INCONEL 718 SÜPERALAŞIM MALZEMENİN TIG KAYNAĞI İLE KAYNAKLANABİLİRLİĞİ

Elif Selen Atmaca[1,a], İrem Burcu Algan[1,b], Adem Kurt[1,c], Tevfik Köseoğlu[1,d]

[1a,1b,1c,1d] Gazi Üniversitesi
[a]elifselenatmaca@gmail.com, [b] irembalgan@gazi.edu.tr, [c] ademkurt@gazi.edu.tr,
[d]tevfik.koseoglu.26@gmail.com

Özet

Bu çalışmada, Inconel 718 süperlaşım, TIG kaynağı ile 50 A, 60 A ve 70 A'lik akımlarla sabit sürede kaynaklanmıştır. Kaynaklanan numunelere mikroyapı ve sertlik ölçümleri yapılarak, kaynak parametrelerinin birleşme özelliklerine etkisi, kaynaklanabilirliğe ve kaynak bölgesindeki değişimlere olan etkileri incelenmiştir. Artan kaynak akımıyla ITAB ve geçiş bölgesinin arttığı, en yüksek kaynak akımında krater ve kök çatlaklarının oluştuğu, kaynak metali mikroyapılarnın dendritik olarak katılaştığı, kaynak metali sertliğinin artan kaynak akımıyla arttığı gözlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Inconel 718, TIG kaynağı, kaynaklanabilirlik

1. Giriş

Süper alaşımlar, diğer alaşımlardan farklı olarak yüksek sıcaklıklarda şiddetli mekanik gerilmelere ve yüzey yapısı değişimlerine karsı üretilmiş ısıl direnci yüksek, demir-nikel, nikel ya da kobalt esaslı alaşımlardır. Inconel 718 süper alaşım, yüksek mukavemetli, korozyon direnci ve -253 ºC (-423°F) ile 704 ºC (1300°F) yüksek sıcaklıkları arasında kullanılabilen nikel-krom esaslı bir malzemedir. 704 ºC (1300°F)'ye kadarki sıcaklıklarda sürtünmeye ve sürtünme-kırılma gerilimine karsı çok yüksek bir dayanım gösterir. Alaşım krojenik ısı sınırlarında çok iyi bir özelliğe sahiptir. Süper alaşımların mevcut uygulamaları içerisinde diğer kullanıldığı yerler: Uçak ve endüstriyel gaz türbinlerinde, roket motorları, buhar türbinli güç tesisleri, gaz türbinleri, tıbbi uygulamalar, uzay araçları, nükleer reaktörler, kimyasal çalışma alanları [1] şeklindedir.

Yüksek sıcaklığa dayanım gerektiren uygulamalarda, genellikle çökeltme takviyeli nikel esaslı alaşımlar seçilmektedir. İkinci bir çökeltme safhası ile güçlendirilmiş bu alaşımlar, en karmaşık ve gerçekten de bütün süper alaşımlar içerisinde en gözde olanıdır. Bu alaşımların fiziksel metalürjileri iyi bilinmekle beraber, mikroyapının özelliklerine bağlı olarak bazen çözümü zor ve karmaşıktır [4]. Inconel 718' in kimyasal kompozisyonu Tablo 1'de gösterilmiştir.

Tablo 1. Inconel 718 süperalaşımının kimyasal kompozisyonu

Ni	Fe	Cr	Cu	Mo	Nb	C	Mn
50.00-55.00	Geri kalanı	17.00-21.00	.30 max	2.80-3.30	4.75-5.50	.08max	.35 max
P	**S**	**Si**	**Ti**	**Al**	**Co**	**B**	
.015 max	.015 max	.35 max	.65-1.15	.20-.80	1.00 max	.006 max	

Inconel 718; Ni, Cr ve Fe (γ, matris)' ten meydana gelen YMK kristal yapısına sahip bir katı çözeltidir. Matristeki γ' ve γ" fazlarının uyumlu gerilmeleriyle sertleşir. γ" ise hacim merkezli tetragonal kristal yapısına sahip Ni3V 'un bir tipi olan temel güçlendirme yapısıdır. γ" fazının Nb' ca zengin hali Ni_3(NbAlTi) iken; YMK yapıya sahip γ' Al' ca zengindir ve Ni_3(AlTiNb) şeklinde formülize edilir.

