

Examination of Inconel 718 Welding Microstructure

Yagiz Uzunonat (Corresponding author)
School of Transportation, Anadolu University, Eskisehir, Turkey
E-mail: yuzunonat@anadolu.edu.tr

Abstract

Inconel 718, a nickel-chromium based austenitic superalloy, is one of the most preferred structural elements in conventional aircraft engines due to the properties of high temperature toughness, manufacturability and fatigue resistance in corrosive environments. Unlike other nickel-based alloys that are equivalent, Inconel 718 stands out with content of γ'' -Ni₃Nb phase. This particulates provide the actual structural strengthening mechanism. In this study, the effects of welding process on microstructure and material properties were investigated. In the aircraft engine maintenance process, the welding process is frequently applied to nickel-based superalloys. Following the showing of basic mechanical and physical properties of Inconel 718, the types of cracks occurring in the material due to the high thermal cycle during the process were explained and effects of post welding microstructures such as δ and M_xC_y phases to the mechanical behavior were also analyzed in detail. In the last section, the treatments that can be performed in the direction of this results for the recovery of material properties were examined.

Keywords: Structural Element, Superalloys, Inconel 718, Mechanical Properties, Welding Microstructure

Inconel 718 Kaynak Mikroyapısının İncelenmesi

Özet

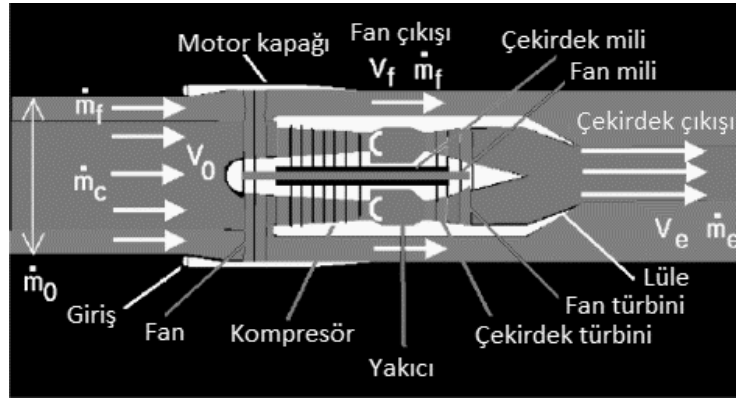
Nikel-krom esaslı östenitik bir süperalaşım olan Inconel 718, yüksek sıcaklık dayanımı, korozif ortamlardaki yorulma direncinin yüksekliği ve imal edilebilirliği gibi özellikleri nedeniyle konvansiyonel uçak motorlarında en çok tercih edilen yapısal elemanlardan biridir. Inconel 718, muadili olan diğer nikel esaslı alaşımlardan farklı olarak yapıya asıl dayanımı kazandıran γ'' -Ni₃Nb fazının varlığıyla öne çıkmaktadır. Çalışmada, uçak motor bakım süreçlerinde nikel esaslı süperalaşımlara sıklıkla uygulanan kaynak işleminin mikroyapıya ve malzeme özelliklerine etkileri araştırılmıştır. Inconel 718'in temel mekanik ve fiziksel özelliklerinin verilmesinin ardından, işlem sırasında yüksek ısıl döngü nedeniyle malzemede oluşan çatlak türleri anlatılmış, mikroyapıda oluşan δ ve M_xC_y gibi fazların, mekanik davranışları sıcaklığa bağlı olarak ne şekilde etkilediği ayrıntılı olarak ortaya konmuştur. Son bölümde ise, malzeme özelliklerinin geri kazanılması için bu bilgiler doğrultusunda uygulanabilecek işlemler açıklanmıştır.

Anahtar kelimeler: Süperalaşım, Inconel 718, Mekanik Özellikler, Kaynak Mikroyapısı

1. Giriş

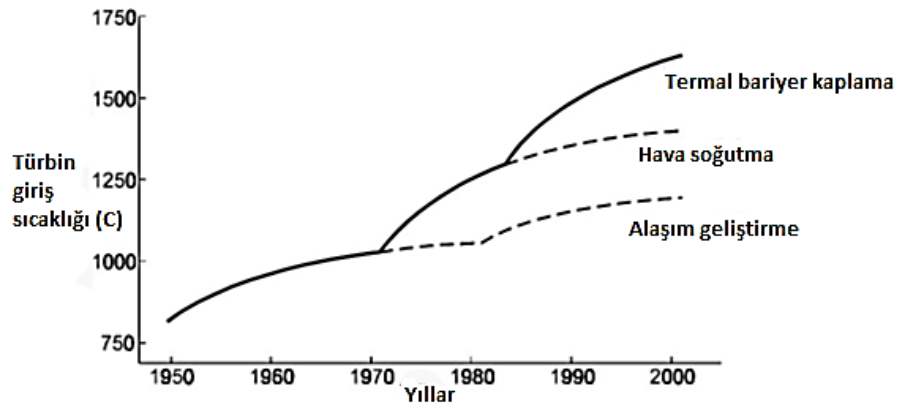
Jet motorlarına yapılan süperalaşım uygulamalarını anlamak için motorun çalışma prensibini temel şekilde kavramak faydalı olacaktır; Jet itkisi, lüleden çıkan basınçlı gaz kütlelerinin tersi yönünde sağlanan güç sayesinde üretilmektedir. Şekil 1.'den görüleceği üzere tipik bir turbofan jet motorunda

hava sürekli olarak motor girişine çekilir ve büyük bir fan tarafından basınçlandırılır. Bu basınçlı hava itki sağlamak için ya lüle üzerinden doğrudan atmosfere yollanır ya da jet motoru çekirdeğine doğru akar. Çekirdekte kompresör havanın basıncını daha da artırır ve ardından yakıtla karıştırılarak sabit basınçta yakılır. Sıcak gaz kompresörü çalıştıracak enerjiyi sağlayan yüksek basınç türbinine doğru genişletilir. Yüksek basınç türbininden çıkan gaz ön fanı çalıştıran ikinci bir düşük basınç türbinine doğru genişler. Düşük basınç türbininden çıkan çekirdek havası ek motor itkisini sağlayan lüleden akar.



