

2205 DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİNİN HİBRİT PLAZMA ARK KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİNDE MİKROYAPI DÖNÜŞÜMLERİ

Burcu TOLUNGÜÇ*

*Atılım Üniversitesi, Metal Şekillendirme
Mükemmeliyet Merkezi
anikburcu@gmail.com*

Koray YURTIŞIK¹

Uzman

Süha TİRKEŞ¹

Dr.,

C.Hakan GÜR¹

Prof. Dr.,

Caner BATIGÜN¹

Dr.,

M. Tolga ERTÜRK¹

Arş. Gör.,

¹ *ODTÜ,*

*Kaynak Teknolojisi ve
Tahribatsız Muayene
Araştırma ve Uygulama Merkezi*

Rıza GÜRBÜZ

*Prof. Dr., ODTÜ,
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Bölümü*

ÖZET

Östenitik paslanmaz çeliklerden daha üstün mekanik özellikleri ve korozyon direnci olan dubleks paslanmaz çelikler, güç reaktörleri, açık deniz platformları, deniz taşımacılığı, petro-kimya ve rafineri tesisleri ile otomotiv endüstrisi alanlarında giderek genişleyen bir kullanım potansiyeline sahiptir. Genel anlamda çift fazlı bir karaktere sahip bu çeliklerin özellikleri ve servis ömürleri, içyapılarında mevcut olan ferrit ve östenit fazlarının oransal ve yapısal dağılımı ile ısınma ve soğuma evrelerinde oluşabilen ikincil faz ve çökeltilere bağlıdır. Bu çalışmada, tek ve çok pasolu kaynaklı birleştirmelerdeki katılaşma ve düşük sıcaklık faz dönüşümü süreçleri incelenmiş, hibrit plazma ark ve gaz metal ark kaynak yöntemleriyle elde edilen bulgular karşılaştırılmıştır. Kaynak metalindeki içyapıya bağlı olarak mekanik davranışlardaki değişimler tartışılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Dubleks paslanmaz çelikleri, hibrit plazma ark kaynağı, gaz metal ark kaynağı, ikincil östenit oluşumları, sigma fazı

Microstructural Evaluation in Duplex Stainless Steel Grade 2205 Joined by Hybrid Plasma Arc Welding

ABSTRACT

Duplex Stainless Steels offer good combination of strength and corrosion resistance compared to austenitic stainless steels, and become an alternative in many application fields, such as chemical, oil, and gas industries like pipelines and reaction vessels. The mechanical properties and service life of DSS are strongly dependent on the ferrite and austenite ratio and the formation of secondary phases and precipitates during heating and cooling periods. In the present study, solidification and low temperature phase transformations during single and multi pass welding via Hybrid plasma arc (HPA) and gas metal arc (GMA) welding techniques. Depending on differences in the microstructure of the weld metal, mechanical behaviour changes were discussed.

Keywords : Duplex stainless steels, hybrid plasma arc welding, gas metal arc welding, austenite reformation, sigma phase

* İletişim Yazarı

Geliş tarihi : 05.12.2011
Kabul tarihi : 24.12.2011

1. GİRİŞ

Yaklaşık eşit oranlarda ferrit ve östenit fazlarından oluşan dubleks paslanmaz çelikler (DPÇ), oldukça iyi mekanik özellikler ve yüksek korozyon direnci göstermektedirler. Ferrit fazı malzemeye yüksek mukavemet ve çukurcu korozyon direnci, östenit fazı ise süneklik ve genel korozyon direnci kazandırmaktadır. Bu iki fazın ideal oran ve dağılımı malzemede yüksek darbe tokluğu olarak kendini göstermektedir. Dubleks paslanmaz çelikler, kimya, petro-kimya, nükleer, gıda, ilaç, deniz vb. gibi birçok sanayi alanında üstün özellikleri nedeniyle östenitik paslanmaz çeliklerin yerini almaktadır [1-4].

Yüksek miktardaki alaşım elementleri nedeniyle dubleks paslanmaz çeliklerde, karmaşık faz dönüşüm mekanizmaları aktif hâle gelmektedir. 600-1200°C aralığında çözünen ferrit fazından östenitin yanı sıra çökelti ve intermetalik bileşikler oluşmaktadır. Bunlara 700-900°C aralığında çökelen altıgen yapılu nitrürler (Cr₂N), 475°C gevrekleşmesi, sigma (650-950°C) ve chi intermetalik bileşiklerin oluşumları örnek gösterilebilir. Bu oluşumlar malzemede gevrekliğe sebebiyet vermektedir. Faz dönüşümleri ve çökelti, malzemenin tokluğunun azalmasına ve korozyon direncinde kayıplara neden olabilmektedir [5,6].