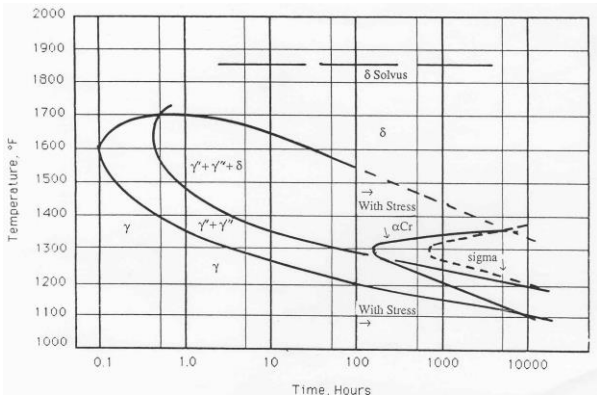
Şekil 1' deki diyagramda görüldüğü üzere γ" ve γ' metastabil fazlar iken; yüksek sıcaklıkta ortorombik Ni_3Nb (δ) fazına dönüşürler. δ fazı, γ ile inkoherant olduğu için, alaşımı zayıflatır.

Inconel 718 ayrıca Nb(Ta)C, TiC ve M_6C, TiN, laves ve σ fazlarını da içerir. Nb(Ta)C, TiC ve TiN fazları inert fazlar olmalarına rağmen, gevrek yapılı intermetalikler olduklarından dolayı mekanik özellikler için zararlıdırlar. Bu fazlar, çatlak oluşumu ve yayılması için ideal bir morfoloji düzlemi oluştururlar. Ayrıca oluşumları esnasında matristeki Nb konsantrasyonunu azaltarak etkili bir biçimde γ" çökeltilerinin oluşumuna engel olurlar. İstenmeyen bu durumlara ek olarak bu fazlar; yüksek sıcaklık proseslerinde matristen daha düşük sıcaklıklardaymış gibi erime başlangıcı ve porozite meydana getiriler. Laves fazı, TCP kristal yapısına sahiptir. Hacim etkili, intermetalik bir faz olup, $(Fe, Ni, Cr)_2(Nb, Ti)$ formülüne sahiptir.

σ ve M_6C fazlarının meydana gelmesi ise yüksek Si miktarına ve yüksek sıcaklıktaki homojenleştirme ısıl işlemlerine bağlıdır. Karbürler, Nitrürler ve intermetalikler (Laves gibi) ikincil katılaşma sırasındaki Nb, Mo ve Ti elementlerinin segregasyonuyla meydana gelirler[8].

Inconel 718 endüstriyel uygulamalarda genel olarak ilave metal kullanılarak kaynaklanır ve kaynaktan sonra ısıl işlem görür. Kaynak sonrası gerilme çatlamalarına karşı direnç ve kaynak kabiliyeti açısından çok iyi bir alaşımdır (Kronovsky, *et al.*, 1989).

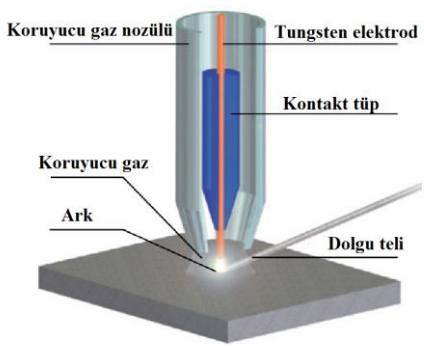
Çökelme ile sertleşebilir nikel esaslı alaşımlar normal olarak kaynak sonrası deformasyon yaşlanması çatlamasına uğrarlar. Inconel 718 özellikle büyük taneler tarafından şiddetlendirilen ITAB çatlaklarına maruz kalır. Bir mikro çatlak; esas olarak ITAB'daki taneler arası ayrışmadır. Bunlar herhangi bir kaynak yönteminde ve herhangi bir Nb-Ni içerikli alaşımda meydana gelebilirler (Bavarian and Emmons, 1990).



