıcaklıkta daha düşük tokluk değerleri göstermiştir. Çentiğin kaynak merkezinde olduğu kaynaklı bağlantı numunelerden elde edilen ortalama 100 J (1,66 J/mm²) civarında iken çentiğin IEB’de olduğu numuneler en düşük darbe enerjisi göstermişlerdir. IEB çentikli numunelerin gösterdiği ortalama kırılma enerjisi yaklaşık 64 J (1,06 J/mm²)’dür. Giriş bölümünde bahsedildiği gibi, LNG depolama tankı için belirtilen minimum Charpy darbe enerjisinin -193 °C’de 0,75 J/mm²’den az olmaması gerekmektedir [11]. Bu çalışmada elde edilen kaynaklı bağlantının kırılma tokluğu bu limitin oldukça üzerinde olup, kabul edilebilir düzeydedir.

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada, 10 mm kalınlığındaki su verilmiş ve temperlenmiş %9 Ni içerikli kriyojenik çelik levhalar GTAK yöntemi ile 1.2 mm çapında Ni-alaşımı bir dolgu teli (ER307) kullanılarak altı pasoda başarılı bir şekilde kaynak edilmiştir. Bu çalışma sonucu elde edilen sonuçlar şu şekilde özetlenebilir:

- Elde edilen kaynaklı bağlantının profili oldukça iyi olup, porozite veya çatlak oluşumu gibi herhangi bir kaynak süreksizliği tespit edilmemiştir.
- Kaynaklı bağlantının ergime bölgesinde (EB) dendritik bir mikro yapı oluşmuştur. Ancak, çok pasolu kaynak sırasında malzemenin farklı bölgelerde farklı ısı girdilerine maruz kalması nedeniyle ergime bölgesinde oluşan mikro yapı oldukça heterojendir. Kaynak dikişinin yüzeye yakın kısmında (kapak pasosu ve altındaki dolgu pasosu bölgesinde) tipik bir dendritik bir iyapı gözlenirken, orta kısmında ve alt bölgedeki kök pasosuna karşılık gelen bölgede yine dendritik yapı vardır, ancak bu bölgelerde uzun dendritik yapı yerine kısa aralıklı ve daha iri taneli dentritik bir yapı görülmüştür.
- Isıdan etkilenen bölgede kaynak esnasında parçaya uygulanan ısı girdisi sonucu yeniden kristalleşme meydana gelmiş ve yeniden kristalleşme neticesinde oluşan yapı baz levha iyapısından daha ince tanelidir.
- Kaynak dikişinin tamamında sertlik baz levha sertliğine çok yakın fakat biraz düşüktür. Diğer taraftan, ergime bölgesinde genel olarak sertlik düşüşü söz konusu olmakla birlikte sertlik değerlerinin baz levha sertlik değerlerine oldukça yakın olduğu gözlenmiştir. Diğer taraftan, IEB’de genel olarak bir sertlik artışı söz konusudur. Ancak, bu sertlik artışı kaynak dikişinin son dolgu pasosu ve kapak pasosuna karşılık gelen üst bölgesinin sağında ve solundaki IEB’lerde çok daha belirgindir.
- Kaynaklı bağlantıdan çıkarılan tüm enine çekme test numuneleri kaynak bölgesinden uzakta IEB ile baz levha arasındaki geçiş bölgesinden kopmuştur. Kaynaklı numunelerin tamamı baz levha numunelerinden daha yüksek bir çekme mukavemeti sergilemiş olup, bağlantının mukavemet performansı yaklaşık %101’dir. Diğer taraftan, çekme numunelerinin homojen olmaması ve kaynak bölgesinde (özellikle



IEB’de) mukavemetin baz plakadan yüksek olması nedeniyle bu bölgeler test esnasında elastik bölgede kalmakta, toplam uzamaya katkı sağlamamaktadır. Bunun sonucu, numunedeki uzamanın sadece baz levha kısımlarında meydana gelmesi nedeniyle, süneklik performansı düşük olup, yaklaşık %80 olarak belirlenmiştir.