Kaynak işlemi, imalat ve montaj süreçlerinde önemli bir birleştirme metodudur. DPÇ'lerin kaynakla birleştirilmesinde geleneksel ark kaynak yöntemleri uygun parametre kümeleri ile uygulanabilmektedir. Fakat kaynaklı birleştirme esnasında DPÇ'lerin birçok ısıl döngüye maruz kalması nedeniyle gerçekleşen faz dönüşümleri, delta ferrit miktarının değişmesine neden olmaktadır. Bu durum en çok ısıdan etkilenmiş bölgede sorun teşkil etmektedir. Tokluk ve korozyon direnci özelliklerinin korunabilmesi, ısı girdisi,

Plazma Ark Kaynağı (HPAK) ile elde edilen tek pasolu birleştirmelerle, aynı kalınlıktaki plakalarda çok pasolu Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK) uygulamaları metalurjik ve mekanik özellikler açısından karşılaştırılmıştır. Eritme tekniği ve paso sayısına bağlı olarak farklı ısı girdilerinin özelliklerle ısıdan etkilenmiş ve erime bölgelerindeki östenit/ferrit oranları üzerindeki etkileri deneysel olarak incelenmiştir. Farklı ısı girdileri, pasolar arası sıcaklık değerleri ve bunlara ilişkin soğuma hızlarından oluşan parametre setleri deneyerek, kaynaklı birleştirme esnasında meydana gelen içyapı değişiklikleri incelenmiş ve ana malzemenin içyapısıyla karşılaştırılmıştır. Ayrıca, faz dönüşümleri ile mekanik davranışlar arasındaki ilişki analiz edilmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

ASTM A 240 2205 (UNS S32205) ve EN 10088-2 X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) standartlarıyla tanımlı 8 mm dubleks paslanmaz çelik plakalarla çalışılmıştır. Ana malzemenin ve tel elektrodun karakterizasyonuna yönelik olarak kimyasal analiz (Tablo 1), EN 10045-1'e göre çentik darbe testleri ve ISO 6507-1'e göre sertlik ölçümleri (Tablo 2), metalografi ve X-ışını analizleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 1).

50x100 mm ebatlarında kesilmiş plaka formundaki numuneler, kaynak ağız hazırlıklarını takiben Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK) ve Hibrit Plazma Ark Kaynağı (HPAK) yöntemleriyle birleştirilmiştir. Kaynak ağız geometrileri Şekil 2'de gösterilmiştir. Uygulanan kaynak parametreleriyle bunlara karşılık gelen ölçülmüş soğuma süreleri ve hesaplanmış ısı girdileri Tablo 3'te verilmiştir. Kaynak çalışmalarında ISO 14343'te tanımlı 2209 sınıfı 1.2 mm çapında tel elektrot kullanılmıştır.

Malzeme kalınlık kesitinde hazırlanmış numuneler zımpara ve

Tablo 1. Ana Malzeme ve Dolgu Malzemesinin Kimyasal Bileşimleri

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%N	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu
Ana malzeme	.022	1.32	.390	.004	.005	.190	23.21	4.96	3.02	.246	.136
Tel elektrod	.012	1.57	.420	.007	.002	.150	23.10	8.84	3.21	.312	.158

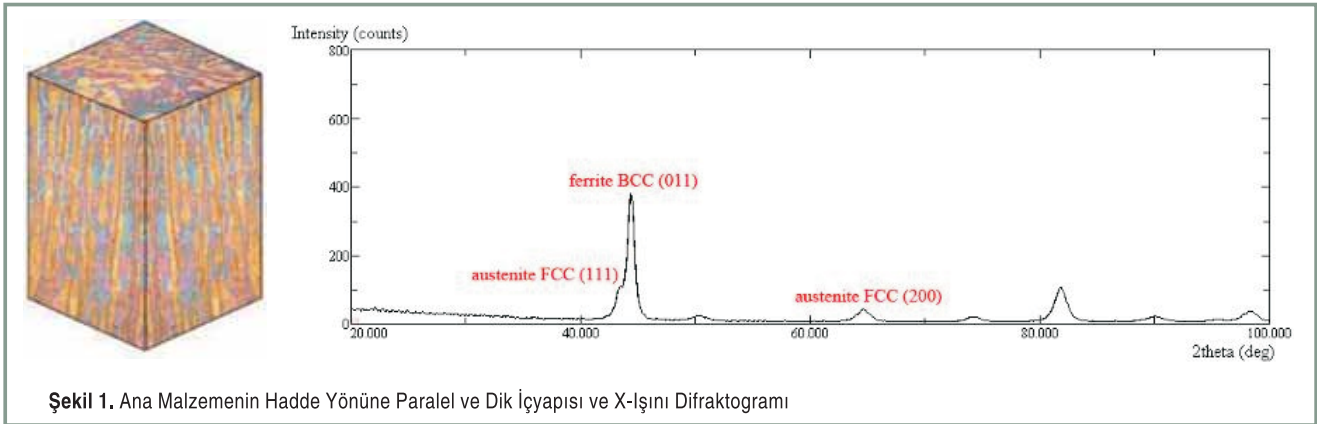
pasolar arası sıcaklık ve kaynak dikişi genişliği gibi parametrelerin uygun seçilmesiyle sağlanan kontrollü soğuma ve tavlama süreçlerine bağlıdır. Östenit oluşumu arttırıldığında sigma ve chi çökeltmelerinin azaldığı gözlemlenmiştir [7]. Buna ek olarak, kaynak metali ve ana malzemede Cr₂₃C₆ karbürlerinin de çökeldiği gözlemlenmiştir. Tane sınırlarında meydana gelen Cr₂₃C₆ çökeltilerinin sigma çökeltileriyle aynı olumsuz etkileri yarattığı kaydedilmiştir [8,9].