Şekil 1. Inconel 718 alaşımına ait Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (TTT) diyagramı [2]

Kaynak sırasında ITAB'daki mikro çatlak oluşumuna eğilimin, kaynak esnasında ITAB'da taneler arasında oluşan bir sıvı faza bağlı olduğu ortaya çıkarılmıştır. Taneler arası sıvı, zararlı bir şekilde dağılmadığı sürece kendi kendine bir sıcak çatlama eğilimi oluşturmaz (Vishwakarma, *et al.*, 2007). Bu mikro çatlaksız durumlar için ıslanma açısının sıfırdan biraz daha büyük olduğu, mikro çatlaklı durumlar içinse sıfır olduğu gerçeğini ortaya çıkarır [3].

Gaz-Tungsten Ark Kaynağı metodunda, kaynak işlemi için gerekli ısı, tungsten elektrot ile kaynak edilecek bölge arasında oluşturulan arktan sağlanır. Kullanılan elektrotlar, ya saf tungsten veya tungstenin alaşımlarından imal edilir. Tüketilmeyen tipte elektrotlardır. Ergiyik haldeki kaynak metali, ısınmış haldeki kaynak bölgesi ve tungsten elektrot, torç kanalıyla gönderilen koruyucu gaz tarafından atmosferin zararlı etkilerine karşı korunur. Ark, iyonize haldeki gaz içinde meydana gelir. Bu metotta, koruyucu (asal) gaz atomları, elektron kaybeder ve pozitif olarak yüklenerek iyonize olur. Ark alanı içinde bu iyonlar pozitif kutuptan negatif kutba doğru akarlar. İş parçasının ve (eğer kullanılıyorsa) dolgu telinin eritilmesi (birbirine kaynak edilmesi) ark ısısı ile gerçekleştirilmektedir Dolgu teli genellikle kalın parçacıkların kaynağında kullanılır [Anık ve ark. 1980] [5]. Şekil 2' de TIG kaynağının çalışma prensibi gösterilmiştir.



Şekil 2. TIG kaynağı prensibi [6]

2. Deneysel Çalışma

Bu çalışmada, 2 mm kalınlıklı Inconel 718 malzeme TIG kaynak yöntemi ile 50 A, 60 A ve 70 A'lik kaynak akımlarında $24x10^{-3}$ $m.sn^{-3}$ kaynak hızında birleştirilmişlerdir. Birleştirilen süperalaşım malzemelere mikroyapı ve sertlik incelemeleri yapılarak, kaynak parametrelerinin etkileri belirlenmiştir.

Kaynaklanmış parçalar, mikroyapı incelemesinde kaynak arayüzeyinin görülebileceği şekilde kesilerek, bakalit ile sıcak gömme işlemi uygulanmıştır. Daha sonra 180, 240, 400, 600, 800 ve 1200 meshlik zımparalarla zımparalama işlemi uygulanmış, zımparalanan numuneler 1µ'luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler dağlandıktan sonra optik mikroskop ile farklı büyütmelerde görüntüler alınmış, sertlik ölçümleri alınmıştır.