Şekil 1. Turbofan jet motorunun çalışma prensibinin şematik gösterimi

1950'li yılların sonuna gelindiğinde üretici firmalar o zamana kadar paslanmaz çelikten üretilmiş olan türbin motorlarının mekanik ve ısıl kısıtlarıyla sınırlanmaya başladılar. Yapılan çalışmalar sonucunda, oksitleyici ortamlarda çok şiddetli mekanik gerilme ve gerinmelere dayanabilmek için kararlılıklarını kaybetmeyen malzemeler geliştirildi. Bu gelişmelerin hangi yöntemlerle ve ne zaman elde edildiği Şekil 2.'de verilmektedir.



Şekil 2. Türbin giriş sıcaklığında yıllara ve teknolojiye bağlı artış

Ergime sıcaklıklarının yaklaşık 0,6'sında (0,6 Tm) hizmet verebilen bu yeni malzeme grubu süperalaşım olarak adlandırılmaya başlandı (Üzgür vd., 2011:36), (Uzunonat, 2012:3). Süperalaşım genellikle Ni, Fe ve Co esaslı olmak üzere üç grupta incelenirler (Sims vd., 1987:40-42). Ayrıca belli oranlarda ve kombinasyonlarda tungsten, molibden, tantal, niyobyum ve alüminyum vb. elementleri içermektedirler. Nikel esaslı süperalaşım üstün malzeme özellikleri nedeniyle diğerlerinin arasında özel bir yere sahiptir. Uçak gaz türbin motorlarında kullanılan malzeme olarak da ayrı bir önem arz etmektedirler. Bu malzemelerin mükemmel denilebilecek özellikleri yüksek sıcaklık mukavemet dayanımından, korozyon ortamlardaki yorulma direncinin yüksekliğine kadar büyük bir aralıkta görülebilmektedir. Söz konusu özelliklerinden dolayı sadece havacılık endüstrisinin değil, gemi, tren, petrokimya ve nükleer güç santrallerinin de vazgeçemeyeceği malzemeler sınıfına girmişlerdir (Uzunonat, 2012:4)

2. γ' ve γ'' Fazlarının gelişimi

Türbin kanatçıklarının 650°C üzerindeki uygulamalarda yapısal bütünlüğün korunması için sahip olması gereken süneklik miktarı, yüksek sürünme dayanımlı alaşımların kullanımını kısıtlamaktadır ancak kazanılan süneklik olası bir kırılmanın da önlenmesini sağlamaktadır. Az miktarlarda yapılan hafniyum ilavesi alaşımların kabul edilebilir minimum sünekliğe ulaşmasını sağlar. Sonuç olarak yüksek dayanımlı pale alaşımlarındaki tane sınırı sünekliğinin eksikliği yönlü döküm katılaşması (directional casting solidification) yöntemiyle çözülmüştür.

Yöntemde asal gerilme yönündeki tane sınırları ortadan kalkmaktadır. Kobalt esaslı alaşımların mukavemetlendirilmesi ise sadece katı çözelti alaşımlandırması ve karbür dağılımı ile mümkündür. Kobalt esaslı alaşımların nikel esaslılara göre yüksek ergime sıcaklığı, çevresel dayanım ve kaynak edilebilirlik gibi özellikler yönünden üstünlükleri olmasına karşın mekanik özellikleri nedeniyle sadece yüksek dayanım istemeyen statik kısımlardaki uygulamalar için uygundur. Tablo 1.'de bazı süperalaşımların sıcak çekme mukavemetleri görülmektedir.

Tablo 1. Jet motorunda kullanılan bazı alaşımların çekme dayanımları

| Malzeme | Esas | Mukavemet (N/mm ²) | | |
|-------------|-------|--------------------------------|-------|-------|
| | | 650°C | 815°C | 980°C |
| A-286 | Fe-Ni | 317 | 55 | - |
| Inconel 718 | Fe-Ni | 593 | 69 | - |
| Udimet 700 | Ni | 703 | 297 | 53 |
| Mar-M 247 | Ni | 848 | 421 | 117 |
| X 40 | Co | 338 | 138 | 55 |
| S 816 | Co | 317 | 124 | - |

Nikel esaslı konvansiyonel alaşımlara yapılan titanyum ve alüminyum ilaveleri sayesinde ortaya çıkan γ' - [$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$] fazının yüksek sıcaklık dayanımı bilhassa gaz türbin uygulamalarındaki yapısal elemanların mekanik özelliklerinin geliştirilmesi açısından büyük bir ilerleme olmuştur. Fazın geliştirilmesinden kısa süre sonra dayanımını γ' fazından alan alaşımlar termo mekanik yüklerin altında çalışan elemanların imalatı için vazgeçilmez malzemeler olmuşlardır. γ' ile mukavemetlendirilmiş nikel esaslı sistemlerde önemli alaşımlandırma ve süreç gelişmeleri meydana gelmiştir. Tüm servis sıcaklıklarında çok daha dayanıklı olan bu alaşımlar uygulama sıcaklıklarını daha üst seviyelere çıkarmışlardır. Ardıl yıllarda, başka bir süreçte γ'' - gama iki üssü (Ni_3Nb) olarak adlandırılan fazda gerçekleşmiş ve nikel-demir esaslı alaşımların güçlendirilmesinde kullanılmaya başlanmıştır. γ'' fazı döküm kabiliyeti, üretilebilirliği, kaynak kabiliyeti ve soğuk şekil verilebilmesi gibi özellikleri sayesinde başta havacılık olmak üzere ilk bölümde bahsedilen diğer pek çok endüstride yapısal uygulamalarda kullanılmaya başlanmıştır Bu çalışmanın konusu olan Inconel 718 söz konusu fazı yapısında bulduran alaşımlara örnek olarak verilebilir. γ' alaşımlarınki kadar ısıl kapasiteleri olmasa da γ'' alaşımlar oldukça iyi bir çekme mukavemeti ile birlikte yüksek üretilebilirlik ve kaynak edilebilirliğe sahiptirler (Schafrik vd., 2001:3).