Standart DPÇ sınıfları 15 yıldan fazla bir zamandır çalışmalara konu olmaktadır. Bu çalışmada, 2205 DP çeliklerinde anahtar deliği tekniği ile gaz-altı ark ergitme tekniğini birleştiren ve ileri bir kaynak yöntemi olan Hibrit

Tablo 2. Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin Ergime Çizgisi Eksenli Oda Sıcaklığı Çentik Darbe Tokluğu Değerleri, Ölçülen En Yüksek Sertlik Değerleri ve Sertlik Profillerine Göre IEB Genişlikleri

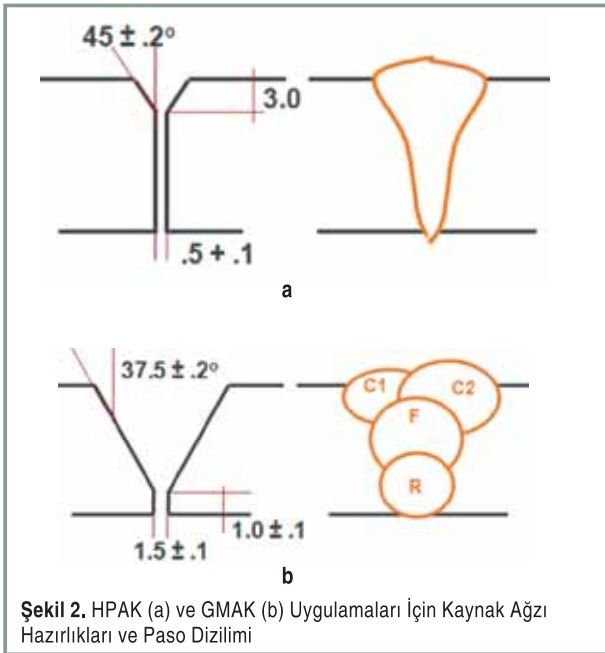
	J/cm ²	HV0.1	IEB (mm)
Ana Malzeme	220, - 4	250 - 255	-
HPAK	139, + 9	278	1.5-2.0
GMAK	67, - 6	270	3.0-3.5

parlatma işlemlerinin ardından Beraha II ve Viella çözümleriyle dağlanmış, kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) içyapıları değerlendirilmiştir. Numunelerin kapak tarafında, malzeme yüzeyinin 2 mm altında mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Ergime çizgileri merkezlenerek çentik



Tablo 3. Kaynak Parametreleri, Ölçülen 1200 – 500°C Aralığı Soğuma Süreleri ve Hesaplanan Isı Girdileri