3. Sonuçlar ve Tartışma

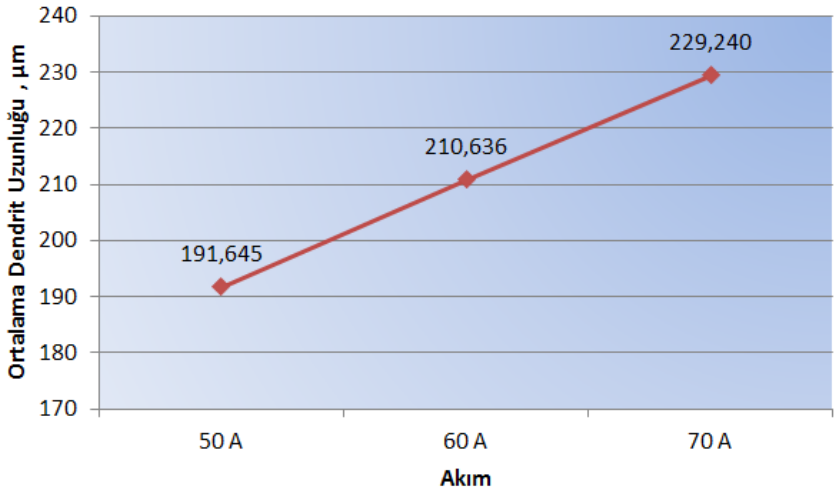
3.1. Mikroyapı sonuçları

Bu çalışma sırasında mikroyapılar ve sertlik değerlendirmeleri Şekil 4' teki bölgelere göre alınmıştır. Elde edilen görüntüler ise Tablo 2'de verilmiştir.

Kaynak akımı 50 A olan numunedeki dikiş genişliği 4 mm iken 60 A' de 5 mm ve 70 A'de 8 mm'ye çıkmıştır. Kaynak akımının artışı ile kaynak bölgesine ısı girdisi artacağından, dikiş genişliklerinin artan kaynak amperine bağlı olarak artmış olması normal bir durumdur. Ayrıca artan kaynak akımı, dikiş genişliğini arttırırken, dikiş yüksekliklerinin de azalmasına sebep olmuştur. Makro görüntülerde 50 A ve 60 A'de herhangi bir makro hata gözlenmezken, 70 A'de krater çöküklüğü ve buna bağlı olarak soğuma sırasında krater çatlağı gözlenmiştir. Ayrıca kök kısmında dikiş başlangıç bölgesinde kök çatlağı oluşmuştur.

Kaynak bölgesinde yapılan mikroyapı incelemelerinde kaynak metali ve kaynak bölgesi mikroyapılarının düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak bölgelerinden önemli farklılıklar gösterdiği gözlenmiştir. Kaynak metalinde herhangi bir dolgu metali kullanılmamasına rağmen, çok pasolu bir kaynak metali mikroyapısı oluştuğu gözlenmiştir. Özellikle ark noktası - kaynak dikişi boyunca farklı bir mikroyapı sergileyerek, sanki kapak pasoda görülen tarzda bir kep bölgesi oluşturmuştur. Kaynak köküne doğru, bu bölgeye paralel alt bölgelerin oluştuğu ve her bir bölgenin katılaşması sırasında oluşan dendritlerin boyutlarının farklılıkları gözlenmiştir. Buna muhtemelen süperalaşım malzeme içerisindeki alaşım elementlerinin yeni çekirdeklenmelere başlangıç teşkil etmeleri ve çekirdeklenen bu dendritlerin büyümelerinin komşu dendritlerle sınırlanmasının sebep olduğu düşünülmektedir.

Kaynak metalindeki katılaşan dendrit boyları artan kaynak akımıyla arttığı gözlenmiştir. Şekil 3' te görüldüğü gibi ortalama dendrit uzunluğu 50 A'de 191,6455 µm, 60 A'de 210,636 µm, 70 A'de 229,2403 µm olarak ölçülmüştür. Artan kaynak akımıyla, ısı girdisi arttığından soğuma hızının yavaşlaması ve buna bağlı dendrit kollarının büyümeye zaman bulması sonucunda oluşabilir.

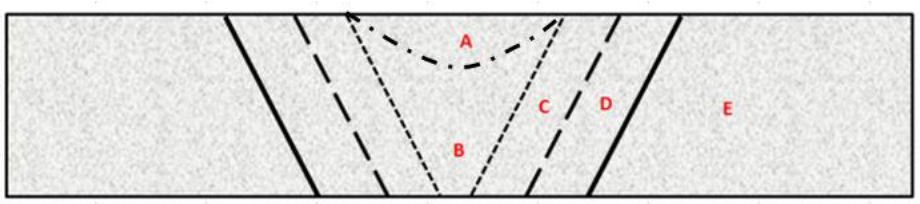


Şekil 3. Kaynak akımına bağlı olarak ortalama dendrit uzunluklarının değişimi

Kaynak bölgesinden esas metal tarafına doğru geçiş bölgesi (C Bölgesi), iri taneli bölge (D Bölgesi) ve esas metalden (E Bölgesi) oluşan bir yapı göstermektedir.