3. Mekanik ve Fiziksel Özellikler

Inconel 718'in oluşumu hakkında verilen bilginin ardından alaşımların mekanik ve fiziksel özelliklerinden bahsetmek yerine olacaktır. Bu kısımda malzemenin fiziksel ve kimyasal özellikleri verilecek ardından alaşımların kaynak edilebilirliği ve uygulanan kaynak yöntemleri hakkında bilgi ise sonraki bölümlerde ayrıntılı olarak açıklanacaktır.

Tablo 2. Inconel 718 kimyasal içeriği

| Element | En Az (% ağırlık) | En Fazla (% ağırlık) |
|---------------------|-------------------|----------------------|
| Karbon | - | 0.08 |
| Nikel+Kobalt | 50.0 | 55.0 |
| Krom | 17.0 | 21.0 |
| Kobalt | - | 1.00 |
| Molibden | 2.80 | 3.30 |
| Titanyum | 0.65 | 1.15 |

Tablo 2.'de Inconel 718'in yapıyı oluşturan temel element açısından kimyasal bileşimi görülmektedir. Inconel 718'i oluşturan temel elementler ve bu elementlerin Inconel 718'e sağladıkları özellikler şunlardır;

Nikel (Ni) : Nikel genellikle bir alayım elementi olarak kullanılmasının yanı sıra yüksek mukavemetli, yüksek korozyon direncine ve ısı dirence sahip nikel alaşımları için ana malzemeyi oluşturur. Saf halde dayanıklıdır, soğuk ve sıcak işlem görebilir ve orta seviyede işleme özelliklerine sahiptir.

Krom (Cr) : Çeliğin sertleştirilmesinde kullanılır. Kromun varlığı işlenebilirliği azaltır. Genellikle mukavemeti arttırmak için ilave edilir. Sertliği artırması ve aşınma direncini iyileştirmesi de söz konusudur.

Kobalt (Co) : Dayanım ve oksitlenmeye karşı direnç sağlar. Yüksek sıcaklıklarda sert karbürler oluşturur, bu nedenle işleme esnasında alayım sertliğini korur.

Niyobyum (Nb) : Güçlü paslanmaz çeliklerin yapımında ve bazı paslanmaz çelik türlerinin kaynak çubuklarında, ayrıca demir dışı alaşımlarda da kullanılır.

Titanyum (Ti) : Hafiflik, sağlamlık ve ısıya dayanıklılığın önem taşıdığı endüstrilerde kullanılır. Titanyum, çelik kadar dayanıklı, ancak ondan %45 daha hafiftir. Dayanıklılığı ve asitlere karşı dirençli oluşu nedeniyle, çeşitli alaşımların yapısına katılır.

Molibden (Mo) : Isıya ve aşınmaya karşı dirençli olan belli nikel esaslı alaşımların yapımında kullanılır. Molibden çeliklerin sertliğini artırır, korozyon ve sürünme direncini iyileştirir. Nükleer enerji uygulamalarında, elektrikli ısıtıcıların ince tellerinde, füze ve hava taşıtlarının parçalarının yapımında da yer alır. Ultra-yüksek güçteki çeliklerin hemen hepsi, % 8–25 arası oranda molibden içerir.

Inconel 718 mukavemetini çökeltme sertleşmesinden alan ve dövme karşı dirençli bir malzeme olup 900°C ve 1120°C arasında dövülmektedir. İşlem sonrası sıcaklığın kademeli bir şekilde düşürülmesi ve 955°C'nin altına çekilmesi gereklidir. Kademeli olarak yapılan yaşlandırma sertleştirilmesi malzemenin tavlama ve kaynaklanması sırasında ısınma veya soğuma nedeniyle kendiliğinden oluşabilecek sertleşmenin önlenmesini sağlar. Inconel 718 alaşımlar alüminyum ve titanyum ile sertleştirilmiş nikel esaslı alaşımlara oranla çok daha iyi kaynak edilebilirler (Başaran, 1998:4-6).

Daha önce de söz edildiği ve Tablo 3.'te görülebileceği üzere dayanımın artması için ilave edilen alaşımlandırma elementleri sünekliği azalttığından oda sıcaklığı ve ortalama sıcaklıklarda iyi sonuç vermelerine rağmen 650°C'nin üzerinde dayanımın düşmesine neden olmaktadır.

Tablo 3. Inconel 718 gerilme mukavemeti ölçümleri

| Test Sıcaklığı (°C) | % 0.2 Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | % Uzama 2" |
|---------------------|---------------------------|----------------------|------------|
| 93 | 1172 | 1407 | 21.0 |
| 204 | 1124 | 1365 | 20.0 |
| 316 | 1096 | 1344 | 20.0 |
| 427 | 1076 | 1317 | 19.0 |
| 538 | 1069 | 1276 | 18.0 |
| 649 | 1027 | 1158 | 19.0 |
| 760 | 758 | 758 | 27.0 |

En iyi çekme dayanımı ve gerilme kırılmasının elde edilmesi için şöyle bir ısıl işlem yöntemi izlenir; 1 saat 954°C' den 982°C'ye havada soğutma+ 8 saat 718°C'den 621°C'e soğutma 5°C /saat, 8 saat bekleme ve havada soğutma. Tablo 4.'de ısıl işlem görmüş ve görmemiş Inconel 718 için gerilme kopma değerleri verilmektedir.