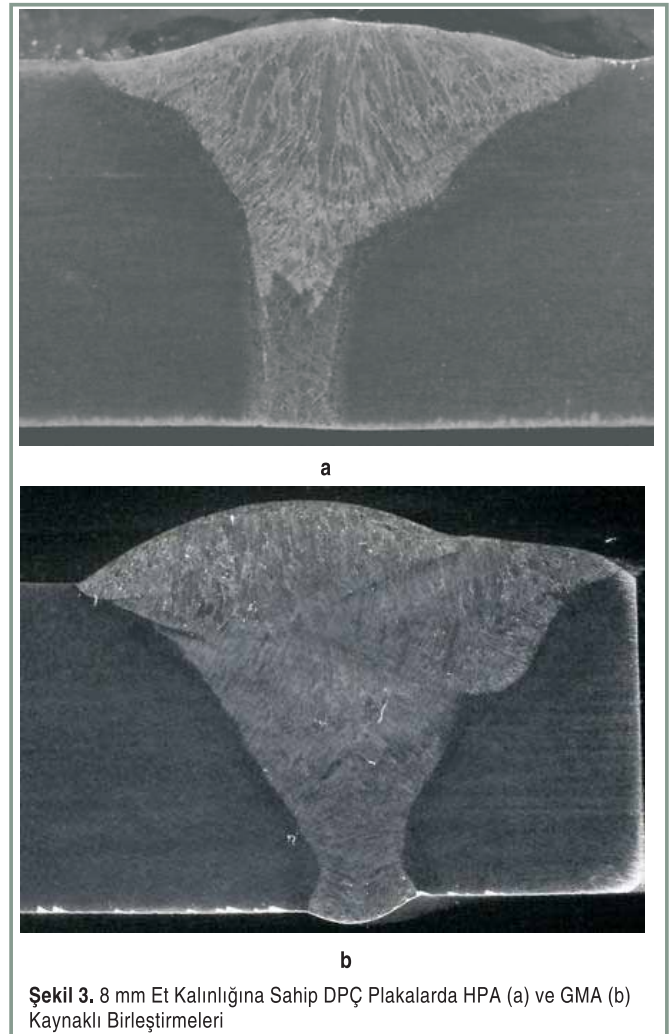
Yöntem	I _G , A	I _P , A	U, V	Hız, cm/dk	Paso sayısı	H, kJ/mm	Δt _{12/5} , s
GMAK	185-190	-	24-25	30-40	4	3.06	8.82
HPAK	195-205	180	22-23	35-40	1	1.14	3.66

