

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**INCONEL 718 SÜPER ALAŞIMININ PLAZMA TRANSFER
ARK (PTA) YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Mustafa BÖLÜKBAŞI

Yüksek Lisans Tezi
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Teknolojileri
Programı Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Sermin OZAN

TEMMUZ-2017

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**INCONEL 718 SÜPER ALAŞIMININ PLAZMA TRANSFER ARK (PTA) YÖNTEMİ İLE
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mustafa BÖLÜKBAŞI

141140112

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 4 Temmuz 2017

Tezin Savunulduğu Tarih: 22 Haziran 2017

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Sermin OZAN (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri: Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ (F.Ü)

Yrd. Doç. Dr. Yakup SAY (M.Ü)



TEMMUZ-2017

ÖNSÖZ

Yükseköğrenimim süresince her konuda rehber olan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Sermin OZAN'a sonsuz saygılarımı ve teşekkürlerimi sunarım.

Bu tezin hazırlanmasının tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde görev yapmakta olan Arş. Gör. Dr. Nida KATI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarım sırasında teknik destek sağlayan Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Otomotiv Mühendisliği bölümünde görev yapmakta olan Arş. Gör. Turan GÜRGENÇ'e, Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği bölümünde görev yapmakta olan Arş. Gör. Cenk YANEN'e, Mert Döküm Firması ve çalışanları Melih ÇİÇEK ve Ömer SAĞMAL'a, İda Asansör Firması ve Üretim Müdürleri Hüseyin YÜKLÜ'ye, teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarım sırasında ellerinden gelen tüm yardımı sağlayan değerli arkadaşlarım A. Furkan ŞAHİN, Barış GÖÇER, M. Fatih KAYA, Samet KOLUKIRIK'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışmaya TEF.16.01 numaralı proje ile maddi destek sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projeleri Birimine (FÜBAP) teşekkürlerimi sunarım.

Vakitsizce aramızdan ayrılan, kısa ömrünü bilime ve öğrencilerini yetiştirmeye adanmış, yükseköğrenim görmeme vesile olan hocam Sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN'ı rahmetle anıyorum.

Mustafa BÖLÜKBAŞI
ELAĞIĞ-2017

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER.....	III
ÖZET	V
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER LİSTESİ	VII
TABLolar LİSTESİ	IX
SEMBOLLER LİSTESİ	X
KISALTMALAR LİSTESİ	XI
1. GİRİŞ.....	1
2. GENEL BİLGİ.....	5
2.1. Süper Alaşımlar	5
2.1.1. Nikel Esaslı Süper Alaşımlar.....	11
2.1.2. Demir Esaslı Süper Alaşımlar	13
2.1.3. Kobalt Esaslı Süper Alaşımlar.....	13
2.1.4. Inconel 718	14
2.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı	17
2.2.1. Çalışma prensipleri	17
2.2.2. Akım ve Çalışma Şekilleri.....	18
2.2.3. Ekipman.....	19
2.2.3.1. Kaynak Torcu	20
2.2.3.1.1. Gaz Nozulu	24
2.2.3.1.2. Elektrod.....	25
2.2.4. Plazma Gazı ve Koruyucu Gaz.....	25
2.2.5. Uygulamalar	27

2.2.6.	İşlem Prosedürü	29
2.2.7.	Kaynak Operatörü Gereklilikleri	30
2.2.8.	Avantaj ve Dezavantajlar.....	31
3.	LİTERATÜR TARAMASI.....	32
4.	MATERYAL VE METOT.....	36
4.1.	Çalışmanın Amacı	36
4.2.	Kaynak Öncesi İşlemler.....	36
4.2.1.	Deneylerde Kullanılan Malzeme ve Özellikleri	36
4.2.2.	Kaynak Numunelerinin Hazırlanması	37
4.2.3.	Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynak Makinesi	38
4.2.4.	Numunelerin Tezgâha Yerleştirilmesi.....	38
4.2.5.	Kaynak Parametreleri ve Numunelerin Kaynaklanması.....	39
4.3.	Kaynak Sonrası Yapılan İşlemler	40
4.3.1.	Numunelerin Metalografik ve Mekanik Deneyler İçin Hazırlanması	40
4.3.2.	Metalografik İncelemeler.....	42
4.3.3.	Mikrosertlik Analizi.....	46
4.3.4.	Çekme Deneyi	47
5.	BULGULAR.....	48
5.1.	Kaynaklı Numunelerin Makroskobik Değerlendirilmesi	48
5.2.	Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı Değerlendirmesi	57
5.3.	Kaynaklı Numunelerin Mikrosertlik Sonuçları	76
5.4.	Kaynaklı Numunelerin Çekme Deneyleri Sonuçları	77
6.	SONUÇLAR.....	81
7.	ÖNERİLER.....	82
	KAYNAKLAR	83
	ÖZGEÇMİŞ	89

ÖZET

Günümüz teknolojisindeki gelişmeler; ekonomik yönden elverişli, teknik açıdan uygun özel malzemelerin elde edilmesi için yüksek mekanik özelliğe sahip, yüksek sıcaklıkta aşınma ve korozyona dayanıklı süper alaşımların geliştirilmesine neden olmuştur. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamalarında diğer tüm metalürjik malzemelerden daha çok tercih edilmektedir. Bu nedenle bu alaşımların farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilebilirliği araştırma konusu haline gelmiştir.

Bu çalışmada, havacılık endüstrisinde yoğun bir şekilde kullanılan nikel bazlı süper alaşımlardan Inconel 718 alaşımı PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. PTA kaynak yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. Özellikle dikiş kalitesi, güvenilirliği ve ekonomiklik açısından kabul edilen bir yöntemdir. Çalışma esnasında ilerleme hızı sabit tutulup, farklı akım şiddeti ve gaz debilerinde kaynak işlemi gerçekleştirilmiş ve kaynaklı bağlantıların metalografik ve mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Çalışma sonunda; Inconel 718 süper alaşımının PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde kaynak yönteminin bu malzeme için uygun olduğu fakat kaynak parametreleri seçilirken bazı tedbirlerin alınması gerektiği sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Süper alaşımlar, Nikel alaşımları, Inconel 718, Ergitme kaynağı, PTA Kaynağı.

SUMMARY

THE INVESTIGATION OF WELDABILITY OF INCONEL 718 SUPERALLOY BY PTA WELDING

Developments in today's technology; High mechanical features has led to the development of high temperature abrasion and corrosion resistant superalloys to obtain economically viable, technically feasible special materials. Superalloys are preferred much more than all other metallurgical materials putting into high temperature practices. For this reason, the compatibility of these alloys with different welding methods has become a research topic.

In this study, Inconel 718 alloy was combined with PTA welding method from nickel-based superalloys which are intensely used in aviation industry. The PTA welding method has been widely used in the space industry, aviation and nuclear industries as a source of production. Especially in terms of stitch quality, reliability and economy it is an accepted method. During the study, the welding speed was kept constant, in different welding current and gaseous flow rate and the welding operation was carried out. The metallographic and mechanical features of the welded connections were evaluated.

At the end of the study, the Inconel 718 superalloy was combined with the PTA welding method, it was concluded that the welding method is suitable for this material but some precautions must be taken while selecting the welding parameters.

Keywords: Superalloys, Nickel Alloys, Inconel 718, Fusion Welding, PTA Welding.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. Uçak morunun bölümleri ve bu bölümlerde kullanılan süper alaşımlar.....	7
Şekil 2.2. Süper alaşımların kullanım alanları	9
Şekil 2.3. Uçak gaz türbin parçaları.....	9
Şekil 2.4. PTA kaynak yönteminde plazmanın iş parçasına transferi	18
Şekil 2.5. PTA kaynak donanımı şematik gösterimi	20
Şekil 2.6. PTA kaynak Donanımı	20
Şekil 2.7. PTA kaynak yönteminde kullanılan torç	23
Şekil 2.8. PTA kaynak yönteminde kullanılan torca ait nozul ve plazma arkı.....	24
Şekil 2.9. 0,5mm kalınlığındaki 304 paslanman çeliğinin kenar kaynak örneği	28
Şekil 4.1. Ticari olarak temin edilen Inconel 718 plaka	36
Şekil 4.2. Lazer ile kesilen Inconel 718 plakasının şematik görseli	37
Şekil 4.3. Inconel 718 plakasının lazer kesme ile kesilmesi.....	38
Şekil 4.4. PTA kaynak makinesi.....	38
Şekil 4.5. PTA kaynak işlemi öncesi plakaların plazma kaynak makinesi tablasına yerleştirilmesi	39
Şekil 4.6. Tel erezyon kesiminin şematik gösterimi	41
Şekil 4.7. Kaynaklı numunelerin Tel erezyon kesimi sonrası şematik gösterimi.....	41
Şekil 4.8. Kaynaklı numunelerin Tel erezyon kesimi sonrası	42
Şekil 4.9. Mikroyapı numunesi.....	42
Şekil 4.10. Bakalite alma cihazı.....	43
Şekil 4.11. Bakalite alınmış mikroyapı numunesi	43
Şekil 4.12. Optik mikroskop	44
Şekil 4.13. Optik görüntü şablonu	45
Şekil 4.14. Taramalı Elektron Mikrobu	45
Şekil 4.15. Mikrosertlik ölçüm cihazı.....	46
Şekil 4.16. DIN 50125 standartlarına göre hazırlanmış çekme numunesi boyutları .	47
Şekil 4.17. Çekme numuneleri.....	47
Şekil 5.1. N1 numunesinin arka yüzeyi	48
Şekil 5.2. Kaynak bölgesi kesiti.....	48
Şekil 5.3. N1 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü.....	49

Şekil 5.4. N2 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	50
Şekil 5.5. N3 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	50
Şekil 5.6. N4 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	51
Şekil 5.7. N5 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	52
Şekil 5.8. N5 numunesinde gözlemlenen çatlaklar	52
Şekil 5.9. N6 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	53
Şekil 5.10. N7 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	53
Şekil 5.11. N8 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	54
Şekil 5.12. N8 numunesinde gözlemlenen çatlak	54
Şekil 5.13. N9 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	55
Şekil 5.14. N9 numunesinde gözlemlenen çatlak	55
Şekil 5.15. N10 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	56
Şekil 5.16. N10 numunesinde gözlemlenen çatlak	56
Şekil 5.17. N10 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü	57
Şekil 5.18. Ergitme kaynağında katılaşma sonra mikroyapı bölgeleri	58
Şekil 5.19. Düzlemsel büyümeden hücrel büyüme geçiş	58
Şekil 5.20. Sütunsal dentritik büyüme	59
Şekil 5.21. Inconel 718 süper alaşımının ergitme kaynağı sonrası kaynak bölgesinde oluşan dentritik yapı	60
Şekil 5.24. N1 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	63
Şekil 5.25. N2 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	64
Şekil 5.26. N3 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	65
Şekil 5.27. N4 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	67
Şekil 5.28. N5 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	68
Şekil 5.29. N6 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	70
Şekil 5.30. N7 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	71
Şekil 5.31. N8 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	73
Şekil 5.32. N9 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	74
Şekil 5.33. N10 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri.....	75
Şekil 5.34. Çekme deneyi uygulanmış numuneler.....	78
Şekil 5.35. N9 ve N10 numunelerine ait kaynak sonrası görüntüleri	80
Şekil 5.36. N8 numunesine ait kırık yüzey görüntüsü	80

TABLolar LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. Süper alaşımların sınıflandırılması.....	11
Tablo 2.2. Inconel 718 süper alaşımının mekanik özellikleri	17
Tablo 2.3. Plazma gazı ve koruyucu gaz seçimi	26
Tablo 2.4. Kalınlık ve birleştirme türüne göre kullanılması önerilen akım modları .	29
Tablo 4.1. Inconel 718 malzemesine ait spektral analiz.....	37
Tablo 4.2. Kaynak parametreleri	40
Tablo 5.1. Numunelerin kaynak işlemi sonrası XRD analizleri.....	62
Tablo 5.2. Numunelerin kaynak işlemi sonrası Mikrosertlik sonuçları	77
Tablo 5.3. Çekme deneyi uygulanan numunelere ait çekme mukavemeti ve % uzama miktarları.	79

SEMBOLLER LİSTESİ

σ	:Sigma Fazı
γ	:Gama Fazı
δ	:Delta Fazı
A	:Amper
V	:Volt



KISALTMALAR LİSTESİ

EB	:Elektron Işın
GTA	:Gaz Tugnsten Ark
ITAB	:Isının Tesiri Altındaki Bölge
LB	:Lazer Işın
PTA	:Plazma Transfer Ark
SEM	:Taramalı Elektron Mikroskobu
YMK	:Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Aşınmanın, yüksek sıcaklığın ve korozyonun mevcut olduğu çalışma şartlarında metal ve metal alaşımlarının, arzu edilen özellikleri sağlayamadığı noktalarda yeni malzeme grupları devreye girmektedir. Bu malzeme gruplarının başında süper alaşımlar gelmektedir. Günümüz teknolojisindeki gelişmeler; ekonomik yönden elverişli, teknik açıdan uygun özel malzemelerin elde edilmesi için yüksek mekanik özelliğe sahip, yüksek sıcaklıkta aşınma ve korozyona dayanıklı süper alaşımların geliştirilmesine neden olmuştur. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamalarında diğer tüm metalurjik malzemelerden daha çok tercih edilmektedir. Bu tercihe neden olan yüksek sıcaklıktaki mükemmel performans, alaşımların uygun kimyasal kompozisyonu kadar üretim aşamasında oluşan mikroyapısal kusurların daha az olmasından kaynaklanır. Süper alaşım malzemelerin yerlerine kullanıldıkları metal ve metal alaşımlarına göre en önemli üstünlükleri; yüksek özgül mukavemet, yüksek spesifik elastisite modülü, yüksek aşınma dayanımı ve bu özelliklerin yüksek sıcaklıkta bile muhafaza edilmesidir. Bu özelliklere bağlı olarak, süper alaşım malzemeler özellikle havacılık, uzay araçları, nükleer teknolojiler, enerji sistemleri, gaz türbin motorları, cam sanayisinde, sıcak takımlar ve kalıpların yapımında kullanım imkânlarının oluşmasından dolayı bu malzemelere olan ilgi giderek artmıştır. Nikel esaslı alaşımlar, titanyum esaslı alaşımlar ve kompozit malzemeler gibi mühendislik malzemeleri, uzay sanayisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu malzemeler; yüksek sıcaklık uygulamaları, yüksek dayanma gücü gerektiren uygulamalar ve yüksek ağırlık taşıma oranları için tasarlanmışlardır. Nikel esaslı alaşımlar uzay sanayinin ekonomik işletme giderleri için gerekli olan yüksek sürtünme ve korozyon direncine sahiptirler [1, 2]. Süper alaşımların en önemli özellikleri; 650°C'nin üstündeki sıcaklıklara uzun süre dayanmaları ve yüksek sıcaklığa bağlı korozyon ve erozyona dayanıklılıklarıdır. Nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda (1500-1650°C) yüksek dayanıma sahiptirler [3].

Süper alaşım ailesinin demir-nikel bazlı grubunda bulunan Inconel 718, çökeltme sertleşmesi sayesinde yüksek mukavemet değerlerine sahip olabilmekte ve dayanımını 650°C'ye kadar koruyabilmektedir. Dolayısıyla Inconel 718; uçak motorları, nükleer tesisler gibi yüksek sıcaklık dayanımı ve mukavemeti istenen uygulamalarda aranan malzeme grubu haline gelmiştir [4].

Inconel 718 alaşımı ilk olarak 1965 yılında uluslararası nikel şirketi Huntington Division tarafından dövölmüş ve yaşlandırılarak sertleştirilmiş nikel esaslı alaşım olarak üretilmiştir [5, 6]. Inconel 718 süper alaşımı yüksek mukavemet, mükemmel korozyon direnci ve yüksek sıcaklıklarda kararlılığını sürdürebilme özelliklerine sahiptir. Son yıllarda uçak ve uzay endüstrisinde kullanılan Ni esaslı ve çökelme sertleşmesiyle mukavemetlendirilmiş, en önemli sertleştirme elementi Nb olan Inconel 718, en yaygın süper alaşımlardandır [6, 7]. Döküm vasıtasıyla veya dövölerek iki şekilde üretilabilen Inconel 718 çok iyi kaynaklanabilirliğe sahip olması sayesinde gaz türbin parçalarının vazgeçilmez malzemesi olmuştur. Çok iyi mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen Inconel 718 ve diğer süper alaşımların aşınma karakteristiği istenilen düzeyde değildir. Bu nedenle, malzemelere yüzey işlemleri uygulanarak korozyon direncini olumsuz etkilemeden, tribolojik davranışları geliştirilerek performansları arttırılmaya çalışılır. Böylece süper alaşım uygulamaları daha geniş alanlarda kullanılabilir [6, 8].

Hava taşıtlarının toplam ağırlılığının sadece % 10'unu motor kısmı oluştururken ağırlılığın kalan kısmını ise gövde oluşturmaktadır. Motor bölümünde çoğunluğu süper alaşımlar olan yüksek yoğunluklu malzemelerin kullanılması zorunludur. 1940'larda geliştirilen jet motorlarında geleneksel malzemelerin türbin çalışma ortamına dayanım gösterememesi süper alaşımların gelişimine sebep olmuştur. Süper alaşımların gelişimi ise modern jet motorlarının ve endüstriyel türbinlerin yapımına, gelişimine sebep olmuştur. Türbin sistemlerinin ihtiyaç duyduğu, yüksek ısı ve yükleme değerlerinde çalışan yüksek tahrikli sistem parçaları süper alaşımların yoğun olarak kullanım bulduğu yerler olmuştur. Süper alaşımlar çok yüksek ve çok düşük sıcaklıklara karşı gösterdiği dayanımdan dolayı roket motorlarında da oldukça tercih edilmektedirler [9, 10]. Türbin motorlarındaki artan verim, performans ve düşük maliyet gibi itici güçler yüksek sıcaklık değerlerinde çalışabilme ve yüksek mukavemet gösterebilme yeteneğine sahip olan süper alaşımların kullanımını arttırmaktadır [10, 11]. Artan bu kullanım, parça dizaynı ve üretimi esnasında kaynak işlemini daha elzem bir hale getirmektedir. Bu sebeple, üretim mühendisleri ve akademisyenler süper alaşımların kaynaklanabilirliği hakkında devamlı çalışmalar yapmaktadırlar. Bu çalışmalar çoğunlukla parça üretimi ve sonrasında tamir amaçlı kaynak işleminin kullanımı ile elde edilen kaynağın karakterizasyonu ve performans ölçümlerine yöneliktir [9, 10, 12].

Yüksek sıcaklık alaşımlarının kaynağı genellikle zordur. Ergime bölgesi katılaşma çatlakları ve ısıdan etkilenen bölgede sıvılaşma çatlakları gibi problemler oluşmaktadır.

Ergime bölgesindeki çatlaklara katılaştırmanın son aşamalarında ergime bölgesi yakınındaki katılaştıran metalin termal ve mekanik gerilmelere karşı koyamaması neden olurken, ısıdan etkilenen bölgede oluşan sıvılaştırma çatlakları ise tane sınırlarında oluşan sıvı filmin yine aynı gerilmeleri karşılayamaması nedeniyle oluşmaktadır [10, 13].

Abdulgader S.A. [14] hazırladığı tezde; bu problemleri gidermenin bir yolunun kaynak işleminde düşük ısı girdisi kullanılması gerektiğini, süper alaşımların doğası gereği aynı zamanda yüksek yoğunlukta bir ısı girdisi gereksinimi olduğunu ve bu zorunlulukları karşılayan kaynak yöntemlerinin lazer ve elektron ışın kaynakları olduğunu belirtmiştir.

UZUNONAT, Y. [15] Inconel 718 süper alaşımı GTA kaynak yöntemi ile birleştirmiş, yaptığı çalışmada malzeme kaynatıldıktan sonra daha sünek kırılma olduğu, darbeli yükler altında sünek davranış ve yüksek kırılma dayanımı gösterdiği sonucuna ulaşmıştır.

PTA kaynak yöntemi: Metallerin bir tungsten elektrod ve bir iş parçası arasında oluşturulan bir ark ile iletilen ısı sayesinde gazla korunan ark kaynağı işlemi olarak tanımlanabilir. Ark bakır alaşımlı nozul deliği tarafından bir ark sütunu oluşturmak için yüksek oranda sıkıştırılır. Plazma, plazma gazının bir kısmının iyonlaştırılması yoluyla oluşur [16].

PTA kaynak yöntemi, bir nozul sayesinde plazma arkının daraltıldığı ve bu sayede daha yüksek sıcaklık ve enerji yoğunluğuyla kaynak yapmanın mümkün olduğu, GTA kaynak yönteminin geliştirilmiş bir halidir. Daha yüksek enerji yoğunluğu 13mm kalınlığa kadar parçaların alın birleştirmelerinde oluşturduğu anahtar deliği sayesinde daha büyük bir nüfuziyet kapasitesine sahiptir [17].

Plazma arkı, serbestçe yanan bir arkten farklı olarak, çok iyi bir şekilde su ile soğutulan bir bakır memenin içinde daralan bir arktır. Ark genellikle erimeyen bir elektrod ile parça arasında yanar. Meme deliğinin içinden, ark içinde yüksek sıcaklığa erişen, bir soy gaz (genellikle argon) akar. Plazma memesinin şekli ve plazma miktarı sayesinde ark, değişik kaynak işleri için geniş sınırlar içinde optimize edilebilir. Ekipman ayarlanıp, kaynağa başlayınca koruyucu gazlar akmaya başlar. Daha sonra, tungsten elektrod ile torç içindeki bakır alaşımı nozul arasında, oldukça yüksek frekanslı bir açık devre gerilimi uygulanarak bir pilot ark oluşturulur (aktarılmayan ark konumu). Torç iş parçasına yaklaştırıldığında veya ayarlanan kaynak akımı başlatıldığında, ark, bakır alaşımı nozul içerisinden elektrod üzerinden iş parçasına transfer edilir (aktarılan ark konumu) [17].

PTA kaynak yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. Özellikle dikiş kalitesi, güvenilirliği ve ekonomiklik açısından kabul edilen bir yöntemdir. GTA kaynak yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımları PTA kaynak yöntemi ile de güvenilir bir biçimde kaynak edilirler [17]. PTA kaynak yöntemi diğer ergitme kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek sıcaklık, yüksek enerji girdisi, düşük termal girdi ve düşük üretim maliyeti gibi avantajlara sahiptir [18].



2. GENEL BİLGİ

2.1. Süper Alaşımlar

Günümüz teknolojisindeki gelişmeler sayesinde; ekonomik yönden elverişli, teknik açıdan uygun özel malzemelerin elde edilmesi için yüksek mekanik özelliğe sahip, yüksek sıcaklıkta aşınmaya ve korozyona dayanıklı süper alaşımların üretimine neden olmuştur. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamalarında diğer tüm metalürjik malzemelerden daha çok tercih edilmektedir. Bu tercihe neden olan yüksek sıcaklıktaki mükemmel performans, sadece kimyasal bileşenlerle değil, en az bunlar kadar üretim prosesine bağlı olarak mikroyapılarına, elde edilen ikincil fazlara ve mikroyapısal hatasızlığa dayanır. Süper alaşım malzemelerin yerlerine kullanıldıkları metal ve metal alaşımlarına göre en önemli üstünlükleri; yüksek özgül mukavemet, yüksek spesifik elastik modülü, yüksek aşınma dayanımı ve bu özelliklerin yüksek sıcaklıkta bile muhafaza edilmesidir. Bu özelliklere bağlı olarak, süper alaşım malzemeler özellikle havacılık, uzay araçları, nükleer teknolojiler, enerji sistemleri, gaz türbin motorları, cam sanayisi, sıcak takımlar ve kalıpların yapımında kullanım imkânlarının oluşmasından dolayı bu malzemelere olan ilgi giderek artmıştır [1, 19]

Süper alaşımların çok yönlü olmaları, yüksek sıcaklıkta yüksek dayanım ile düşük sıcaklıkta sünekliliği ve mükemmel yüzey kararlılığını bir arada bulundurmalarından kaynaklanmaktadır [20, 21]. Bu sebeple yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen diğer uygulamalara kıyasla daha şiddetli mekanik gerilmelerin olduğu ve yüksek yüzey kararlılığının gerekli olduğu uygulamalarda süper alaşımlar kullanılmaktadır [8, 21, 22].

Süper alaşım terimi, ilk olarak II. Dünya Savaşı'ndan kısa bir süre sonra yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren turbo şarjlarda ve uçak türbin motorlarında kullanılmak üzere geliştirilmiş bir grup alaşımı tanımlamak amacıyla kullanılmıştır. Modern türbin sistemlerinde yakıt verimliliğini arttırma ve emisyonu azaltma amaçlı süper alaşımların performansı üzerine yapılan inceleme, yüksek sıcaklık uygulamaları için bu alaşımların üstünlüğünü ortaya koymaktadır [21, 23].

Süper alaşımlar ilk olarak 1940'lı yılların başlangıcında nikel-krom alaşımlarına az miktarda titanyum ve alüminyum ilaveleriyle yüksek oksidasyon ve deformasyon dayanımlarının arttırılabilmesi sayesinde türbin kanatlarında kullanılmaya başlanmıştır. İlk

Üretilen süper alaşım Nimonic 80'dir ve sonrasında Nimonic 80A geliştirilmiştir. Sonrasında Nimonic 80A'ya yapılan yaklaşık % 20 oranında kobalt ilavesi ile sıcaklık dayanımı 50 °C Nimonic 90 elde edilmiştir. Türbin motoru üreticilerinden gelen yüksek sıcaklık dayanımı talebinin artmasıyla molibden ilaveli alaşımlar kullanılmış ve Nimonic 105 ve Nimonic 115 elde edilmiştir. 1940'lı yılların sonunda Prattand Whitney Aircraft ve General Electric Company tarafından Waspalloy ve MA252 adında iki yeni nikel esaslı dövme alaşım keşfedilmiştir. Bu iki alaşımı farklı yapan, katı ergiyik ve karbür yapı mukavemeti sağlayan molibden'dir. Bu sayede türbin kanatlarında nikel esaslı dövme alaşımların kullanımı giderek yaygınlaşmıştır [1].

1950'lerin sonuna yaklaşıldığında türbin kanatları çalışma sıcaklıkları, büyük zahmetlerle elde edilen dövme alaşımların kapasiteleriyle sınırlıydı. Güçlendirilmiş alaşımlar piyasada mevcut olmasına rağmen bu alaşımları dövme yöntemiyle elde etmek imknsızdı. Dökme süper alaşımlar, vakum ve döküm teknolojilerinin geliştirilmesine kadar fazla kabul görmüyordu. Bu yöntemlerin gelişmesiyle vakum yöntemiyle dökülen ilk alaşımlardan birisi Inconel 713C'dir. Bu malzemenin yüksek karbon içeriği nedeniyle çok fazla karbür oluşturması ve düşük sıcaklıktaki kötü sünekliği, bütün olarak dökülen parçalarda problemler yaşanmasına neden olmuştur. Bu problemi aşmak için düşük karbon içeriği olan versiyonu geliştirilmiş ve türbin kanatlarında kullanılmaya başlanmıştır [24, 25].

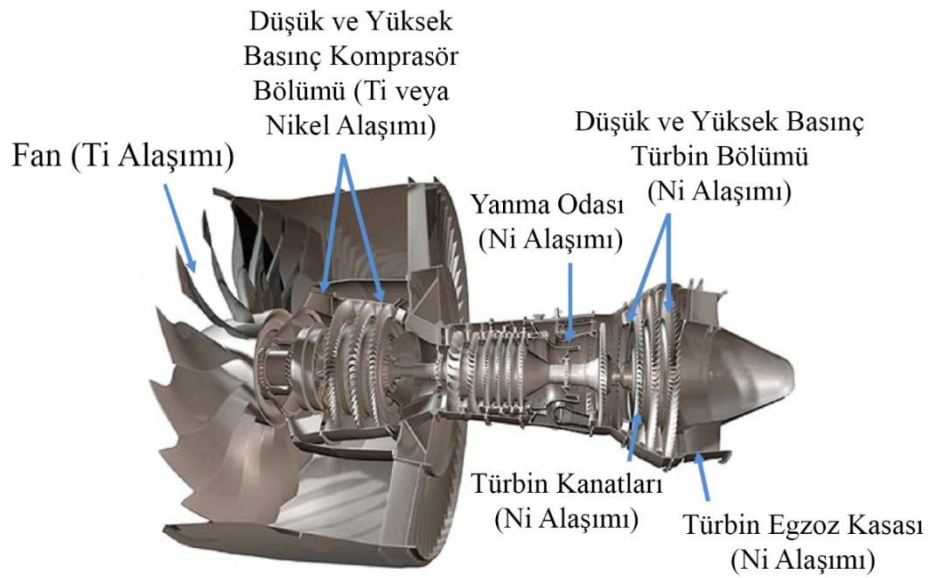
Dövme alaşımlardaki talebe benzer olarak döküm alaşımlarda da daha mukavemetli alaşımların talebi sonucu, döküm alaşımların titanyum ve alüminyum içeriğinin arttırılmasıyla IN 100 geliştirilmiştir. 1960'lı yılların ortalarında Rene 77 malzemesi ve 1960'lı yılların sonlarında ise Rene 80 malzemesi General Electric Company tarafından benzer titanyum ve alüminyum alaşım içerikleriyle geliştirilmiştir. Geliştirilen Rene 80, korozyon direnci ve kopma dayanımı bakımından Rene 77'den daha iyidir [25].