Tablo 4. Inconel 718 için yüksek sıcaklıktaki kopma gerilmesi değerleri

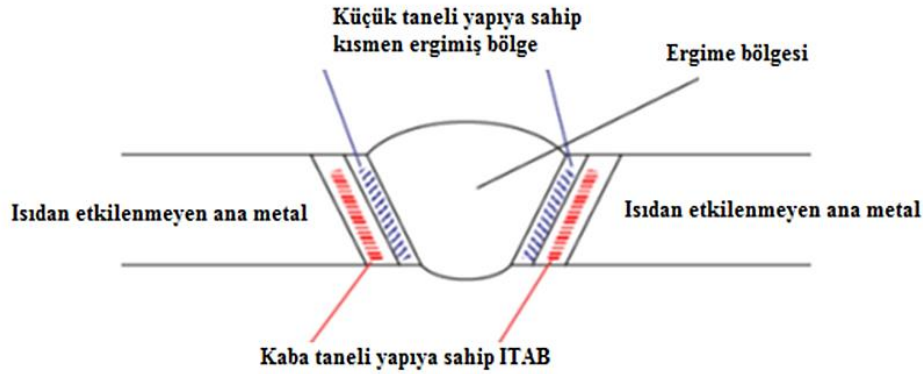
| Test Sıcaklığı (°C) | Kopma Gerilmesi (MPa) | | | |
|---------------------|-----------------------|----------|-----------|----------|
| | 100 saat | | 1000 saat | |
| | Düz | Çentikli | Düz | Çentikli |
| 593 | 1172 | 1517 | 896 | 1416 |
| 649 | 758 | 1344 | 586 | 1172 |
| 704 | 517 | 896 | 379 | 552 |
| 760 | 303 | 434 | 172 | 241 |

En iyi oda sıcaklığı ve kriyojenik çekme dayanımı elde etmek için ise; 1'den 2 saate 1066°C, havada soğutma+ 8 saat 718°C'den 621°C'e soğutma 5°C /saat, 8 saat bekleme ve havada soğutma işlemi gereklidir. Parçanın çalışma sıcaklığı 593°C'nin altında kalacaksa 627-1100°C arasında yapılan sıcak işlem alaşımın dövme dayanımını artırır. Dövme sıcaklığında uzun süre tutulması tavsiye edilmez. Inconel 718 alaşımlar hem tavllanmış hem de yaşlandırma sertleşmesi uygulanmış halleriyle işlenebilirler (Schafrik & Sprague, 2008:118-134).

3. Kaynak Mikroyapısı

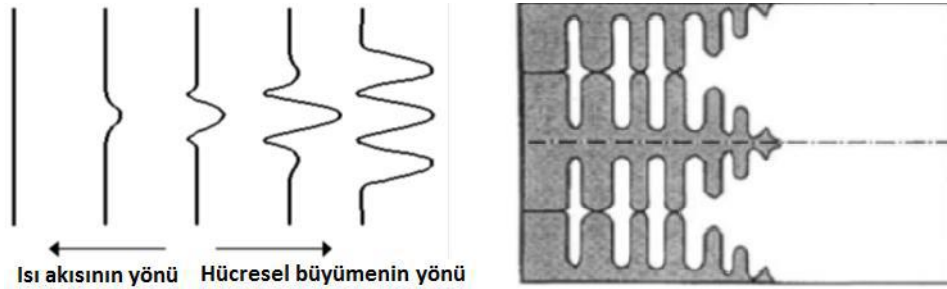
Kaynak katılaşmasının dökme işlemi ile benzerlikler göstermesinin yanı sıra, erimiş metal bölgesindeki yüksek sıcaklık gradyeni ve kaynak metodunun dinamik yapısı gibi bazı önemli farklılıklar mikroyapının kaynak hızı ile doğrudan ilişkili olduğunu ortaya koymaktadır. Şekil 3.'de bir metale uygulanan kaynak işlemi sonrasında kaynak bölgesinin yapısı şematik olarak verilmiştir.

Kaynak havuzunun hemen yanındaki malzeme de hızlı bir ısıl işlem döngüsüne maruz kalmakta kaynak sonucunda farklı mikroyapılar oluşmaktadır. Bahsedilen farklı mikroyapılar, kaynak bölgelerinin mukavemet ve sertlik özellikleri ile yorulma ve sürünme davranışlarının değişken olmasına sebep olurlar.



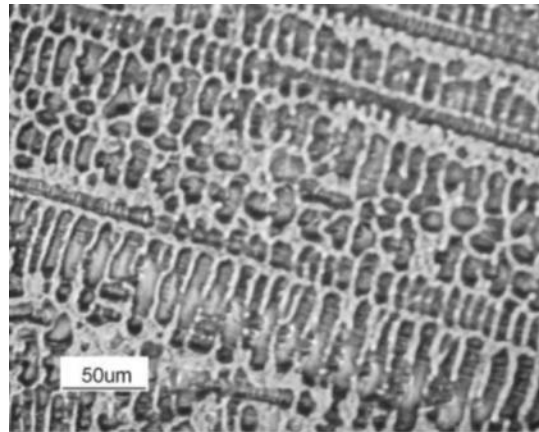
Şekil 3. Bir metal alaşımın kaynaklanması sonucu oluşan mikroyapısal bölgeler

Kaynak işleminin başlangıcında ana metalin sahip olduğu düzlemsel yapı, yapısal aşırı soğuma sebebiyle gözenekli bir forma dönüşür. Şekil 4.'de gösterildiği üzere kaynak bölgesinde ısı akısıyla paralel ve ters yönde yapı oluşumu başlar.