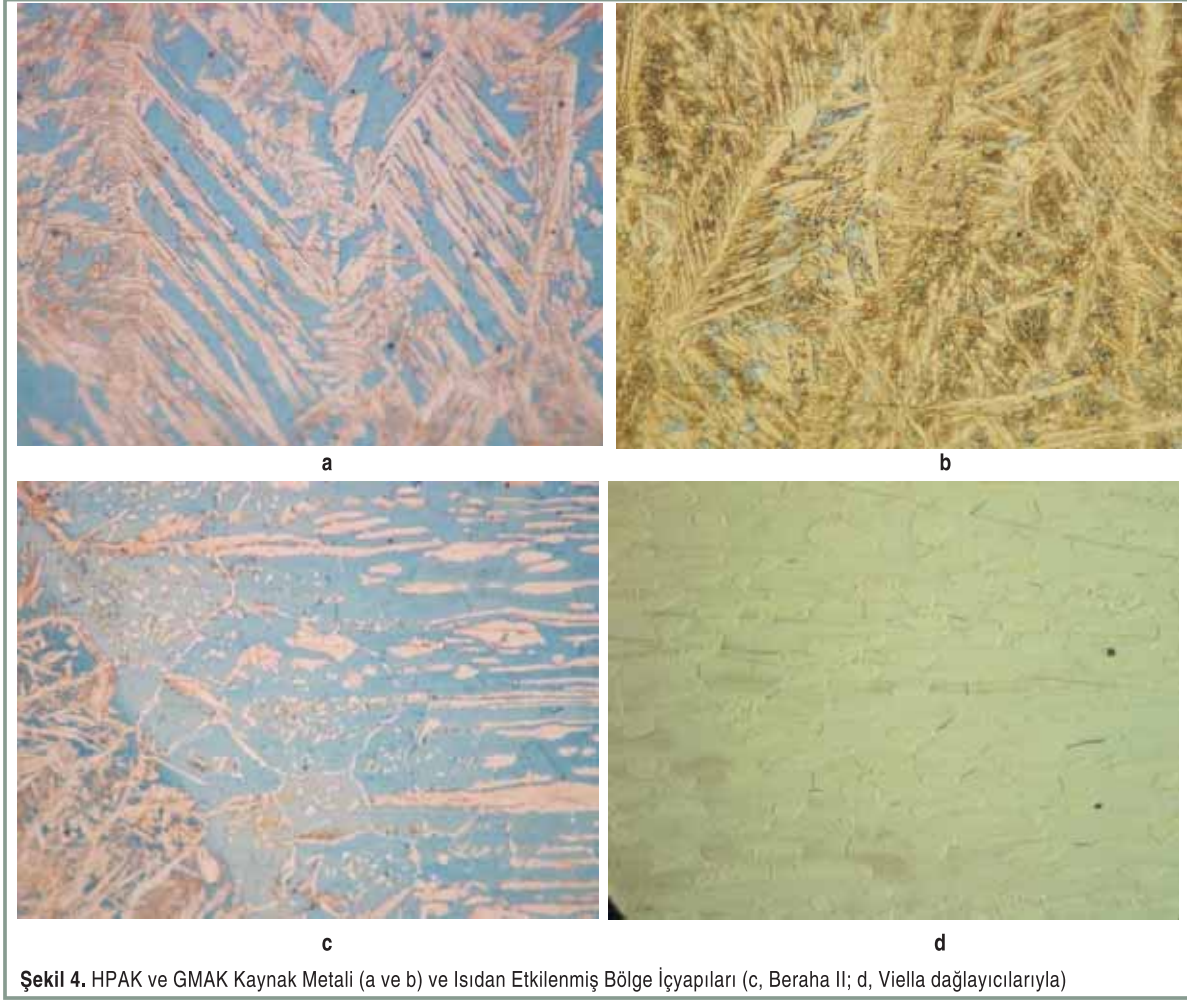


darbe testlerine yönelik numuneler hazırlanmış ve test edilmişlerdir.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Kaynaklı birleştirmelerin makro görüntüleri Şekil 3'te gösterilmektedir. 8 mm plaka kalınlığında HPAK ile tek pasolu ve tam nüfuziyetli kaynak elde edilirken, DPÇ için tavsiye edilen ısı girdisi sınırı olan 1.7 kJ/mm değerinin altında kalabilmek için, aynı kalınlık bir plazma ark kaynağı olmak üzere 4 pasoda GMAK yöntemiyle kaynaklanmıştır.





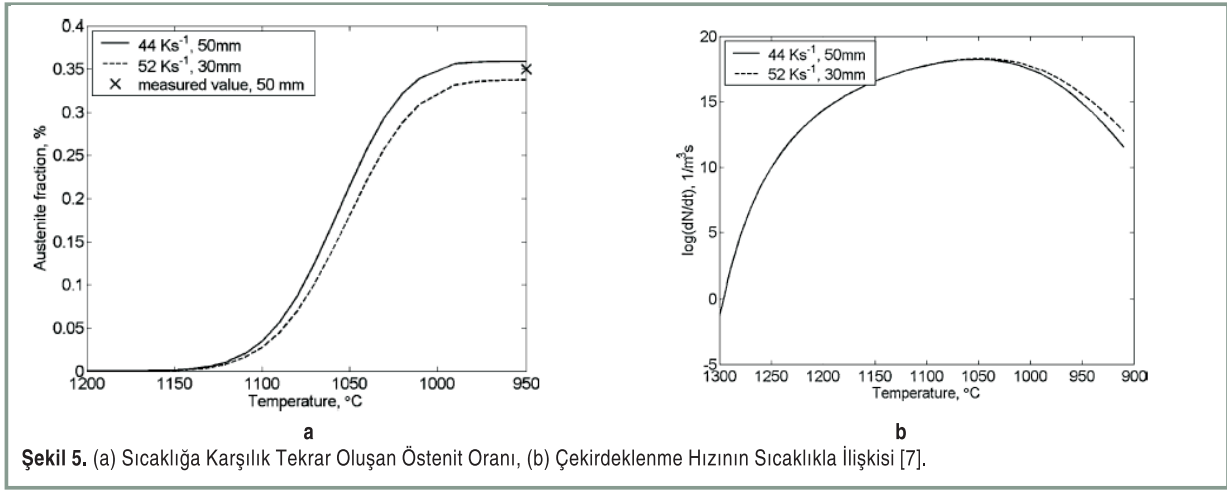
Şekil 4. HPAK ve GMAK Kaynak Metali (a ve b) ve Isıdan Etkilenmiş Bölge İyapıları (c, Beraha II; d, Viella dağlayıcılarıyla)

Kaynaklı birleştirmelerden alınan numunelerde ana malzeme, ısıdan etkilenmiş bölge ve erime bölgesine ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 4'te gösterilmektedir. Kaynak metali yapıları (Şekil 4(a) ve (b)) ferrit matrisi içinde dentrit aralarında allotromorf ve bunlara bağlı Widmanstätten plakaları halinde östenitten oluşmaktadır. Isıdan etkilenmiş bölge, aşırı ısınmış ve tavllanmış bölgeler olarak ikiye ayrılabilir. Şekil 4 (c)'de görüldüğü gibi, aşırı ısınmış bölge, erimiş ve kısmi tavllanmış bölgelerden, daha düşük östenit ve dolayısıyla yüksek ferrit oranı ile ayırt edilebilir. Bu oluşumun temel nedeni, kaynak işlemi sırasında malzemenin oldukça yüksek tepe ısısına maruz kalmasıdır. Bu bölgede ısıtma esnasında yapı tamamıyla ferrite dönüşmekte ve soğumayla birlikte östenit taneleri tekrar oluşmaktadır. Ancak, kaynak ısı döngüleri esnasında kromun ferritten difüzyonu için yeterli zaman olmadığından, bu dönüşüm tamamlanamamaktadır. Isıdan etkilenmiş bölgenin, kısmi tavllanmış alanı ise ana malzemeye nazaran fark edilir tane büyüklükleriyle kendini göstermektedir. Kaynak esnasında bu kısım çift fazlı bölgeye kadar ısınmaktadır. Soğuma sırasında ferritin büyük bir bölümü östenite dönüşmektedir. Optik mikroskop