1960'ların sonunda süper alaşımlardaki mukavemeti arttırabilmek için titanyum ve alüminyum katkısının daha fazla yapılamayacağı noktaya gelinmiştir. Bu sırada daha iyi döküm yapabilmek için titanyum oranının azaltılması gerektiği öğrenilmiştir. Bu durum sonucunda katı eriyik mukavemetini arttırabilmek için düşük titanyum alüminyum oranları ve buna karşılık yüksek molibden-tantal oranları ihtiva eden B- 1900 döküm alaşımı geliştirilmiştir. Martin Metals firması ise, alaşımlarında molibden yerine tungsten kullanarak Mar-M 200 alaşımını geliştirmiştir. Fakat bu alaşımda orta düzey sıcaklıklarda yetersiz sürünme ve kopma mukavemetleri problemleri yaşanmıştır. 1969 yılına

gelindiğinde Martin Metals firması Mar-M 200'deki bu problemi döküm 18 alaşımı içeriğine yaklaşık % 2 oranında hafniyum katarak aşmış ve ürünün patentini almıştır. Sonrasında hafniyumun yararlı etkisi Inco 713LC ve B1900 gibi birçok döküm alaşımda kullanılmıştır. Yüksek mukavemeti olan IN-100'ün ve sıcak korozyon direnci yüksek olan Udimet 500'ün birleştirilmesi ile IN-792 ve Mar-M 432 alaşımları oluşturulmuştur. Bu alaşımlar titanyum-alüminyum ve sıcaklığa dayanıklı metal ilaveleriyle yüksek oranlarda krom içeriği ile birlikte yüksek oranlarda krom ile elde edilmiştir [24].

Süper alaşımlar; genellikle demir, nikel, kobalt ve daha az miktarlarda tungsten, molibden, tantal, niyobyum, titanyum ve alüminyum alaşımlarla yapılan çeşitli bileşimleri içerirler [19, 26].

Süper alaşımların sektörel kullanım çeşitliliği günden güne artarak günümüzde uçak ve endüstriyel gaz türbinleri, roket motorları, kimyasal endüstri ve petrol tesislerini de içermektedir [20, 21]. Modern türbin sistemlerinde yakıt verimliliğini artırma ve emisyonu azaltma amaçlı, süper alaşımların performansı üzerine yapılan inceleme, yüksek sıcaklık uygulamaları için üstünlüğünü ortaya koymaktadır [21, 23]. Şekil 2.1'de yüksek sıcaklıkta çalışan uçak motoru ve üzerinde yer alan süper alaşımlar gösterilmektedir.



Şekil 2.1. Uçak motorunun bölümleri ve bu bölümlerde kullanılan süper alaşımlar [27].

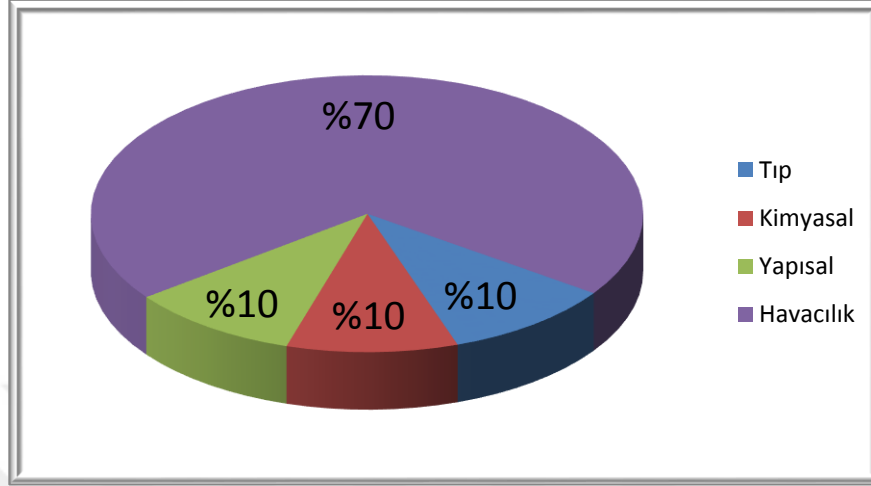
Süper alaşımların herhangi bir uygulama alanı seçimi sırasında; mukavemet, sürünme dayanımı, yorulma dayanımı, şekillenebilirlik ve yüzey kararlılığı gibi mekanik özellikleri dikkate alınmalıdır. Bu özelliklerden biri için yararlı olan kimyasal kompozisyon ve mikroyapısal değişkenler, diğeri için istenmeyen sonuçlar yaratabilir. Örneğin ince tane yapısı, düşük sıcaklık çekme dayanımı, yorulma dayanımı ve yüksek sıcaklık şekillenebilirlik için istenilen mikroyapı iken, sürünme dayanımını olumsuz etkilemektedir. Benzer bir şekilde yüksek krom içeriği nikel esaslı alaşımlarda oksidasyon ve sıcak korozyon direncini artırırken, çekme ve sürünme dayanımında düşüşe, aynı zamanda σ fazı oluşumuna sebep olmaktadır. Bunun yanı sıra sıcaklığa daha dirençli alaşımlar kırılma eğilimi daha eğilimli olmaları sebebiyle yalnızca döküm yöntemi kullanılarak şekillendirilebilir veya toz metalurjisi ile üretilmektedir [21, 28].

Süper alaşımların kullanım alanları şu şekilde listelenebilir:

- Uçak / endüstriyel gaz türbin parçaları: diskler, cıvatalar, şaftlar, uçak pervaneleri, kanatçıklar, yakma hücreleri, art yakıcılar, geri iticiler,
- Buhar türbinli güç tesisleri parçaları: cıvatalar, pervaneler, baca gazı ilave ısıtıcıları,
- Otomotiv parçaları: turbo kompresörler, egzoz valfları,
- Metal işleme malzemesi: yüksek sıcaklığa dayanıklı iş takımları ve kalıpları, döküm kalıpları,
- Medikal ekipmanlarda: dişçilikte, protez cihazlarda,
- Uzay mekiği parçaları: aerodinamik olarak ısıtılmış yüzeylerde, roket motor parçalarında,
- Isıl işlem parçalarında: bağlama ekipmanları, taşıma bantları,
- Nükleer güç sistemlerinde: kontrol çubuğu sürme mekanizmaları, supaplarda, kanal sistemleri,
- Kimyasal ve petrokimyasal endüstrilerde: cıvatalarda, valflarda, reaksiyon kazanlarında, borularda, pompalarda [21].

Tüm uygulamalarda yüksek sıcaklık mukavemeti gerekli değildir. Yüksek sıcaklık mukavemeti korozyon direnci ile birleştiğinde biyomedikal cihazlar için süper alaşım malzeme standartlarını belirlerler [8, 21]. Özellikle kobalt esaslı süper alaşımlar medikal ve dental implantlarda geniş kullanım alanına sahiptir. Haynes 25, gaz türbinleri sıcak bölümleri, nükleer reaktör parçalarının yanı sıra medikal uygulamalarda da kullanıldığı bilinen kobalt esaslı süper alaşımdır. Haynes 188 ve S-816 kobalt esaslı alaşımlar ise

yüksek basınç türbin kanatçıkları ve gaz türbini yanma odasında kullanım alanı bulmaktadır [21, 28].



Şekil 2.2. Süper alaşımların kullanım alanları [29].



(a)



(b)

Şekil 2.3. Uçak gaz türbin parçaları: (a) türbin diski, (b) türbin kanatçıkları [21].

Şekil 2.2, süper alaşım tüketiminin % 70'lik kısmının havacılık endüstrisinde ilgili parçaların üretiminde kullanıldığını, Şekil 2.3 bu kısımdaki kullanım örneklerini göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik ve kimyasal özellikleri süper alaşımları jet motorlarında yüksek sıcaklıklarda çalışan sabit ve hareketli parçaların üretimi

için eşsiz kılmalıdır. Bazı süper alaşımlardan üretilmiş parçalar çeliklerden üretilmiş parçalara kıyasla daha küçük ve hafif olmaktadır. Bu, yakıt tüketiminde ve hava kirliliğinde önemli derecede bir azalma anlamına gelmektedir. Bir motorun ağırlığındaki her bir kilogramlık azalma motorun kullanım ömrü boyunca 150.000\$ tutarında bir tasarruf anlamına gelmektedir [1, 29].

Süper alaşımlar içerdiği elementlerin miktarına göre genel olarak üç ana gruba ayrılır (Tablo2.1); Nikel esaslı, demir-nikel esaslı ve kobalt esaslı süper alaşımlar. Nikel esaslı süper alaşımların yapısında yüksek miktarda nikel elementi bulunur. Yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti oldukça iyi olmakla beraber korozyona karşı da oldukça dayanıklıdır. Yaklaşık olarak 650-1100°C sıcaklıkları arasında kullanılırlar. Bu sıcaklıklar arasında kullanılan malzemeler içerisinde yapısı en iyi bilinen malzeme çeşididir [30]. Demir-nikel esaslı süper alaşımların yapısında yüksek miktarda demir elementi bulunur, mekanik özellikleri çok iyidir. 700°C sıcaklıklara kadar oksidasyona ve aşınma direncine karşı iyi özellik gösterir. Termal şoklara karşı dirençlidir. Demir-nikel esaslı süper alaşımların en büyük avantajı fiyatının diğer süper alaşımlara göre daha ucuz olmasıdır. Kobalt esaslı süper alaşımların yapısında yüksek miktarda kobalt elementi bulunur. Ortalama 1175°C sıcaklıklara kadar mükemmel oksidasyon direnci ve yüksek mukavemete sahiptirler. Sıcak korozyona maruz kalınan ortamlarda ve düşük stress istenen yerlerde, dengeyi daha iyi koruyabildiği için Ni bazlı süper alaşımlardan daha iyi sonuç vermektedirler. Özellikle yüksek sıcaklıklarda çalışan ve hareketli parçalarda tercih edilir. Mukavemet açısından incelendiğinde 980°C'nin üzerindeki sıcaklıklar dışında nikel esaslı alaşımların yerine tercih edilmemektedirler. Yüksek ergime sıcaklığına sahip ısı dayanımlı alaşımlar uçak motorlarının parçalarının üretiminde kullanılan en temel malzemelerdir. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik ve kimyasal özellikleri süper alaşımları jet motorlarında yüksek sıcaklıklarda çalışan sabit ve dinamik parçaların üretimi için vazgeçilmez hale getirilmektedir [6].

Tablo 2.1. Süper alaşımların sınıflandırılması [7].

SÜPER ALAŞIMLAR		
Nikel Esaslı	Demir esaslı	Kobalt esaslı
Inconel (587, 597, 718 vb.)	Incoloy (800, 801, 802 vb.)	Haynes 188
Nimonic (75, 80A, 90 vb.)	A-286	L-605
Rene (41,95)	Alloy 901	MAR-M918
Udimet (400,500,700 vb.)	Discaloy	MP35N
Pyromet 860 M-252	Haynes 556	MP159
Hastelloy (C-22, G-30 vb.)	H-155	Stellite 6B
Waspalloy	V-57	Elgilloy
Unitemp AF2-IDA6		
Cabot 214		
Haynes 230		

2.1.1. Nikel Esaslı Süper Alaşımlar

Nikel esaslı süper alaşımlar, başta nikel olmak üzere, önemli miktarlarda krom içeren alaşımlar olarak tanımlanmıştır. Temel alaşım elemanı olarak kobalt, demir, molibden, tungsten ve tantal içerebilirler. Katı solüsyon ve ikinci aşama intermetalik çökeltme ile kuvvetlendirilmişlerdir. Alüminyum, titanyum ve niyobyum intermetalik oluşum elementleridir. Nikel esaslı süper alaşımlar % 30 ile % 75 Ni ve % 30' a kadar Cr içerirler. Birçok Inconel, Nimonic ve Hastelloy gibi alaşımlarda demir içeriği, küçük miktarlardan yaklaşık % 35' e kadar değişen oranlarda bulunur. Birçok nikel esaslı alaşım, dayanım veya korozyon direncini arttırmak için küçük miktarlarda alüminyum, titanyum, niyobyum, molibden ve tungsten içerir. Nikel ve krom kombinasyonu, bu alaşımlara önemli derecede oksidasyon dayanımı verir. Nikel esaslı süper alaşımlar özellikle 650°C' yi geçen sıcaklıklarda mekanik dayanım olarak paslanmaz çeliği geçerler. Nikel esaslı süper

alaşımlar; oksidasyon ve korozyona, yüksek dayanım ve direnç gerektiren uygulama alanlarında genişçe kullanılırlar [19, 24].

Nikel esaslı süper alaşımlar en karmaşık süper alaşımlardır ve genellikle uçak motorlarında kullanılır. Motor ağırlığının % 50'si ve üzeri nikel esaslı süper alaşımlardan meydana gelmektedir. Süper alaşımların en geniş grubunu oluşturmaktadır ve işlemesi oldukça güçtür. Düşük sıcaklıkta kullanım için katı ergiyik sertleştirilmiş ve yüksek sıcaklıkta kullanım için çökelti sertleştirilmiş olarak kullanılmaktadırlar. Nikel esaslı süper alaşımlar nikel elementi içeriği en az % 50 civarındadır, yüksek kararlı YMK östenit faz matriste bulunur. Çoğu nikel esaslı süper alaşım % 10-20 civarında krom, % 8 alüminyum ve titanyum karışımı, % 5-15 kobalt ve düşük miktarda boron, zirkonyum ve karbon içermektedir. Diğer ortak alaşım elementleri ise molibden, niyobyum, tantalyum, tungsten ve renyumdur. Krom ve alüminyum elementlerinin Cr_2O_3 ve Al_2O_3 oksitlerine dönüşmesiyle oksidasyon direncini artırmasında önemli rol oynamaktadır [6].

Mukavemet ve tokluğun kombinasyonu, 700°C üzerindeki sıcaklıklarda mekanik özellikleri, nikel esaslı süper alaşımları yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren uygulamalar için öncelikli malzeme yapar [21, 28]. Ni esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklık sürünme, yorulma ve çevresel bozunmalara karşı direnci bu sıcaklıklardaki kullanımını yaygın hale getirmiştir [21, 23].

Nikel esaslı süper alaşımlar, en çok kullanılan süper alaşımlar olup çoğunlukla uçak motorlarında türbin komponenti olarak kullanılırlar. Bu süper alaşımların yüksek sıcaklıklarda korozyona, mekanik ve termal yorulmalara, mekanik ve termal şoklara, sürünmeye ve aşınmaya dayanıklı olmaları, zorlu ortamlarda kullanabilmelerini sağlar. Bu özellikler, alaşımların kullanıldığı alanlarda verimli ve efektif servis performansları için gereklidir. Uçak motorlarında özellikle yüksek basınç ve sıcaklıklarda çalışan türbin kanatlarında kullanılırlar. En yaygın kullanılan nikel esaslı süper alaşım ise Inconel 718'dir [1, 25].

Endüstride geniş bir kullanım alanına sahip olan bu alaşımlar şu özelliklere sahiptir [3, 31, 32];

- a) Yüksek ısıl gerilim
- b) Yüksek sertlik
- c) Yüksek kesme kuvvetine gerek duyan işleme gerilmesi ve yüksek is sertliği
- d) Yüksek ısılara sebebiyet veren düşük termal iletkenlik
- e) Yüksek oranda aşındırıcı karbür zerreciklerinin varlığı

f) Takım üzerine güçlü kaynama eğilimi ve yığıntı talaş (BUE) oluşumu

2.1.2. Demir Esaslı Süper Alaşımlar

Bu alaşımlarda düşük maliyetli demir nikel kısmen yer değiştirmiştir. Düşük nikel içeriklerinden dolayı yüksek sıcaklıklarda nikel esaslı süper alaşımlar kadar faydalı değildir. Demir esaslı süper alaşımların çoğu % 25'ten % 45'e kadar nikel ve % 15'ten % 60'a kadar demir içerirler. % 15'ten % 28'e kadar krom yüksek sıcaklı oksidasyon direnci için ilave edilirken % 1'den % 6'ya kadar molibden katı ergiyik mukavemetinin artması için ilave edilir [25, 33, 34].

Titanyum, alüminyum ve niyobyum mukavemet arttırıcı çökelti oluşturmak için nikel kombine edilir. Ayrıca alüminyum ve titanyum içermeleri nedeni ile çökeltme sertleşmesi işlemi ile sertleştirilebilirler. Kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip matriste alaşım elementlerine bağlı olarak çökelen fazlar, malzemenin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde etkin rol oynarlar. Demir esaslı süper alaşımlar yaklaşık 650 °C'e kadar olan sıcaklıklarda kullanım bulmaktadırlar. Demir esaslı süper alaşımların dayanımları, nikel esaslı alaşımlara göre daha düşüktür. Bu nedenle daha uzun omur ve aynı zamanda yüksek mekanik ve termik zorlamalarda nikel ve kobalt esaslı alaşımlar tercih edilir. Pek çok gaz türbin motorlarında, kanatlarında, diskler ve şaftlar ile buhar türbinlerindeki bazı parçalar demir esaslı süper alaşımlardan yapılabilir. Diğer süper alaşımlara kıyasla daha ucuzdurlar [25, 33].

2.1.3. Kobalt Esaslı Süper Alaşımlar

Kobalt esaslı dökme ısı dayanımlı alaşımlar ilk kez ikinci dünya savaşı sırasında yüksek gerilmeler altında çalışan gaz türbin bıçaklarında kullanılmıştır. İlk alaşım, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr alaşımlarının kullanıldığı sıcaklıklar kadar yüksek sıcaklıklarda kullanılsa da yüksek gerilme altında sürünme ve kırılma özellikleri açısından diğer alaşımlara kıyasla oldukça memnun edici sonuçlar vermiştir [29, 35].

Pek çok yüksek sıcaklık kobalt alaşımı önemli miktarda karbon içermektedir ve mukavemetlerini yalnızca tungsten ve krom gibi elementlerin sağladığı katı çözelti sertleşmesinden değil aynı zamanda 815°C üzerinde daha az etkili olan karbür

çökmesinden kazanmaktadırlar. Nikel, kobaltın yüksek sıcaklık formu olan yüzey merkezli kübik (YMK) yapısını kararlı kılmak için sıklıkla ilave edilmektedir. Mukavemet açısından kobalt alaşımları 980°C üzerindeki sıcaklıklar haricinde nikel alaşımlarıyla rekabet edememektedirler. Buna rağmen kaynaklanma ile tamir edilebilme kolaylığı ve yüksek sıcaklıklarda mükemmel korozyon direnci sağlayan yüksek krom içerikleri nedeniyle kobalt esaslı alaşımlar yüksek basınç türbin kanatçıklarında geniş bir kullanım alanı bulmaktadır [29, 35].

Spesifik olarak ağırlıkça % 20–30 krom yüksek sıcaklıkta oksitlenme ve korozyon direnci ve katı çözelti sertleşmesi açısından kilit bileşen olmaktadır. Ayrıca karbür çökeltme sertleşmesi istenilen durumlarda krom, çeşitli krom karbon oranlarındaki karbürlerin oluşumunda önemli bir rol oynamaktadır. Kobalt-krom ikili sistemi % 58 krom ilavesinde kararlı sigma fazını oluşturduğundan yüksek krom miktarlarından kaçınmak gerekmektedir. Kobalt alaşım sistemlerinde birincil sertleşme mekanizması çökeltme sertleşmesi olduğundan, karbon en yüksek sürünme ve kırılma mukavemetine ulaşmak için kritik önem taşımaktadır. Karbon miktarının kontrolü çekme ve kırılma mukavemetleri ve sürünme açısından önemlidir. Bunun nedeni ağırlıkça % 0,3–0,6 C aralığında mukavemetin doğrusal olmayan bir artış göstermesidir. Sonuç olarak bu aralıkta süneklik düşmektedir. Daha da önemlisi 650- 927°C aralığında kullanım sırasında ikincil karbürlerin çökmesi sonucunda süneklik önemli derecede düşmektedir [22, 29].

Kobalt esaslı süper alaşımlar, endüstriyel ve uçak türbinlerinde gerilme kırılma parametreleri, mükemmel korozyon ve oksitlenme direnci gibi özellikleriyle kullanılmaktadır. Daha uzun ömürlü türbinlere olan ihtiyaç bu malzemelerin gelişimi için itici güç oluşturmaktadır. Çökeltme sertleşmesi, güçlendirme açısından önemli bir süreç olmasına rağmen, ısıtım işlemleriyle güçlendirme konusu henüz gelişmemiştir. Endüstriyel uygulamalarda Co esaslı alaşımlar döküm sonrası halleriyle kullanılmaktadırlar [29, 36].

2.1.4. Inconel 718

Inconel 718, 1950'li yıllarda International Nickel Corporation tarafından geliştirilmiştir, uzun süre önce geliştirilmesine rağmen, günümüzde özellikle uçak/ endüstriyel gaz türbin motor parçaları gibi yüksek sıcaklık ortamlarında çalışan pek çok malzeme için geniş kullanım alanlarına sahiptir. Isıl yorulma dayanımı, oksidasyon direnci,

korozyon direnci, kolay dövülebilirlik ve kaynaklanabilirlik Inconel 718'in önemli özelliklerindendir [21, 37].

Bu değerli alaşım, 1959' da uluslararası Nikel şirketi (INCO) tarafından Suffern' deki araştırma laboratuvarlarında ve Batı Virginia Huntington' daki fabrikasında geliştirilmiştir. Yüksek sıcaklıklardaki alaşımların dayanımını artırmak için niyobyum katılmıştır. Dayanım artış mekanizması, ısıtılma işlemi sırasında nikel matrisi içinde Ni_3Nb intermetalik bileşiğin çökmesidir. Dayanım artırıcı olarak niyobyum'a diğer alternatif olacak elementler var olmasına rağmen, niyobyum nihai parçaların üretimi sırasında (özellikle kaynak sırasında) çatlaktan sakınmaya karşı olan yeteneği bakımından eşsiz bulunmuştur. Niyobyum daha yavaş çöktüğü için parçaların çatlamasından önce sıcaklıkla gerilimleri azaltılabilir [2].

1965 Ocak ayında General Elektrik firması toplandı ve alaşım 718'in tüm formlarını gelecek 10 yılda üretmeye karar verdi. Bu süper alaşım işinin belkemiği olan endüstri için önemli bir karardı. Bu alaşım GE-1 olarak adlandırılan General elektriğin yeni motor ailesi için malzeme olarak seçilmişti [2].

718 alaşımının tanıtıldığı dönemde, uçak gaz türbin motorları için geliştirilmiş bir süper alaşıma ihtiyaç olsa bile, bu alaşımın türbin malzemesi olarak onaylanması 5 yıl sürdü. Ayrıca 70'lerin sonu ve 80'lerin başına kadar Inconel 718, uçak motorlarında kullanılan en önemli alaşım değildi. Afrika'dan gelen kobaltın tedarik edilmesinde meydana gelen kriz sonucunda kobaltın libre fiyatı 3 dolardan 30 dolara çıktı. Bunun sonucunda Inconel 718'e alternatif olan kobalt esaslı alaşımlar benimsenmedi [2].

İlk başlarda alaşım 718 ile rekabet eden malzemelerden biri Special Metals Corporation firması tarafından geliştirilen Udimet 630 idi. Bu alaşım, alaşım 718'e çok benzer ancak daha fazla niyobyum (% 6,5 ağırlıkça) içeriyordu. Alaşım 718 en sonunda türbin diskleri için udimet 630'dan daha üstün seçildi. Çoğunlukla alaşım 718'in daha yaygın elde edilebilirliği ve daha geniş veri tabanının bulunması Udimet 630'a göre onun tek kaynak olmasını sağladı [2].

Gelişmenin ilk 5 yıllık süresinde alaşım 718 zirveye yükselene kadar çeşitli alaşımlarla üstünlük için yarıştı. Alaşım 718'in öne çıkan özellikleri olduğu için, INCO'nun serbest lisans politikasınca rakipleri üzerinde büyük bir avantaj elde etti. Bunun gibi tüm süper alaşım toplumunun kaynakları, üreticileri kullanıcıları, üniversiteler ve devlet laboratuvarları Inconel 718 üzerine yoğunlaştı. Bu olduğu zaman uygulamalar ve üretim patladı ve alaşım 718 gaz türbin alanının en büyük destek alaşımı oldu [2].

Inconel 718 içeriğinde önemli miktarlarda Fe, Nb ve Mo alaşım elementleri bulunur. Küçük miktarlar da Al ve Ti elementlerini de içermektedir. Korozyon direnci ve yüksek mekanik özelliklerine sahip Inconel 718, ayrıca kaynaklanabilirliği ile önemli bir süper alaşımdır [6, 24]. Nikel ve krom korozyon direncine katkı sağlamaktadır. Matriste YMK γ fazında kristalize olurlar. Nb ise malzemenin sertleşmesine sağlayan γ'' (yarı kararlı intermetalik bileşik Ni_3Nb) çökelti fazı olarak matriste bulunur. Alüminyum ve titanyum elementleri ise γ' (Ni_3Al, Ti) fazını oluştururlar, bu faz γ'' fazına göre sertleşmeye daha az etkisi vardır. Karbon ise MC bileşiğinde şeklinde karbür olarak matriste bulunur ($M = Ti$ ve ya Nb). Karbon miktarının düşük olması diğer faz dönüşümlerinin gerçekleşmesi için önemlidir. Molibden ise katı ergiyik olarak mekanik özelliklerinin arttırmasını etkilemektedir. Uygun olmayan ısıtım koşulları Inconel 718 alaşımında ortorombik kristal yapıda, Ni_3Nb kimyasal kompozisyonuna sahip kararlı delta (δ) fazını oluşturmaktadır [6, 38].

Inconel 718 dökümü, polikristalli ve eş eksenlibir mikroyapıya sahiptir, düşük ve orta sıcaklıktaki (-250 / 700°C) mükemmel mekanik özelliklerinden dolayı son yıllarda uzay, petrol ve nükleer enerji endüstrisinde geniş bir uygulama alanı bulunmaktadır. Uçak uygulamalarında; kompresör, türbin diski, türbin kanatçıkları, cıvata gibi uçak motoru parçalarında, krayojenik tanklarda (-162°C sıcaklıklarda servis şartları), uyduların güç kaynağı bataryalarında kullanılmaktadır [6].

Tablo 2.2’de Inconel 718 e ait mekanik özellikleri gösterilmiştir. Özellikle 650°C’ye kadar mükemmel mekanik özellikleri Inconel 718’i dünya standartlarında türbin disklerinde kullanılan malzeme haline getirmiştir. Homojenik ve istenilen sünekliliğin elde edilmesi, yorulma direncinin tatmin edici olması ve sürünme direncinin istenilen maksimum uygulama sıcaklığı için yeterli oluşu, Inconel 718’i türbin disk uygulamaları için tercih edilen malzeme yapmıştır [8, 21]. Inconel 718, mükemmel korozyon ve oksidasyon direncinin yanı sıra iyi şekillenebilirlik, -217°C-705°C sıcaklık aralığında mükemmel dayanım, süneklilik ve tokluk özelliklerine sahiptir [21].

Tablo 2.2. Inconel 718 süper alaşımlarının mekanik özellikleri [21].

Mekanik Özellikler	Oda Sıcaklığı	650 °C
Çekme Dayanımı	1240 MPa	965 MPa
Akma Dayanımı	1034 MPa	861 MPa
% Uzama	12	12
Elastiklik Modülü	210 GPa	163 GPa
Sertlik	35,5 HRc - 350HV	-

2.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı

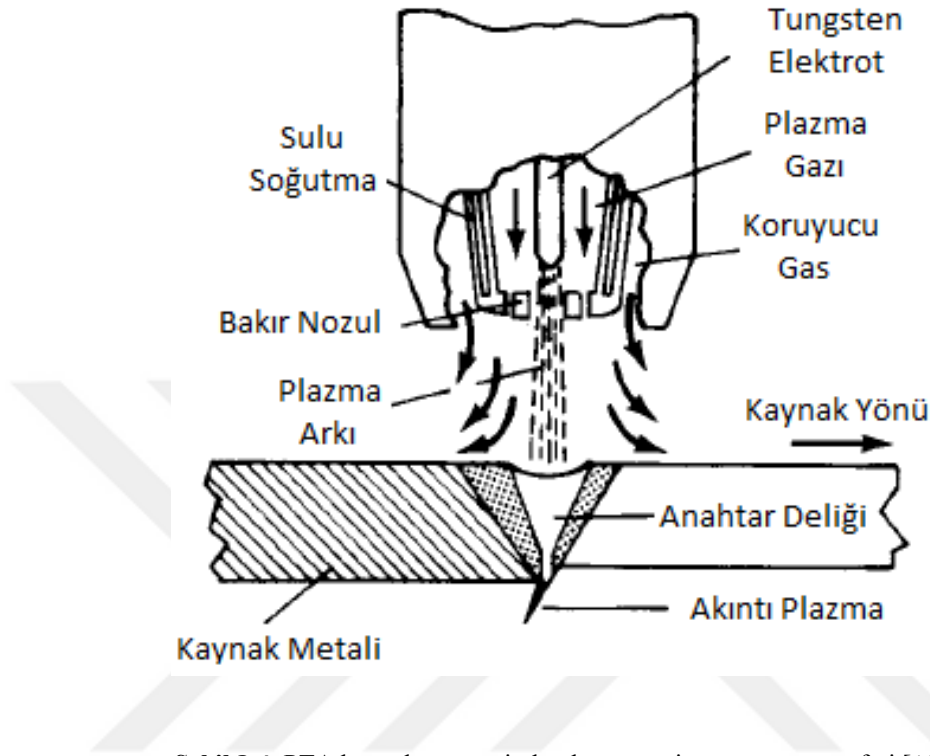
Plazma transfer ark (PTA) kaynağı; uzay sanayi, nükleer tesisler, elektronik sanayi ve gemi inşaatı gibi birçok farklı alanda kendisine yer bulan bir kaynak yöntemidir. PTA kaynak yöntemi yüksek güvenliğe, güvenilirliğe ve serbestliğe sahiptir. Yöntem düşük akımlı proseslerinde ince et kalınlığına sahip basınçlı kaplar, vakum tüpü parçaları, röle kutularının üretiminde kullanılır. Yüksek akımlı proseslerde roket yakıt tankları, türbin motor elemanları gibi malzemelerin üretilmesinde kullanılır [39].

PTA kaynak yöntemi bir tungsten elektrod ve bir iş parçası arasında oluşturulan bir ark ile iletilen ısı sayesinde gazla korunan ark kaynağı işlemi olarak tanımlanabilir. Ark bakır alaşımlı nozul deliği tarafından bir ark sütunu oluşturmak için yüksek oranda sıkıştırılır. Plazma, plazma gazının bir kısmının iyonlaştırılması yoluyla oluşur (Şekil 2.4) [16].