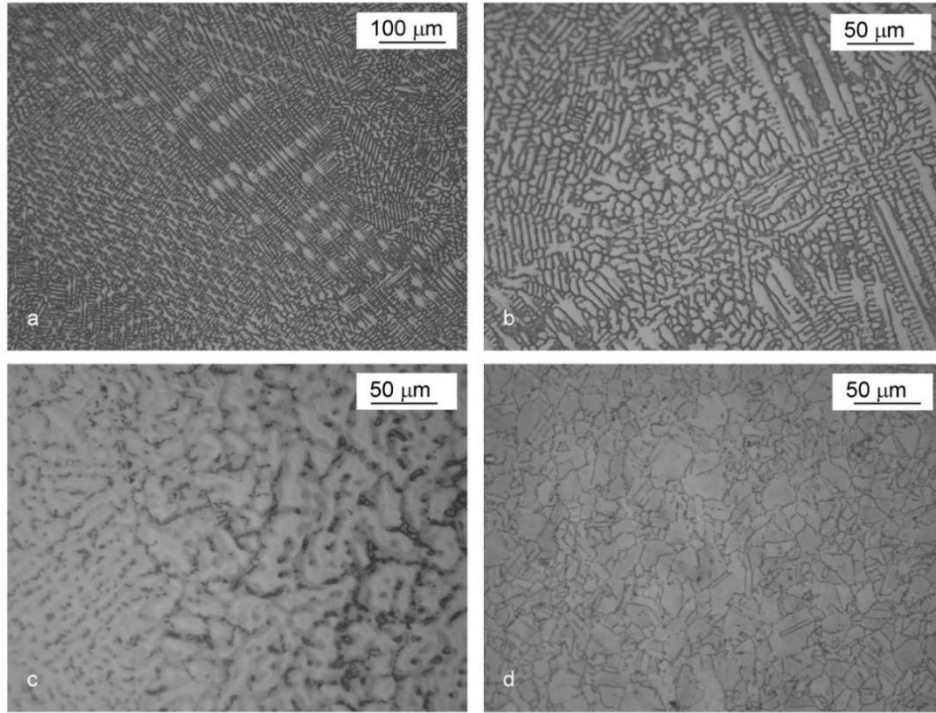
Şekil 4. Düzlemsel büyümeden hüresel büyümeye geçiş

Oluşum ilk baştaki tane yapısından farklı ve çubuksu biçimlidir. Çubuksu yapılar tane boyutu arttıkça akma dayanımı azalacağından daha belirgin hale gelir. Bu hüresel yapı kararlı değildir, sıcaklık gradyeni düştükçe ilk oluşan çubuksu hücrelerin duvarlarının kararlılığı bozulur ve ikincil/üçüncül yapılar oluşmaya başlar. Meydana gelen yapıya dendritik yapı denir ve kaynağın soğuması sırasında ortaya çıkar. Şekil 5.'de kaynak işlemi sonrası Inconel 718'de ortaya çıkan dendritik yapı gösterilmektedir. (Kou, 2003:37-42).



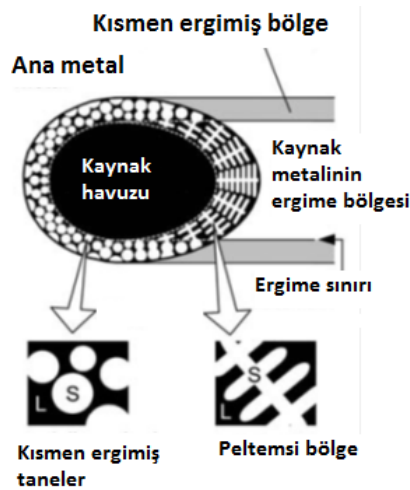
Şekil 5. Ergime bölgesindeki dendritik yapı

Ergime bölgesinin hemen yanındaki ana metal erime olmaksızın yüksek oranlı bir ısıl döngüden geçer. Sonuç olarak, ısı tesiri altındaki bölgedeki (ITAB) mikroyapı ve özellikler istenmeyen bir şekilde değişir. Mikroyapıda meydana gelen temel değişimler yeniden kristallenme ve tane büyümesidir. Şekil 6.'da görüleceği üzere Inconel 718 kaynaklarda kaba ve küçük taneli olmak üzere iki farklı ITAB vardır.



Şekil 6. Farklı morfolojilerdeki mikroyapı bölgeleri

Şekil 6.'daki a,b,c ve d bölgeleri sırasıyla küçük taneli ITAB, kaba taneli ITAB, geçiş bölgesi ve ana metali göstermektedir. Küçük taneli bölgede tane büyümesi meydana gelmez. Sebebi ise, tane sınırlarının ayrışması ve daha sonra oluşacak olan tanelerin iğneli yapıya dönüşmesidir. İri taneli bölgede ise sıcaklık daha düşük olduğundan tane büyümesi mümkündür. ITAB farklı alt bölgelere ayrıldığında, oluşacak bölge sayısı kaynaklanan malzeme türüne bağlıdır. Her bir alt bölge farklı mikroyapıya sahiptir. Şekil 7. kısmen ergimiş bölgedeki fazları ve bu fazların biçimlerini göstermektedir.



Şekil 7. Kısmen ergimiş metalin kaynak havuzu çevresinde oluşturduğu yapı

Ergime bölgesinin çevresinde en yüksek sıcaklık katı ve sıvı fazların birleştiği noktadadır. Bu bölge kısmen ergimiş bölge olarak adlandırılır. ITAB kaynak hatalarına en uygun bölgedir. Küçük taneli bölgeye kısmen ergimiş bölge denmesinin nedeni tane sınırlarını ergimeye başlamasıdır (Yoshimura & Winterton, 1972:132-137), (Easterling, 1992:31).

Yüksek dayanımlı metallerin kaynağı sırasında oluşan yüksek ısıl döngü malzemede çatlakların

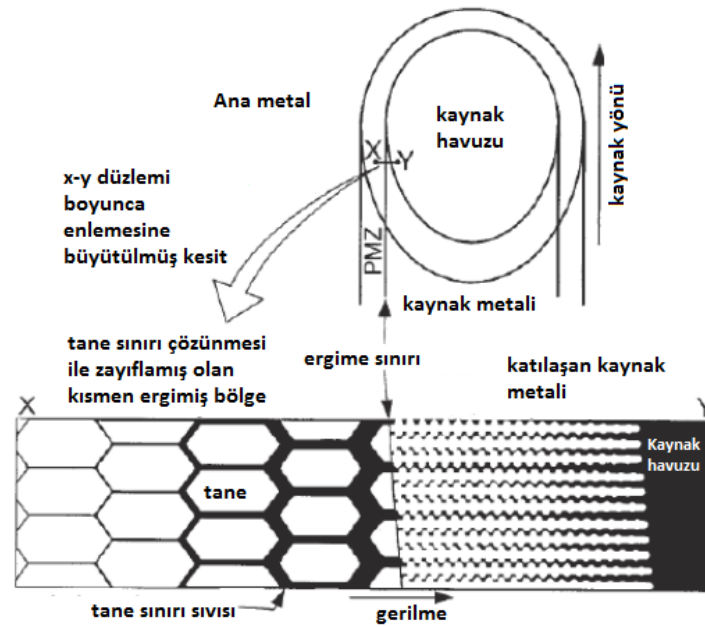
meydana gelmesine sebep olabilir. Bu çatlama türlerinden yaygın görülen bazıları ise;