görüntülerinden de rahatça görülebildiği gibi, erime bölgelerine kıyasla daha yavaş soğuma hızlarının aktif olduğu kaynak metalinin merkezi, oldukça yüksek oranlarda östenit içermektedir. Buna karşılık ısıdan etkilenmiş bölgenin, aşırı ısınmış kısımlarında ise delta ferrit oranının yüksek olduğu gözlemlenmiştir.

Dubleks paslanmaz çeliklerde soğumayla birlikte önce ferrit fazı oluşmakta, düşük sıcaklıklara inildiğinde ise katı-katı dönüşümüyle ferrit fazından östenit çökelmektedir. Östenit-ferrit oranı 1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda belirlenmektedir. Bu malzemelerde, %50-60 oranlarında östenit oluşması istenir. HPA ve GMA kaynak metalleri karşılaştırıldığında, ısı girdisi ve soğuma sürelerine bağlı olarak HPA'da östenit oranının daha düşük kaldığı gözlemlenmiştir. Yapılan örneklemelerde HPA kaynak metali içinde ferrit oranının %60'a kadar çıktığı, GMA dolgu pasolarında ise ferrit oranının %25'e kadar düştüğü hesaplanmıştır.

Birleştirme kaynağında, sıcaklık arttıkça östenit çözünmeye başlamakta ve bunu takiben delta ferrit tanelerinde büyüme gözlemlenmektedir. Soğumayla birlikte östenit tekrar

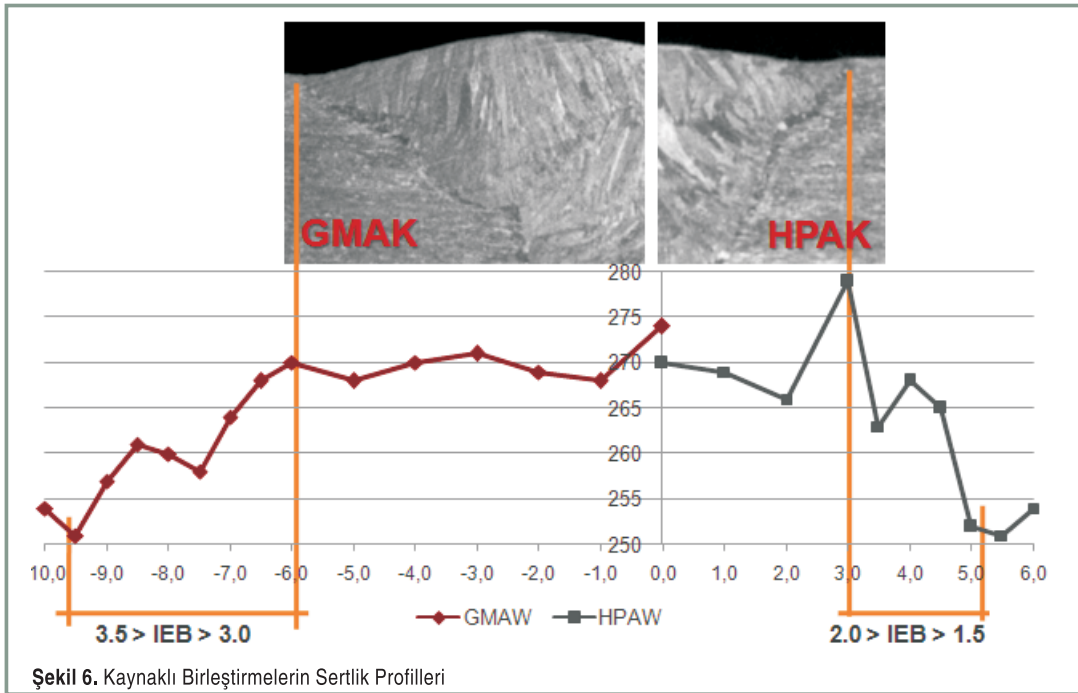


oluşmaktadır (Şekil 3 (a) ve (b)). Literatürdeki deneysel çalışmalar, östenitin izotermal ısıl işlem sırasında ve 133°C civarında çökmeye başladığını göstermektedir [7, 10]. Ancak, öngörülen soğuma hızlarında gerçekleşen sürekli soğuma esansında, yeterli miktarda çekirdeğin oluştuğu 115°C sıcaklıktan önce östenitin çökmesi için yeterli zaman bulunmamaktadır (Şekil 6).