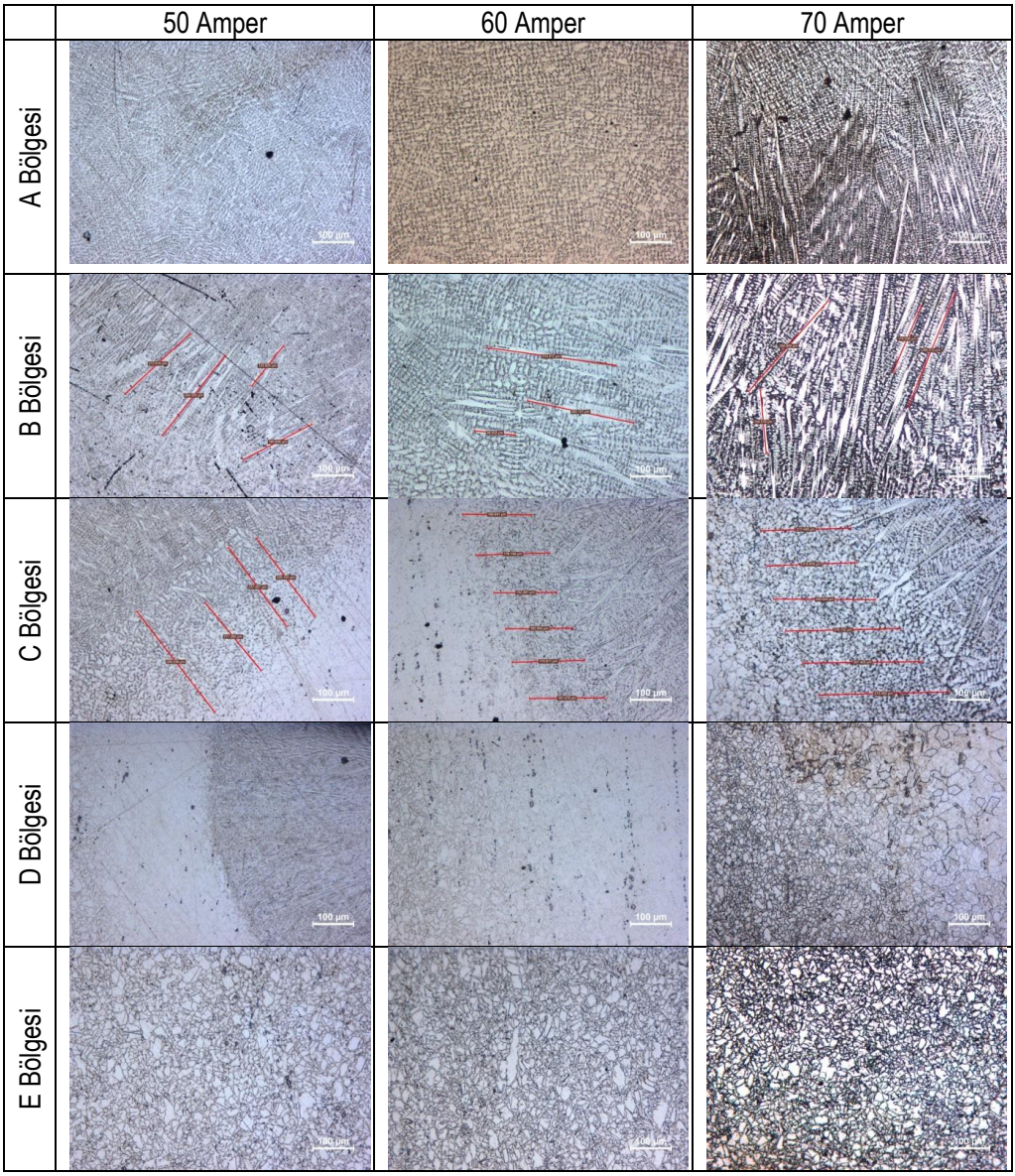
Geçiş bölgesi genişliği artan kaynak akımıyla artış göstermiştir. Bu da ısı girdisi arttıkça esas metal tarafından, ergime sınırına yakın bölgelerin genişlemesi sonucu oluşan doğal bir sonuçtur. 50 A 'de 247,3908 µm olan geçiş bölgesi 70 A 'de 259,80 µm 'ye çıkmıştır. Geçiş bölgesi-esas metal sınırı iri taneli bölgenin oluştuğu bölgeyi oluşturmaktadır. Bu bölgede tane yapısı esas metale benzerlik gösterirken; sadece boyutlarının irileştiği, ikizlemelerin tekrar iri taneli bölgede bulunduğu görülmüştür. İri taneli bölgenin genişlikleri de artan ısı girdisine bağlı olarak arttığı gözlenmiştir.