Sıcak Çatlama: Tane sınırlarının ayrışmasından kaynaklanan düşük sıcaklık ergime fazlarına etki eden artık çekme gerilmeleri sebebiyle kaynağın katılaşması sırasında meydana gelir. Ergimiş bölgenin katılaşması sırasında bölge içindeki sıcaklık farkından kaynaklanan çatlaklardır.

Sıvılaşma Çatlağı: ITAB'daki tane sınırlarının ergimesinden kaynaklanır.

Soğuk Çatlama: ITAB'daki artık gerilmeler sebebiyle zaman içerisinde meydana gelir.

Gerinim Yaşlandırması Çatlağı: Kaynak sonrası ısıtılma sırasında artık gerilmeler sebebiyle sürünme çatlama şeklinde gerçekleşir (Lampman, 1997:54). Şekil 8.' de gösterildiği üzere, kaynak sonrası soğuma katılaşması sırasında yapıda meydana gelen değişimler kaynak parametrelerine, ulaşılan maksimum sıcaklığa ve soğuma hızına bağlıdır.



Şekil 8. Inconel 718 tane sınırı ergimesi

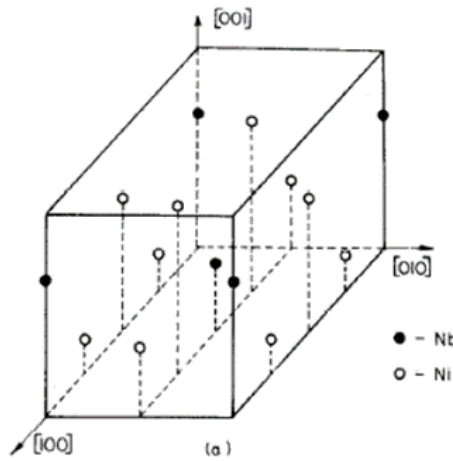
Gordaine, TIG kaynaklı Inconel 718'in oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri üzerine yaptığı çalışmada, kaynaklı numunelerin iyi bir darbe dayanımı göstermelerine rağmen ham malzemeye göre daha düşük bir çekme dayanımı ve kaynak işleminin türüne bağlı olarak değişen bir süneklik gösterdiğini tespit etmiştir. Özelliklerdeki düşüş, yüksek sıcaklık çözündürme işleminin de dâhil olduğu kaynak sonrası ısıtılma işlemi sayesinde karbür fazlarının çözündürülmesi yoluyla giderilebilir. Ancak sürecin tane büyümesini hızlandırdığı ve sonuç olarak ana metalin yorulma ve çekme dayanımı özelliklerini düşürdüğü unutulmamalıdır (Gordaine, 1970:531-537), (Ram vd., 2005:1132-1138).

Sertlik testi ana metal ile kaynak metal arasındaki farklılıkların dayanım açısından incelenmesi için yıllardır kullanılan basit bir tekniktir. Sertlik ölçümlerinin plastik davranışın belirlenmesinde esas alınmasının nedeni metallerin yüksek oranda yoğunluk göstermeleridir. Akma dayanımı ile sertlik arasında pek çok deneysel ilişki ortaya koyulmuş olmasına karşın, kaynaklı numunede herhangi bir dayanım kaybının olup olmadığının tespiti için yapılan sertlik ölçümü sırasında sertlikteki değişimin akma dayanımındaki değişim ile orantılı olduğunu farz etmek yanıltıcı olur. Inconel 718 kaynaklı numunenin mikro sertlik değerleri ana metale göre bariz şekilde düşüktür. TIG kaynaklı Inconel 718 numunelerin oda sıcaklığındaki % 0,2 akma gerilmesi Kyriakoglou ve diğerleri tarafından elektronik benek numune interferometrisi (electronic speckle pattern interferometry – ESPI) yöntemiyle hesaplanmış ve sonuç olarak mikro sertlikteki % 5'lik düşüğe karşılık TIG kaynaklı numunelerde % 30'a yakın oranda öteleme gerilmesi düştüğü görülmüştür (Kyriakoglou vd., 2007:119-125).

James ve Mills' in 24°C ile 649°C arasında değişen sıcaklıklarda TIG kaynaklı Inconel 718 numuneler üzerinde yorulma çatlağı büyümesinin tespiti için yaptığı çalışmada kaynaklı numunenin merkezine açılmış bir çentik bulunmaktadır. Deney sonuçları çatlak ilerlemesinin kaynak yönüne paralel olduğunu

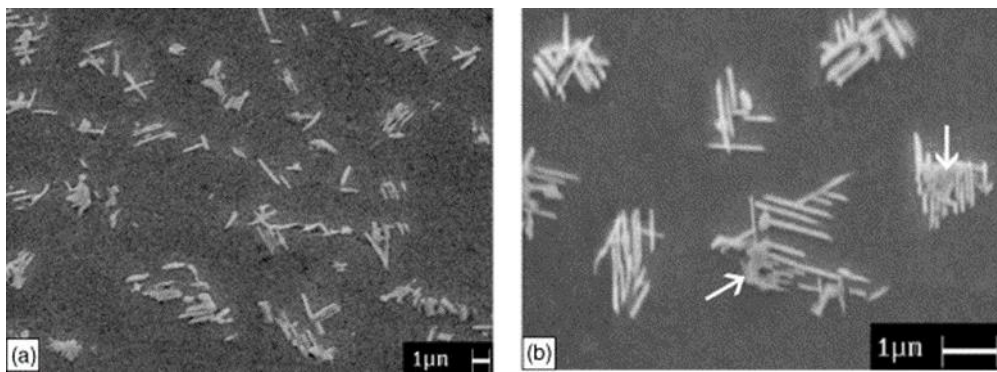
göstermektedir. Çalışma genel olarak kaynaklı numunelerdeki yorulma çatlak büyümesinin ham metaldekinden çok az miktarda yüksek olduğunu göstermektedir. Orandaki artışın nedeni, karbür parçacıklarının çatlak ilerleme yolunun hemen yanındaki kısımlarda mikro boşlukların aşırı miktarda birleşmesine sebep olmalarıdır (James & Mills, 1985:34-40).