2.2.1. Çalışma prensipleri

Ekipman kurulduktan ve kaynak işlemi başlatıldıktan sonra, plazma ve koruyucu gazlar açılır. Tungsten elektrod ve torç içindeki bakır alaşımlı başlık arasında yüksek frekanslı bir açık devre voltajı uygulayarak bir pilot ark (aktarılmayan ark modu) oluşturulur. Nozul iş parçasına çok yakın bir konumda getirildiğinde veya seçilen kaynak

akımı başlatıldığında ark, bakır alaşım ağzındaki delikten geçecek şekilde (aktarılan ark modu) elektrottan iş parçasına aktarılarak kaynak havuzu oluşturulur (Şekil 2.4) [16].



Şekil 2.4. PTA kaynak yönteminde plazmanın iş parçasına transferi [16].

2.2.2. Akım ve Çalışma Şekilleri

PTA kaynak işlemi üç akım modu kullanır: mikrop plazma (ergime), orta akım (ergime) ve anahtar deliği modlarıdır. Bu kategorizasyon öncelikle kaynak akımının seviyesine dayanır. Mikrop plazma modu genellikle 0,1 ila 15 A arasındaki akım aralığında, orta akım plazma modu 15 ila 100 A arasında, anahtar deliği plazma modu 100 A'ın üstündedir [16].

Mikrop plazma (0,1 – 15 A.): Kaynağın düşük akımlarda gerçekleştirildiği durumdur. 20 mm'ye kadar kaynak kararlı ark sütunu oluşturulabilir. Mikrop plazma ile 0,1 mm inceliğe kadar kaynak yapılabilir [17].

Orta akım (15 – 100 A.): Daha yüksek akım değerlerinde plazma arkının oluşturulduğu durumdur. GTA kaynak yöntemi ile benzerlik gösterir, fakat PTA kaynak

yönteminde ark daraltılmıştır. Plazma gazı akış hızıyla kaynak havuzunun nüfuziyet artırılabilir [17].

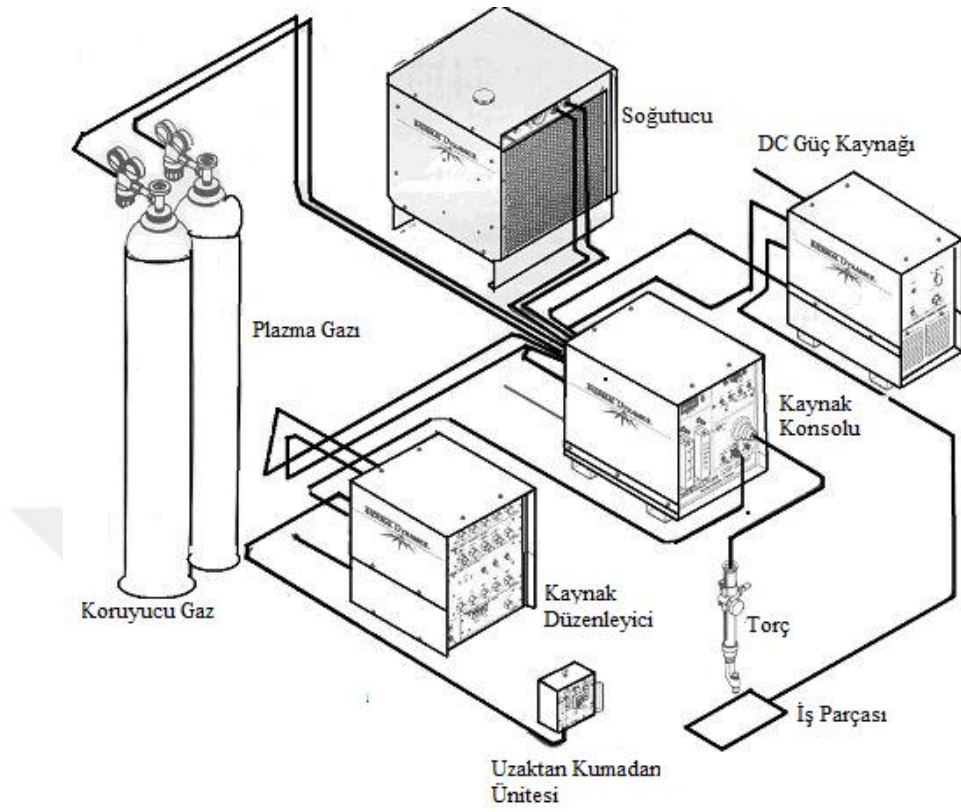
Anahtar deliği plazma (100 A. Üzeri): Çok yüksek akım değerleri ile yapılır. Artan kaynak akımı ve plazma gaz akışıyla, bir malzemede tam nüfuziyet elde etmek için, LB ve EB kaynak yöntemlerinde olduğu gibi çok güçlü bir plazma ışını meydana getirilir. Kaynak esnasında ergiyik metal malzemenin kesiti boyunca anahtar deliği şeklinde bir boşluk oluşturarak ilerler. Bu yöntemle 10 mm. kadar olan parçalar tek pasonda kaynak edilebilir. Yalnız parça kalınlığına göre bu akım değerlerinde çakışmalar olabilir [17].

Sözgelimi, 2 mm kalınlığında bir parçada anahtar deliği konumuna 70 amperde ulaşılabilir. 500 Ampere kadar akım veren PTA kaynak makineleri var ise de tipik bir makine maksimum 300 Amper verir. Mikroplazma ve orta akım durumları maksimum 3 mm kalınlığa kadar olan malzemelerde kullanılırken, anahtar deliği daha kalın parçalar ve yüksek kaynak hızlarında kullanılır [17].

2.2.3. Ekipman

Temel bir PTA kaynağı sistemi (Şekil 2.5 ve Şekil 2.6), bir güç kaynağı, bir plazma kontrol konsolu, bir su soğutucu, bir kaynak torcu ve plazma ve koruyucu gazlar için bir gaz besleme sisteminden oluşur. Kaynak sisteminin ana gücünü sağlayan güç kaynağı, genellikle bir dizi denetleyici ve kontrol konsolundan oluşur. Kontrol konsolu, gaz akışı, ark başlatma, ana kaynak akım kontrolü, yukarı ve aşağı eğim parametrelerinin ayarlanmasını sağlar. En basit biçiminde plazma kontrol konsolu, plazma ve koruyucu gazlar için gaz akışını kontrol eder ve yüksek frekanslı pilot arkı başlatma devresini içerir. Kaynak torcu manuel veya mekanik hale getirilebilir ve torcun aşırı ısınmasını önlemek ve bileşen ömrünü en üst düzeye çıkarmak için suyla soğutulur. Gaz kaynağı genellikle, akış hızlarının operatör tarafından ayarlandığı plazma kontrol konsolu vasıtasıyla yönlendirilir [16].

Güç kaynağı, sabit bir akım veren bir elektrik hattına bağlı olmalıdır. Transformatörlü güç kaynakları en yaygın olanıdır, ancak inverter güç kaynakları da mevcuttur. Ana ark akımının güvenilir şekilde başlatılmasını ve aktarılmasını sağlamak için minimum açık devre voltajı 80V olmalıdır. Güç kaynağı kaynak akımı için akım ayarlama yeteneğine sahip olmalıdır. Darbeli akım çalışması için parametreleri, zamanlamalı olarak seçmek için potansiyometrelere sahip olmalıdır [16].



Şekil 2.5. PTA kaynak donanımı şematik gösterimi [17].



Şekil 2.6. PTA kaynak Donanımı [17].

2.2.3.1. Kaynak Torcu

Diğer ark kaynağı yöntemlerindeki gibi, PTA kaynak yöntemi torçlarının farklı güç dereceleri ve manuel ve mekanik versiyonlar için çeşitli boyutları mevcuttur. Tasarım ilkeleri her durumda aynıdır. Tungsten elektrod, torç gövdesi içinde bir tutamak içinde tutulur. Plazma torçlarında, torç tasarımı ve imalinde tungsten elektrodu ve delik merkezinde tutmak önemlidir. Elektrod takımı, bir plenum odacığının içine yerleştirilir ve plazma gazı bu bölmeye verilir. Dişli bir bakır alaşımlı ağızlık bu bölmenin önünü oluşturur ve plazma arkını sıkıştırmak için kullanılan meme deliğini içerir. Genellikle yalıtıcı bir seramik malzemeden bir koruyucu gaz memesi, torcun ön ucuna geçirilir ve sıkıştırma ağzını çevreler ve koruyucu gazın verildiği bir halka oluşturur. Torç doğrudan güç kaynağına bağlıdır ve elektrod kaynak akımı için devrenin negatif kutbunu oluşturur. Plazmayı ve koruyucu gazları besleyen gaz hortumları ve torç suyunu besleyen ve çıkan suyu çıkaran su hortumları, direkt olarak torç gövdesine bağlıdır. Bu hortumlar, torçtan kaynak sisteminin bileşenlerine uzanan esnek bir kılıf içerisinde yer alır [16]

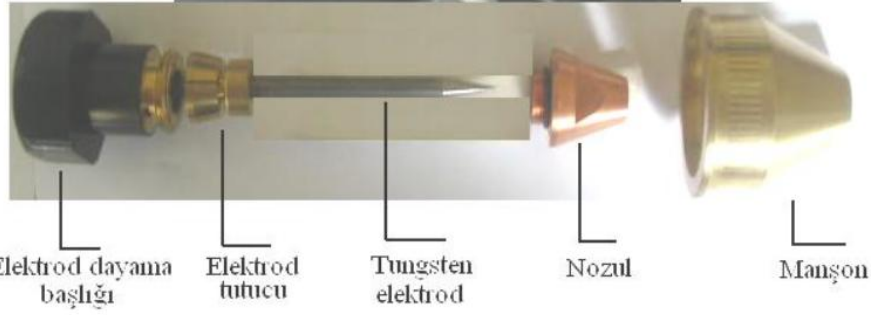
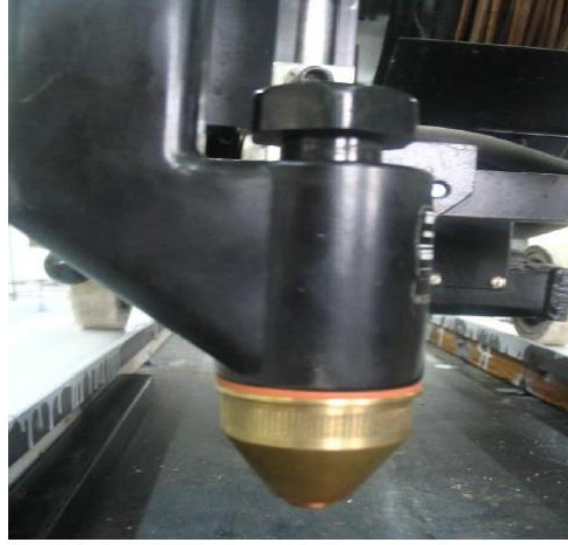
Çoğu nozulun merkezinde tek bir delik vardır. Bununla birlikte, çok sayıda meme delikleri bulunan daha yüksek güçlü torçlar daha fazla ark sıkışması elde etmek için kullanılabilir. Bu türdeki nozulların en yaygın türü, her iki tarafta daha küçük bir delik ile çevrelenmiş bir merkezi deliğe sahiptir. Bu üç deliğin ortak merkez çizgisi çalışma esnasında kaynak hattına 90 ° olacak şekilde düzenlenmiştir [16].

PTA kaynak yöntemi uygulamalarında, kaynak bağlantısının kök kısmını da korumak gerektiği durumlarda, kök gazı kullanılabilir, kök gazı olarak da kaynak edilecek malzemeye bağlı olarak argon, helyum ya da azot kullanılabilir. Bu yöntemde el ile kullanılan kaynak torçları, GTA kaynak yönteminde kullanılanlara göre daha karmaşık bir yapıya sahip olduklarından dolayı daha ağırdırlar. Ayrıca, mekanize PTA kaynak yöntemi için kullanılmak üzere makine torçları da geliştirilmiştir. Elle kaynak torçları, eğik bir kaynak kafası ve tutma sapından oluşurlar ve GTA torçlarına nazaran daha büyük çaplıdırlar [40, 41].

Mekanize kaynak uygulamaları için geliştirilen PTA kaynak torçları, 50 ile 500 A akım şiddetlerinde kullanılacak şekilde hem doğru akım ters kutuplama, hem de doğru akım düz kutuplama veya kare dalgalı değişen kutuplamalı alternatif akımda kullanıma uygun olarak üretilirler. Torçların soğutulması oldukça önemli bir konudur, çünkü bu yöntemde oluşan ark, çok sıcak olduğundan iyi bir soğutma hem tungsten elektrodun, hem

de meme ve koruyucu gaz nozullarının ömrü üzerinde etkilidir. Torç içindeki geçişlerin dar olması, üreticinin etkin soğutma sistemi tasarlamasını gerektirir [41]. Şekil 2.7’de PTA kaynak torcu görülmektedir.

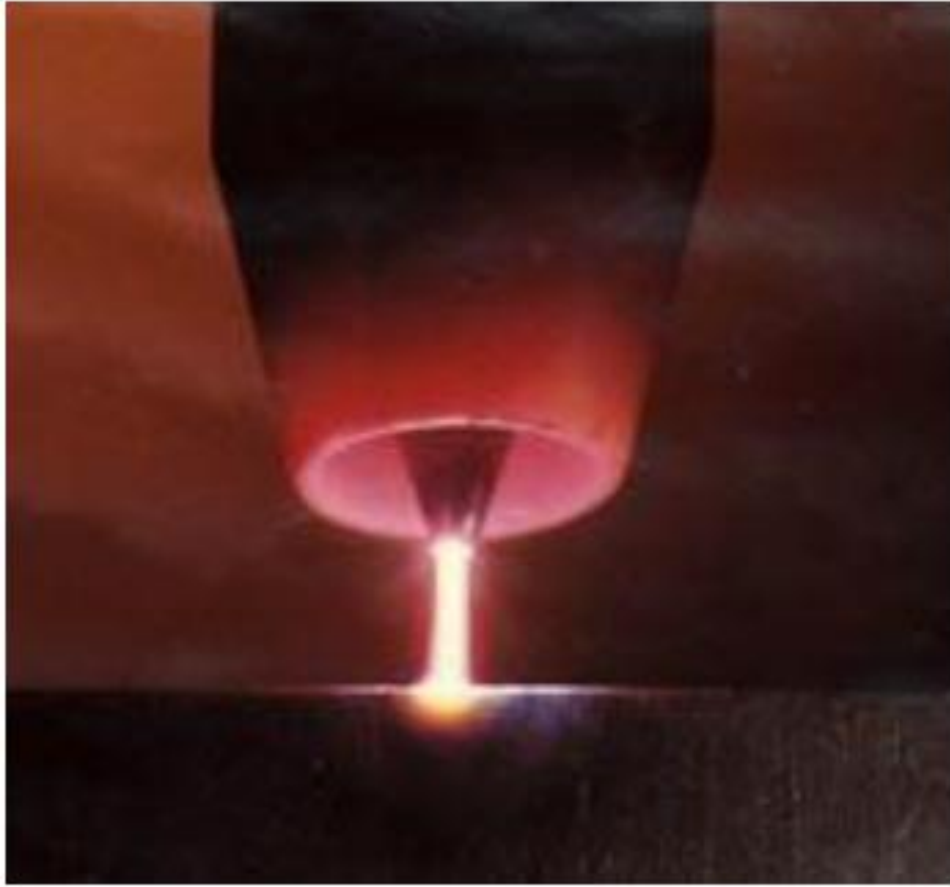




Şekil 2.7. PTA kaynak yönteminde kullanılan torç [41].

2.2.3.1.1. Gaz Nozulu

PTA kaynak yöntemi nozulları, bakırdan üretilmiştir. Ömrü başlangıçta ark oluşum sayısı ile etkilenmesinin yanı sıra, elektrod ucunun merkezlenmesiyle de sınırlıdır. Nozul deliğinin çapına bağlı olarak, doğru akım kullanılması da çok önemlidir (tersi durumda çift ark oluşacak ve nozulun hasarına neden olacaktır). Soğutma işlemi de, nozul ömrü üzerinde etkilidir. Negatif kutba bağlanan elektrodlu üfleçler, uzun yıllardır kullanılmakta ve çok yüksek performans göstermektedir. Pozitif kutba bağlanarak da kaynak yapılabilme özelliğine sahip (elektrodun yüklenmesi 8 kat daha fazla) üfleçler, sadece birkaç firma tarafından imal edilmektedir. Elle kaynak üfleçleri GTA kaynak üfleçlerine benzer. Eğik bir üfleç kafası ve tutma sapından oluşur. Plazma üfleçleri, GTA kaynak üfleçlerine göre, daha büyük çaplıdır [40, 41]. Şekil 2.8’da PTA kaynak nozulu ve plazma arkı görülmektedir.



Şekil 2.8. PTA kaynak yönteminde kullanılan torca ait nozul ve plazma arkı [41].

2.2.3.1.2. Elektrod

Kullanılan temassız elektrod genellikle % 2 toryum oksitli tungstendir. Elektrod özellikleri AWS A5.12- 92 kapsamındadır. Elektrod boyutu, kullanılacak kaynak akım seviyesine göre seçilir [16].

Toryum oksit yerine nadir toprak elementleri oksitleri içeren tungsten elektrodlar da kullanılabilir. Bu elektrodlar daha fazla uç ömrüne sahiptir ancak daha pahalıdır ve nozulun elektrod ucuna sağladığı yüksek koruma seviyesi nedeniyle PTA kaynak yöntemindeki yararlılığı sınırlı olabilir. Ayrıca düşük akımlı mikrop plazma kaynak uygulamalarında, daha kolay ark aktarımı ve daha iyi toplam performans sağlar [16].

Tungsten elektrodlar, EN 26848 ve AWS A5.12 standartlarına göre sınıflandırılmışlardır. AWS standardında EWTh-2 olarak simgelendirilen (EN' ye göre WT 20) ve % 1.7-2.2 ThO içeren ergimeyen elektrod en yaygın kullanılan türdür ve uç rengi kırmızıdır. Boylar, GTA kaynak yöntemi kullanılanlara göre daha uzundur. Uygulamada, genellikle 2.4 mm çapındaki elektrodlar 150 A' e kadar olan kaynak işlerinde 150 A' in üzerindeki işlerde de 5 mm çapındaki elektrodlar tercih edilirler. Elektrodların aşınma durumlarında, tekrar hazırlanmalarında bu amaç için özel olarak tasarlanmış taşlama cihazlarının kullanılması gerekir. Taşlama, tam ölçüsünde yeni bir elektroddan hazırlanan mastara göre yapılmalıdır [40, 41].

2.2.4. Plazma Gazı ve Koruyucu Gaz

Plazma gazı ark oluşturmak için kullanılırken, koruyucu gaz, kaynak havuzunu katılaşma esnasında atmosferden korumak için kullanılır. Plazma gazı olarak çoğunlukla Argon gazı kullanılır ve özellikleri kaynak şeklini ve kalitesini etkiler. Gazın akış hızı kaynak açısından önemlidir çünkü hız plazma sütununun boyutunu etkiler. Akış hızı 0.1 Lt/dk ile 10 Lt/dk arasında değişebilir. Gazın akış hızı genellikle elektronik olarak kontrol edilir. Koruyucu gaz seçimi Tablo 2.3'de gösterilmiştir. PTA kaynak yönteminde koruyucu gaz olarak genellikle havadan ağır ve Helyumdan gazından ucuz olan Argon gazı tercih edilmektedir [16].

Tablo 2.3. Plazma gazı ve koruyucu gaz seçimi [16].

Malzeme	Plazma Gazı	Koruyucu gaz
Düşük karbonlu çelik	Argon	Argon veya Argon % 2-5 H ₂
Düşük Alaşımlı çelik	Argon	Argon
Östenitik Çelik	Argon	Argon % 2-5 H ₂ veya Helyum
Nikel ve Nikel Alaşımları	Argon	Argon
Titanyum	Argon	Argon veya 75He - 25Ar
Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları	Argon	Argon veya Helyum
Bakır ve Bakır Alaşımları	Argon	Argon veya 75He - 25Ar

Plazma, maddenin yüksek sıcaklıklarda karşılaşılan dördüncü halidir. Yüksek sıcaklığa kadar ısıtılan gazlar önce atomlarına ayrılır, sonra da atomdan dış yörünge elektronların kopması sonucu pozitif yüklü iyon oluşur. Oluşan iyonların yanı sıra, gaz içerisinde atomlar ve moleküller de bulunur. İşte atom, molekül, serbest elektron ve iyonlardan oluşan bu karışıma plazma adı verilir. Plazma elektrik açısından nötr'dür fakat iletkenidir. Plazma yüksek sıcaklıkta olduğu gibi, yüksek basınç altında da oluşur [17].

Yüksek basınçta, atomların elektron kabukları çöker. Serbest elektronlar ve çekirdekten oluşan plazma meydana gelir. Laboratuvar ortamında bu basınca ulaşılamaz. Yüksek sıcaklık ve basınçla elde edilen plazmanın yanında, kibrit alevi, flüorosan lambadaki ısıldama gibi düşük sıcaklık ve basınç şartlarında da plazma ile karşılaşılır. Gazlardaki iyonlaşma oranı, sıcaklık arttıkça artar [17].

Gazların iyonlaşma oranlarına göre iki tür plazma vardır:

1. Tam ya da yarı tam iyonlaşmış plazmalar: Yıldızlar ve güneşteki plazma bu tür plazmaya örnektir. Döteryum gibi hafif çekirdeklerin helyum çekirdeği vermek üzere kaynaştıkları termonükleer (ısıl-çekirdek) sıcaklıkta karşılaşılır. Sıcaklık değeri birkaç milyon derecedir [17].

2. Kısmi iyonlaşmış plazmalar: iyonlaşma oranının % 50 yi nadiren aştığı plazmalardır. Plazma sıcaklığı 2000 ila 10000 °C arasındadır. Sanayide kullanılan plazmalar bu tür plazmalardır [17].

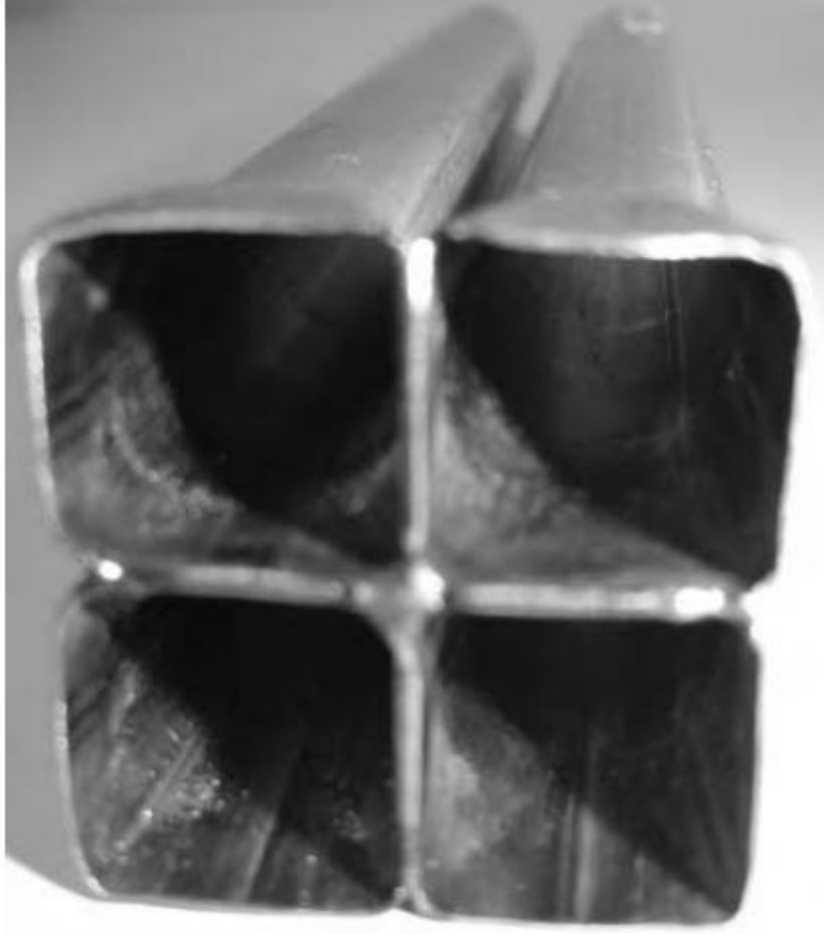
Helyum ve argon-helyum karışımları, gazın ısı iletkenliğini arttırmak ve böylece kaynak havuzunda ısıtma etkisini arttırmak için koruyucu gazlar olarak kullanılabilir. Helyum, daha yüksek bir ark voltajı ürettiği için kaynak havuzlarını argondan daha fazla bulur. Argon koruyucu gazın hidrojen ilavelileri, ark sıkıştırması yoluyla kaynak havuzlarının biraz daha dar olmasına ve çok temiz bir kaynak havuzu görünümüne sahip olmasını sağlar. Yüksek ısı girişi sağlamak için koruyucu gazda argonun içine helyum ve hidrojen ilave edilebilse de, plazma gazında daha yüksek ısı içeriğine sahip gazların kullanılması torcun aşırı ısınması sonucu çeşitli hasarlara neden olabilir [16].

2.2.5. Uygulamalar

PTA kaynak işlemi, paslanmaz çelikleri çok çeşitli kalınlıklarda kaynatmak için yaygın olarak kullanılır. Bu işlem aynı zamanda karbon ve alaşımlı çelikler, alüminyum alaşımları, titanyum alaşımları, bakır ve nikel alaşımları ve zirkonyum ve tantal gibi daha özel malzemelerin kaynağı içinde kullanılabilir [16].

PTA kaynak işlemi çoğunlukla otojen modda, yani dolgu teli olmadan yürütülür. Bazı uygulamalarda GTA kaynak yönteminde olduğu gibi kaynak ağzı boşluğunu tamamlamak için dolgu teli kullanılır. Telin bileşimi, ana malzemenin bileşimine bağlı olarak seçilmelidir [16]. Kaynak telleri, metal ve alaşımlarına göre çeşitli Avrupa standartlarında örneğin; sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler için EN 440 ve EN 1668' de, yüksek mukavemetli çelikler için EN 12534' de, paslanmaz ve sıcaklığa dirençli çelikler için EN 12072' de, alüminyum ve alüminyum alaşımları için PREN ISO 18273' de, nikel ve nikel alaşımları için PREN ISO 18274' de sınıflandırılmışlardır. Ayrıca, AWS A5.XX serisi standartlarda da sınıflandırılan bu teller çubuk ya da kangala sarılmış olarak pazara sunulurlar [41, 42].

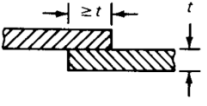
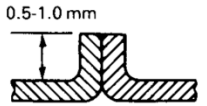
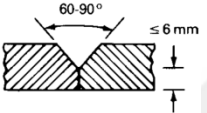
PTA kaynağı prosesinde en yaygın yöntem alın kaynağıdır. Mikoplazma modu, çoğunlukla alın altına bindirilmiş flanş kenarlı ince metaller için kullanılır. Kenar ve köşe bağlantıları, yaygın olarak, mikrop plazma ve orta akım modları ile kaynak yapılmaktadır. 0,5 mm kalınlıktaki 304 paslanmaz çelik borular arasında kenar kaynak örnekleri Şekil 2.9'de gösterilmektedir [16].



Şekil 2.9. 0,5mm kalınlığındaki 304 paslanman çeliğinin kenar kaynak örneği [16].

Anahtar deliği çalışma modu ise iş parçasına tam olarak nüfuz ettiğinden, alın altına yerleştirilen düz kenarlı metaller ve V ağızlı metallerin kaynağında tercih edilir. Düz kenarların alın altına tek pasoda kaynak edilebilmesi malzemenin sıvı akış özelliklerine bağlıdır [16]. Tablo 2.4’de Kalınlık ve Birleştirme türüne bağlı olarak tercih edilmesi önerilen akım modları gösterilmiştir.

Tablo 2.4. Kalınlık ve birleştirme türüne göre kullanılması önerilen akım modları

Kalınlık (mm)	Birleştirme Türü	Akım Modu
0,5-1		Mikroplazma
0,5-1,5		Mikroplazma
3-6		Anahtar deliği
6-15		Anahtar deliği

Birleştirmenin tasarımı, kaynak edilecek metalin kalınlığına ve kullanılacak tekniğe bağlıdır. Anahtar deliği ile kaynak tekniğinde, birleştirme türü ve ağız, tam nüfuziyete göre hazırlanır, I-alın ağzında kök aralığı bırakılmaz. Kalın kesitlerin kök pasoları için, U-alın kaynak ağzı hazırlanır. Ağzın alın yüksekliği tam nüfuziyetli anahtar deliği tekniği için 3 mm bırakılmalıdır. 0.5 ile 2.5 mm arasındaki ince sacların ergitme tekniği ile PTA kaynak yönteminde I-alın kaynak ağzı tercih edilir. Daha ince saclar durumunda örneğin, 0.10 ile 0.5 mm arasındaki kalınlıklarda ise kıvrık alın birleştirmesi kullanılır. Buradaki kıvrık bölümler, kaynak arkıyla ergiyerek kaynak metalini oluştururlar. Kalın malzemelerin ergitme tekniği ile kaynağında ise aynen örtülü elektrod ile ark kaynağında ve GTA kaynak yönteminde olduğu gibi kaynak ağız hazırlığı yapılmalıdır. PTA kaynak yöntemi; tüm V, Y, U-kaynak ağzlarına ve hatta bindirme türü birleştirmelere uygulanabilir. V ve Y-alın kaynaklarında ağız açıları 30°- 45° arasında olmalıdır [41, 42].

2.2.6. İşlem Prosedürü

Kaynak akımı, voltaj, hareket hızı (mekanik / otomatik çalışma için), plazma ve koruyucu gaz akış oranları gibi kaynak parametreleri prosedür ile belirlenir ve kaynakçı tarafından uygulanır. Torç parametreleri, doğru elektrod vertex açısı ve torç mesafesi ve nozul çapı gibi parametreleri içerir [16].