- Bağlantıdan çıkarılan hem yüzey hem de kök bükme numunelerinde çatlama gerçekleşmemiştir. Bu da kaynak kalitesinin makul olduğunu göstermektedir.
- Son olarak, kaynaklı bağlantı numunelerinden (hem kaynak merkezinde çentikli hem de IEB’de çentikli numunelerden) -196 °C sıcaklıkta elde edilen ortalama darbe enerjileri baz levhadan daha düşüktür. IEB’de çentikli numuneler ortalama 64 J (1,06 J/mm²) civarında en düşük kırılma tokluğunu göstermişler, ancak bu değer LNG depolama tankları için gereken minimum darbe enerjisinin oldukça üzerindedir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma, TEKFEN İmalat ve Mühendislik A. Ş. tarafından yürütülen 3191473 nolu ‘9 Nikelli Malzeme ile Depolama Tankının Geliştirilmesi’ başlıklı TÜBİTAK-TEY-DEB projesi kapsamında yapılmıştır. Bu çalışmanın yürütülmesi için yapmış olduğu finansal destek dolayısıyla TÜBİTAK’a (Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu’na) ve TEKFEN İmalat ve Mühendislik A. Ş. Genel Müdürü Sayın Ali Malik ARUN’a ve Genel Md. Yrd. Sayın Mehmet Emin BİLGİN’e teşekkür ederiz. Ayrıca, bu çalışma kapsamında gerçekleştirilen metalografi çalışmaları, mikrosertlik ölçümleri ve mekanik testlerin (çekme ve bükme deneyleri) yapılmasındaki desteklerinden dolayı NOKSEL Çelik Boru Sanayi A.Ş., İskenderun’dan Sedat UYSAL’a (Fabrika Müdürü) ve Tuğrul YAZGAN’a da teşekkürü bir borç biliriz.

KAYNAKÇA

1. **Park, J.Y., Lee, J.M., Kim, M.H.** 2016. “An investigation of the mechanical properties of a weldment of 7% nickel alloy steels”, *Metals*, 6(285), pp. 1-10.
2. **Hany, S., Duponchel, B., Poupin, C., Abou Kais, A., Dewael, D., Vogt J.B., Bouquelrel, J., Kacem, H., Mouftiez, A., Hariri, S., Milochova, M., Bychkov, E., Abi Aad, E.** 2014. “Microstructural and mechanical properties of 9%Ni steels used for the construction of LNG storage tanks”, *Advanced Materials Research*, 936, pp. 1953-1957.
3. **Kumar, S., Kwo, H.T., Choi, K.H., Lim, W., Cho, J.H., Tak, K., Moon, I.** 2011. “LNG: An eco-friendly cryogenic fuel for sustainable development”, *Applied Energy*, 88, pp. 4264-4273.
4. **Shin, H.S., Lee, H.M., Kim, M.S.** 2000. “Impact tensile behaviors of 9% nickel steel at low temperature”, *International Journal of Impact Engineering*, 24, pp. 571-581.