HPAK ve GMAK parametrelerine bağlı olarak ısı girdileri ve soğuma süreleri Tablo 3'te gösterilmektedir. HPA kaynağında, düşük ısı girdisi ve göreceli yüksek soğuma hızı nedeniyle, çekirdeklenme sadece tane sınırlarında olmuştur (Şekil 3 (a)). Buna karşılık GMAK çalışmasında, ferrit dentritler arasında oluşan allotriomorfik östenit bantlarının daha kalın ve Widmanstatten plakalarının daha uzun olduğu görülmüştür.

Çok pasolu kaynaklar, tavlanan bölgelerde ve yavaş soğuma hızlarında, intermetalik çökeltilerin yanı sıra ferrit-östenit dönüşümünün difüzyon ile gerçekleşmesine neden olabilmektedir. GMA yöntemiyle yapılan çalışmalarda, çok pasolu kaynak uygulanması nedeniyle, ferrit taneleri içinde östenit alt-tanelerinin de çekirdeklenmesi gözlemlenmiştir (Şekil 3 (b)).

Dupleks paslanmaz çeliklerde östenit oranını arttırmak için, düşük soğuma hızlarına neden olan yüksek ısı girdileriyle çalışılabilir (Şekil 5). Östenitin ferrit içinde çekirdeklenme hızı difüzyona bağlı olarak oldukça hızlıdır. Ancak yüksek sıcaklıklarda bekleme süresi uzadıkça tane irileşmesi olmakta ve malzemenin tokluğu azalmaktadır. HPAK çalışmasında elde edilen erime çizgisi sertlik değerleri GMAK çalışmasına



oranla daha yüksek olmasına karşın (Şekil 6), çentik darbe tokluğu değerleri beklenildiği gibi yüksek çıkmıştır (Tablo 2).

Fe-Cr-Ni sistemlerinde, Sigma fazı Fe-Cr kompozisyonunda, birim hücrede 30 atom bulduran tetragonal kristal yapıya sahiptir [11,12]. Bununla birlikte Sigma fazı, molibden, silis ve tungsten içermektedir. genellikle ferrit fazını kararlı kılan elementler, Sigma fazını da tercih etmektedir. Sigma fazının çekirdeklenmesi ferrit fazında gerçekleşir. Bunun temel nedeni, ferrit fazı içerisindeki difüzyon hızının östenit fazındakinden 100 kat fazla olmasıdır [13]. Kaynak işleminde karşılaşılan düşük soğuma hızları östenit oluşumunu arttırsa da, tane irileşmesine ve kısmen Sigma çökmesine neden olabilmektedir. Şekil 6'da görüldüğü gibi, Sigma fazının çökmesi için düşük soğuma hızları gerekmektedir. DP çeliklerinin ısıtılmasını konu alan çalışmalar, Sigma fazının oluşumunun engellenmesi için soğuma hızlarının 0.25 K/s'den yüksek olması gerektiğini göstermektedir [9, 14]. Daha yavaş soğumanın gerçekleştiği GMAK çalışmalarında paso başına 79.4 K/s olan soğuma hızları ile kaynak metali içinde Sigma çökeltisi gözlenmezken, IEB dahilinde müteakip pasoların ısıtılma etkisiyle az da olsa Sigma çökeltilerine rastlanmıştır (Şekil 4(d)).

4. SONUÇ

2205 DP çeliğinden mamul 8 mm kalınlığındaki plakaların, anahtar deliği tekniği ile gaz-altı ark ergitme tekniğini birleştiren ve ileri bir kaynak yöntemi olan HPAK ve GMAK uygulamaları metalurjik ve mekanik olarak karşılaştırılmıştır. HPAK uygulamaları derin nüfuziyet avantajı ile tek paso olarak gerçekleştirilirken, GMAK uygulamalarında standart kaynak ağzı açılmış ve çok pasolu çalışılmıştır. Paso sayısına ve kaynak hızlarına bağlı olarak HPAK uygulamaları 38 cm/dk ile tamamlanırken, GMAK uygulamaları pasolar arası sıcaklığın beklenmesi süreleri hariç toplamda 9.2 cm/dk şeklinde gerçekleşmiştir. Kaynak süresinin yanı sıra, HPAK uygulamalarında anahtar-deliği tekniği ve daha dar kaynak ağzı formu daha az dolgu tüketimine neden olmuştur.