Kaynak havuzu veya anahtar deliği oluşturulduktan sonra, torç önceden belirlenmiş kaynak hızında iş parçası boyunca ilerletilir. Çoğu PTA kaynağı, başlangıç parametrelerin ayarlanması, iş parçası ve torç konumlandırma haricinde, operatör müdahalesi gerektirmeyen mekanik veya otomatik bir işlemle yapılır [16].

Genel tahribatsız değerlendirme teknikleri PTA kaynakları için de geçerlidir. Radyografi ve ultrasonik muayene, kullanılan en yaygın tekniklerdir. Anahtar deliği modunda kaynak bölgesinde boşluklar oluşabilmektedir. En iyi birleşme için kaynak sırasında gözle muayene gerekmektedir [16].

Bir PTA kaynak işleminde sorun giderme sırasında kaynak çizelgesinin önceden tanımlanmış tüm temel parametreleri kontrol edilmelidir. Kaynak kesiklikleri, yanlış elektrod kullanımı, yıpranmış veya hasar görmüş nozuldan kaynaklanabilir. Nozul çapının ve nozul hizalamasının önemi oldukça fazladır. Elektrod mutlaka kontrol edilmeli ve gerektiğinde değiştirilmelidir [16].

2.2.7. Kaynak Operatörü Gereklilikleri

PTA kaynak süreci için beceri düzeyi ve eğitim gereksinimleri genellikle GTA kaynak işlemi için olanlara benzerdir. Manuel kaynak yapıldığında, plazma arkının sütun yapısı, kaynak havuzunun boyut ve şeklini değiştirmeden işleme mesafesinden iş parçasına daha fazla değişiklik müdahale edilebilmesini sağlar. Ancak operatör için parametrelerin doğru ayarlanması torç konumlandırması gibi işlemler GTA kaynak yöntemine oranla daha karmaşıktır [16].

Mekanik kaynak işlemi gerçekleştirildiğinde genellikle anahtar deliği modu için geçerli olan), operatörün, özellikle akım titreşimi ve anahtar deliği kapatma işlemlerinde, GTA kaynak yöntemine kıyasla daha fazla sayıda parametre ayarlaması gerekir [16].

Darbeli anahtar deliği çalışması için ve özellikle genellikle dikey konumda gerçekleştirilen ters akım operasyonları için yüksek düzeyde bir operatör yeterliliği gerektirir [16].

PTA kaynak prosesi ile ilgili sağlık ve güvenlik konuları diğer gaz altı kaynak proseslerine, özellikle de GTA kaynak yöntemine çok benzer. Bunlara elektrik çarpması da dahildir. Elektromanyetik radyasyon, morötesi radyasyon, sıcak metal parçalarından kaynaklı yanmalar, çok azda olsa kaynak dumanı ve koruyucu gazlardan kaynaklı sağlık sorunları oluşturabilecek etkilere sahiptir. Tungsten elektrodlar hazırlanırken taşlama

tozunun alınması için önlemler alınmalıdır. Üretilen kaynak dumanı hacmi düşüktür ve GTA kaynak prosesi ile üretilen kaynaklara benzerdir [16].

2.2.8. Avantaj ve Dezavantajlar

PTA kaynak işleminin avantajları esas olarak anahtar deliği modu için özeldir, çünkü GTA kaynağı gibi diğer işlemlere kıyasla daha kalın metallere tek pasoda nüfuz edilebilir. Bu büyük penetrasyon miktarına, ek işlem miktarının azalmasına olanak tanır. Kaynak geçişlerini, dolayısıyla kaynak sürelerini ve işçilik maliyetlerini en aza indirirken yüksek kaynak bütünlüğü sağlar. Arkın sütun şekli, bir GTA kaynağı arkının konik ark şekli ile karşılaştırıldığında, torç ile parça arasındaki yüksekliğin farklılaşmasına daha fazla tolerans verir. PTA kaynağı prosesinde kullanılan tungsten elektrod, nozul tarafından kontaminasyona karşı korunmaktadır. Yüksek ark uzunluğu, kaynak havuzunun daha iyi gözlemlenmesine olanak ve manuel kaynakta önem arz eder [16].

Dezavantajları arasında ana rakibi olan GTA kaynağı ile karşılaştırıldığında kurulum maliyeti yüksektir. Yüksek ark konsantrasyonu daha yüksek penetrasyon sağlarken, GTA kaynak prosesinin geniş konik arkıyla karşılaştırıldığında yanlış hizalama toleransı da düşüktür. PTA kaynağında torç tasarımının daha karmaşık olması ve daha fazla parça sayısına sahip olması sebebi ile düzenli bakım gerektirir [16].

3. LİTERATÜR TARAMASI

Literatürde Inconel 718 ve PTA kaynak yöntemi ile ilgili ayrı ayrı birçok çalışma bulunmaktadır. Ancak PTA kaynak yöntemi daha önce Inconel 718 üzerinde uygulanmamış olduğundan dolayı literatür taramasında Inconel 718 üzerinde GTA kaynak yöntemi, EB kaynak yöntemi, LB kaynak yöntemi ile yapılan çalışmalara yer verilmiştir. Ayrıca PTA kaynak yöntemi ile çeşitli malzemelerin birleştirilmesi ile ilgili çalışmalarda literatürde yer almaktadır.

Başaran, A.; yaptığı çalışmada Inconel 718 süper alaşımını EB ve GTA kaynak yöntemleri ile birleştirip çekme testi yaparak kaynaklı malzemelerin mekanik özelliklerini incelemiştir. Yaptığı çalışma sonucunda kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıtma işlemi ile kaynaklanan malzemelerin mukavemetinin artacağını belirtmiştir [43].

Choi, J.-P. ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını lazer ergitme yöntemi ile ergiterek mikroyapı gelişimini ve yoğunlaşma davranışlarını incelemiştir. Lazer tarama hızını çalışma parametresi olarak seçmişlerdir. Ergitme havuzunda hızlı soğuma nedeniyle sütun şekilli taneler gözlemlemişlerdir. Lazer ergitme işlemi ile istenilen özellikte mikroyapı ve yoğunlaşma bulgularını elde etmişlerdir [44].

Damodaram, R. ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımının sürtünme kaynağı ile birleştirilmesine ısıtma işleminin etkilerini incelemiştir. Kaynak öncesi ve kaynak sonrası yaptıkları ısıtma işlemlerinin sonucunda, kaynak sonrası yapılan ısıtma işleminin daha yüksek mukavemet ve sertlik meydana getirdiği sonucuna ulaşmışlardır [45].

Ramkumar, K.D. ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımı ile AISI 316 paslanmaz çeliğini sürekli akım ve darbeli akım GTA kaynak yöntemleri ile birleştirmişlerdir. Kaynak sırasında nikel alaşım kaplı dolgu teli olan ERNiCu-7 kullanmışlardır. Yaptıkları çalışma sonucunda dolgu telinin kaynak bölgesinde zararlı fazlar ortaya çıkarmadığını tespit etmiş, yapılan çekme deneylerinde kopmanın AISI 316 malzemesinde olduğunu gözlemlemiş ve sürekli akım kullanılan birleştirmelerde daha iyi metalurjik ve mekanik özellik elde etmişlerdir [46].

Ramkumar, K.D. ve diğerleri yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımı ile AISI 416 martenzitik çeliğini GTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yaptıkları metalografik incelemelerde AISI 416 çeliğinin ITAB'ında ince martenzit varlığı tespit

etmişlerdir. Çekme deneyleri sırasındaki kırılmaların iki malzemede de meydana geldiğini gözlemlemişlerdir [47].

Mei, Y.ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını EB kaynak yöntemi ile birleştirerek kaynak havuzu ve ITAB bölgesinde oluşabilecek sıcak çatlakları araştırmışlardır. Yaptıkları çalışmada kaynak havuzu ve ITAB'daki mikroyapıda tane büyümesi meydana geldiği ve ITAB da çatlak olasılığının ana metalin tane boyutuna ve kaynak hızına bağlı olduğunu belirtmişlerdir [48].

Ramkumar, K.Dve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını GTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Kaynak sırasında TiO_2 ve SiO_2 dolgu malzemesi kullanmışlar, çalışma sonucunda TiO_2 takviyeli kaynakların SiO_2 takviyeli kaynaklara göre daha yüksek çekme mukavemeti gösterdiğini belirlemişlerdir [49].

You, X.ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımının elektron ışıını ile ergitildiğinde çözelti ısııl işleminin etkisini araştırmışlar. Çalışma sonucunda çözeltiye alma işleminin elektron ışıını ile ergitilen Inconel 718 süper alaşımının mukavemetinin artışında çok ciddi rol oynadığını gözlemlemişlerdir [50].

Ram, G.D.J.ve diğerleri; çalışmada Inconel 718 süper alaşımını LB kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Kaynaklanan malzemeleri 3 farklı ısııl işleme tabi tutmuşlardır. Kaynak bölgesinde en yüksek sertliği 1080 °C de çözeltiye alma işlemi uyguladıkları malzemeye ait olduğunu gözlemlemişlerdir [51].

Hong, J.K.ve diğerleri; çalışmada Inconel 718 süper alaşımının LB kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde ısııl işlemin etkilerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda çözeltiye alma işleminin sonucunda gerilme ve yorulma özelliklerinde iyileşmeler olduğunu gözlemlemişlerdir [52].

Ye, X.ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını GTA kaynak yöntemi ile birleştirerek kaynak sırasında sıcak çatlak oluşumunu incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda kaynak öncesi malzemeye uygulanan homojenizasyon ısııl işleminin ITAB bölgesinin çatlak hassasiyetini büyük oranda düşürdüğü gözlemlemişlerdir [53].

Qu, F.S. ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını LB kaynak yöntemi ile birleştirmiş ve metalografik özelliklerini incelemişlerdir. Kaynak işlemi sonucunda kaynak bölgesinde yeniden kristalleşme nedeniyle dentritik ve eş eksenli kristal içeren karışık bir mikroyapı bulgularını elde etmişlerdir [54].

GAO, P.ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını EB kaynak yöntemi ile birleştirip mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda ITAB da tane boyutunun küçüldüğünü ve ana malzemeye oranla kaynaklı numunelerin % 80'i oranında çekme mukavemeti gösterdiğini saptamışlardır [55].

Ramkumar, K.D. ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını ERNiCu-7, ERNiCrCoMo-1 ve ERNiCr-3 olmak üzere 3 farklı dolgu teli kullanarak GTA kaynak yöntemi ile birleştirip, kaynak sonrası malzemeleri yaşlandırma ısı işlemi uygulayarak mekanik özelliklerdeki değişimleri incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda tüm numunelerde çekme mukavemetinde ve darbe dayanımında düşüş olduğunu belirtmişlerdir [56].

Agilan, M. ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada Inconel 718 süper alaşımını EB kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde çeşitli ısı girdileri kullanarak ısı girdisinin mekanik ve metalografik özellikler üzerine etkisini araştırmışlardır. Yaptıkları çalışmanın sonucunda ısı girdisinin kaynağın gerilme özelliklerini önemli ölçüde etkilemediği ve ısı girdisi azaltıldıkça tane sınırı sıvılaşmasının arttığını gözlemlemişlerdir [57].

Kurt, B.ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik çiftini AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğini ara malzeme olarak kullanıp PTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda herhangi bir ön işleme gerek duymadan 8 mm ye kadar penetrasyon derinliği elde edilebildiği ve AISI 316 çeliği ara malzeme olarak kullanıldığında AISI 420 çeliğinin kaynağında darbe mukavemetini arttırdığını tespit etmişlerdir [58].

Babu, S.ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada AISI 4340 zırh çeliğini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Ara malzeme olarak E 307 dolgu teli ve Tungsten karbür tozu kullanarak yaptıkları kaynaklarda kaynak bölgesindeki sertliğin arttığını ve dolayısıyla balistik dayanımın arttığını tespit etmişlerdir [59].

Chun-Ming Lin ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada ASM 6431 çeliğini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Kaynaklanan numunelere temperleme ısı işlemi uygulayarak metalografik ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda ısı işlemin kaynak bölgesinde sertlik ve gerilme mukavemetini azalttığını gözlemlemişlerdir [60].

Lin, C.M.ve diğerkleri; yaptıkları çalışmada SiCp/6061Al metal matrisli kompozit malzemesini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yaptıkları çalışma sonucunda

kaynak işlemi sırasında kaynak havuzuna TiN ilavesinde bulunduklarında birleştirme bölgesinde mekanik özelliklerin büyük oranda arttığını tespit etmişlerdir [61].

Chen, J.ve diğerleri; yaptıkları çalışmada Ti-6Al-4V süper alaşımını PTA ve GTA kaynak yöntemleri ile birleştirerek mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yaptığı çalışma sonucunda PTA kaynak işleminde ısı girdisi kontrolünü daha kolay sağladıklarını ve PTA kaynak işlemi ile birleştirilen numunelerde daha iyi mekanik özellikler ortaya çıktığını tespit etmişlerdir [62].

Lei, Y.C ve diğerleri; yaptıkları çalışmada SiC/6061Al metal matrisli kompozit malzemesini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmiş ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışmada kaynak sırasında Ti, Si, Mg ve Al kompozisyonuna sahip dolgu teli kullandıklarında dolgu teli kullanılmayan numunelere göre kaynak bölgesinde daha yüksek çekme mukavemeti elde edildiğini ve dolgu teli kullanılan numunelerde ana malzemenin % 83'üne varan çekme mukavemeti elde edildiğini tespit etmişlerdir [63].

Kılıç, M.; yaptığı çalışmada AISI 304 ve AISI 1040 çeliklerini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmiştir. Yaptığı çalışma sonucunda gaz debisinin artışı ile kaynak bölgesinde mukavemetin arttığını tespit etmiştir [17].

Dikbaş, H.; yaptığı çalışmada Ti6Al4V süper alaşımını PTA kaynak yöntemi ile birleştirmiştir. Yaptığı çalışma sonucunda yorulma dayanımının kaynak gücü ile doğru, ilerleme hızı ile ters olarak değiştiğini, ilerleme hızının artması ve ısı girdisinin azalması sonucunda sertlik değerlerinin düştüğünü tespit etmiştir [39].

Eker, T.; yaptığı çalışmada AISI 430 ve AISI 1040 çeliklerini PTA kaynak yöntemi ile birleştirmiştir. Yaptığı çalışma sonucunda yüksek amper ve düşük kaynak hızlarında yapılan kaynak işlemlerinde, kaynak bölgesindeki sertlik değerinin, düşük amper ve yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde elde edilen sertlik değerinden daha yüksek olduğu tespit etmiştir [41].

4. MATERYAL VE METOT

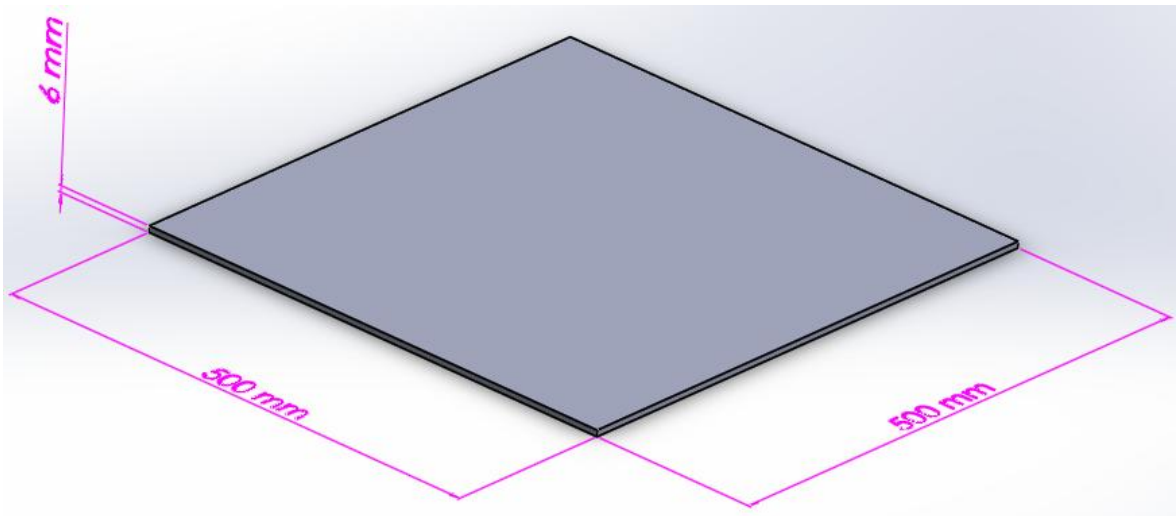
4.1. Çalışmanın Amacı

Yapılan literatür taramasında Inconel 718 süper alaşımın PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesi üzerine yapılmış bir çalışmaya rastlanmamıştır. Bu çalışma, Inconel 718 herhangi bir ön ısıtma işlemi, Kaynak sonrası ısıtma işlemi, Kaynak ağzı açma gibi kaynak yapılan malzemede geliştirme sağlayacak işlemler uygulanmadan, ilerde yapılacak çalışmalara referans olması için yapılmıştır.

4.2. Kaynak Öncesi İşlemler

4.2.1. Deneylerde Kullanılan Malzeme ve Özellikleri

Deneyde kullanılan Inconel 718 süper alaşımı Varzene Metal Sanayi Ticaret Anonim Şirketi'nden 500x500x6 mm ölçülerine sahip plaka olarak temin edilmiştir (Şekil4.1). Malzemeye ait kimyasal analiz Mert döküm firmasında yapılmıştır. Kimyasal analiz Tablo 4.1'de gösterilmiştir.



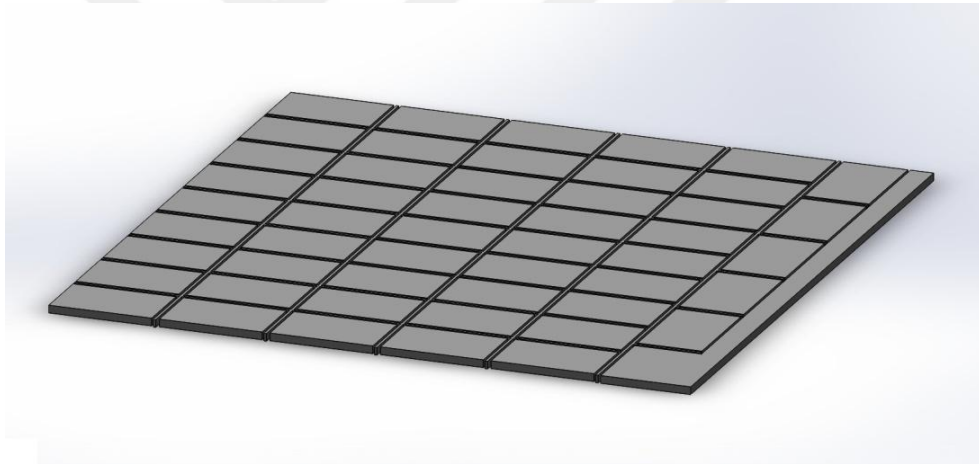
Şekil 4.1. Ticari olarak temin edilen Inconel 718 plaka

Tablo 4.1. Inconel 718 malzemesine ait spektral analiz

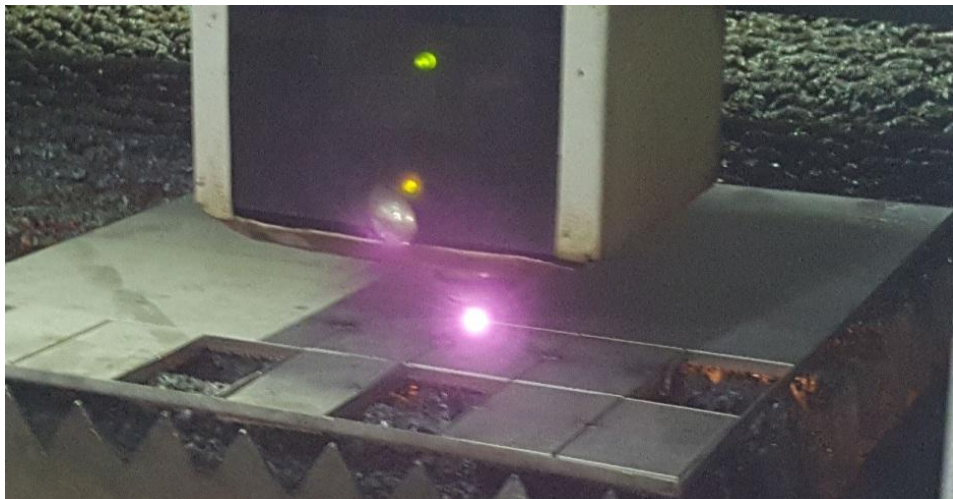
Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Mn	W	Si	V	Cu	C	S	P	Pb
52,2	19,1	17,8	4,6	3,4	1,34	0,34	0,27	0,23	0,01	0,05	0,05	0,03	0,04	0,01	0,01	0,01

4.2.2. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması

Inconel 178 plaka kaynak işlemi için şekil 4.2’de şematik olarak gösterildiği üzere 80x50x6 mm ebatlarında İda Asansör Sanayi Ticaret Limitet Şirketi bünyesinde bulunan lazer kesim tezgâhında (Şekil 4.3)kesilmiştir.



Şekil 4.2. Lazer ile kesilen Inconel 718 plakasının şematik görseli



Şekil 4.3. Inconel 718 plakasının lazer kesme ile kesilmesi

4.2.3. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynak Makinesi

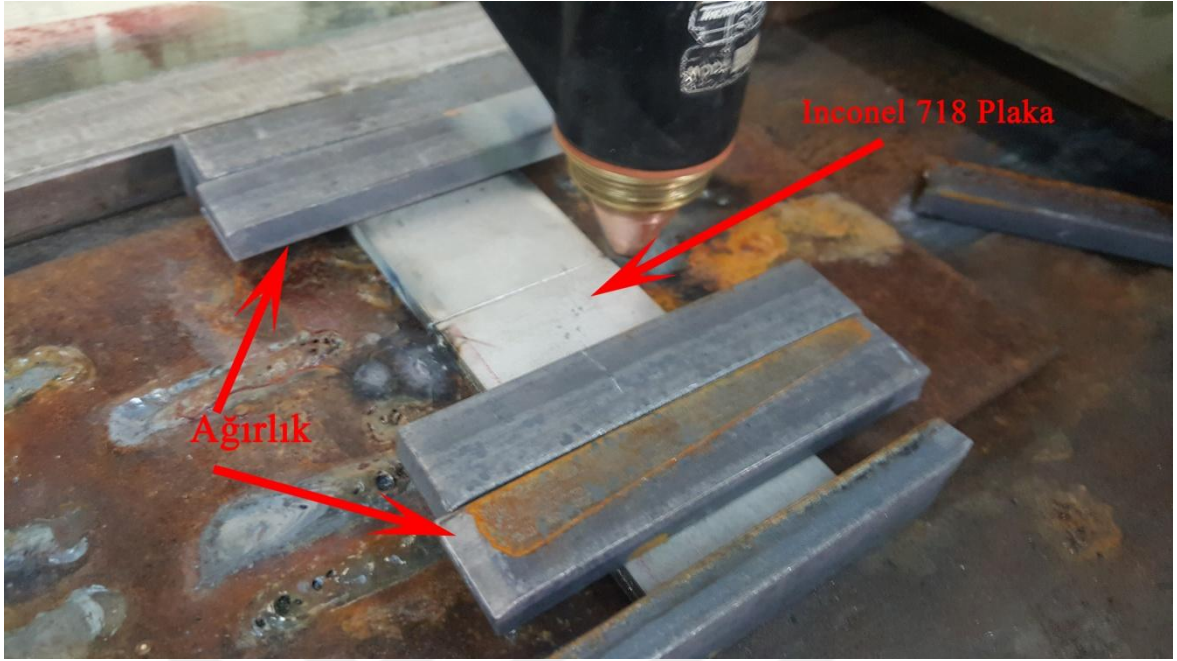
Kaynak işlemi için hazırlanan numune Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Atölyesinde bulunan Thermal Dynamics tarafından üretilen PTA Kaynak Makinesi Şekil 4.4) ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.4. PTA kaynak makinesi

4.2.4. Numunelerin Tezgâha Yerleştirilmesi

Lazer ile 80x50x6 mm boyutlarında kesilen plakalar kaynak işlemi öncesi fırçalanarak yüzeyleri temizlenmiştir. Daha sonra plakalar PTA kaynak tezgahına Şekil 4.5’de de görüldüğü gibi kaynak torcunun ilerlediği yöne paralel olarak yerleştirilmiştir. Yerleştirilen malzemelerin kaynak işlemi esnasında hareket etmesini engellemek için ağırlıklar yerleştirilmiştir.



Şekil 4.5. PTA kaynak işlemi öncesi plakaların plazma kaynak makinesi tablasına yerleştirilmesi

4.2.5. Kaynak Parametreleri ve Numunelerin Kaynaklanması

PTA kaynak yöntemi ile kaynak işlemine başlanmadan önce, kaynak parametrelerini belirlemek için bazı deneme birleştirmeleri gerçekleştirilmiş, elde edilen sonuçlara göre numunelerin birleştirilme parametreleri belirlenmiştir. Kaynak işlemleri akım ve gaz debisi değişken olarak belirlenmiş olup PTA torcu 1 m/dk sabit ilerleme parametreleri ile gerçekleştirilmiştir. Numunelere ait kaynak parametreleri Tablo 4.2’de gösterilmiştir.

Tablo 4.2. Kaynak parametreleri

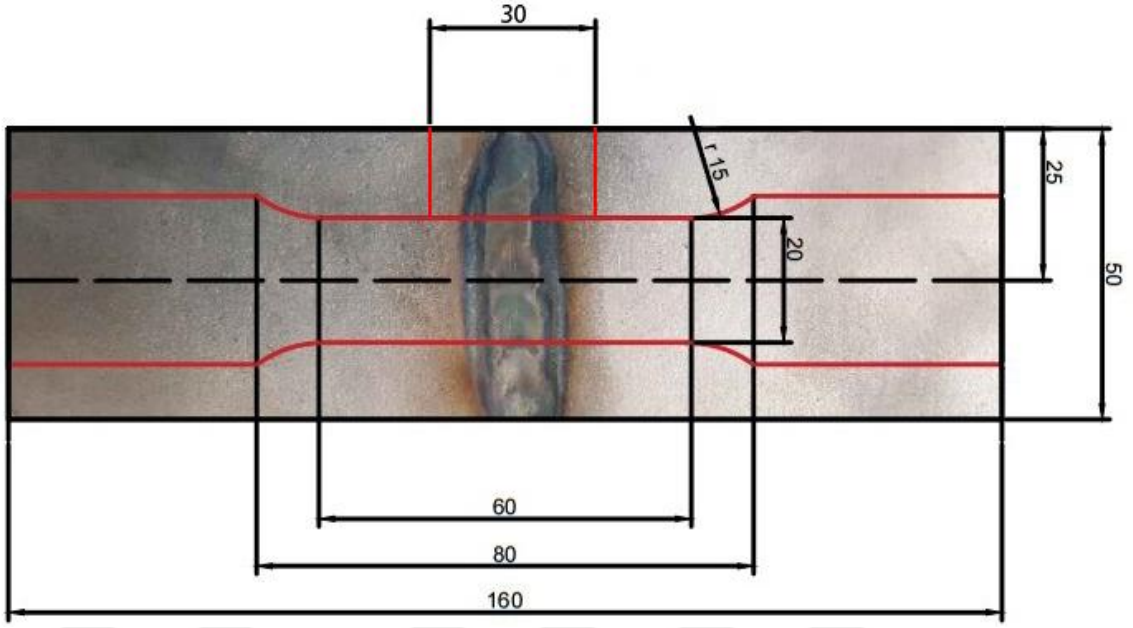
Numune Numarası	Akım (A)	Gaz Debisi (lt/dk)
N1	130	0,5
N2	140	0,5
N3	160	0,5
N4	180	0,5
N5	200	0,5
N6	130	1
N7	140	1
N8	160	1
N9	180	1
N10	200	1

Kaynak işlemi dolgu teli kullanılmadan gerçekleştirilmiştir. Kaynaklanan numunelere kaynak işlemi veya sonrası herhangi bir ısıtım işlemi uygulanmamış, kaynak sonrası numuneler havada soğumaya bırakılmıştır.

4.3. Kaynak Sonrası Yapılan İşlemler

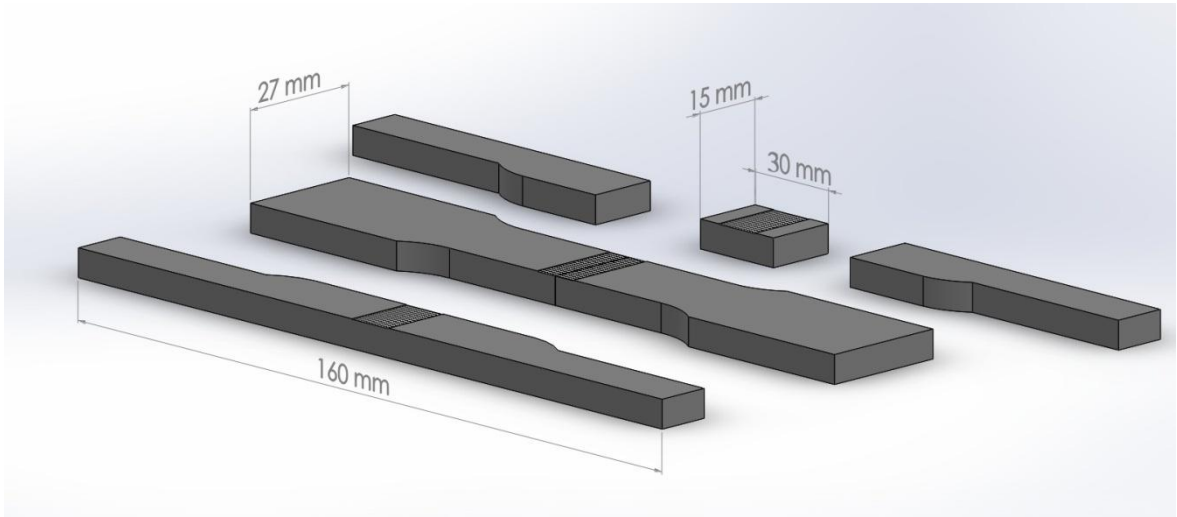
4.3.1. Numunelerin Metalografik ve Mekanik Deneyler İçin Hazırlanması

PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen numuneler çekme ve metalografik testler için Bayraklılar kalıp firmasında tel erezyon ile kesilmiştir. Şekil 4.6’da gösterilmiş olan kırmızı çizgiler Tel erezyon ile kesim işlemi sırasında telin izlemiş olduğu yolu göstermektedir.