5. **Hoshino, M., Saitoh, N., Muraoka, H., Saeki, O.** 2004. "Development of super-9% Ni steel plates with superior low-temperature toughness for LNG storage tanks", *Shinnittetsu Giho*, 90, pp. 17-20.
6. **Mu, W., Li, Y., Cai, Y., Wang, M.** 2018. "Cryogenic fracture toughness of 9% Ni steel flux cored arc welds", *J. Mater Process Technol.*, 252, pp. 804-812.
7. **El-Batahgy, A.M., Gumenyuk, A., Gook, S., Rethmeier, M.** 2018. "Comparison between GTA and laser beam welding of 9%Ni steel for critical cryogenic applications", *J. Mater. Process. Technol.*, 261, pp. 193-201.
8. **Yoon, Y.K., Kim, J.H., Shim, K.T.** 2012. "Mechanical characteristics of 9% Ni steel welded joint for LNG storage tank at cryogenic", *Int. J. Mod. Phys. Conf. Ser.*, 6, pp. 355-360.
9. **Khourshid, A.F.M., Ghanem, M.A.A.** 2013. "The influence of welding conditions on mechanical properties of 9% Ni steel welded joints of liquefied natural gas tank", *Int. J. Eng. Sci.*, 2(1), pp. 179-185.
10. **Mu, W., Cai, Y., Wang, M., Hua, X.** 2020. "Microstructure characteristics and properties of fusion boundary in 9%Ni steel joint filled with Ni-based alloy", *Materials Characterization*, 165, 110390.
11. **Ohkita, S.** 2003. "Control of strength and toughness in weld metals", *Weld. Int.*, 17(9), pp. 693-698.
12. **Kim, Y.K., Kim, Y.W., Kim, J.H.** 2014. "Welding residual stress and strength of thick 9% nickel steel plate", *J. Kor. Soc. Power Syst. Eng.*, 18, pp. 85-90.
13. **Arivazhagan, B., Vasudevan, M.J.** 2015. "Studies on A-TIG welding of 2.25Cr-1Mo (P22) steel", *J. Manuf. Process.*, 18, pp. 55-59.
14. **Kim, S.H., Kang, C.Y., Bang, K.S.** 2001. "Weld metal impact toughness of electron beam welded 9% Ni steel", *J. Mater. Sci.*, 36, pp. 1197-1200.
15. **Khodir, S., Shibayanagi, T., Takahashi, M., Abdel-Aleem, H., Ikeuchi, K.** 2014. "Microstructural evolution and mechanical properties of high strength 3-9% Ni-steel alloys weld metals produced by electron beam welding", *Mater. Des.*, 60, pp. 391-400.
16. **Wu, Y., Cai, Y., Sun, D., Zhu, J., Wu, Y.** 2015. "Microstructure and properties of high-power laser welding of SUS304 to SA553 for cryogenic applications", *J. Mater. Process. Technol.*, 225, pp. 56-66.
17. **Huang, Z., Cai, Y., Mu, W., Li, Y., Hua, X.** 2018. "Effects of laser energy allocation on weld formation of 9% Ni steel made by narrow gap laser welding filled with nickel based alloy", *Journal of Laser Applications*, 30, 032013.
18. **Xin, D., Cai, Y., Hua, X.** 2019. "Effect of preheating on microstructure and low-temperature toughness for coarse-grained heat-affected zone of 5% Ni steel joint made by laser welding", *Welding in the World*, 63, pp. 1229-1241.