Esas metal bölesinin (E Bölgesi) tane yapısı tipik süperalaşım malzemenin tane yapısıyla uyumlu olup, ikizlenmiş tanelerin sıklıkla görüldüğü bir mikroyapı sergilemektedir.



Şekil 4. Mikroyapı resimlerinin (10X büyütmede) ve sertlik değerlerinin alındığı bölgelerin şematik görünümü

Tablo 2. Farklı kaynak akımlarında kaynaklanmış Inconel 718 alaşımının mikroyapı görüntüleri

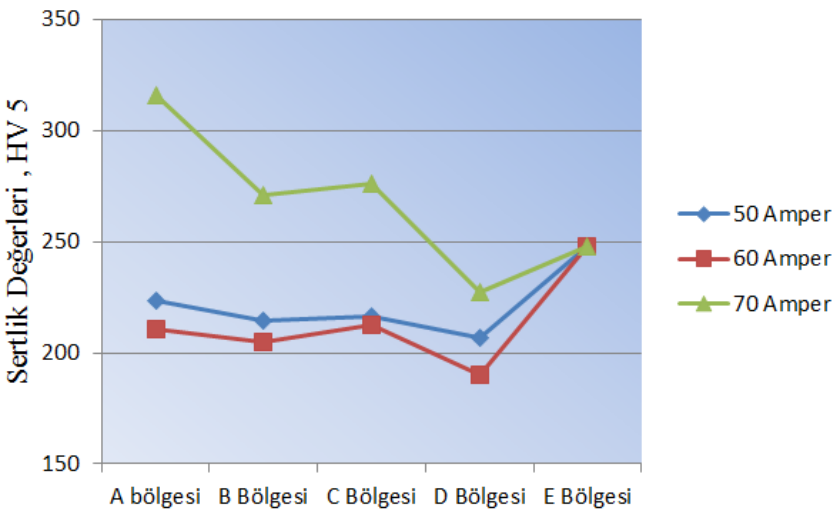


3.2. Sertlik değerleri

Inconel malzemede kaynak bölgesine doğru ITAB'ın başladığı noktada sertliğin düştüğü, ve geçiş bölgesinde sertlik değeri artmakla beraber 50 A ve 60 A 'de esas metal sertliğinin daha düşük olduğu gözlenmiştir.

Kaynak metalinin kep ve kök bölgelerinden alınan sertliklerde ise kep bölgesinin sertliklerinin kök bölgesinden daha sert olduğu görülmüştür. Ancak her iki bölgede de sertlik değeri ana metal sertliğinden daha düşük olmuştur. Ancak 70 A 'de yapılan kaynaklı numunede ITAB başlangıç noktası hariç hem geçiş bölgesisin hem de kep ve kök bölgesinin setliğinin esas metalden daha sert olduğu görülmüştür (Şekil 4). Bunun da muhtemel sebebi yavaş soğuma hızlarına bağlı olarak gama prime ve iki üssü fazlarının oranlarının artarak, sertlik artışına sebep olmuştur. Benzer sonuçları G.D. Janaki Ram ve *et al*..[7] da çalışmalarında belirtmişlerdir.

Şekil 1' de Inconel 718 alaşımına ait soğuma diyagramına bakıldığında, yavaş soğuma hızlarında östenit fazından γ' ve γ" çökelti fazlarının oluşacağı görülmektedir. Buradan da kaynak sırasında artan ısı girdisinin soğuma hızını yavaşlatarak, bahsedilen γ' ve γ" fazlarının oluşmasına yol açtığı, bunların da sertlik artışıyla sonuçlandığı anlaşılmaktadır.