Şekil 4.6. Tel erezyon kesiminin şematik gösterimi (ölçüler mm cinsindendir).

Tel erezyon kesimi sonrası kaynaklı numunelerin şematik görünüşleri ve resimleri, Şekil 4.7’de ve Şekil 4.8’de gösterilmiştir.



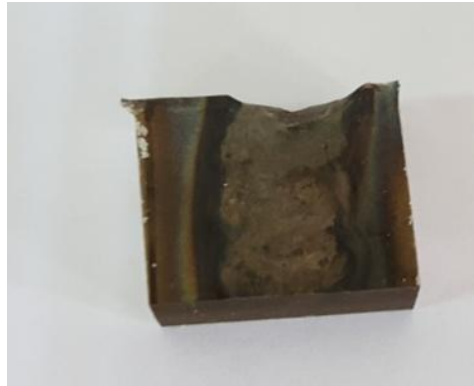
Şekil 4.7. Kaynaklı numunelerin Tel erezyon kesimi sonrası şematik gösterimi



Şekil 4.8. Kaynaklı numunelerin Tel erezyon kesimi sonrası

4.3.2. Metalografik İncelemeler

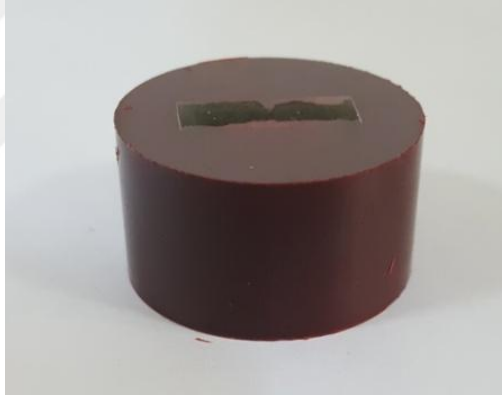
PTA kaynak işlemi sonrası tel erezyon ile kesilmiş olan 30x15x6 mm ölçülerine sahip olan numuneler (Şekil 4.9) incelemelerde kolaylık sağlaması amacı ile Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Struers marka bakalite alma cihazı (Şekil 4.10) kullanılarak bakalite alınmıştır (Şekil 4.11).



Şekil 4.9. Mikroyapı numunesi



Şekil 4.10. Bakalite alma cihazı



Şekil 4.11. Bakalite alınmış mikroyapı numunesi

Bakalite alma işlemi sonrası metalografik inceleme için tüm numuneler Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Struers marka zımpara makinesi kullanılarak 60, 120, 240, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik zımparalar ile zımparalanmış ve ardından 3µm' lik elmas pasta ile parlatılarak dağlama işlemine hazır hale getirilmişlerdir.

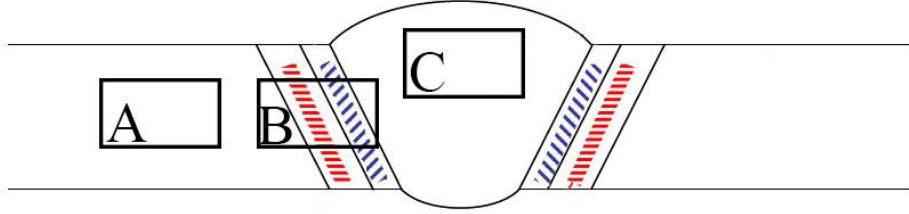
Dağlama işlemine hazır olan numuneler; 2 ml Nitrik Asit (HNO_3), 2 ml Hidroklorik Asit (HCl), 1 ml Hidroflorik Asit (HF) içeriğine sahip çözelti içerisinde 20 saniye bekletilerek dağlanmıştır.

Dağlama işleminin ardından numunelerin yapısında meydana gelen metalografik değişimleri inceleme amacı ile optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak görüntüleri çekilmiştir. Daha sonra XRD analizleri yapılmıştır. Optik mikroskop görüntüleri Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Nikon marka optik mikroskop (Şekil 4.12) kullanılarak; Taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Fırat Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümü bünyesinde bulunan Jeol marka taramalı elektron mikroskobunda (SEM) (Şekil 4.14) Vakum altında çekilmiş ve XRD analizleri ise İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi bünyesindeki XRD analiz cihazında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.12. Optik mikroskop

Optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.13 görülmekte olan şablona göre çekilmiştir. Şablonda bulunan A, B ve C noktaları sırası ile; ısıdan etkilenmeyen bölgede kalan ana malzeme bölgesi, ısının tesiri altında kalan bölge, kaynak havuzu bölgesidir.



Şekil 4.13. Optik görüntü şablonu



Şekil 4.14. Taramalı Elektron Mikrobu

4.3.3. Mikrosertlik Analizi

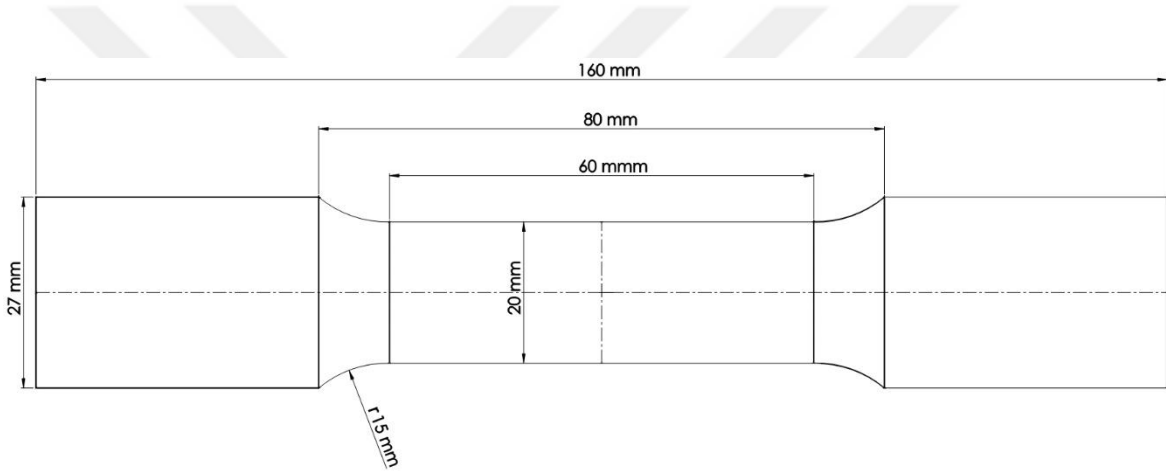
PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen numuneler kaynak ara yüzeyinde meydana gelmiş olabilecek sertlik değişimlerini incelemek amacı ile mikrosertlik cihazı kullanılarak sertlik analizleri yapılmıştır. Mikrosertlik analizi Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Emco-test marka mikrosertlik cihazı (Şekil 4.15) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik analizleri yapılırken 3 farklı noktadan ölçümler alınmıştır. Bu noktalar; kaynak bölgesi, ince taneli bölge ve kaba taneli bölgedir. Sertlik analizleri 1 kg yük uygulanarak 10 saniye yükleme ile gerçekleştirilmiştir. Analiz sırasında kullanılan kare tabanlı piramit ve 136°'lik uç kullanılmıştır.



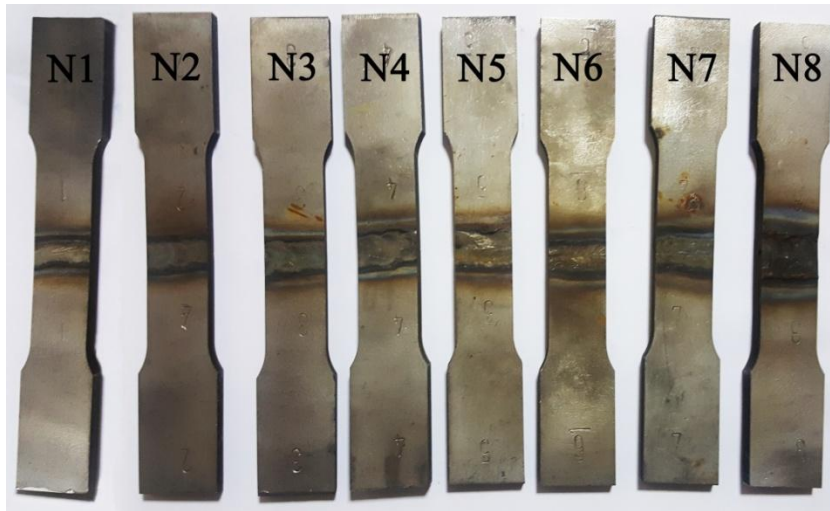
Şekil 4.15. Mikrosertlik ölçüm cihazı

4.3.4. Çekme Deneyi

PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen numuneler çekme mukavemetlerinin belirlenmesi amacı ile çekme testine tabi tutulmuşlardır. Çekme deneyi numuneleri DIN 50125 Standartlarına göre şekil 4.16’de gösterilmiş olan çizimdeki ölçülerde tel erezyon kesim işlemi sonrası elde edilmiştir. Hazırlanan numunelerin çekme deneyleri Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan 10 ton yük kapasitesine sahip çekme cihazında da gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyi tüm numunelerde 3 mm/dk çekme hızında gerçekleşmiştir. Şekil 4.17’de çekme deneyi için hazır bulunan numuneler gösterilmiştir.



Şekil 4.16. DIN 50125 standartlarına göre hazırlanmış çekme numunesi boyutları



Şekil 4.17. Çekme numuneleri.

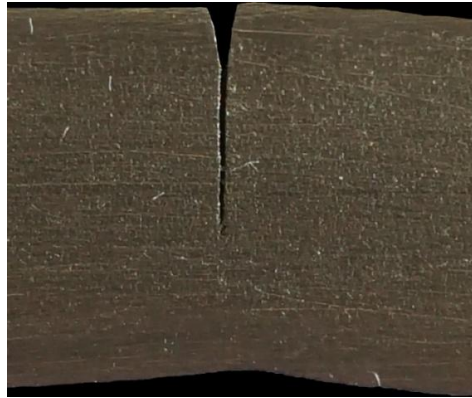
5. BULGULAR

5.1. Kaynaklı Numunelerin Makroskobik Değerlendirilmesi

PTA kaynak yöntemi ile birleştirme işleminin gerçekleştirildiği Inconel 718 süper alaşım numuneler makroskobik olarak incelendiğinde N10 numunesi haricindeki tüm numunelerde yeterli nüfuziyetin sağlanamadığı görülmüştür. N1-N4, N6 ve N7 numunelerinde gözle görülür çatlak tespit edilmemiş, N5, N8, N9 ve N10 numunelerinde çatlaklara rastlanmıştır. Şekil 5.1’de N1 numunesinin kaynak sonrası arka yüzeyi, Şekil 5.2’de N1 numunesine ait kaynak bölgesi kesiti yer gösterilmiştir. N10 numunesi haricindeki tüm numunelerdeki kaynak nüfuziyeti Şekil 5.1’de ve Şekil 5.2’de gösterilmiş olan N1 numunesi ile benzerlik göstermektedir.

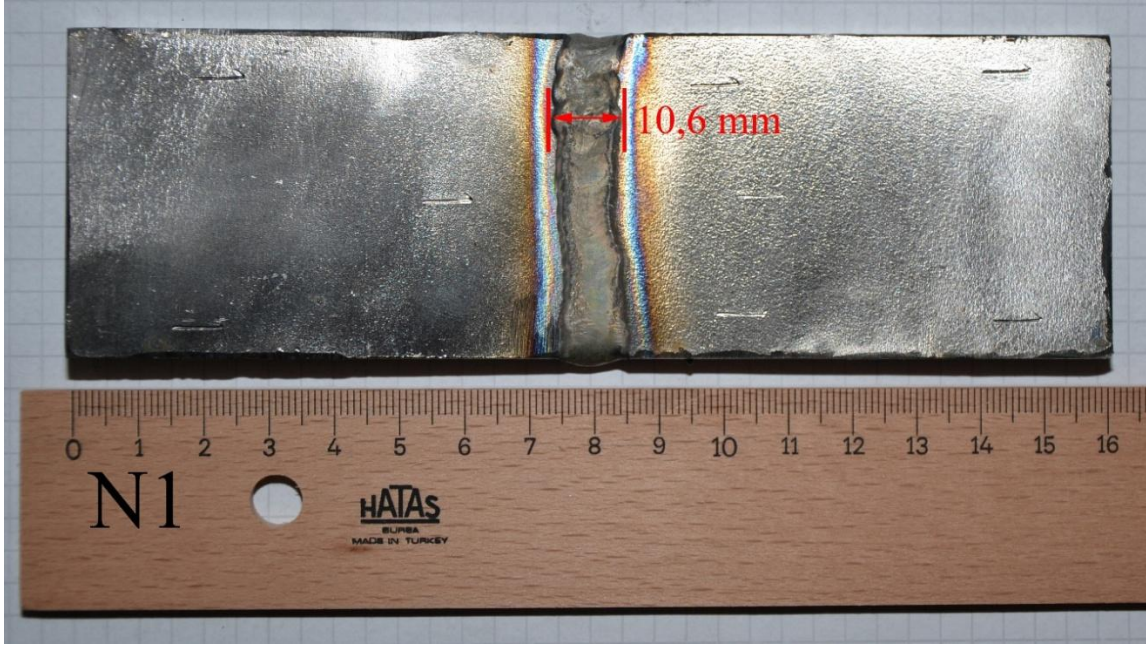


Şekil 5.1. N1 numunesinin arka yüzeyi



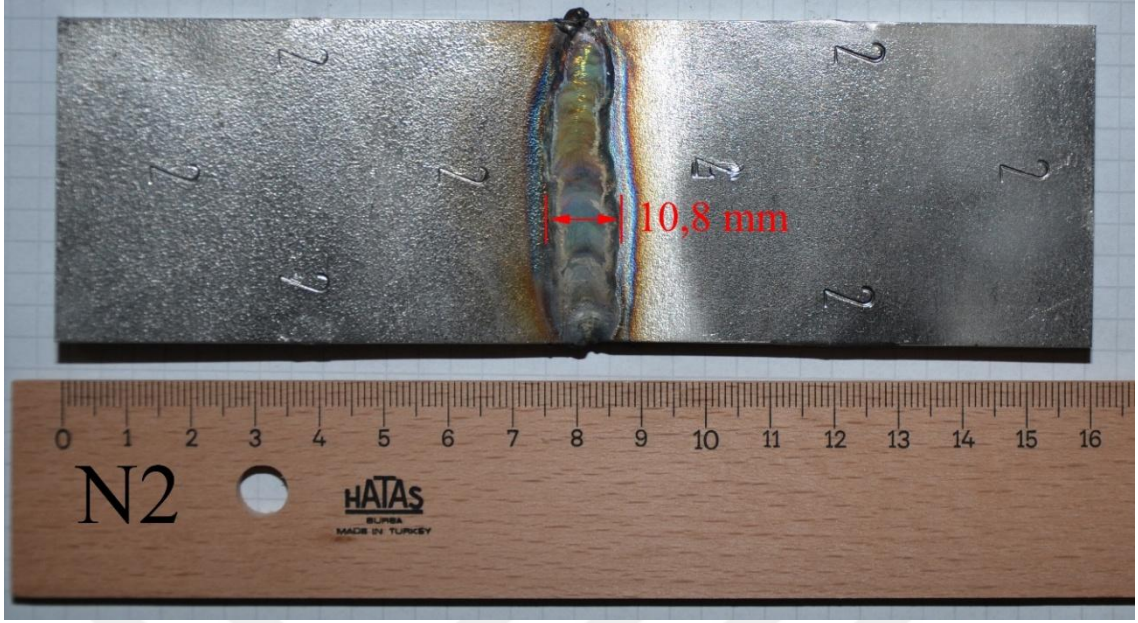
Şekil 5.2. Kaynak bölgesi kesiti

130 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N1 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 10,6 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.3’de N1 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.



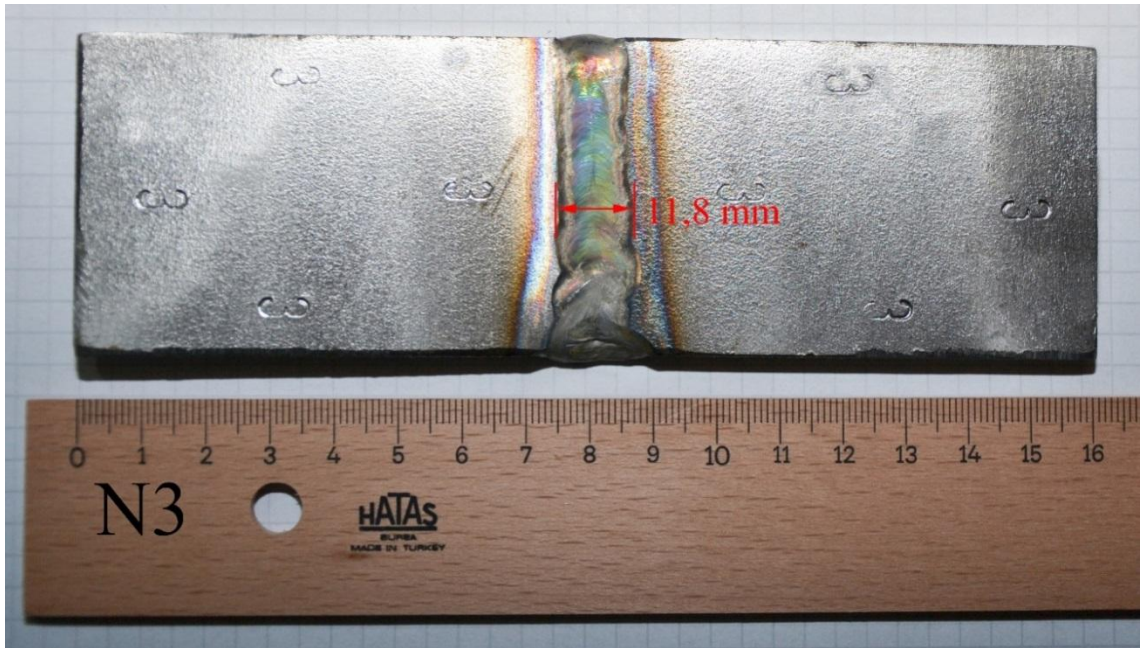
Şekil 5.3. N1 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

140 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N2 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 10,8 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.4’de N2 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.



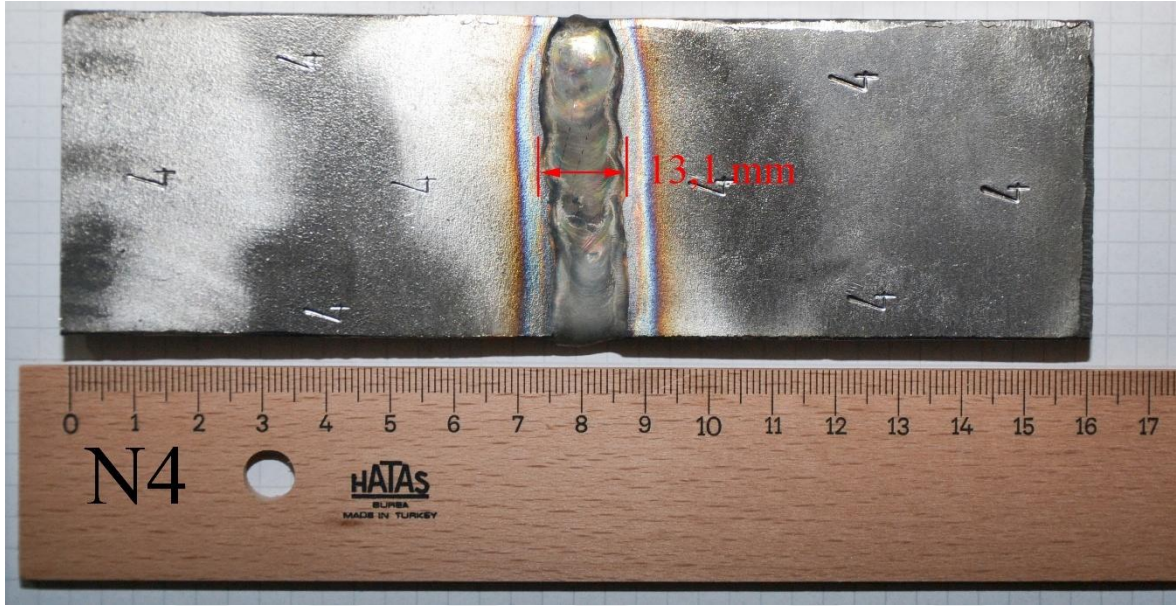
Şekil 5.4. N2 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

160 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N3 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 11,8 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.5’de N3 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.



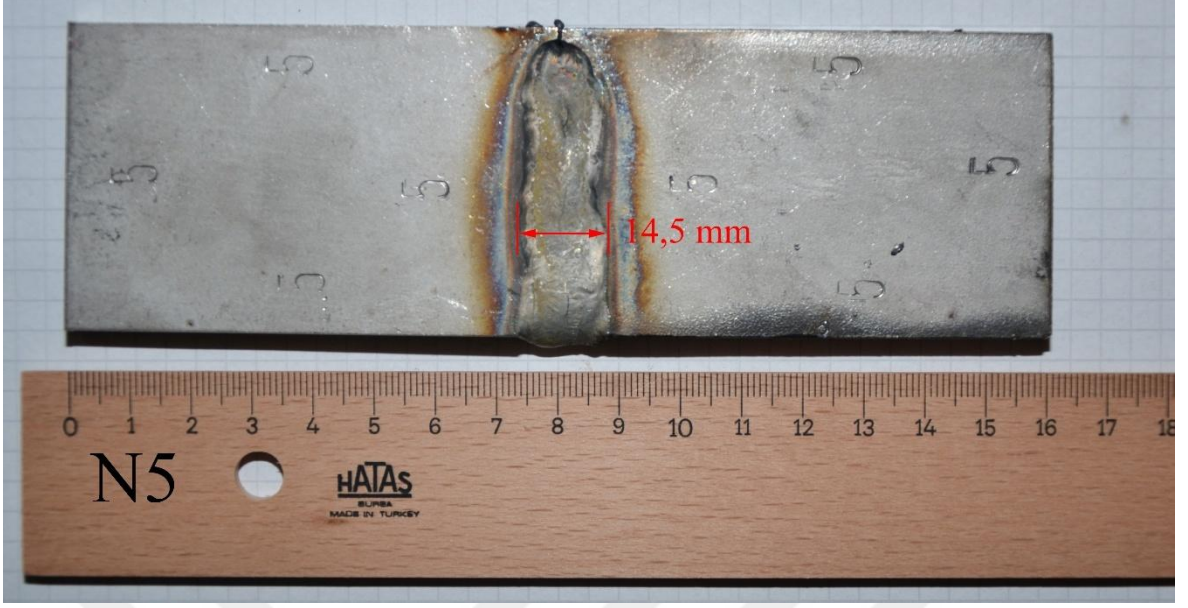
Şekil 5.5. N3 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

180 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N4 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 13,1 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.6'da N4 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.

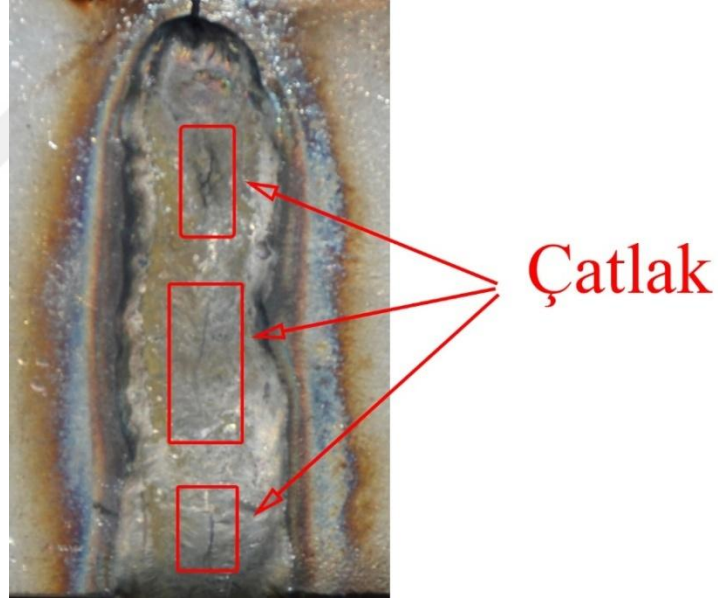


Şekil 5.6. N4 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

200 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N5 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 14,5 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.7'de N5 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü, Şekil 5.8'de N5 numunesinin kaynak dikişi üzerinde meydana gelen çatlakların görüntüsü gösterilmiştir. Bu çatlakların katılama çatlakları olduğu düşünülmektedir.

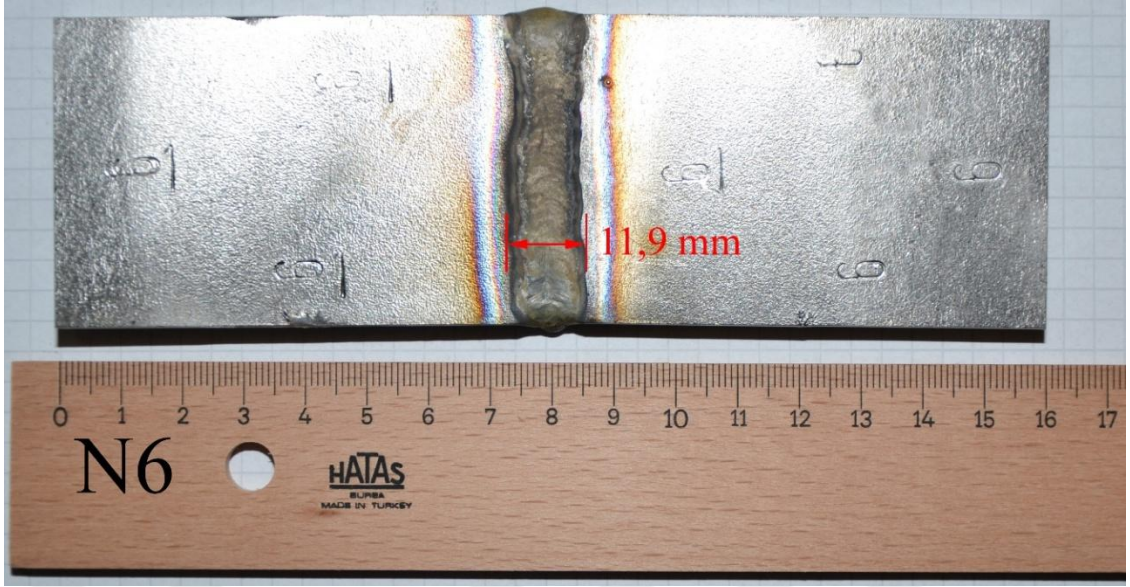


Şekil 5.7. N5 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü



Şekil 5.8. N5 numunesinde gözlemlenen çatlaklar

130 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N6 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 11,9 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.9’da N6 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.



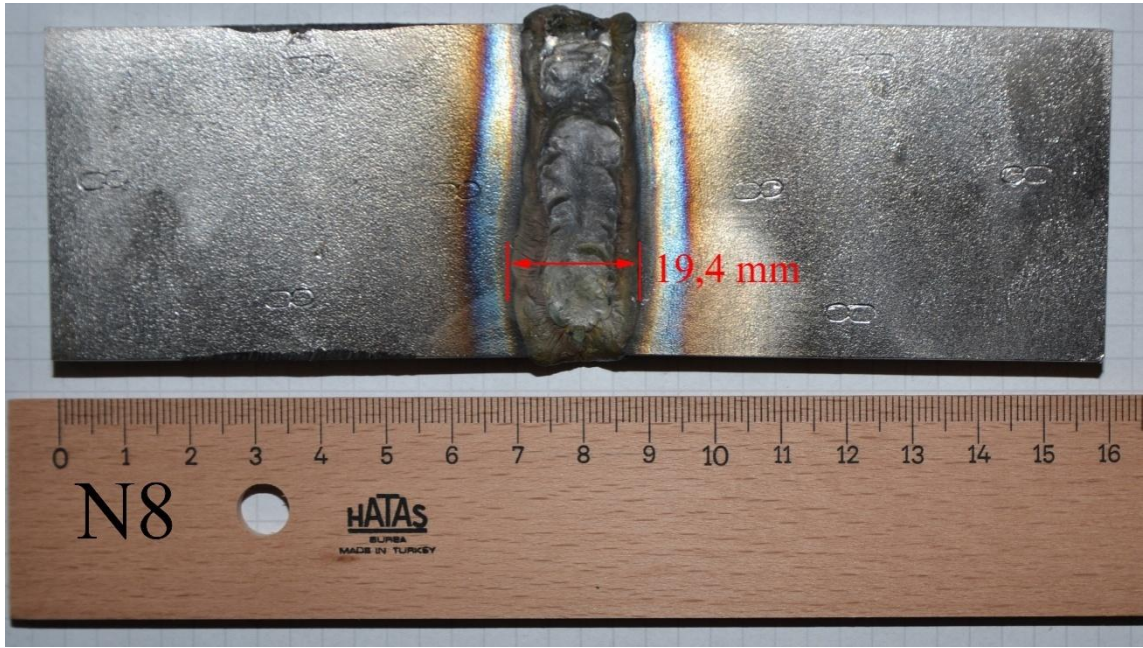
Şekil 5.9. N6 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

140 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N7 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmamış ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 14,8 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.10'da N7 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü gösterilmiştir.