19. **Heidarzadeh, A., Mironov, S., Kaibyshev, R., Çam, G., Simar, A., Gerlich, A., Khodabakhshi, F., Mostafaei, A., Field, D.P., Robson, J.D., Deschamps, A., Withers, P.J.** 2021. "Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution", *Progress in Materials Science*, 117, 100752.
20. **Çam, G., İpekoğlu, G.** 2017. "Recent developments in joining of aluminium alloys", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 91(5-8), pp. 1851-1866.
21. **Çam, G.** 2005. "Friction stir welding (FSW) - A novel welding technology developed for Al-Alloys", *Mühendis ve Makina (Engineer and Machinery)*, 46(541), pp.30-39 (in Turkish).
22. **Von Strombeck, A., Çam, G., Dos Santos, J.F., Ventzke, V., Koçak, M.** 2001. "A comparison between microstructure, properties, and toughness behavior of power beam and friction stir welds in Al-alloys", in *Proc. of the TMS 2001 Annual Meeting Aluminum, Automotive and Joining (New Orleans, Louisiana, USA, February 12-14, 2001)*, eds: S.K. Das, J.G. Kaufman, and T.J. Lienert, pub.: TMS, Warrendale, PA, USA, pp. 249-264.
23. **Çam, G., İpekoğlu, G., Serindağ, H.T.** 2014. "Effects of use of higher strength inter-layer and external cooling on properties of friction stir welded AA6061-T6 joints", *Sci. Technol. Weld. Join.*, 19(8), pp. 715-720.
24. **Küçükömeroğlu, T., Şentürk, E., Kara, L., İpekoğlu, G., Çam, G.** 2016. "Microstructural and mechanical properties of friction stir welded nickel-aluminum bronze (NAB) alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(1), 320-326.
25. **Çam, G., Mistikoğlu, S., Pakdil, M.** 2009. "Microstructural and mechanical characterization of friction stir butt joint welded 63%Cu-37%Zn brass plate", *Weld. J.*, 88(11), pp. 225-232.
26. **Çam, G., Serindağ, H.T., Çakan, A., Mistikoğlu, S., Yavuz, H.** 2008. "The effect of weld parameters on friction stir welding of brass plates", *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, 39(6), pp. 394-399.
27. **Çam, G.** 2011. Friction stir welded structural materials: Beyond Al-alloys, *Int. Mater. Rev.*, 56(1), pp. 1-48.
28. **Çam, G., Yeni, Ç., Erim, S., Ventzke, V., Koçak, M.** 1998. "Investigation into Properties of Laser Welded Similar and Dissimilar Steel Joints", *Sci. Technol. Weld. Join.*, 3(4), pp. 177-189.
29. **Çam, G., İpekoğlu, G., Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M.** 2017. "Applicability of friction stir welding to steels", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 80(2), pp. 65-85.
30. **İpekoğlu, G., Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M., Sekban, D.M., Çam, G.** 2019. "Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar St37/St52 joints", *Materials Research Express*, 6(4), 046537.



31. **Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M., İpekoğlu, G., Çam, G.** 2018. "Mechanical properties of friction stir welded St 37 and St 44 steel joints", *Materials Testing*, 60(12), pp. 1163-1170.
32. **Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M., İpekoğlu, G., Çam, G.** 2018. "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded St52 steel joints", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 25(12), pp. 1457-1464.
33. **Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M., İpekoğlu, G., Çam, G.** 2019. "Investigation of mechanical and microstructural properties of friction stir welded dual phase (DP) steel", *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 629, 012010.
34. **Çam, G., Meran, C.** 2009. "Friction stir welding of steels", *Mühendis ve Makine (Engineer and Machinery)*, 50(599), pp. 24-32 (in Turkish).
35. **Çam, G., Erim, S., Yeni, Ç., Koçak, M.** 1999. "Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints", *Welding Journal*, 78(6), pp. 193-201.
36. **Çam, G., Koçak, M.** 2007. "Microstructural and Mechanical Characterization of Electron Beam Welded Al-Alloy 7020", *J. Mater. Sci.*, 42(17), pp. 7154-7161.
37. **Çam, G., Ventzke, V., dos Santos, J.F., Koçak, M., Jennequin, G., Gonthier-Maurin, P., Penasa, M., Rivezla, C.** 1999. "Characterization of laser and electron beam welded Al-alloys", *Practical Metallography*, 36(2), pp. 59-89.
38. **Çam, G., Ventzke, V., dos Santos, J.F., Koçak, M., Jennequin, G., Gonthier-Maurin, P.** 1999. "Characterisation of electron beam welded aluminium alloys", *Science and Technology of Welding and Joining*, 4(5), pp. 317-323.
39. **İpekoğlu, G., Çam, G.** 2019. "Formation of weld defects in cold metal transfer arc welded 7075-T6 plates and its effect on joint performance", *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 629, 012007."
40. **Koçak, M., Pakdil, M., Çam, G.** 2002. "Fracture behaviour of diffusion bonded Ti-Alloys with strength mismatch", *Science and Technology of Welding and Joining*, 7(4), pp. 187-196.
41. **Çam, G., Koçak, M., Dobi, D., Heikinheimo, L., Siren, M.** 1997. "Fracture behaviour of diffusion bonded bimaterial Ti-Al joints", *Science and Technology of Welding and Joining*, 2(3), pp. 95-101.