HPAK söz konusu uygulama için 1.14 kJ/mm ile 1200°C'den 500°C'ye geçiş süresini dört saniyenin altında verirken GMAK 3.06 kJ/mm ısı girdisi ile 180°C pasolar arası sıcaklık koşulunda paso başına 1200°C'den 500°C'ye geçiş süresini dokuz saniyeye yakın sürede tamamlamıştır. Her iki kaynak yöntemi için de soğuma hızları tek paso çalışmaları için Sigma veya diğer intermetaliklerin oluşması için yüksek kalmıştır. Ancak GMAK'da kalınlığa bağlı olarak mecburen uygulanan birden fazla paso, koşulunda, her paso öncekinin ısıtılma sürecini genişletmekte, özellikle IEB'de Sigma fazı gözlenmektedir. Kaynak yöntemleri arasındaki en açık görünen içyapı farklılığı özellikle kaynak metalinin katılaşma şeklinde ortaya çıkmaktadır. HPAK'da yalnızca allotriomorfik ve Widmanstätten plakaları şeklinde östenit bulunuyorken, GMAK'da bunlara ilave olarak asiküler östenit de ferrit matris içinde kendini göstermektedir.

KAYNAKÇA

1. **Groth, H.L. Erbing, M.L.** 1994. "Design and Case Studies Utilizing Duplex Stainless Steels," Avesta Sheff. Corros. Manage. Appl. Eng., sayı 1, s.1-7.
2. **Cvijovic, Z.M. Knezevic, V.R., Mihajovic, D.V.** 1998. "Microstructural Morphology and Stability of Rapidly Solidified Duplex Stainless Steel," Mat Sci Forum, cilt 282-283, s. 323-330.
3. **Kozlowski, R.H.** 1995. "Composite of Austenitic-Ferritic Stainless Steel," J.Mater. Process Technol., sayı 53, s.239.
4. **Horvarth, W., Prant, I.W., Stuwe, H.P., Werner, E.** 1995. "Influence of Thermal Cycling on the Microstructure of a Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel," Mater. Charact., sayı 34, s. 277.
5. **Chen, T.H., Weng, K.L., Yang, J.R.** 2002. "The Effect of High-Temperature Exposure on the Microstructural Stability and Toughness Property in a 2205 Duplex Stainless Steel," Mater. Sci. Eng. A, sayı 338, s.259.
6. **Ahn, Y.S., Kang, J.P.** 2000. "Effect of Aging Treatments on Microstructure and Impact Properties of Tungsten Substituted 2205 Duplex Stainless Steel," Mater. Sci. Technol., sayı 16, s. 382.
7. **Sieurin, H., Sandström, R.** 2006. "Austenite Reformation in the Heat-Affected Zone of Duplex Stainless Steel 2205." Mater. Sci. Eng., A sayı 418, cilt 1-2, s. 250.
8. **Wilms, M.E., Gadgil, V.J., Krougman, J.M., Kolster, B.H.** 1991. "The Effect of σ -Phase Precipitation at 800 °C on the Mechanical Properties of a High Alloyed Duplex Stainless Steel." Mater. High Temp., sayı 9, s.160.
9. **Chen, T.H., Yang, J.R.** 2001. "Effects of Solution Treatment and Continuous Cooling on σ -Phase Precipitation in a 2205 Duplex Stainless Steel," Mater. Sci. Eng. A, cilt 311, s. 28.
10. **Sundman, B., Jansson, B., Andersson, J.O.** 1985. "The Thermo-Calc Databank System," Calphad, sayı 9, s. 153.
11. **Zucato, I., Moreira, M.C., Machado, I.F., Lebrao, S.M.G.** 2002. "Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformation on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C," Mater. Res., sayı 5, cilt 3, s. 385.
12. **Nakade, K.** 2003. "Sigma Phase Precipitation and its Influence on Hydrogen Induced Cracking of Duplex Stainless Steel Base Metal and Weld Metal," Weld World, sayı 47, cilt 9, s. 9-10.
13. **Dobranszky, J., Szabo, P.J., Berecz, T., Hortko, V., Portko, M.** 2004. "Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of Isothermally Aged SAF 2205 Type Superduplex Stainless Steel," Spectrochim. Acta, B, sayı 59, s. 1781.
14. **Chiu, L.H., Hsieh, W.C., Wu, C.H.** 2003. "Cooling Rate Effect on Vacuum Brazed Joint Properties for 2205 Duplex Stainless Steels," Mater. Sci. Eng., A, cilt 354, s. 82.