Şekil 5. Kaynaklı numunelerden alınan sertlik değerleri

4. Sonuçlar

Süperalaşım malzemelerin kaynaklanabilirlik özelliklerinin araştırılması amacıyla yapulan bu çalışmada ergitmeli kaynaklardan TIG kaynak yöntemi ile Inconel 718 malzeme farklı kaynak akımlarında birleştirilmiştir ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- Kaynak akımının artışına bağlı olarak, dikiş genişliğinin arttığı, dikiş yüksekliğinin azaldığı, krater çöküklüklerinin oluşarak krater çatlağına yol açtığı görülmüştür.
- Kaynak bölgesi karbonlu çeliklerin ITAB ve kaynak bölgesinden farklılık göstererek, esas metal, iri taneli bölge ve geçiş bölgesinden meydana geldiği görülmüştür. Demir dışı metallerin ITAB bölgesi genellikle böyle bir tane yapısı sergilemektedir.

- Kaynak metali mikroyapısal görüntü olarak, karbonlu çeliklerin çok pasolu kaynak metali görüntüsü vermiştir. Ancak burada dolgu metali kullanılmamasına ve tek pasoda birleştirme yapılmasına karşılık böyle bir görüntü vermesi ilginç bulunmuştur. Buna da kaynak metali içerisinde soğuma hızlarının bölgesel farklılıklarının, oluşan fazları etkilemesinin yol açtığı düşünülmektedir.
- Kaynak metali katılaşması dendritic bir katılaşma göstermiş, dendrit boyları artan kaynak akımıyla artış göstermiştir.
- Geçiş bölgesinin genişliği kaynak akımındaki artışa bağlı olarak artan ısı girdisiyle artış göstermiştir.
- Esas metal mikroyapısında görülen ikizlenmelerin, kaynak metali geçiş bölgesine kadar bozulmadan varlıklarını sürdürdüğü gözlenmiştir.
- Kaynak metali sertlik değerleri ITAB' da esas metale oranla düşüş gösterirken; kaynak metalinde artan ısı girdisine bağlı olarak sertlikte artış meydana gelmiştir. Buna da artan ısı girdisinde soğuma hızının yavaşlaması ve γ' ve γ" fazlarının çökelme oranlarının artmış olmasına yol açtığı düşünülmektedir.

5. Kaynaklar

[1] S. Karabulut: Inconel 718 Alaşımlarının İşlenmesinde Talaşa Kırılma Problemleri ve Talaş Kırıcı Tasarımı, Yüksek Lisans Tezi,Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Eğitimi, Ankara (Eylül 2006),pp. 1-14
[2] S. Mannan, E. Hibner, B. Puckett: Physical Metallurgy of Alloys 718, 725, 725 HS, 925 for Service in Agressive Corrosive Environments, Special Metals Corporations Huntington, WV 25705
[3] Y. Uzunonat: TIG Kaynağı Uygulanmış Inconel 718 Malzemenin Darbe Dayanımının İncelenmesi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Konstrüksiyon ve İmalat Bilim Dalı, Doktora Tezi (Ekim 2012), pp. 10.
[4] T. Kıvak: Inconel 718'in Delinebilirliğinin Araştırılması, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Eğitimi, Yüksek Lisans Tezi (Aralık 2007),Ankara, pp. 9-10
[5] M. N. Seyitoğlu: TIG Kaynağı ile Kaynatılmış Otomotiv Saclarının Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi, Yüksek Lisans Tezi (Temmuz2013), Ankara, pp.52-53
[6] http://stellite.com/Portals/0/KMT_Stellite_Alloys_Brochure_FINAL.pdf
[7]G. D. Janaki Rama, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, G. M. Reddy, J. K. Sarin Sundar: Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds, Journal of Materials Processing Technology 167 (2005) 73–82.
[8] B.G. Muralidharan, V. Shankar, T. P. S. Gill : Weldability of Inconel 718-A Review, Government Of Indıa, Department of Atomıc Energy, 1996, pp.2-3