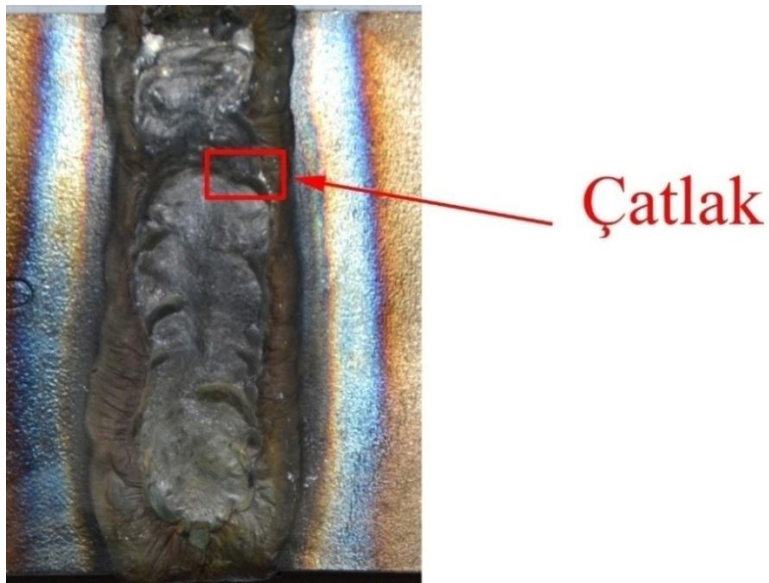


Şekil 5.10. N7 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

160 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N8 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmıştır ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 19,4 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.11’de N8 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü, Şekil 5.12’de N8 numunesinin kaynak dikişi üzerinde meydana gelen çatlakların görüntüsü gösterilmiştir. Bu çatlakların katılama çatlakları olduğu düşünülmektedir.

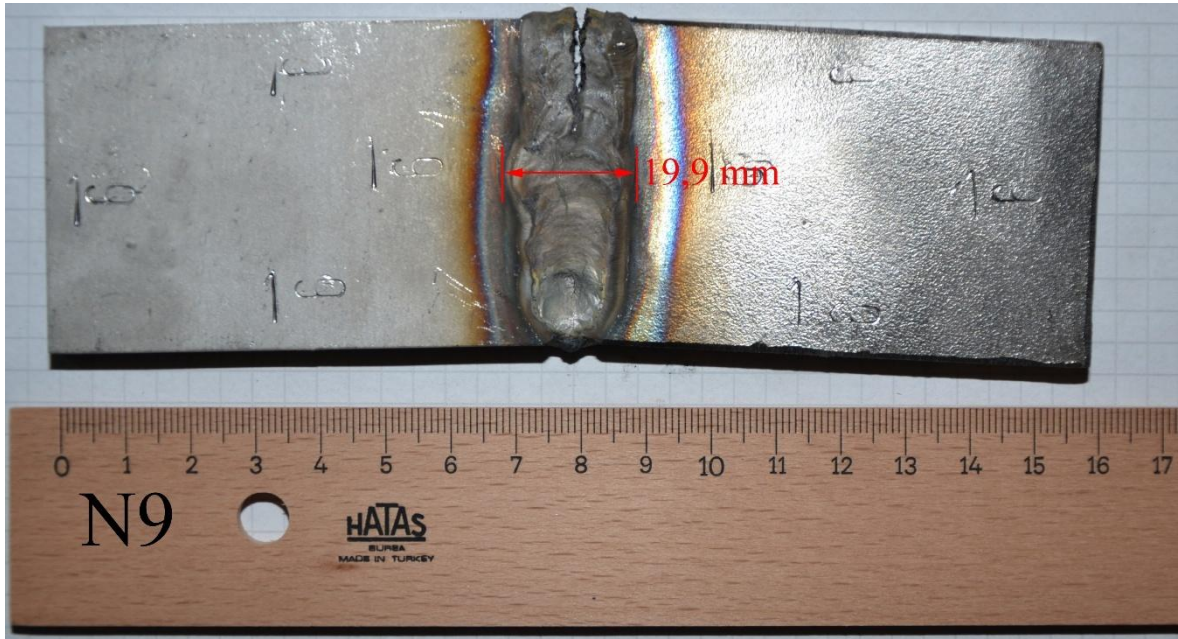


Şekil 5.11. N8 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

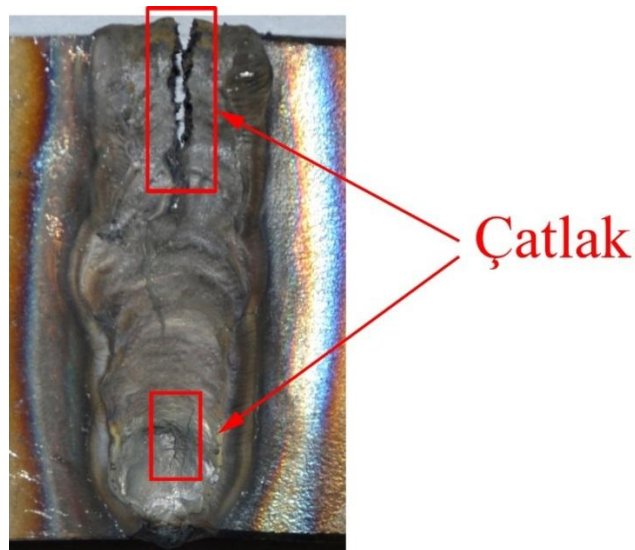


Şekil 5.12. N8 numunesinde gözlemlenen çatlak

180 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N9 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmıştır ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 19,9 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.13’de N9 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü, Şekil 5.14’de N9 numunesinin kaynak dikişi üzerinde meydana gelen çatlakların görüntüsü gösterilmiştir. Bu çatlakların katılama çatlağı olduğu düşünülmektedir.

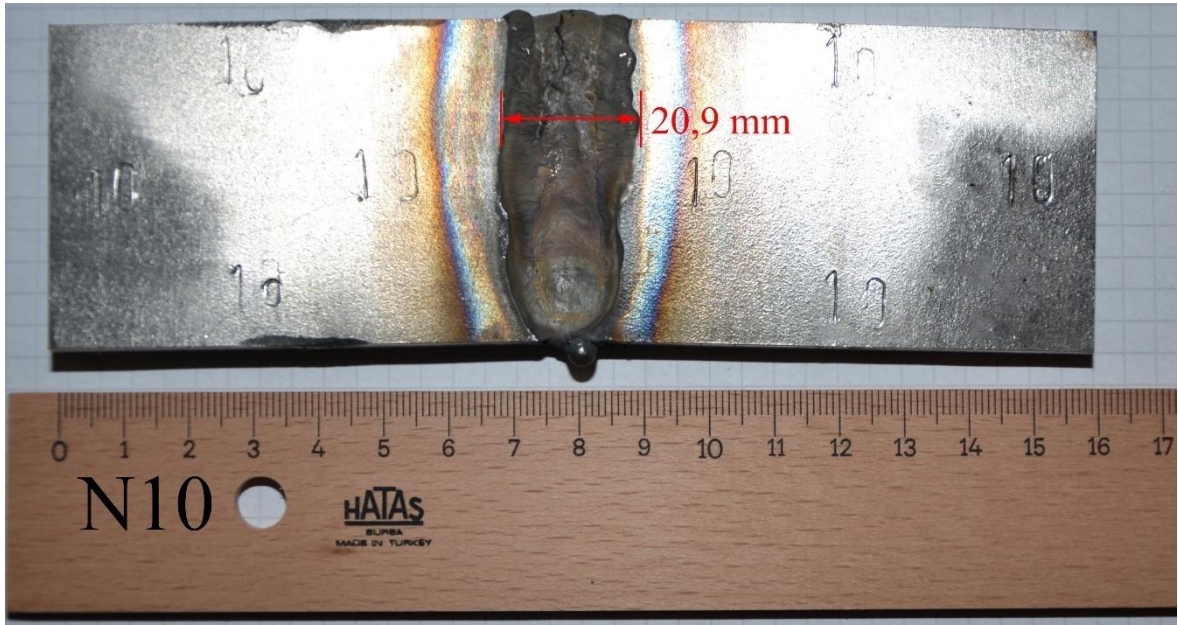


Şekil 5.13. N9 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

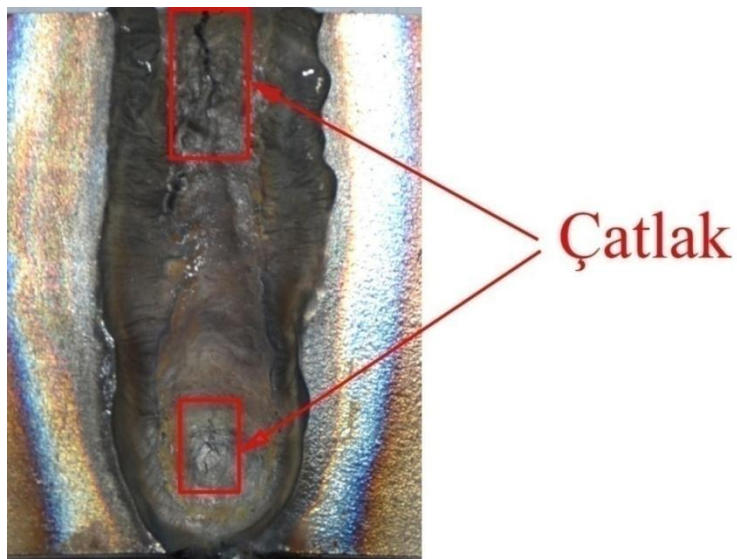


Şekil 5.14. N9 numunesinde gözlemlenen çatlak

200 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N10 numunesinde gözle görülür çatlaklara rastlanmıştır ve kaynak dikişi genişliği en geniş noktada 20,9 mm olarak ölçülmüştür. Şekil 5.15’de N10 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü, Şekil 5.16’da N10 numunesinin kaynak dikişi üzerinde meydana gelen çatlakların görüntüsü gösterilmiştir. Bu çatlakların katılama çatlağı olduğu düşünülmektedir.

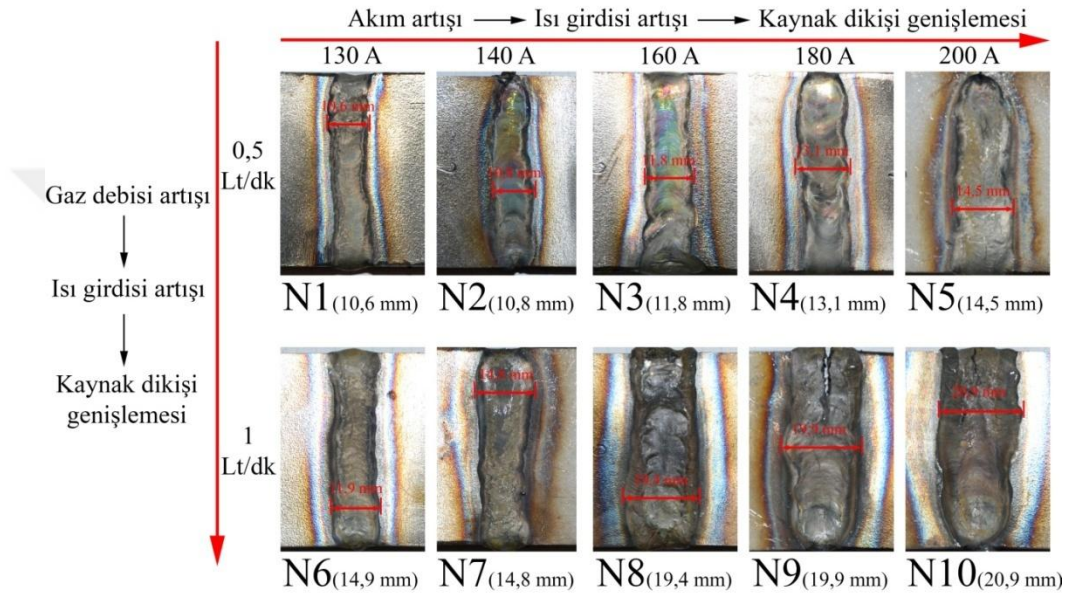


Şekil 5.15. N10 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü



Şekil 5.16. N10 numunesinde gözlemlenen çatlak

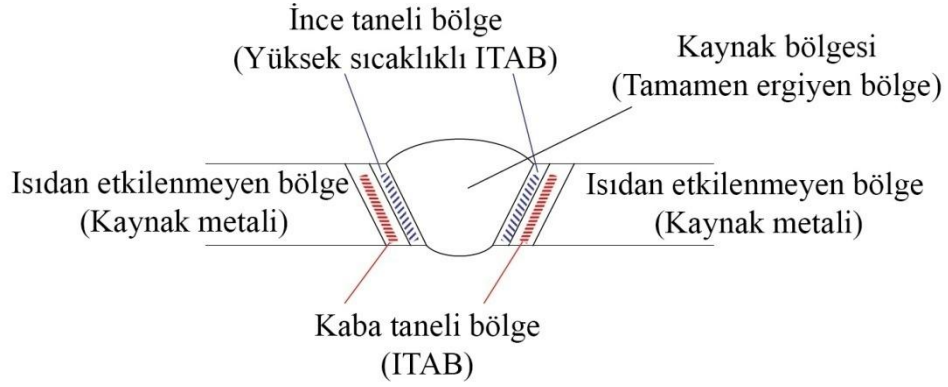
Numunelerin dikiş genişlikleri incelendiğinde akım şiddetinin ve gaz debisinin artması ile artan ısı girdisinin sonucu olarak kaynak dikişlerinde genişleme gözlemlenmiştir. Kaynak dikişi kıyaslaması için yapılan ölçümler kaynak başlangıç ve bitiş noktalarına minimum 10 mm uzak olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.17’de tüm numunelere ait kaynak dikişi kalınlıklarının yer aldığı karşılaştırma görüntüsü gösterilmiştir.



Şekil 5.17. N10 numunesinin kaynak sonrası görüntüsü

5.2. Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı Değerlendirmesi

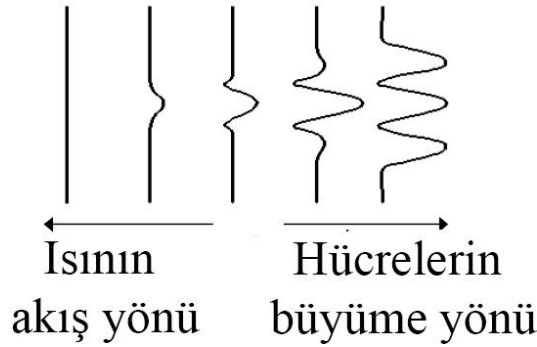
Kaynak işlemi sonrası ergiyen metalin katılaşması döküm işlemi sonrasında metalin katılaşması ile benzerlik gösterir. Ancak ergiyik boyunca geniş sıcaklık eğilimi ve kaynak işleminin doğası gibi bazı temel farklılıklar vardır. Bu farklılıklar katılaşma davranışının kaynak hızına bağlı olduğu anlamına gelir. Kaynak işleminde malzeme hızlı bir ısı işlem döngüsüne maruz bırakılır. Bu durum malzemenin mikroyapısında çeşitli farklılıklar meydana getirmektedir [64]. Şekil 5.18’de kaynak işlemi sonrası oluşan mikroyapının şematik görseli görülmektedir.



Şekil 5.18. Ergitme kaynağında katılaşma sonra mikroyapı bölgeleri [64].

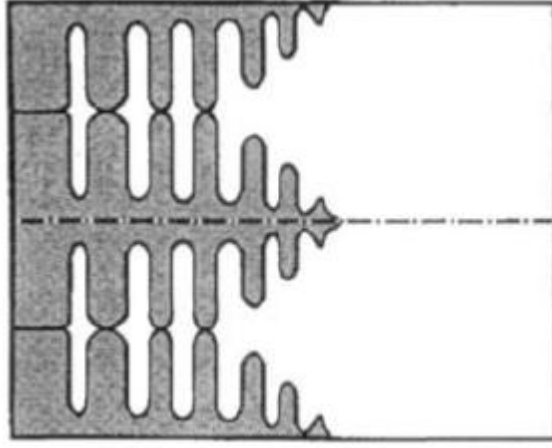
Kaynak işlemi sonrası oluşan bu mikroyapılar kaynak bölgesindeki yorulma, mukavemet, tokluk gibi mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir [64].

Kaynak işlemi sonrası katılaşmaya başlayan ergiyik metal ana metalin düzlemsel yapıyı kaybederek hücresel yapıya dönüştürür. Bu dönüşüm ısının akış yönüne paralel olarak gerçekleşir. Şekil 5.19'da düzlemsel büyümeden hücresel büyümeye geçiş şematik olarak gösterilmiştir [64].

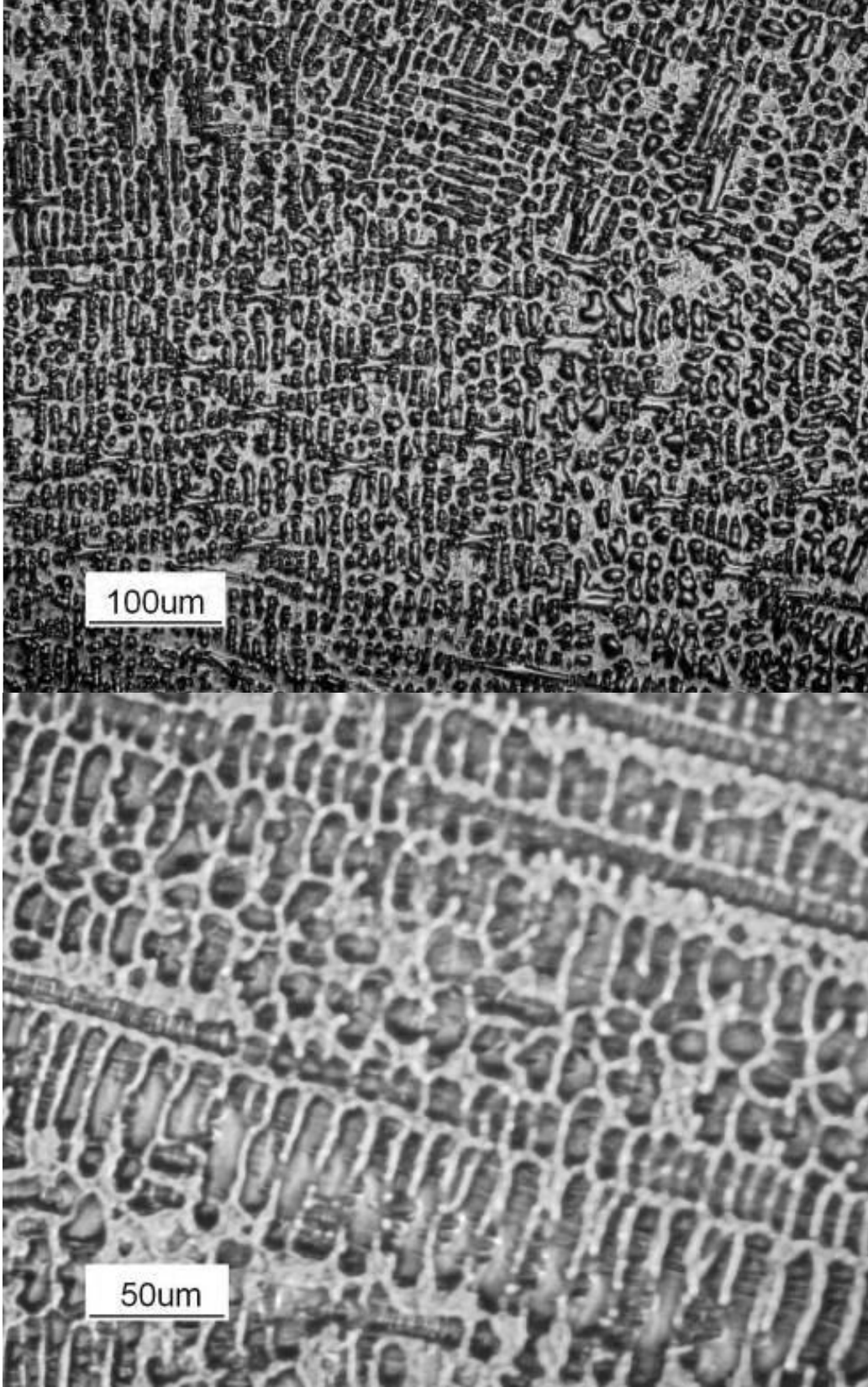


Şekil 5.19. Düzlemsel büyümeden hücresel büyümeye geçiş [64].

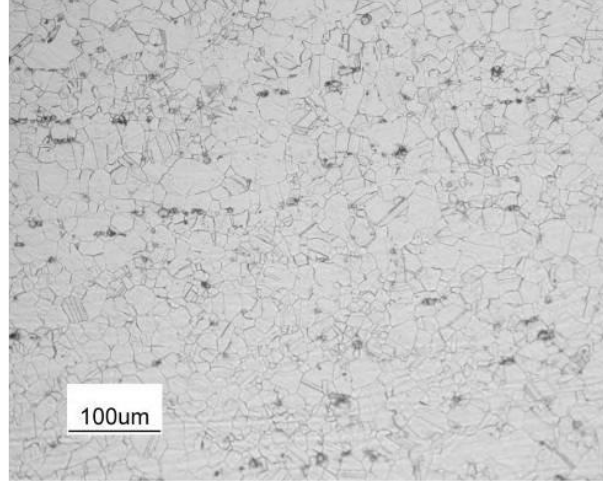
Hücresel mikroyapı da sıcaklık azaldığında, birincil hücrelerin duvarları dengesiz hale gelir ve ikincil ve üçüncül kollar geliştirir, böylece bir dendritik yapı meydana gelir. Şekil 5.20'de şematik olarak dendritik büyüme, Şekil 5.21'de Inconel 718 süper alaşımının mikroyapısı, Şekil 5.22'de Inconel 718 süper alaşımının ergitme kaynağı sonrası katılaşmasının ardından kaynak bölgesinde oluşan dendritik yapı gösterilmektedir [64].



Şekil 5.20. Sütunsal dentritik büyüme [64]

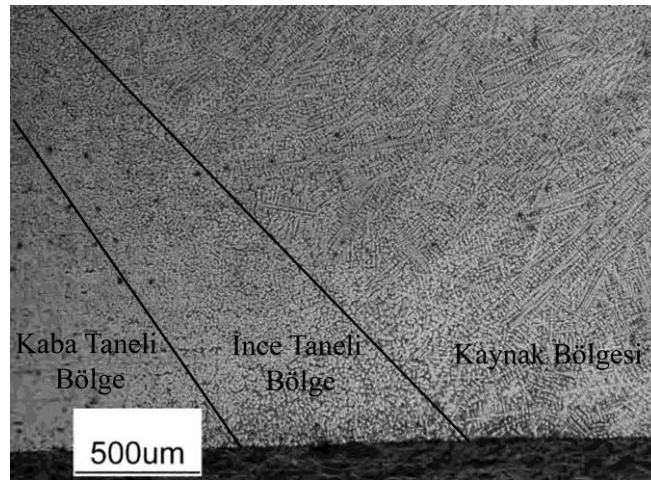


Şekil 5.21. Inconel 718 süper alaşımının ergitme kaynağı sonrası kaynak bölgesinde oluşan dentritik yapı [64].



Şekil 5.22.Inconel 718 süper alaşımasının mikroyapısı [64].

Kaynak bölgesine doğrudan bitişik olan bölgede ergime olmadan şiddetli bir termal döngüye uğramış ana metal bulunur. ITAB'ın mikroyapısı ve özellikleri istenmeyen şekilde değişir. ITAB, birkaç alt bölgeye ayrılabilir ve bu bölgelerin sayısı ve tipi kaynaklanan malzemeye bağlıdır. Her bir alt bölge farklı bir mikroyapıya karşılık gelir. Mikroyapıda meydana gelen genel değişiklikler rekristalizasyon ve tane büyümesidir. Inconel718 süper alaşımasının kaynaklarında ITAB iki bölgeden oluşur. Bunlardan biri kaba taneli, diğeri ince taneli bölge olarak adlandırılabilir. Şekil 23'de Inconel 718 süper alaşımasının ergitme kaynağı sonrası katılaşmasının ardından oluşan mikroyapı bölgeleri gösterilmiştir [64].



Şekil 5.23.Inconel 718 süper alaşımasının ergitme kaynağı sonrası mikroyapısı [64].

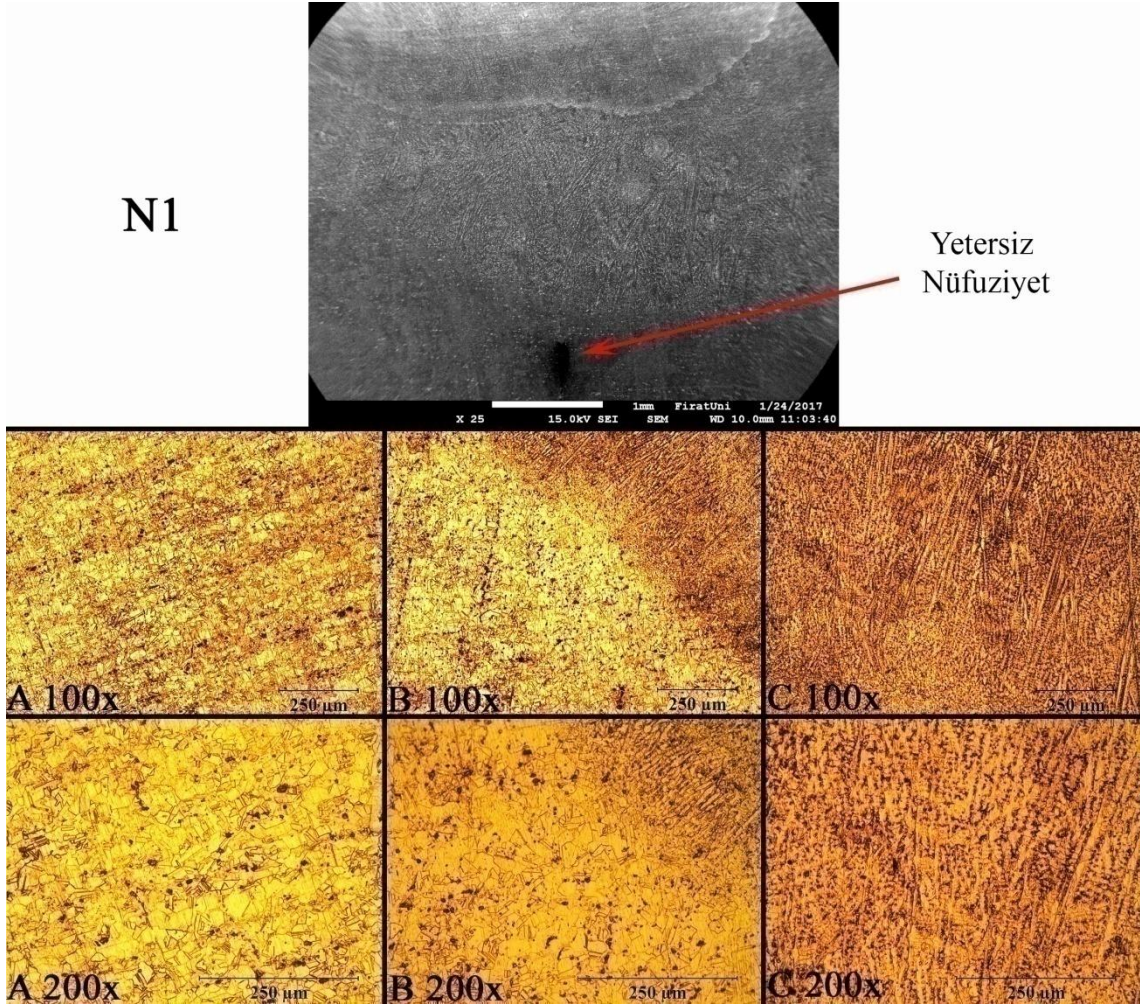
Numunelere mikroyapı incelemesi öncesi XRD analizi yapılmıştır. Tablo 5.1’de XRD analizi sonrası tespit edilen bazı fazlar verilmiştir.

Tablo 5.1. Numunelerin kaynak işlemi sonrası XRD analizleri

N1	N2	N3	N4	N5	N6	N7	N8	N9	N10
Fe ₃ Ni ₂	Fe ₃ Ni ₂	Fe ₃ Ni ₂	Fe ₃ Ni ₂	Fe ₃ Ni ₂	Fe ₃ Ni ₂				
Fe ₂ Ni	Fe ₂ Ni	Fe ₂ Ni	Fe ₂ Ni	Fe ₂ Ni	Fe ₂ Ni				
Co ₃ Ti	Co ₃ Ti	Co ₃ Ti	Co ₃ Ti	Co ₃ Ti					
			Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo	Ni ₄ Mo
Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb
							CrMoNi	CrMoNi	CrMoNi

Inconel 718 süper alaşımının kaynaklı birleştirilmesi sonucunda numunelere uygulanan XRD analizleri sonucunda numunelerde literatürde, laves fazı olarak adlandırılan Fe₂Ni fazı, literatürde γ'' ve δ olarak adlandırılan Ni₃Nb fazı ve γ' olarak adlandırılan temel mukavemet arttırıcı Co₃Ti fazı tespit edilmiştir.