Inconel 718'in temel dayanım mekanizması γ' -[Ni₃(Al, Ti)] ve γ'' -[Ni₃Nb] ara metal fazlarından oluşmaktadır. Ancak, nikel esaslı alaşımların çoğunda asıl yapı dayanımı γ' fazı tarafından sağlanmakta iken, söz konusu alaşımın dayanımı büyük oranda γ'' tarafından sağlanır. Bu fazın yapıdaki hacimsel oranının γ' göre çok daha fazla olması, malzemenin süneklik ve dayanım özelliklerini yüksek sıcaklıklarda korumasını sağlar. Bununla birlikte, γ'' fazı matris yapı ile daha az uyumlu olduğundan, kaynak işlemi sonrası çökelme mekanizması stabil kalmaz ve hızlı tane büyümesi meydana gelir. δ -[Ni₃Nb] olarak adlandırılan ve tane büyümesi nedeniyle meydana gelen faz dönüşümü sonucu oluşan yapı γ'' ile kimyasal olarak aynı içeriğe sahip olmasına rağmen morfolojik yönden küresel değil iğne biçimli bir yapıya sahiptir. Bu durum malzemede çentik etkisi yaratarak 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mekanik özelliklerin düşmesine sebep olur (Kalluri vd., 1994:593-605), Gornostyrev vd., 2007:81-84), (Swindeman, 2008:72-79). Şekil 9.'da δ -[Ni₃Nb] fazının kristal yapısı verilmektedir.



Şekil 9. Ortorombik δ -[Ni₃Nb] kristal yapısı

Kaynak işleminden sonra meydana gelen stabil olmayan soğuma ve yüksek sıcaklığa maruz kalma süresinin uzaması malzeme yapısında karbür esaslı fazlar meydana getirerek fiziksel ve kimyasal özellikleri düşürür. Karbür yapıları nikel esaslı alaşımların büyük çoğunluğunda katılma fazı olarak ortaya çıkan bu fazlar tane sınırlarında birikerek çatlamanın bu bölge üzerinden başlayıp ilerlemesine ve malzemenin servis ömrünün kısalmasına neden olmaktadır. Şekil 10.'da yapıda etkisi yaratan iğne biçimli δ -[Ni₃Nb] ve karbür fazları görülmektedir.



Şekil 10. Kaynak işlemi sonrası yapıda oluşan delta (a) ve karbür (b) fazları

Inconel 718 endüstriyel uygulamalarda genel olarak ilave metal kullanılarak kaynaklanır ve kaynaktan sonra ısı işlem görür. Kaynak sonrası gerilme çatlamlarına karşı direnç ve kaynak kabiliyeti açısından çok iyi bir alaşımdır. Çökme ile sertleşebilir nikel esaslı alaşımlar normal olarak kaynak sonrası deformasyon yaşlanması çatlama uğrarlar. Inconel 718 özellikle büyük taneler tarafından şiddetlendirilen ısı tesiri altındaki bölge (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, 1990:363-383). 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 vd., 2007:517-528). Bu mikro çatlaksız durumlar için ısılanma açısının sıfırdan biraz daha büyük olduğu, mikro çatlaklı durumlar içinse sıfır olduğu gerçeğini ortaya çıkarır.

Nikel ve Ni-Fe esaslı alaşımlar MAG, TIG, EIK, Lazer ve PA teknikleri ile kaynak edilebilirler. İlave metal kullanıldığında, malzeme bileşiminde bulunmayan başka elementler de yapıya dahil olacağından hata ihtimali artar. Bu durumda daha sünek ve sıcak yırtılmanın en aza indiği östenitik alaşımlar kullanılır. Söz konusu ergitme kaynağı tekniklerine ilaveten bu alaşımlar levha halinde ise direnç kaynağı yapılabilirler. Ayrıca sert lehimleme ve difüzyon kaynağı da uygulanabilir (Metals Handbook, 1983:1152). Kaynak sırasında zorlanmanın fazla olduğu durumlarda ergime bölgesinde sıcak çatlamlara rastlanabilir (Kronovsky vd., 1989:2149-2158).

5. Sonuç

γ'' -Ni₃Nb fazının görece daha yavaş çökme mekanizması Inconel 718'i diğer alaşımlara göre çatlama problemlerinden uzak ve kolay kaynaklanabilir kılar. Bu yavaş çökme artık gerilmelerin giderilmesine fırsat sağlayacak oranda olduğundan kaynak sonrası ısı işlem sırasında da çatlamlar önlenir.

Inconel 718 kaynak işlemi sırasında γ'' ve γ' faz çöktürmelerinin çözünmesi kaynağı yumuşatır. Kaynak sonrası ısı işlem uygulanmasıyla sertlik bir şekilde geri kazanılabilir ancak sürünme ve yorulma özellikleri kaynak ergime bölgesindeki tanelerin kolon şeklindeki dendritik yapısı nedeniyle geri kazanılamaz. Inconel 718 kaynak edilebilirliği en iyi yüksek dayanımlı alaşımlardan biri olmasına rağmen ergime bölgesindeki katılma çatlakları ve ITAB'daki mikro çatlamlar halen en büyük kısıtlardır.