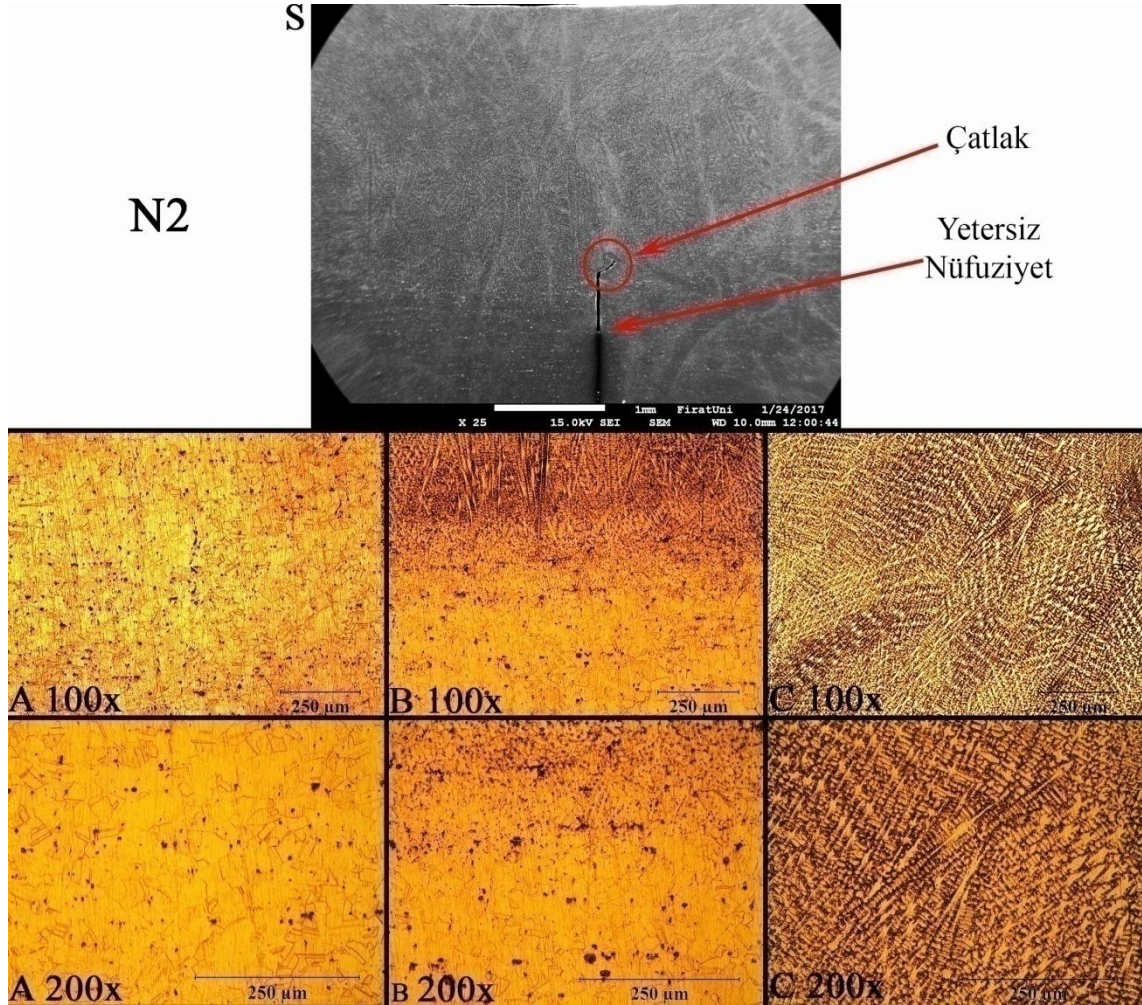
130 Amper akım şiddeti, 0,1m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N1 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N1 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.24’de gösterilmiştir.



Şekil 5.24. N1 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.24’de N1 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı tespit edilmiştir. N1 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N1 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB’ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemi yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ (Ni₃Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni₃Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

140 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N2 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N2 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.25’de gösterilmiştir.

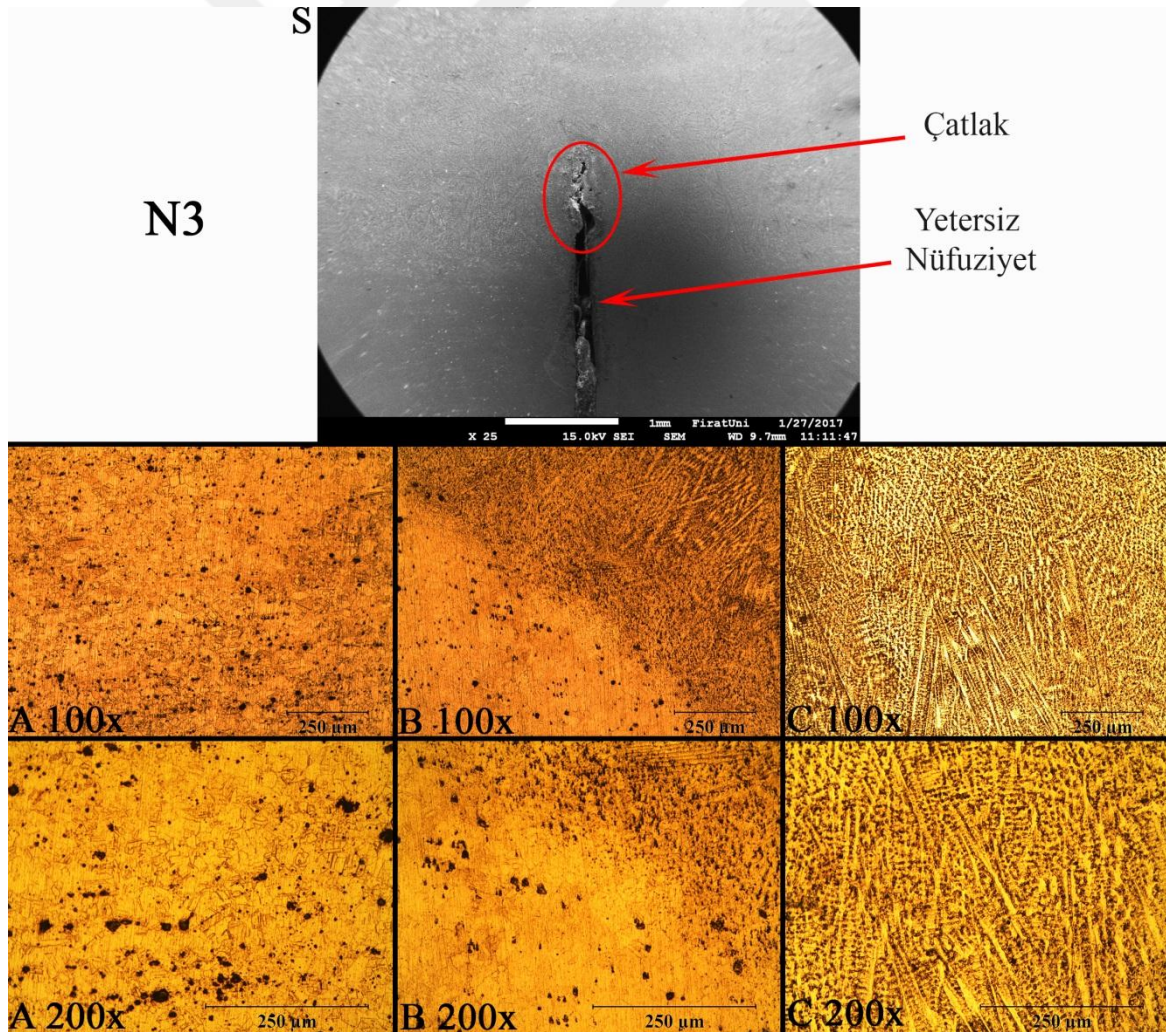


Şekil 5.25. N2 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.25’de N2 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N2 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N2 numunesine ait optik

görüntüler incelendiğinde ITAB'ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ'' (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

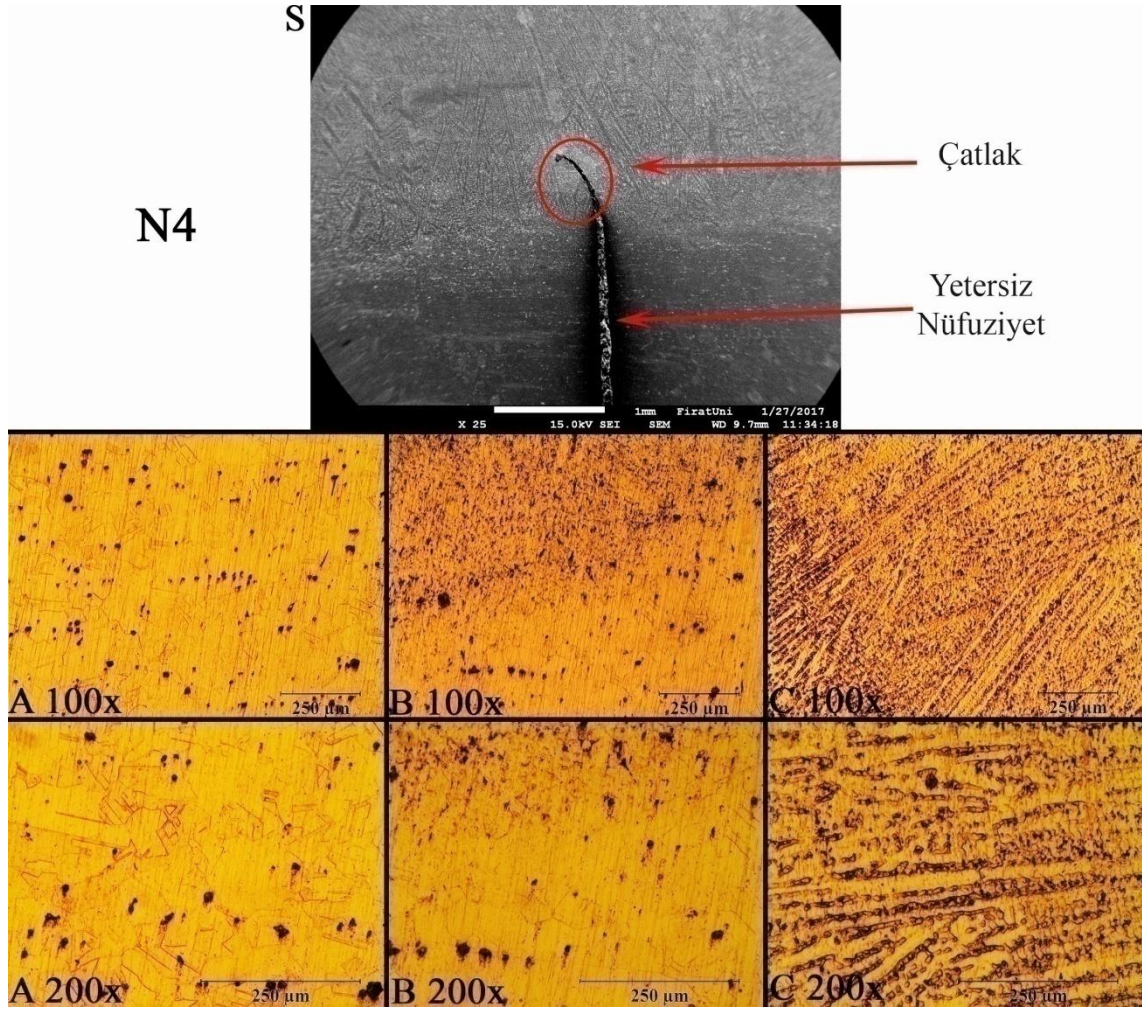
160 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N3 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N3 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.26'da gösterilmiştir.



Şekil 5.26. N3 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.26'da N3 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N3 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N3 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB'ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ'' (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

180 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N4 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütme ölçeklerinde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N4 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.27'de gösterilmiştir.

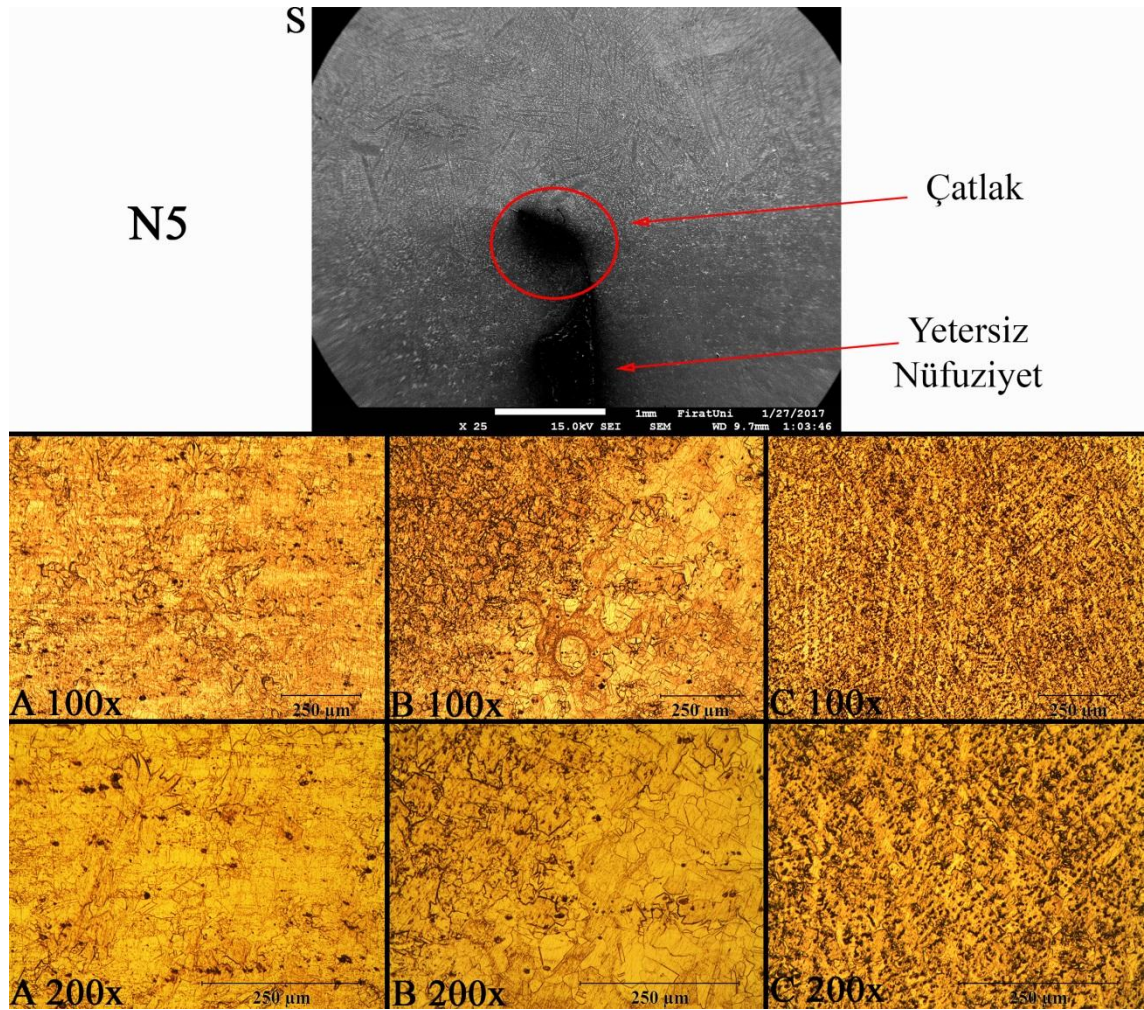


Şekil 5.27. N4 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskopgörüntüleri

Şekil 5.27’de N4 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N4 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N4 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB’ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit

edilmiş olup, siyah γ'' (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

200 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 0,5 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N5 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N5 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.28’de gösterilmiştir.

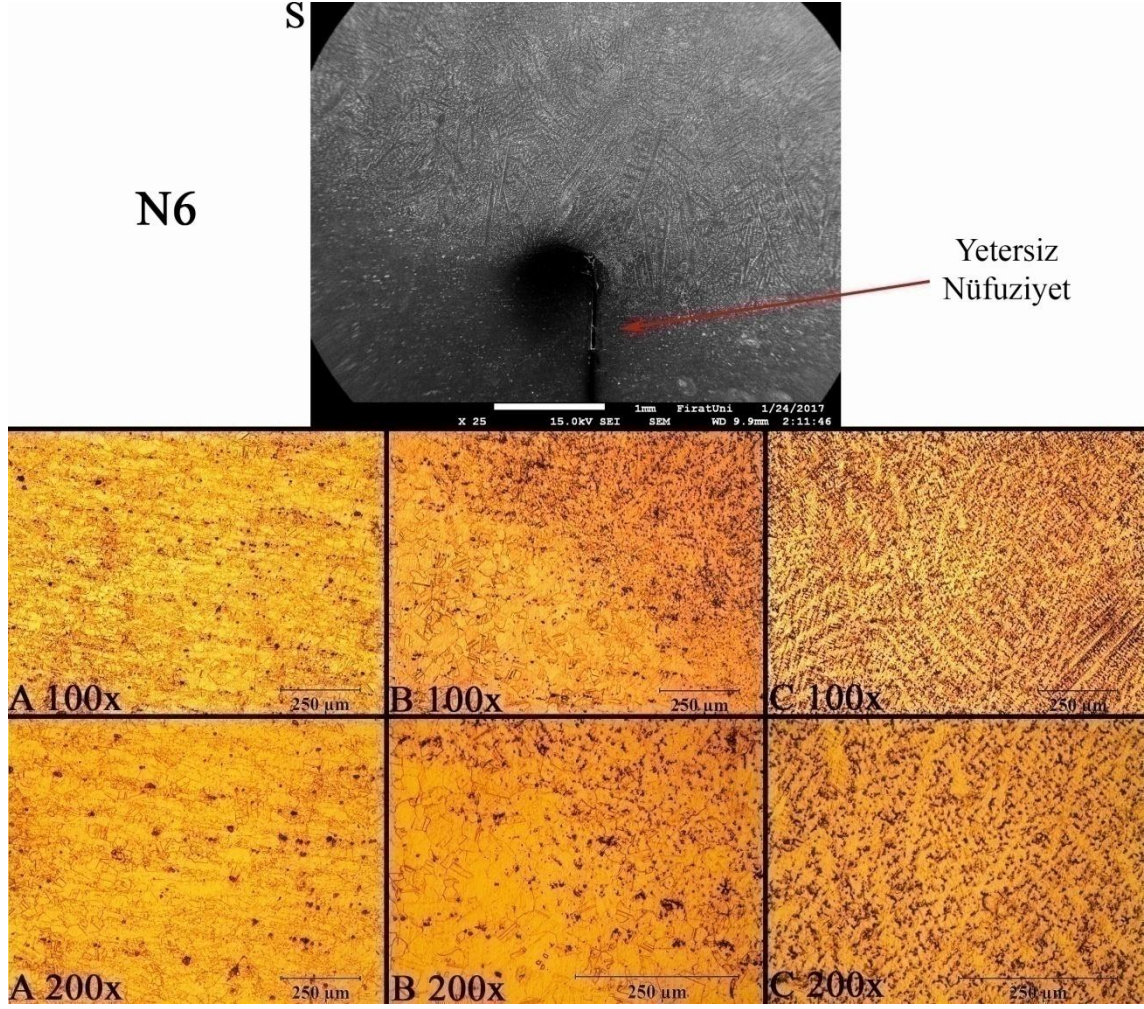


Şekil 5.28. N5 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.28’de N5 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N5 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş

eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB'ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ " (Ni₃Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni₃Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

130 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N6 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N6 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.29'da gösterilmiştir.

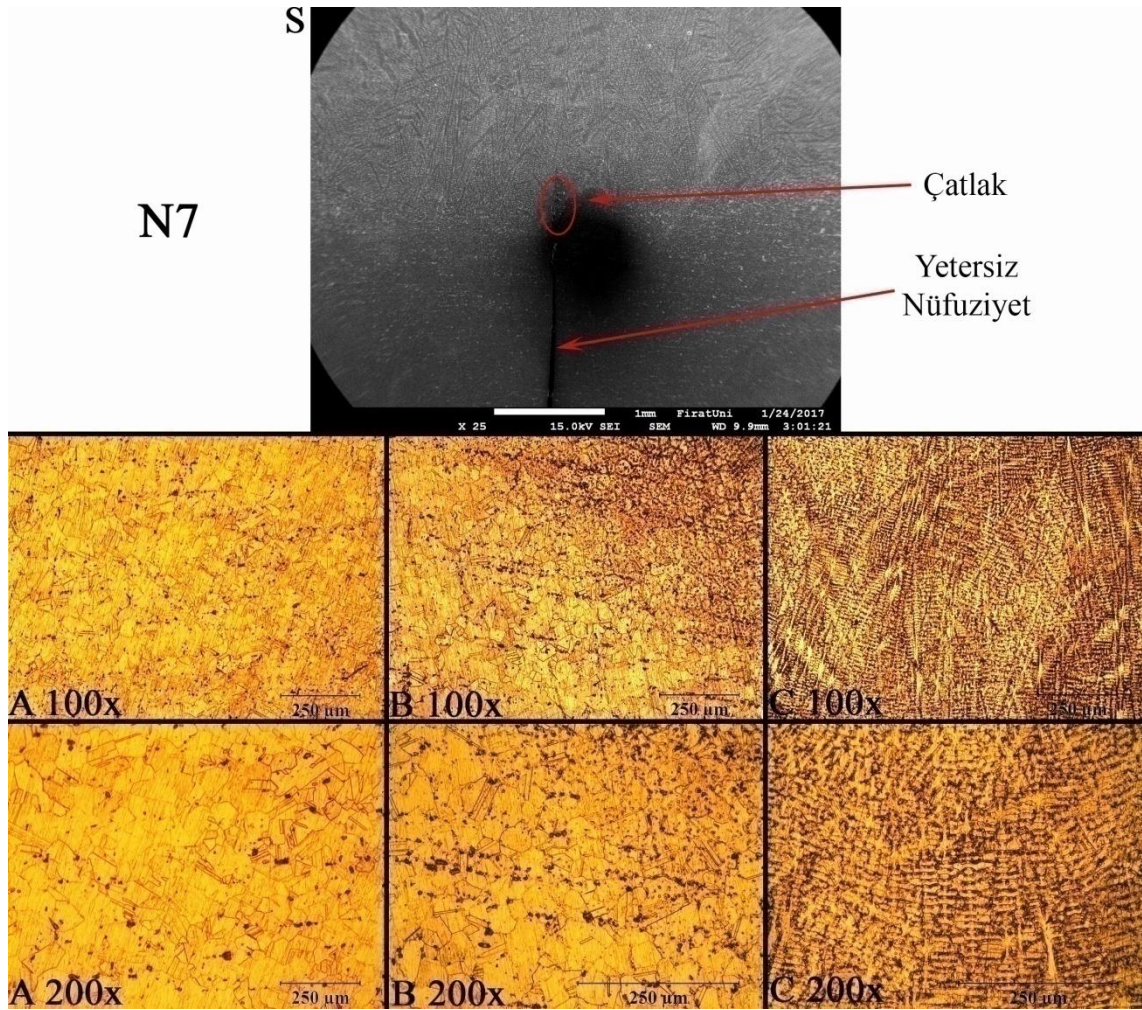


Şekil 5.29. N6 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.29’da N6 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştan metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N6 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştan metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N6 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB’ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit

edilmiş olup, siyah γ'' (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

140 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N7 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N7 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.30'da gösterilmiştir.

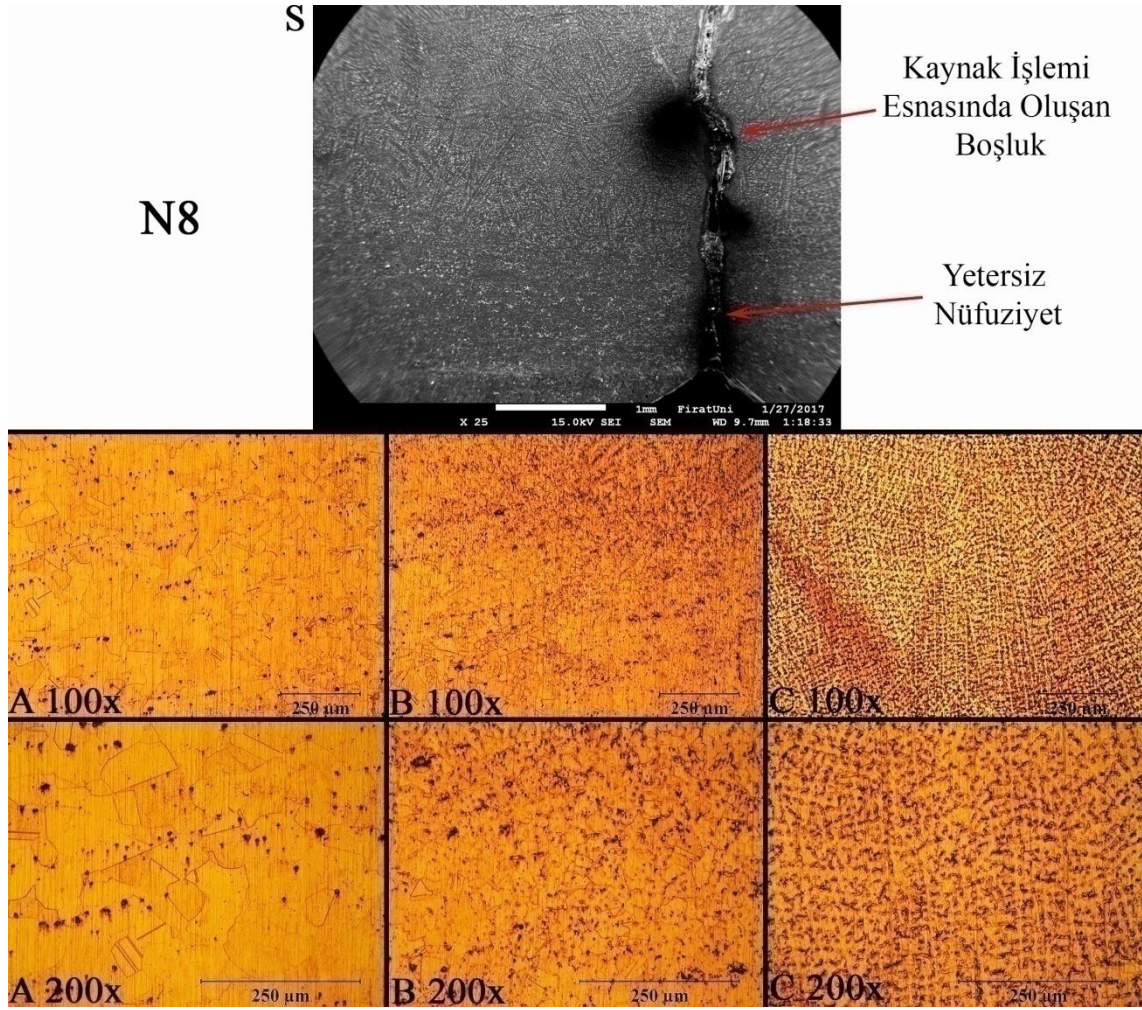


Şekil 5.30. N7 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.30'da N7 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama meydana geldiği gözlemlenmiştir. N7 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş

eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N7 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB'ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ'' (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

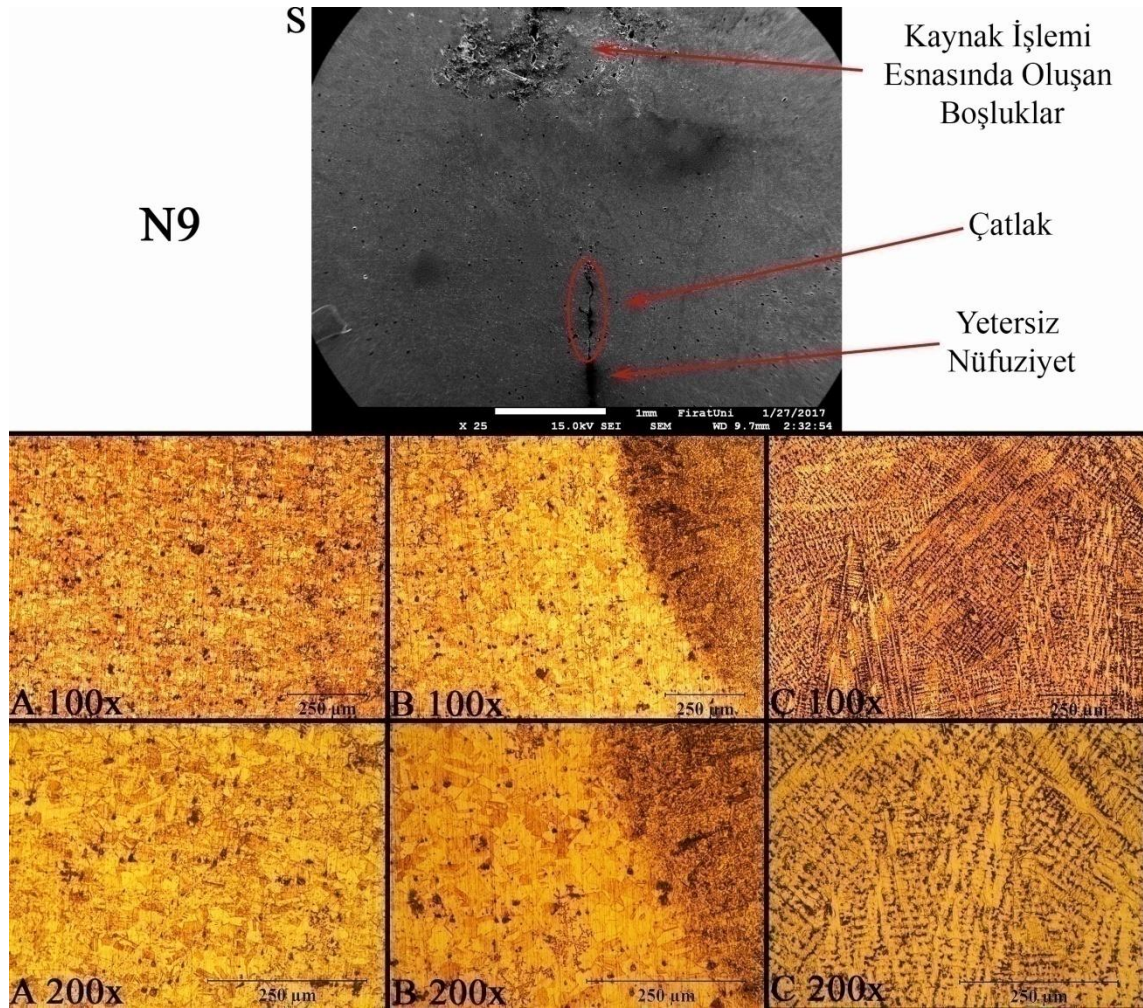
160 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N8 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N8 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.31'de gösterilmiştir.



Şekil 5.31. N8 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.31’de N8 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde N8 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N8 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB’ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

180 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N9 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N9 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.32’de gösterilmiştir.