Kaynak işlemi sonrasında yapıdaki istenmeyen fazların giderilmesi ve mekanik özelliklerin yeniden kazanılması için ısı işlem gerekli bir süreçtir. Nikel esaslı süperalaşımlarda ısı işlemle sertlik ve dayanım gibi mekanik özelliklerin yükseltilmesi, çökme sertleşmesi olarak tanımlanır. Çökme sertleşmesi uygulaması çeliklerin martenzitik dönüşümle sertleştirilmesine benzerse de, meydana gelen içyapı olayları çok farklıdır ve bu uygulama metal alaşımlarında yaygın olarak uygulanır. Çökme sertleşmesi ısı işlemi üç aşamada gerçekleştirilir; öncelikle çözeltiye alma işleminde alaşımların homojen hale getirilmesi amacıyla, yüksek sıcaklıkta tavlama (homojenleştirme işlemi) uygulanır. Ardından, ani soğutma ile aşırı doymuş yapı elde edilir ve son safhada ise homojenleştirme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta, malzeme belirli bir süre yaşlandırılır. Bu sayede, tane sınırlarında biriken karbür fazları ve Nb esaslı δ ve γ'' çöktürmeleri dağıtılarak, malzemenin istenilen servis sıcaklıklarındaki dayanımı tekrar sağlanır.

Kaynakça

- Başaran, A. (1998) Elektron ışın ve TIG kaynağı yöntemleriyle birleştirilmiş Inconel 718 malzemenin mekanik özelliklerinin araştırılması. *Yüksel lisans tezi, O.G.Ü, Fen Bilimleri Enstitüsü*, 4-6.
- Bavarian, B., Emmons, J.R. (1990). Microfissuring in the heat affected zone of Inconel 718 weldments. *ISTFA 90 (Prod. Conf.)*, 363-383.
- Choi, H.S. (1972). Precipitation in Inconel 718 alloy. *Journal of Korean Nuclear Society*, 4, 3, 208.
- Czerwinski, F. (2014). Magnesium alloys - properties in solid and liquid states. Hırvatistan, Rijeka: *IntechOpen*

- Easterling, K., (1992). Introduction to the physical metallurgy of welding (2nd edition). A.B.D., New York: *Butterworth-Heinemann*.
- Gordine, J. (1970). Welding of Inconel 718. *Welding Journal, Research Supplement*, 49, 531-537.
- Gornostyrev, Y.N., Kontsevoi, O.Y., Khromov, K.Y., Katsnelson, M.I. & Freeman, A.J. (2007). The role of thermal expansion and composition changes in the temperature dependence of the lattice misfit in twophase g/g' superalloys, *Scripta Materialia*, 56, 81-84.
- James, L.A., Mills, W.J. (1985). Effect of heat treatment upon the fatigue crack growth behaviour of alloy 718 weldments -part I: macroscopic behaviour. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 107, 34-40.
- Kalluri, S., Rao, K., Halford, G. & McGaw, M. (1994). Deformation and damage mechanisms in Inconel 718 superalloy, superalloys 718, 625, 706 and various Derivatives. *The Minerals, Metals & Materials Society*, 593-605.
- Koolloos J. & Marijnissen G. (2002). Burner rig testing of herringbone EB-PVD thermal barrier coatings. *National Aerospace Laboratory NLR, NLR-TP-2002-293*, 14.
- Kou, S. (2003). Solidification and liquation cracking issues in welding. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 55, 37-42.
- Kronovsky, G.A., Cieslak, M.C., Headley, T.J., Roming, A.D. & Hammeter, W.F. (1989). Inconel 718; a solidification diagram. *Metallurgical Transactions A*, 20A, 2149-2158.
- Kyriakoglou, Y., Preuss, M., & Bowen, P. (2007). Tensile properties and HAZ definition for TIG and EB welds using electronic speckle pattern interferometry (ESPI). *Applied Mechanics and Materials*, 7-8, 119-125.
- Lampman, S. (1997). Weld integrity and performance. New York, NY, USA: *ASM International*.
- Matthew J.D. & Stephen, J.D. (2002). Superalloys: a technical guide (2nd. Edition). *ASM International*, 118-129.
- Metals handbook (9th edition)*. (1983). ASM (American Society for Metals), 6, 1152 p.
- Ram, G.D.J., Reddy, A.V., Rao, K.P. & Reddy, G.M. (2005). Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds. *Materials Science and Technology*, 21, 1132-1138.
- Schafrik, R.E., Ward, D.D. & Groh, J.R. (2001). Application of alloy 718 in GE aircraft engines: past, present and next five years. *Proceedings of the 5th International Symposium on Superalloys 718, 625, 706, and Derivatives*, TMS, 3.
- Schafrik, R. & Sprague, R. (2008). *Superalloy technology – a perspective on critical innovations for turbine engines*. Trans Tech Publications, 380, 113-134.
- Sims, C.T., Stoloff, N.S. & Hagel, W.C. (1987). *Superalloys II- high temperature materials for aerospace and industrial power*. New York, NY, USA: John Wiley & Sons Inc.
- Sundararaman, M., Mukhopadhyay, P. & Banerjee, S. (1997). Precipitation and room temperature deformation behaviour of Inconel 718, superalloys 718, 625 and 706 and various derivatives, *The Minerals, Metals & Materials Society*, 422 p.

- Swindeman, R.W., Swindeman, M.J. (2008). A comparison of creep models for nickel base alloys for advanced energy systems. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85, 72-79.
- Uzunonat, Y. (2012). TIG kaynağı uygulanmış Inconel 718'in darbe dayanımının incelenmesi, Doktora tezi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 3.
- Üzgür, S., Uzunonat, Y. & Kuşhan, M.C. (2011). Inconel 718 geliştirildi: Allvac 718 plus. *Mühendis ve Makine*, 614, 36.
- Vishwakarma, K.R., Richards, N.L. & Chaturvedi, M.C. (2007). Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC 718PLUSTM superalloy. *Materials Science and Engineering A* 480, 517-528.
- Yoshimura, H., Winterton, K. (1972). Solidification mode of weld metal in inconel 718. *Welding Journal Research Supplement*, 51, 132-137.