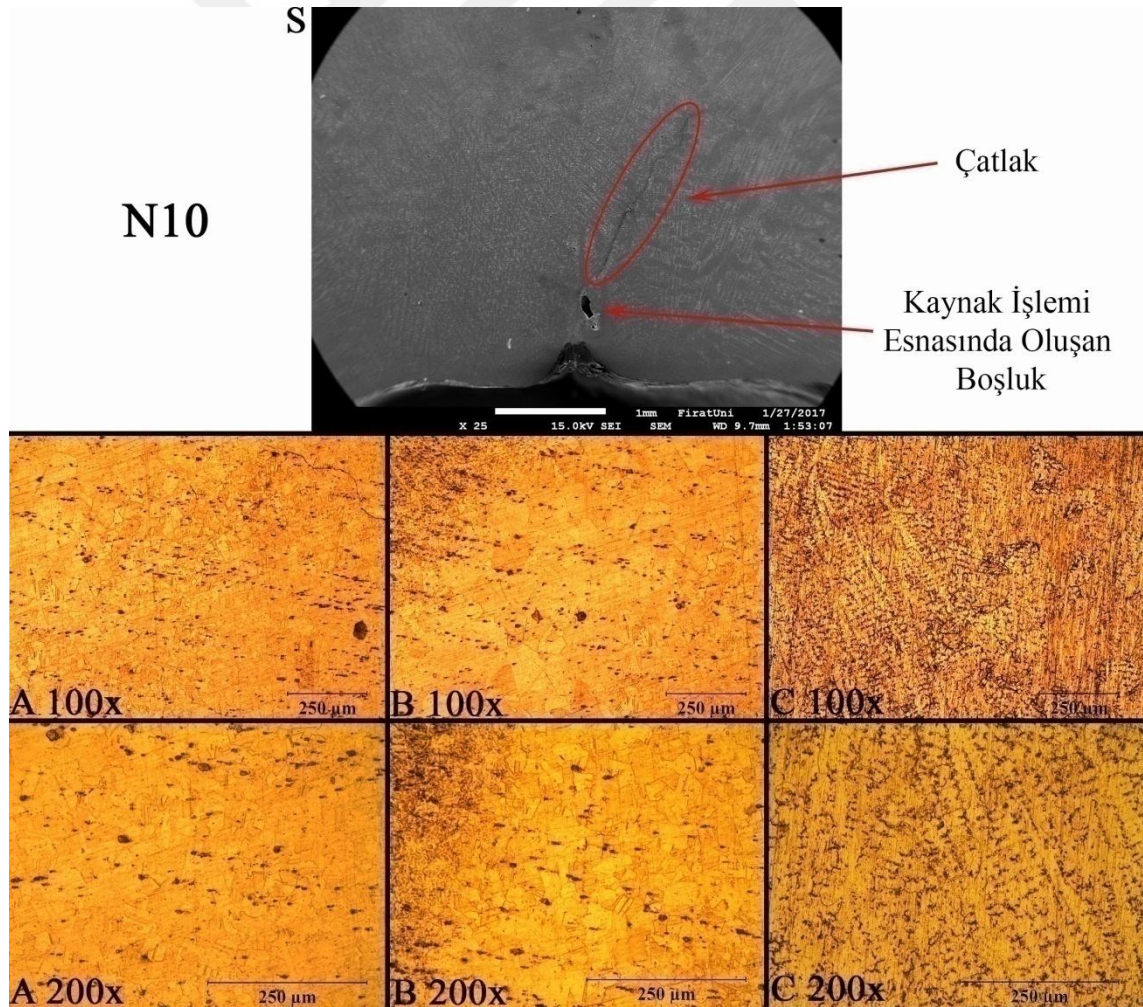


Şekil 5.32. N9 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.32’de N9 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde tam nüfuziyet sağlanamadığı ve birleşme ara yüzeyinde ergidikten sonra katılaştıran metalde çatlama ve boşluk meydana geldiği gözlemlenmiştir. N9 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaştıran metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine N9 numunesine ait

optik görüntüler incelendiğinde ITAB'ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemi yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ " (Ni_3Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni_3Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

200 Amper akım şiddeti, 0,1 m/dk ilerleme hızı ve 1 lt/dk gaz debisi kullanılarak birleştirilmiş N10 numunesinden ilk olarak genel SEM görüntüsü (S) alınmıştır. Daha sonra numuneye ait ana malzeme bölgesi (A), geçiş bölgesi (B) ve kaynak bölgesinden (C) 100 ve 200 büyütmelerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. N10 numunesine ait SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.33'de gösterilmiştir.



Şekil 5.33. N10 numunesine ait SEM ve Optik Mikroskop görüntüleri

Şekil 5.33’de N10 numunesine ait SEM görüntüsü (S) incelendiğinde numunesinin birleşme ara yüzeyinde nüfuziyetin tam olarak sağlandığı ancak birleşme ara yüzeyinde boşluk ve çatlak meydana geldiği gözlemlenmiştir. N10 numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde kaynak bölgesinde ergime sonrası katılaşan metalin eş eksenli dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Dentritlerin kısmen ergimiş bölgeden kaynak merkezine doğru yöneldiği gözlemlenmiştir. Yine numunesine ait optik görüntüler incelendiğinde ITAB’ın kaynak bölgesi dışında, ince taneli ve kaba taneli olmak üzere iki bölge içerdiği görülmektedir. Ergime bölgesinin hemen yanındaki ince taneli bölge ergime olmadan yüksek ısının etkisi ile rekristalizasyona uğramış olduğu, ince taneli bölgenin hemen dışındaki kaba taneli bölgede ısının etki ile tane irileşmesi meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikroyapıda siyah nokta benzeri yapılar ve iğnemsî yapılar tespit edilmiş olup, siyah γ " (Ni₃Nb) fazı olduğu, tane sınırlarında bulunan iğne benzeri yapıların δ (Ni₃Nb) fazı olduğu düşünülmektedir.

Genel olarak N1-N10 numunelerin optik görüntüleri incelendiğinde ısı girdisine bağlı olarak N1 numunesinden N5 numunesine ve N6 numunesinden N10 numunesine doğru ince taneli bölgenin daraldığı gözlemlenmiştir. Aynı daralmanın N1-N5 numune grubundan N6-N10 numune grubuna doğru arttığı gözlemlenmiştir. Bu daralmanın artan ısı girdisine bağlı olduğu düşünülmektedir.

5.3. Kaynaklı Numunelerin Mikrosertlik Sonuçları

Inconel 718 süper alaşımına kaynak işlemi öncesinde mikrosertlik analizi yapılmıştır. Analiz esnasında 3 farklı notadan ölçüm yapılmış ve ortalama sertlik değeri hesaplanmıştır. Bu analizin sonrasında Inconel 718 süper alaşımının 245 Hv sertlikte olduğu tespit edilmiştir.

PTA kaynağı yapılmış 5 farklı akım şiddeti ve 2 farklı gaz debisi parametrelerine sahip Inconel 718 numunelerdeki sertlik değişimlerini gözlemlemek amacı ile mikrosertlik ölçümü yapılmıştır. Tablo 5’de tüm numunelere ait mikrosertlik sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.2. Numunelerin kaynak işlemi sonrası Mikrosertlik sonuçları

Numune Numarası	Kaynak Bölgesi (Hv)	İnce Taneli Bölge (Hv)	Kaba Taneli Bölge (Hv)
N1	238	234	275
N2	282	258	264
N3	262	260	256
N4	254	257	258
N5	273	268	267
N6	262	261	271
N7	265	263	264
N8	260	239	240
N9	240	239	244
N10	272	283	268

Tablo 5.2 incelendiğinde; en yüksek mikrosertlik sonucu N10 numunesinin ince taneli bölgesinde elde edilmiştir. Bunun nedeni; yüksek ısıнын etkisi ile yeniden kristalleşmesi ve tane yapısının incelmesi olduğu düşünülmektedir. En düşük sertlik değeri ise N1 numunesinin kaynak bölgesinden elde edilmiştir. Kaynak işlemi sonrası elde edilen mikrosertlik değerleri çoğunlukla kaynaklı numunenin sertlik değerine yakın veya yüksektir. Sertlik değerleri incelendiğinde herhangi bir düzene rastlanmamıştır.

5.4. Kaynaklı Numunelerin Çekme Deneyleri Sonuçları

5 farklı akım şiddeti ve 2 farklı gaz debisi kullanılarak birleştirilen Inconel 718 süper alaşım numunelerinin çekme mukavemetlerini karşılaştırmak amacı ile numuneler 3 mm/dk hızla çekme deneyine tabi tutulmuştur. Kaynaklı Inconel 718 süper alaşımının çekme dayanımı (1240 Mpa) literatür bilgilerinden elde edilmiştir. Çekme deneyi sonrası numuneler Şekil 5.34’de gösterilmiştir.



Şekil 5.34. Çekme deneyi uygulanmış numuneler

PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Inconel 718 süper alaşımının hangi parametrelerde birleştirildiği ve birleştirme sonrasında uygulanan çekme deneyine ait sonuçlar Tablo 5.3’de verilmiştir.

Tablo 5.3. Çekme deneyi uygulanan numunelere ait çekme mukavemeti ve % uzama miktarları.

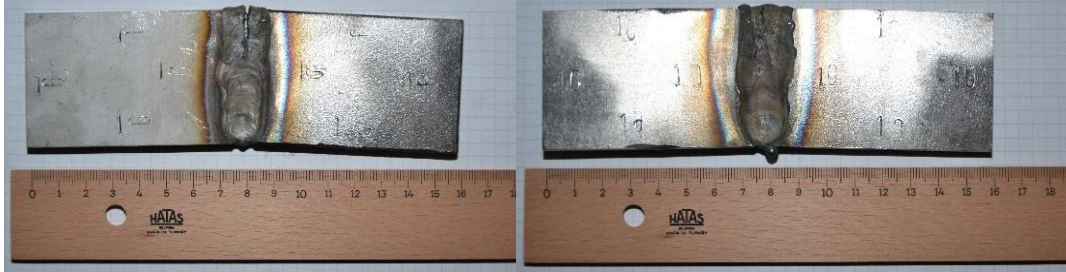
Numune Numarası	Akım (A)	İlerleme Hızı (m/dk)	Gaz Debisi (lt/dk)	Çekme Mukavemeti (MPa)	%Uzama
N1	130	0,1	0,5	213,9	12
N2	140	0,1	0,5	217,8	10
N3	160	0,1	0,5	229,8	6,4
N4	180	0,1	0,5	239,6	8
N5	200	0,1	0,5	405,8	11,9
N6	130	0,1	1	305	10,7
N7	140	0,1	1	285,5	11
N8	160	0,1	1	213,4	5,6
N9	180	0,1	1	-	-
N10	200	0,1	1	-	-

Tablo 5.3 incelendiğinde en yüksek çekme mukavemeti değeri (405,8 Mpa) N5 numunesinde elde edilmiştir. Bunun sebebi diğer numunelere göre N5 numunesinde daha yüksek nüfuziyet oranı sağlanmış olmasıdır. Numuneler çekme deneyi sonrasında incelenmiş ve tüm numunelerin kaynak bölgesinden koptuğu gözlemlenmiştir.

Tablo 5.3 incelendiğinde N1'den N5'e doğru akım artışı ile birlikte çekme mukavemetinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu artışın sebebinin ısı girdisi artışına bağlı olarak A₃B tipi YMK kafes yapısına sahip temel mukavemet arttırıcı fazlardan olan γ' fazı (Co₃Ti)'nin miktarının artması ve literatürdelaves fazı olarak adlandırılan AB₂tipi YMK kafes yapısına sahip Inconel 718 süper alaşımının içerisinde mukavemet düşürücü Fe₂Ni fazının azalması sonucu gerçekleştiği düşünülmektedir. Yine tablo 5.3 incelendiğinde N6'dan N8'e doğru çekme mukavemetinde düşüş olduğu gözlemlenmiştir. Bu düşüşün yapıda bulunan γ' fazı (Co₃Ti)'nin azalması ve yine yapıda Tablo 5.1'de gösterilmiş olan faz değişimlerinin sebebiyet verdiği düşünülmektedir.

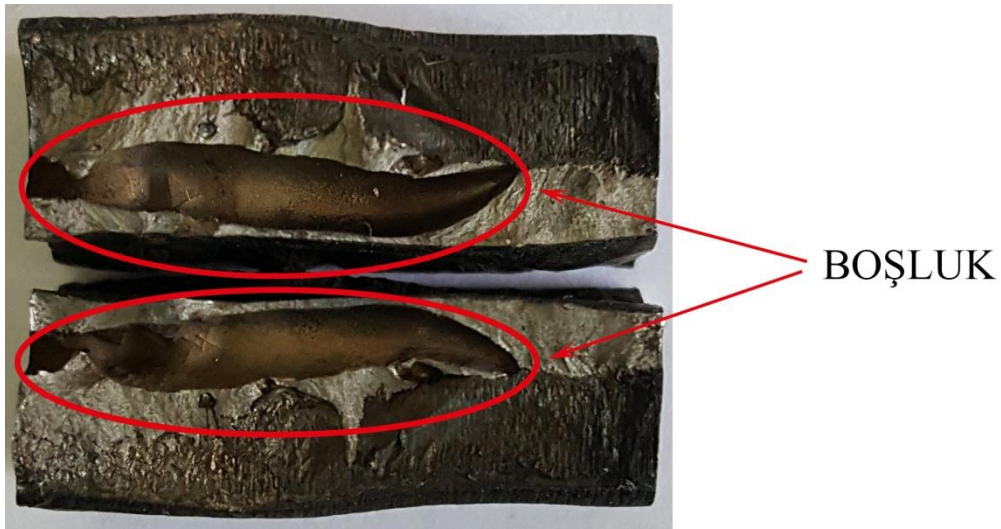
N9 ve N10 numunelerinin kaynaklandığı parametreler ile yapılan tüm denemelerde numunelerde büyük çatlamlar gözlemlenmiştir. Bu çatlaklar N9 ve N10 numunelerinden

çekme numunesi hazırlanmasının önüne geçmiştir. Şekil 5.35’de N9 ve N10 numunelerinin kaynak sonrası görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 5.35. N9 ve N10 numunelerine ait kaynak sonrası görüntüleri

Yapılan incelemelerde N8 numunesine ait çekme mukavemetinde ani düşüş meydana geldiği görülmektedir. Bu düşüşün sebebi çekme numunesi incelendiğinde kaynak ara yüzeyinde meydana gelen boşluktan kaynaklanmaktadır. Bu boşluk çentik etkisi oluşturarak çekme dayanımını düşürmüştür. Şekil 5.36’da N8 numunesinin kaynak bölgesindeki boşluk gösterilmiştir.



Şekil 5.36. N8 numunesine ait kırık yüzey görüntüsü

6. SONUÇLAR

Bu çalışmada PTA kaynağı ile 5 farklı akım şiddeti ve 2 farklı gaz debisi kullanılarak Inconel 718 süper alaşımı birleştirilmiştir. Birleştirme işlemi sonrası numunelere Mikroyapı analizi, sertlik analizi, ve çekme deneyi uygulanmıştır.

Kaynak işlemi sonrası yapılan makro incelemede N10 numunesi haricindeki tüm numunelerde yeterli nüfuziyetin sağlanamadığı görülmüştür. N1-N4, N6 ve N7 numunelerinde gözle görülür çatlak tespit edilmemişken, N5, N8, N9 ve N10 numunelerinde ise çatlaklara rastlanmıştır.

Tüm numunelerde kaynaklı bağlantının mikrosertliğinin ana malzemenin mikrosertliliğine yakın ya da daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Sertlik değerleri incelendiğinde herhangi bir düzene rastlanmamıştır.

İnce taneli bölgenin hemen yanındaki kaba taneli bölgede sertlik değeri ana malzemenin sertlik değerinden yüksek, ince taneli bölgenin sertlik değerinden düşüktür. En yüksek mikrosertlik sonucu N10 numunesinin ince taneli bölgesinde elde edilmiştir. Bunun nedeni; ısının etkisi ile yeniden kristalleşmesi ve tane yapısının incelmesidir. En düşük sertlik değeri ise N1 numunesinin kaynak bölgesinden elde edilmiştir. Ergidikten sonra katılaştıran metalin dentritler arası bölgesinde laves fazının meydana gelmiş olmasının sebebiyet vermiş olabileceği düşünülmektedir.

Çekme deneyi sonuçları incelendiğinde en yüksek çekme mukavemeti değeri (405,8 Mpa) N5 numunesinde elde edilmiştir. Bunun sebebi diğer numunelere göre N5 numunesinde daha yüksek nüfuziyet oranı sağlanmış olmasıdır. Numuneler çekme deneyi sonrasında incelenmiş ve tüm numunelerin kaynak bölgesinden koptuğu gözlemlenmiştir.

N1 numunesi hariç N2, N3 ve N4 numunelerinden akım artışına paralel olarak çekme mukavemetinde artma gözlemlenmiştir. Gaz debisinin 1 lt/dk olduğu N6, N7, N8 numunelerinde akım şiddeti arttıkça çekme mukavemetinin azaldığı gözlemlenmiştir. N9 ve N10 numunelerinde çekme deneyi uygulanamamıştır. N9 ve N10 numunelerinin kaynaklandığı parametreler ile yapılan tüm denemelerde numunelerde büyük çatlamlar gözlemlenmiştir.

7. ÖNERİLER

Yapılan çalışma sonucunda Inconel 718 süper alaşımının PTA kaynak yöntemi birleştirilmesi sonucunda elde edilen verilere göre:

- 6 mm kalınlık için PTA kaynak işlemi öncesi ısıl işlem uygulanarak hem nüfuziyet artışı hem de çatlak oluşumunu engellenmesi denenmelidir.
- PTA kaynak işlemi sonrası numuneler kontrollü soğutularak çatlaklar engellenebilir.
- 6 mm kalınlık için kaynak ağzı açılarak ve Anahtar Deliği yöntemi kullanılarak nüfuziyetin ne oranda artacağı ayrı ayrı kontrol edilebilir.
- PTA kaynak işlemi sonrası ısıl işlem uygulanarak çekme mukavemeti ve sertlik değerleri arttırılabilir.
- Ara malzeme ve dolgu teli kullanılarak nüfuziyetin ne oranda artacağı kontrol edilebilir.
- Kaynak işlemi esnasında koyucu gaz olarak Argon-Helyum karışımı denenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Ezugwu, E.O., Bonney, J., ve Yamane, Y.**, 2003. An overview of the machinability of aeroengine alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, **134**, 233–253.
- [2] **Akşit, İ.**, 2008. Plazma nitrülenmiş inconel 718’ in yüksek sıcaklık oksidasyonu, *Yüksek Lisans Tezi*, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- [3] **Altın, A.**, 2004. Nikel esaslı Inconel 718 süper alaşımının işlenebilirliğinin incelenmesi, *Doktora Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [4] **Dinç, H.**, 2013. Inconel 718 süper alaşımının termokimyasal borlanması, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [5] **Thomas, A., El-Wahabi, M., Cabrera, J.M., ve Prado, J.M.**, 2006. High temperature deformation of Inconel 718, *Journal of Materials Processing Technology*, **177**, 469–472.
- [6] **Turan, T.**, 2013. Inconel 718 süper alaşımının nitrülenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [7] **ASM Handbook Vol. 1.**, 1990. Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys, ASM International, Ohio, USA.
- [8] **Donachie, M. J., Donachie, S.J.**, 2002. Superalloys: A Technical Guide, ASM International, USA.
- [9] **Tillack, D.J.**, 2007. Welding superalloys for aerospace applications, *Welding Journal*, **86**, 28–32.
- [10] **Odabaşı, A.**, 2010. Süper alaşımların karbondioksit lazer kaynak şartlarının optimizasyonu, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [11] **Henderson, M.B., Arrell, D., Larsson, R., Heobel, M., ve Marchant, G.**, 2004. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications, *Science and Technology of Welding & Joining*, **9**, 13–21.
- [12] **Li, Z., Gobbi, S.L., ve Loreau, J.H.**, 1997. Laser welding of Waspaloy sheets for aero engines, *Journal of Materials Processing Technology*, **65**, 183–190.
- [13] **Vishwakarma, K.R., Richards, N.L., ve Chaturvedi, M.C.**, 2008. Microstructural

analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC 718 PLUS superalloy, *Materials Science and Engineering A*, **480**, 517–528.

- [14] **Abdulgader, S.A.**, 1988. Laser welding of 200 series stainless steels: solidification behavior and microstructure characteristics, *PhD thesis*, The Pennsylvania State University, Pennsylvania.
- [15] **Uzunonat, Y.**, 2012. Tig kaynağı Uygulanmış İnconel 718 malzemenin darbe dayanımının İncelenmesi, *Doktora Tezi*, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [16] **ASM Handbook Vol. 6(A)**., 2011. Welding fundamentals and processes, ASM International, Ohio, USA.
- [17] **Kılıç, M.**, 2008. A1s1 304 paslanmaz çeliği ve 1040 çelik çifti'nin plazma kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliğinin araştırılması, *Yüksek Lisans Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [18] **Gürgeç, T., ve Özel, C.**, 2016. PTA yöntemi kullanılarak fecrc , feb ve few alaşımlarıyla kaplanan a1s1 1020 çeliğinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması, *Fırat Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, **28(2)**, 221–232.
- [19] **Ay, M.**, 2013. İnconel 718 nikel alaışımının Elektro-Termal işleme yöntemleriyle işlenebilirliğinin araştırılması, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [20] **ASM Handbook Vol. 9.**, 2004. Metallography and microstructures of heat resisting alloys, ASM International, Ohio, USA.
- [21] **İnanır, Z.**, 2012. Yüksek çalışma sıcaklıklarının İnconel 718 alaışımının yapısal ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [22] **Sims, T.C., Stoloff, S.N. ve Hagel, C.**., 1987. Super Alloys 2, John Wiley&Sons, USA.
- [23] **Reed, R.**., 2006. The Superalloys: Fundamentals and Applications, *Cambridge University Press*., Cambridge, UK.
- [24] **Ezugwu, E.O., Wang, Z.M., ve Machado, A.R.**, 1999. The machinability of nickel-based alloys: a review, *Journal of Materials Processing Technology*, **86**, 1–16.

- [25] **Tali, D.**, 2010. Nikel esaslı İncel 718 süper alaşımının tornalanmasında yüzey pürüzlülüğünün incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [26] **Ezugwu, E.O.**, 2005. Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **45**, 1353–1367.
- [27] **Ulutun, D., ve Ozel, T.**, 2011. Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **51**, 250–280.
- [28] **Davis, J.R.**, 1997. Heat resistant materials, ASM Specialty Handbook, Ohio, USA.
- [29] **Çelik, A.**, 2006. Nikel esaslı süper alaşımların talaşlı işlenmesi için SiALON esaslı kompozit malzemelerin geliştirilmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [30] **Çay, V.V., ve Ozan, S.**, 2005. Süper alaşımlar ve uygulama alanları, *Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları*,. Elazığ.
- [31] **Choudhury, I.A.**, 1995. Machinability studies of high strength materials and the development of a data base system, *PhD thesis*, Dublin City University, Dublin.
- [32] **Brandt, G., Gerendas, A., ve Mikus, M.**, 1990. Wear mechanisms of ceramic cutting tools when machining ferrous and non-ferrous alloys, *Journal of the European Ceramic Society*, **6**, 273–290.
- [33] **AKDOĞAN, A.**, 2008. Malzeme 2 ders notları, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.
- [34] **Smith., ve W.F.**, 2001. Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri: demir dışı alaşımlar Cilt II, Nobel Yayın Dağıtım, İstanbul.
- [35] **Donachie, M.**, 1984. Superalloy: Source Book, ASM international, Ohio, USA.
- [36] **Jiang, W.H., Guan, H.R., ve Hu, Z.Q.**, 1999. Effects of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a directionally solidified cobalt-base superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, **271**, 101–108.
- [37] **Kuo, C.M., Yang, Y.T., Bor, H.Y., Wei, C.N., ve Tai, C.C.**, 2009. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering A*, **510–511**, 289–294.
- [38] **Davis, J. R.**, 2000. Nickel, Cobalt and their alloys, ASM International, Ohio, USA.

- [39] **Dikbaş, H.**, 2012. Tİ6AL4V/Tİ6AL4V malzeme çiftinin pta kaynağında kaynak bölgesinin incelenmesi, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [40] **Kaluç, E., ve Taban, E.**, 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları: Bölüm 1, *MakinaTek*, **Ekim/2004**, 116–123.
- [41] **Eker, T.**, 2010. AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin anahtar deliği Plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin araştırılması, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [42] **Kaluç, E., ve Taban, E.**, 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları: Bölüm 2, *MakinaTek*, **Kasım/2004**, 97–101.
- [43] **Başaran, A.**, 1998. Elektron ışını ve Tig kaynağı yöntemleriyle birleştirilmiş Inconel 718 mazemenin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması, *Yüksek Lisans Tezi*, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen bilimleri, Eskişehir.
- [44] **Choi, J.-P., Shin, G.-H., Yang, S., Yang, D.-Y., Lee, J.-S., Brochu, M., ve Yu, J.-H.**, 2017. Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting, *Powder Technology*, **310**, 60–66. Elsevier B.V.
- [45] **Damodaram, R., Ganesh, S.R., ve Prasad, K.R.**, 2014. Effect of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718 joints, *Materials and Design*, **53**, 954–961.
- [46] **Ramkumar, K.D., Patel, S.D., Sri Praveen, S., Choudhury, D.J., Prabakaran, P., Arivazhagan, N., ve Xavior, M.A.**, 2014. Influence of filler metals and welding techniques on the structure-property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments, *Materials and Design*, **62**, 175–188. Elsevier Ltd.
- [47] **Ramkumar, K.D., Dev, S., Saxena, V., Choudhary, A., Arivazhagan, N., ve Narayanan, S.**, 2015. Effect of flux addition on the microstructure and tensile strength of dissimilar weldments involving Inconel 718 and AISI 416, *Materials and Design*, **87**, 663–674. Elsevier Ltd.
- [48] **Mei, Y., Liu, Y., Liu, C., Li, C., Yu, L., Guo, Q., ve Li, H.**, 2016. Effect of base metal and welding speed on fusion zone microstructure and HAZ hot-cracking of electron-beam welded Inconel 718, *Materials and Design*, **89**, 964–977. Elsevier Ltd.

- [49] **Ramkumar, K.D., Kumar, B.M., Krishnan, M.G., Dev, S., Bhalodi, A.J., Arivazhagan, N., ve Narayanan, S.,** 2015. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718, *Materials Science and Engineering A*, **639**, 234–244.
- [50] **You, X., Tan, Y., Shi, S., Yang, J.-M., Wang, Y., Li, J., ve You, Q.,** 2017. Effect of solution heat treatment on the precipitation behavior and strengthening mechanisms of electron beam smelted Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, **689**, 257–268. Elsevier.
- [51] **Ram, G.D.J., Reddy, A.V., Prasad Rao, K., Reddy, G.M., ve Sundar, J.K.,** 2005. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds, *Journal of Materials Processing Technology*, **167**, 73–82.
- [52] **Hong, J.K., Park, J.H., Park, N.K., Eom, I.S., Kim, M.B., ve Kang, C.Y.,** 2008. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, **201**, 515–520.
- [53] **Ye, X., Hua, X., Wang, M., ve Lou, S.,** 2015. Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding, *Journal of Materials Processing Technology*, **222**, 381–390. Elsevier B.V.
- [54] **Qu, F.S., Liu, X.G., Xing, F., ve Zhang, K.F.,** 2012. High temperature tensile properties of laser butt-welded plate of Inconel 718 superalloy with ultra-fine grains, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, **22**, 2379–2388. The Nonferrous Metals Society of China.
- [55] **GAO, P., ZHANG, K., ZHANG, B.B., JIANG, S., ve ZHANG, B.B.,** 2011. Microstructures and high temperature mechanical properties of electron beam welded Inconel 718 superalloy thick plate, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**, **Supple**, s315–s322. The Nonferrous Metals Society of China.
- [56] **Ramkumar, K.D., Jagat, R., R.V., S., Gundla, S., Harsha, T.M., Saxena, V., ve Arivazhagan, N.,** 2015. Effect of filler wires and direct ageing on the microstructure and mechanical properties in the multi-pass welding of Inconel 718, *Journal of Manufacturing Processes*, **18**, 23–45. The Society of Manufacturing Engineers.
- [57] **Agilan, M., Venkateswaran, T., Sivakumar, D., ve Pant, B.,** 2014. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Inconel-718 EB welds,

Procedia Materials Science, **5**, 656–662.

- [58] **Kurt, B., Orhan, N., Somunkiran, I., ve Kaya, M.**, 2009. The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless steel joined by keyhole PTA welding process, *Materials and Design*, **30**, 661–664. Elsevier Ltd.
- [59] **Babu, S., Balasubramanian, V., Reddy, G.M., ve Balasubramanian, T.S.**, 2010. Improving the ballistic immunity of armour steel weldments by plasma transferred arc (PTA) hardfacing, *Materials and Design*, **31**, 2664–2669. Elsevier Ltd.
- [60] **Lin, C.M., ve Lu, C.H.**, 2016. Effects of tempering temperature on microstructural evolution and mechanical properties of high-strength low-alloy D6AC plasma arc welds, *Materials Science and Engineering A*, **676**, 28–37. Elsevier.
- [61] **Lei, Y. cheng., Yuan, W. jin., Chen, X. zhang., Zhu, F., ve Cheng, X. nong.**, 2007. In-situ weld-alloying plasma arc welding of SiCp/Al MMC, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, **17**, 313–317.
- [62] **Chen, J., ve Pan, C.**, 2011. Welding of Ti-6Al-4V alloy using dynamically controlled plasma arc welding process, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**, 1506–1512. The Nonferrous Metals Society of China.
- [63] **Lei, Y.C., Xue, H.L., Hu, W.X., ve Yan, J.C.**, 2012. Effect of Ti-Si-Mg-Al wire on microstructure and mechanical properties of plasma arc in-situ welded joint of SiCp/Al composites, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, **22**, 305–311. The Nonferrous Metals Society of China.
- [64] **Tanner, D.W.J.**, 2009. Welded Inconel 718 At High Temperature, *PhD thesis*, University of Nottingham, Nottingham, U.K.

ÖZGEÇMİŞ

1990 yılında Ankara’da doğan Mustafa BÖLÜKBAŞI ilköğrenimini ve Ortaöğrenimini Malatya’da tamamladı. 2014 yılında Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünden mezun oldu. 2014 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Teknolojileri Anabilim Dalı’nda yüksek lisans eğitime başladı ve halen devam etmektedir. Yabancı dili İngilizce’dir.

